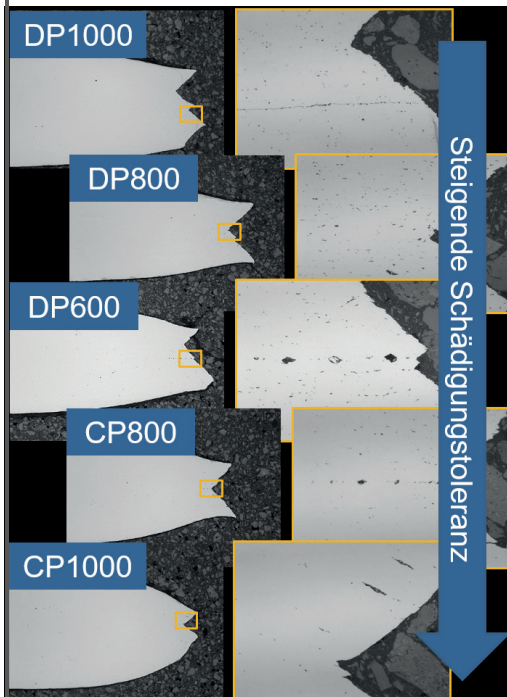


Sebastian Heibel

Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle



Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Dr.-Ing.

von der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Sebastian Heibel, M.Sc.

aus

Dernbach

Dortmund, 2021

Vorsitzender der Prüfungskommission: Prof. Dr.-Ing. Moritz Schulze Darup
Berichter: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. A. Erman Tekkaya
Prof. Dr.-Ing. Sebastian Münstermann
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Jörn Mosler
Tag der mündlichen Prüfung: 25. März 2021

Dortmunder Umformtechnik

Band 114

Sebastian Heibel

**Schädigung und Versagensverhalten
hochfester Mehrphasenstähle**

D 290 (Diss. Technische Universität Dortmund)

Shaker Verlag
Düren 2021

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Dortmund, Technische Univ., Diss., 2021

Copyright Shaker Verlag 2021

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-8269-2

ISSN 1619-6317

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren

Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9

Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Industriedoktorand der Mercedes-Benz AG am Institut für Umformtechnik und Leichtbau der Technischen Universität Dortmund. Mein besonderer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. A. Erman Tekkaya sowie den Herren Dr. Winfried Nester und Dr. Daniel Wortberg für das mir entgegengebrachte Vertrauen, die stete Förderung, die sehr guten Diskussionen und die hervorragende Zusammenarbeit im Rahmen dieser Industriepromotion. Ebenso danke ich Prof. Dr.-Ing. Sebastian Münstermann vom Lehr- und Forschungsgebiet für Werkstoff- und Bauteilintegrität des Institutes für Eisenhüttenkunde der RWTH Aachen für die Übernahme des Korreferats. Daneben bedanke ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Moritz Schulze Darup und Prof. Dr.-Ing. Jörn Mosler für die Mitwirkung in der Prüfungskommission als Vorsitzender bzw. Mitberichter.

Weiterhin bedanke ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen des Instituts für Umformtechnik und Leichtbau für die gute Zusammenarbeit, insbesondere Dr.-Ing. Till Clausmeyer und Dr.-Ing. Heinrich Traphöner für die wertvolle Unterstützung und gemeinsame Arbeit sowie Frau Jeanette Brandt und Frau Nina Hänisch für die hervorragende organisatorische Betreuung. Zudem bedanke ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen des Teams Werkstofftechnik Metalle der Mercedes-Benz AG für die gute und freundschaftliche Büroatmosphäre. Bei Carmen Schmidt und Jürgen Ehrenpfort bedanke ich mich herzlich für die Unterstützung im Labor und im Versuchsfeld. Ich danke nachdrücklich Gökce Aydin und den Herren Robin Gitschel, Eike Hoffmann, Martin Kieslich, Sergej Lisowski, Christian Möller, David Nieto und Fabian Stiebert für ihre Mitarbeit und Unterstützung im Rahmen ihrer studentischen Tätigkeiten.

Insbesondere meinen Eltern, Bärbel und Jürgen Heibel, meinen Großeltern, Maria und Hubert Heibel, Irmgard und Hermann Bröder, danke ich für ihre Erziehung, ihren Zuspruch und ihre uneingeschränkte Förderung, die meinen persönlichen und wissenschaftlichen Werdegang ermöglicht hat. Abschließend bedanke ich mich bei meiner Frau Alexandra für ihre motivierenden Worte, den Verzicht auf gemeinsame Zeit und ihre liebevolle Unterstützung, ohne die die Fertigstellung dieser Arbeit nicht möglich gewesen wäre.

Abstract

High-strength multiphase steels are essential in modern car-body manufacture for light-weight design as well as improved crash performance. The higher strength is accompanied by a lower ductility. In particular, the heterogeneous microstructure of dual-phase steels tends to damage evolution and influences the plastic deformation capacity. The aim of this thesis is to improve the understanding of the damage and failure behavior of high-strength multiphase steels for material optimization and safe handling of these materials in forming processes and forming simulation.

The material portfolio of dual- and complex-phase steels allows the decided analysis of damage evolution by light and scanning electron microscopy. In a ferritic matrix with embedded martensite islands, larger ferrite grains and with a small difference in hardness, ferrite-martensite decohesion occurs predominantly. Higher martensite hardness, martensite rows and a heterogeneous martensite distribution favor damage evolution and reduce the bearable strains. The complex-phase steels show that a homogeneous microstructure leads to a high damage tolerance and high locally bearable strains. Damage evolution in the investigated multiphase steels results in porosities in the low percentage range.

It is shown with the help of the extended Lemaitre model that a consideration of the microstructural damage effects in the sense of a reduction of the load bearing cross-section is thus not necessary in sheet metal forming simulation on a macroscopic scale. To improve failure assessment, the application of model fracture curves of inversely calibrated damage models or fracture criteria is suitable. The example of FFL/SFFL calibrated with the direct method shows that the application of material fracture curves without consideration of mesh dependency is not useful for sheet metal forming simulation. However, materials can be differentiated from each other on the basis of these fracture curves.

The true thickness strain at fracture derived from FFL/SFFL is therefore qualified as a suitable measure for the determination of the plastic deformation capacity and thus the damage tolerance. In addition, edge crack sensitivity and bendability of high-strength multiphase steels can be estimated. Together with the true uniform strain as a measure, the assessment of the ductility and the ductile damage and failure behavior is possible. Both measures represent together the relevant microstructural characteristics on a macroscopic scale and can be used for testing during production, targeted development of new materials and for product- and process-oriented material selection in the development process.

Zusammenfassung

Hochfeste Mehrphasenstähle sind im modernen Karosseriebau unabdingbar für Stoffleichtbau und Verbesserung der Crashperformance. Die höheren Festigkeiten gehen mit einer reduzierten Duktilität einher. Insbesondere die heterogene Mikrostruktur von Dualphasenstählen neigt zur Schädigungsevolution und beeinflusst das Formänderungsvermögen. Ziel dieser Dissertation ist eine Verbesserung des Verständnisses des Schädigungs- und Versagensverhaltens hochfester Mehrphasenstähle zur Werkstoffoptimierung und zur sicheren Handhabung dieser Werkstoffe im Umformprozess und der Umformsimulation.

Das Werkstoffportfolio aus Dual- und Complexphasenstähle erlaubt die dezidierte Analyse der Schädigungsevolution mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie. So findet in einer ferritischen Matrix mit eingelagerten Martensitinseln und größeren Ferritkörnern bei geringer Härtedifferenz zwischen den Phasen bevorzugt eine Ferrit-Martensitdekohäsion statt. Eine höhere Martensithärte, Martensitzeilen und eine heterogene Martensitverteilung begünstigen die Schädigungsevolution und reduzieren die ertragbaren Dehnungen. Die Complexphasenstähle zeigen, dass eine homogenere Mikrostruktur zu einer hohen Schädigungstoleranz und hohen lokal ertragbaren Dehnungen führt. Die Schädigungsevolution in den untersuchten Mehrphasenstählen führt zu Porositäten im niedrigen Prozentbereich.

Mit Hilfe der Anwendung des erweiterten Lemaitre-Modells wird für Dual- und Complexphasenstähle gezeigt, dass dementsprechend eine Berücksichtigung der mikrostrukturellen Schädigung durch Poren im Sinne einer Reduktion des tragenden Querschnitts auf makroskopischer Skala in der Blechumformsimulation nicht notwendig ist. Zur Verbesserung der Versagensprognose eignen sich Modellbruchkurven invers kalibrierter Schädigungsmodelle oder Bruchkriterien. Am Beispiel der FFL/SFFL wird ersichtlich, dass eine Anwendung von Werkstoffbruchkurven ohne Berücksichtigung der Netzabhängigkeit für die Blechumformsimulation nicht sinnvoll ist. Werkstoffe können anhand dieser Bruchkurven jedoch voneinander differenziert werden.

Aus der FFL/SFFL abgeleitet wird die wahre Dickendehnung bei Bruch folglich als Maß zur Charakterisierung des Formänderungsvermögens und damit einhergehend der Schädigungstoleranz qualifiziert. Hiermit können zudem Kantenrissempfindlichkeit, Bruchzähigkeit und Biegebarkeit hochfester Mehrphasenstähle abgeschätzt werden. Zusammen mit der wahren Gleichmaßdehnung wird die Bewertung des duktilen Schädigungs- und Versagensverhaltens ermöglicht. Beide Maße zusammen bilden die relevanten mikrostrukturellen Charakteristika hochfester Mehrphasenstähle auf makroskopischer Skala ab und können als sinnvolle Größen für die produktionsbegleitende Prüfung, zielgerichtete Entwicklung neuer Werkstoffe sowie für die produkt- und prozessgerechte Werkstoffauswahl im Entwicklungsprozess genutzt werden.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	iii
Abstract	v
Zusammenfassung	vi
Inhaltsverzeichnis	vii
Formelzeichen und Abkürzungen	ix
1 Einleitung	15
2 Stand der Technik	17
2.1 Werkstofftechnische Grundlagen plastischer Deformation von Stahlwerkstoffen	17
2.2 Mechanische Eigenschaften, Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle.....	21
2.2.1 Hochfeste Mehrphasenstähle.....	25
2.2.2 Schädigung und Versagen	31
2.3 Versagensprognose in der Blechumformsimulation	42
2.3.1 Werkstoffmodellierung und klassische Versagensbewertung in der Blechumformsimulation	42
2.3.2 Schädigungsmodelle und Bruchkriterien	43
2.3.3 Versuchsbasis zur Parameteridentifikation	48
2.4 Klassifizierung und Eigenschaftsprofil.....	50
3 Zielsetzung	55
4 Werkstoffe und Untersuchungsmethodik	57
4.1 Untersuchungswerkstoffe.....	57
4.2 Experimentelle und numerische Vorgehensweise	63
4.2.1 Mechanische Prüfung	63
4.2.2 Mikroskopie.....	66
4.2.3 Simulation.....	68
5 Schädigungs- und Versagenscharakterisierung	71
5.1 Schädigungsevolution	71
5.2 Schädigungs- und Versagensmechanismen	75
5.3 Diskussion	81
6 Versagensprognose in der Blechumformsimulation	85
6.1 Experimentelle Basis.....	85
6.2 Modellkalibrierung und Validierung	89
6.2.1 Plastizität	89

6.2.2	Versagensbewertung mit Schädigungsmodellen und Bruchkriterien	91
6.2.3	Einfluss des Fließortes auf die Versagensbewertung	101
6.3	Diskussion	106
7	Mechanisches Eigenschaftsprofil und Klassifizierung	111
7.1	Theorie	111
7.1.1	Globale Duktilität und Umformbarkeit	112
7.1.2	Lokale Duktilität und Umformbarkeit	113
7.2	Charakterisierung der globalen Duktilität und Umformbarkeit	115
7.3	Charakterisierung der lokalen Duktilität und Umformbarkeit	117
7.4	Schematik zur Bewertung des mechanischen Eigenschaftsprofils und Klassifizierung	119
7.5	Diskussion	121
8	Zusammenfassung und Ausblick	129
8.1	Zusammenfassung	129
8.2	Ausblick	130
	Literaturverzeichnis	133
	Anhang A. Lode-Parameter und Lode-Winkel-Parameter	147
	Anhang B. Detaillierung der Untersuchungswerkstoffe	148
	Anhang C. Schädigungsevolution und duktiles Versagen	155
	Anhang D. Versagensmodellierung	161
	Anhang E. Globale und lokale Duktilität	169
	Eigene Veröffentlichungen	173
	Studienarbeiten	174
	Lebenslauf	175

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Beschreibung
A_G	%	Gleichmaßdehnung im Zugversuch
$A_{80\text{ mm}}$	%	Bruchdehnung im Zugversuch
A_0	mm ²	Initiale Querschnittsfläche
A_f	mm ²	Querschnittsfläche bei Bruch
D	-	Schädigungsvariable
D_{crit}	-	Kritische Schädigungsvariable
D_{ins}	-	Schädigung bei Erreichen der Instabilitätskurve (GISSMO)
E	MPa	Elastizitätsmodul
F	-	Instabilitätsvariable
F_f	N	Kraft bei Bruch im Zugversuch
F_{NH}	N	Niederhalterkraft
F_{max}	N	Maximale Kraft im Zugversuch
h	-	Parameter zur Berücksichtigung des Effektes der Porenschließung (Erweitertes Lemaitre-Modell)
ΔHV	HV	Härte­differenz aus Nanohärtemessung
J_3	MPa ³	Dritte Invariante des Spannungsdeviators
k_f	MPa	Fließgrenze
$k_{f,0}$	MPa	Peierls-Spannung
$\Delta k_{f,A}$	MPa	Steigerung der Fließgrenze durch Ausscheidungen
$\Delta k_{f,KG}$	MPa	Steigerung der Fließgrenze durch Kornfeinung
$\Delta k_{f,MK}$	MPa	Steigerung der Fließgrenze durch Mischkristalle

Zeichen	Einheit	Beschreibung
$\Delta k_{f,V}$	MPa	Steigerung der Fließgrenze durch Anstieg Versetzungsdichte
L	-	Lode-Parameter
LAV	%	Lochaufweitverhältnis
m	-	Reduktionsparameter (GISSMO)
n	-	Schädigungsparameter (GISSMO)
n_{2-A_G}	-	Verfestigungsexponent zwischen 2 % und A_G im Zugversuch
R_m	MPa	Zugfestigkeit im Zugversuch
$R_{p0,2}$	MPa	0,2%-Dehngrenze im Zugversuch
r_0, r_{45}, r_{90}	-	Lankford-Koeffizient in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung
r_{2-A_G}	-	Senkrechte Anisotropie Verfestigungsexponent zwischen 2 % und A_G im Zugversuch
t	mm	Blechdicke
t_0	mm	Initiale Blechdicke
t_f	mm	Blechdicke bei Bruch
TFS	-	True Fracture Strain (Hance und Davenport, 2016)
s	-	Exponent der elastischen Energiedichte (Erweitertes Lemaitre-Modell)
S	MPa	Skalierungsfaktor der elastischen Energiedichte (Erweitertes Lemaitre-Modell)
Y	MPa	Modifizierte elastische Energiedichte (Erweitertes Lemaitre-Modell)
Y_0	MPa	Elastische Energiedichte (Erweitertes Lemaitre-Modell)
w_e	kJ/m ²	Wesentliche Brucharbeit

Zeichen	Einheit	Beschreibung
Z	%	Brucheinschnürung
α	°	Biegewinkel nach VDA 238-100
β	-	Schädigungsexponent (Erweitertes Lemaitre-Modell)
γ_f	-	Verzerrung bei Bruch (SFFL)
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	-	Erste, Zweite, Dritte Hauptdehnung
$\varepsilon_{1f}, \varepsilon_{2f}, \varepsilon_{3f}$	-	Erste, Zweite, Dritte Hauptdehnung bei Bruch
$ \varepsilon_{3f} $	-	Wahre Dickendehnung bei Bruch
ε_u	-	Wahre Gleichmaßdehnung
$\bar{\varepsilon}^p$	-	Plastische Vergleichsdehnung
$\bar{\varepsilon}_f^p$	-	Plastische Vergleichsdehnung bei Bruch
$\bar{\varepsilon}_{ins}^p$	-	Plastische Vergleichsdehnung bei Erreichen Instabilitätskurve (GISSMO)
η	-	Triaxialität bzw. Spannungsmehrachsigkeit
θ	°	Lode-Winkel
$\bar{\theta}$	-	Lode-Winkel-Parameter
μ	-	Reibbeiwert
ϑ	-	Querkontraktionszahl
ξ	-	Normierte dritte Invariante des Spannungsdeviators
$\Delta\rho_{Geo}$	-	Anstieg Versetzungsdichte durch geometrisch notwendige Versetzungen
$\Delta\rho_F$	-	Anstieg Versetzungsdichte durch Kaltverfestigung im Ferrit
$\Delta\rho_{Mart}$	-	Anstieg Versetzungsdichte durch Bildung deformationsinduzierten Martensits
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	MPa	Erste, Zweite, Dritte Hauptspannung

Zeichen	Einheit	Beschreibung
σ_m	MPa	Mittelspannung
σ_n	MPa	Normalspannung
$\bar{\sigma}$	MPa	Vergleichsspannung
$d\sigma/d\varepsilon$	-	Kaltverfestigung
τ	MPa	Schubspannung
τ_{max}	MPa	Maximale Schubspannung

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
A_{c1} , A_{c3}	Austenitisierungstemperaturen beim Aufheizen
Al	Aluminium
B	Bor
C	Kohlenstoff
CH	Complexphasenstahl “High Ductility” - Complexphasenstahl mit verbesserter Duktilität
Cr	Chrom
CP	Complexphasenstahl
DP	Dualphasenstahl
DIC	Digital Image Correlation – Digitale Bildkorrelation
DH	Dualphasenstahl “High Ductility” – Dualphasenstahl mit verbesserter Duktilität
EBSD	Electron backscatter diffraction - Elektronenrückstreubeugung
ETV	Ebener Torsionsversuch
FFL	Fracture Forming Limit – Grenzbruchkurve nach Martins et. al (2014)
GBK	Grenzbruchkurve
GFK	Grenzformänderungskurve
GISSMO	Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model
LD	Longitudinal Direction – Längs zur Walzrichtung
LM	Lichtmikroskopie
M_f	Martensitfinishtemperatur
M_s	Martensitstarttemperatur
MS	Martensitischer Stahl

Mn	Mangan
Mo	Molybdän
Nb	Niob
ND	Normal Direction – Senkrecht zur Blechebene
P	Phosphor
PHS	Press Hardened Steel – Pressgehärteter Stahl
Q&P	Quench and Partitioning – Abschrecken und Partitionieren
REM	Rasterelektronenmikroskopie
S	Schwefel
SFFL	Shear Fracture Forming Limit – Schergrenzbruchkurve
Si	Silizium
TBF	TRIP aided Bainitic Ferrite
TD	Transversal Direction – Quer zur Walzrichtung
Ti	Titan
TRIP	Transformation Induced Plasticity – Umwandlungsinduzierte Plastizität
TWIP	Twinning Induced Plasticity – Durch Zwillingsbildung induzierte Plastizität

1 Einleitung

Neben dem ständigen Wettbewerbsdruck wird der moderne Karosseriebau durch das Ziel der Emissionsreduktion, steigenden Craschanforderungen sowie der Integration neuer Antriebstechnologien getrieben. Durch den Einsatz von Werkstoffen wie Aluminiumblech-, Aluminiumguss- und Strangpresslegierungen, pressgehärteten Stählen sowie hochfesten Mehrphasenstählen anstatt klassischer Karosseriewerkstoffe ist ein Stoffleichtbau zur Reduktion des Karosseriegewichts möglich. Hiermit lassen sich mit den Roll-, Steigungs- und Beschleunigungswiderstandskräften drei der vier Fahrwiderstände reduzieren und damit einhergehend Emissionen senken (Friedrich, 2013). Gleichzeitig kann durch den Einsatz hochfester Stähle die Funktionsperformance und hierbei insbesondere die Energieabsorption im Crashlastfall gesteigert werden. Am Beispiel eines stahlintensiven Kompaktfahrzeuges, der Mercedes-Benz A-Klasse, ist in **Bild 1.1** der positive Trend des Einsatzes hochfester Mehrphasenstähle, d.h. von modernen hochfesten Stählen und ultrahochfesten Stählen sowie von pressgehärteten Stählen deutlich zu erkennen. Der Anteil weicher Tiefziehstähle und hochfester Stähle in der Karosserie ist folgerichtig rückläufig.

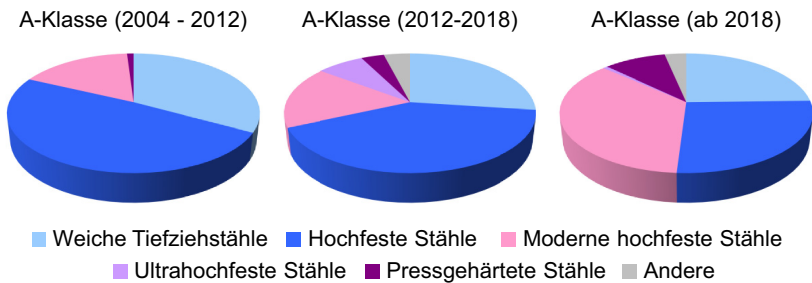


Bild 1.1: Trend Stahleinsatz in der Karosserie am Beispiel Mercedes-Benz A-Klasse (Rehrl und Heibel, 2019)

Die Festigkeitssteigerung hochfester Mehrphasenstähle im Vergleich zu klassischen weichen Tiefziehstählen oder hochfesten Stählen geht mit einem reduzierten Formänderungsvermögen infolge Schädigung einher. Dies kann zum einen in einer erhöhten Ausschussrate im Produktionsprozess beispielsweise durch das Auftreten von Kantenrissen oder Versagen an engen Radien resultieren. Zum anderen können funktionale Eigenschaften wie Betriebsfestigkeit- und Crashperformance negativ beeinflusst werden. (Winzer et al., 2017)

Im Rahmen des durch kürzere Entwicklungszeiten forcierten digitalen Produktentstehungsprozesses ist eine korrekte Abbildung des Werkstoff- und Versagensverhaltens

unabdingbar. Die klassische Versagensbewertung in der Blechumformsimulation mit Hilfe der Grenzformänderungskurve ist dabei unzureichend, um beispielsweise zuvor genannte Kantenrisse oder das Versagen in Biegeprozessen zu bewerten. Abhilfe kann die Verwendung von Bruchkriterien und Schädigungsmodellen schaffen. Grundlage zur Anwendung selbiger ist ein tiefgreifendes Verständnis der zum Versagen führenden mikrostrukturellen Schädigungsevolution, eine hinreichende experimentelle Basis und eine geeignete Strategie zur Parameteridentifikation.

Das Ziel der vorliegenden Dissertation ist eine Verbesserung des Verständnisses des Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle. Dies führt zur Ausarbeitung einer Strategie zur Parameteridentifikation und der Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien in der Blechumformsimulation für die industrielle Praxis. Daneben wird eine eigenschaftsbasierte Klassifizierung hochfester Mehrphasenstähle zur prozess- und anwendungsgerechten Produktgestaltung sowie zur Abschätzung von Kantenrissempfindlichkeit und Schädigungstoleranz erarbeitet.

Im Anschluss an die Einleitung wird in Kapitel 2 der Stand der Technik dargelegt. Basierend auf diesen Ausführungen wird in Kapitel 3 die Zielsetzung der Dissertation formuliert. Kapitel 4 führt die untersuchten Werkstoffe ein und erläutert die Untersuchungsmethodik. In Kapitel 5 wird das Schädigungs- und Versagensverhalten der Untersuchungswerkstoffe präsentiert. Mit Hilfe dieser Ergebnisse wird in Kapitel 6 eine Strategie zur Parameteridentifikation und der Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien in der industriellen Praxis ausgearbeitet. Die in Kapitel 5 und 6 gewonnenen Erkenntnisse werden schließlich in Kapitel 7 genutzt, um eine Schematik zur Bewertung des mechanischen Eigenschaftsprofils und der Klassifizierung hochfester Mehrphasenstähle zu entwickeln. Das Kapitel 8 fasst die Ergebnisse der Dissertation abschließend zusammen und benennt Anknüpfungspunkte für mögliche weitere Forschungsarbeiten auf diesem Themengebiet.

2 Stand der Technik

Als Basis für die Analyse der Schädigung und des Versagensverhaltens hochfester Mehrphasenstähle werden im Folgenden zunächst die werkstofftechnischen Grundlagen der Formänderung vorgestellt. Darauf aufbauend werden die Mehrphasenstähle mit ihren spezifischen Eigenschaften eingeführt sowie der Stand der Forschung auf dem Gebiet des Schädigungs- und Versagensverhalten von Dualphasenstählen dargelegt. Selbiges gilt für Schädigungsmodelle und Bruchkriterien für die Anwendung in der numerischen Versagensbewertung im Rahmen der Blechumformsimulation. Das Kapitel schließt mit den für die eigenschaftsbasierte Klassifizierung notwendigen Grundlagen.

2.1 Werkstofftechnische Grundlagen plastischer Deformation von Stahlwerkstoffen

Nach Lange (1984) besteht die Umformtechnik aus einer Gruppe von Verfahren der Fertigungstechnik, durch die die gegebene Form eines festen Körpers, dem Werkstück, in eine andere Form unter Beibehaltung der Masse und des Stoffzusammenhangs überführt wird. Umformen wird von Verformen unterschieden. Dabei ist Umformen die Änderung der Form eines metallischen Körpers unter Beherrschung der Geometrie (Lange, 1984). Verformen ist im Gegensatz dazu die Änderung der Form ohne Beherrschung der Geometrie, zu der es beispielsweise in einem Fahrzeugcrash kommen kann. Umformen an flächenhaften Werkstücken wird als Blechumformen bezeichnet (Lange, 1990). In der Blechumformung werden vorwiegend die Verfahren des Zugdruckumformens, des Zugumformens und des Biegeumformens angewendet (Lange, 1990). Dabei ist die Umformung eines Werkstücks in der Praxis meist aus Tiefzieh-, Streckzieh- und Biegeanteilen zusammengesetzt (Lange, 1990).

Die plastische Formänderung selbst ist die makroskopische Folge von auf der Kristallgitterebene stattfindenden Vorgängen. Eine reale Mikrostruktur besteht aus einer großen Anzahl Kristallite. Kristallite sind Körner aus Kristallen mit Kristallstrukturfehlern. Diese Strukturfehler sind elementar für die mechanischen Eigenschaften des Kristalls und können entsprechend ihrer räumlichen Ausdehnung klassifiziert werden (Gottstein, 2014). Nulldimensionale Gitterfehler, sogenannte Punktfehler, sind Leerstellen oder Zwischengitter- und Substitutionsatome. Versetzungen werden als eindimensionale Gitterfehler bezeichnet. Sie stören den idealen Kristallaufbau entlang von Linien. Als zweidimensionale Gitterfehler gelten Korngrenzen und Phasengrenzflächen. Korngrenzen trennen Bereiche gleicher Kristallstruktur aber unterschiedlicher Orientierung. Körner sind demnach Bereiche in der Mikrostruktur in denen die Kristalle gleich orientiert sind (vgl. **Bild 2.1**). An Phasengrenzflächen werden Bereiche unterschiedlicher Kristallstruktur voneinander getrennt. Der Zusammenhalt an Phasengrenzflächen wird durch

eine Phasengrenzflächenspannung bestimmt (Gottstein, 2014). Die Anordnung der Körner wird einschließlich der Korn- und Phasengrenzen als Gefüge bezeichnet (Lange, 1984).

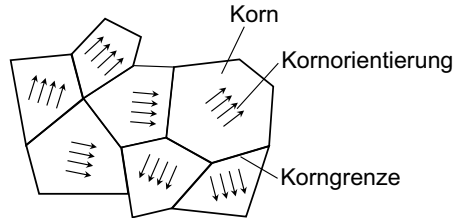


Bild 2.1: Schematische Mikrostruktur

Zur plastischen Formänderung eines Körpers, auch als plastische Deformation oder plastisches Fließen bezeichnet, müssen die Atome in dem Kristallgitter ihre Position ändern (Gottstein, 2014). Dies geschieht über das Gleiten von Versetzungen nach Überschreitung einer gewissen Grenzspannung. Die plastische Deformation eines Werkstoffs beginnt in seiner Mikrostruktur zunächst in den Körnern mit einer zum Gleiten günstigen Orientierung zur maximalen Schubspannung. Die übrigen Körner werden erst elastisch und im weiteren Deformationsprozess plastisch deformiert. Um den Stoffzusammenhalt während den unterschiedlichen Korndeformationen zu gewährleisten werden nach Ashby (1970) zusätzlich zu den statistisch gespeicherten Versetzungen, die sich bei Dehnung innerhalb der jeweiligen Körner entstehen und anhäufen, sogenannte geometrisch notwendige Versetzungen an den Grenzen unterschiedlich orientierter Körner und Phasen gebildet. Deformieren sich alle Körner plastisch, so ist die makroskopische Fließgrenze erreicht. Fließen infolge Versetzungsbewegung führt zur Kaltverfestigung, dem Aufstauen von Versetzungen an Hindernissen.

Mit der Festigkeit eines Werkstoffs wird sein Widerstand gegenüber dieser plastischen Deformation, d.h. der Widerstand gegenüber der Versetzungsbewegung und deren Erzeugung bezeichnet. Somit ist eine Erhöhung der Festigkeit bzw. der Fließgrenze k_f durch das Einbringen zusätzlicher Gitterfehler in die Mikrostruktur zu erreichen:

- Erhöhung der Konzentration der im Gitter gelösten Fremdatomen wie Einlagerungsmischkristallen und Substitutionsmischkristallen → Behinderung der Versetzungsbewegung aufgrund Gitterverzerrungen infolge Atomgrößenunterschiede (nulldimensionale Gitterfehler) → Mischkristallverfestigung $\Delta k_{f,MK}$
- Erhöhung der Versetzungsdichte durch plastische Deformation → Wechselwirkung von Versetzungen, die sich in ihrer Bewegung behindern (eindimensionale Gitterfehler) → Kaltverfestigung $\Delta k_{f,V}$

- Erzeugung von Korngrenzen, d.h. der Reduktion der Korngröße → Versetzungsaufstau an Korngrenzen (zweidimensionale Gitterfehler) → Kornfeinung (Hall-Petch Beziehung) $\Delta k_{f,KG}$
- Erzeugung fein verteilter Ausscheidungen mit möglichst kleinem Abstand durch im Gitter nicht löslicher Fremdatome → Wechselwirkung, d.h. Aufstauen, Schneiden und Umgehen von Versetzungen (zweidimensionale Gitterfehler) → Ausscheidungshärtung $\Delta k_{f,A}$

Zusammen mit der zum Aktivieren der Gleitvorgänge notwendigen Spannung $k_{f,0}$, der intrinsischen Festigkeit des Werkstoffs (Peierls-Spannung), lässt sich die Fließgrenze wie folgt ableiten (Satzinger, 2011):

$$k_f = k_{f,0} + \Delta k_{f,MK} + \Delta k_{f,V} + \Delta k_{f,KG} + \Delta k_{f,A}. \quad (2.1)$$

Besteht die Mikrostruktur aus mehreren Phasen i mit dem jeweiligen Phasenanteil a_i , so ergibt sich Fließgrenze näherungsweise zu:

$$k_f = \sum_{i=1}^n k_{fi} a_i. \quad (2.2)$$

Karosierestähle setzen sich in Abhängigkeit ihrer Legierungselemente und der thermo-mechanischen Prozessroute im Stahlwerk aus unterschiedlichen Phasen zusammen. Oberhalb der Austenitisierungstemperatur, welche abhängig von der jeweiligen Legierungszusammensetzung ist, liegt (γ -)Austenit vor. Austenit ist ein Mischkristall mit einer kubisch-flächenzentrierten Gitterstruktur. Beim Abkühlen unter Austenitisierungstemperatur bildet sich (α -)Ferrit, Perlit, Bainit und (α' -)Martensit (vgl. **Bild 2.2**). Austenit wandelt sich durch Diffusion von Atomen zu Ferrit um. Ferrit unterscheidet sich vom Austenit durch eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur. Die Festigkeit von Ferrit kann über entsprechendes Legieren und damit den Mechanismen nach Gl. (2.1) erhöht werden. Bei einer diffusionslosen Umwandlung von Austenit entsteht durch einen Umklappprozess Martensit (kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur). Dieser Prozess findet mehrmals pro Korn statt, so dass eine sehr feine lattenförmige Struktur entsteht. Neben dieser Kornfeinung nimmt die Versetzungsdichte im Martensit aufgrund der beim Umklappprozess entstehenden Verzerrungen stark zu. Weiterhin weist Kohlenstoff im kubisch-raumzentrierte Gitter eine geringere Löslichkeit als im kubisch-flächenzentrierten Gitter auf, was zusätzlich zu einer tetragonalen Verzerrung des kubisch-raumzentrierte Gitters führt (Roesler et al., 2012). Nachträgliches Anlassen des Martensits führt zum Ausscheiden fein verteilter Carbide, die auch als Zementit bezeichnet werden (Fe_3C). Die Bainitumwandlung unterscheidet sich von der Martensitumwandlung durch Diffusion von Atomen und dem Entstehen selbiger Carbidausscheidungen. Im oberen Bainit entstehen Ferritnadeln bzw. -latten mit Restaustenit oder Carbiden auf den Korngrenzen. Im unteren Bainit entstehen Ferritplatten, in denen sich Carbide fein verteilt einlagern (Berns und Theisen, 2008). Aufgrund des geringeren Kohlenstoffanteils in Zwangslösung ist die Härte von Bainit niedriger als die Härte von Martensit.

Weiterhin ist die Versetzungsdichte im Vergleich zu Martensit reduziert. Im Endeffekt kann Bainit als Ferrit mit einer hohen Versetzungsdichte und eingelagerten Carbiden (Fe_3C) beschrieben werden.

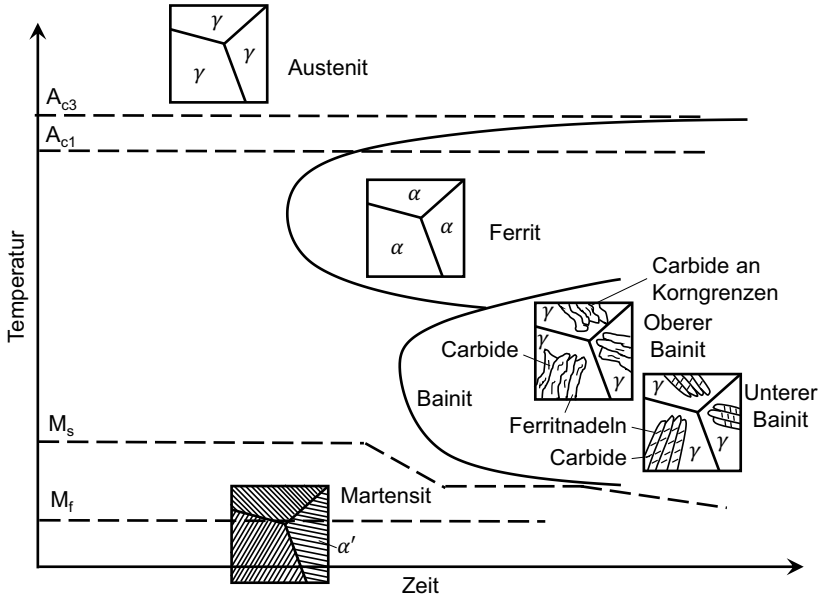


Bild 2.2: Vereinfachte, schematische Darstellung unterschiedlicher Gefügestrukturen (nach Bargel und Schulze, 2005 sowie Bhadeshia und Honeycombe, 2017)

Die genannten Gefügebestandteile weisen unterschiedliche Deformationseigenschaften auf, die zu einer inhomogenen Dehnungsverteilung führen. Um diese auszugleichen, existieren in mehrphasigen Mikrostrukturen eine hohe Zahl geometrisch notwendiger Versetzungen an den Phasengrenzen (Ashby, 1970). Charakteristika dieser Mikrostrukturen sind nach Tasan et al. (2015) die Phasenverteilung, die Morphologie der jeweiligen Phasen, die Phasenhärte sowie der Härtegradient zwischen den Phasen, die Korn- sowie Partikelgröße, die Textur und die Dichte der (geometrisch notwendigen) Versetzungen. Diese mikrostrukturellen Charakteristika bestimmen die mechanischen Eigenschaften und das Formänderungsvermögen der Werkstoffe.

2.2 Mechanische Eigenschaften, Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle

Mit dem Formänderungsvermögen eines Werkstoffs wird die beim Bruch erreichte plastische Vergleichsdehnung bezeichnet (Lange, 1984). *Duktilität* ist nach Dodd und Boddington (1980) die Eigenschaft eines Werkstoffs plastische Deformationen in einem Standardversuch ohne Bruch zu ertragen (vgl. **Tabelle 2.1**). Diese wird in der Regel mit der Bruchdehnung oder Brucheinschnürung im Standardzugversuch charakterisiert. Dem duktilen Bruch geht der Prozess der duktilen Schädigung voraus. Diese führt nach Hirt et al. (2020) zu einer Verschlechterung physikalischer Eigenschaften, im speziellen von mechanischen Eigenschaften durch mikrostrukturelle Fehlstellen. Diese Fehlstellen werden durch die Bildung neuer Flächen innerhalb der Mikrostruktur charakterisiert (Hirt et al., 2020). In Strukturwerkstoffen entstehen Poren und Mikrorisse meist durch Ablösen an Grenzflächen wie Korn- und Phasengrenzen, Einschlüssen oder durch sprödes Versagen härterer Phasen. Die Evolution dieser Poren und Mikrorissen verursacht folgend die Schädigung unter thermo-mechanischer Beanspruchung (Hirt et al., 2020). Lemaître (1996) definiert Schädigung als Reduktion der lokalen Tragfähigkeit durch Porenevolution, d.h. durch die Bildung, dem Wachstum und Zusammenwachsen von Poren. Dies entspricht in Teilaspekten der allgemeineren Definition nach Hirt et al. (2020). Trotz häufiger Verwendung ist der Begriff *Schädigungstoleranz* in der Literatur nicht eindeutig definiert. In dieser Arbeit wird damit sinngemäß nach Tasan et al. (2015) die Eigenschaft eines Werkstoffs bezeichnet, der Evolution von Poren und Mikrorissen während der plastischen Deformation zu widerstehen und diese ohne die Entstehung eines duktilen Bruchs zu ertragen. Die mikrostrukturellen Charakteristika hochfester Mehrphasenstähle bedingen diese Schädigungsevolution und beeinflussen somit die Duktilität sowie die Umform- und Funktionseigenschaften dieser Blechwerkstoffe. Im Gegensatz zur Duktilität ist *Umformbarkeit* nach Dodd (1992) die Eigenschaft eines Werkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess ohne Bruch zu ertragen und damit keine reine Werkstoffeigenschaft, sondern prozessabhängig. Nach Lange (1990) setzt sich die Umformung an einem realen Pressteil aus Tiefzieh-, Streckzieh- und Biegeanteilen zusammen. Eine Möglichkeit der Bewertung der Blechumformbarkeit stellen technologische Prüfverfahren dar (Lange, 1990). Dazu zählen Streckzieh-Prüfverfahren wie der Tiefungsversuch nach Erichsen oder Aufweit-Prüfverfahren, Tiefziehprüfverfahren wie die Näpfchen-Tiefziehprüfung nach Swift sowie technologische Biegeversuche. Demnach ergibt sich ein Gesamtbild über die Umformbarkeit erst nach der Durchführung mehrerer technologischer Prüfverfahren. Eine Übertragbarkeit dieser Versuche auf reale Umformprozesse ist aufgrund der Prüfung im Labormaßstab nur bedingt möglich. Zur Bewertung der Umformbarkeit in der Blechumformung hat sich stattdessen die Grenzformänderungsanalyse basierend auf der Grenzformänderungskurve nach Keeler und Goodwin etabliert (Lange, 1990). Diese Grenzformände-

ringkurven bilden nicht den duktilen Bruch, sondern den Beginn der örtlichen Einschnürung, der plastischen Instabilität, für verschiedene Membranbeanspruchungen zwischen uniaxialen Zug und equi-biaxialen Zug, dem zweiachsigen Streckziehen, ab. In einer neueren Arbeit haben Hance und Davenport (2016) zur dezidierten Bewertung hochfester Mehrphasenstähle deren Umformbarkeit differenziert betrachtet. Unter Berücksichtigung der Definition nach Dodd (1992) ist demnach die *globale Umformbarkeit* die Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess ohne Einschnürung zu ertragen und die Formänderungen gleichmäßig zu verteilen. Dies entspricht der zuvor beschriebenen Bewertung der Umformbarkeit mit Hilfe der Grenzformänderungskurve. Die *lokale Umformbarkeit* ist die Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess in einem örtlich begrenzten Bereich, beispielsweise nach örtlicher Einschnürung oder dem Biegen an kleinen Radien, ohne Bruch zu ertragen. In der Blechumformung wird diese Grenze zum Bruch durch sogenannte Grenzbruchkurven charakterisiert (Atkins, 1996). **Bild 2.3** illustriert die globale und lokale Umformbarkeit mit Hilfe von Grenzformänderungskurve und Grenzbruchkurve im Hauptdehnungsraum, in der Blechumformung auch als Grenzformänderungsschaubild bezeichnet.

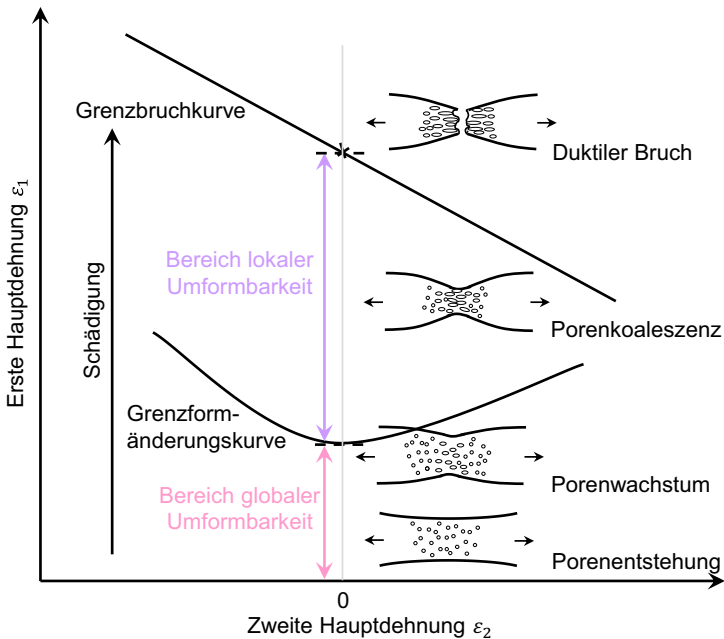


Bild 2.3: Schematische Darstellung globaler und lokaler Umformbarkeit sowie der Schädigung mit Hilfe von Grenzformänderungskurve und Grenzbruchkurve im Hauptdehnungsraum

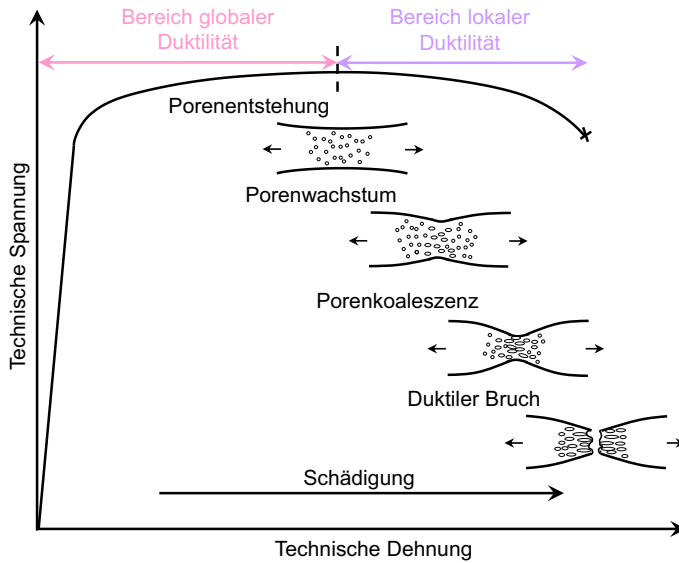


Bild 2.4: Schematische Darstellung globaler und lokaler Duktilität sowie der Schädigung am Beispiel einer Spannungs-Dehnungskurve aus dem Zugversuch

Zudem ist schematisch die Schädigungsevolution mit steigender plastischer Deformation im ebenen Dehnungszustand dargestellt. Entsprechend der Unterscheidung zwischen Umformbarkeit und Duktilität können zudem *globale* und *lokale Duktilität* als Werkstoffeigenschaften definiert werden, die im Standardzugversuch ermittelt werden. Dies ist in **Bild 2.4** schematisch dargestellt. Der Bereich der globalen Duktilität erstreckt sich bis Kraftmaximum und damit dem Beginn der Einschnürung. Die lokale Duktilität beschreibt das Werkstoffverhalten in dieser Einschnürung bis zum Bruch. Messgrößen für die globale Duktilität kann die Gleichmaßdehnung im Standardzugversuch sein (Hance und Davenport, 2016). Die lokale Duktilität kann durch die Brucheinschnürung charakterisiert werden (Larour et al., 2017). Neben der Duktilität und Umformbarkeit werden als Grundlage dieser Arbeit in Tabelle 2.1 die Begriffe Bruchzähigkeit, Kantenrissempfindlichkeit und Biegebarkeit zusammengefasst. Atkins und Mai (1985) definieren die *Bruchzähigkeit* als die Eigenschaft eines Werkstoffs, dem Wachstum vorhandener Risse zu widerstehen. Die Kantenrissempfindlichkeit hochfester Mehrphasenstähle wird in zahlreichen Arbeiten wie beispielsweise Kardes und Altan (2008) oder Larour et al. (2011) diskutiert. In dieser Arbeit wird mit *Kantenrissempfindlichkeit* sinngemäß die Neigung eines Blechwerkstoffs zur Rissinitiierung durch weitere Umformung an einer schergeschnittenen Kante bezeichnet. Nach Lange (1990) sind die werkstoffbe-

dingten Verfahrensgrenzen beim Biegen durch das Auftreten von Anrissen in den gedehnten Randlagen infolge der Erschöpfung des Formänderungsvermögens gezogen. Dementsprechend wird die *Biegbarkeit* hier in Anlehnung an die Definition der Umformbarkeit nach Dodd (1992) als die Eigenschaft eines Werkstoffs definiert, plastische Deformationen in einem Biegeumformprozess ohne Bruch zu ertragen.

Tabelle 2.1: Definition der formänderungs-, schädigungs- und versagensbezogenen mechanischen Eigenschaften hochfester Mehrphasenstähle

Begriff	Definition
Duktilität	Eigenschaft eines Werkstoffs plastische Deformationen in einem Standardversuch ohne Bruch zu ertragen (Dodd und Boddington, 1980).
Umformbarkeit	Eigenschaft eines Werkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess ohne Bruch zu ertragen (Dodd, 1992)
Globale Duktilität	Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Standardversuch ohne Einschnürung zu ertragen und die Formänderungen gleichmäßig zu verteilen (nach Hance, 2016).
Globale Umformbarkeit	Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess ohne Einschnürung zu ertragen und die Formänderungen gleichmäßig zu verteilen (nach Hance, 2016).
Lokale Duktilität	Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Standardversuch in einem örtlich begrenzten Bereich nach der Einschnürung ohne Bruch zu ertragen (nach Hance, 2016).
Lokale Umformbarkeit	Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess in einem örtlich begrenzten Bereich, beispielsweise nach örtlicher Einschnürung oder dem Biegen an kleinen Radien, ohne Bruch zu ertragen (nach Hance, 2016).
Schädigungstoleranz	Eigenschaft eines Werkstoffs der Evolution von Poren und Mikrorissen während der plastischen Deformation zu widerstehen und diese ohne die Entstehung eines duktilen Bruchs zu ertragen (sinngemäß nach Tasan et al., 2015).
Kantenrissempfindlichkeit	Eigenschaft eines Blechwerkstoffes zur Rissinitiierung durch weitere Belastung an einer schergeschnittenen Bauteilkante zu neigen. (sinngemäß nach Altan und Kardes, 2008)
Bruchzähigkeit	Eigenschaft eines Werkstoffes dem Wachstum vorhandener Risse zu widerstehen. (Atkins und Mai, 1985)
Biegbarkeit	Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Biegeumformprozess ohne Bruch zu ertragen (in Anlehnung an Dodd, 1992)

2.2.1 Hochfeste Mehrphasenstähle

Im Karosseriebau kommen im Wesentlichen fünf unterschiedliche Stahlgruppen zum Einsatz. Einen Überblick über diese gibt die in **Bild 2.5** dargestellte „Stahlbanane“. Weiche Tiefziehstähle finden mit ihrer rein ferritischen Gefügestruktur Anwendungen in der Fahrzeugaußenhaut und bei geometrisch komplexen Strukturteilen. Beispiele dafür sind das Dach und die hinteren Radkästen der Mercedes-Benz A-Klasse. In diesem Fahrzeug werden Bauteile aus hochfesten interstitiell freien und mikrolegierten Stählen beispielsweise im Hauptboden und den Dachspriegeln dargestellt. Der Einsatz von hochfesten Stählen in kaltgeformten Strukturteilen ist im modernen Karosseriebau rückläufig (vgl. Bild 1.1). Interstitiell freie Stähle haben nur sehr geringe Kohlenstoff- und Stickstoffgehalte auf den Zwischengitterplätzen. Dadurch werden Versetzungsbewegungen und somit die plastische Deformation kaum behindert. Diese weichen hochfesten Stähle eignen sich beispielsweise zur Herstellung geometrisch aufwändiger Bauteile. Mikrolegierte Stähle stellen eine Weiterentwicklung der Tiefziehstähle dar. Sie werden vornehmlich mit Titan und Niob mikrolegiert. Die entstehenden harten Titan- und Niobkarbidausscheidungen sorgen in Kombination mit einer Kornfeinung für einen Anstieg der Festigkeit. Interstitiell freie und mikrolegierte Stähle werden, wie aus den Kuchen-
diagrammen in Bild 1.1 hervorgeht, vermehrt durch moderne hochfeste und ultrahochfeste Stähle, die Mehrphasenstähle, ersetzt. In Bauteilen der Karosseriestruktur in denen größere plastische Deformationen bei crashartiger Beanspruchung unerwünscht sind werden warmumgeformte, pressgehärtete Stähle verbaut. Dazu zählen in der A-Klasse unter anderem der Stirnwandquerträger, die Tunnelverstärkung, Verstärkung A-Säule und Dachrahmen sowie die Verstärkung im Kopfbereich der B-Säule. Hochfeste Mehrphasenstähle können heute nach zwei Systemen klassifiziert werden. Die EuroCarBody Schematik (N. N., 2018) unterscheidet moderne hochfeste und ultrahochfeste Stähle (**Tabelle 2.2**).

Tabelle 2.2: Klassifizierung hochfester Mehrphasenstähle nach EuroCarBody Schematik (N. N., 2018)

Gruppe	Güten
Moderne hochfeste Stähle	DP, TRIP, TWIP, TBF (DH)
Ultrahochfeste Stähle	CP, MS, Q&P (CH)

Eine andere Möglichkeit der Einteilung, dargestellt in **Tabelle 2.3**, ist die in erste, zweite und dritte Generation moderner hochfester Stähle nach Billur und Altan (2013, 2014a, 2014b). Die jeweiligen Güten werden im Folgenden ausführlich erläutert.

Tabelle 2.3: Klassifizierung hochfester Mehrphasenstähle nach Billur und Altan (2013, 2014a, 2014b)

Gruppe	Güten
Erste Generation	DP, CP, MS, TRIP
Zweite Generation	TWIP
Dritte Generation	TBF (DH), Q&P (CH)

Die erste Generation moderner hochfester Stähle umfasst die Dualphasen (DP), Compl-exphasen (CP), martensitische (MS) und TRIP-Güten. Die höheren Festigkeiten im Vergleich zu weichen Tiefziehgüten werden durch die teilweise oder gänzliche Substitution der weichen Ferrit-Matrix durch härtere Phasen wie Bainit und Martensit eingestellt. Zusätzlich ist ein Festigkeitsanstieg durch Ausscheidungshärtung und Kornfeinung möglich. Die jeweilige Gefügeausprägung wird im Stahlwerk durch die Zugabe von Legierungselementen in Kombination mit der thermo-mechanischen Prozessroute eingestellt.

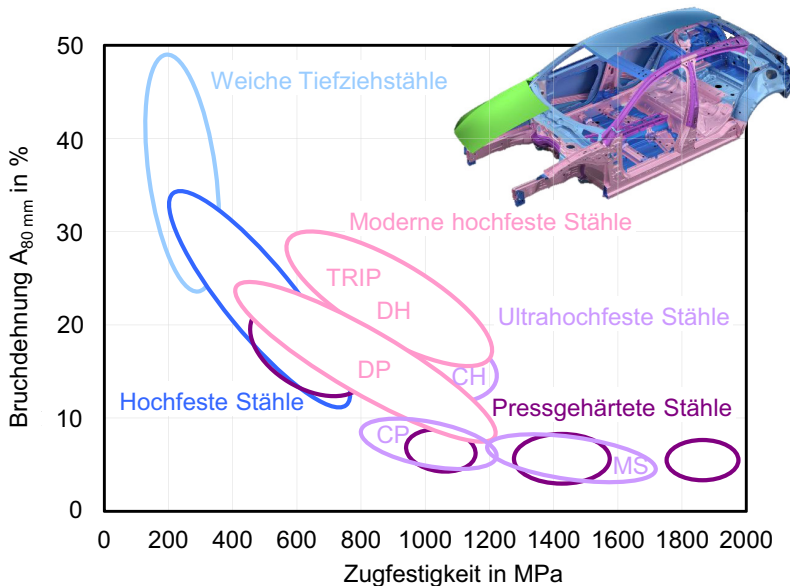


Bild 2.5: Übersicht der Stahlgruppen im Karosseriebau – die „Stahlbanane“ und Werkstoffkonzept Karosserie der Mercedes-Benz A-Klasse (ab 2018) (Rehrl und Heibel, 2019)

Das Gefüge der Mehrphasenstähle wird dabei wie in **Bild 2.6** vereinfachend skizziert über die entsprechende Abkühlstrategie nach vollständiger (bspw. Complexphasenstähle oder martensitische Stähle) oder teilweiser Austenitisierung (bspw. kaltgewalzte Dualphasenstähle) gesteuert (Fonstein, 2015). Dieses sogenannte Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm zeigt schematisch die Zeitabhängigkeit der Umwandlungsvorgänge bei der Abkühlung nach vollständiger Austenitisierung. Die Abkühlstrategie und damit die Umwandlungsvorgänge werden zusätzlich durch das Legierungskonzept kontrolliert. So wird beispielsweise die Ferritumwandlung durch Silizium (Si), Aluminium (Al) und Phosphor (P) begünstigt, von Kohlenstoff (C), Mangan (Mn), Chrom (Cr), Molybdän (Mo) und Bor (B) jedoch verzögert (Bleck und Phiu-on, 2009). Geringere Kohlenstoffgehalte reduzieren auf der einen Seite die Martensithärte, auf der anderen Seite wird die Bainitbildung begünstigt, was durch Hinzulegieren von Mn, Cr und Mo abgemindert werden kann. A_1 , A_3 und M_s ($A_{e1,e3}$: Austenitisierungstemperaturen beim Aufheizen; M_s : Martensitstarttemperatur) können vor allem durch Zugabe von Silizium, Aluminium und Phosphor kontrolliert werden. Niob (Nb) und Titan (Ti) sorgen zusätzlich für eine Kornfeinung und Ausscheidungshärtung, wohingegen Silizium, Aluminium und Mangan zu einer Mischkristallverfestigung führen.

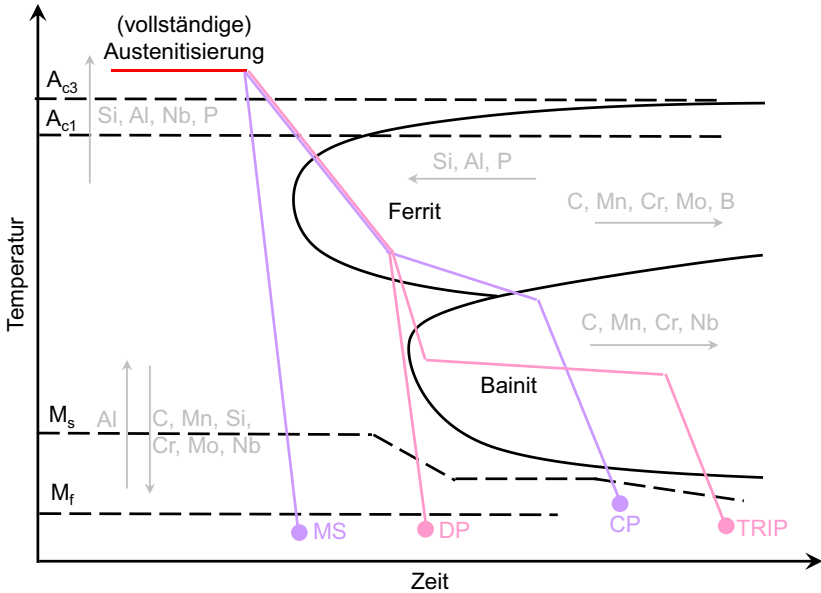


Bild 2.6: Schematisches Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm zu Abkühlstrategien zur Herstellung von modernen hochfesten Stählen der ersten Generation nach Friedrich (2013) sowie Bleck und Phiu-on (2009)

Tabelle 2.4 zeigt zur Verdeutlichung der möglichen Legierungskonzepte die Bandbreite für einen TRIP700. Mit allen Konzepten werden die in VDA 239-100 spezifizierten Eigenschaften erreicht. Lieferant A arbeitet hier mit einem „Mischkonzept“ auf Basis Silizium und Aluminium, Lieferant B auf Basis Silizium und die Lieferanten C und D auf Basis Aluminium.

Tabelle 2.4: Legierungskonzepte für den TRIP700 von vier Lieferanten (Lft.); alle Werte in Gew. %

Lft.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	Nb	B
A	0,16	0,70	1,57	0,008	0,002	0,84	0,02	-	-	-	-
B	0,16	1,48	1,51	0,012	0,002	0,04	0,03	-	0,01	-	0,0004
C	0,18	0,15	1,83	0,014	0,002	1,46	0,03	0,01	0,00	0,01	0,0003
D	0,23	0,08	1,66	0,011	0,001	1,56	0,02	-	0,01	-	0,0007

Die Mikrostruktur klassischer Dualphasenstähle basiert auf der feinen Verteilung harter Martensitpartikel in einer weichen Ferrit-Matrix. Zusätzlich können geringe Anteile des härteren Bainits vorliegen. Bei der plastischen Deformation konzentrieren sich die Dehnungen in der Ferrit-Matrix, die für die gute Duktilität der Dualphasenstähle verantwortlich ist. Weiterhin trägt die Ferritfestigkeit zur Gesamtfestigkeit des Stahls bei. Der Martensit bestimmt mit seinem Anteil, seiner Härte und der Verteilung maßgeblich die Festigkeit des Werkstoffs. Die unterschiedlichen Eigenschaften der Phasen ebenso wie die Phasenverteilung führen zu Spannungs- und Dehnungsgradienten während der plastischen Formänderung. Diese begünstigen die duktile Schädigungsevolution (Tasan et al., 2015, Paul, 2013). Im modernen Karosseriebau werden Dualphasenstähle gewöhnlich für Strukturbauteile verwendet, die meist unter Zug belastet werden. Beispiele hierfür sind die B-Säule oder Seitenaufprallträger in den Fahrzeugtüren. Typische Umformtechnologien für diese Güten sind dem Tiefziehen und dem Zugumformen zuzuordnen.

Complexphasenstähle bestehen größtenteils aus einer feinkörnigen Matrix aus Bainit oder angelassenem Martensit mit geringen Anteilen anderer Phasen. Mit den kleineren Härtegradienten zeigen Complexphasenstähle auf der einen Seite eine hohe lokale Duktilität. Auf der anderen Seite weisen sie aufgrund der hohen Versetzungsdichte der härteren Phasen und geringen Korngrößen ein geringes Kaltverfestigungsvermögen auf (Fonstein, 2015). Diese Güten werden in der Karosserie hauptsächlich für Strukturbauteile mit festigkeitsdominierter Auslegung wie Längs- oder Querträger eingesetzt. Typische Herstellungsverfahren sind das Walzprofilieren oder Prozesse mit dominierenden Biegeanteilen.

Martensitische Stähle weisen höhere Festigkeiten als Complexphasenstähle auf. Die Festigkeiten können dabei im Bereich zwischen 1200 MPa und 1700 MPa durch den

Kohlenstoffgehalt (0,20 – 0,37 Gew. %) eingestellt werden. Die Mikrostruktur selbst besteht aus Martensit, woraus die hohen Festigkeiten resultieren. Infolge der hohen Versetzungsdichte und der hohen Anzahl Korngrenzen und der damit einhergehenden geringen Versetzungsbeweglichkeit erreichen martensitische Stähle nur geringe Einschnürdehnungen beziehungsweise Gleichmaßdehnungen. Die homogene Mikrostruktur führt zu einer homogenen Dehnungsverteilung und dadurch trotz der äußerst hohen Festigkeit zu einer recht hohen lokalen Umformbarkeit mit recht hohen lokalen Dehnungen vor dem Versagen (Fonstein, 2015).

TRIP-Stähle wurden mit dem Ziel entwickelt, eine deutlich höhere globale Duktilität im Vergleich zu Dualphasenstählen zu erreichen. Dazu muss das Kaltverfestigungsvermögen ($d\sigma/d\varepsilon$) erhöht werden, was nach Ashby (1970) durch eine Erhöhung der Versetzungsdichte möglich ist. Der sogenannte TRIP-Effekt basiert auf der dehnungsinduzierten Umwandlung von metastabilen Austenit in Martensit während Um- oder Verformung (Krizan et al., 2018). TRIP-Stähle bestehen aus einer zu Dualphasenstählen vergleichbaren Mikrostruktur mit reduzierten Martensit- und erhöhten Bainitanteilen sowie zusätzlichen Anteilen metastabilen Restaustenits. Insbesondere sind TRIP-Stähle mit höheren Anteilen Kohlenstoff und Mangan legiert, um die Martensitstarttemperatur zu reduzieren und eine optimale Korngröße einzustellen. Silizium und Aluminium verhindern bzw. verzögern Karbidausscheidungen während der Bainitumwandlung, so dass der Kohlenstoff im Restaustenit gebunden wird. Die höhere globale Duktilität ist auf die Bildung zusätzlicher beweglicher Versetzungen in der Nähe des dehnungsinduzierten Martensits zurückzuführen (Krizan et al., 2006). Zur Verdeutlichung stellt **Bild 2.7** die Entwicklung und Bewegung von Versetzungen während der plastischen Deformation in weichen Tiefziehstählen, Dualphasenstählen und TRIP-Stählen gegenüber (Krizan et al., 2018). In erstgenannten klassischen Tiefziehstählen mit ihrer einphasigen, ferritischen Mikrostruktur hängt die Versetzungsdichte hauptsächlich von der statistischen Verteilung der Versetzungen im Ferrit ($\Delta\rho_F$) ab. In Dualphasenstählen mit ihrer weichen Ferrit-Matrix und harten Martensitinseln entsteht eine größere Anzahl geometrisch notwendiger Versetzungen ($\Delta\rho_{geo}$) im Zuge der plastischen Deformation. Dabei gilt: je größer die Härtedifferenz zwischen Ferrit und den Martensitpartikeln, desto inhomogener die Dehnungsverteilung in der Mikrostruktur und folglich desto höher die Versetzungsdichte. Mit der höheren Anzahl an Versetzungen erhöht sich das Kaltverfestigungsvermögen und dadurch auch die globale Duktilität dieser Stähle. Zusätzliche Versetzungen werden in TRIP-Stählen während der deformationsinduzierten Bildung von Martensit ($\Delta\rho_{Mart}$) generiert. Aufgrund der damit einhergehenden Volumenänderung sind wiederum geometrisch notwendige Versetzungen erforderlich und führen mit Schubspannungen in der Mikrostruktur zu einem weiteren Anstieg der Versetzungsdichte (Krizan et al., 2018). Fortschreitende Formänderung führt zu dem Effekt, dass der neu entstehende Martensit weitere geometrisch notwendige Versetzungen hervorruft. Dadurch kann eine höhere globale Duktilität eingestellt werden.

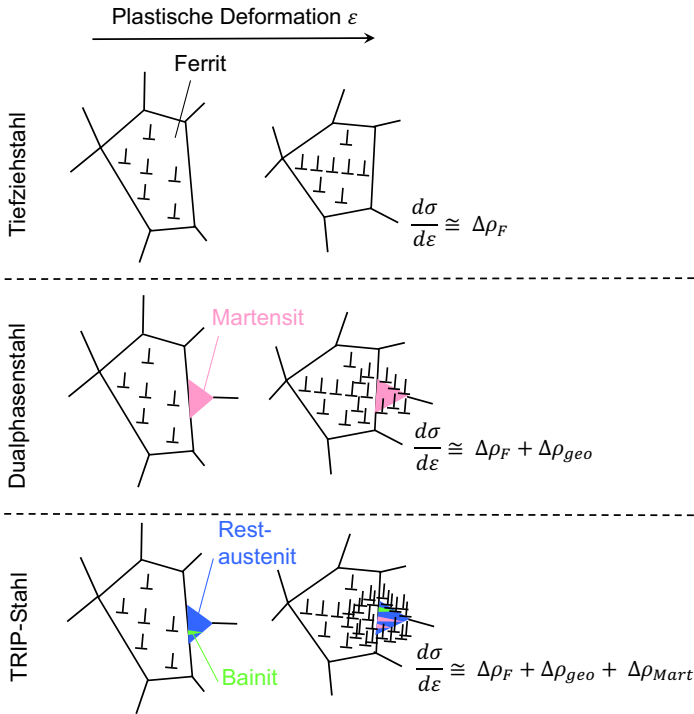


Bild 2.7: Versetzungsdichte infolge plastischer Deformation bei Tiefziehstählen, Dualphasenstählen und TRIP-Stählen nach Krizan et al. (2018)

Der höhere Anteil Legierungselementen reduziert die Schweißbarkeit dieser Güte und beschränkt auch vor dem Hintergrund höherer Halbzeugkosten die Anwendung im Fahrzeugbau (Winzer et al., 2017).

Der hohe Mangengehalt von 15 – 20 % (Krizan et al, 2018) ermöglicht eine austenitische Mikrostruktur für die sogenannten TWIP-Stähle. Durch die plastische Deformation auf Basis der Zwillingsbildung zeigen TWIP-Stähle hervorragende Verfestigungs- und Formänderungseigenschaften (Billur und Altan, 2014a). Noch stärker als bei den zuvor genannten TRIP-Güten ist die Anwendung im Automobil infolge des hohen Legierungsgehaltes sowohl durch die reduzierte Schweißbarkeit als auch durch die Gefahr der verzögerten Rissbildung beschränkt (Winzer et al., 2017).

Die Entwicklung der dritten Generation moderner hochfester Stähle hat im Vergleich zur ersten Generation die Verbesserung der globalen Duktilität zum Ziel, ohne die Nachteile der zweiten Generation zu generieren. In den Festigkeitsklassen von 600 MPa und

800 MPa geschieht dies über ähnliche Prozessrouten aber mit geringerem Anteil an Legierungselementen im Vergleich zu TRIP-Stählen. DH600 und DH800 finden in zahlreichen Bauteilen der Mercedes-Benz A-Klasse Verwendung (Rehrl und Heibel, 2019). Durch den Einsatz dieser Güten konnten im Vergleich zu der Vorgängerbaureihe weiche und mikrolegierte Stähle zur Gewichts- und Kostenreduktion bei gleichzeitiger Verbesserung der Funktionsperformance ersetzt werden (Simon und Bleines, 2018). So werden beispielsweise die vorderen Längsträger mit einer komplexen Ziehgeometrie aus einem DH800 anstatt eines mikrolegierten Stahls dargestellt. Ein weiteres Beispiel ist die Stirnwand. Diese wurde zuvor aus einem weichen Tiefziehstahl mit 0,80 mm Blechdicke hergestellt. Die Blechdicke kann mit Hilfe des DH600 auf 0,70 mm reduziert und die Funktion gleichzeitig verbessert werden (Rehrl und Heibel, 2019).

Die Einstellung einer höheren globalen Duktilität bei Festigkeiten über 800 MPa ist durchaus komplexer. Mögliche Werkstoffkonzepte hierzu sind die Q&P-Stähle (engl. quench and partitioning) sowie die TBF-Stähle (engl. TRIP aided Bainitic Ferrite) (Billur und Altan, 2014b). Letztere bestehen hauptsächlich aus bainitischem Ferrit und einem gewissen Anteil metastabiler Austenit. TBFs werden durch schnelles Abkühlen der austenitischen Mikrostruktur in die Bainitregion gefolgt von isothermischen Halten hergestellt. Nach Bachmaier et al. (2013) werden diese Stähle auch als DH Stähle, Dualphasenstähle mit verbesserter globaler Duktilität (engl. High Ductility) bezeichnet.

Die Mikrostruktur von Q&P-Stählen besteht aus Martensit, angelassenem Martensit und Bainit mit Restaustenit. Eine Möglichkeit diese Mikrostruktur einzustellen ist das kurze Abkühlen aus dem Austenit zur partiellen Martensitbildung gefolgt vom isothermischen Anlassen. Analog zur Definition der Bezeichnung DH Stähle, können diese Güten als CH Stähle, d.h. Complexphasenstähle mit verbesserter Duktilität bezeichnet werden. Aufgrund einer bainitischen Mikrostruktur bzw. einer Mikrostruktur die auf angelassenem Martensit basiert sind allgemein Festigkeiten zwischen 1000 MPa und 1200 MPa einstellbar (vgl. Bild 2.5). Die thermo-mechanischen Prozessrouten zur Herstellung von TBF- und Q&P-Güten sind in Krizan et al. (2018) detailliert.

Sowohl die chemische Analyse als auch die mechanischen Eigenschaften der hier erläuterten Werkstoffe sind unter anderem in der VDA 239-100 spezifiziert, auf die in der vorliegenden Arbeit Bezug genommen wird.

2.2.2 Schädigung und Versagen

Das Einstellen einer guten globalen Duktilität und Umformbarkeit bei gleichzeitig hoher Festigkeit über eine entsprechende mehrphasige Mikrostruktur führt insbesondere bei Dualphasenstählen, Dualphasenstählen mit verbesserter Duktilität und TRIP-Stählen aufgrund von Härtedifferenzen an den Phasengrenzen und nicht kompatiblen Gleitsystemen zur Bildung von Spannungs- und Dehnungsgradienten in der Mikrostruktur. Diese begünstigen die Porenbildung, das Porenwachstum und somit die zum Versagen

führende Schädigungsevolution. Im Fertigungsprozess äußert sich dies durch Versagen bei geringer Einschnürung (**Bild 2.8 (a)**), Versagen an engen (Biege-)radien (**(b)**) oder durch Kantenrisse (**(c)**).

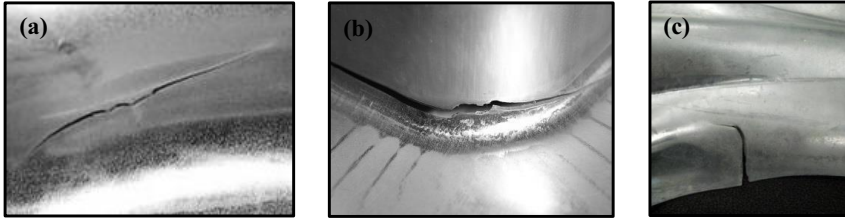


Bild 2.8: Beispiele für Risse hochfester Mehrphasenstähle in der Blechumformung: **(a)** Versagen bei geringer Einschnürung (DP1000); **(b)** Versagen an engen Radien (DP1000); **(c)** Kantenrisse (DP800)

Weiterhin beeinflusst die Schädigung auch die Funktionseigenschaften. Dies wurde von Feucht et al. (2018) numerisch am Beispiel eines seitlichen Pfahlanpralls gezeigt, bei dem der Aufriss des Hauptbodens einer Karosseriestruktur unter Berücksichtigung der Fertigungshistorie abgebildet werden kann (vgl. **Bild 2.9**).

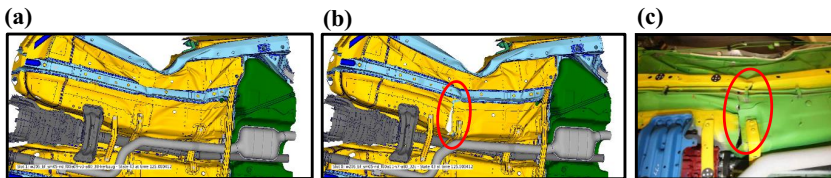


Bild 2.9: Bodenaufriß im seitlichen Pfahlanprall: **(a)** Simulation ohne Berücksichtigung der Schädigung aus dem Fertigungsprozess; **(b)** Simulation mit Berücksichtigung der Schädigung aus dem Fertigungsprozess; **(c)** Bodenaufriß im Versuch (Feucht et al., 2018)

Ohne die Berücksichtigung der Schädigung und der plastischen Dehnungen aus dem Umformprozess ist das Versagen simulativ nicht darstellbar. In mit dem Vorwärts-Fließpressverfahren hergestellten Bauteilen aus dem Einsatzstahl 16MnCr5 konnten Tekkaya et al. (2017) einen Einfluss der Schädigung auf zyklische Bauteileigenschaften feststellen. Wie in Tabelle 2.1 definiert und in Bild 2.3 sowie Bild 2.4 illustriert ist Schädigung nach Lemaitre (1996) die Reduktion der lokalen Tragfähigkeit durch die Porenevolution, d.h. die Bildung, dem Wachsen und Zusammenwachsen von Poren.

Das Aufstauen von Versetzungen während der plastischen Formänderung an Korn-, Phasengrenzen oder Einschlüssen bewirkt neben dem positiven Effekt der Kaltverfesti-

gung eine Spannungsüberhöhung an den Grenzflächen, die bei Erreichen eines kritischen Grenzwertes in einer *Hohlraum-* bzw. *Porenbildung* resultiert. Dabei werden drei Porenbildungsmechanismen unterschieden (Tasan et al., 2009):

- Brechen von spröderen Partikeln bzw. Phasen
- Ablösen der weicheren Matrix an der Grenzfläche zu einer härteren Phase bzw. einem härteren Einschluss
- Trennung an Grenzflächen innerhalb der Matrix an Spannungskonzentratoren wie Korngrenzen (Kadkhodapour et al., 2011)

Bild 2.10 illustriert diese Porenentstehungsmechanismen schematisch am Beispiel eines Dualphasenstahls.

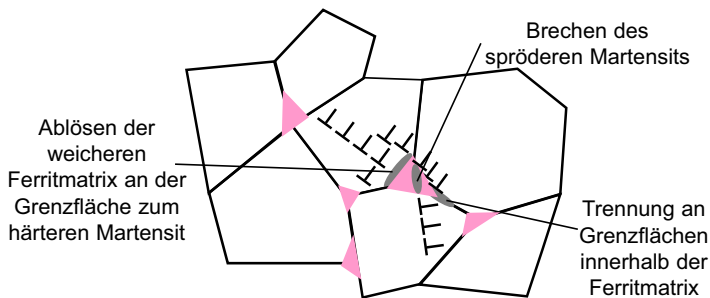


Bild 2.10: Schematische Übersicht der Porenentstehungsmechanismen am Beispiel eines Dualphasenstahls nach Mohrbacher (2013)

Die Mechanismen sind dabei abhängig von der lokalen mikrostrukturellen Morphologie, d.h. Art, Größe, Form, Menge, Verteilung und Festigkeit der Phasen, in Kombination mit den Zugspannungen an den Grenzflächen sowie den Matrixdehnungen (Seidenfuß, 1992). Für die beiden zuletzt genannten Punkte spielt der Beanspruchungszustand eine entscheidende Rolle. An Grenzflächen mit hoher Festigkeit, bei größeren, spröderen Partikeln sowie länglichen Partikeln wurde vornehmlich Partikelbruch festgestellt. Hierzu kommt es, wenn die maximalen Zugspannungen die mikroskopischen Spaltbruchspannungen der Partikel übersteigen (Achenbach, 1999). Eine Ablösung entsteht, wenn zum einen lokale Spannungen die Grenzflächenfestigkeit übersteigen und zum anderen wenn es durch Rissbildung und –ausbreitung zu einer Abnahme der Verzerungsenergie kommt, welche die spezifische Grenzflächenenergie überschreitet. Die Porenbildung findet während der gesamten plastischen Deformation statt und ist erst mit dem makroskopischen Bruch beendet (Saeidi, 2014a).

Im Rahmen der Schädigungsevolution kommt es neben der ständigen Poreninitiierung mit zunehmender plastischer Formänderung zum *Porenwachstum*. Dieses ist wie die Schädigungsevolution selbst vom Beanspruchungszustand abhängig. Dabei kontrolliert

der hydrostatische Anteil des Spannungstensors das Porenwachstum. Die Porenform wird durch den deviatorischen Anteil beeinflusst. Der Beanspruchungszustand muss folglich in der Mechanik durch mindestens zwei Parameter beschrieben werden. Dies ist für den hydrostatischen Anteil die Spannungsmehrachsigkeit (auch als Triaxialität bezeichnet) η mit dem Quotienten aus Mittelspannung $\sigma_m = 1/3 (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ und Vergleichsspannung $\bar{\sigma} = \sqrt{1/2((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2)}$:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}. \quad (2.3)$$

Den deviatorischen Anteil charakterisiert die normierte 3. Invariante des Spannungsdeviators ξ :

$$\xi = \frac{27 J_3}{2 \bar{\sigma}^3}. \quad (2.4)$$

Hierbei entspricht $J_3 = (\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m)$ der 3. Invariante des Spannungsdeviators. Weitere geläufige Parameter sind der Lode-Parameter

$$L = \frac{\sigma_2 - \sigma_n}{\tau} = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}, \quad (2.5)$$

der Lode-Winkel-Parameter

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} \cos^{-1}(\xi) \quad (2.6)$$

oder der Lode-Winkel

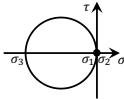
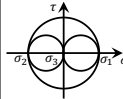
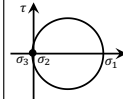
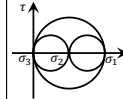
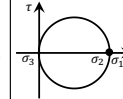
$$\theta = \frac{\pi}{6} (1 - \bar{\theta}). \quad (2.7)$$

Dabei ist $\tau = (\sigma_1 - \sigma_3)/2$ und $\sigma_n = (\sigma_1 + \sigma_3)/2$ die Normalspannung. Der Lode-Parameter gibt also die Position der 2. Hauptspannung normiert auf die Schubspannung an. Dies ist in **Bild A 1** im Anhang am Mohr'schen Spannungskreis illustriert. Weiterhin zeigt **Bild A 2** den Lode-Winkel-Parameter als Lage bestimmendes Element bei der Darstellung des Beanspruchungszustandes auf der π -Ebene. Eine zusätzliche Größe zur Beschreibung des deviatorischen Anteils stellt die normierte maximale Schubspannung dar:

$$\frac{\tau_{max}}{\bar{\sigma}} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2\bar{\sigma}} = \frac{1}{\sqrt{L^2 + 3}}. \quad (2.8)$$

Tabelle 2.5 gibt einen Überblick über die Parameter für charakteristische Beanspruchungszustände.

Tabelle 2.5: Übersicht der Parameter für charakteristische Beanspruchungszustände

	Einachsiger Druck	Einfacher Schub	Einachsiger Zug	Ebene Dehnung	Equibiaxialer Zug
Mohr'scher Kreis					
Hauptspg.	$\sigma_3 = -\sigma,$ $\sigma_1 = \sigma_2 = 0$	$\sigma_1 = -\sigma_2 = \sigma,$ $\sigma_3 = 0$	$\sigma_1 = \sigma,$ $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$	$\sigma_1 = 2\sigma_2 = \sigma,$ $\sigma_3 = 0$	$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma,$ $\sigma_3 = 0$
Mittelspg. σ_m	$-1/3 \sigma$	0	$1/3 \sigma$	$1/2 \sigma$	$2/3 \sigma$
Vergleichsspg. $\bar{\sigma}$	σ	$\sqrt{3}\sigma$	σ	$\sqrt{3}/2 \sigma$	σ
Triaxialität η	$-1/3$	0	$1/3$	$1/\sqrt{3}$	$2/3$
Norm. 3. Inv. des Spannungsev. ξ	-1	0	1	0	-1
Lode-Parameter L	1	0	-1	0	1
Lode-Winkel-Parameter $\bar{\theta}$	-1	0	1	0	-1
Lode-Winkel θ	60°	30°	0°	30°	60°

Das Porenwachstum nimmt nach Rice und Tracey (1969) mit steigender Spannungsmehrachsigkeit exponentiell zu. Bei hoher lokaler Spannungsmehrachsigkeit, d.h. bei hohen hydrostatischen Spannungen wachsen Poren in einer homogenen Mikrostruktur gleichmäßig an. Bei niedrigeren Triaxialitäten, beispielsweise beim uniaxialen Zug, vergrößern die Poren ihr Volumen in geringerem Maße und ihre Hohlraumgestalt dehnt sich in Zugrichtung. Die Wirkung des Lode-Winkel-Parameters auf die Porenform ist bei mittleren bis hohen Triaxialitäten gering. Im Gegensatz dazu trägt er bei niedrigen Triaxialitäten zu einer Gestaltsänderung der Poren bei (Zhang et al., 2001). So bestimmt ein variierender Lode-Winkel-Parameter bei konstanter Spannungsmehrachsigkeit die Porenform. Der Einfluss von Triaxialität und Lode-Winkel-Parameter wird in **Bild 2.11** anhand der Simulation einer Pore in einer Einheitszelle gezeigt. Bei hohen Spannungsmehrachsigkeiten entsteht eine große und vorwiegend gleichmäßige Ausdehnung der Poren. Bei niedrigen und negativen Triaxialitäten ist die Ausdehnung reduziert und der Einfluss des Lode-Winkel-Parameters wird größer (Brüning et al., 2013).

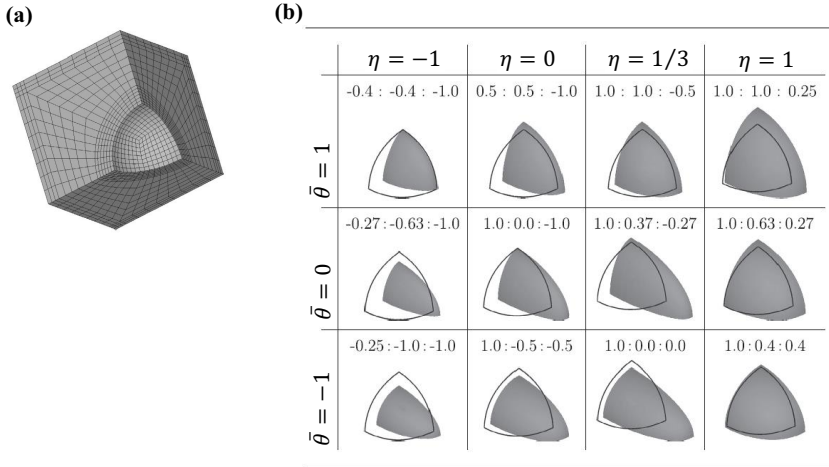


Bild 2.11: Simulation des Porenwachstums am Beispiel einer Einheitszelle: **(a)** 1/8-Modell der Einheitszelle; **(b)** Gestaltänderung der Poren in Abhängigkeit von η und θ (Brünig et al., 2013)

Neben der ständigen Porenentstehung und des Porenwachstums ist die Porenevolution durch die *Porenkoaleszenz*, dem Zusammenwachsen von Poren, gekennzeichnet. Diese führt letztendlich über die Mikrorissbildung zur Rissinitiiierung beim duktilen Versagen. Bei steigender Belastung wachsen Poren an, bis es zur Vereinigung dieser kommt. Dabei entstehen in der Mikrostruktur zum gleichen Zeitpunkt mehrere Mikrorisse, die nach Tvergaard und Needleman (1984) zu einem exponentiellen Anstieg des Porenvolumens führen. Die Porenkoaleszenz basiert auf unterschiedlichen, vom Beanspruchungszustand abhängigen Mechanismen, die in realen Mikrostrukturen sowohl gemeinsam als auch in Mischform auftreten können (Seidenfuß, 1992). In **Bild 2.12** sind Beispiele für drei unterschiedliche Mechanismen dargestellt. So zeigten Weck und Wilkinson (2008), dass zwei Poren durch Einschnüren des Materials zwischen diesen zusammenwachsen können **(a)**. Dieser Mechanismus tritt in erster Linie bei Poren mit geringem Abstand zueinander und bei hohen Triaxialitäten auf (Barsoum und Faleskog, 2007b). Charakteristisch für die resultierende Bruchfläche ist die hohe Porendichte mit spitzen, schmalen Reststegen (Achenbach, 1999). Weiterhin können sich zwei Hohlräume entlang von Scherbändern vereinigen **(b)** (Weck und Wilkinson, 2008). Dieser Mechanismus setzt dementsprechend hohe Schubspannungen voraus. Die Porenkoaleszenz kann auch bei großen Abständen zwischen den sich vereinigenden Poren ablaufen (Barsoum und Faleskog, 2007b). Der dritte Mechanismus basiert auf der Bildung kleinerer Sekundärporen zwischen Primärporen, entlang derer die Primärporen zusammenwachsen **(c)**.

Vorraussetzung für diesen Mechanismus sind (kleine) Partikel zwischen zwei oder mehreren benachbarten Primärhohlräumen. Bei weiterer plastischer Formänderung nukleieren anschließend die Sekundärporen an diesen Partikeln, so dass es in Kombination mit hohen Dehnungen im Steg zwischen den Primärporen zu einem Kettenzusammenschluss kommen kann. Dies ist in Bild 2.12 am Beispiel einer Martensitzelle in einem DP800 zu erkennen. Die Bruchfläche eines so versagten Blechwerkstoffes wird durch Poren unterschiedlichster Größe charakterisiert (Achenbach, 1999).

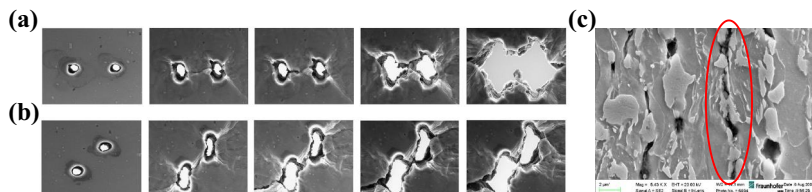


Bild 2.12: Mechanismen der Porenkoaleszenz: **(a)** Zusammenwachsen von Poren (Weck und Wilkinson, 2008); **(b)** Abscheren von Poren entlang eines Scherbandes; **(c)** Kettenzusammenschluss von Poren (Kadkhodapour et al., 2011)

Zum duktilen Versagen mit dem entsprechenden Bruchbild führt meist eine Kombination der drei Koaleszenzmechanismen, genauer von Mechanismus **(a)** und **(b)** wie in **Bild 2.13** dargestellt.

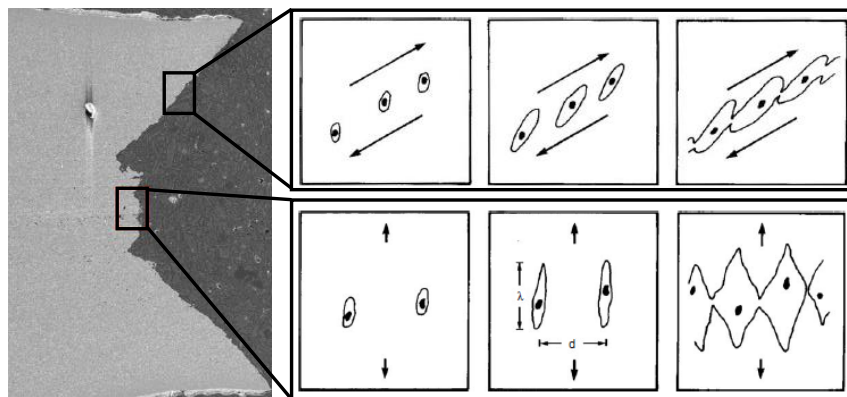


Bild 2.13: Duktile Bruchfläche resultierend aus Zusammenwachsen und Abscheren von Poren (Kadkhodapour et al., 2011; Hosford, 2005)

Ausgehend von hohen hydrostatischen Spannungen im Blechzentrum und dem damit verbundenen Mechanismus **(a)** wird ein Normalbruch induziert, der sich über Scherbän-

der in Blechdickenrichtung (Mechanismus **(b)**) ausbreitet. Entsprechend der Bruchmechanik kann somit das duktile, zugdominierte Versagen mit der Kombination der Bruchmodi I und III charakterisiert werden. Der hier vorgestellte Prozess der idealisierten, zum duktilen Versagen führenden Schädigungsevolution tritt in realen Mikrostrukturen in unterschiedlichen Facetten auf.

Die mikrostrukturelle Charakterisierung des Schädigungsverhaltens dieser realen Mikrostrukturen erfolgt zumeist mikroskopisch an Schlibfbildern. Die zur Schädigungscharakterisierung notwendigen Vergrößerungen können unter anderem mittels Lichtmikroskopie oder Rasterelektronenmikroskopie erzielt werden (Tasan et al., 2009). Die Grenzen der Lichtmikroskopie liegen bei einer 1.000fachen Vergrößerung. Mit Hilfe der konventionellen Rasterelektronenmikroskopie kann eine bis zu 100.000fache Vergrößerung bei einer Auflösung von 10 – 50 μm (Goldstein et al., 2003) erzielt werden. Kadkhodapour et al. (2011) nutzen bspw. die Rasterelektronenmikroskopie mit einer ca. 50.000fachen Vergrößerung (**Bild 2.14 (b)**). Die Schlibfe hochfester Mehrphasenstähle werden für die Untersuchungen in der Regel geätzt, um die Gefügestrukturen sichtbar zu machen. Neben der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie kann auch die Röntgentomographie zur Analyse der Schädigungsevolution eingesetzt werden. Diese ermöglicht in-situ Analysen und eine dreidimensionale Abbildung des duktilen Schädigungsprozesses im Materialinneren während der plastischen Deformation einer entsprechenden Zugprobe (Kahziz, 2015).

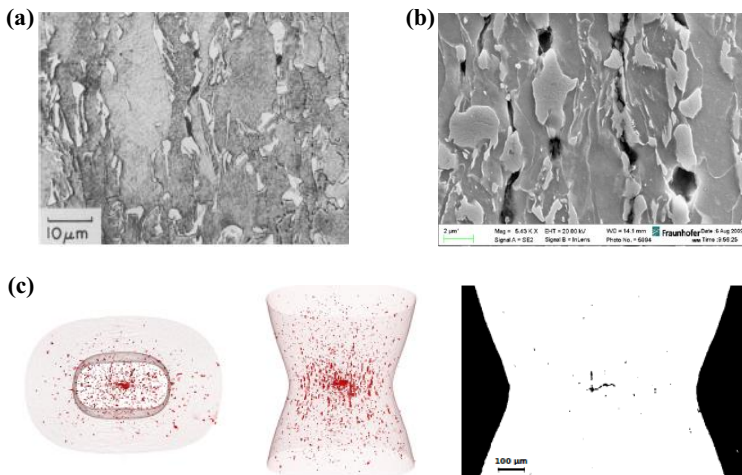


Bild 2.14: Möglichkeiten zur experimentellen Charakterisierung von Schädigungseffekten hochfester Mehrphasenstähle: **(a)** Lichtmikroskopie (Szewczyk und Gurland, 1982); **(b)** Rasterelektronenmikroskopie (Kadkhodapour et al., 2011); **(c)** Röntgentomographie (Kahziz, 2015)

Mit Hilfe der Mikroskopie konnte für Dualphasenstähle gezeigt werden, dass die duktile Schädigungsevolution von der lokalen mikrostrukturellen Morphologie abhängt (Avramovic-Cingara et al., 2009). Tasan et al. (2014) zeigten, dass scharfe Deformationsbänder in der ferritischen Matrix entstehen und sich durch die Route mit dem geringsten Widerstand, d.h. den günstigsten Gleitebenen, in $45^\circ - 50^\circ$ zur Belastungsrichtung in der Mikrostruktur zu sogenannten Scherbändern entwickeln. Dies führt zu sehr hohen Dehnungen in den Ferritkörnern, die durch Ghadbeigi et al. (2010) mittels in-situ Zugversuchen in einem Rasterelektronenmikroskop und digitaler Bildkorrelation sowohl für einen DP1000 (Ghadbeigi et al., 2010) als auch für einen DP600 (Ghadbeigi et al., 2013) untersucht wurden. Kadkhodapour et al. (2011) berechneten diese Scherdehnungslokalisierungen mit Hilfe eines Crystal Plasticity Modells. Die Zusammenhänge sind in **Bild 2.15** illustriert.

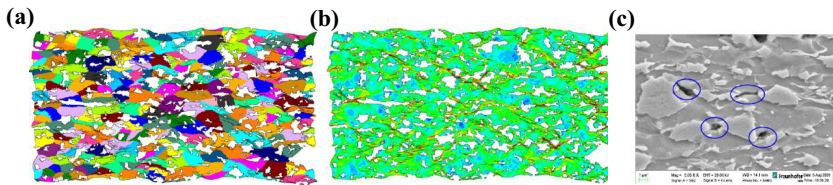


Bild 2.15: (a) Deformierte Mikrostruktur (bunt: Ferritkörner unterschiedlicher Orientierung, weiß: Martensit); (b) Scherdehnungen; (c) Porenbildung an Punkten hoher Spannungs- und Dehnungskonzentration (Kadkhodapour et al., 2011)

Die Schädigungsevolution ist ein dynamischer Prozess, bei dem beispielsweise auf einen Martensitbruch eine konzentrierte plastische Deformation an der Rissspitze folgt, die selbst wiederum die Dehnungslokalisierung und den lokalen Verlust der Tragfähigkeit forciert (Tasan et al., 2009). Neben Martensitbrüchen entstehen Poren in Dualphasenstählen hauptsächlich durch Dekohäsion an den Grenzflächen zwischen Ferrit und Martensit. Ghadbeigi et al. (2013) entdeckten Martensitbrüche ausgehend von Phasengrenzen als Hauptschädigungsmechanismus im DP600. Ein von Kadkhodapour et al. (2011) untersuchter DP800 zeigte Poreninitiierung durch Dekohäsion an den Ferritkorn-grenzen. Ramazani et al. (2013a) klassifizierten Martensitbrüche als den Hauptschädigungsmechanismus für einen im Labor hergestellten Dualphasenstahl. Schädigungsevolution entlang Ferrit-Martensit Grenzen wurde von Wang und Wei (2013) für einen DP800 im Gegensatz zu einer Kombination aus Martensitbrüchen und Ferrit-Martensit Dekohäsion für einen DP1000 entdeckt. Im Gegensatz zu Dualphasenstählen sind Complexphasenstähle kaum untersucht. Pathak et al. (2017) zeigten für einen CP800 die primäre Quelle für die Porenentstehung an Titanitriden (TiN) und die sekundäre Schädigungsevolution an Martensit-Bainit Grenzen nahe der makroskopischen Buchdehnung.

Zur Quantifizierung der Schädigung wird in einigen Arbeiten die Porosität bestimmt. Die Porosität ist dabei als das Verhältnis der Porenfläche zur entsprechenden Fläche des Messfeldes definiert (u.a. Kadkhodapour et al., 2011; Saeidi et al., 2014a; Isik et al., 2016a). Die Vorgehensweise zur Bestimmung der Porosität von Saeidi et al. (2014a) ist in **Bild 2.16** dargestellt. Die Porositätswerte eines jeden Messfeldes werden der jeweiligen Probendicke zugeordnet, aus der die wahre Dickendehnung ε_3 berechnet wird. Die resultierenden Porositätsverläufe für den in zitierter Arbeit mit drei verschiedenen gekerbten Zugprobengeometrien untersuchten DP800 sind in **Bild 2.16 (b)** dargestellt.

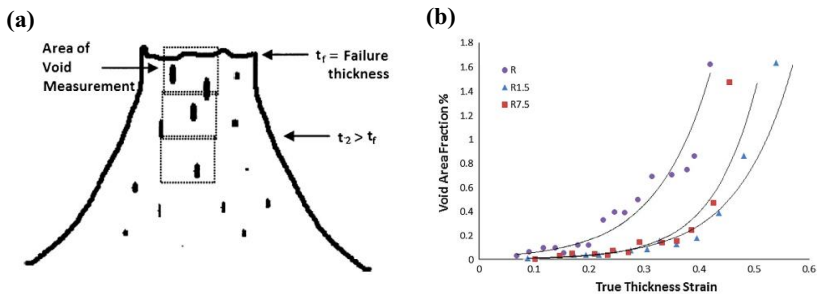


Bild 2.16: Bestimmung der Porosität nach Saeidi et al. (2014a): **(a)** Schematik der Messfelder im Schliff der Zugprobe (Poruks et al., 2006); **(b)** Porositäten für drei verschiedene Zugprobengeometrien (Saeidi et al., 2014a)

Die maximale Porosität im Messfeld an der Bruchfläche liegt dort bei ca. 1,6 %. Die Poren erreichen einen maximalen Durchmesser von ca. 1,5 μm . Kadkhodapour et al. (2011) fanden im Gegensatz dazu bei dem von ihnen untersuchten DP800 deutlich größere Poren mit einem Durchmesser von ca. 10 μm bei einer Porosität von ca. 0,55 %. Tasan et al. (2009) quantifizierten die Schädigung eines DP600 mit Hilfe von Nakajima-Proben in den Beanspruchungszuständen uniaxialer Zug, ebene Dehnung und equibiaxialer Zug. Die Porositäten in den uniaxialen Zug- und ebenen Dehnungsproben liegen zwischen 0,2 % und 0,3 % im Bereich der lokalen Einschnürung. Mit Hilfe von Kerbzugproben bestimmten Isik et al. (2016a) für einen DP600 in einer Blechdicke von 2 mm Porositätswerte von bis zu 6 % bei einer Größe von bis zu 45 μm in der Nähe der Bruchfläche.

Zusammenfassend führt allgemein eine Heterogenität der Mikrostruktur zu einer Heterogenität des Spannungs- und Dehnungsfeldes innerhalb selbiger. Dies begünstigt die Schädigungsevolution und führt zu einer Reduktion der lokalen Duktilität, die zu Versagen im Fertigungsprozess in Form von Kantenrissen, Rissen mit geringer Einschnürung oder Rissen an engen Radien führen kann. Dem kann in der Werkstoffentwicklung entgegen gewirkt werden, indem beispielsweise Bainit der Mikrostruktur hinzugefügt

wird, um die Empfindlichkeit gegenüber der Schädigungsevolution zu senken (Ramazani et al., 2013a). Weiterhin ist unter den festigkeitssteigernden Mechanismen die Kornfeinung alleine in der Lage, gleichzeitig die Schädigungstoleranz und lokale Duktilität der Stähle zu verbessern (Saeidi et al., 2014b; Calcagnotto et al., 2011). Hierbei spielt die Verteilung von Martensit eine kritische Rolle und die Ferrit-Martensit Morphologie muss hinsichtlich einer möglichst feinen Verteilung optimiert werden (Ramazani et al., 2013b). Zusätzlich postulierten Hudgins und Matlock (2016), dass eine Reduktion der Härtegradienten in einer Mikrostruktur positiv für die Optimierung der Schädigungstoleranz klassischer Dualphasenstähle ist.

Wie mit Bild 2.8 motiviert, kann die Schädigungsevolution hochfester Mehrphasenstähle neben dem „klassischen“ duktilen Versagen auch zu sogenannten Kantenrisen führen. Diese Kantenrisse entstehen nach dem Scherschneiden bzw. Stanzen von Blechkanten in einem folgenden Umformschritt, bspw. dem Abstellen eines Flansches oder dem Ziehen eines Kragenloches. Ursache sind hohe lokale Dehnungen an der Stanzkante infolge des Scherschneidens. Durch diese wird die Schädigungsevolution an der Kante induziert und die Umformbarkeit an der Kante für Nachfolgeoperationen reduziert. Isik et al. (2016b) fanden für einen DP600 und einen weichen Tiefziehstahl DC04 Schädigungseffekte in der Mikrostruktur vor der eigentlichen Materialtrennung infolge des Scherschneidens. Dazu wurden Versuche mit verschiedenen Stempeleindringtiefen durchgeführt. Bereits in der Glattschnittzone wurde eine Schädigung durch die Delamination der ferritischen Matrix von den Martensitinseln festgestellt. Die Schädigung nimmt hier mit steigender Stempeleindringtiefe zu, bis es schließlich zu einer Materialtrennung kommt. Die Porositätswerte liegen dabei bei ca. 6 %, d.h. in einer ähnlichen Größenordnung wie in den Kerbzugproben aus Isik et al. (2016a). Eine solche geschädigte Schnittkante ist schematisch in **Bild 2.17** dargestellt.

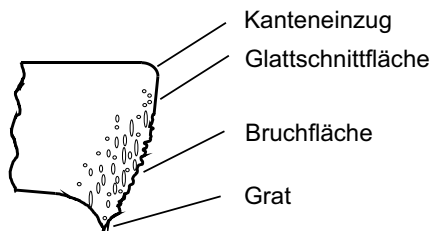


Bild 2.17: Schematische Darstellung einer Stanzkante mit Schädigung in Glattschnitt- und Bruchbereich

Mohrbacher (2013) zeigte, dass eine Reduktion der Kantenrissempfindlichkeit von Dualphasenstählen mit einer Optimierung der Mikrostruktur hinsichtlich einer höheren Schädigungstoleranz möglich ist. Dazu ist eine Kornfeinung und gleichmäßige Verteilung der Phasen einhergehend mit einer Reduktion der Härtegradienten zwischen den

Phasen notwendig. Diese Charakteristika lassen sich über ein angepasstes Legierungskonzept (Legieren von Niob und Molybdän) und der dazugehörigen thermo-mechanischen Prozessroute (vgl. Abschnitt 2.2.1) einstellen. Niob und Molybdän wirken kornfeinend und bilden feine Ausscheidungen. Durch die resultierende höhere Ferritfestigkeit kann die Martensitfestigkeit (Reduktion der Härte durch Reduktion des Kohlenstoffanteils) vermindert werden.

2.3 Versagensprognose in der Blechumformsimulation

Die zum duktilen Versagen führende Schädigungsevolution resultiert in einer reduzierten lokalen Duktilität hochfester Mehrphasenstähle, die auch in der Herstellbarkeitsbewertung mit Hilfe der Blechumformsimulation Berücksichtigung finden muss. Dies kann die Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien ermöglichen. Im Folgenden wird zunächst die Werkstoffmodellierung des plastischen Materialverhaltens beschrieben und die klassische Versagensbewertung in der Blechumformsimulation mit Hilfe der Grenzformänderungskurve erläutert. Anschließend werden geläufige, in der Blechumformsimulation anwendbare Schädigungsmodelle und Bruchkriterien vorgestellt. Das Kapitel schließt mit einem Abschnitt zur notwendigen Versuchsbasis und zur Parameteridentifikation der verschiedenen Modelle.

2.3.1 Werkstoffmodellierung und klassische Versagensbewertung in der Blechumformsimulation

Das Umformen basiert auf der plastischen Deformation eines Werkstoffes unter Beherrschung der Geometrie (vgl. Kapitel 2.1). Dementsprechend ist Kern der Materialbeschreibung in der Blechumformsimulation ein geeignetes Plastizitätsmodell. Das Plastizitätsmodell wird durch eine Fließfunktion Φ mit einer entsprechenden Fließspannung k_f und der modellabhängigen Vergleichsspannung $\bar{\sigma}$ bestimmt:

$$\Phi = \bar{\sigma} - k_f. \quad (2.9)$$

Unter der Annahme isotroper Verfestigung ist die Fließspannung eine Funktion der akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung $k_f = k_f(\bar{\epsilon}^p)$. Die assoziierte Fließregel ergibt sich mit dem plastischen Multiplikator $d\lambda$ zu:

$$d\bar{\epsilon}^p = d\lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \bar{\sigma}}. \quad (2.10)$$

Der plastische Multiplikator $d\lambda$ entspricht dabei dem Inkrement der plastischen Vergleichsdehnung $d\bar{\epsilon}^p$ (Berg, 1972). Zur detaillierten Beschreibung der in dieser Arbeit verwendeten Fließfunktionen von Mises (Mises, 1913), Hill48 (Hill, 1948) und YLD2000-2D (Barlat et al., 2003) sei auf die Literatur verwiesen.

Die Versagensbewertung in der Blechumformsimulation geschieht klassischerweise durch Anwendung von Grenzformänderungskurven. Diese werden nach DIN EN ISO

12004-2 mittels Nakajima-Versuchen bestimmt. Hierfür werden bei verschiedenen Geometrien (Rondenzuschnitten mit unterschiedlichen Stegbreiten), Beanspruchungszuständen zwischen dem uniaxialen und equi-biaxialen Zug, die erste und zweite Hauptdehnung bei Versagen ausgewertet und die Werte auf den Zeitpunkt des Eintretens plastischer Instabilität zurückgerechnet. Dieser Zeitpunkt der lokalen Einschnürung bzw. Membraninstabilität entspricht der Versagensgrenze in Zugumformprozessen. Die Grenzformänderungskurve kann direkt im „Post-Processing“ der Simulation angewandt werden, um den Formänderungszustand im Ziehteil zu bewerten. Voraussetzung dazu sind proportionale Formänderungsbedingungen (Lange, 1990). Die Umformhistorie wird in der klassischen Formänderungsanalyse nicht berücksichtigt. Hier bedarf es dem Anwenderwissen, dass beispielsweise bei einer einachsigen Zugbeanspruchung gefolgt von einem equi-biaxialen Zug die Grenzformänderungskurve zu höheren Werten wird. Umgekehrt wird die Grenzformänderungskurve bei einem Wechsel von der equi-biaxialen Zugbeanspruchung zu einachsigen Zugbeanspruchung zu niedrigeren Werten verschoben (Lange, 1990). Ein weiterer Nachteil der Anwendung der Grenzformänderungskurve zur Versagensbewertung ist deren limitierte Anwendungsmöglichkeit in Hinblick auf Scherversagen beim Tiefziehen und das Versagen an engen Radien von modernen hochfesten Stählen.

2.3.2 Schädigungsmodelle und Bruchkriterien

Fortschrittliche Schädigungsmodelle wie das Xue-Wierzbicki Modell (Wierzbicki et al., 2005), das modifizierte Mohr-Coulomb Modell (Bai und Wierzbicki, 2010), das Lou-Huh Modell (Lou et al., 2012) oder das Hosford-Coulomb Modell (Roth und Mohr, 2016) sowie phänomenologische Schädigungsmodelle wie das erweiterte Lemaitre-Modell (Isik et al., 2015) oder GISSMO (Andrade et al., 2016) wurden entwickelt, um das duktile Bruchverhalten metallischer Werkstoffe zu beschreiben und um die Grenzen der Anwendbarkeit der Grenzformänderungskurve zu überwinden. Diese Modelle berücksichtigen die Abhängigkeit der duktilen Schädigungsevolution vom Beanspruchungszustand durch funktionale Zusammenhänge zwischen der Bruchdehnung und den charakteristischen Kenngrößen wie Triaxialität und Lode-Parameter (vgl. S. 34). Wie am Beispiel des Hosford-Coulomb Modells in **Bild 2.18** dargestellt, bilden die Modelle einen monoton fallenden Zusammenhang zwischen Bruchdehnung und Triaxialität und einen konvexen Zusammenhang zwischen Bruchdehnung und Lode-Parameter ab. Im Spezialfall des ebenen Spannungszustandes, den die Blechumformung und Blechumformsimulation mit Schalenelementen voraussetzt, hängen Triaxialität und Lode-Parameter voneinander ab, sodass die Bruchkurven im Raum Bruchdehnung über Triaxialität dargestellt werden können und als „Girlande“ erscheinen (vgl. Bild 2.18):

$$\xi = -\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right). \quad (2.11)$$

Die Lastpfadabhängigkeit wird durch die inkrementelle Akkumulation einer Schädigungsvariable berücksichtigt:

$$D_{crit} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} g(\eta, \xi, \dots) d\bar{\epsilon}^p. \quad (2.12)$$

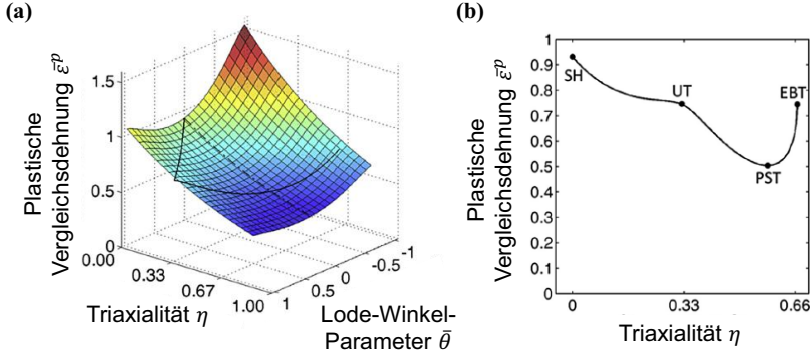


Bild 2.18: Hosford-Coulomb Kriterium: (a) Bruchfläche; (b) Bruchkurve (Roth und Mohr, 2016)

Das klassische *Lemaitre*-Modell ist ein Vertreter der Schädigungsmodelle und folgt demnach Kachanovs Idee (Kachanov, 1953) der Reduktion der tragenden Querschnittsfläche durch die Einführung von effektiven Spannungen $\tilde{\sigma}$ (Lemaitre, 1985):

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D}. \quad (2.13)$$

Rissinitiierung tritt auf, wenn die Schädigungsvariable D den werkstoffspezifischen kritischen Schädigungswert D_{crit} erreicht. Das klassische Lemaitre-Modell wurde in vergangenen und aktuellen Forschungsarbeiten erweitert, um den Effekt der Porenschließung unter hydrostatischem Druck (h) und die Abhängigkeit der Versagensdehnung von dem Lode-Parameter zur besseren Vorhersage scher-dominierter Versagensfälle ($2\tau_{max}/\bar{\sigma}$) zu berücksichtigen (Isik et al., 2015). Die entsprechende Schädigungsevolutionsgleichung ist wie folgt definiert (Isik et al, 2015):

$$dD = \left(\frac{2\tau_{max}}{\bar{\sigma}} \right)^\theta \left\langle \frac{Y - Y_0}{S} \right\rangle^s \frac{d\bar{\epsilon}^p}{(1 - D)^\beta}. \quad (2.14)$$

Dabei ist

$$Y = \frac{1+\vartheta}{E} \left(\sum_{i=1}^3 ((\tilde{\sigma}_i)^2 + h(-\tilde{\sigma}_i)^2) \right) - \frac{\vartheta}{2E} \left((\tilde{\sigma}_m)^2 + h(-\tilde{\sigma}_m)^2 \right). \quad (2.15)$$

Die Schädigungsevolution beginnt, wenn die modifizierte elastische Energiedichte Y die initiale elastische Energiedichte Y_0 übersteigt. Diese kann nach Lemaitre (1996) auf Basis des Kraftmaximums des uniaxialen Zugversuchs berechnet werden:

$$Y_0 = \frac{1}{2} \frac{F_{max}^2}{A^2 E}. \quad (2.16)$$

Der Zugversuch kann auch zur Berechnung von D_{crit} herangezogen werden:

$$D_{crit} = 1 - \frac{F_f}{F_{max}}. \quad (2.17)$$

Neben dem Parameter zur Berücksichtigung des Effekts der Porenschließung h und dem kritischen Schädigungsparameter D_{crit} wird das erweiterte Lemaitre-Modell durch den Skalierungsfaktor der elastischen Energiedichte S , dem Exponenten der elastischen Energiedichte s , dem Schädigungsexponent β und dem Parameter für scher-dominierte Versagensfälle θ definiert. **Bild 2.19** zeigt qualitativ den Effekt von h und θ in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit η auf die Bruchdehnung $\bar{\epsilon}_f^p$. Für $\theta = 0$ und $h = 1$ wird das erweiterte Lemaitre-Modell auf das klassische reduziert (Isik et al., 2015). Wird $0 \leq h \leq 1$ gewählt, beispielsweise $h = 0,2$, so wird der Effekt des Porenschließens berücksichtigt und die Bruchkurve verliert ihre Symmetrie. Der Parameter für scher-dominierte Versagensfälle θ beeinflusst die Bruchkurve speziell im Bereich der ebenen Scherung ($\eta = 0$) und in der ebenen Dehnung ($\eta = 1/\sqrt{3}$) (Isik et al., 2015).

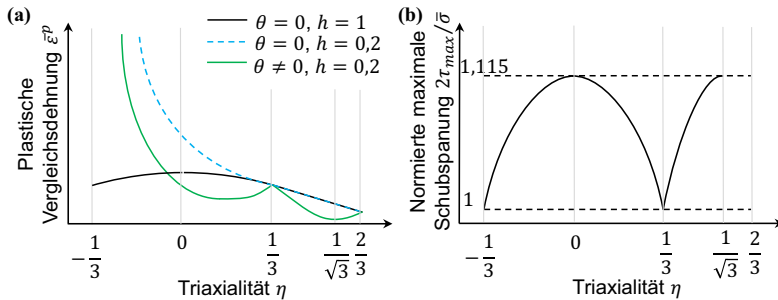


Bild 2.19: Erweitertes Lemaitre-Modell: (a) Bruchkurven (qualitativ) in Abhängigkeit von θ und h ; (b) Normierte maximale Schubspannung als Funktion von η (nach Isik et al., 2015)

Die Basis von *GISSMO* (engl. Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model) ist eine von der Versagenskurve $\bar{\epsilon}_f^p(\eta)$ abhängige Schädigungsevolution. Die Versagenskurve selbst ist abhängig vom Beanspruchungszustand, der Triaxialität. Die

Schädigungsevolution wird von der plastischen Vergleichsdehnung gesteuert und kann durch den Schädigungsparameter n beeinflusst werden (Andrade et al., 2016):

$$dD = \frac{n}{\bar{\epsilon}_f^p(\eta)} D^{1-\frac{1}{n}} d\bar{\epsilon}^p. \tag{2.18}$$

Versagen tritt ein, wenn $D = 1$ ist. Der Schädigungsparameter wird mit dem Spannungstensor gekoppelt, nachdem die sogenannte Instabilitätskurve $\bar{\epsilon}_{ins}^p(\eta)$ überschritten wurde und der entsprechende Indikator F den Wert 1 erreicht. F wird auf gleiche Weise gesteuert wie die Schädigungsvariable D (Andrade et al., 2016):

$$dF = \frac{n}{\bar{\epsilon}_{ins}^p(\eta)} D^{1-\frac{1}{n}} d\bar{\epsilon}^p. \tag{2.19}$$

Die „Stärke“ der Kopplung hängt von dem Reduktionsparameter m ab (Andrade et al., 2016):

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1-\tilde{D}}, \text{ mit } \tilde{D} = 0, \text{ wenn } F < 1 \text{ und } \tilde{D} = \left(\frac{D-D_{ins}}{1-D_{ins}}\right)^m, \text{ wenn } F = 1. \tag{2.20}$$

Dabei entspricht Wert von D_{ins} dem der Schädigungsvariable bei $F = 1$. Wird $m = 1$ und $D_{ins} = 0$ gewählt, so wird **Gl. (2.20)** zu **Gl. (2.13)** reduziert. Der Effekt des Reduktionsparameters, des Schädigungsparameters und das schematische Modellverhalten von GISSMO ist in **Bild 2.20** dargestellt. Für proportionale Lastpfade gehen die Punkte des Erreichens der Instabilitäts- und Bruchkurve mit dem Erreichen von $F = 1$ und $D = 1$ einher. Im Fall von nichtproportionalen beziehungsweise nichtlinearen Lastpfaden kann das Versagen ober- oder unterhalb der entsprechenden Kurven initiiert werden.

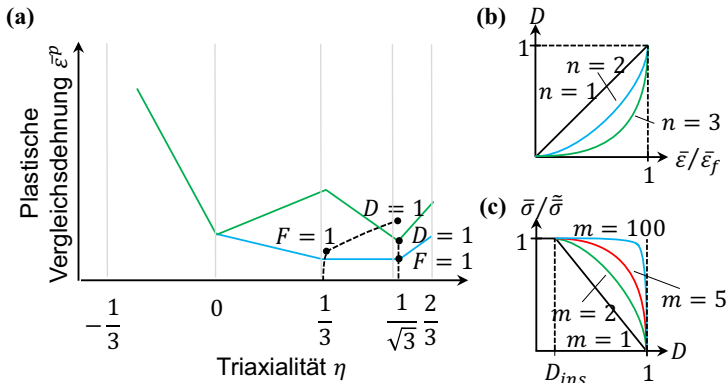


Bild 2.20: GISSMO: (a) Schematisches Modellverhalten mit Instabilitätskurve (blau) und Bruchkurve (grün); (b) Effekt des Schädigungsparameters n ; (c) Effekt des Reduktionparameters m (nach Andrade et al., 2016)

Die Berechnung von F und D berücksichtigt somit intrinsisch den Einfluss nichtproportionaler Lastpfade und somit der Umformhistorie. Bei der Wahl hoher Werte des Reduktionsparameters, ist der Effekt der Kopplung zwischen Plastizitätsmodell und Schädigungsmodell vernachlässigbar und GISSMO wirkt quasi wie ein Bruchkriterium.

Die Bruchkurven $FFL/SFFL$ nach Martins et al. (2014) sind im Gegensatz zu den zuvor diskutierten Modellen im Hauptdehnungsraum formuliert. Die FFL (engl. fracture forming limit) zur Beschreibung duktiler Normalbrüche (Bruchmode I) fällt dabei von links nach rechts mit einer Steigung von -1:

$$\varepsilon_{1f} + \varepsilon_{2f} = -\varepsilon_{3f}. \tag{2.21}$$

Ähnliche Verläufe für Bruchkurven wurden von Wierzbicki et al. (2005) und Atkins (1996) gezeigt.

Wie in **Bild 2.21** dargestellt verläuft die SFFL (engl. shear fracture forming limit) senkrecht zur FFL. Dabei erreichen die erste (ε_{1f}) und zweite (ε_{2f}) Hauptdehnung sowie die Verzerrung γ_f kritische Werte, die zu ebenem Scherversagen (Bruchmode II) führen:

$$\varepsilon_{1f} - \varepsilon_{2f} = \gamma_f. \tag{2.22}$$

Mit Hilfe schädigungsmechanischer Ansätze und unter Anwendung des Fließborts Hill48 wird durch Martins et al. (2014) das Bruchkriterium wie folgt formuliert:

$$D_{crit}^{FFL} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f^p} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}^p = -\frac{1+r_m}{3} \varepsilon_{3f} \text{ (FFL)} \tag{2.23}$$

und

$$D_{crit}^{SFFL} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f^p} \frac{\tau}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}^p = \frac{1}{2} \frac{1+r_m}{1+2r_m} (\varepsilon_{1f} - \varepsilon_{2f}) \text{ (SFFL)}. \tag{2.24}$$

Hier sind D_{crit}^{FFL} und D_{crit}^{SFFL} die kritischen Schädigungsvariablen und r_m ist die mittlere senkrechte Anisotropie.

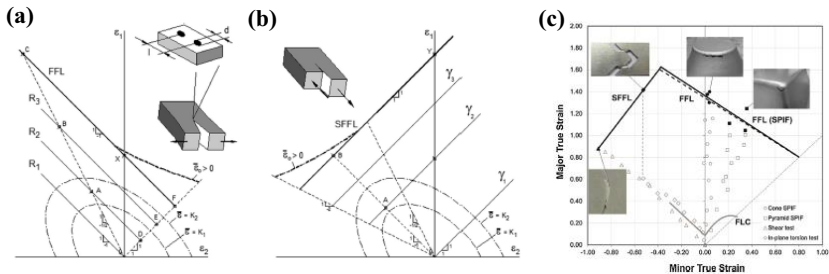


Bild 2.21: FFL/SFFL: **(a)** Schematischer Verlauf FFL und Illustration Bruchmode I (Silva et al., 2015); **(b)** Schematischer Verlauf SFFL und Illustration Bruchmode II (Silva et al., 2015); **(c)** FFL/SFFL am Beispiel einer Aluminium-Legierung (Isik et al., 2014)

2.3.3 Versuchsbasis zur Parameteridentifikation

Die Versagensvorhersage in Hinblick auf Ort und Zeitpunkt, d.h. die Performance der zuvor diskutierten Schädigungsmodelle und Bruchkriterien hängt von der Qualität der Parameteridentifikation zugrundeliegenden experimentellen Daten ab. Größen wie lokale Bruchdehnungen oder Kraft-Verschiebungs- bzw. Spannungs-Dehnungskurven werden mittels repräsentativer Bruchproben für die Beanspruchungszustände zwischen der ebenen Scherung und dem equi-biaxialen Zug bestimmt. Die Entwicklung geeigneter Prüfverfahren und entsprechender Proben ist eine anspruchsvolle Aufgabe, da konventionelle Verfahren diverse Nachteile wie eine inhomogene Dehnungsverteilung, begrenzte plastische Deformation, Versagen an mechanisch bearbeiteten Oberflächen und Kanten sowie die Nichtlinearität der Belastungspfade aufweisen. Im Folgenden werden einige Richtlinien für die Konstruktion und die Eigenschaften dieser Proben zusammengefasst:

- Keine Bruchinitiierung an der Probenkante oder der mechanisch bearbeiteten Oberfläche (Roth und Mohr, 2016)
- Keine Dehnungsgradienten in Dickenrichtung (Peshekhodov et al., 2016)
- Ein proportionaler Lastpfad bis Bruch (Roth und Mohr, 2016)
- Geringe Dehnungslokalisierung (Peshekhodov et al., 2016)

Bild 2.22 gibt einen Überblick über verschiedene Probengeometrien.

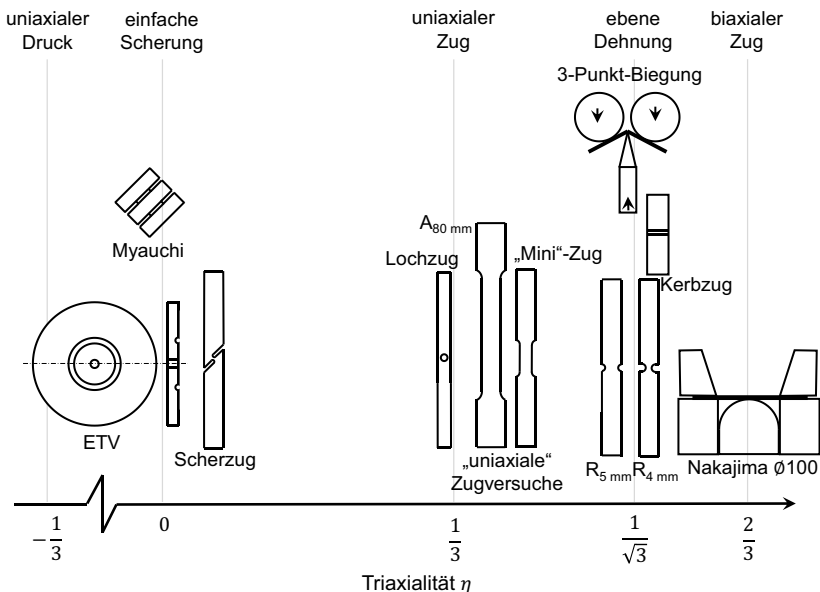


Bild 2.22: Überblick verschiedener Bruchproben

Insbesondere im Bereich der ebenen Scherung unterscheiden sich die Geometrien deutlich. **Tabelle 2.6** fasst verschiedene Probentypen zur Charakterisierung des Versagens unter ebener Scherung und deren Charakteristika zusammen. Der ebene Torsionsversuch mit Ringnut nach Yin et al. (2015) ist der einzige, der unter dieser Vielzahl von Proben für den Zustand der ebenen Dehnung einen vom Material unabhängigen proportionalen Belastungspfad bis zum Bruch aufweist.

Tabelle 2.6: Probengeometrien zur Versagenscharakterisierung bei ebener Scherung (Traphoener et al., 2018)

Probengeometrie	Quelle	Charakteristik
ASTM	ASTM B831	<ul style="list-style-type: none"> • Asymmetrisch gekerbte Probengeometrie zur Zugbelastung • Keine Dickenreduktion der Probe notwendig
Modifizierte ASTM	Andrade et al., 2016	<ul style="list-style-type: none"> • Asymmetrisch gekerbte Probengeometrie zur Zugbelastung • Keine Dickenreduktion der Probe notwendig
„Smiley“	Shouler und Allwood (2011) Till und Hackl (2013)	<ul style="list-style-type: none"> • Symmetrisch gekerbte Probengeometrie mit zwei Messbereichen zur Zugbelastung • Keine Dickenreduktion der Probe notwendig
„Butterfly“	Mohr und Henn (2007) Mohr und Dunand (2011) Peshekhodov et al. (2016)	<ul style="list-style-type: none"> • Probengeometrie zur Prüfung eines großen Triaxialitätsbereichs • Geometrisch optimiert, so dass höchste Dehnungswerte im Probenzentrum gemessen werden • Dickenreduktion der Probe notwendig
Modifizierte Myauchi-Probe	Peshekhodov et al. (2016)	<ul style="list-style-type: none"> • Modifizierte Myauchi • Dickenreduktion der Probe notwendig
Kombination einer modifizierten ASTM und einer „Butterfly“ Probe	Bao und Wierzbicki (2004) Lian et al. (2012)	<ul style="list-style-type: none"> • Scherzuggeometrie analog ASTM mit Messbereich analog mod. Myauchi • Dickenreduktion der Probe notwendig
Ebene Torsionsprobe	Yin et al. (2015)	<ul style="list-style-type: none"> • Probe mit Ringnut (Torsionsbelastung) • Dickenreduktion der Probe notwendig

Der größte Nachteil dieser Geometrie und der in Tabelle 2.6 aufgeführten weiteren Proben mit Reduktion der Blechdicke besteht darin, dass die Bruchinitiierung in der mechanisch bearbeiteten Oberfläche zu einer zu geringen Bruchdehnung führen kann. Mohr und Dunand (2011) zeigten dazu einen signifikanten Einfluss der CNC-Bearbeitung. Verschiedene Verfahren zur Herstellung einer Lochzugprobe wurden durch Roth und Mohr (2016) bewertet. Zwischen Wasserstrahlschneiden, Bohren und Bohren mit anschließendem Reiben zeigte das CNC-Fräsen aufgrund der guten Oberflächenqualität und der geringen induzierten Kaltverfestigung die besten Ergebnisse in Bezug auf die Höhe der lokalen Bruchdehnungen. Zur Parameteridentifikation kann die direkte oder inverse Methode angewandt werden. Die Parameter von Bruchkriterien wie dem Hosford-Coulomb Modell (Roth und Mohr, 2016) oder die FFL/SFFL (Isik et al., 2014) werden in der Regel direkt mit Hilfe lokal gemessener Bruchdehnungen bestimmt. Schädigungsmodelle wie das erweiterte Lemaitre-Modell (Isik et al., 2015) oder GISSMO (Andrade et al., 2016) werden invers auf Basis von Kraft-Verschiebungs- oder Spannungs-Dehnungskurven kalibriert. Weiterhin ist eine inverse Parameteridentifikation unter Berücksichtigung der lokalen Versagensdehnungen möglich (Dunand und Mohr, 2010).

2.4 Klassifizierung und Eigenschaftsprofil

Mit der Optimierung der Mikrostruktur klassischer Dualphasenstähle hinsichtlich einer geringeren Neigung zur Schädigungsevolution und Reduktion der Kantenrissempfindlichkeit als auch durch die Entwicklung der dritten Generation moderner hochfester Stähle mit verbesserter globaler Duktilität sind die mechanischen Eigenschaften hochfester Mehrphasenstähle gezielt Fertigungsprozessen und Produkteigenschaften zugeschnitten. Als Nebeneffekt verlieren die Dualphasenstähle immer mehr ihre klassische, zweiphasige Mikrostruktur, so dass eine Bezeichnung der Stähle nach selbiger nur begrenzt sinnvoll ist. Die zusätzliche Produktvielfalt – als Beispiel seien hier neun Stähle in der 1000 MPa Festigkeitsklasse alleine von der Fa. US Steel genannt (Hance und Davenport, 2016) – in Kombination mit den spezifischen Charakteristika erschweren dem Bauteilkonstrukteur die optimale Werkstoffauswahl. Experimentell kann aus dem gesamten Portfolio an mechanischen Eigenschaften mit Blick auf das plastische Deformations- und Versagensverhalten dieser Stähle (vgl. Tabelle 2.1) mit den mechanischen Kennwerten aus dem Zugversuch nach EN ISO 6892-1 nur die *globale Duktilität* charakterisiert werden. Bezüglich der *lokalen Duktilität* lassen sich auf Basis der spezifizierten Kennwerte keine Aussagen treffen.

Datsko und Yang (1960) bewerteten die *Biegebarkeit* von Werkstoffen mit dem im Biegeprozess minimal zu erreichenden Biegeradius und stellten eine Korrelation mit der Brucheinschnürung im Zugversuch her. In der Automobilindustrie hat sich jedoch der 3-Punkt Biegeversuch nach VDA 238-100, ursprünglich spezifiziert zur Bewertung der

Falzbarkeit von Aluminiumlegierungen, zum Stand der Technik für die Charakterisierung der Biegebarkeit und Bewertung der Crashduktilität entwickelt. Kurz et al. (2009) zeigten eine gute Korrelation zwischen dem dort spezifizierten Biegewinkel und der Crashperformance von pressgehärteten Stauchprofilen. Cheong et al. (2017) optimierten in ihrem Beitrag den Versuchsaufbau nach VDA238-100 in Hinblick auf die Ermittlung lokaler Versagensdehnungen im Beanspruchungszustand der ebenen Dehnung mittels optischer Dehnungsmessung. Eine weitere Möglichkeit zur Generierung eines ebenen Dehnungszustandes stellt wie in Abschnitt 2.3.3 beschrieben die Verwendung von Kerbzugproben dar. Für drei unterschiedliche DP1000 fanden Butcher und Dykeman (2017), dass die lokalen Bruchdehnungen aus einer Biegeprobe, bestimmt mittels optischer Dehnungsmessung, und aus einer gekerbten Zugprobe, ermittelt mit einer Kombination aus optischer Dehnungsmessung und Bruchdickenmessung, nahezu gleich groß sind. Die gemessenen Dehnungen der Kerbzugprobe sind geringfügig niedriger, da diese Proben einen Dehnungsgradienten in Blechdickenrichtung aufweisen. Dieser Dehnungsgradient in Dickenrichtung wird durch die Bruchdickenmessung nur gemittelt. Gleiches wurde für pressgehärtete Stähle gezeigt (Dietsch et al., 2017). Somit ist es prinzipiell möglich, Biegebarkeit und lokale Duktilität zu verknüpfen, wenn für letzteres lokale Bruchdehnungen oder die Brucheinschnürung herangezogen werden. Um das Versagen bei Biegeoperationen in der Blechumformsimulation bewerten zu können, führten Liewald et al. (2014) Grenzbiegekurven ein. Diese fallen im Grenzformänderungsdiagramm von links nach rechts. Die Grenzbiegekurven werden durch optische Dehnungsmessung an Biegeproben nach VDA 238-100 bestimmt, die unterschiedliche Vordehnungen erfahren haben. Eine weitere Möglichkeit der Versagensbewertung bei Biegeoperationen ist die Anwendung der zuvor beleuchteten Schädigungsmechanik. So haben beispielsweise Soyarslan et al. (2012) das erweiterte Lemaitre-Modell auf Basis von Kerbzugversuchen kalibriert, um damit das Versagen eines DP600 beim Biegen zu beschreiben.

Neben dem Biegeversuch wurde ein weiterer Ansatz zur Beschreibung der Crashperformance von Frometa et al. (2017) eingeführt, die eine Korrelation der *Bruchzähigkeit* im Sinne der wesentlichen Brucharbeit mit der Crashperformance von axialen Stauchversuchen für verschiedene Mehrphasenstähle zeigen. Casellas et al. (2017) verknüpften ebendiese wesentliche Brucharbeit der gleichen Werkstoffe mit den Ergebnissen von Lochaufweitversuchen, die klassischerweise zur Bewertung der *Kantenrissempfindlichkeit* genutzt werden. Dabei fanden sie eine positive Korrelation. Vergleichbare Ergebnisse wurden von Yoon et al. (2016) veröffentlicht, die die Bruchzähigkeit von modernen hochfesten Stähle mit der Kantendehnbarkeit selbiger verknüpft haben. Der Lochaufweitversuch nach ISO 16630 zur Charakterisierung dieser Kantenrissempfindlichkeit zeigt einige Nachteile und wird deshalb in der Fachwelt kontrovers diskutiert und bewertet: In (Schneider und Eggers, 2011) werden die Einflüsse auf das Lochauf-

weitverhältnis vom Versuchsdurchführenden über die Schneidwerkzeuge bis zur Bewertungsmethodik beschrieben. Ein europäischer Ringversuch (Atzema et al., 2012) mit mehreren modernen hochfesten Stählen konnte die hohe Streuung zwischen verschiedenen Laboren aufzeigen. Ursachen hierzu liegen in der nicht reproduzierbaren Vorschädigung der Kante und den unterschiedlichen Versuchsdurchführenden. Beispielsweise zeigte das Lochaufweitverhältnis eines martensitischen Stahls eine Standardabweichung von 14,6 % bei einem Mittelwert von 58,8 % (Atzema et al., 2012). Aus genannten Gründen bewerteten Larour et al. (2014) alternative Versuche zur Ermittlung der Kantensensitivität. Alle Versuche haben jedoch gemein, dass nicht nur der Werkstoff, sondern auch die gestanzte Kante und damit der Schneidprozess geprüft und bewertet werden.

Die *Schädigungstoleranz* wie in Tabelle 2.1 beschrieben wird nicht durch ein klassisches Maß charakterisiert. Manche Schädigungsmodelle und Bruchkriterien wie das Lemaitre-Modell (1996) oder der Ansatz der Grenzbruchkurven (Martins et al., 2014) basieren auf einem kritischen Schädigungsparameter D_{crit} . Dieser kann wie folgt interpretiert werden: je höher der Wert von D_{crit} , desto höher ist die Schädigungstoleranz des entsprechenden Werkstoffs. Gleiches gilt für einen Vergleich der Bruchdehnungen, die mit erweiterten Bruchkriterien wie dem Modified-Mohr-Coulomb (Bai und Wierzbicki, 2010), dem Lou-Huh (Lou et al., 2012) oder dem Hosford-Coulomb Modell (Roth und Mohr, 2016) berechnet werden: Je höher die Werte der Bruchkurve (im Falle des ebenen Spannungszustandes) oder der Bruchfläche eines Werkstoffs, desto schädigungstoleranter ist selbiger im jeweiligen Beanspruchungszustand. Münstermann et al. (Münstermann et al., 2017) führten den mittels einem modifizierten Bai-Wierzbicki Modell berechneten Quotienten aus Bruchdehnung und Dehnung bei Schädigungsinitiierung ein. Der für ihren Beitrag untersuchte DP600 ist demnach deutlich schädigungstoleranter als der ebenfalls untersuchte DP1000. Dies wird von den Autoren durch die höhere Anzahl an Schädigungsinitiierungsquellen in der Mikrostruktur des DP1000 erklärt.

Die Idee der globalen und lokalen Duktilität wurde von Hance und Davenport (2016) genutzt, um eine neue Klassifizierungsschematik zur anwendungsspezifischen Werkstoffauswahl am Beispiel verschiedener moderner hochfester Stähle in der Festigkeitsklasse 1000 MPa einzuführen (vgl. **Bild 2.23**). In dieser Schematik wird die wahre Gleichmaßdehnung als Maß für die globale Duktilität verwendet. Für die lokale Duktilität schlagen Hance und Davenport (2016) die sogenannte wahre Bruchdehnung, ein Dehnungsmaß für die Reduktion der Bruchfläche, vor. Larour et al. (2017) griffen dies auf und nutzten statt der wahren Bruchdehnung den Z-Wert, die Brucheinschnürung, nach ISO 6892-1 und ASTM E6 als Maß für die lokale Duktilität. Mit diesem Maß konnte für eine große Bandbreite moderner hochfester Stähle eine gute Korrelation mit

Lochaufweitverhältnissen, gemessen an gestanzten und gefrästen Proben, erreicht werden. Unter Verwendung einer Dehnungsreferenzlänge von 5 mm im Zugversuch als Maß für die lokale Duktilität zeigten bereits Sugimoto et al. (2000) diese Korrelation mit dem Lochaufweitverhältnis.

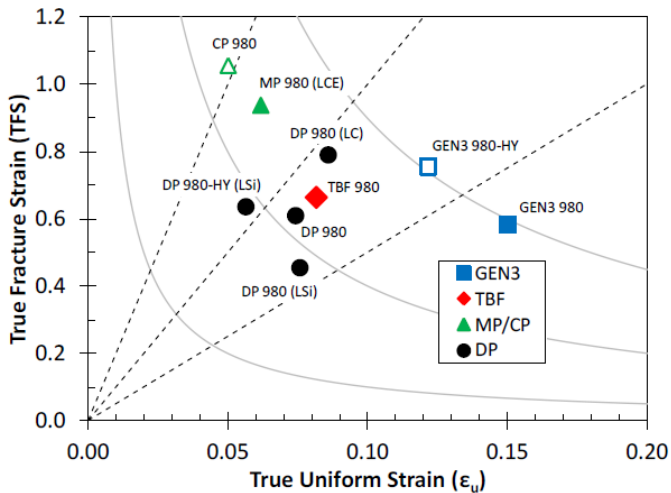


Bild 2.23: Schematik der globalen und lokalen Umformbarkeit (Hance und Davenport, 2016)

3 Zielsetzung

Hochfeste Mehrphasenstähle sind im modernen Karosseriebau unabdingbar für Stoffleichtbau und Verbesserung der Crashperformance. Die höheren Festigkeiten gehen im Vergleich zu klassischen Tiefziehstählen oder mikrolegierten Stählen mit einer reduzierten Duktilität einher. Insbesondere die heterogene Mikrostruktur von Dualphasenstählen neigt zur Schädigungsevolution. Dies kann im Fertigungsprozess zum Ausschuss durch Versagen an engen Radien oder durch Kantenrisse führen. Das Ziel dieser Dissertation ist eine Verbesserung des Verständnisses des Schädigungs- und Versagensverhaltens hochfester Mehrphasenstähle zur Werkstoffoptimierung und zur sicheren Handhabung dieser Werkstoffe im Umformprozess und der Umformsimulation. Dies führt zur Ausarbeitung einer Strategie zur Parameteridentifikation und zur Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien in der industriellen Blechumformsimulation. Mit Hilfe des Erkenntnisgewinns soll zudem ein einfacher Parameter gefunden werden, um die Schädigungstoleranz und die lokale Duktilität eines Werkstoffs auf makroskopischer Ebene zu bewerten und die Vielzahl an Werkstoffen zu klassifizieren.

Das Schädigungs- und Versagensverhalten ist von modernen hochfesten Stählen der ersten Generation, genauer von Dual- und Complexphasenstähle, mit Festigkeiten zwischen 600 und 1000 MPa zu analysieren. Die Schädigung soll dabei sowohl quantitativ als auch qualitativ bewertet werden. Der Einfluss des Beanspruchungszustandes auf die Schädigungseffekte realer Mikrostrukturen ist herauszuarbeiten. Die Erkenntnisse sind im Kontext des Standes der Technik einzuordnen und als Basis für Vorschläge zur Optimierung hochfester Mehrphasenstähle hinsichtlich einer schädigungstoleranten Mikrostruktur zu nutzen.

Weiterhin sollen diese Erkenntnisse verwendet werden, um Schädigungsmodelle und Bruchkriterien hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit in der Blechumformsimulation hochfester Mehrphasenstähle zu bewerten. Hierzu ist zudem eine geeignete Strategie zur Parameteridentifikation zu entwickeln.

Im dritten Teil dieser Dissertation ist, basierend auf den Erkenntnissen der mikrostrukturellen Untersuchungen und der Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien, ein makroskopischer Kennwert zu identifizieren und zu qualifizieren mit dem die Schädigungstoleranz und die lokale Duktilität der Werkstoffe abgeschätzt werden kann. Dieser soll zusammen mit einer Kenngröße für die globale Duktilität genutzt werden, um eine Klassifizierungsschematik für hochfeste Mehrphasenstähle im Sinne von Hance (2018) zu entwickeln. Zur Bewertung der Eignung eines Kennwertes für die globale Duktilität ist es notwendig, dass der entsprechende Parameter mit dem Minimum der Grenzformänderungskurve als Maß zur Bewertung der Umformbarkeit in der Blechum-

formung und dem realen Ziehverhalten korreliert. Dazu soll ein Prinzipbauteil herangezogen werden. Um den Kennwert für die Schädigungstoleranz und lokale Duktilität zu qualifizieren, muss die Korrelation mit dem Lochaufweitverhältnis zur Bewertung der Kantenrissempfindlichkeit gezeigt werden. Beide Parameter und die resultierende Klassifizierungsschematik sind mit mikrostrukturellen Charakteristika zu verknüpfen und belegen. Es ist zu zeigen, dass mit dem Kennwert für die lokale Duktilität und Schädigungstoleranz neben der Kantenrissempfindlichkeit eines Werkstoffs auch dessen Biegebarkeit und Bruchzähigkeit abgeschätzt werden können. Zum Abrunden der Ergebnisse ist die Anwendung in Werkstoff- und Produktentwicklung zu diskutieren.

4 Werkstoffe und Untersuchungsmethodik

Basierend auf Elektronenrückstreubeugungs- und Nanohärteanalysen werden in diesem Kapitel zunächst die Mikrostrukturen der kommerziell produzierten Untersuchungswerkstoffe vorgestellt. Anschließend werden die Ergebnisse des Zugversuchs, die Biegewinkel nach VDA 238-100 sowie die Lochaufweitversuche nach ISO 16630 präsentiert. Entsprechend der schematischen Darstellung der Untersuchungsmethodik **Bild 4.1** werden darauf folgend die zur Schädigungs- und Versagenscharakterisierung der Kernuntersuchungswerkstoffe notwendigen Bruchproben und Kreuznapfversuche und die dazugehörigen Untersuchungen dargestellt. Diese stellen nicht nur die Basis der Schädigungs- und Versagenscharakterisierung dar, sondern werden auch für die Verbesserung der Versagensprognose in der Blechumformsimulation verwendet. Zur Simulation wird in dieser Dissertation die kommerzielle Software LS-Dyna verwendet. Zusätzlich werden die Versuche genutzt, um die Schematik der globalen und lokalen Duktilität zu erstellen und die hochfesten Mehrphasenstähle entsprechend dieser Eigenschaften zu klassifizieren.

4.1 Untersuchungswerkstoffe

Eine Übersicht aller Untersuchungswerkstoffe mit Trivialnamen und Bezeichnung nach VDA 239-100 ist im Anhang in **Tabelle B 1** aufgelistet. Die chemischen Analysen dieser Untersuchungswerkstoffe liegen innerhalb der in der VDA 239-100 spezifizierten Grenzen. **Tabelle 4.1** zeigt das Legierungskonzept der Kernuntersuchungswerkstoffe (erste Generation moderner hochfester Stähle).

Tabelle 4.1: Legierungskonzepte der Kernuntersuchungswerkstoffe; alle Werte in Gew. %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	Nb	B
DP600	0,08	0,22	1,83	0,013	0,002	0,04	0,36	0,004	0,001	0,002	0,0003
DP800	0,14	0,19	2,15	0,012	0,002	0,05	0,28	0,01	0,002	0,023	0,0004
CP800	0,14	0,17	2,13	0,009	0,002	0,05	0,27	0,003	0,001	0,023	0,0003
DP1000	0,16	0,19	2,23	0,010	0,001	0,05	0,47	0,004	0,001	0,025	0,0003
CP1000	0,12	0,23	2,16	0,010	0,001	0,05	0,23	0,011	0,028	0,002	0,0026

Im Vergleich zu den Legierungskonzepten für den TRIP700 (vgl. Tabelle 2.4) sind hier kaum Silizium und Aluminium legiert. Dafür sind die Chrom-Anteile, mit denen nach Bild 2.6 die Ferrit- und Bainitumwandlung kontrolliert werden, erhöht. Der Kohlenstoffgehalt für DP600, DP800 und CP800 liegt unter dem der TRIP-Stähle.

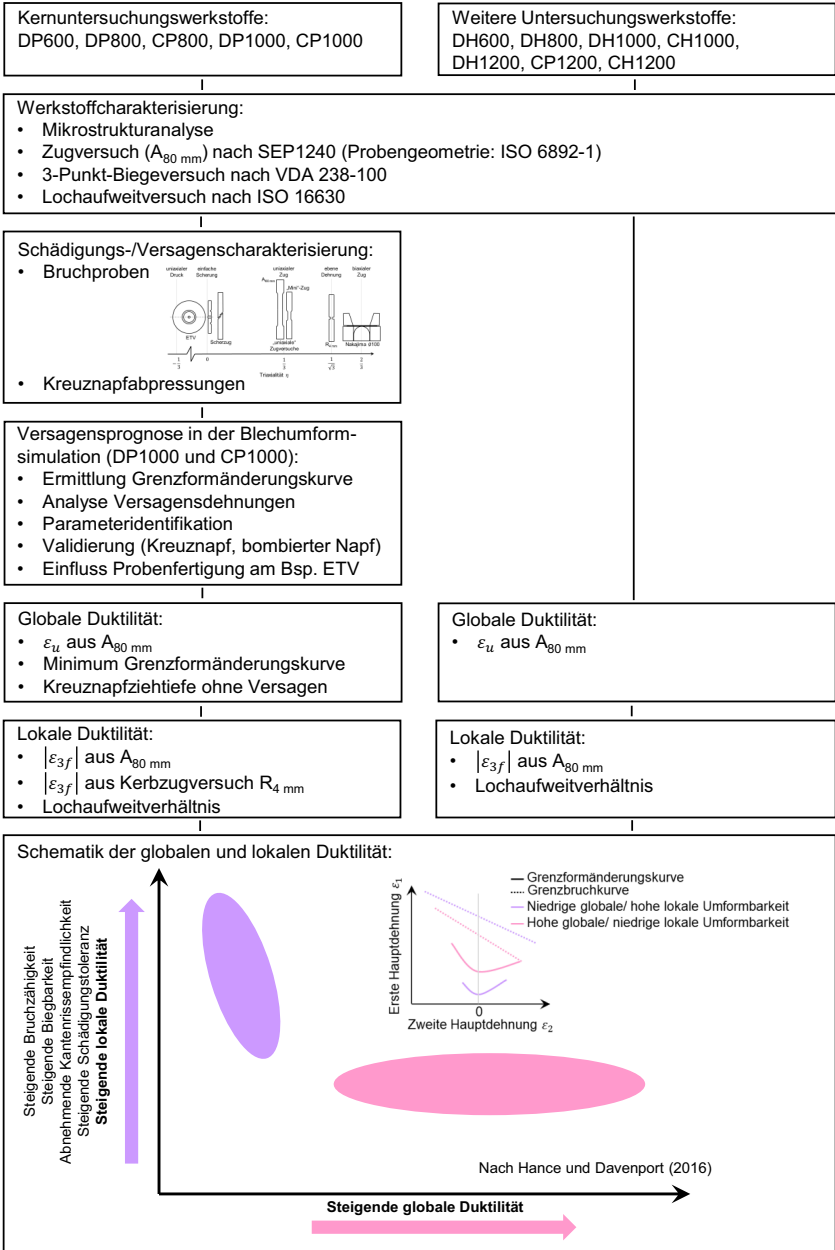


Bild 4.1: Untersuchungsmethodik

Um die 400 MPa höhere Festigkeit zu erreichen ist der DP1000 mit dem doppelten Kohlenstoffanteil im Vergleich zum DP600 legiert. DP800, CP800 und DP1000 nutzen Niob zur Kornfeinung und Ausscheidungshärtung, beim CP1000 wird hingegen Titan verwendet. Der Effekt von Titan erscheint ausreichend groß, so dass der Kohlenstoffgehalt in der gleichen Festigkeitsklasse wie der DP1000 deutlich reduziert werden kann. Zusätzlich wird dadurch die für den Complexphasenstahl gewünschte Bainitbildung begünstigt.

Als Basis für die weiteren Untersuchungen dieser Arbeit werden die Mikrostrukturen der Untersuchungswerkstoffe charakterisiert. Dazu wurden Elektronenrückstreubeugungsanalysen durch das Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie der RWTH Aachen durchgeführt. **Tabelle 4.2** fasst die Ergebnisse zusammen. Mittels hier durchgeführter Elektronenrückstreubeugungsanalyse und klassischen Ätzmethoden ist es nicht möglich, Bainit, angelassenen Martensit und Ferrit mit hoher Versetzungsdichte voneinander zu unterscheiden. In der Tabelle wird „Bainit“ für diese Phasen angegeben. Im Anhang sind in **Tabelle B 2** Aufnahmen der jeweiligen Mikrostrukturen dargestellt. Die Güten mit hoher globaler Duktilität (dritte Generation moderner hochfester Stähle) weisen erwartungsgemäß höhere Anteile des für den TRIP-Effekt verantwortlichen metastabilen Restaustenits auf. Dieser liegt in der Größenordnung zwischen 2,6 % (CH1200) und 10,7 % (DH1200) vor. Mit den in einer Ferrit-Matrix (Korngröße 4,04 μm) verteilten Martensitinseln entspricht die Mikrostruktur des DP600 dem Bild eines klassischen Dualphasenstahls. Zusätzlich sind Martensitzeilen im Zentrum des Blechs zu erkennen. DP800 und DP1000 zeigen mit 30,1 % bzw. 59,5 % deutlich höhere Bainitanteile bzw. Bereiche mit Ferrit mit stark erhöhter Versetzungsdichte. Die ausgeglichene, mehrphasige Mikrostruktur motiviert an dieser Stelle die allgemeine Bezeichnung Mehrphasenstahl anstatt Dualphasenstahl. Die Festigkeiten größer 1000 MPa der Complexphasenstähle basieren auf einem Anteil von über 80 % angelassenen Martensits bzw. Bainits. Im Gegensatz dazu unterscheidet sich der CP800 nur leicht vom DP800. Neben dem DP600 zeigt auch der DH600 eine Zeiligkeit in der mittleren Blechebene (Tabelle B 2). Qualitativ erscheinen die Mikrostrukturen des DP1000 und des DH1200 als heterogen in Hinblick auf Phasenanteile und Phasenverteilung sowie der Martensitmorphologie. Zusätzlich zu den Phasenanteilen und Korngrößen aus den Elektronenrückstreubeugungsmessungen werden Nanohärtemessungen zur Charakterisierung der Mikrostruktur herangezogen (Bannert, 2014). Dazu wird ein pyramidenförmiger Prüfkörper mit einem Öffnungswinkel von 136° (EN ISO 6507-1) und einer Kraft von 1 mN in die zu prüfende Probe indentiert. Die Vickershärte wird auf Basis der Eindringtiefe nach EN ISO 14577-1 berechnet. Für jeden Werkstoff werden drei Proben (Längsschliff) mit drei Prüfreihen à 100 Messpunkten untersucht. Eine Reihe liegt dabei im Probenzentrum und die anderen Reihen 0,20 mm über- und unterhalb der Reihe im Probenzentrum. Die als „HV“-Wert bezeichnete Größe in Tabelle 4.2 entspricht dem Mittelwert dieser 900 Messungen. Die Härte­differenz ΔHV als quantitatives Maß für die

mikrostrukturelle Heterogenität ist in der vorliegenden Arbeit definiert als die Differenz zwischen dem Mittelwert der oberen 20 % und der unteren 20 % der Messwerte. Die Complexphasengüten mit ihrer homogenen Mikrostruktur aus Bainit bzw. angelassenem Martensit zeigen die niedrigsten Härte­differenzen mit Werten < 200 HV. Im Gegensatz dazu liegen die Dualphasen­stähle und Dualphasen­stähle mit verbesserter Duktilität bei Werten > 300 HV. Ausnahmen stellen der DH600 mit 208 HV und der DH1000 mit 253 HV dar.

Tabelle 4.2: Mikrostrukturen der Untersuchungswerkstoffe

	Ferrit in %	Bainit in %	Martensit in %	Restaustenit in %	Ferritkorn- größe in µm	HV	ΔHV
DP600	83,2	10,5	4,4	0,8	4,04	343	350
DH600	79,3	11,6	3,1	5,0	3,45	341	208
DP800	61,4	30,1	5,1	2,9	1,67	413	331
DH800	59,6	28,1	4,3	6,6	1,73	440	380
CP800	51,4	44,9	1,3	2,0	1,37	388	219
DP1000	27,3	59,5	9,5	2,3	1,26	454	326
DH1000	20,6	67,9	2,6	7,8	1,36	490	253
CP1000	4,3	93,5	0,9	0,3	0,98	466	118
CH1000	6,3	84,4	1,5	6,4	0,97	512	195
DH1200	7,9	62,2	16,1	10,7	1,46	526	309
CP1200	3,3	95,1	0,1	0,3	0,76	574	195
CH1200	4,5	91,3	0,3	2,6	0,84	543	174

Die makroskopischen mechanischen Eigenschaften werden mit Hilfe des einachsigen Zugversuchs nach SEP1240 (Probengeometrie nach EN ISO 6892-1) sowie mittels Durchführung des 3-Punkt-Biegeversuchs nach VDA 238-100 und der Lochaufweitversuche nach ISO 16630 bestimmt. Das aus dem Zugversuch resultierende Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist für die längs zur Walzrichtung geprüften Proben in **Bild 4.2** dargestellt.

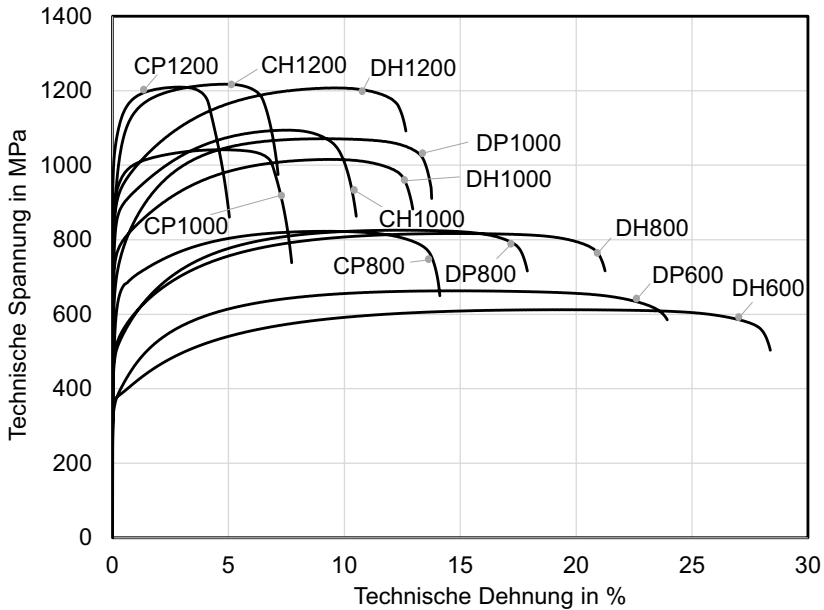


Bild 4.2: Technische Spannungs-Dehnungskurven längs zur Walzrichtung nach SEP1240

Die mechanischen Eigenschaften (Mittelwerte aus 5 gültigen Versuchen) sind in **Tabelle B 3** und **Tabelle B 4** detailliert. Diese korrelieren sehr gut mit ihren zugrundeliegenden Mikrostrukturen. So weisen die Dualphasenstähle und Dualphasenstähle mit verbesserter Duktilität eine höhere Gleichmaß- und Bruchdehnung (A_G und $A_{80\text{ mm}}$) als die Complexphasenstähle und Complexphasenstähle mit verbesserter Duktilität in der gleichen Festigkeitsklasse auf. Dualphasengüten erlauben aufgrund ihrer ferritisch-martensitischen Mikrostruktur mehr Versetzungsbewegung und bilden zusätzlich mehr neue (geometrisch notwendige) Versetzungen während der plastischen Deformation. Der größere Spannungsabfall vor Bruch infolge einer größeren Einschnürung der Proben stellt einen Indikator für die höhere lokale Duktilität der Complexphasenstähle dar. Aufgrund des Einflusses des Walzprozesses bei der Stahlproduktion zeigen die in Walzrichtung geprüften Proben höhere Gleichmaß- und Bruchdehnungen als die Proben, die quer zur Walzrichtung belastet wurden. Dieser Zusammenhang verhält sich exakt umgekehrt für die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m . Auch in den Biegewinkeln α nach VDA 238-100 (**Tabelle 4.3** zeigt die Mittelwerte auf 5 gültigen Versuchen) wird dieser Effekt ersichtlich. Diese sind signifikant niedriger, wenn Biegelinie und Walzrichtung

übereinstimmen. Die Biegewinkel unterscheiden sich am stärksten zwischen den Festigkeitsklassen. Innerhalb selbiger liegen die hier bestimmten Biegewinkel in einer ähnlichen Größenordnung. Unterschiede zwischen Dualphasenstählen und Dualphasenstählen mit verbesserter Duktilität sowie Complexphasenstählen und Complexphasenstählen mit verbesserter Duktilität sind kaum zu erkennen. In **Tabelle B 5** sind Mikroskopieaufnahmen der Biegeproben dargestellt. Einzig DH800, CP800, DP1000, DH1000, DH1200 und CH1200 zeigen deutliche Risse bei Erreichen des Abbruchkriteriums von 30 N Kraftabfall, bei dem der Biegewinkel nach Spezifikation gemessen wird. Für CP1200 und CH1000 sind duktile Einschnitte feststellbar, die beim Biegen ein Versagensstadium vor Rissbildung darstellen (Kaupper, 2013). Die Werkstoffe DP600, DH600, DP800 und CP1000 zeigen kein Versagen bei Erreichen des Abbruchkriteriums im Biegeversuch nach VDA 238-100. Diese Tatsache wird in Abschnitt 7.3 dieser Arbeit kritisch diskutiert.

Tabelle 4.3: Biegewinkel α der Untersuchungswerkstoffe nach VDA 238-100 (Abbruchkriterium: 30 N Kraftabfall); Mittelwerte aus 5 gültigen Versuchen

	DP600	DH600	DP800	DH800	CP800	DP1000	DH1000	CP1000	CH1000	DH1200	CP1200	CH1200
LD	147°	148°	139°	117°	134°	103°	104°	102°	108°	81°	84°	90°
TD	151°	153°	145°	133°	144°	102°	113°	104°	116°	95°	92°	98°

Zum Stanzen der Löcher für den Lochaufweitversuch wird entsprechend ISO 16630 ein Stempeldurchmesser von 10 mm und ein Matrizendurchmesser von 10,30 mm genutzt. Damit ergibt sich für die Werkstoffe ein Schneidspalt von 15 %. Ausnahmen stellen der CH1000 und der CP1200 mit einem Schneidspalt von 12,50 % infolge der Blechdicken von 1,20 mm dar. Die Mittelwerte der Lochaufweitverhältnisse (LAV) aus jeweils 30 gültigen Versuchen und zugehörigen Standardabweichungen s der Untersuchungswerkstoffe sind **Tabelle 4.4** zu entnehmen. Auch hier zeigen die Complexphasenstähle aufgrund ihrer homogenen Mikrostruktur und der geringeren Härteunterschiede höhere Werte als die Dualphasengüten. Eine Ausnahme stellt der DH600 dar, der Härteunterschiede auf einem Niveau vergleichbar dem der Complexphasengüten zeigt und somit ein hohes Lochaufweitverhältnis von 54 % aufweist.

Tabelle 4.4: Lochaufweitverhältnisse (LAV) der Untersuchungswerkstoffe nach ISO 16630; Mittelwerte aus 30 gültigen Versuchen

	DP600	DH600	DP800	DH800	CP800	DP1000	DH1000	CP1000	CH1000	DH1200	CP1200	CH1200
LAV in %	25,4	54,3	24,4	29,1	34,4	13,5	33,6	69,2	36,2	18,0	42,6	62,6
s	2,7	4,2	2,4	2,7	4,5	2,1	4,3	8,2	6,1	1,6	12,1	8,7

Neben den Lochaufweitverhältnissen zur Bewertung der Kantenrissempfindlichkeit wird die Umformbarkeit eines Werkstoffes in dessen umformtechnischer Grundcharakterisierung mit Hilfe von Grenzformänderungskurven bewertet (vgl. Abschnitt 2.3.1). Die Durchführung von Nakajima-Versuchen zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve nach ISO 12004 findet für die Kernuntersuchungswerkstoffe auf einer Prüfmaschine zur Blechumformung, der BUP 1000 der Firma Zwick-Roell, statt. Neben der Nakajima-Vollprobe mit einem Durchmesser von 200 mm werden zur Abbildung der Beanspruchungszustände zwischen uniaxialem und biaxialem Zug Proben mit Stegbreiten von 30 mm, 50 mm, 60 mm, 80 mm, 100 mm und 130 mm geprüft. **Bild 4.3** zeigt die resultierenden Kurven. Die Werte der „rot“ markierten Minima im Bereich der ebenen Dehnung können nach Siegert (2015) zur Bewertung der Umformbarkeit, hier der globalen Umformbarkeit (vgl. Bild 2.3) herangezogen werden. So weist der DP600 mit seinem heterogenen ferritisch-martensitischen Gefüge mit größeren Ferritkörnern eine hohe globale Umformbarkeit auf. Diese ist beim CP1000 aufgrund seines homogenen bainitischen/angelaßten martensitischen Gefüges am geringsten ausgeprägt.

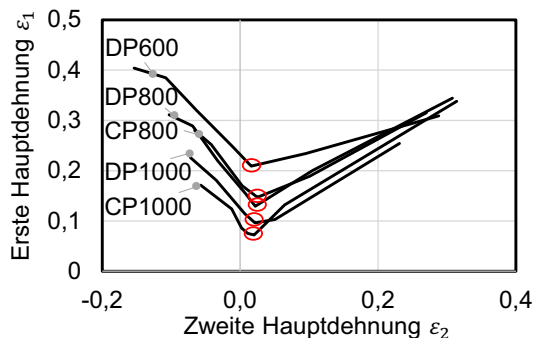


Bild 4.3: Grenzformänderungskurven nach ISO 12004 der Kernuntersuchungswerkstoffe

4.2 Experimentelle und numerische Vorgehensweise

4.2.1 Mechanische Prüfung

Das Schädigungs- und Versagensverhalten der Untersuchungswerkstoffe wird mit Hilfe von Bruchproben analysiert (vgl. Abschnitt 2.3.3). Eine Übersicht der in dieser Arbeit verwendeten Proben ist in **Bild 4.4** dargestellt. Für die einfache Scherung werden der ebene Torsionsversuch (ETV) und der Scherzugversuch herangezogen. Der uniaxiale Zug wird mit Hilfe einer sogenannten „Mini“-Zugprobe abgebildet. Zur Untersuchung des Beanspruchungszustandes der ebenen Dehnung findet eine Kerbzugprobe mit einem Kerbradius von 4 mm Anwendung. Die Probengeometrien sind in **Bild B 1** detailliert.

Zusätzlich wird die $A_{80\text{ mm}}$ -Zugprobe nach SEP1240 (Probengeometrie nach EN ISO 6892-1) sowie eine Nakajima-Vollprobe geprüft. Die $A_{80\text{ mm}}$ -, „Mini“- und Kerbzugproben werden gefräst, die Nakajima-Vollprobe gelasert und die Scherzugprobe drahterodiert. Zur Untersuchung des Einflusses des Fertigungsverfahrens auf die messbaren Versagensdehnungen werden die ebenen Torsionsproben verwendet. Die Nut wird dazu mittels Drehen, Fräsen und Senkerodieren hergestellt. Mit jedem Fertigungsverfahren werden die mittleren Rauheiten $R_a = 1\text{ }\mu\text{m}$, $R_a = 2\text{ }\mu\text{m}$ und $R_a = 3 - 4\text{ }\mu\text{m}$ eingestellt.

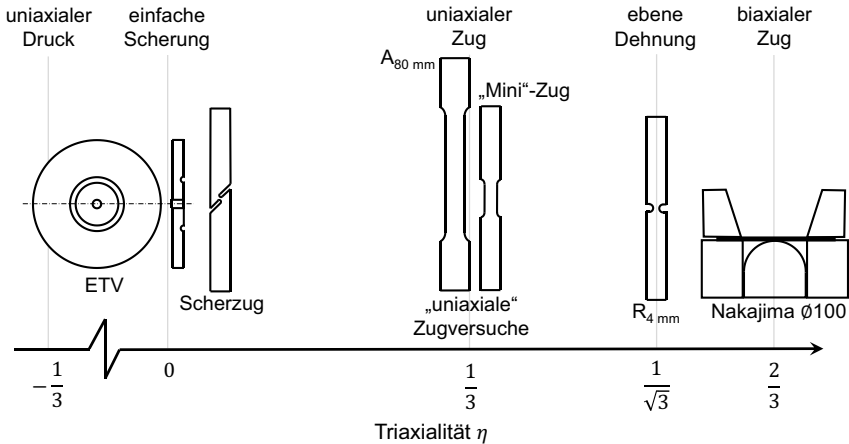


Bild 4.4: Übersicht Bruchproben

Die Zugversuche werden auf einer Universalzugprüfmaschine der Firma Zwick-Roell Z250 in Kombination mit optischer Dehnungsmessung mit Hilfe eines Aramis-Systems (GOM mbH) durchgeführt (**Bild 4.5** (a)). Dabei werden pro Werkstoff und pro Geometrie fünf Proben parallel, senkrecht und diagonal zur Walzrichtung geprüft. Zur Bestimmung der lokalen Bruchdehnungen wird jeweils das letzte Bild vor Bruch an der höchst beanspruchten Stelle ausgewertet. Messlängen, Aufnahmezeiten und Prüfgeschwindigkeiten sind in **Tabelle B 6** zusammengefasst. Die Prüfung der ebenen Torsionsproben findet auf einer von Yin et al. (2011) realisierten Versuchsanlage statt. Wie in **Bild 4.4** (b) gezeigt, ist diese in eine Universalprüfmaschine vom Typ ZWICK 1475 integriert. Die obere Traverse wird genutzt, um mit Hilfe eines Stempels den inneren Bereich der Probe mit Kräften von bis zu 100 kN zu spannen. Die äußere Einspannung der ebenen Torsionsprobe wird mit Hilfe eines Spannrings dargestellt. Dieser äußere Spannung wird durch einen Servomotor über ein Schneckenradgetriebe angetrieben und die Probe mit der Torsionsbeanspruchung beaufschlagt. Die Dehnungen werden ebenfalls mit einem Aramis-System aufgenommen. Zur Charakterisierung des biaxialen Beanspruchungszustands wird die Nakajima-Vollprobe verwendet.

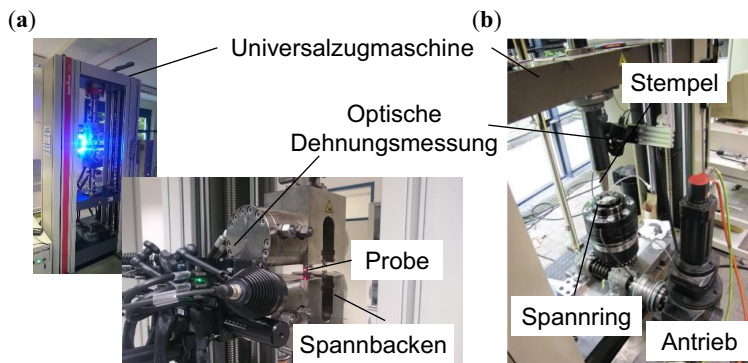


Bild 4.5: (a) Aufbau Zugprüfung; (b) Aufbau ebene Torsionsprüfung (entsprechend Yin, 2014)

Neben der optischen Dehnungsmessung wird die Dickendehnung der Probentypen zwischen einachsigen Zug und equi-biaxialen Zug durch eine Messung der Bruchdicke unter der Anwendung der Lichtmikroskopie ermittelt. Dazu werden wie in **Bild 4.6** am Beispiel der Kerbzugprobe und der $A_{80 \text{ mm}}$ -Zugprobe gezeigt beide Probenhälften an der dünnsten Stelle vermessen. Mit dem Mittelwert t_f wird die Dickendehnung ε_{3f} mit

$$\varepsilon_{3f} = \ln\left(\frac{t_f}{t_0}\right) \quad (4.1)$$

berechnet. Dabei ist t_0 die initiale Blechdicke.

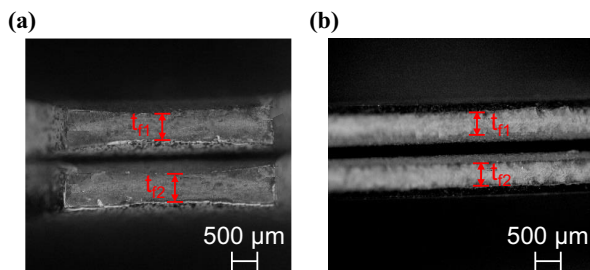


Bild 4.6: Messung Bruchdicke an den Beispielen Kerbzugprobe (a) und $A_{80 \text{ mm}}$ Zugprobe (b)

Nachdem die Versuche bis zum Versagen durchgeführt worden sind, werden zur Charakterisierung der Schädigungsevolution für die „Mini“-Zugprobe (Prüfrichtung parallel zur Walzrichtung), die Kerbzugprobe (Prüfrichtung parallel zur Walzrichtung) und die

Nakajima-Vollprobe gestoppte Versuche durchgeführt. Es werden jeweils drei Versuche bei der max. Kraft, bei 50 %, bei 75%, 85 %, 90% und 95 % der Bruchverschiebung abgebrochen.

Weiterhin werden zur Schädigungs- und Versagenscharakterisierung sowie zur Validierung der Materialmodelle in der Blechumformsimulation bauteilnahe Komponenten, sogenannte Kreuznäpfe und bombierte Näpfe, herangezogen (Doig und Roll, 2011). Stempel und Werkzeugaufbau sind in **Bild 4.7** dargestellt. Die Kreuznapfgeometrie erlaubt im Zusammenspiel mit dem Platinenzuschnitt komplexe Beanspruchungszustände von uniaxialem Zug über die ebene Dehnung bis zum equi-biaxialen Zug. Mit Hilfe der bombierten Näpfe kann ein Scherversagen im Einlaufradius induziert werden. Die Näpfe werden auf der hydraulischen Ziehpresse BZE 1000-30.1.1 (Müller Weingarten) mit einer maximal möglichen Presskraft von 10000 kN abgepresst. Die Halbzeuge werden hierzu mit dem Ziehöl Oest Platinol (2 g/m^2) beölt.

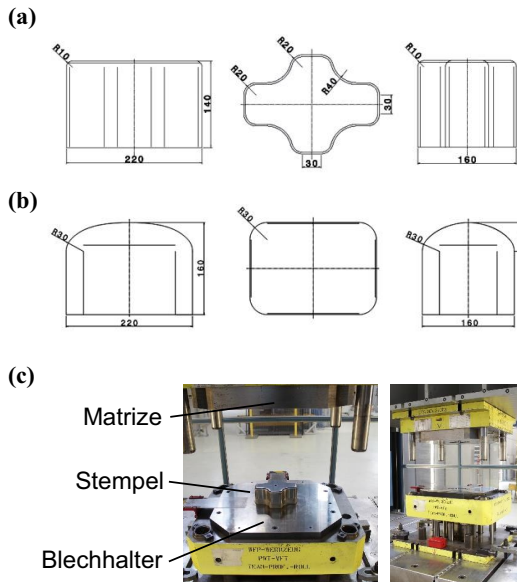


Bild 4.7: (a) Kreuzstempel; (b) Bombierter Stempel; (c) Werkzeug

4.2.2 Mikroskopie

Mikroschliffe im Probenzentrum der parallel zur Walzrichtung geprüften Zugproben werden genutzt, um die Schädigungsevolution der Kernuntersuchungswerkstoffe quan-

titativ und qualitativ mit Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie zu untersuchen. Hierzu wird das Auflichtmikroskop BX51M der Firma Olympus mit einer digitalen 9-Megapixel-Kamera vom Typ UC90 verwendet. Mit diesem Lichtmikroskop ist maximal eine 1000fache Vergrößerung möglich. Zur Rasterelektronenmikroskopie wird das MIRA 3 XMU der Firma TESCAN verwendet. Hierbei wird ausschließlich der Sekundärelektronendetektor genutzt. Die Elektronen werden mit 15 kV beschleunigt. Bei einem Arbeitsabstand von 10 mm werden die Proben bei einer bis zu 10.000-fachen Vergrößerung ausgewertet. Die equi-biaxiale Nakajimaproben und Biegeproben werden in Schlifflen quer zur Walzrichtung und die Scherzug- und Torsionsproben in Dickenrichtung untersucht. Dies ist in **Tabelle B 7** illustriert. Die Arbeitsschritte der Probenvorbereitung mittels Schleifen und Polieren sind in **Tabelle B 8** und **Tabelle B 9** detailliert. **Tabelle B 10** zeigt beispielhaft den Einfluss der Schleif- und Polierschritte. Im Anschluss an den letzten Polierschritt werden die Proben für 30 Minuten im Ultraschallbad gereinigt. Die Messung der Porositäten zur Quantifizierung der Schädigungsevolution ist in **Bild 4.8** dargestellt. Im Fall von Proben aus gestoppten Versuchen wird der Mikroschliff auf Basis der geringsten Dicke t in drei Bereiche aufgeteilt (**Bild 4.7 (a)**). Die wahre Dickendehnung ϵ_3 wird mit Hilfe t im Bereich I gemessen. In jedem der drei Bereiche werden an der Stelle der höchsten Porenanzahl Quadrate $a' 100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ gebildet. In diesen Quadraten werden die Porositäten mittels Grauwertanalyse gemessen. Es werden beide Probenhälften der gebrochenen Proben vermessen. Dazu wird die jeweilige Probenhälfte in zwei Bereiche aufgeteilt. In Bereich I werden vier Messquadrate $a' 50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$ erstellt. Zur Ermittlung der Porositäten in Bereich II wird äquivalent zu den Proben der gestoppten Versuche ein Quadrat $a' 100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ aufgezogen.

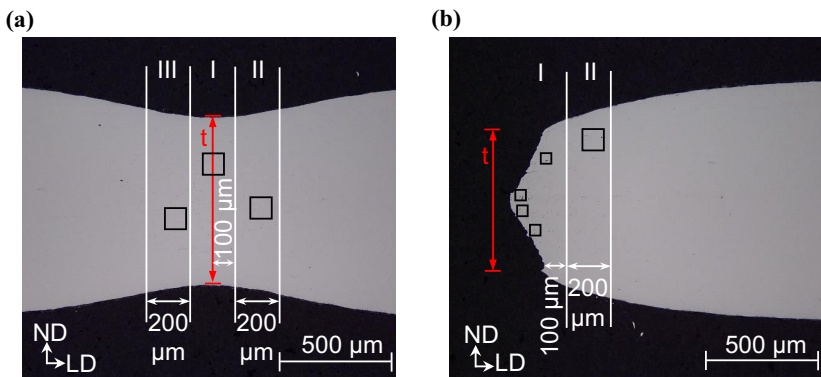


Bild 4.8: Vorgehensweise Porositätsmessung: (a) Gestoppter Versuch; (b) Gebrochene Probe

Zur Untersuchung der zugrundeliegenden Schädigungsmechanismen werden Mikroschliffe nach Nitalätzung mit dem Rasterelektronenmikroskop untersucht. Weiterhin wird für eine DP600 Probe aus einem bei 95 % der Bruchverschiebung gestoppten Versuch eine EBSD-Messung durchgeführt. Die Bruchflächen der $A_{80\text{ mm}}$ -Zugproben aller Untersuchungswerkstoffe werden mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie untersucht.

Basierend auf diesen experimentellen Analysen des Schädigungs- und Versagensverhaltens der Untersuchungswerkstoffe werden in dieser Dissertation Schädigungsmodelle und Bruchkriterien hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit in der Blechumformsimulation bewertet.

4.2.3 Simulation

Zur Durchführung der FE-Simulation (Finite-Elemente) wird hier der dynamisch-explizite Solver LS-Dyna R7.1 genutzt. Zum Modellaufbau und der Auswertung der Ergebnisse, dem Pre- und Postprocessing, findet die Software LS-PrePost Verwendung. **Bild 4.9** zeigt die FE-Modelle der „Mini“-Zugprobe, der Scherzugprobe und der Kerbzugprobe. Die Proben sind mit voll-integrierten Schalenelementen und fünf Integrationspunkten in Dickenrichtung vernetzt. Die Elementkantenlängen betragen im relevanten Bereich der Scherzugprobe, der „Mini“-Zugprobe und der Kerbzugprobe 0,50 mm (0,33 mm und 1,00 mm).

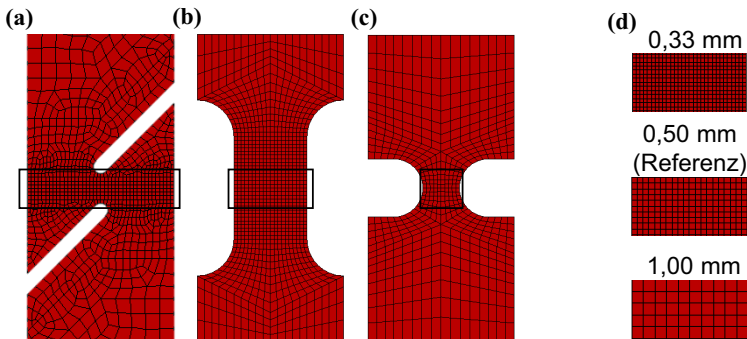


Bild 4.9: Vernetzung von (a) Scherzugprobe, (b) „Mini“-Zugprobe und (c) Kerbzugprobe mit jeweils drei unterschiedlichen Elementkantenlängen (d)

Die untere Knotenreihe ist fest eingespannt. Entlang der oberen Knotenreihe wird die Verschiebung aufgebracht. Die Reaktionskräfte werden auf einer Querschnittsebene im Probenzentrum ausgewertet. Die Verschiebung bzw. Dehnung wird entsprechend der Messlängen aus Tabelle B 6 berechnet. Das Modell zur Nachbildung des Nakajima-Versuchs wird mit Matrize, Blechprobe, Blechhalter und Stempel erstellt (**Bild 4.10**).

Die Probe wird dabei äquivalent zu den Zuggeometrien vernetzt. Die Werkzeuge werden als Starrkörper abgebildet. Zur Reduktion der Rechenzeit wird ein Viertelmodell verwendet. Zur Abbildung der Kontaktverhältnisse zwischen Blech und Werkzeug wird eine Kontaktformulierung auf Basis des Coulomb'schen Reibmodells genutzt. Entsprechend dem Versuch wird der Kontakt als reibungsfrei angenommen. Mit dieser Kontaktformulierung wird zusätzlich zum Vergleich mit den experimentellen Daten die Stempelkraft ausgewertet.

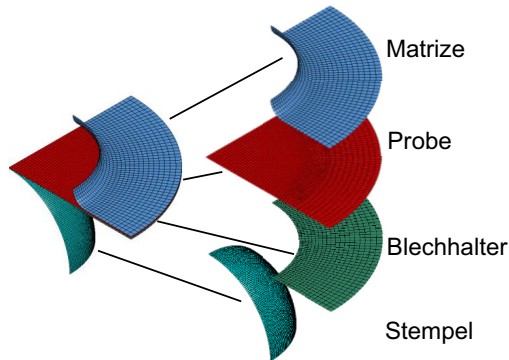


Bild 4.10: FE-Modell der Nakajima-Vollprobe (Viertelmodell)

Im Gegensatz zum Nakajima-Versuch sind die FE-Modelle der Napfabpressungen (**Bild 4.11** am Beispiel Kreuznapf) nicht als Viertel-Modell aufgebaut. Die Platine wird wie zuvor beschrieben mit vollintegrierten Schalenelementen vernetzt. Die Werkzeuge werden als Starrkörper modelliert. Aufgrund der Beölungsmenge von 2 g/m^2 wird die statische Reibzahl zwischen Platine und Werkzeug von $0,07$ und die dynamische Reibzahl $0,03$ angenommen. Zur Verbesserung der Versagensbewertung in der Blechumformsimulation im Vergleich zur klassischen Bewertung mit der Grenzformänderungskurve werden GISSMO und das erweiterte Lemaitre-Modell als Vertreter phänomenologischer Schädigungsmodelle und der Ansatz der Grenzbruchkurven (FFL/SFFL) als Vertreter von Bruchkriterien untersucht und hinsichtlich ihrer Eignung bewertet. Für die Modelle werden zusätzlich unterschiedliche Methoden zur Parameteridentifikation angewandt. FFL/SFFL werden mittels direkter Methode auf Basis lokal gemessener Bruchdehnungen ermittelt. Die Parameter des erweiterten Lemaitre-Modells werden mittels Kombination aus direkter und inverser Methode bestimmt. Für die inverse Methode wird die Optimierungssoftware LS-Opt verwendet. GISSMO wird gänzlich manuell invers kalibriert, indem die Parameter und Stützstellen der Bruchkurve auf Basis des Vergleichs zwischen simulativ und experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungskurven manuell angepasst werden.

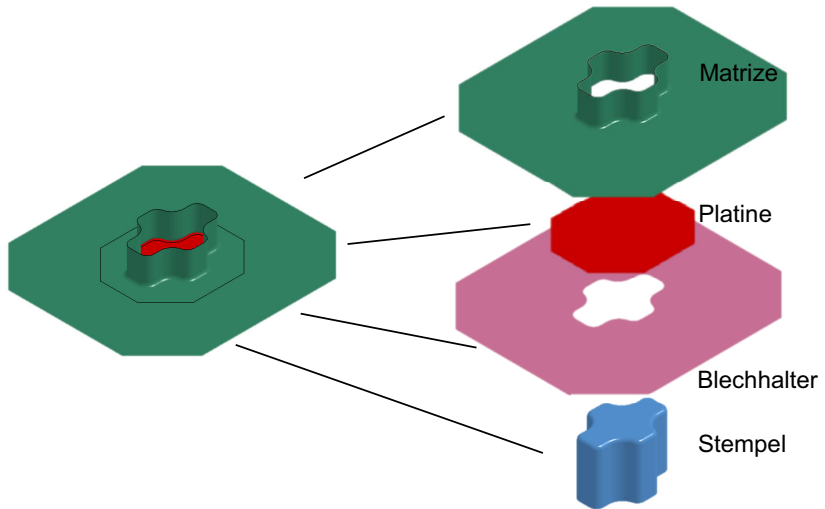


Bild 4.11: FE-Modell des Kreuznapfwerkzeuges

5 Schädigungs- und Versagenscharakterisierung

Die Charakterisierung des Schädigungs- und Versagensverhaltens hochfester Mehrphasenstähle wird anhand der Kernuntersuchungswerkstoff, d.h. der Werkstoffe der ersten Generation moderner hochfester Stähle, sowohl quantitativ als auch qualitativ durchgeführt. Zunächst werden die Ergebnisse der quantitativen Analyse der Schädigungsevolution anhand von Porositätsmessungen an den gestoppten Versuchen vorgestellt. Anschließend werden die werkstoffspezifischen Schädigungs- und Versagensmechanismen detailliert. Die Diskussion fasst die Ergebnisse zusammen und bewertet diese im Kontext der Literatur. Die in diesem Kapitel präsentierten Ergebnisse finden sich teilweise in Heibel et al. (2018).

5.1 Schädigungsevolution

Die quantitative Bewertung der Schädigungsevolution basiert auf der Durchführung von gestoppten Versuchen. Dies ist beispielhaft an der Kraft-Verschiebungskurve der Kerbzugversuche des DP600 in **Bild 5.1** gezeigt.

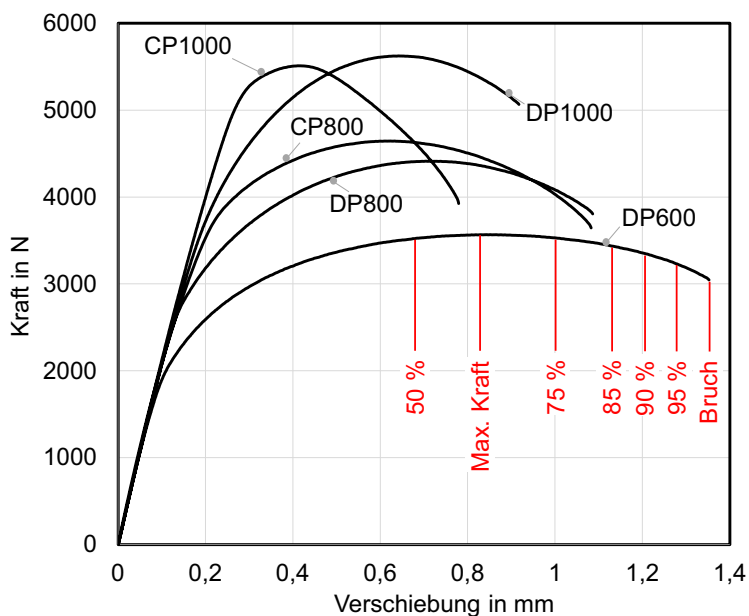


Bild 5.1: Kraft-Verschiebungs-Diagramm der Kerbzugversuche. Die roten Linien stellen die Positionen der gestoppten Versuche am Beispiel des DP600 dar.

Wie in Kapitel 4 beschrieben werden alle Proben längs zur Walzrichtung geprüft. **Bild 5.2** fasst die Ergebnisse für den Kerbzugversuch, d.h. für den ebenen Dehnungszustand, in den Diagrammen „Porosität – wahre Dickendehnung“ **(a)**, „Porenanzahl – wahre Dickendehnung“ **(b)**, „Porosität – Verschiebung“ **(c)** und „Porenanzahl – Verschiebung“ **(d)** zusammen. Die Lichtmikroskopieaufnahmen sind in **Tabelle C 1 - Tabelle C 5** abgebildet. Die in den Diagrammen dargestellten Punkte sind wie in Absatz 4.2.2 erläutert Mittelwerte aus drei geprüften Proben. Allgemein kann ein nahezu quadratischer Zusammenhang für Porosität und wahrer Dickendehnung und ein nahezu linearer Zusammenhang für die Porenanzahl und die wahre Dickendehnung festgestellt werden. Eine Ausnahme stellt der DP1000 dar, der einen exponentiellen Zusammenhang zwischen Porosität und der wahren Dickendehnung zeigt. Werden Porosität und Porenanzahl über der Verschiebung aufgetragen, erscheinen die Zusammenhänge als exponentiell.

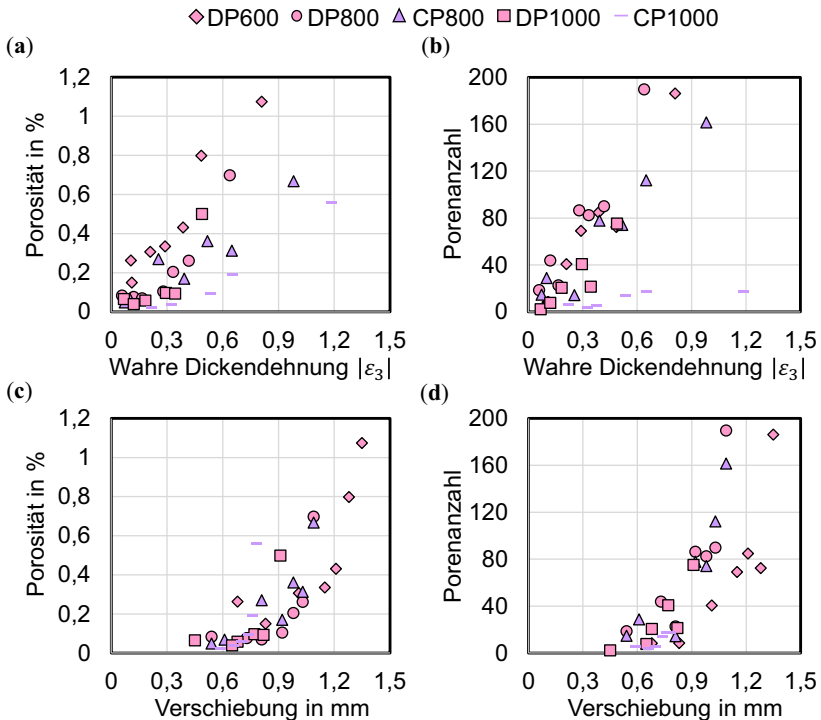


Bild 5.2: Schädigungsevolution in Kerbzugproben: **(a)** Porosität – wahre Dickendehnung; **(b)** Porenanzahl – wahre Dickendehnung; **(c)** Porosität - Verschiebung; **(d)** Porenanzahl - Verschiebung

Diese Beobachtung ist aufgrund des bekannten Effekts der exponentiell ansteigenden wahren Dickendehnung während der örtlichen Einschnürung nachvollziehbar (Jocham, 2018). Aus den Schlibfbildern in **Tabelle C 1 - Tabelle C 5** wird der Effekt deutlich sichtbar. Die beim Kraftmaximum untersuchten Proben weisen nahezu keine Schädigungseffekte auf. Somit wird die Schädigungsevolution für die hier untersuchten Stähle durch den Dehnungsanstieg im Bereich der örtlichen Einschnürung gesteuert. Die Dualphasenstähle zeigen aufgrund ihrer heterogenen Mikrostruktur bei niedrigeren Dehnungen höhere Porositäten und eine höhere Porenanzahl als die Complexphasenstähle. Wie in Kapitel 2.2 beschrieben führt diese heterogene Mikrostruktur zu einer die Schädigungsevolution begünstigenden heterogenen Spannungs- und Dehnungsverteilung mit Spannungsüberhöhungen an den Phasengrenzflächen. Diese resultieren aus Versetzungsaufstau, bilden von geometrisch notwendigen Versetzungen und den damit einhergehenden starken Gitterverzerrungen. Der DP600 zeigt während der plastischen Deformation bis zum Versagen die höchsten Porositäten und die höchste Porenanzahl der untersuchten Werkstoffe. Dies ist das Resultat der frühen Porenbildung an der Vielzahl der möglichen Keimstellen aufgrund unterschiedlicher Eigenschaften des fein verteilten Martensits und der im Verhältnis recht großen Ferritkörnern (vgl. Tabelle B 2). In Tabelle C 1 sind größere Poren im Probenzentrum zu erkennen, die bei geringen Dehnungen an den Martensitpartikeln der Martensitzeilen entstehen. An letzteren ist für das Beispiel eines bei 95 % der Bruchverschiebung gestoppten Versuchs eine Porenkonstellation zu erkennen, die in einem Kettenzusammenschluss münden kann. Im Gegensatz dazu zeigt der DP800 eine ähnliche Porenanzahl, jedoch aufgrund der kleineren Poren (vgl. Tabelle C 2) infolge der kleineren Ferritkorngrößen geringere Porositäten. Die Porositätswerte und die Porenanzahl sind für den CP800 ähnlich, allerdings führt der um 15 % höhere Bainitanteil zu einer homogeneren Spannungs- und Dehnungsverteilung in der Mikrostruktur, was letztendlich höhere lokale Dehnungen bei nur leicht geringeren Verschiebungswerten ermöglicht. Auch bei diesem Werkstoff sind in Tabelle C 3 die vom DP600 bekannten Kettenzusammenschlüsse zu erkennen. Der DP1000 zeigt geringere Porositäten und eine geringere Porenanzahl. Der Zusammenhang zwischen Porosität und Dickendehnung erscheint hier exponentiell steigend statt linear. Die Porositätsrate wächst dabei ab einer wahren Dickendehnung von 0,3 stark an. Dies wird auch aus den Mikroskopaufnahmen in Tabelle C 4 deutlich. Bei Erreichen der maximalen Kraft und bei 95 % der Bruchverschiebung sind kaum Poren zu erkennen. In dem Schlibfbild der gebrochenen Probe sind die hohe Anzahl kleiner Poren und ein Kettenzusammenschluss zu beobachten. Der höhere Martensitanteil in der Mikrostruktur des DP1000 führt zu einem plötzlichen Versagen aufgrund einer Schädigungsevolution bei niedrigeren lokalen Dehnungen, wenn neben dem Ferrit der Martensit plastisch verformt wird und die Grenzflächenfestigkeit zwischen den Martensitlatten überwunden wird. Dies wird in Kapitel 5.2 detailliert. Der CP1000 zeigt die geringste Porenanzahl bei hohen Porositäten. Die homogene bainitische Mikrostruktur mit einer geringen Härtedifferenz

macht diesen Werkstoff schädigungstolerant und ermöglicht das Ertragen hoher lokaler plastischer Deformationen. Dies äußert sich in einer hohen Blechdickenreduktion vor dem Bruch (vgl. Tabelle C 5). Die für die geringe Porenanzahl hohen Porositätswerte resultieren aus großen Poren, die bei geringen Dehnungen an harten Einschlüssen (hier an Titankarbiden) entstehen und aufgrund der großen Dehnungen während der örtlichen Einschnürung stark wachsen. **Bild 5.3** zeigt am Beispiel des DP600 den Einfluss des Beanspruchungszustandes auf die Porosität. Kerbzug und „uniaxialer“ Zug verhalten sich hinsichtlich Porenanzahl und Porosität nahezu identisch. Bei 95 % der Bruchverschiebung erreicht der DP600 in der „uniaxialen“ Zugprobe geringere wahre Dickenverformungen als in der Kerbzugprobe, wodurch folglich auch die Porositäten geringer sind. Für den equi-biaxialen Zug werden bei höheren Dehnungen vergleichsweise höhere Porositätswerte ermittelt. Die Porenanzahl ist im Vergleich zu Kerbzug und „uniaxialer“ Zug reduziert. Ursache für die höheren Porositätswerte mag die zweiachsige Beanspruchung in der Membranebene sein.

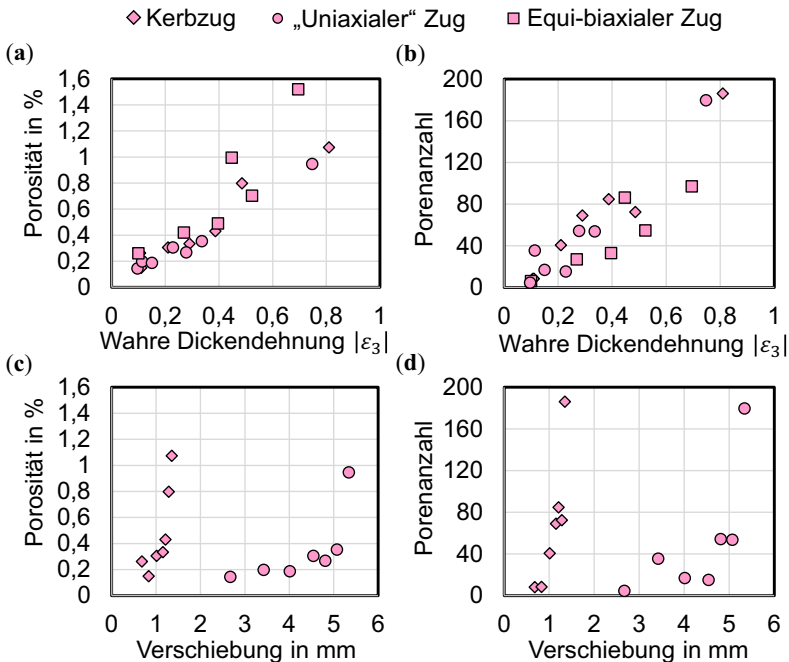
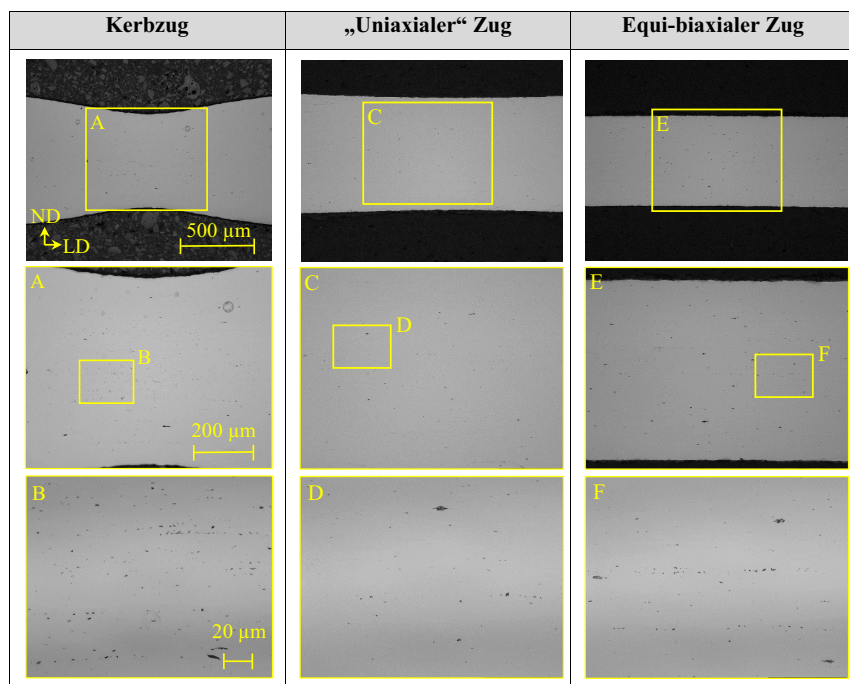


Bild 5.3: Schädigungsevolution in Abhängigkeit vom Beanspruchungszustand am Beispiel DP600: (a) Porosität – wahre Dickenverformung; (b) Porenanzahl – wahre Dickenverformung; (c) Porosität – Verschiebung; (d) Porenanzahl – Verschiebung

Diese sorgt ebenso für eine homogene Dickenreduktion in einem größeren Probenbereich, wie aus **Tabelle 5.1** hervorgeht. Durch diese Beanspruchungsform findet die Schädigungsevolution über die gesamte Blechdicke statt, wohingegen sie sich für Kerbzug und „uniaxialer“ Zug im Bereich der örtlichen Einschnürung im Blechzentrum fokussiert.

Tabelle 5.1: Mikroskopaufnahmen der Schädigungsevolution in Abhängigkeit vom Beanspruchungszustand am Beispiel DP600 bei 95 % der Bruchverschiebung

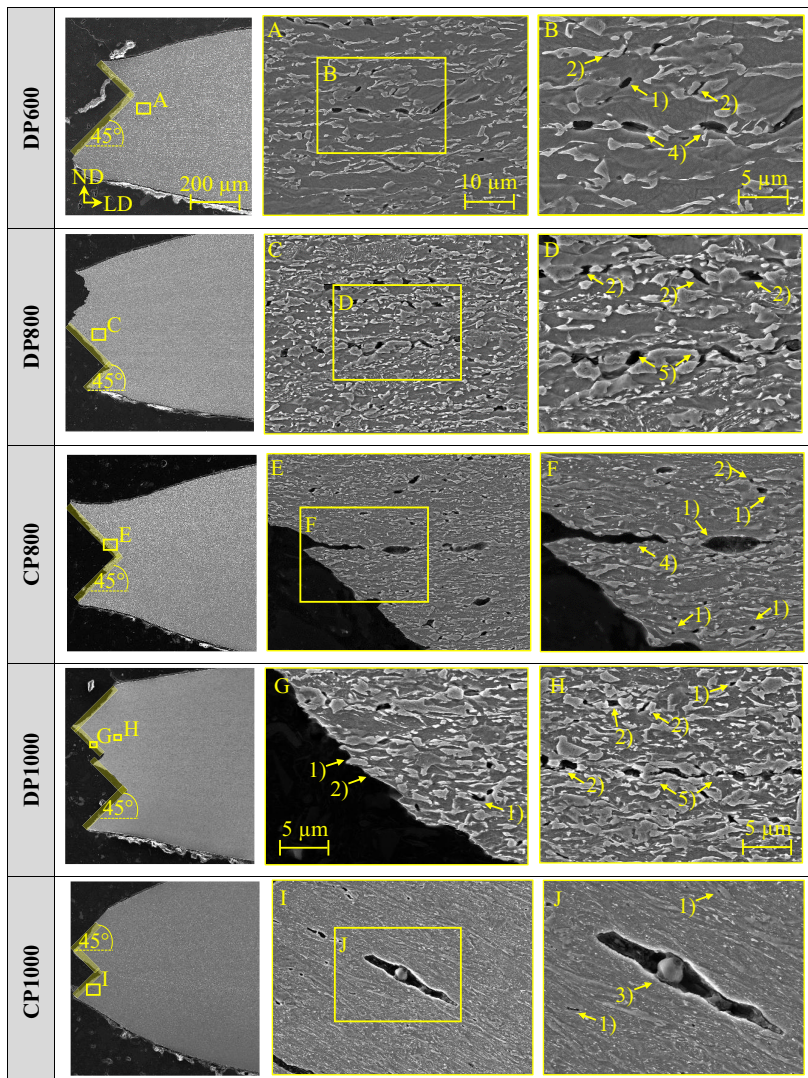


5.2 Schädigungs- und Versagensmechanismen

Zur detaillierten Analyse der Schädigungs- und Versagensmechanismen wird die Rasterelektronenmikroskopie verwendet. **Tabelle 5.2** fasst die Schädigungsmechanismen im Kerbzugversuch für die Kernuntersuchungswerkstoffe zusammen. Die Dualphasenstähle zeigen eine Porenentstehung hauptsächlich aufgrund von Martensitbrüchen und der Trennung an den Phasengrenzen zwischen Martensit und Ferrit. In ersterem Fall ist dies auf das Überschreiten der Spaltbruchspannung des Martensits (Überschreiten der Grenzflächenfestigkeit zwischen den Martensitlatten) zurückzuführen (Achenbach,

1999). Die Trennung an den Phasengrenzen resultiert aus dem Überschreiten der Grenzflächenfestigkeit durch lokal wirkende Spannungen. Die Schädigungsevolution findet entlang von Korn- und Phasengrenzen sowie den Martensitzeilen statt. In Complexphasenstählen entstehen Poren hauptsächlich an den Martensit-Matrix Grenzflächen und zwischen Einschlüssen und der Matrix. Der DP600 zeigt in Abhängigkeit seiner lokalen mikrostrukturellen Morphologie die Porenentstehung sowohl zwischen Martensit und Ferrit als auch durch Martensitbruch. Die Schädigungsevolution entlang der Korngrenzen und nicht durch die Körner selbst geht deutlich aus der Elektronenrückstreubeugungsanalyse in **Tabelle C 6** hervor. Die Poren entstehen und wachsen entlang der stark deformierten Ferritkörner. Im Gegensatz zu dem DP600 mit dem Porenentstehungsmechanismus der Phasendekohäsion nukleieren die Poren beim DP800 mit seinem feinkörnigeren Gefüge hauptsächlich durch Martensitbrüche. Zudem ist in Tabelle 5.2 ein Kettenzusammenschluss entlang einer Martensitzeile zu erkennen. Aufgrund des höheren Bainitanteils weist der CP800 eine geringere Härte­differenz zwischen den Phasen auf. Dies führt zu einer homogenen Spannungs- und Dehnungsverteilung in der Mikrostruktur. Einzig an direkten Grenzflächen zwischen Martensit und Ferrit kommt es im Gegensatz zum DP800 zu einer Partikel-Matrix Dekohäsion. Ein gleiches Bild zeigt der CP1000. In der nochmals homogeneren bainitischen Mikrostruktur lösen sich vereinzelte Martensitpartikel von der Matrix ab. Große Poren entstehen an Einschlüssen. Infolge des großen Martensitanteils des DP1000 mit der heterogenen Phasenverteilung und den geringen Ferritkorngrößen von $\sim 1 \mu\text{m}$ sind hier Martensitbrüche die häufigste Ursache für die Porenentstehung. Scherbänder entstehen während der plastischen Deformation in den Ferritkörnern (Kadkhodapour et al., 2011). Diese Scherbandlokalisierung führt zu einem Anstieg der lokalen Dehnungen und der Dehnungsgradienten. Die resultierenden Gitterverzerrungen bedingen Spannungsspitzen, die die Schädigungsevolution beschleunigen und zum finalen duktilen Versagen führen. Der DP1000 erfährt durch dieses Phänomen ein als plötzlich eintretend erscheinendes Versagen bei vergleichsweise geringen plastischen Dehnungen, wenn die Grenzspannungen der Martensitpartikel, die entlang der Scherbänder plastifizieren, erreicht werden. Infolge des höheren Kohlenstoffgehalts beim DP1000 weist hier die tetragonal verzerrte kubischraumzentrierte Gitterstruktur des Martensits eine höhere Versetzungsdichte als beim DP800 auf. Die finale Materialtrennung, der duktile Bruch, ist das Ergebnis der duktilen Schädigungsevolution in Kombination mit der lokalen Scherbandlokalisierung. Das geht aus den 45° zur Belastungsrichtung ausgerichteten Bruchebenen hervor. Für die ebene Scherung kann der Bruch auf der makroskopischen Skala im bruchmechanischen Sinne als Mode II charakterisiert werden. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der entsprechenden Scherzugproben sind in **Tabelle 5.3** in der LD-TD Ebene dargestellt. Infolge eines Verkippens um die Zugachse sind Walzrichtung und Rissrichtung nicht parallel zueinander.

Tabelle 5.2: Schädigungsmechanismen im Kerbzugversuch (Rasterelektronenmikroskopie-Sekundärelektronen): 1) Porenentstehung zwischen Martensit und Matrix; 2) Porenentstehung durch Martensitbruch; 3) Porenentstehung zwischen Einschluss und Matrix; 4) Schädigungsevolution entlang Korn-/Phasengrenzen; 5) Schädigungsevolution entlang Martensitzeile (Kettenzusammenschluss)



Die Schädigungsevolution beschränkt sich auf einen schmalen Bereich entlang des Schubrisses. In diesem Bereich erfährt die Mikrostruktur große Deformationen. Grundsätzlich unterscheidet sich die Porenform über alle Werkstoffe hinweg nicht in dem Maße von der der Kerbzugproben, wie die Simulation der Evolution einer Pore in einer Einheitszelle vermuten lassen würde (vgl. Bild 2.11). Nichtsdestotrotz erscheinen die Poren als relativ schmal und in Rissrichtung gestreckt. Die Schädigungsmechanismen entsprechen demnach denen der in den Kerbzugproben beobachteten. Die Porenentstehung findet für den DP600 durch Martensitpartikelbruch und Martensit-Ferrit Dekohäsion statt. CP800 und CP1000 zeigen vorwiegend Partikel-Matrix Dekohäsion. Im CP1000 entsteht eine große Pore beispielsweise an einem Titankarbid. Der Großteil der Poren in DP800 und DP1000 entsteht durch Martensitbrüche. Die feinen Brüche treten sehr häufig auf, da die hohen lokalen Dehnungen im Scherbereich die Grenzflächenspannungen in vielen Partikeln überschreitet. Zusätzlich zu den Partikelbrüchen sind schmale Poren bzw. Risse an den Phasengrenzen zu erkennen. Neben den Scherzugproben in Tabelle 5.3 werden in **Tabelle 5.4** am Beispiel des DP600 die Schädigungsmechanismen der weiteren Probenformen für charakteristische Beanspruchungszustände aufgeführt. Die auftretenden Schädigungsmechanismen für den DP600 sind die beschriebenen Martensitbrüche, Martensit-Ferrit Dekohäsion und die Schädigungsevolution entlang der Korngrenzen. Das sich ergebende Bild für „Mini“-Zug, A80 mm-Zug, equi-biaxialer Zug und auch für die Biegung ist das Gleiche wie für den zuvor diskutierten Kerbzug. In allen Proben verlaufen die Risse in 45° Richtung durch die Mikrostruktur. Auch die Kreuznäpfe zeigen dieses Schädigungs- und Versagensverhalten. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Bruchflächen in **Tabelle C 7** zeigen feinere Poren bzw. „Grübchen“ für steigende Festigkeiten der Dualphasenstähle und größere Poren für den CP1000. Die in 45° zur Belastungsrichtung verlaufenden Bruchebenen belegen erneut die Existenz der lokalen Scherbänder welche gemeinsam mit den duktilen Schädigungsmechanismen zum Versagen führen. Weiterhin kann beobachtet werden, dass die Bruchdicken vergleichbar zu den Kerbzugproben sind. Das Deformations- und Versagensbild beim ebenen Torsionsversuch ist vergleichbar mit dem der Scherzugprobe. Einschlüsse spielen für die zum Versagen führende Schädigungsevolution hochfester Mehrphasenstähle eine untergeordnete Rolle. Dennoch sind einige Beispiele in **Bild C 1** dargestellt. Die Poren entstehen an harten Einschlüssen (Aluminiumoxiden, Niob- und Titankarbiden) bei geringen plastischen Dehnungen und führen zu relativ großen Poren. Die Anzahl dieser Einschlüsse ist jedoch zu gering, um den Schädigungs- und Versagensprozess nachhaltig zu beeinflussen. Das Gleiche gilt für die weicheren Mangansulfide.

Tabelle 5.3: Schädigungsmechanismen im Scherzugversuch (Rasterelektronenmikroskopie-Sekundärelektronen): 1) Porenentstehung zwischen Martensit und Matrix; 2) Porenentstehung durch Martensitbruch; 3) Porenentstehung zwischen Einschluss und Matrix; 4) Schädigungsevolution entlang Korn-/Phasengrenzen

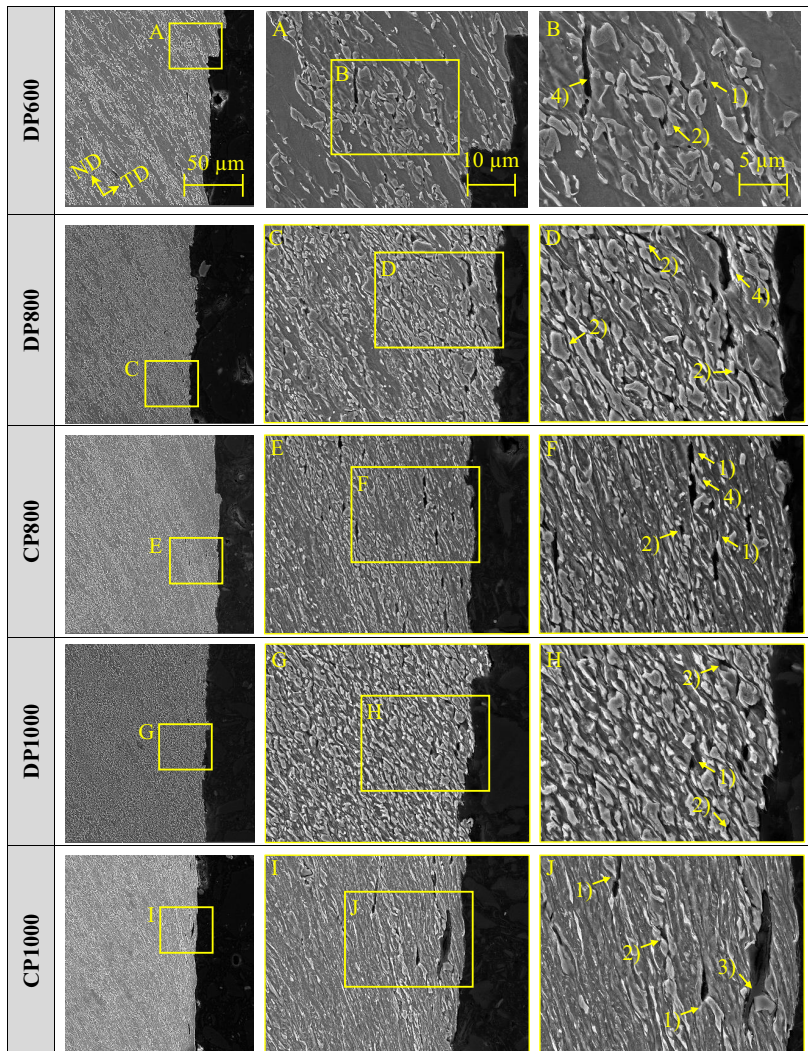


Tabelle 5.4: Schädigungsmechanismen in Abhängigkeit von Probengeometrie (Beanspruchungszustand) am Beispiel DP600 (Rasterelektronenmikroskopie-Sekundärelektronen): 1) Porenentstehung zwischen Martensit und Matrix; 2) Porenentstehung durch Martensitbruch; 3) Porenentstehung zwischen Einschluss und Matrix; 4) Schädigungsevolution entlang Korn-/Phasengrenzen; 5) Schädigungsevolution entlang Martensitzeile (Kettenzusammenschluss)

<p>“Mini”-Zug</p>			
<p>A₈₀ mm²-Zug</p>			
<p>Biegung</p>			
<p>Equi-biaxialer Zug</p>			
<p>Ebene Torsion</p>			

Wie in **Bild 5.4** am Beispiel des DP600 ersichtlich wird, erzeugt auch das Scherschneiden (Schneidparameter nach ISO 16630) die für diesen Werkstoff zuvor genannten Schädigungseffekte. Die Stanzkante zeigt den klassischen Kanteneinzug (ca. 80 μm), die Glattschnittfläche (ca. 325 μm) und die Bruchfläche (ca. 600 μm) (vgl. Bild 2.17). Insbesondere der Bereich der Bruchfläche ist zugbeanspruchungsdominiert und weist daher Poren in ähnlicher Größenordnung wie bspw. eine gebrochene Zug- oder Kerbzugprobe auf. Wird diese schergeschnittene Kante nun in einem nachfolgenden Prozessschritt weiter umgeformt, so ist das Umformvermögen im Vergleich zum Ausgangswerkstoff deutlich reduziert.

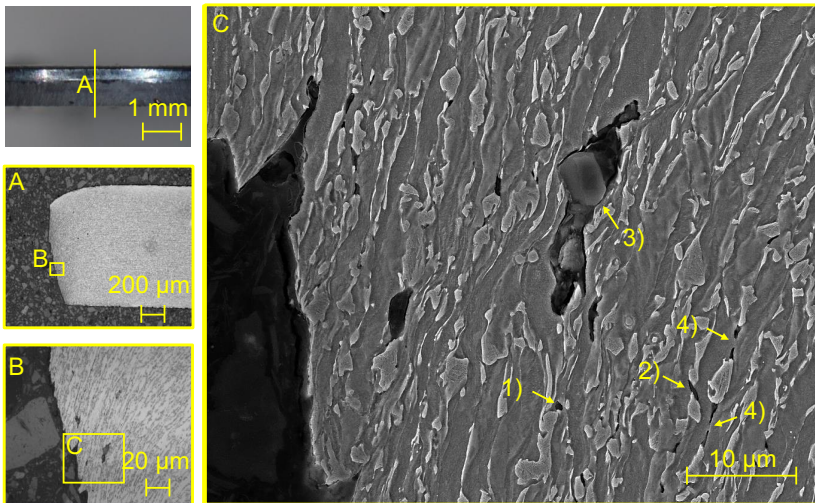


Bild 5.4: Schädigungsmechanismen an einer gestanzte Kante (geschlossener Schnitt) eines DP600 (Probe vor dem Lochaufweiten): 1) Porenentstehung zwischen Martensit und Matrix; 2) Porenentstehung durch Martensitbruch; 3) Porenentstehung zwischen Einschluss und Matrix; 4) Schädigungsevolution entlang Korn-/Phasengrenzen

5.3 Diskussion

Die untersuchten Werkstoffe zeigen die bekannten Schädigungsmechanismen. Die gesamte Schädigungsevolution und letztendlich das duktile Versagen sind wie von Avramovic und Cingara (2009) und Tasan et al. (2015) beschrieben von der lokalen mikrostrukturellen Morphologie abhängig. Aus diesem Grund unterscheiden sich die in Abschnitt 2.2.2 beobachteten Schädigungsmechanismen für Dualphasenstähle in Festigkeitsklassen zwischen 600 MPa und 1000 MPa von den hier gezeigten. Die Zugfestigkeit und andere mechanische Kenngrößen, die in Normen und Spezifikationen wie

der VDA 239-100 definiert sind, können mit verschiedenen Werkstoffkonzepten und somit mit verschiedenen mikrostrukturellen Zusammensetzungen erreicht werden. Daher müssen die Schädigungsmechanismen beispielsweise für den DP600 für zwei Produkte nicht identisch sein. Nichtsdestotrotz liegen die hier gezeigten experimentellen Ergebnisse in guter Übereinstimmung mit den Schlüssen, die Münstermann et al. (2017) in ihrer Analyse basierend auf Simulationen mit dem modifizierten Bai-Wierzbicki Modell gezogen haben. In deren Arbeit erweist sich der DP600 als wesentlich schädigungstoleranter als der DP1000. Dies kann in ähnlicher Weise hier festgestellt werden. Hinsichtlich der Porositätswerte zeigt der DP800 bei den Untersuchungen der Kerbzugprobe im Beanspruchungszustand der ebenen Dehnung ($\eta = 0,57$) einen max. Wert von 0,70 %. Dieses Ergebnis liegt in der Größenordnung der von Kadkhodapour et al. (2011) und von Saedi et al. (2014a) ermittelten 0,55 % bzw. 1,60 %. Weiterhin entsprechen die von Meya et al. (2019) gemessenen Porositäten von 0,2 % bei $\bar{\epsilon}^p = 0,40$ im freien Biegen ($\eta = 0,57$) eines DP800 den in dieser Arbeit bestimmten Werten (unter Annahme der von Mises Plastizität gilt: $\epsilon_3 = -0,33 \rightarrow \bar{\epsilon}^p = 0,38 \rightarrow 0,21$ %; $\epsilon_3 = -0,41 \rightarrow \bar{\epsilon}^p = 0,47 \rightarrow 0,27$ %).

Das in dieser Arbeit untersuchte Werkstoffportfolio lässt darauf schließen, dass

- in einer ferritischen Matrix mit eingelagerten Martensitinseln größere Ferritkörner eine Ferrit-Martensitdekohäsion begünstigen und eine kleinere Ferritkorngröße zu Martensitpartikelbruch (infolge stärkerer Plastifizierung des Martensits) führt. (vgl. Schädigungsmechanismen DP600, DP800, DP1000)
- Einschlüsse für das makroskopische Versagen von Dual- und Complexphasenstählen eine untergeordnete Rolle spielen.
- in einer mehrphasigen Mikrostruktur Bainit die Härtedifferenz reduziert und somit die Schädigungstoleranz erhöht. (vgl. DP800, CP800)
- eine homogene Mikrostruktur hinsichtlich Härtedifferenz und Phasenverteilung zu einer hohen Schädigungstoleranz führt. (vgl. CP1000)
- Schädigungseffekte in hochfesten, mehrphasigen Stahlfeinblechen für alle Beanspruchungszustände ähnlich sind.
- eine höhere Martensithärte (höherer Kohlenstoffanteil) die ertragbaren Dehnungen reduziert. (vgl. DP800, DP1000)
- das Scherschneiden zu einer starken Schädigung des Werkstoffs im Bereich der Stanzkante (Bruchanteil) führt und somit die Umformbarkeit in Folgeoperationen reduziert.
- eine heterogene Martensitverteilung und Martensitzeilen die Schädigungsevolution begünstigen. (vgl. DP600, DP800, DP1000)

Hinsichtlich ihrer Schädigungstoleranz ließen sich die Dualphasenstähle wie folgt optimieren:

- Reduktion der Martensitzeilen

- Geringere Ferritkorngrößen bei gleichzeitiger Reduktion der Martensithärte (Reduktion Kohlenstoffanteil) → Mikrolegieren von bspw. Niob, Molybdän oder Titan (vgl. Mohrbacher, 2013)
- Fein verteilter Martensit
- Gleichmäßige Ferritkorngröße
- Steigerung der Korngrenzenfestigkeit
- Reduktion der Härte­differenz durch Anheben der Ferritfestigkeit (mikrolegieren), Erhöhen des Bainitanteils und Reduktion der Martensithärte

Diese Maßnahmen sind nur in einem gewissen Rahmen ohne Beeinflussung der in der entsprechenden Norm geforderten Kennwerte möglich. Weiterhin können sie gegebenenfalls zu Lasten der globalen Duktilität gehen. Die für die Schädigungstoleranz und damit die Kantenrissempfindlichkeit elementar wichtige mikrostrukturellen Zusammensetzung wird in Werkstoffnormen wie der VDA 239-100 nur unzureichend definiert. Nach dieser Norm muss die Korngröße im Wesentlichen gleichmäßig über den gesamten Dickenbereich vorliegen, so dass die Bauteileigenschaften nicht beeinträchtigt werden. Hinsichtlich Gefügezeitigkeit und Materialinhomogenitäten ist in der VDA 239-100 folgendes spezifiziert: „Häufigkeit und Art von Materialinhomogenitäten (z.B. Martensitzeilen, Schlackeeinschlüsse, Seigerungen) müssen dem Stand der Technik entsprechen und sind soweit zu vermeiden, dass die Umformbarkeit nachweislich nicht beeinträchtigt wird.“ Das makroskopische duktile Versagen findet durch eine Kombination von Scherbandlokalisierung (Tasan et al., 2014) und der Schädigungsevolution, die stark von der örtlichen Einschnürung beschleunigt wird, bei einer charakteristischen, makroskopisch messbaren Bruchdehnung, zum Beispiel der wahren Dickendehnung bei Bruch, statt. Eine Kenngröße wie diese erscheint als sinnvoll, um die Schädigungstoleranz in einer Norm wie der VDA 239-100 zu spezifizieren. Darauf wird in Kapitel 7 dieser Arbeit eingegangen. Im Sinne der Bruchmechanik kann das Versagen hochfester Mehrphasenstähle in dem Bereich zwischen uniaxialen und equi-biaxialen Zug als eine Kombination des duktilen Normalbruchs (Mode I) und Scherversagens in Blechdickenrichtung (Mode III) charakterisiert werden. Im Fall der ebenen Scherung tritt das Versagen zumindest makroskopisch unter (Mode II) auf.

6 Versagensprognose in der Blechumformsimulation

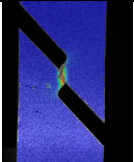
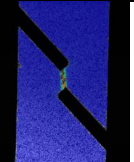
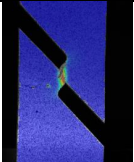
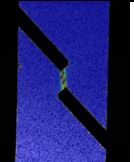
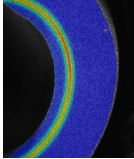
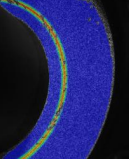
Die Versagensbewertung in der Blechumformsimulation wird klassischerweise mit der Grenzformänderungskurve durchgeführt. Dies ist für das zuvor beschriebene komplexe Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle nicht ausreichend. In Abschnitt 6.1 wird zunächst die experimentelle Basis zur Kalibrierung der Schädigungsmodelle und Bruchkriterien beurteilt. Dazu werden beispielhaft der DP1000 und der CP1000 herangezogen. Hierbei handelt es sich um die Kernuntersuchungswerkstoffe mit der niedrigsten – respektive höchsten – Schädigungstoleranz bei gleicher Festigkeit. Anschließend wird die Modellkalibrierung für diese beiden Güten durchgeführt und erläutert. Mit Hilfe der Validierung an den Napfgeometrien werden unter anderem die Schädigungsmodelle und das Bruchkriterium dezidiert bewertet. Die Ergebnisse werden abschließend diskutiert und eine Vorgehensweise für die Parameteridentifikation in der industriellen Praxis aufgezeigt. Die im Folgenden gezeigten Ergebnisse zum Einfluss des Fertigungsverfahrens der Ringnut der ebenen Torsionsprobe auf die ermittelten Bruchdehnungen wurden in Traphoener et al. (2018) veröffentlicht. Die Ergebnisse zur Modellkalibrierung und Versagensbewertung in der Blechumformsimulation wurden teilweise in Heibel et al. (2017a) und Heibel et al. (2017b) publiziert.

6.1 Experimentelle Basis

In **Tabelle 6.1** werden die lokalen Bruchdehnungen der Untersuchungswerkstoffe im Scherzug- und Torsionsversuch aufgeführt. Dabei sind die Dehnungswerte für die Scherzugprobe nur begrenzt nutzbar, da die hohen lokalen Dehnungen des CP1000 eine optische Messung selbiger ab 50 % der Bruchverschiebung unmöglich machen. Beim Vergleich der lokalen Bruchdehnungen aus Scherzugversuch und ebenen Torsionsversuch ist für den DP1000 festzustellen, dass $\bar{\epsilon}_f^{DIC}$ für den Scherzugversuch trotz größerer Dehnungsreferenzlänge (0,50 mm vs. 0,35 mm) größer ist. Ursache hierfür kann die mechanische Bearbeitung der Ringnut der ebenen Torsionsprobe sowie der Werkstoffabtrag bis in das Blechzentrum sein. Wie aus Tabelle B 2 hervorgeht, zeigt der DP1000 eine Zeiligkeit im Probenzentrum. Die durch die mechanische Bearbeitung freigelegten Martensitzeilen neigen gegebenenfalls zu einem für die Bruchdehnungsermittlung negativen Kerbeffekt. Auch im ebenen Torsionsversuch lokalisiert der CP1000 stärker, was zu höheren Bruchdehnungen führt. Im Vergleich zeigt der CP1000 aufgrund seiner hohen Schädigungstoleranz infolge der homogenen Mikrostruktur mit $\bar{\epsilon}_f^{DIC} = 1,16$ einen höheren Wert als der DP1000 ($\bar{\epsilon}_f^{DIC} = 0,47$). Wie in Kapitel 5 beschrieben führt die heterogene Mikrostruktur mit Ferrit, Bainit und Martensit sowie einer hohen Härtedifferenz zwischen den Phasen zu einer ausgeprägten Schädigungsevolution und einer niedrigen lokalen Duktilität. **Tabelle 6.2** vergleicht die lokalen Bruchdehnungen aus

A_{80 mm}-Zug, „Mini“-Zug und Kerbzug. $\bar{\epsilon}_f^{DIC}$ ist für den CP1000 trotz des gleichen Beanspruchungszustandes im „Mini“-Zug um 0,18 höher als im A_{80 mm}-Zug.

Tabelle 6.1: Lokale Bruchdehnungen im Beanspruchungszustand „einfache Scherung“

	DP1000				CP1000			
		$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	ϵ_{3f}^{DIC}	ϵ_{3f}		$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	ϵ_{3f}^{DIC}	ϵ_{3f}
Scherzug		0,73	-	-		0,70	-	-
Ebene Torsion		0,47	-	-		1,16	-	-

Dies ist auf die um 0,2 mm größere Dehnungsreferenzlänge (vgl. Tabelle B 6) im A_{80 mm}-Zug zurückzuführen, die bei einem stärker lokalisierendem Werkstoff in niedrigeren Dehnungswerten mündet. Für die Probengeometrien im Bereich des uniaxialen Zuges ergibt sich für DP1000 und CP1000 jeweils das gleiche Deformationsverhalten. Die örtliche Einschnürung erstreckt sich für den DP1000 aufgrund der ferritisch-martensitischen Mikrostruktur auf einen größeren Bereich. Weiterhin bilden sich zwei Scherbänder aus, die zu einer „Lokalisierungslinie“ im Zentrum führen. Erst kurz vor Bruch konzentriert sich die Dehnungslokalisierung in einem Scherband. Im Gegensatz dazu bildet der CP1000 mit seinem feinen bainitischen Gefüge ein lokales Scherband aus, in dem sich die Dehnungen bis zu sehr hohen Werten konzentrieren. Grundsätzlich sind die mit der digitalen Bildkorrelation ermittelten Dehnungen für den CP1000 größer als für den DP1000. Der Unterschied in den lokalen Bruchdehnungen wird zwischen DP1000 und CP1000 umso deutlicher, wenn die Bruchdehnungen aus der Dickenmessung ϵ_{3f} bewertet werden. Für den DP1000 betragen diese ungefähr das Zweifache von ϵ_{3f}^{DIC} , für den CP1000 mit seiner hohen lokalen Duktilität und hohen Schädigungstoleranz das Dreifache. Ursache für die deutlich höheren Dehnungswerten bei der Ermittlung mit Hilfe der Bruchdicke ist die Dehnungslokalisierung im Probenzentrum. Mit der Oberflächenmessung mittels digitaler Bildkorrelation und der entsprechenden Dehnungsreferenzlänge kann diese nicht vollständig erfasst werden. Auch mittels Vermessen der Bruchdicke wird der Dehnungsgradient in Blechdickenrichtung gemittelt. Nichtsdestotrotz können makroskopisch keine höheren Dehnungswerte ermittelt werden. Mikroskopisch ist eine Messung der Korndeformation zur Bestimmung der lokalen Bruchdehnung denkbar.

Tabelle 6.2: Lokale Bruchdehnungen in den Beanspruchungszuständen zwischen „uni-axialen“ Zug und der ebenen Dehnung

	DP1000				CP1000			
		$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	ϵ_{3f}^{DIC}	ϵ_{3f}		$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	ϵ_{3f}^{DIC}	ϵ_{3f}
A80 mm-Zug		0,48	-0,32	-0,61		0,57	0,32	-1,06
„Mini“-Zug		0,52	-0,35	-0,50		0,75	0,42	-1,29
Kerbzug		0,34	-0,27	-0,49		0,66	0,55	-1,33

Trotz der größeren Dehnungsreferenzlänge sind die Unterschiede zwischen den mit Hilfe der optischen Dehnungsmessung und der Dickenmessung ermittelten lokalen Bruchdehnungen für den biaxialen Zug geringer (vgl. **Tabelle 6.3**). Ursache ist die bedingt durch den Beanspruchungszustand weniger stark ausgeprägte Lokalisierung und die homogene Blechdickenreduktion in einem größeren Probenbereich. Dennoch sind auch hier Lokalisierungsbänder zu erkennen. Die Blechdickenreduktion erstreckt sich für den DP1000 aufgrund seiner höheren globalen Duktilität auf einen wesentlich größeren Bereich als für den CP1000. Dies passt zu den zuvor beschriebenen Beanspruchungszuständen.

Tabelle 6.3: Lokale Bruchdehnung in dem Beanspruchungszustand „equi“-biaxialer Zug

	DP1000			CP1000				
		$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	ϵ_{3f}^{DIC}	ϵ_{3f}		$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	ϵ_{3f}^{DIC}	ϵ_{3f}
Biaxialer Zug		0,54	-0,54	-0,69		0,67	-0,67	-1,04

Neben der Art der Messtechnik spielt bei der Ermittlung von lokalen Bruchdehnungen die Probenfertigung eine große Rolle. Dies zeigt **Tabelle 6.4** am Beispiel der ebenen Torsionsprobe und den Fertigungsverfahren Drehen, Fräsen und Senkerodieren für die Ringnut. Mit den drei Fertigungsverfahren werden jeweils drei Oberflächenzustände eingestellt: fein ($R_a = 1 \mu\text{m}$), mittel ($R_a = 2 \mu\text{m}$) und grob ($R_a = 3 - 4 \mu\text{m}$).

Tabelle 6.4: Lokale Bruchdehnungen $\bar{\epsilon}_f^{DIC}$ im ebenen Torsionsversuch in Abhängigkeit des Fertigungsverfahrens

		DP1000	CP1000
Drehen	fein	0,39	1,05
	mittel	0,40	0,93
	grob	0,31	0,51
Fräsen	fein	0,47	1,10
	mittel	0,39	1,16
	grob	0,38	1,00
Senkerodieren	fein	0,50	0,85
	mittel	0,46	0,64
	grob	0,43	0,56

Bild 6.1 zeigt das unterschiedliche Versagensverhalten in Abhängigkeit des Fertigungsverfahrens. In der gedrehten Nut findet die Rissinitiierung in einer der fertigungsbedingten umlaufenden Kerben statt. Im Fall der groben Oberflächenqualität geschieht dies in einer der Kerben. Risse entstehen stochastisch und breiten sich ebenso zufällig in zwei nebeneinanderliegenden Kerben für die mittlere Oberflächenqualität aus. Der klassische Kerbeffekt sorgt bei diesem Fertigungsverfahren für zu niedrige Bruchdehnungen. Die fein gefrästen bzw. senkerodierten Proben zeigen ein Versagen in Richtung der umlaufenden Scherbeanspruchung. Die weiteren Oberflächenzustände der gefrästen und senkerodierten Proben führen zu einer Rissausbreitung mit einem „zick-zack“-Verlauf entlang lokaler Fertigungsfehler wie Fräsriefen oder Krater aus dem Erodierprozess. Die Differenz zwischen den gemessenen Bruchdehnungen betragen 0,11 für den DP1000 und 0,25 für den CP1000. Die lokal rauere Oberflächen der „fein“ senkerodierten Proben führen zu niedrigeren Bruchdehnungen im Vergleich zur „fein“ gefrästen und „fein“ gedrehten Probe für den CP1000.

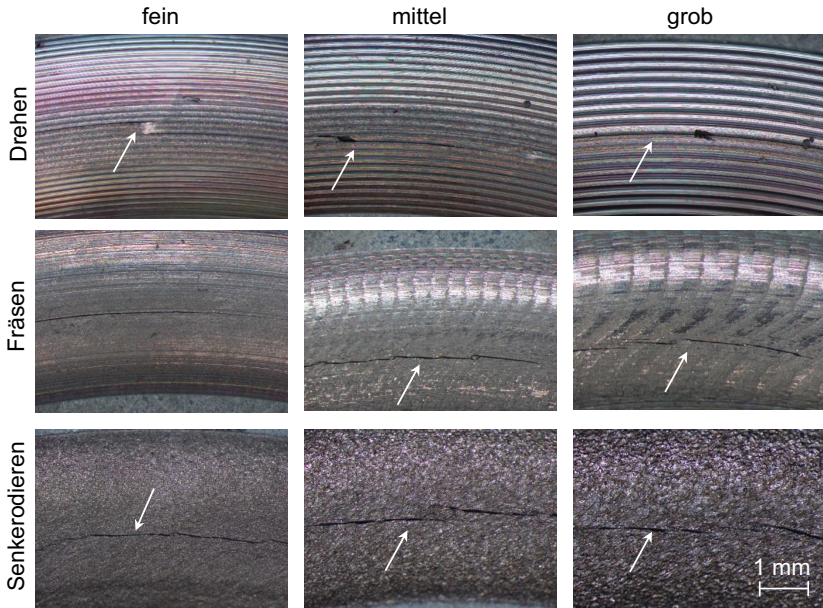


Bild 6.1: Rissinitiierung und Rissausbreitung in Abhängigkeit der Fertigung der Ringnut (Traphoener et al., 2018)

Zur Parameteridentifikation mit der inversen Methode, d.h. für GISSMO und das erweiterte Lemaitre-Modell, werden die Spannungs-Dehnungskurven aus Scherzug, „Mini“-Zug und Kerbzug sowie die Stempelkraft-Stempelverschiebungskurven der equi-biaxialen Nakajima-Versuche genutzt. Weiterhin finden aufgrund der gleichen Dehnungsreferenzlänge wie in der Finite-Elemente-Modellierung die lokalen Bruchdehnungen aus der optischen Dehnungsmessung Verwendung. Für den CP1000 muss hier jedoch der ebene Torsionsversuch genutzt werden, da der Scherzugversuch mit dieser Güte nur begrenzt auswertbar gewesen ist. FFL/SFFL werden mittels direkter Parameteridentifikation auf Basis der lokalen Bruchdehnungen durch eine Kombination der optischen Dehnungsmessung (ε_{2f}^{DIC}) und Dickenmessung (ε_{3f}) kalibriert. Für den Beanspruchungszustand der ebenen einfachen Scherung wird für den DP1000 der Wert aus dem Scherzugversuch und für den CP1000 aus dem ebenen Torsionsversuch herangezogen.

6.2 Modellkalibrierung und Validierung

6.2.1 Plastizität

Basis einer möglichst genauen Abbildung des makroskopischen Versagens ist die Beschreibung des plastischen Materialverhaltens. Diese plastische Materialbeschreibung

setzt sich aus dem Fließort und der Fließkurve (isotrope Verfestigung) zusammen. Die kinematische Verfestigung und Dehnratenabhängigkeit finden in dieser Arbeit keine Berücksichtigung. **Tabelle 6.5** zeigt die zur Fließortmodellierung notwendigen Plastizitätskennwerte für den DP1000: die Fließspannungen σ_0 , σ_{45} und σ_{90} , die equi-biaxiale Fließspannung aus dem Bulge-Versuch σ_b sowie die Kennwerte für die Lankfort-Koeffizienten r_0 , r_{45} und r_{90} . Die senkrechte Anisotropie im equi-biaxialen Beanspruchungszustand wird vereinfachend mit $r_b = 1$ angenommen.

Tabelle 6.5: Plastizitätskennwerte DP1000

σ_0 in GPa	σ_{45} in GPa	σ_{90} in GPa	σ_b in GPa	r_0	r_{45}	r_{90}
0,708	0,674	0,714	0,667	0,70	1,13	0,86

Bild 6.2 (a) illustriert die auf dieser Basis kalibrierten Fließorte von Mises, Hill48 und YLD2000-2D. Die Fließspannung des isotropen von Mises Fließortes ist dabei für jeden Beanspruchungszustand gleich und entspricht dem Wert des uniaxialen Zugs in Walzrichtung. Die beiden Fließorte Hill48 und YLD2000-2D ermöglichen die korrekte Abbildung der r -Werte entsprechend der Belastung zur Walzrichtung. Einzig mit YLD2000-2D können auch die Fließspannungen in Abhängigkeit der Belastungsrichtung zur Walzrichtung richtig prognostiziert werden. Im Beanspruchungszustand der ebenen Dehnung ergibt sich mit YLD2000-2D die niedrigste Fließspannung. Die Änderung des Fließortes im Zuge der plastischen Deformation – die Verfestigung – wird über die Fließkurve gesteuert. Diese ist aus dem Zugversuch nur bis zur Gleichmaßdehnung, das heißt im Bereich der homogenen Formänderung, verwendbar. Darüber hinaus muss die Fließkurve extrapoliert werden. Dies geschieht in der Umformtechnik beispielsweise auf Basis des Bulge-Versuchs (Lange, 1990) mit Hilfe des Prinzips der Arbeitsäquivalenz (Mutrux et al., 2008). Im Rahmen dieser Dissertation werden hierzu jedoch die gleichen Bruchproben genutzt wie zur Kalibrierung der Schädigungsmodelle und Bruchkriterien, um für letztere eine ideale Basis zur inversen Parameteridentifikation zu schaffen. Die Parameter eines kombinierten Hocket-Sherby – Swift Ansatzes

$$\bar{\sigma} = c_2 - (c_2 - c_1)e^{-c_3 \bar{\epsilon}^{c_4}} + \delta(c_5(c_6 + \bar{\epsilon})^{c_7}) \quad (6.1)$$

werden dabei durch Nachrechnen (Hill48) der Versuche und Abgleich der Spannungs-Dehnungskurven bzw. Stempelpfaden-Stempelpfadenverschiebung ermittelt. Die resultierende Fließkurve für den DP1000 ist in Bild 6.2 (b) dargestellt. Für den CP1000 wurde die gleiche Vorgehensweise gewählt. Die Ergebnisse werden in **Bild D 1** präsentiert.

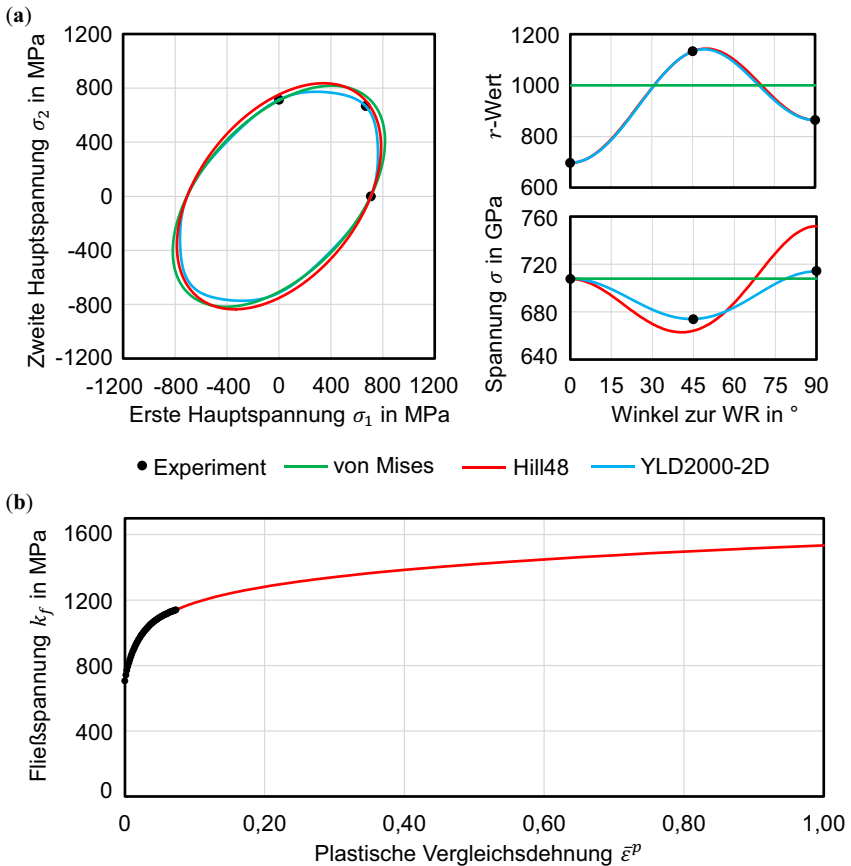


Bild 6.2: Plastizität DP1000: **(a)** Fließort; **(b)** Fließkurve

6.2.2 Versagensbewertung mit Schädigungsmodellen und Bruchkriterien

Die klassische Versagensbewertung in der Blechumformsimulation basiert auf der Anwendung von Grenzformänderungskurven (vgl. Bild 4.3) im Post-Processing. **Bild 6.3** zeigt diese am Beispiel DP1000. Da die Grenzformänderungskurve nur im Bereich zwischen uniaxialen und equi-biaxialen Zug gültig ist, kann das Scherversagen im bombierten Napf nicht vorhergesagt werden (Bild 6.3 **(a)**). Das Versagen in der Zarge des Kreuznapfes wird ebensowenig korrekt abgebildet (Bild 6.3 **(b)**). Im Folgenden wird ausgeführt, wie Schädigungsmodelle und Bruchkriterien hier Abhilfe schaffen können.

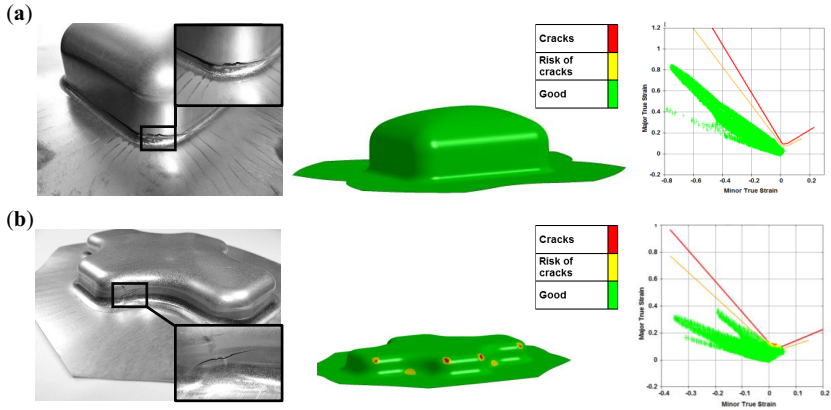


Bild 6.3: Versagensbewertung auf Basis Grenzformänderungskurven am Beispiel DP1000 (Fließort Hill48): **(a)** Bombierter Napf (Ziehtiefe 90 mm); **(b)** Kreuznapf (Ziehtiefe 24 mm)

Hierzu werden zunächst das erweiterte Lemaitre-Modell, GISSMO und FFL/SFFL auf Basis Hill48 kalibriert und anschließend zur Versagensbewertung der Näpfe angewandt.

Die Anwendung von GISSMO macht die Bestimmung folgender Parameter notwendig:

- Schädigungsexponent n zur Beschreibung der Schädigungsevolution in Abhängigkeit der plastischen Dehnungen
- „Fadingexponent“ m zur Kopplung von Plastizitäts- und Schädigungsmodell
- Instabilitätskurve $\bar{\varepsilon}_{inst}^p$ im $\bar{\varepsilon}^p$ - η Raum zur Abbildung des Beginns der Kopplung zwischen Schädigung und Plastizität
- Bruchkurve $\bar{\varepsilon}_f^p$ im $\bar{\varepsilon}^p$ - η Raum

Der Schädigungsexponent n wird aufgrund der Nichtlinearität der Schädigungsevolution gleich 2 gesetzt. Aufgrund der in Kapitel 5 bestimmten geringen Porositätswerte wird die Kopplung zwischen Schädigung und Plastizität beziehungsweise Spannungen durch die Wahl von $m = 100$ auf ein Minimum reduziert. Instabilitäts- und Bruchkurve werden manuell invers bestimmt. Hierzu werden jeweils 5 Stützpunkte (bei $\eta = -1/3, 0, 1/3, 1/\sqrt{3}, 2/3$) linear miteinander verbunden. Als Startwerte für die Parameteridentifikation werden die lokalen Bruchdehnungen aus der optischen Dehnungsmessung $\bar{\varepsilon}_f^{DIC}$ aus Tabelle 6.1 bis Tabelle 6.3 herangezogen. Die Instabilitätskurve orientiert sich am Minimum der Grenzformänderungskurve (vgl. Bild 4.3). Der Stützpunkt von Bruchkurve und Instabilitätskurve ist im Bereich der einfachen Scherung $\eta = 0$ identisch, da hier eine Kopplung zwischen Plastizität und Schädigung vermieden werden soll. Die jeweiligen Versuche werden nachgerechnet und die Stützpunkte angepasst,

bis der Versagenszeitpunkt hinreichend gut abgebildet wird. **Bild 6.4** zeigt die kalibrierten Kurven. In Bild 6.4 (a) sind zudem mit Punkten die mittels digitaler Bildkorrelation bestimmten experimentellen Bruchdehnungen ($\bar{\epsilon}_f^{DIC}$) aufgetragen. Im Hauptdehnungsraum (Bild 6.4 (b)) entsprechen die Vierecke den mittels Bruchdickenmessung ermittelten Bruchdehnungen. In **Bild 6.5** bis **Bild 6.8** werden die mit Schalenelementen (vgl. Abschnitt 4.2.3) simulierten Spannungs-Dehnungs- bzw. Kraft-Verschiebungsverläufe, Lastpfade sowie Contour-Plots der Bruchproben dargestellt.

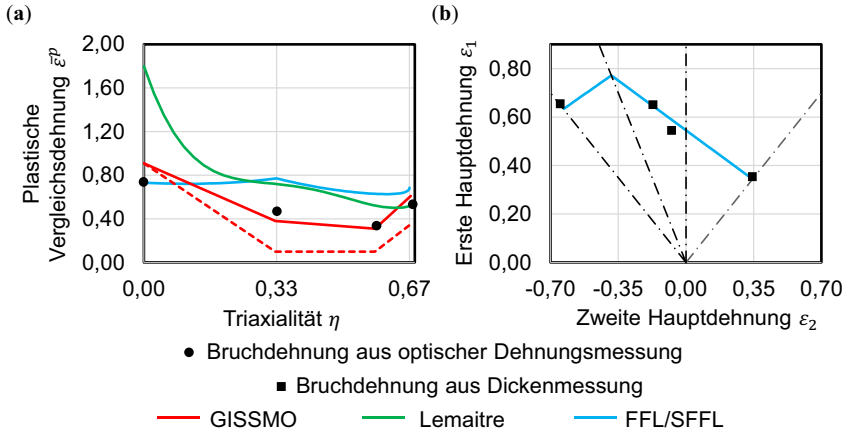


Bild 6.4: DP1000: (a) Bruchkurven im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum; (b) FFL/SFFL im ϵ_1 - ϵ_2 Raum

Für das erweiterte Lemaitre-Modell ist die Bestimmung von 7 Parametern ($Y_0, D_{crit}, h, S, s, \beta, \theta$) notwendig. Entsprechend Gl. (2.16) und (2.17) werden Y_0 und D_{crit} direkt auf Basis des $A_{80\text{ mm}}$ -Zugversuchs nach SEP1240 bestimmt. Der Parameter h wird wie von Lemaitre (1996) vorgeschlagen mit 0,2 gewählt. Da S und s den gleichen Quotienten beeinflussen (vgl. Gl. (2.14)) wird S zur Aufwandsreduktion bei der inversen Parameteridentifikation mit 50 MPa festgelegt. s, β und θ werden mittels LS-Opt und entsprechenden Simulationen von Scherzug, „Mini“-Zug, Kerbzug und equi-biaxialen Zug invers bestimmt. **Tabelle 6.6** fasst das resultierende Parameterset zusammen. Weiterhin ist in Bild 6.4 (a) der Verlauf der Bruchdehnung illustriert.

Tabelle 6.6: Parametersatz erweitertes Lemaitre-Modell DP1000

Y_0 in MPa	D_{crit}	h	S in MPa	s	β	θ
2,8	0,07	0,2	50	0,7005	4,5985	0,9085

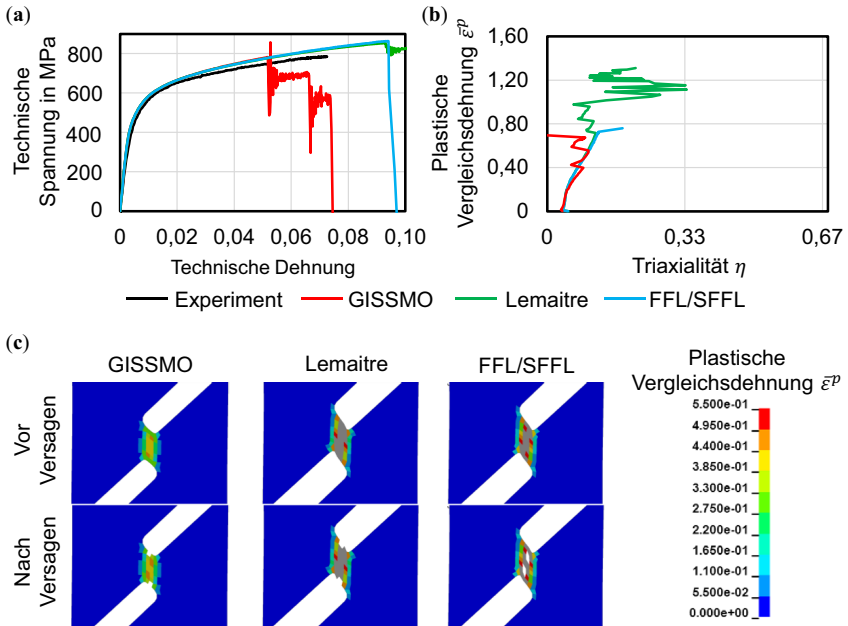


Bild 6.5: Scherzugversuch DP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung Diagramm; (b) Lastpfad im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum; (c) Contour-Plot

Die Grenzbruchkurven FFL und SFFL werden direkt auf Basis experimentell ermittelter Bruchdehnungen bestimmt. Hierzu wird für die Stützpunkte der FFL („Mini“-Zug, Kerbzug, equi-biaxialer Zug) eine Kombination aus optischer Dehnungsmessung (ϵ_{2f}^{DIC}) und Bruchdickenmessung (ϵ_{3f}) unter dem Lichtmikroskop verwendet. Unter Annahme der Volumenkonstanz und konstanter zweiter Hauptdehnung ab dem Zeitpunkt der lokalen Einschnürung (Gorji, 2015) wird ϵ_{1f} berechnet. Die Stützpunkte sind in Bild 6.4 (b) dargestellt. Für die SFFL wird die Bruchdehnung aus dem Scherzugversuch und der Schnittpunkt der linear extrapolierten FFL mit der Linie des Beanspruchungszustandes des uniaxialen Zugs zusammengeführt. Die im Hauptdehnungsraum linearen Grenzbruchkurven erscheinen im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum in einer für Bruchkriterien typischen „Girlandenform“. Grundsätzlich weist sowohl die Bruchkurve des Lemaitre-Modells als auch die FFL/SFFL im Bereich zwischen uniaxialen Zug und ebener Dehnung ein deutlich höheres Niveau als die GISSMO Bruchkurve auf. Der Unterschied zwischen GISSMO und FFL/SFFL liegt in den zur Kalibrierung verwendeten unterschiedlichen Versagensdehnungen (Dehnungsreferenzlängen) begründet. Entsprechend der funktionalen Formulierung des Lemaitre-Modells weist dieses hohe Dehnungswerte bei $\eta = 0$

auf. Dies führt zu einem deutlichen Überschätzen des Versagenszeitpunktes in der Simulation des Scherzugversuchs durch das erweiterte Lemaitre-Modell (Bild 6.5). Auch mit FFL/SFFL wird der makroskopische Versagenszeitpunkt überschätzt. Hintergrund sind nicht etwaige zu hohe Werte der Bruchkurve im Bereich der einfachen Scherung, sondern zu hohe Werte im uniaxialen Zug. Die Probe versagt im Experiment aus dem Kerbgrund heraus (vgl. Tabelle 6.1), d.h. unter uniaxialen Zug. Hier sind die Dehnungswerte entsprechend der Bruchkurven der FFL/SFFL zu hoch, so dass auch der Versagensort nicht korrekt vorhergesagt wird. Die Lastpfade eines Elementes im Probenzentrum in Bild 6.5 (b) lassen erkennen, dass mit der Scherzugprobe keine über die Belastungshistorie konstante, ideale Scherung zu erreichen ist.

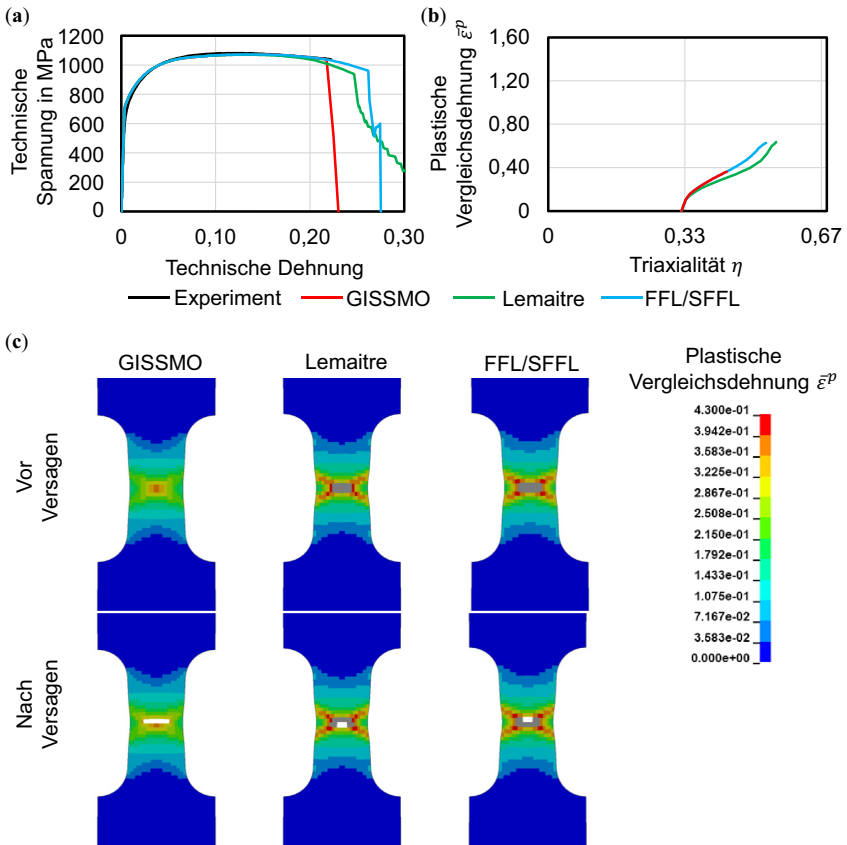


Bild 6.6: „Mini“-Zugversuch DP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung Diagramm; (b) Lastpfad im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum; (c) Contour-Plot

Der Bruch der Probe findet bei einer Mischung aus Scherung und Zug statt. Weiterhin kann das Versagen aus dem Kerbgrund heraus in der Simulation zu einem „stufenförmigen“ Versagen führen (GISSMO). Bild 6.6 zeigt die Simulationsergebnisse der „Mini“-Zugprobe. Auch hier wird der makroskopische Versagenszeitpunkt mit GISSMO am besten abgebildet. Entsprechend der Lage der Bruchkurven wird der Versagenszeitpunkt mit FFL/SFFL und erweitertem Lemaitre-Modell überschätzt. Weiterhin ist ein Abfall im Spannungsniveau durch den Einfluss der Schädigung im Lemaitre-Modell zu erkennen. Die Betrachtung der Belastungshistorie Bild 6.6 (b) verdeutlicht, dass die Lastpfade während der lokalen Einschnürung von uniaxialen Zug in Richtung ebener Dehnung wechseln.

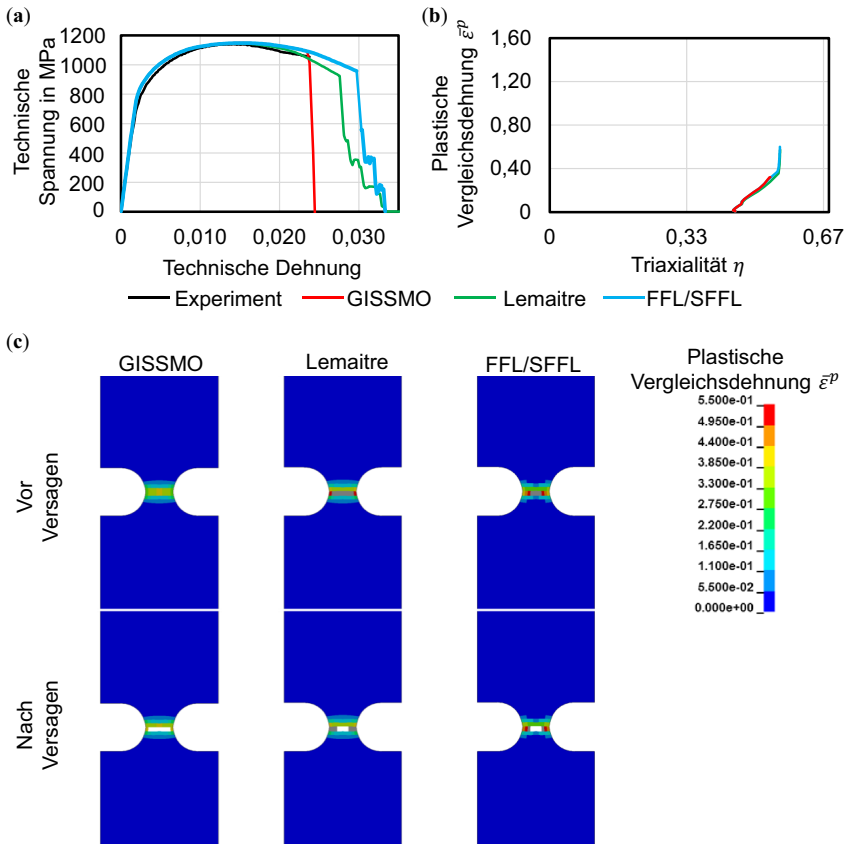


Bild 6.7: Kerbzugversuch DP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung Diagramm; (b) Lastpfad im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum; (c) Contour-Plot

Das gleiche Modellverhalten ergibt sich für die Kerbzugprobe (Bild 6.7). Die Unterschiede zwischen den Modellen sind hier wie bei Betrachtung der Bruchkurven zu erwarten größer als beim „Mini“-Zug. Auch hier wird deutlich, dass die Schädigung im Lemaitre-Modell zu stark gewichtet wird. Zum Zeitpunkt des Versagens ist die Spannung entsprechend D_{crit} ca. 8 % niedriger als in der Simulation mit FFL/SFFL, in der die Schädigung keine Berücksichtigung findet. Die Simulationen der Nakajima-Vollprobe zeigen im Vergleich zu den anderen simulierten Bruchproben einen nahezu linearen Lastpfad. Mit dem Lemaitre-Modell wird der Versagenszeitpunkt geringfügig unterschätzt. GISSMO bildet diesen sehr gut ab. Die höheren lokalen Bruchdehnungen aus der Dickenmessung sorgen bei der Verwendung von FFL/SFFL in Kombination mit Schalenelementen mit einer Elementkantenlänge von 0,5 mm zu einem Überschätzen des Versagenszeitpunktes.

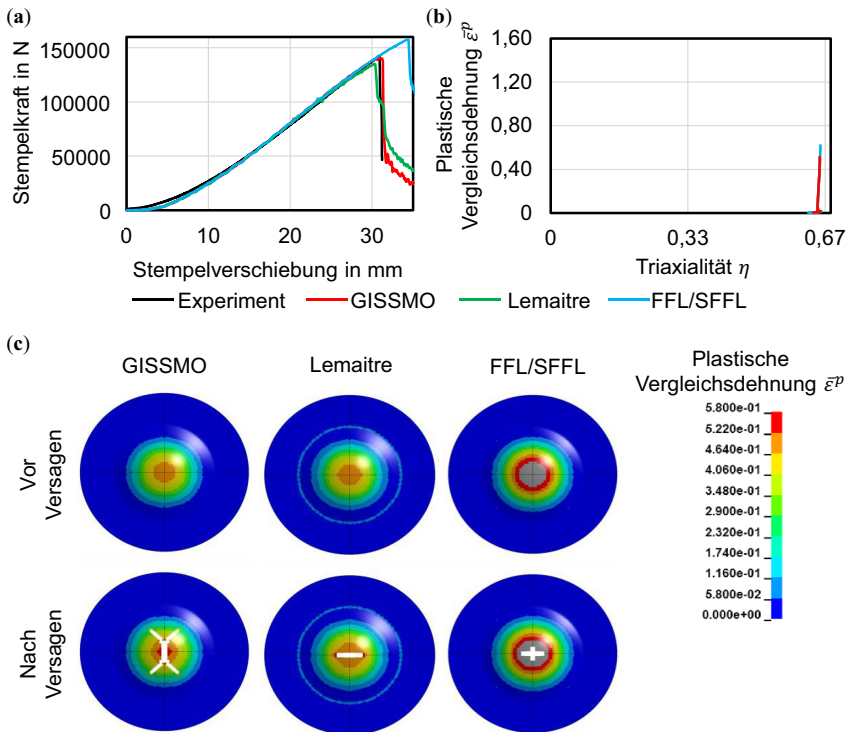


Bild 6.8: Nakajima-Vollprobe DP1000: (a) Stempelkraft-Stempelverschiebung Diagramm; (b) Lastpfad im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum; (c) Contour-Plot

Bild 6.9 zeigt die Ergebnisse der Validierung der kalibrierten Modelle anhand des bombierten Napfes. Das Versagen findet kurz hinter dem Matrizeeinlauffradius im Bereich der ebenen Scherung statt. Der Lastpfad wechselt dabei aus dem Druckbereich in den Zugbereich, so dass nicht von einer idealen Scherbeanspruchung gesprochen werden kann. Entsprechend der Lage der Bruchkurven tritt ein Versagen als Erstes in der Anwendung der FFL/SFFL auf. Bei 85 mm Ziehtiefe entsteht der Riss bei der Simulation mit GISSMO. Damit wird eine Abweichung von 5,5 % zur experimentell ermittelten Risstiefe bei Riss erzielt. Mit dem erweiterten Lemaitre-Modell kann das Versagen aufgrund der Lage der Bruchkurve in diesem Triaxialitätsbereich nicht abgebildet werden.

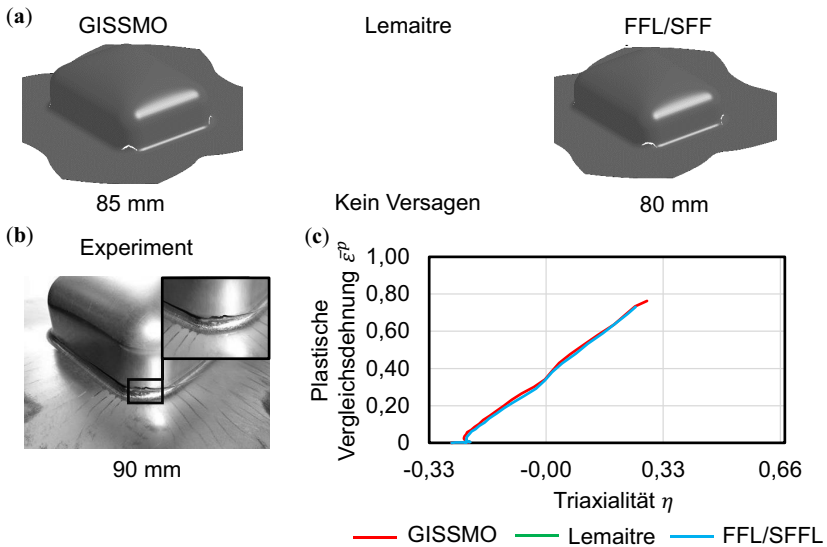


Bild 6.9: Validierung bombierter Napf DP1000: (a) Versagensprognose GISSMO, erweitertes Lemaitre-Modell, FFL/SFFL; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

Zur Validierung der Modelle wird für den Bereich zwischen dem uniaxialen und equibiaxialen Zug der Kreuznapf herangezogen. Das Versagen tritt hier in der Zarge auf und wird durch GISSMO exakt abgebildet. Gute Ergebnisse zeigt auch das erweiterte Lemaitre-Modell. Die Ziehtiefe bei Versagen wird durch Anwendung der FFL/SFFL um 3 mm leicht überschätzt. Der Versagensort kann durch alle Modelle abgebildet werden.

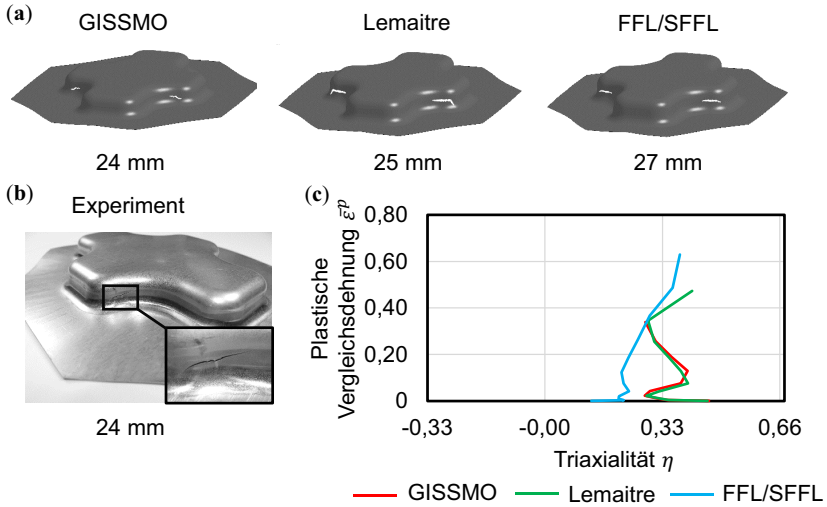


Bild 6.10: Validierung Kreuznapf DP1000: (a) Versagensprognose GISSMO, erweitertes Lemaitre-Modell, FFL/SFFL; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

Analog zur Parameteridentifikation beim DP1000 werden die Modelle zur Versagensbewertung des CP1000 kalibriert. Als Stützpunkt für die einfache Scherung werden hierzu die lokalen Bruchdehnungen aus dem ebenen Torsionsversuch und nicht aus dem Scherzugversuch verwendet.

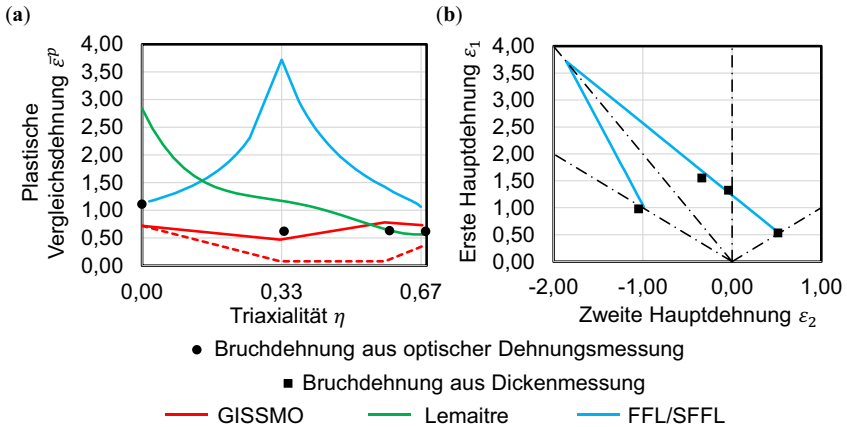


Bild 6.11: CP1000: (a) Bruchkurven im $\bar{\epsilon}^p$ - η Raum; (b) FFL/SFFL im ϵ_1 - ϵ_2 Raum

Die hohen lokalen Dickendehnungen in „Mini“-Zug und Kerbzug führen neben der allgemein hohen Lage der FFL zu einer hohen Steigung von $-1,34$. Daraus resultiert ein hoher lokaler Bruchdehnungswert im uniaxialen Zug. **Bild 6.12** zeigt, dass mit GISSMO das Versagensverhalten gut abgebildet werden kann. Die Anwendung von FFL/SFFL führt aufgrund der für Schalenelemente zu hohen Bruchkurven zu keinem Versagen. Gleiches gilt für den Scherzugversuch und das Lemaitre-Modell. Die Versagenszeitpunkte im „Mini“-Zug und Kerbzug sowie im equi-biaxialen Zug werden überschätzt. Diese Ergebnisse aus der Kalibrierung spiegeln sich in gleichem Maße in der Validierung wieder (**Bild D 2** - **Bild D 3**). Auch hier kann der Versagensort und der Versagenszeitpunkt nur mit GISSMO korrekt abgebildet werden.

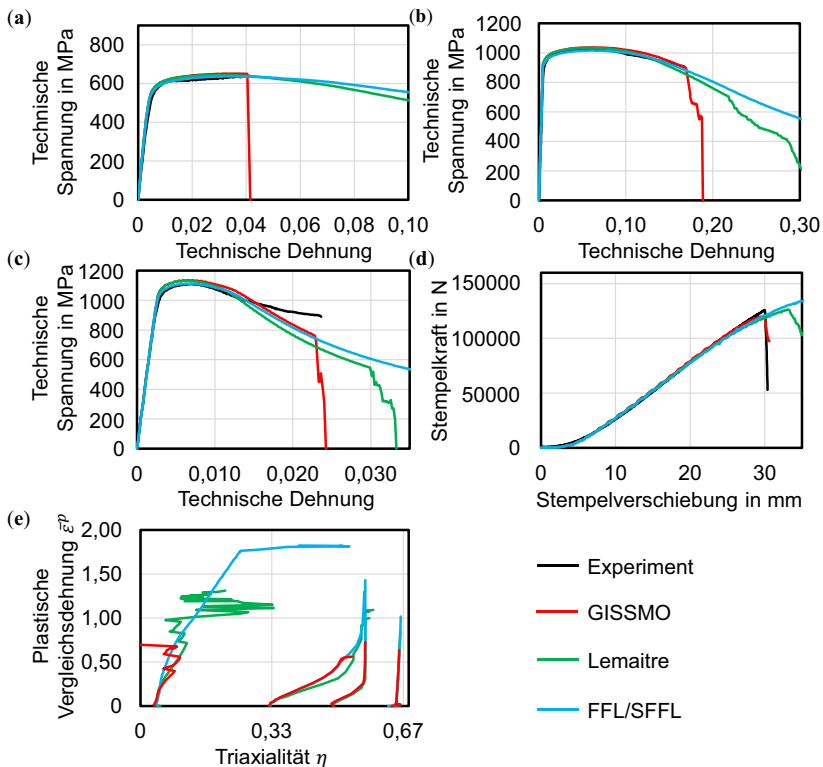


Bild 6.12: CP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung Scherzug; (b) Technische Spannung – Technische Dehnung „Mini“-Zug; (c) Technische Spannung – Technische Dehnung Kerbzug; (d) Stempelkraft – Stempelverschiebung Nakajima-Vollprobe; (e) Lastpfade im ε^P - η Raum

6.2.3 Einfluss des Fließortes auf die Versagensbewertung

Zur Untersuchung des Einflusses der Fließortbeschreibung auf die Versagensbewertung wird GISSMO verwendet. GISSMO kann mit beliebigen Plastizitätsmodellen gekoppelt werden. **Bild 6.13** zeigt die resultierenden Bruchkurven (Basis zur Kalibrierung waren die Prüfungen in Walzrichtung) für die Fließorte von Mises, Hill48 und YLD2000-2D. Die unterschiedliche Lage der Bruchkurven macht deutlich, dass der Fließort die Versagensbewertung maßgeblich beeinflusst. In **Bild 6.14** werden die Ergebnisse für die Simulationen des Scherzugversuchs zusammengefasst. Die technischen Spannungs-Dehnungskurven werden dabei mit YLD2000-2D am besten abgebildet. Hinsichtlich des Versagenszeitpunktes werden mit jedem Modell, wenn auch „stufenförmig“, die Experimente gut abgebildet. Die Abweichungen in den diagonal zur Walzrichtung geprüften Proben sind geringfügig größer.

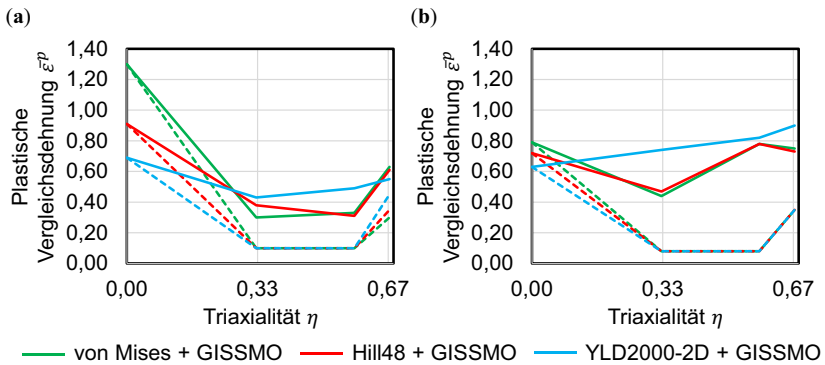


Bild 6.13: GISSMO Bruchkurven in Abhängigkeit des Fließortes: (a) DP1000; (b) CP1000

Die gleichen Aussagen gelten für „Mini“-Zug (**Bild 6.15**), Kerbzug (**Bild 6.16**) und Nakajima-Vollprobe (**Bild 6.17**). Insbesondere beim Kerbzug ist der Einfluss der stärkeren Lokalisierung mit dem YLD2000-2D Modell zu erkennen. Eine angepasste Fließkurve könnte dem entgegenwirken. Die dazugehörigen Contour-Plots sind in **Bild D 4** bis **Bild D 7** dargestellt.

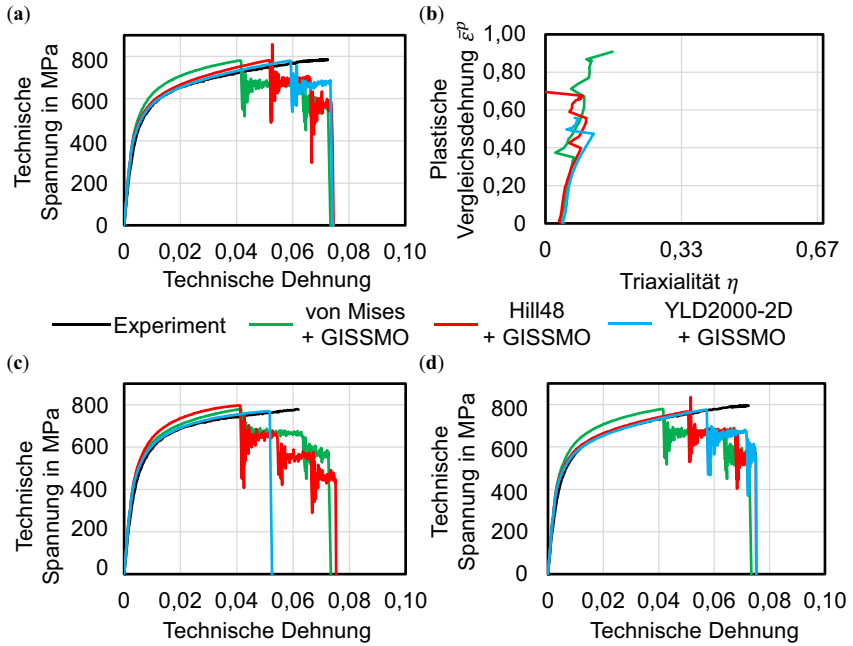


Bild 6.14: Scherzug DP1000: **(a)** Technische Spannung – Technische Dehnung längs zur Walzrichtung; **(b)** Belastungshistorie längs zur Walzrichtung; **(c)** Technische Spannung – Technische Dehnung diagonal zur Walzrichtung; **(d)** Technische Spannung – Technische Dehnung quer zur Walzrichtung

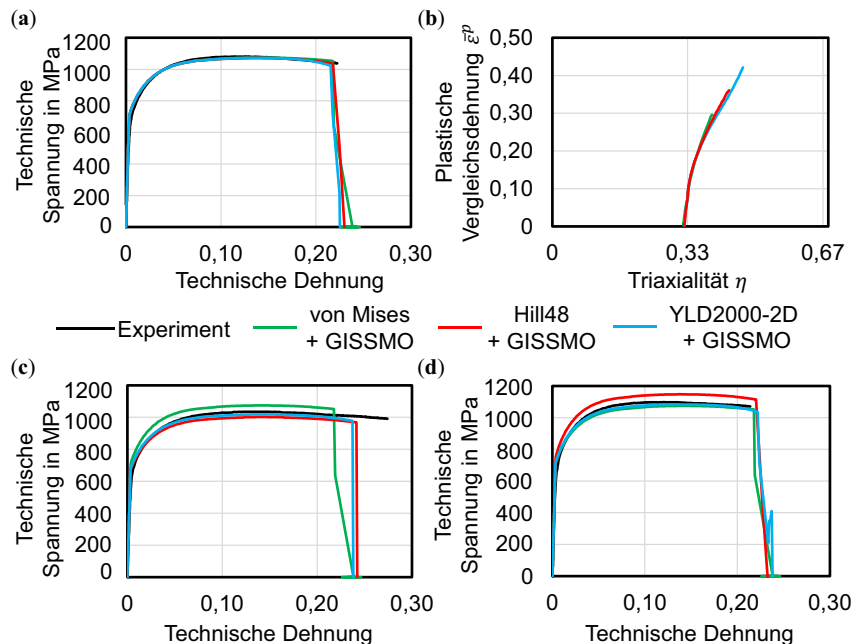


Bild 6.15: „Mini“-Zug DP1000: **(a)** Technische Spannung – Technische Dehnung längs zur Walzrichtung; **(b)** Belastungshistorie längs zur Walzrichtung; **(c)** Technische Spannung – Technische Dehnung diagonal zur Walzrichtung; **(d)** Technische Spannung – Technische Dehnung quer zur Walzrichtung

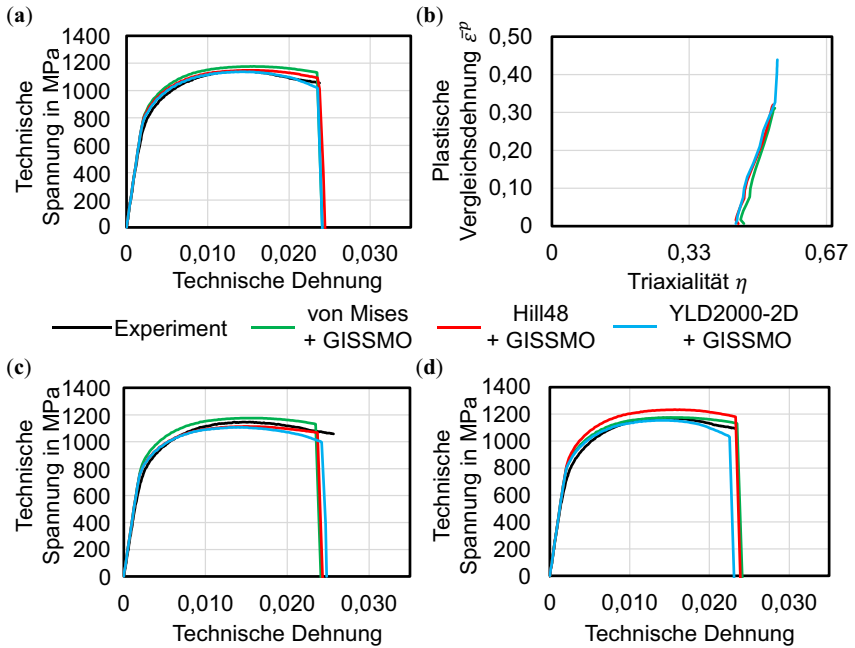


Bild 6.16: Kerbzug DP1000: **(a)** Technische Spannung – Technische Dehnung längs zur Walzrichtung; **(b)** Belastungshistorie längs zur Walzrichtung; **(c)** Technische Spannung – Technische Dehnung diagonal zur Walzrichtung; **(d)** Technische Spannung – Technische Dehnung quer zur Walzrichtung

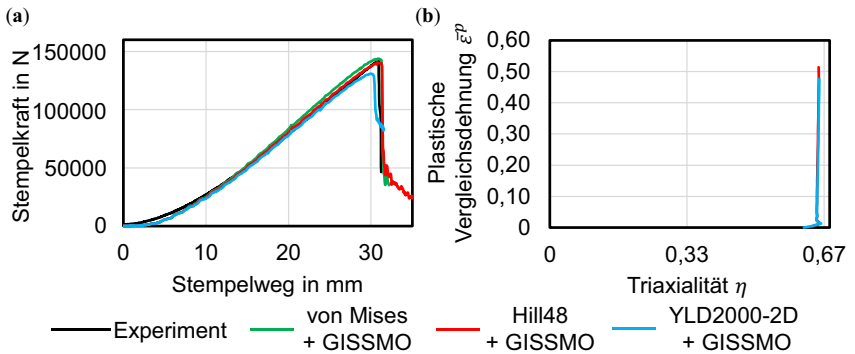


Bild 6.17: Nakajima-Vollprobe DP1000: **(a)** Stempelkraft - Stempelverschiebung; **(b)** Belastungshistorie längs zur Walzrichtung

Die Validierungen in **Bild 6.18** und **Bild 6.19** zeigen trotz der hinreichend guten Kalibrierung an den Bruchproben keine positiven Ergebnisse für die Fließortmodellierung mit von Mises. Die Simulation des bombierten Napfes zeigt kein Versagen. In der Kreuznapfsimulation wird der Versagensort nicht korrekt abgebildet. Zusätzlich tritt der erste Riss bereits bei einer Ziehtiefe von 21 mm auf. Mit der Kombination von YLD2000-2D und GISSMO wird der Versagensort im bombierten Napf und im Kreuznapf korrekt abgebildet. Das Versagen wird in der Simulation des bombierten Napfes zu früh vorhergesagt.

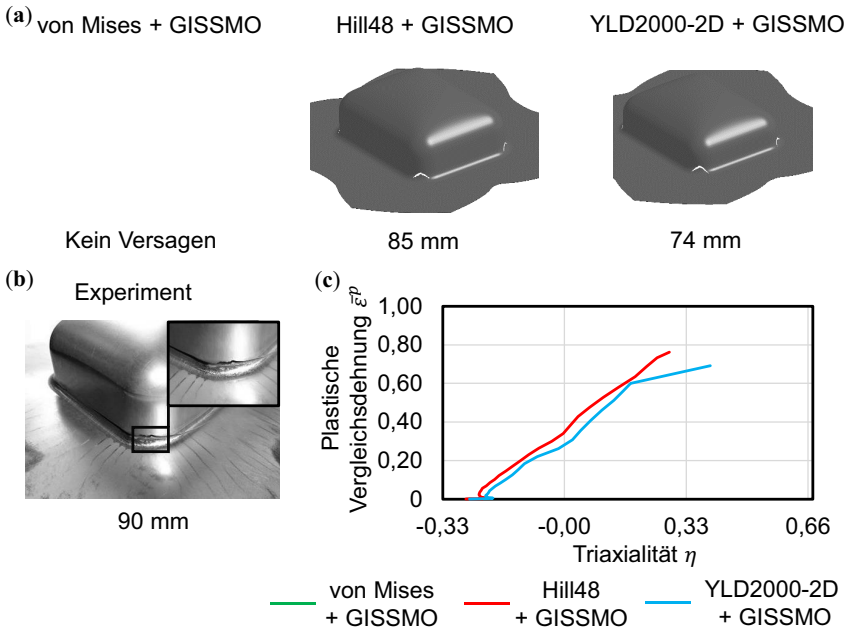


Bild 6.18: Validierung GISSMO bombierter Napf DP1000: (a) Fließorte von Mises, Hill48, YLD2000-2D; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

Die gleichen Effekte sind beim CP1000 zu beobachten. Die Ergebnisse sind im Anhang in **Bild D 8 - Bild D 11** zusammengefasst. Aufgrund der geringen Anisotropie wird das Versagen längs, diagonal und quer zur Walzrichtung mit einer Bruchkurve gut abgebildet. **Bild D 12** und **Bild D 13** zeigen die Ergebnisse der Validierung. Das Versagen im bombierten Napf kann mit den Kombinationen von Mises und GISSMO sowie Hill48 und GISSMO gut abgebildet werden. Der Fließort YLD2000-2D resultiert in einer höheren Lage der Bruchkurve im uniaxialen Zug.

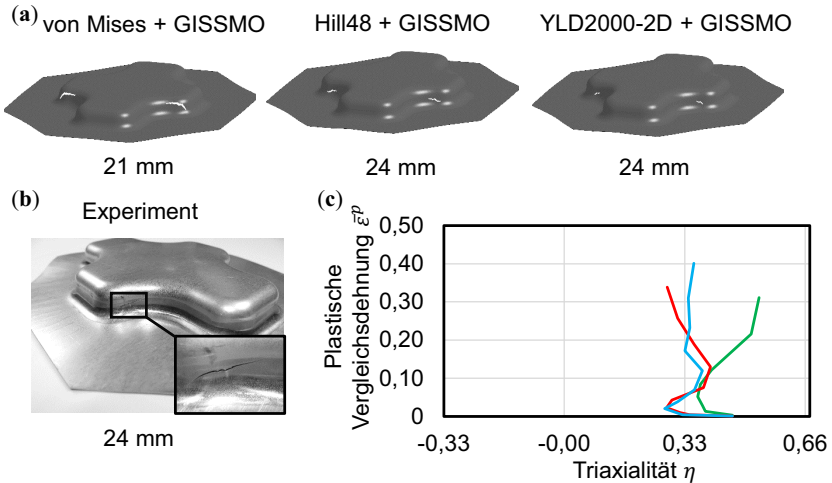


Bild 6.19: Validierung GISSMO Kreuznapf DP1000: (a) Fließorte von Mises, Hill48, YLD2000-2D; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

Dies führt in Kombination mit dem Lastpfad des bombierten Napfes zu einer zu hohen Ziehtiefe. Das Versagen im Kreuznapf im Beanspruchungszustand der ebenen Dehnung wird mit allen Fließortmodellen und den jeweils angepassten GISSMO-Karten gut abgebildet.

6.3 Diskussion

Die Verwendung von Bruchkriterien und Schädigungsmodellen erlaubt die Verbesserung der Versagensbewertung hochfester Mehrphasenstähle in der Blechumformsimulation. Zur Parameteridentifikation wird unter anderem die direkte von der inversen Methode unterschieden. Die FE-Modelle basieren in der Blechumformsimulation auf Schalelementen mit Elementkantenlängen größer als 0,50 mm und der Annahme des ebenen Spannungszustandes. Eine Abbildung der für die Versagensbewertung elementar wichtigen örtlichen Einschnürung ist damit nur eingeschränkt möglich. **Tabelle 6.7** zeigt am Beispiel „Mini“-Zug vergleichend numerisch und experimentell ermittelte lokale Bruchdehnungen. Dabei

- steigt $\bar{\epsilon}_f$ mit niedrigerer Dehnungsreferenzlänge bzw. Elementkantenlänge.
- steigt $\bar{\epsilon}_f$ mit komplexerem Fließort aufgrund der Berücksichtigung einer geringerer Fließspannung im ebenen Dehnungszustand.

- steigt $\bar{\epsilon}_f$ für Werkstoffe mit niedrigem Verfestigungsexponenten (hoher lokaler Duktilität im Fall von Mehrphasenstählen).
- steigt die Differenz zwischen $\bar{\epsilon}_f$ auf Basis optischer Dehnungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation und auf Basis Dickenmessung für Werkstoffe mit niedrigem Verfestigungsexponenten (hoher lokaler Duktilität im Fall von Mehrphasenstählen). Gleiches gilt für kleinere Dehnungsreferenz- bzw. Elementkantenlängen.

Tabelle 6.7: Einfluss von Dehnungsreferenzlänge (Elementkantenlänge), Fließort und Messtechnik auf lokale Bruchdehnung $\bar{\epsilon}_f$ am Beispiel „Mini“-Zug

	Dehnungsreferenzlänge in mm	$\bar{\epsilon}_f^D$ (von Mises)	$\bar{\epsilon}_f^H$ (Hill48)	$\bar{\epsilon}_f^Y$ (YLD2000-2D)	$\bar{\epsilon}_f^{DIC}$	$\bar{\epsilon}_f^D$ (aus Dickenmessung)
DP1000	1,00	0,25	0,27	0,30	0,44	0,58
	0,50	0,29	0,36	0,43	0,52	
	0,35	0,32	0,44	0,58	0,54	
CP1000	1,00	0,32	0,32	0,37	0,54	1,31
	0,50	0,54	0,56	0,77	0,75	
	0,35	0,72	0,75	1,03	1,13	

Am Beispiel der mit der direkten Methode kalibrierten FFL/SFFL wurde gezeigt, dass in diesem Kontext eine Anwendung von Werkstoffbruchkurven ohne Berücksichtigung der Netzabhängigkeit für die Blechumformsimulation nicht sinnvoll ist. Die experimentell ermittelten lokalen Bruchdehnungen (wahre Dickendehnung bei Bruch ϵ_{3f}) sind zu hoch für die Verwendung mit Schalenelementen. Dennoch können die Werkstoffbruchkurven bzw. die lokalen Bruchdehnungen zur Differenzierung und Klassifizierung der Werkstoffe genutzt werden, wie in **Bild 6.20** gezeigt. Zum einen unterscheiden sich die Werte der Bruchkurven deutlich in ihrer Höhe, zum anderen weist ein Werkstoff mit einer hohen lokalen Duktilität und hohen Schädigungstoleranz einen hohen Wert für D_{crit}^{FFL} auf. Ähnliche Ergebnisse erzielten Wagner et al. (2018) in der Untersuchung zu Bruchkurven von 1000 und 1200 MPa Stählen.

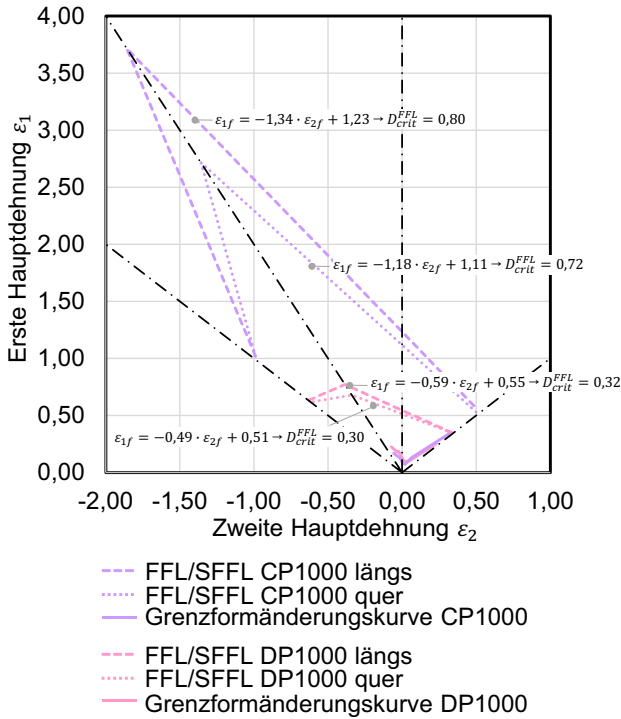


Bild 6.20: Grenzformänderungskurven und Grenzbruchkurven im Hauptdehnungsraum

Neben der möglichen Anwendung zur Klassifizierung und Differenzierung von Werkstoffen ist die Anwendung der Werkstoffbruchkurven weiterhin bei der Modellierung mit Volumenelementen (Elementkantenlänge $< 0,10$ mm) relevant, die beispielsweise in Simulationen zum Scherschneiden oder von mechanischen Fügeverfahren angewandt werden können.

Die als Basis der Werkstoffbruchkurven dienenden lokalen Bruchdehnungen werden neben der Messtechnik (optisch mit entsprechender Aufnahmezeit und Dehnungsreferenzlänge oder taktil) bei den Probengeometrien, die eine mechanische Bearbeitung in Blechdickenrichtung notwendig machen, vom Fertigungsverfahren beeinflusst. Am Beispiel des ebenen Torsionsversuchs wurde herausgearbeitet, dass zum einen die Oberfläche hinsichtlich lokaler Kerbwirkung die lokal messbaren Bruchdehnungen entscheidend beeinflusst. Hier zeigten die gefrästen und senkerodierten Proben mit Rauheiten von $R_a = 1 - 2 \mu\text{m}$ die besten Ergebnisse. Zum anderen wurde am Beispiel DP1000 gezeigt, dass die Bearbeitung in Blechdickenrichtung aufgrund der heterogenen Mikrostruktur in ebendieser Richtung die mit der bearbeiteten Probe messbaren Bruchdehnung

beeinflussen kann. Bei Berücksichtigung der Herausforderung der Probenfertigung und der Bearbeitung in Blechdickenrichtung weist der ebene Torsionsversuch im Vergleich zum Scherzugversuch die Vorteile eines proportionalen Lastpfades und damit eines Versagens bei $\eta = 0$ auf (Yin, 2014). Der nichtproportionale Lastpfad und das Versagen im Kerbgrund bei $\eta = 0,33$ macht eine inverse Parameteridentifikation für die Scherzugprobe zwingend notwendig.

Mit Hilfe des erweiterten Lemaitre-Modells als Vertreter für klassische Schädigungsmodelle wurde gezeigt, dass die Berücksichtigung der Reduktion des tragenden Querschnitts infolge Schädigung in der Blechumformsimulation mit Schalenelementen nicht notwendig ist, da dies zu zu hohen lokalen Bruchdehnungen führt und der Versagenszeitpunkt in der Blechumformsimulation überschätzt wird. Dies passt zu den Beobachtungen aus Kapitel 5, in dem für die beiden Werkstoffe Porositäten von nur maximal 0,5 bzw. 0,6 % ermittelt werden konnten. Weiterhin bietet dieses Schädigungsmodell trotz sieben Parametern zu wenig Flexibilität, um das Versagensverhalten in jedem Beanspruchungszustand zwischen einfacher Scherung und (equi-)biaxialen Zug abzubilden. Das flexiblere, phänomenologische GISSMO Modell ermöglicht die exakte Versagensbewertung in der Blechumformsimulation. Zusätzlich konnte mit diesem Modell die Abhängigkeit der Versagensbewertung von der Fließortbeschreibung aufgezeigt werden. Die besten Ergebnisse in Hinblick auf Versagen und Abbildung der Anisotropie lieferte dabei das Fließortmodell YLD2000-2D (Barlat et al, 2003). Weiterhin lassen die Ergebnisse den Schluss zu, dass eine skalare Schädigungsvariable für hochfeste Mehrphasenstähle mit einer geringen Anisotropie ausreichend ist.

Abschließend kann aus diesen Ausführungen heraus für die Verbesserung der Versagensbewertung in der Blechumformsimulation die Anwendung eines mittels inverser Parameteridentifikation kalibrierten phänomenologischen Schädigungsmodells- oder Bruchkriteriums empfohlen werden. Dabei ist sowohl das Plastizitätsmodell (Fließkurve und Fließort) als auch das Versagensmodell auf Basis der Bruchproben zu kalibrieren. Eine etwaige Kopplung zwischen Plastizitätsmodell und Schädigungsmodell ist nicht notwendig. Soll anstatt einer so kalibrierten „Modellbruchkurve“ eine mittels direkter Parameteridentifikation kalibrierte „Werkstoffbruchkurve“ genutzt werden, so müsste die Netzabhängigkeit berücksichtigt werden.

7 Mechanisches Eigenschaftsprofil und Klassifizierung

Mehrphasenstähle mit einer heterogenen Mikrostruktur neigen zu einer schädigungsinduzierten Reduktion der lokalen Duktilität, messbar in lokalen Bruchdehnungen (vgl. Kapitel 5). Im Gegensatz dazu weisen hochfeste Mehrphasenstähle mit einer homogenen Mikrostruktur eine niedrige globale Duktilität und eine geringe Neigung gegenüber der Schädigungsevolution auf. Zur Erstellung einer eigenschaftsgerechten Klassifizierungsschematik wird aufbauend auf den Ausführungen in Abschnitt 2.4 die Theorie der Maße für die globale und lokale Duktilität detailliert und erläutert. Anschließend wird diese für die Kernuntersuchungswerkstoffe bestätigt. Die resultierende Klassifizierungsschematik wird dann um die weiteren Untersuchungswerkstoffe ergänzt und mit Hilfe der zugrundeliegenden mikrostrukturellen Charakteristika gestützt. Die Diskussion gibt neben der Einordnung in den Stand der Technik einen Ausblick auf die Möglichkeiten der zukünftigen Anwendung der Klassifizierungsschematik im Rahmen von Werkstoff- und Produktentwicklung sowie der Prozessüberwachung und regt weitere Arbeiten auf dem Gebiet an. Die Ergebnisse zur Bewertung des mechanischen Eigenschaftsprofils und zur Klassifizierung wurden teilweise in Heibel et al. (2018) und Gruenbaum et al. (2019) veröffentlicht.

7.1 Theorie

Tabelle 2.1 definiert die globale Duktilität als die Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Standardversuch ohne Einschnürung zu ertragen und die Dehnungen gleichmäßig zu verteilen. Daraus folgend ist in der Blechumformung die globale Umformbarkeit die Eigenschaft eines Werkstoffes plastische Deformationen in einem Umformprozess ohne Einschnürung zu ertragen und die Dehnungen gleichmäßig zu verteilen. Die globale Umformbarkeit eines Werkstoffes kann mit der Grenzformänderungskurve, dem klassischen Werkzeug zur Bewertung der Formänderungsgrenzen eines Blechumformprozesses, bewertet werden. Diese Grenzformänderungskurve repräsentiert den Beginn der örtlichen Einschnürung im Hauptdehnungsraum, bekannt als Grenzformänderungsdiagramm. Zusätzlich zur Grenzformänderungskurve führten Embury und Duncan (1981) Grenzbruchkurven (vgl. FFL nach Martins et al., 2014) im Hauptdehnungsraum ein. Diese können zur Bewertung der lokalen Umformbarkeit, der Eigenschaft eines Blechwerkstoffs plastische Deformationen in einem Umformprozess in einem örtlich begrenzten Bereich, beispielsweise nach örtlicher Einschnürung oder dem Biegen an kleinen Radien, ohne Riss zu ertragen, genutzt werden. Schematisch sind die Kurven in **Bild 7.1** für die Beispiele von niedriger globaler einhergehend mit hoher lokaler Umformbarkeit und umgekehrt dargestellt. Die lokale Duktilität eines Blechwerkstoffes ist dessen Eigenschaft, plastische Deformationen in einem Standardversuch

in einem örtlich begrenzten Bereich ohne Riss zu ertragen. Dies entspricht der lokalen Umformbarkeit in einem Beanspruchungszustand.

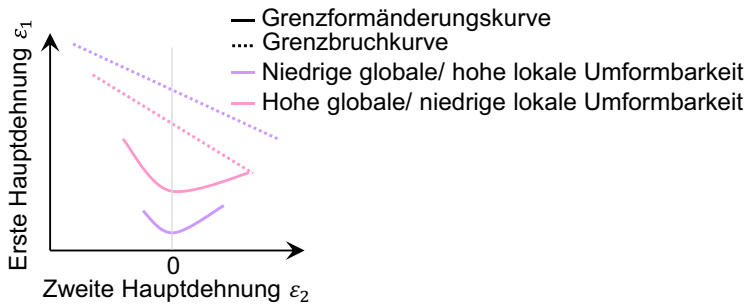


Bild 7.1: Schematische Darstellung von Grenzformänderungskurve und Grenzbruchkurve für niedrige/hohe globale/lokale Umformbarkeit

Die Eigenschaften globale Duktilität und insbesondere die lokale Duktilität bieten bei Definition von Kennwerten und Erstellung einer entsprechenden Schematik folgende Potenziale:

- Festlegung von Zielwerten für die lokale Duktilität in Spezifikationen.
- Abschätzung von Eigenschaften wie Schädigungstoleranz, Kantenrissempfindlichkeit, Bruchzähigkeit und Biegebarkeit sowie Abschätzung des Einflusses auf Fahrzeugfunktionen wie Betriebsfestigkeit und passive Sicherheit.
- Anwendung in Werkstoff-, Prozess- und Produktentwicklung.
- Produktionsbegleitende Prüfung der zu spezifizierenden Zielwerte.

Dazu ist es notwendig, dass zur Ermittlung der Kennwerte ein möglichst einfacher und robuster Standardversuch durchgeführt wird. Es sollte die Möglichkeit bestehen, produktionsbegleitend in der Halbzeugherstellung prüfen zu können. Zur Nutzung dieser Potenziale werden im Folgenden Grundlagen gelegt.

7.1.1 Globale Duktilität und Umformbarkeit

Die Grenzformänderungskurve als Maß für die globale Umformbarkeit wird experimentell durch verschiedene Nakajima- oder Marciniak-Proben zwischen dem einachsigen und equi-biaxialen Zug bestimmt (EN ISO 12004-2). Im Gegensatz zu dieser aufwändigeren umformtechnischen Charakterisierung erlaubt ein Standardversuch mit entsprechendem Kennwert zur Charakterisierung der globalen Duktilität als Werkstoffeigenschaft wie der klassische Zugversuch nach EN ISO 6892-1 die produktionsbegleitende Prüfung. Dieser Zugversuch enthält mit dem Kennwert der Gleichmaßdehnung A_G und dem Verfestigungsexponenten n Informationen zur Fähigkeit eines Werkstoffes Deh-

nungen gleichmäßig zu verteilen. Ein höherer Verfestigungsexponent führt zu einer stärkeren Verfestigung und damit zu einer gleichmäßigeren Formänderungsverteilung in Zugumformverfahren im Bereich zwischen einachsigen und equi-biaxialen Zug. Es besteht zudem eine geringere Neigung zum örtlichen Einschnüren (Lange, 1990). Nach dem Considère Kriterium (Considère, 1885) entspricht die wahre Gleichmaßdehnung ε_u dem Verfestigungsexponenten n :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n \cong \varepsilon_u. \quad (7.1)$$

Auf makroskopischer Ebene werden über den n -Wert beziehungsweise der wahren Gleichmaßdehnung also die mikrostrukturellen Effekte der Kaltverfestigung, d.h. die Bewegung, die Bildung und das Aufstauen von Versetzungen charakterisiert (vgl. Abschnitt 2.2.1). Aufgrund der geringen Komplexität wird wie in den Arbeiten von Hance und Davenport (2016) und Larour et al. (2017), die wahre Gleichmaßdehnung ε_u aus dem klassischen Zugversuch auch hier als einfaches Maß für die globale Duktilität verwendet.

7.1.2 Lokale Duktilität und Umformbarkeit

Moderne hochfeste Stähle zeigen im Blechumformprozess eine schädigungsinduzierte Reduktion der lokalen Umformbarkeit, woraus ein Versagen im Blechumformprozess in Form von Kantenrissen oder Versagen unter dem Beanspruchungszustand der ebenen Dehnung, beispielsweise durch Risse mit geringer Einschnürung oder Risse an engen Radien, entstehen kann. Eine Möglichkeit die reduzierte Umformbarkeit zu quantifizieren ist die Betrachtung von lokalen Bruchdehnungen in den entsprechenden Beanspruchungszuständen, die beispielsweise die Basis verschiedener Schädigungsmodelle und Bruchkriterien darstellen. Die Höhe der Werte der resultierenden Bruchfläche beziehungsweise Bruchkurve kann hierbei als Maß für die lokale Umformbarkeit genutzt werden. Dies wird aus den schematischen FFLs in Bild 7.1, dem Beitrag von Wagner et al. (2018) sowie Bild 6.20 in Abschnitt 6.3 ersichtlich und ist zusätzlich in **Bild 7.2** in Bruchkurven des CrachFEM Modells für einen DP600, einen CP1000 und einen pressgehärteten Stahl mit einer Zugfestigkeit von 1500 MPa (PHS1500) dargestellt (Peshekhodov et al., 2016). Insbesondere im Beanspruchungszustand der ebenen Dehnung ($\eta \approx 0.58$) können die Werkstoffe gut voneinander differenziert werden. Wie für die Grenzformänderungskurve als Maß für die globale Umformbarkeit sind auch hier die Komplexität und die Probenanzahl zu hoch, um Bruchkurven als Maß für die lokale Umformbarkeit produktionsbegleitend in der Stahlblechherstellung zu verwenden. Einfachere Möglichkeiten auf Basis des ohnehin durchgeführten „uniaxialen“ Zugversuchs sind Kenngrößen aus der Schädigungsmechanik und die Maße für die lokale Duktilität nach Hance und Davenport (2016) sowie Larour et al. (2017), zusammengefasst in **Tabelle 7.1**. F_f ist die Kraft bei Bruch, d.h. die Kraft bei $A_{80\text{ mm}}$, A_0 ist die initiale Querschnittsfläche der Probe und A_f die Bruchfläche einer Zugprobe nach EN ISO 6892-1.

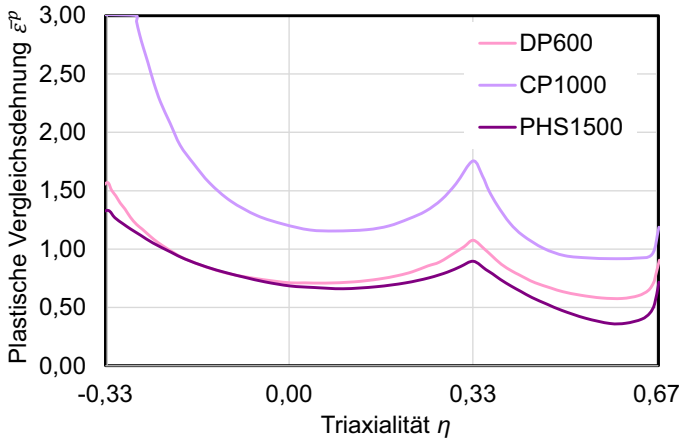


Bild 7.2: Bruchkurven für DP600, CP1000 und PHS1500 (Peshekhodov et al., 2016)

Für detaillierte Informationen zur experimentellen Bestimmung von A_f sei auf die genannten Arbeiten von Hance und Davenport (2016) sowie Larour et al. (2017) verwiesen.

Tabelle 7.1: Maße für die lokale Duktilität

Maß	Quelle	Formel
Kritische Schädigung (D_{crit}^{FFL})	Martins et al. (2014) Heibel et al. (2016) Wagner et al. (2018)	$D_{crit}^{FFL} = -\frac{1+r_m}{3} \varepsilon_{3f}$
Kritische Schädigung (D_{crit}^{Lem})	Lemaitre (1996)	$D_{crit}^{Lem} = 1 - \frac{F_f}{F_{max}}$
Wahre Bruchdehnung (TFS)	Hance und Davenport (2016)	$TFS = \ln \frac{A_0}{A_f}$
Brucheinschnürung (Z)	Larour et al. (2017)	$Z = \frac{A_0 - A_f}{A_0}$

All diese Maße haben gemeinsam, dass sie unter anderem auf der Bruchdicke basieren. Das gilt auch für die kritische Schädigung nach Lemaitre D_{crit}^{Lem} (Lemaitre, 1996). Dieser Kennwert berücksichtigt die Information über die Reduktion der Blechdicke intrinsisch mit F_f . Diese ist aufgrund der geringeren Querschnittsfläche niedriger. Martins et al. (2014) postulieren, dass die Bruchdicke unabhängig von der Belastungshistorie und da-

mit eine Materialeigenschaft sei. Dies wurde von Isik et al. (2014) für eine Aluminiumblechlegierung AA1050-H111 im Rahmen der Ermittlung der FFL gezeigt und bestätigt. Das Fallen der Grenzbruchkurven wie der FFL von links nach rechts im Hauptdehnungsraum (vgl. Bild 7.1) entspricht dem Verlauf der Grenzbiegekurve (Liewald et al., 2014). Beide Ansätze, die Grenzbruchkurve und Grenzbiegekurve bewerten das Bruchversagen im ebenen Dehnungszustand und unterscheiden sich einzig in der Strategie zur Parameteridentifikation und der zugrundeliegenden Versuchsbasis. Auch die Standardzugprobe nach EN ISO 6892-1 zeigt einen nichtproportionalen Lastpfad mit einem Wechsel vom einachsigen Zug vor Erreichen der Gleichmaßdehnung bis zur ebenen Dehnung nach Eintreten der örtlichen Einschnürung. Während der örtlichen Einschnürung fließt der Werkstoff ohne eine Änderung der zweiten Hauptdehnung nur aus der Dicken- in die Längsrichtung (Gorji, 2015). Im Zusammenspiel mit der Definition der lokalen Duktilität in Tabelle 2.1 motiviert dieser Effekt die Verwendung der wahren Dickendehnung bei Bruch ε_{3f} anstatt A_f als Maß für die lokale Duktilität, da A_f zusätzlich die Information der Dehnung in Breitenrichtung berücksichtigt. Um positive Werte aufzutragen, wird im Folgenden für die wahre Dickendehnung der Betrag $|\varepsilon_{3f}|$ genutzt.

7.2 Charakterisierung der globalen Duktilität und Umformbarkeit

Die wahre Gleichmaßdehnung als Maß für die globale Duktilität wird im Folgenden durch die Korrelation mit dem Verfestigungsexponenten, dem Minimum der Grenzformänderungskurve (ε_{1min}) und der Ziehtiefe ohne Versagen der bekannten Kreuznäpfe bestätigt und validiert. Diese Korrelationen sind wie aus **Bild 7.3** hervorgeht für alle Maße positiv. Die wahre Gleichmaßdehnung entspricht dabei nicht exakt dem Verfestigungsexponenten. Dies ist durch das komplexe Verfestigungsverhalten der hochfesten Mehrphasenstähle zu erklären. Moderne hochfeste und ultrahochfeste Stähle können eine von der Ludwik-Gleichung (Hollomon, 1945) abweichende Kaltverfestigung zeigen. Die Korrelation ist dennoch auch für die weiteren Untersuchungswerkstoffe positiv (vgl. **Bild E 1**). Obwohl die Grenzformänderungskurve den Beginn des örtlichen Einschnürens und ε_{1min} den ebenen Dehnungszustand repräsentiert, ist die Korrelation mit der wahren Gleichmaßdehnung als Maß für die globale Duktilität positiv. Die Kreuznapfproben zeigen unabhängig vom Versagensort und unabhängig von den zugrundeliegenden nichtproportionalen Lastpfaden für alle Werkstoffe ein duktilen Bruchversagen nach dem in Kapitel 5 beschriebenen Schädigungs- und Versagensprozess. Die positive Korrelation der wahren Gleichmaßdehnung mit der Ziehtiefe der Kreuznäpfe spricht für die wahre Gleichmaßdehnung aus dem Zugversuch nach EN ISO 6892-1 als Maß für die globale Duktilität. Der Kennwert repräsentiert somit auf makroskopischer Ebene die Kaltverfestigung bedingenden mikrostrukturelle Eigenschaften und Effekte wie die Anzahl, Bewegung, Generierung und Aufstauung (geometrisch notwendiger) Versetzungen. Je höher ε_u , desto höher die globale Duktilität.

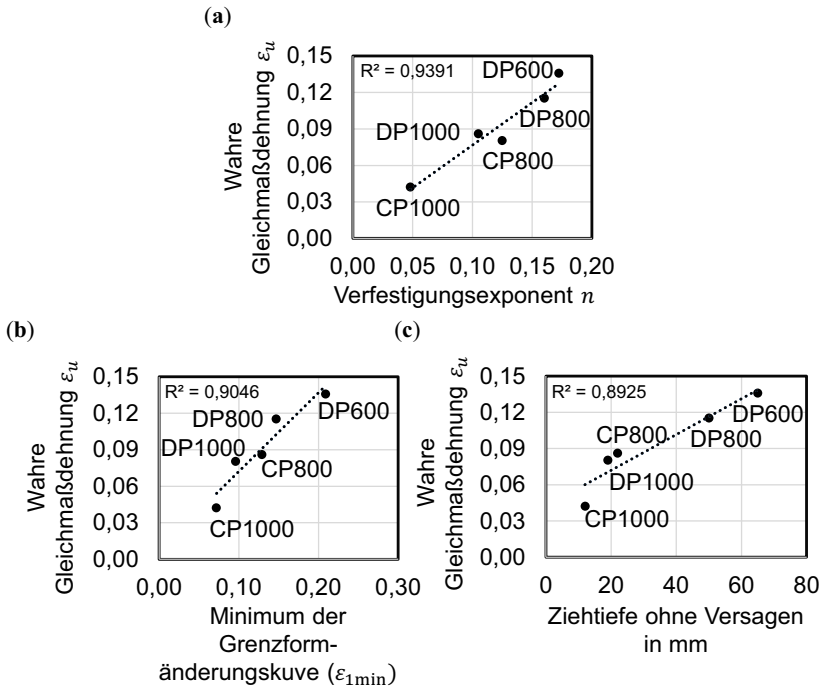


Bild 7.3: Wahre Gleichmaßdehnung ϵ_u als Maß für die globale Umformbarkeit: **(a)** Korrelation mit dem n -Wert; **(b)** Korrelation mit dem Minimum der Grenzformänderungskurve (ϵ_{1min}); **(c)** Korrelation mit Ziehtiefe ohne Versagen von Kreuznäpfen.

Die wahre Gleichmaßdehnung stellt zusätzlich eine qualitative „Grenze“ für den Beginn der stärkeren Schädigungsevolution dar, der durch den Bereich der lokalen Duktilität abgedeckt wird (vgl. Bild 2.4). Dabei ist zu beachten, dass es werkstoffabhängig zu Unterschieden hinsichtlich der Grenze zur Initiierung von Schädigungseffekten kommen kann und dass die Schädigungsevolution mit Beginn der örtlichen Einschnürung und der damit einhergehenden Dehnungs- und folglich Spannungserhöhung exponentiell steigt. Zumindest für klassische Dualphasenstähle gilt zusammenfassend folgende Kausalitätskette: je höher die Härtedifferenz zwischen weicher Ferrit-Matrix und harten Martensitpartikeln und je größer die Ferritkörner, desto höher ist die Versetzungsdichte und desto besser können sich diese innerhalb der Ferritkörner bewegen. Daraus folgt eine höhere globale Duktilität und höhere Sensitivität des Werkstoffes gegenüber der Schädigungsevolution. Das wiederum geht mit einer niedrigen lokalen Duktilität einher. Exakt Umgekehrtes gilt für die Complexphasenstähle mit ihrer homogenen Mikrostruktur.

7.3 Charakterisierung der lokalen Duktilität und Umformbarkeit

Aus makroskopischer Sicht findet das duktile Bruchversagen bei einer charakteristischen lokalen Bruchdehnung statt. Unter diesen lokalen Bruchdehnungen ist die wahre Dickendehnung bei Bruch $|\epsilon_{3f}|$ als Maß für die lokale Duktilität vorteilhaft, wie in 7.1.2 dargestellt. In dem Diagramm in **Bild 7.4 (a)** wird die wahre Dickendehnung bei Bruch aus dem Standardzugversuch $|\epsilon_{3f}|(A_{80\text{ mm}})$ mit der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\epsilon_{3f}|$ aus Kerbzugproben korreliert. Ausgenommen dem CP1000, sind die Werte der Zugproben ($A_{80\text{ mm}}$) leicht höher. Die ist auf den Einfluss der Dehnung in Dickenrichtung im Beanspruchungszustand des uniaxialen Zugs vor dem Lastpfadwechsel in den ebenen Dehnungszustand in der örtlichen Einschnürung während dem Standardzugversuch zu erklären. Die positive Korrelation zeigt, dass die wahre Dickendehnung bei Bruch aus dem Standardzugversuch $|\epsilon_{3f}|(A_{80\text{ mm}})$ ein geeignetes Maß für die lokale Duktilität ist. Dies gilt ebenso für die Biegsbarkeit, da die Beanspruchungszustände bei Bruch in beiden Fällen der ebenen Dehnung entsprechen. Dies wurde experimentell durch Butcher und Dykeman (2017) gezeigt. Weiterhin wird bei Anwendung von Schädigungsmodellen (Lemaitre, 1996, Soyarslan et al., 2012) und Bruchkriterien (Butcher und Dykeman, 2017, Martins et al., 2014, Bai und Wierzbicki, 2010, Lou et al., 2012, Roth und Mohr, 2016, Münstermann et al., 2017) deutlich, dass die lokalen Bruchdehnungen einer Kerbzugprobe und den lokalen Dehnungen an der äußeren Faser einer Biegeprobe nahezu gleich und im Falle der Kerbzugproben aufgrund der diskutierten Mittelung des Dehnungsgradienten in Dickenrichtung nur leicht niedriger sind.

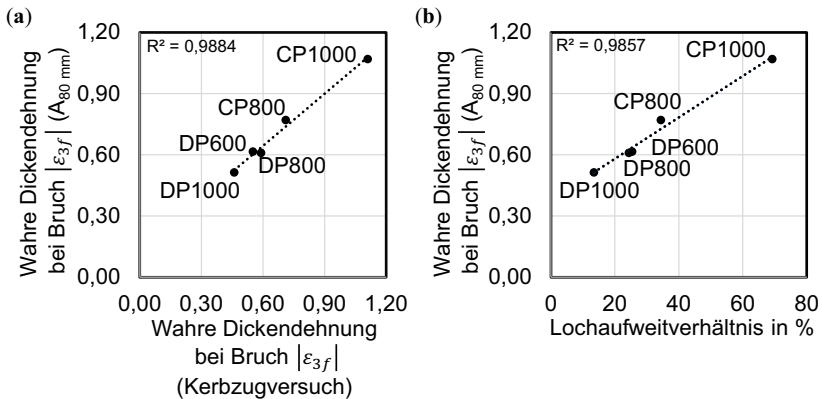


Bild 7.4: Wahre Dickendehnung bei Bruch aus dem Standardzugversuch $|\epsilon_{3f}|(A_{80\text{ mm}})$ als Maß für die lokale Duktilität: **(a)** Korrelation mit $|\epsilon_{3f}|$ (Kerbzugversuch); **(b)** Korrelation mit dem Lochaufweitverhältnis

Unter der Annahme gleicher lokaler Bruchdehnungen in einer Zugprobe und an der äußeren Faser einer Biegeprobe korrelierten weiterhin Datsko und Yang (1960) die Bruch-einschnürung verschiedener Werkstoffe mit dem minimalen Biegeradius. **Bild E 2** im Anhang zeigt keine Korrelation zwischen der wahren Dickendehnung bei Bruch und dem Biegewinkel α nach VDA 238-100. Das Abbruchkriterium der Biegeprüfung mit dem Kraftabfall von 30 N erscheint für die untersuchten Materialien mit Blechdicken zwischen 1,00 mm und 1,20 mm als ungeeignet. Dies wird zum einen in Tabelle B 5 ersichtlich, in der fünf Werkstoffe keine Risse zeigen. Zum anderen wird dies anhand der detaillierten Analyse des DP1000 und CP1000 in **Tabelle E 1** deutlich. Die Werkstoffe zeigen bei Erreichen des Abbruchkriteriums nach VDA 238-100 Biegewinkel von 103° bzw. 104° . Nichtsdestotrotz erreicht der Riss beim CP1000 erst eine zum DP1000 vergleichbare Länge für Biegewinkel $> 150^\circ$. Weiterhin entspricht der Biegewinkel nach VDA 238-100 aus messtechnischer Sicht eher einem globalen als lokalen Maß. Die Rissinitiierung infolge einer Biegebeanspruchung ist allerdings ein lokaler Prozess an der äußeren Faser. Das macht die Messung von lokalen Bruchdehnungen (vgl. Butcher und Dykeman, 2016) oder auch dem minimalen Biegeradius zu einem geeigneteren Maß für die Biegsbarkeit als den Biegewinkel α . Dies geht einher mit der Beobachtung, dass sich für unterschiedliche Werkstoffe eine teilweise gänzlich andere Ausprägung der äußeren Faser einstellt. Diese Ausprägung weist für den DP1000 eine konstante Krümmung auf, wohingegen sie für den CP1000 nahezu horizontal verläuft (vgl. Tabelle B 5 und Tabelle E 1). Trotz genannter Schwächen findet der Biegeversuch nach VDA 238-100 verbreitete Anwendung in der industriellen Praxis. So zeigten Kurz et al. (2009) für einen pressgehärteten und bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Stahl einen Zusammenhang zwischen der „Crashperformance“ von Stauchprofilen und dem Biegewinkel der jeweiligen Werkstoffzustände. Die „Crashperformance“ wurde dabei anhand entstehender Risse, der Energieabsorption sowie dem Quotienten aus mittlerer Kraft und Deformationsweg bewertet. Anzumerken ist an dieser Stelle, dass die Biegewinkel hier auch mit $A_{80\text{ mm}}$, $R_m \cdot A_{80\text{ mm}}$ und lokalen Bruchdehnungen (CrashFEM) korrelierten. Das bedeutet, dass globale und lokale Duktilität für alle Werkstoffzustände gleichermaßen ausgeprägt waren. Diese Beobachtungen sind auf die hier untersuchten Mehrphasenstähle nicht zu übertragen.

Das Diagramm in **Bild 7.4 (b)** zeigt eine positive Korrelation zwischen der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ und dem Lochaufweitverhältnis. Dies eröffnet die Möglichkeit, mit Hilfe der Kenngröße der lokalen Duktilität werkstoffseitige Rückschlüsse auf die Kantenrissempfindlichkeit hochfester Mehrphasenstähle zu ziehen. Dies wird für die weiteren Untersuchungswerkstoffe in **Bild E 3** bestätigt. Aufgrund der von Frometa et al. (2017) und Yoon et al. (2016) publizierten Verbindung zwischen Lochaufweitverhältnis und der Bruchzähigkeit ist es weiterhin möglich, die wahre Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ zur qualitativen Bewertung der Bruchzähigkeit bei Raumtemperatur zu nutzen. **Bild 7.5** zeigt die Korrelation der wahren Dickendehnung bei Bruch aus

dem Standardzugversuch mit der wesentlichen Brucharbeit w_e . Die Werte für w_e stammen dabei aus der Arbeit von Frometa et al. (2019) und wurden für die entsprechenden Werkstoffe in Blechdicken von 1,40 mm und 1,50 mm aufgenommen. Trotz unterschiedlicher Chargen der Untersuchungswerkstoffe ist eine positive Korrelation zwischen den beiden Maßen für die lokale Duktilität ($|\varepsilon_{3f}|$) und die Bruchzähigkeit (w_e) zu erkennen

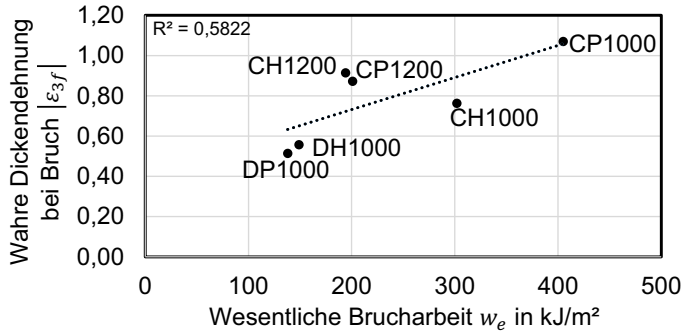


Bild 7.5: Bruchzähigkeit: Korrelation der wahren Dickendehnung bei Bruch aus dem Standardzugversuch $|\varepsilon_{3f}|$ mit der wesentlichen Brucharbeit bei Raumtemperatur w_e (Werte für die wesentliche Brucharbeit aus Frometa et al. (2019))

7.4 Schematik zur Bewertung des mechanischen Eigenschaftsprofils und Klassifizierung

Basierend auf den beiden ermittelten Maßen für die globale und lokale Duktilität wird in **Bild 7.6** ein Diagramm mit allen Untersuchungswerkstoffen erstellt. DP600 und DH600 zeigen erwartungsgemäß die höchste globale Duktilität, wobei diese für den DH600 aufgrund seines Anteils metastabiler Restaustenit von 5 % größer ist. Zusätzlich ist die lokale Duktilität und damit einhergehend die Schädigungstoleranz für den DH600 sehr hoch. Dies liegt an der niedrigeren Härtedifferenz zwischen den Phasen und der somit homogenen Spannungs- und Dehnungsverteilung. Mittels Rasterelektronenmikroskopie erzeugte Aufnahmen der Bruchflächen der beiden Werkstoffe sind in **Tabelle E 2** dargestellt. Hier erscheint die Porengröße des DH600 größer als die der DP600. Dies gilt gleichermaßen für die anderen Dual- und Complexphasenstähle mit verbesserter Duktilität.

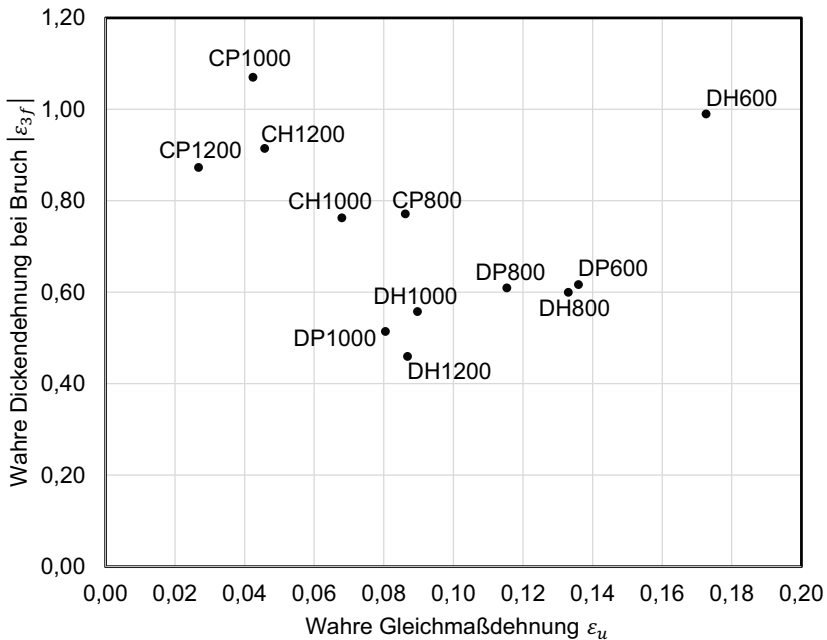


Bild 7.6: Schematik der globalen und lokalen Duktilität: Wahre Dickendehnung bei Bruch $|\epsilon_{3f}|$ – Wahre Gleichmaßdehnung ϵ_u

Die globale Duktilität des DH800 liegt auf einem ähnlichen Niveau wie die des DP600. Grund hierfür ist der TRIP-Effekt im DH800, der die Gleichmaßdehnung des klassischen DP800 in Richtung DP600 erhöht. Die lokale Duktilität bleibt auf einem vergleichbaren Niveau zum DP800. Der CP800 zeigt hier aufgrund seiner homogeneren Mikrostruktur erwartungsgemäß höhere Werte, jedoch eine niedrigere globale Duktilität als der DP800. Die lokale Duktilität des DP1000 ist aufgrund seiner niedrigeren Schädigungstoleranz im Vergleich zum DP800 offensichtlich reduziert. Die niedrigere Schädigungstoleranz liegt in dem hohen Martensitanteil in der ohnehin heterogenen Mikrostruktur begründet. Sowohl die lokale als auch die globale Duktilität sind für den DH1000 leicht verbessert, da der Bainitanteil bzw. der Anteil Ferrit mit hoher Versetzungsdichte höher und die Härtedifferenz niedriger ist und der Restaustenitanteil für den TRIP-Effekt sorgt. Der DH1200 zeigt nicht nur eine höhere Zugfestigkeit als der DP1000, sondern auch eine höhere globale Duktilität. Mit dem höheren Restaustenitgehalt ist der DH1200 ein gutes Beispiel für einen Werkstoff auf Basis des TBF-Konzeptes, ein Stahl der dritten Generation moderner hochfester Stähle. Die nochmals hetero-

genere Mikrostruktur mit einem Martensitanteil von 16,1 % führt zu der niedrigen lokalen Duktilität des DH1200. Erwartungsgemäß weist der CP1000 mit seiner homogenen, bainitischen Mikrostruktur bzw. der Mikrostruktur mit angelassenem Martensit und geringen Härtedifferenzen die höchste lokale Duktilität aller untersuchten Werkstoffe auf. Infolge seiner höheren Festigkeit aufgrund seiner höheren Versetzungsdichte zeigt der CP1200 eine niedrigere globale Duktilität als der CP1000 und mit der höheren Gefügehärte trotz der kleineren Korngrößen eine niedrigere lokale Duktilität. Für den CH1200 ist die lokale Duktilität aufgrund der niedrigeren Härtedifferenz leicht erhöht. Im Vergleich zu diesem Werkstoff ist die lokale Duktilität des CH1000 durch die heterogenere Mikrostruktur reduziert. Diese heterogene Mikrostruktur des CH1000 mit leicht erhöhtem Ferritanteil führt jedoch zusammen mit einem Anteil von 6,4 % metastabilen Restaustenits zu einer globalen Duktilität auf einem ähnlichen Niveau wie der des DP1000.

7.5 Diskussion

Die Schematik der globalen und lokalen Duktilität, basierend auf Kennwerten aus dem uniaxialen Zugversuch, ermöglicht die Bewertung des Formänderungsvermögens und der Schädigungstoleranz von hochfesten Mehrphasenstählen für die Blechumformung. Zudem lässt die Schematik Rückschlüsse auf die prozess- und beanspruchungszustandsabhängigen Eigenschaften globale und lokale Umformbarkeit, Kantenrissempfindlichkeit und Biegsbarkeit zu. Dabei bildet die Schematik alle für das Deformations- und Versagensverhalten relevanten mikrostrukturellen Charakteristika auf makroskopischer Skala ab und qualifiziert diese somit als sinnvolles Tool für die zielgerichtete Entwicklung neuer Werkstoffe. Obwohl die Klassifizierungsschematik der globalen und lokalen Duktilität auf Basis verschiedener Maße für die lokale Duktilität generiert werden kann, erscheint die wahre Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ vorteilhaft im Vergleich zur wahren Bruchdehnung (TFS) oder der Brucheinschnürung (Z-Wert). Die Dickendehnungen berücksichtigen nicht die Bruchbreite, welche nur im Bereich der globalen Duktilität beeinflusst wird, weil das Material in einer Zugprobe nach Erreichen der örtlichen Einschnürung aus der Dicke in Zugrichtung fließt (Gorji, 2015). Somit werden die Aussagen bzgl. der lokalen Duktilität differenzierter. Die Schlüsse, die mit der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ als Maß für die lokale Duktilität gezogen werden, können zusätzlich geschärft werden, wenn der Dehnungsanteil in Dickenrichtung bis Erreichen der Gleichmaßdehnung ε_u von der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ subtrahiert wird:

$$\varepsilon_{3f}^* = |\varepsilon_{3f}| - \frac{\varepsilon_u}{(1+r)} \quad (7.2)$$

Der Effekt auf die hier untersuchten Werkstoffe ist gering wie in **Bild E 4** ersichtlich wird. Die Verwendung von ε_{3f}^* könnte jedoch für Werkstoffe mit außergewöhnlich hohen Gleichmaßdehnungen, bspw. Werkstoffe die den TWIP-Effekt zeigen, unabdingbar sein.

In dem Artikel von Gruenbaum et al. (2019) zur Robustheit der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ als Maß für die lokale Duktilität wurden DP600 und DP800 von vier sowie der CP1000 von zwei Stahlproduzenten in Blechdicken zwischen 0,80 mm und 3,00 mm untersucht. Lieferantenabhängig konnte eine Reduktion der lokalen Duktilität mit steigenden Blechdicken beobachtet werden. Wagner und Larour (2018) erklären dies durch den Einfluss des sich ändernden Breiten-/Dicken-Verhältnisses der Proben und der damit einhergehenden Änderung des Beanspruchungszustandes. Gruenbaum et al. (2019) stellen hier insbesondere den Einfluss unterschiedlicher Mikrostrukturen heraus. Diese unterscheiden sich von Lieferant zu Lieferant und von Coil zu Coil. Insbesondere Dualphasenstähle in der 800 MPa Festigkeitsklasse mit höheren Blechdicken weisen höhere Härtedifferenzen, eine gegebenenfalls ausgeprägte Zeiligkeit und eine heterogene Mikrostruktur mit größeren Ferritkörnern und größeren Martensitpartikeln auf, wodurch die lokale Umformbarkeit deutlich reduziert wird (**Bild 7.7**).

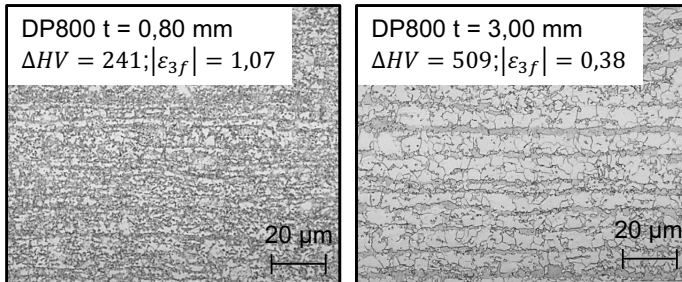


Bild 7.7: Vergleich der Mikrostrukturen zweier DP800 mit hoher und niedriger lokaler Duktilität (Gruenbaum et al., 2019)

Die wahre Dickendehnung bei Bruch $|\varepsilon_{3f}|$ schwankt dabei wie aus **Bild 7.8** hervorgeht für den DP600 zwischen 0,62 und 1,20, für den DP800 zwischen 0,38 und 1,07 sowie für den CP1000 zwischen 0,90 und 1,25. Diese Schwankungen motivieren wie in der Diskussion in Kapitel 5.3 beschrieben die Einführung einer unteren Grenze in einer Spezifikation in Kombination mit einer produktionsbegleitenden Prüfung je Coil, um Probleme wie Kantenrisse oder Versagen im Biegeprozess zu reduzieren. Weiterhin bedeuten diese Schwankungen, dass möglicherweise statistische Simulationen zur Versagensbewertung mit Schädigungsmodellen und Bruchkriterien im Rahmen einer robusten Prozessauslegung notwendig sind. Es kann nur für ein Coil von einer Bruchkurve ge-

sprochen werden, wobei die dazu notwendigen Stützpunkte bereits Mittelwerte der einzelnen Prüfungen sind. Für ein Produkt in unterschiedlichen Blechdicken von verschiedenen Lieferanten kann ein „Bruchband“ die sinnvollere Alternative sein. Eine weitere Möglichkeit stellt eine dauerhafte „worst-case“ Auslegung durch Verwendung einer Bruchkurve entsprechend der zu definierenden unteren Grenze einer Spezifikation dar.

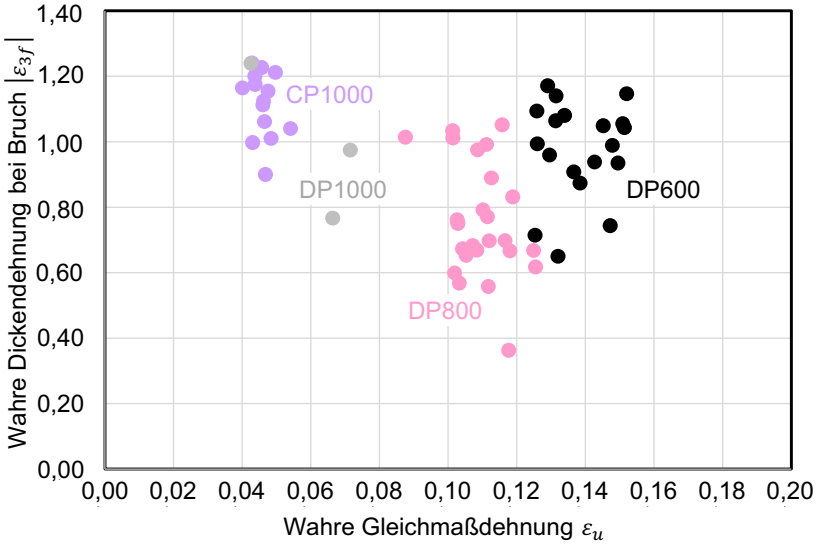


Bild 7.8: Bandbreite der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\epsilon_{3f}|$ für Produkte verschiedener Blechdicken und verschiedener Lieferanten (Gruenbaum et al., 2019)

Die Schematik der globalen und lokalen Duktilität, illustriert in **Bild 7.9** kann im Entwicklungsprozess vielseitig angewendet werden. Im Werkstoffentwicklungsprozess lassen sich leicht gewünschte Zielfenster für die globale und lokale Duktilität definieren. Möglichkeiten zur Optimierung der Mikrostruktur in Hinblick lokaler Duktilität und Schädigungstoleranz sind in Kapitel 5.3 beschrieben. Diese Maßnahmen gehen in der Regel zu Lasten der globalen Duktilität, so dass hier Gegenmaßnahmen wie das Einbringen von Restaustenit in die Mikrostruktur genutzt werden müssen. Im Fahrzeugentwicklungsprozess wird der Stoffleichtbau durch die einfache Möglichkeit des Ersetzens eines DP600 durch einen DH800 mit einhergehender Blechdickenreduktion forciert. Entsteht im Rahmen der Herstellbarkeitsbewertung, der Bauteilfertigung für erste Prototypen oder in der späteren Serienproduktion ein Problem mit Kantenrissen, so kann

zur Problemlösung ein Werkstoff mit einer höheren lokalen Duktilität bei ähnlicher globaler Duktilität ausgewählt werden. Treten „Reißer“ in Zugumformprozessen auf, so kann der ursprüngliche Werkstoff durch eine Güte mit einer höheren globalen bei vergleichbarer lokaler Duktilität und folglich Umformbarkeit ausgewählt werden. Grundsätzlich ist es mit der Schematik möglich in Abhängigkeit der Entwicklungsziele eine werkstoffgerechte Fertigungs- und Geometrieauswahl bzw. eine geometrie- und prozessgerechte Werkstoffauswahl zu treffen. Werkstoffe mit einer hohen lokalen Duktilität sind prädestiniert für Biegeumformprozesse wie das kostengünstige Walzprofilieren. Darüber hinaus sind die Bauteile aus diesen Werkstoffen oftmals auch nur mit „biegenden“ Verarbeitungsmethoden realisierbar. Weisen Werkstoffe eine hohe globale Duktilität und somit hohe globale Umformbarkeit auf, so sind Tiefzieh- und Zugumformverfahren zu bevorzugen. Weiterhin wird durch die Differenzierung von globaler und lokaler Umformbarkeit ein Nachteil der Versagensbewertung in der Blechumformsimulation mit Hilfe der Grenzformänderungskurve offengelegt, welche nur die globale Umformbarkeit abdeckt. Das Potenzial von Werkstoffen mit einer hohen lokalen und niedrigen globalen Umformbarkeit, bspw. des CP1000 verarbeitet in biegedominierten Umformprozessen, wird nicht ausgeschöpft. Dies motiviert abermals die Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien in der Blechumformsimulation.

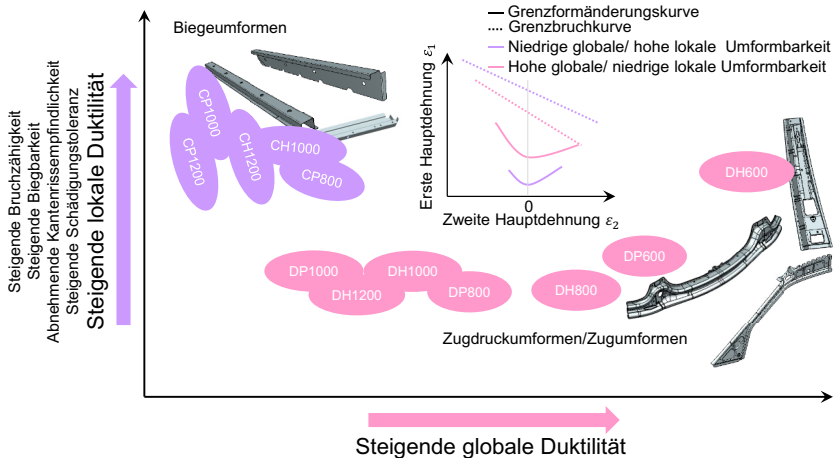


Bild 7.9: Illustration der Schematik der globalen und lokalen Duktilität zur Anwendung im Entwicklungsprozess

Nach Just (1976) kann die Dauerfestigkeit, d.h. die Spannung, unterhalb der ein Werkstoff eine unendliche Zahl von Lastspielen aufnehmen kann ohne zu brechen (bei Stahl

10^6 Lastspiele), mit Hilfe der Bruchdehnung Z und der Zugfestigkeit R_m abgeschätzt werden (Doege und Behrens, 2007). Wird Z durch $|\varepsilon_{3f}|$ für hochfeste Blechwerkstoffe ersetzt, so ergibt sich demnach

$$\sigma_a = \frac{(0,7 + \sqrt[4]{|\varepsilon_{3f}|}) R_m}{(10^6)^b} \tag{7.3}$$

Die Werte der so abgeschätzten Dauerfestigkeiten sind für die Untersuchungswerkstoffe in **Bild 7.10** dargestellt. Diese müssen in Folgearbeiten abgesichert und die Formel durch einen Korrekturfaktor angepasst werden. Allgemein gilt, dass bei gleicher Zugfestigkeit und höherem $|\varepsilon_{3f}|$ der Werkstoff eine bessere Schwingfestigkeit zeigt (Doege und Behrens, 2007). Dies ist plausibel, da Ermüdungsrisse aus zur Rissinitiation führenden Gleitbändern aufgrund der Versetzungsbewegung entstehen. Diese Ermüdungsgleitbänder entstehen an Stellen örtlicher Spannungserhöhung wie Formkerben oder werkstofftechnischen Kerben wie Einschlüsse, Hohlräume oder auch Phasengrenzen (Läpple, 2011). Die zugrundeliegenden mikrostrukturellen Ursachen sind folglich die Gleichen wie die für die Schädigungsevolution (vgl. Kapitel 5). Aus **Gl. (7.3)** geht aber auch hervor, dass der Einfluss der Werkstofffestigkeit selbst einen deutlich größeren Einfluss auf die Dauerfestigkeit als die Eigenschaft der Schädigungstoleranz bzw. lokalen Duktilität hat.

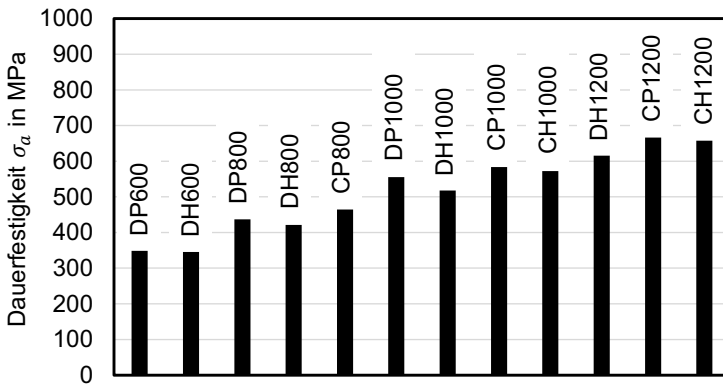


Bild 7.10: Nach Gl. (7.3) abgeschätzte Dauerfestigkeiten σ_a der Untersuchungswerkstoffe

Neben der Betriebsfestigkeit können auch für die Gewährleistung der passiven Sicherheit und der Auslegung von Crashlastfällen aus der Schematik der globalen und lokalen Duktilität Entscheidungshilfen abgeleitet werden. Ziel der passiven Sicherheit ist die Gewährleistung des Überlebensraums der Insassen durch eine ausreichende Festigkeit der Fahrgastzelle. Eine Randbedingung ist dabei die Unterschreitung biomechanischer

Grenzwerte unter Berücksichtigung der entsprechenden Rückhaltesysteme. Zur Energieaufnahme ist somit vor allem beim Frontalaufprall eine ausreichende und mit dem Kollisionspartner kompatible Deformationszone, die sog. „Knautschzone“, notwendig.

Bild 7.11 stellt die Hauptlastpfade für die verschiedenen Crashlasten am Beispiel der Mercedes-Benz A-Klasse dar (Simon und Bleines, 2018).

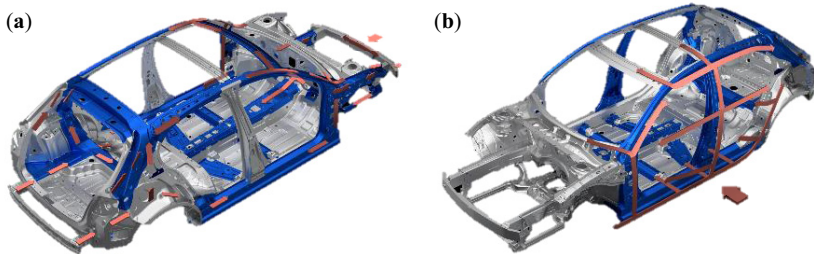


Bild 7.11: Crashlastpfade am Beispiel Mercedes-Benz A-Klasse: **(a)** Front-/Heckcrash; **(b)** Seitencrash (Simon und Bleines, 2018)

Im Fall des Front-/Heckaufpralls werden die Crashlasten über den vorderen/hinteren Biegequerträger in die Fahrzeugstruktur eingeleitet. Dabei werden zunächst die Crashboxen über ein Faltenbeulen einhergehend mit hohen plastischen Dehnungen deformiert. Nach vollständiger Kompression werden die Längsträger aktiviert, über die ein Großteil der Energie abgebaut werden muss. Von diesen Bauteilen werden die Kräfte in Dach- und Bodenstruktur verteilt. **Bild 7.12** und **Bild E 5** zeigen exemplarisch anhand von Crashesimulationen der Mercedes-Benz A-Klasse die Deformation der Frontstruktur bei einem Frontalaufprall mit voller Überdeckung und die Deformation der Heckstruktur mit nur einseitiger Überdeckung. Nach einem Faltenbeulen der Crashboxen im Frontcrash knicken die Längsträger geometriebedingt plastisch aus. Auch hier treten an der Knickstelle hohe plastische Dehnungen auf. Ein anderes Bild ergibt sich für den Heckcrash. Nach der Krafteinleitung über den Biegequerträger zeigen sowohl Crashbox als auch Längsträger das gewünschte Faltenbeulen zur optimalen Energieaufnahme. Im Falle einer Beaufschlagung der Fahrzeugseite werden die Kräfte über den Schweller verteilt und in die Unterbodenstruktur eingeleitet. Dieser wird dabei in der Regel „global“ (Bild 2.9) auf Biegung beansprucht. Wie in **Bild 7.13** dargestellt kann auch die B-Säulen-Struktur diese „globale“ Biegebeanspruchung erfahren. Neben dieser Biegebeanspruchung kommt es auch hier zu lokalem Knicken, was werkstoffseitig das Ertragen hoher plastischer Dehnungen zur Vermeidung von Rissen erfordert. Aus diesen Beispielen können wichtige Schlüsse für die Werkstoffauswahl mit Hilfe der Schematik der globalen und lokalen Duktilität gezogen werden, um Risse und eine damit einhergehende Beeinträchtigung der Strukturintegrität zu vermeiden.

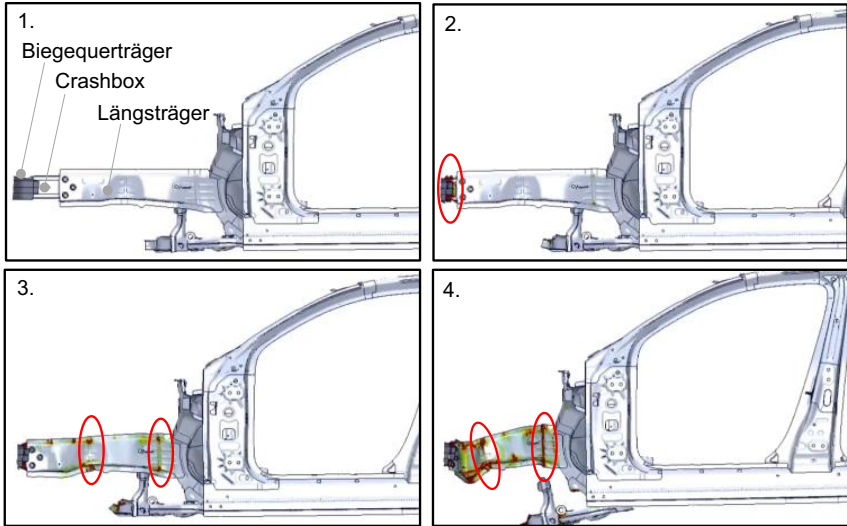


Bild 7.12: Deformation Vorbau am Beispiel Mercedes-Benz A-Klasse im Frontcrash mit voller Überdeckung nach Simon und Bleines (2018)

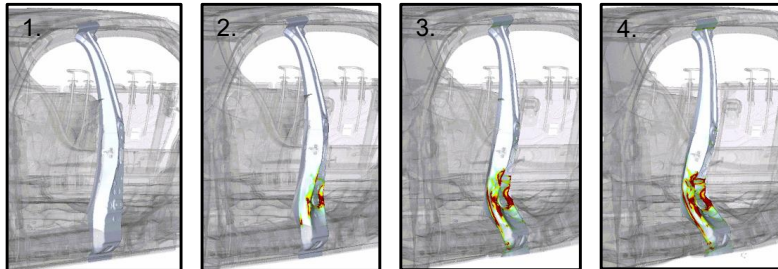


Bild 7.13: Deformation B-Säule am Beispiel Mercedes-Benz A-Klasse im Seitencrash nach Simon und Bleines (2018)

Das Faltenbeulen und die daraus folgende hohe Energieaufnahme korreliert nach Frometa et al. (2019) sehr gut mit der Bruchzähigkeit hochfester Blechwerkstoffe. Eine hohe Bruchzähigkeit geht wie in Bild 7.5 dargestellt mit einer hohen lokalen Duktilität einher. Im Fall des plastischen Ausknickens wird neben einer hohen lokalen Duktilität zur Vermeidung eines Aufreißens auch eine hinreichende globale Duktilität relevant, da Querkräfte und damit eine Zugüberlagerung in der Membranebene in die entsprechende Struktur eingeleitet werden. Das plastische Ausknicken ist von der Steifigkeit des Bauteils abhängig und wird zusätzlich von der Festigkeit des Werkstoffs beeinflusst. Das Deformationsverhalten der Bauteilbeispiele Biegequerträger, Schweller und B-Säule

macht Werkstoffe mit einer hinreichenden globalen und hohen lokalen Duktilität erforderlich. Zusammenfassend sind die für die Craschauslegung relevanten Deformationsmechanismen und deren Beeinflussung durch die deformations- und versagensrelevanten Kennwerte globale und lokale Duktilität in **Tabelle 7.2** dargestellt. Für eine Feinabstimmung zwischen Geometrie, Werkstoff und gewünschter Crashperformance ist eine simulative Auslegung unter Berücksichtigung der Fertigungshistorie inklusive der Schädigung aus dem Umformprozess unabdingbar.

Tabelle 7.2: Deformationsmechanismen in Crashlastfällen und die dazu relevanten deformations- und versagensbezogenen Werkstoffeigenschaften

Deformationsmechanismus	Werkstoffeigenschaft	Bauteilbeispiele
Faltenbeulen	Lokale Duktilität	Crashboxen, Längsträger, Sitzquerträger
Plastisches Ausknicken	Lokale Duktilität bei hinreichender globaler Duktilität	Längsträger
„Globale“ Zug- bzw. Biegebeanspruchung inkl. lokaler Dehnungsspitzen	Lokale Duktilität bei hinreichender globaler Duktilität	Biegequerträger, Schweller, B-Säule

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Dissertation war eine Verbesserung des Verständnisses des Schädigungs- und Versagensverhaltens hochfester Mehrphasenstähle zur Werkstoffoptimierung und zur sicheren Handhabung dieser Werkstoffe in der Blechumformung und Blechumformsimulation. Für letzteres war eine Strategie zur Parameteridentifikation auszuarbeiten sowie die Anwendung von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien für den Einsatz in der industriellen Blechumformsimulation zu bewerten. Weiterhin sollte mit Hilfe des Erkenntnisgewinns zum Schädigungs- und Versagensverhalten dieser Werkstoffe ein einfacher Parameter gefunden werden, um die Schädigungstoleranz und das Formänderungsvermögen hochfester Mehrphasenstähle auf makroskopischer Ebene zu bewerten und die Vielzahl an Werkstoffen zu klassifizieren. Das ausgewählte Portfolio an Untersuchungswerkstoffen mit den gänzlich unterschiedlichen Mikrostrukturen und mechanischen Eigenschaften der Dual- und Complexphasenstähle erlaubte die dezidierte Analyse der Schädigungsevolution. So findet in einer ferritischen Matrix mit eingelagerten Martensitinseln und größeren Ferritkörnern bei geringer Härtedifferenz bevorzugt eine Ferrit-Martensitdekohäsion statt. Eine kleinere Ferritkorngröße führt bei gleichzeitig härteren Martensit zu Martensitpartikelbruch. Martensitzeilen und eine heterogene Martensitverteilung begünstigen die Schädigungsevolution. Weiterhin werden in Dualphasenstählen die ertragbaren Dehnungen durch eine höhere Martensithärte infolge eines höheren Kohlenstoffgehalts reduziert. Im Gegensatz dazu wurde anhand der Complexphasenstähle gezeigt, dass eine homogene Mikrostruktur hinsichtlich Phasenverteilung und Härtedifferenz zwischen den Phasen zu einer hohen Schädigungstoleranz und hohen lokal ertragbaren Dehnungen führt. Insbesondere Bainit reduziert in einer mehrphasigen Mikrostruktur die Härtedifferenz und erhöht die Schädigungstoleranz. Die vereinzelt während der Stahlerzeugung entstehenden Einschlüsse spielen für das makroskopische Versagen eine untergeordnete Rolle. Die Untersuchungen bei verschiedenen Beanspruchungszuständen zeigten, dass die Schädigungseffekte in hochfesten, mehrphasigen Stahlfeinblechen ähnlich sind und insbesondere der Einfluss auf das Porenwachstum deutlich geringer ist als dies Simulationen einer Einheitszelle erwarten ließen. Der den etwaigen Kantenrissen vorausgehende Prozess des Scherschneidens führt zu einer Schädigung des Werkstoffs im Bereich der Stanzkante und reduziert dementsprechend die Umformbarkeit in Folgeoperationen.

Eine detaillierte Berücksichtigung der mikrostrukturellen Schädigungseffekte ist auf makroskopischer Skala in der Blechumformsimulation nicht notwendig, wie am Beispiel des erweiterten Lemaitre-Modells in Kapitel 6 gezeigt wurde. Zur Verbesserung

der Versagensprognose in der Blechumformsimulation eignet sich die inverse Parameteridentifikation eines Schädigungsmodells oder Bruchkriterium. Mit GISSMO konnten aufgrund dessen Flexibilität im Rahmen dieser Arbeit in Kombination mit den Fließorten von Mises, Hill48 und YLD2000-2D positive Ergebnisse erzielt werden. Im Gegensatz zu den Modellbruchkurven, auf denen beispielsweise GISSMO basiert, können mittels direkter Parameteridentifikation „Werkstoffbruchkurven“ ermittelt und in Bruchkriterien wie FFL/SFFL verwendet werden. Die direkte Verwendung experimentell ermittelter lokaler Bruchdehnung erfordert dabei eine hohe Präzision in deren Bestimmung. Sie sind abhängig von dem Messverfahren (optische Dehnungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation oder Kombination von dieser optischen Methode und Bruchdickenvermessung), im Fall einer optischen Dehnungsmessung von der Bildrate und der gewählten Dehnungsreferenzlänge, der Blechdicke, der Probengeometrien und deren Fertigung sowie dem Lastpfad. Die Werkstoffbruchkurven zeigen höhere Bruchdehnungswerte als die Modellbruchkurven, die für die Anwendung in der Blechumformsimulation in dieser Dissertation für eine Elementkantenlänge von 0,50 mm kalibriert wurden. Diese höheren Bruchdehnungen führten zu einer zu späten Versagensvorhersage sowohl in den Simulationen der Bruchproben als auch in den Simulationen der Komponentenversuche. Anwendung könnten diese Werkstoffbruchkurven in der Modellierung von FE-Modellen mit Volumenelementen (Elementkantenlänge $< 0,10$ mm) finden, die beispielsweise in Simulationen zum Scherschneiden oder von mechanischen Fügeverfahren Anwendung finden. Ein Einsatz mit Schalenelementen ist nur durch Berücksichtigung der Elementkantenlängenabhängigkeit möglich. Weiterhin können die Werkstoffbruchkurven beziehungsweise die lokalen Bruchdehnungen zur Differenzierung und Klassifizierung der Werkstoffe genutzt werden, wie in Bild 6.20 gezeigt wurde.

Diese Idee wurde aufgegriffen, um die wahre Dickendehnung bei Bruch, $|\varepsilon_{3f}|$, als Maß für die Schädigungstoleranz und lokale Duktilität hochfester Mehrphasenstähle für die Blechumformung zu qualifizieren. Dieses Maß erlaubt zusammen mit der globalen Duktilität Rückschlüsse auf die prozess- und beanspruchungszustandsabhängigen Eigenschaften globale und lokale Umformbarkeit, Kantenrissempfindlichkeit und Biegebarkeit. Dabei bildet diese Schematik alle mikrostrukturellen Charakteristika auf makroskopischer Skala ab und qualifiziert diese somit als sinnvolles Tool für die produktionsbegleitende Prüfung, zielgerichtete Entwicklung neuer Werkstoffe und für die produkt- und prozessgerechte Werkstoffauswahl im Entwicklungsprozess.

8.2 Ausblick

Weiteren Untersuchungen bedarf die Versuchsbasis für die Parameteridentifikation von Schädigungsmodellen und Bruchkriterien im Bereich der ebenen Scherung. Mit der in dieser Arbeit genutzten Scherzuggeometrien sowie den publizierten alternativen Geometrien ist zum einen kein proportionaler Lastpfad bis zum Versagen gewährleistet und zum anderen tritt das Versagen im Kerbgrund unter uniaxialen Zug auf. Im ebenen

Torsionsversuch mit Ringnut ist im Gegensatz dazu ein Versagen unter ebener Scherung nach proportionalem Lastpfad bei $\eta = 0$ gewährleistet. Um die Potenziale des Versuchs zukünftig für hochfeste Mehrphasenstähle vollumfänglich nutzen zu können, ist eine Klärung folgender Fragen notwendig: Zum einen ist die Beeinflussung der Bruchdehnungswerte durch den mechanischen Abtrag des Materials bis in die Ebene etwaiger Martensitzeilen zu klären. Zum anderen sollte der Einfluss der Mittelung der senkrechten Anisotropie, d.h. die stochastische Lage des Rissinitiierungsortes zur Walzrichtung, auf die Ermittlung der lokalen Bruchdehnungen betrachtet werden.

In Normen wie der VDA 239-100 werden für die Schädigungstoleranz und Kantenrissempfindlichkeit elementare mikrostrukturellen Charakteristika nur in Textform beschrieben und nicht quantifiziert. Die wahre Dickendehnung bei Bruch als Maß für die lokale Duktilität bietet nun die Möglichkeit, werkstoffspezifische Grenzen festzulegen um eine robuste Produktion werkstoffseitig zu gewährleisten. Die Notwendigkeit hierzu zeigen die in der Arbeit von Gruenbaum et al. (2019) für verschiedene DP600, DP800 und CP1000 beschriebenen, mikrostrukturell bedingten Schwankungen in der wahren Dickendehnung bei Bruch. Weiterhin besteht die Möglichkeiten zu Folgearbeiten zur Verknüpfung solcher werkstoffspezifischen Grenzen mit der Blechumformsimulation und der Abbildung der Bandbreite der wahren Dickendehnung bei Bruch in statistischen Untersuchungen zur Versagensprognose.

Literaturverzeichnis

- Achenbach, U.J., 1999. Einfluß des Gefüges auf die Schädigung von Stählen. Dr.-Ing.-Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Herzogenrath: Shaker Verlag.
- Andrade, F.X.C., Feucht, M., Haufe, A., Neukamm, F., 2016. An incremental stress state dependent damage model for ductile failure prediction. *International Journal of Fracture* 200(1-2), S. 127-150.
- Ashby, M.F., 1970. The deformation of plastically non-homogeneous materials. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics* 21(170), S. 399-424.
- ASTM E6-15e1, 2015. Standard Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing. American Society of Testing Materials (ASTM): West Conshohocken, USA.
- Atkins, A.G., 1996. Fracture in forming. *Journal of Materials Processing Technology* 56, S. 609-618.
- Atkins, A.G., Mai, Y.W., 1985. *Elastic and Plastic Fracture: Metals, Polymers, Ceramics, Composites, Biological Materials*. Chichester: Ellis Horwood Ltd.
- Atzema, E., Borsutzki, M., Braun, M., Brockmann, S., Buelter, M., Carlsson, B., Larour, P., Richter, A., 2012. A European Round Robin Test for the Hole Expansion Test According to ISO 16630. In: Liewald, M. (Hrsg.), *Tagungsband der Neueren Entwicklungen in der Blechumformung*, Fellbach, Deutschland, S. 177-192.
- Avramovic-Cingara, G., Osokov, Y., Jain, M.K., Wilkinson, D.S., 2009. Effect of martensite distribution on damage behavior in DP600 dual phase steels. *Materials Science and Engineering A* 519, S. 7-16.
- Bachmaier, A., Hausmann, K., Krizan, D., Pichler, A., 2013. Development of TBF Steels with 980 MPa Tensile Strength for Automotive Applications: Microstructure and Mechanical Properties. In: Hickey, K.D. (Hrsg.), *Proceedings of International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Steels*, Vail, Colorado, USA, S. 131-139.
- Bai, Y., Wierzbicki, T., 2010. Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture. *International Journal of Fracture* 161, S. 1-20.
- Bannert, P., 2014. Auswirkung des Umformvermögens und Gefüges höchstfester Stähle auf deren Kantenrissempfindlichkeit. Masterarbeit, Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart.

- Bao, Y., Wierzbicki, T., 2004. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Science* 46(1), S. 81-98.
- Bargel, H.J., Schulze, G., 2005. *Werkstoffkunde*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
- Barlat, F., Brenn, J.C., Yoon, J.W., Chung, K., Dick, R.E., Choi, S.H., Pourboghrat, F., Chu, E., Lege, D.J., 2003. Plane stress yield function for aluminium alloy sheets – part I: theory. *International Journal of Plasticity* 19, S. 297-319.
- Barsoum, I., Faleskog, J., 2007a. Rupture mechanisms in combined tension and shear-Micromechanics. *International Journal of Solids and Structures* 44, S. 1768-1786.
- Barsoum, I., Faleskog, J., 2007b. Rupture mechanisms in combined tension and shear-Micromechanics. *International Journal of Solids and Structures* 44, S. 5481-5498.
- Basaran, M., 2011. Stress State Dependent Damage Modeling with a Focus on the Lode Angle Influence. Dr.-Ing.-Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Aachen: Shaker Verlag.
- Berg, C.A., 1972. A Note on Construction of the Equivalent Plastic Strain Increment. *Journal of Research of the National Bureau of Standards – C. Engineering and Instrumentation* 76C, S. 53 – 54.
- Berns, H., Theisen, W., 2008. *Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
- Billur, E., Altan, T., 2013. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I. *Stamping Journal* Nov/Dec 2013, S. 16-17.
- Billur, E., Altan, T., 2014a. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part II. *Stamping Journal* Jan/Feb 2014, S. 12-13.
- Billur, E., Altan, T., 2014b. Three generations of high-strength steels for automotive applications, Part III. *Stamping Journal* Mar/Apr 2014, S. 12-13.
- Bhadeshia, H., Honeycomb, R., 2017. *Steels – Microstructure and Properties*. Oxford: Butterworth-Heinemann.
- Bleck, W., Phiu-on, K., 2009. Effects of Microalloying in Multi Phase Steels for Car Body Manufacture. In: Haldar, A., Suwas, S., Bhattacharjee, D. (Hrsg.), *Proceedings of International Conference on Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*, Jamshedpur, Indien, S. 145 – 162.
- Brüinig, M., Gerke, S., Hagenbrock, V., 2013. Micro-mechanical studies on the effect of the stress triaxiality and the Lode parameter on ductile damage. *International Journal of Plasticity* 50, S. 49-65.
- Butcher, C., Dykeman, J., 2017. Fracture Characterization of Advanced 980 MPa Steels. *Proceedings of 16th annual Great Design in Steels*, Livonia, USA.

- <https://www.steel.org/-/media/doc/smdisteeel/gdis-2017/track-1---butcher.ashx>.
Zuletzt abgerufen am 20.06.2020.
- Calcagnotto, M., Adachi, Y., Ponge, D., Raabe, D., 2011. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect on aging. *Acta Materialia* 59, S. 658-670.
- Casellas, D., Lara, A., Frometa, D., Gutierrez, D., Molas, S., Perez, L., Rehr, J., Suppan, C., 2017. Fracture Toughness to Understand Stretch-Flangeability and Edge Cracking Resistance in AHSS. *Metallurgical and Materials Transactions A* 48(1), S. 86-94.
- Cheong, K., Omer, K., Butcher, C., George, R., Dykeman, J., 2017. Evaluation of the VDA 238-100 Tight Radius Bending Test using Digital Image Correlation Strain Measurement. *Journal of Physics: Conference Series* 896, Art.-Nr. 012075. doi :10.1088/1742-6596/896/1/012075.
- Considère, A., 1885. Mémoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions. *Ann. Ponts Chaussées* 9, S. 574-775.
- Datsko, J., Yang, C.T., 1960. Correlation of bendability of metals with their tensile properties. *Journal of Engineering for Industry* 82, S. 309-313.
- Dietsch, P., Tihay, K., Cobo, S., Sarkar, S., Hasenpouth, D., Cornette, D., 2017. Predictive Approach for Crash Performance of Press Hardened Steels and its Application on New Product Developments. In: Oldenburg, M., Prakash, B., Steinhoff, K. (Hrsg.), *Proceedings of 6th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, Atlanta, USA, S. 629-638.
- DIN EN ISO 6892-1:2017-02, 2017. *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*.
- Dodd, B., 1992. Defects in cold forging. Meeting notes of ICFG-meeting, Darmstadt, Deutschland.
- Dodd, B., Boddington, P., 1980. The causes of edge cracking in cold rolling. *Journal of Mechanical Working Technology* 3(3-4), S. 239-252.
- Doerge, E., Behrens, B.-A., 2007. *Handbuch Umformtechnik*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
- Doig, M., Roll, K., 2011. Towards Industrial Application of Damage Models for Sheet Metal Forming. *AIP Conference Proceedings* 1353, Art.-Nr. 1541. doi:10.1063/1.3589736.
- Dunand, M., Mohr, D., 2010. Hybrid experimental-numerical analysis of basic ductile fracture experiments for sheet metals. *International Journal of Solids and Structures* 47(9), S. 1130-1143.

- Embury, J.D., Duncan, J.L., 1981. Formability Maps. *Annual Review of Material Science* 11, S. 505-521.
- Feucht, M., Klos, A., Andrade, F., 2018. Berücksichtigung des Bake-Hardening in der Prozesskette Umformen-Crash. Tagungsband der crashMAT 2018 – 8. Freiburger-Workshop zum Werkstoff- und Strukturverhalten bei Crashvorgängen. Freiburg, Deutschland, digital.
- Fonstein, N., 2015. *Advanced High Strength Sheet Steels*. Cham Berlin Heidelberg New York Dordrecht London: Springer International.
- Friedrich, H.E., 2013. *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Wiesbaden: Springer Vieweg.
- Frometa, D., Lara, A., Molas, S., Casellas, D., Rehl, J., Suppan, C., Larour, P., 2017. Evaluation of crash resistance by means of fracture toughness measurements in advanced high strength steels. In: *Stahlinstitut VDEh (Hrsg.), Proceedings of 5th International Conference on Steels in Cars and Trucks*, Amsterdam, Niederlande, digital.
- Frometa, D., Lara, A., Molas, S., Casellas, D., Rehl, J., Suppan, C., Larour, P., Calvo, J., 2019. On the correlation between fracture toughness and crash resistance of advanced high strength steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 205, S. 319-332.
- Ghadbeigi, H., Pinna, C., Celotto, S., Yates, J.R., 2010. Local plastic strain evolution in high-strength dual-phase steels. *Materials Science and Engineering A* 527, S. 5026-5032.
- Ghadbeigi, H., Pinna, C., Celotto, S., 2013. Failure mechanisms in DP600 steel: Initiation, evolution and fracture. *Materials Science and Engineering A* 588, S. 420-431.
- Goldstein, J.I., Newbury, D.E., Echlin, P., Joy, D.C., Lyman, C.E., Lifshin, E., Sawyer, L., Michael, J.R., 2003. *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*. New York: Springer Science + Business Media.
- Goodwin, G.M., 1968. *Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in Press Shop*. SAE Technical Paper 680093.
- Gorji, M., 2015. *Instability and Fracture Models to Optimize the Metal Forming and Bending Crack Behavior of Al-Alloy Composites*. Dr.-Ing.-Dissertation, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, Zürich: ETH-Zürich.
- Gottstein, G., 2014. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.

- Gruenbaum, M., Aydin, G., Dettinger, T., Heibel, S., 2019. Local formability of AHSS: measurement technique, specimen types and robustness. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 651, Art.-Nr. 012056. doi:10.1088/1757-899X/651/1/012056.
- Hance, B., Davenport, M.D., 2016. AHSS: Deciphering Local and Global Formability. In: Uddin, M.N., Uddin, R. (Hrsg.), Proceedings of International Automotive Body Congress, Dearborn, USA, digital.
- Hance, B., 2018. Advanced High Strength Steel (AHSS) Performance Levels. SAE Technical Paper 2018-01-0629.
- Heibel, S., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2016. Damage characterization of high-strength multiphase steels. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 159, Art.-Nr. 012013. doi:10.1088/1757-899X/159/1/012013.
- Heibel, S., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2017a. Influence of Different Yield Loci on Failure Prediction with Damage Models. Journal of Physics: Conference Series 896, Art.-Nr. 012081. doi :10.1088/1742-6596/896/1/012081.
- Heibel, S., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2017b. Failure assessment in sheet metal forming using a phenomenological damage model and fracture criterion: experiments, parameter identification and validation. Procedia Engineering 207, S. 2066-2071.
- Heibel, S., Dettinger, T., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2018. Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels. Materials 11, Art.-Nr. 761. doi:10.3390/ma11050761.
- Hill, R., 1948. A theory of yielding and plastic flow of anisotropic metals. Proceedings of the royal society A 193, S. 281-297.
- Hirt, G., Tekkaya, A.E., Clausmeyer, T., Lohmar, J., 2020. Potential and status of damage controlled forming processes. Production Engineering, 14, S. 1-4.
- Hollomon, J.H., 1945. Tensile deformation. Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, 162, S. 268-290.
- Hosford, W.F., 2005. Mechanical Behavior of Materials. Cambridge: Cambridge University Press.
- Hudgins, A.W., Matlock, D.K., 2016. The effects of property differences in multiphase sheet steels on local formability. Materials Science and Engineering A 654, S. 169-176.
- Isik, K., Silva, M.B., Tekkaya, A.E., Martins, P.A.F., 2014. Formability limits by fracture in sheet metal forming. Journal of Materials Processing Technology 214, S. 1557-1565.

- Isik, K., Doig, M., Richter, H., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2015. Enhancement of Lemaitre Model to predict Cracks at Low and Negative Triaxialities in Sheet Metal Forming. *Key Engineering Materials* 639, S. 427-434.
- Isik, K., Gerstein, G., Clausmeyer, T., Nürnberger, F., Tekkaya, A.E., Maier, H.J., 2016a. Evaluation of Void Nucleation and Development during Plastic Deformation of Dual-Phase Steel DP600. *Steel research international* 87 (12), S. 1583-1591.
- Isik, K., Gerstein, G., Gutknecht, F., Clausmeyer, T., Nürnberger, F., Maier, H.J., Tekkaya, A.E., 2016b. Investigations of ductile damage in DP600 and DC04 deep drawing steel sheets during punching. *Procedia Structural Integrity* (2), S. 673-680.
- ISO 12004-2:2008. *Metallic Materials – Sheet and Strip - Determination of Forming-Limit Curves – Part 2: Determination of Forming-Limit Curves in the Laboratory*. International Standardization Organization (ISO): Genf, Schweiz.
- ISO 14577-1:2015. *Metallic Materials – Instrumented Indentation Test for Hardness and Materials Parameters – Part 1: Test Method*. International Standardization Organization (ISO): Genf, Schweiz.
- ISO 16630:2017. *Metallic Materials – Sheet and Strip – Hole Expanding Test*. International Standardization Organization (ISO): Genf, Schweiz.
- ISO 6507-1:2018. *Metallic Materials – Vickers Hardness Test – Part 1: Test Method*. International Standardization Organization (ISO): Genf, Schweiz.
- Jocham, D., 2018. Bestimmung der lokalen Einschnürung nach linearer und nichtlinearer Umformhistorie sowie Ermittlung dehnungs- und geschwindigkeitsabhängiger Materialkennwerte. Dr.-Ing.-Dissertation, Technische Universität München, München: TUM. University Press.
- Just, E., 1976. *Brücheinschnürung und Schwingfestigkeit*. Düsseldorf: VDI-Verlag.
- Kachanov, L.M., 1958. Time of the Rupture Process under Creep Conditions. *Izvestiia Akademii Nauk SSSR, Otdelenie Teckhnicheskikh Nauk* 8, S. 26-31.
- Kadkhodapour, J., Butz, A., Ziaei Rad, S., 2011. Mechanisms of void formation during tensile testing in a commercial, dual-phase steel. *Acta Materialia* 59, S. 2575-2588.
- Kahziz, M., 2015. Experimental and numerical investigation of ductile damage mechanisms and edge fracture in advanced automotive steels. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Paris.
- Kardes, N., Altan, T., 2008. Examining edge cracking in hole flanging of AHSS. *Stamping Journal* Jul/Aug 2008, S. 18-19.

- Kaupper, M., 2013. Biegen von höherfesten Stahlblechwerkstoffen – Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit. Dr.-Ing.-Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Bamberg: Meisenbach.
- Keeler, S.P., Backofen, W.A., 1963. Plastic Instability and Fracture in Sheet Stretched over Rigid Punches. Transactions of the American Society of Metals Quarterly 56, S. 25-48.
- Krizan, D., 2006. TRIP steels – advanced high strength multiphase steels for automotive lightweight applications. In: Resetova, K. (Hrsg.), Proceedings of International Conference CO-MAT-TECH, Trnava, Slowakai, S. 659-668.
- Krizan, D., Steineder, K., Kaar, S., Hebesberger, T., 2018. Development of third generation high strength steels for automotive applications. In: Dubceka, A. (Hrsg.), Proceedings of 19th international scientific conference Transfer 2018, Trencianska Teplice, Slowakei, digital.
- Kurz, T., Larour, P., Till, E.T., 2009. Crashperformance und Duktilität von presshärten Stählen – reicht der Zugversuch zur Beschreibung?. In: Merklein, M., Lechler, J. (Hrsg.), Tagungsband des 4. Erlanger Workshop Warmumformung, Erlangen, Deutschland, S. 107-126.
- Lange, K., 1984. Umformtechnik, Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 1: Grundlagen. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
- Lange, K., 1990. Umformtechnik, Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 3: Blechbearbeitung. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
- Läpple, V., 2011. Einführung in die Festigkeitslehre. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag.
- Larour, P., Freudenthaler, J., Weissböck, T., 2017. Reduction of cross section area at fracture in tensile test: Measurement and applications for flat sheet steels. Journal of Physics: Conference Series 896, Art.-Nr. 012073. doi :10.1088/1742-6596/896/1/012073.
- Larour, P., Freudenthaler, J., Gruensteidl, A., Wang, K., 2014. Evaluation of alternative stretch flangeability testing methods to ISO 16630 standard. In: CETIM (Hrsg.), Proceedings of IDDRG 2014, Paris, Frankreich, S. 188-193.
- Larour, P., Pauli, H., Freudenthaler, J., Gruensteidl, A., 2011. Alternative stretch flangeability characterisation methods for AHSS steel grades. In: Proceedings of IDDRG 2011, Bilbao, Spanien. http://www.iddrg.com/mm/11/C_13_11.pdf. Zuletzt abgerufen am 20.06.2020.
- Lemaitre, J., 1985. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. Journal of Engineering Materials and Technology 107, S. 83-89.

- Lemaitre, J., 1996. *A Course on Damage Mechanics*. Springer-Verlag, Berlin.
- Lian, J., Sharaf, M., Archie, F., Münstermann, S., 2012. A hybrid approach for modeling of plasticity and failure behaviour of advanced high-strength steel sheets. *International Journal of Damage Mechanics* 0(0), S. 1-31.
- Liewald, M., Drotleff, K., 2014. Concept of the Bending Limit Curve. In: Hora, P. (Hrsg.), *Proceedings of Workshop Time-dependent Methods for the Evaluation of FLC*, Zürich, Schweiz, S. 17-22.
- Lou, Y., Huh, H., 2013. Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the lode parameter. *Acta Mechanica Solida Sinica* 26(6), S. 642-658.
- Lou, Y., Huh, H., Lim, S., Pack, K., 2012. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. *International Journal of Solid and Structures* 49(25), S. 3605-3615.
- Martins, P.A.F., Bay, N., Tekkaya, A.E., Atkins, A.G., 2014. Characterization of fracture loci in metal forming. *International Journal of Mechanical Sciences* 83, S. 112-123.
- Meya, R., Kusche, C.E., Loebbe, C., Al-Samman, T., Korte-Kerzel, S., Tekkaya, A.E., 2019. Global and High-Resolution Damage Quantification in Dual-Phase Steel Bending Samples with Varying Stress States. *Metals* 9, Art.-Nr. 319. doi:10.3390/met9030319.
- Mises, R., 1913. *Mechanics of solids in plastic state*. Göttinger Nachricht Mathematical Physics 4, S. 582-592.
- Mohr, D., Dunand, M., 2011. Optimized butterfly specimen for the fracture testing of sheet materials under combined normal and shear loading. *Engineering Fracture Mechanics* 78(17), S. 2919-2934.
- Mohr, D., Henn, S., 2007. Calibration of stress-triaxiality dependent crack formation criteria: a new hybrid experimental-numerical method. *Experimental Mechanics* 47(6), S. 805-820.
- Mohr, D., Mercadet, S.J., 2015. Micromechanically-motivated phenomenological Hosford-Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low triaxialities. *International Journal of Solids and Structures* 67-68, S. 40-55.
- Mohrbacher, H., 2013. Concepts for DP-Steels with Improved Formability and Damage Resistance. In: AIST (Hrsg.), *Proceedings International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels*, Vail, Colorado, USA, digital.

- Münstermann, S., Lian, J., Pütz, F., Könermann, M., Brinnel, V., 2017. Comparative Study on Damage Evolution during Sheet Metal Forming of Steels DP600 and DP1000. *Journal of Physics: Conference Series* 896, Art.-Nr. 012074. doi:10.1088/1742-6596/896/1/012074.
- Mutruş, A., Hochholdinger, B., Hora, P., 2008. A procedure for the evaluation and validation of the hydraulic biaxial experiment. In: Hora, P. (Hrsg.), *Proceedings of Numisheet 2008, Interlaken, Schweiz*, S. 67-71.
- N. N., 2018. Car body benchmarking data summary. *Proceedings of 20th Global Car Body Benchmarking Conference - EuroCarBody 2018*. Bad Nauheim, Deutschland, digital.
- Pathak, N., Butcher, C., Worswick, M.J., Bellhouse, E., Gao, J., 2017. Damage Evolution in Complex-Phase and Dual-Phase Steels during Edge Stretching. *Materials* 10, S. 346-375.
- Paul, S.K., 2013. Effect of martensite volume fraction on stress triaxiality and deformation behaviour of dual phase steels. *Material and Design* 50, S. 782-789.
- Peshkikhodov, I., Dykiert, M., Vucetic, M., Behrens, B.-A., 2016. Evaluation of common tests for fracture characterisation advanced high-strength sheet steels with the help of FEA. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 159, Art.-Nr. 012014. doi:10.1088/1757-899X/159/1/012014.
- Peshkikhodov, I., Jiang, S., Vucetic, M., Bouguecha, A., Behrens, B.A., 2016. Experimental-numerical evaluation of new butterfly specimen for fracture characterization of AHSS in a wide range of stress states. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 159, Art.-Nr. 012015. doi:10.1088/1757-899X/159/1/012015.
- Poruks, P., Yakubtsov, I., Boyd, J.D., 2006. Martensite-ferrite interface strength in a low-carbon bainitic steel. *Scripta Materialia* (54)1, S. 41-45.
- Ramazani, A., Schwedt, A., Aretz, A., Prah, U., Bleck, W., 2013a. Charakterization and modelling of failure initiation in DP steel. *Computational Material Science* 75, S. 35-44.
- Ramazani, A., Pinaud, P.T., Richter, S., Schwedt, A., Prah, U., 2013b. Characterization of microstructure and modelling of flow behaviour of bainite-aided dual-phase steel. *Computational Material Science* 80, S. 134-141.
- Rehr, J., Heibel, S., 2019. Development of dual-phase high-ductility (HD) grades and application in modern car-body manufacturing. *Proceedings of Materials in Car Body Engineering 2019*. Bad Nauheim, Deutschland, digital.

- Rice, J.R., Tracey, D.M., 1969. On ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17, S. 201-217.
- Roesler, J., Harders, H., Baeker, B., 2012. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Vieweg.
- Roth, C.C., Mohr, D., 2016. Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories. *International Journal of Plasticity* 79, S. 328-354.
- Saeidi, N., Ashrafizadeh, F., Niroumand, B., Forouzan, M.R., Barlat, F., 2014a. Damage mechanisms and modeling of void nucleation process in a ferrite-martensite dual phase steel. *Engineering Fracture Mechanics* 127, S. 97-103.
- Saeidi, N., Ashrafizadeh, F., Niroumand, B., 2014b. Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behaviour. *Material Science and Engineering A* 599, S. 145-149.
- Satzinger, L., 2011. *Entwicklung neuer Legierungskonzepte mit niedrigem Kohlenstoffgehalt zur Herstellung von kontinuierlich schmelztauchverzinkten hochfesten Mehrphasenstählen*. Dr.-Ing.-Dissertation, Technische Universität München, München.
- Schneider, M., Eggers, U., 2011. Investigation on punched edge formability. In: *Proceedings of IDDRG 2011, Bilbao, Spanien*. http://www.iddrg.com/mm/11/C_10_11.pdf. Zuletzt abgerufen am 20.06.2020.
- Seidenfuß, M., 1992. *Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5*. Dr.-Ing.-Dissertation, Universität Stuttgart, Stuttgart.
- SEP 1240:2006-07. *Testing and Documentation Guideline for the Experimental Determination of Mechanical Properties of Steel Sheets for CAE-Calculations*. National Standard, Beuth Verlag GmbH: Berlin, Deutschland.
- Shouler D.R., Allwood, J.M., 2010. Design and use of a novel sample design for formability testing in pure shear. *Journal of Materials Processing Technology* 210(10), S. 1304-1313.
- Siegert, K., 2015. *Blechumformung*. Berlin Heidelberg: Springer Vieweg.
- Sierlinger, R., Gruber, M., 2017. A Cracking Good Story about Liquid Metal Embrittlement during Spot Welding of Advanced High Strength Steels. In: *Stahlinstitut VDEh (Hrsg.), Proceedings of 5th International Conference on Steels in Cars and Trucks, Amsterdam, Niederlande, digital*.
- Silva, M.B., Isik, K., Tekkaya, A.E., Martins, P.A.F., 2015. Fracture Loci in Sheet Metal Forming: A Review. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 28(12), S. 1415-1425.

- Simon, J., Bleines, A., 2018. The New Mercedes-Benz A-Class. Proceedings of 20th Global Car Body Benchmarking Conference - EuroCarBody 2018. Bad Nauheim, Deutschland, digital.
- Soyarslan, C., Richter, H., Bargmann, S., 2016. Variants of Lemaitre's damage model and their use in formability prediction of metallic materials. *Mechanics of Materials* 92, S. 58-79.
- Soyarslan, C., Malekipour Gharbi, M., Tekkaya, A.E., 2012. A combined experimental-numerical investigation of ductile fracture in bending of a class of ferritic-martensitic steel. *International Journal of Solid and Structures* 49(13), S. 1608-1626.
- Sugimoto, K., Sagaguchi, J., Iida, T., Kashima, T., 2000. Stretch-flangeability of a High-strength TRIP Type Bainitic Sheet Steel. *ISIJ International* 40(9), S. 920-926.
- Szewczyk, A.F., Gurland, J., 1982, A Study of the Deformation and Fracture of a Dual-Phase Steel. *Metallurgical Transactions A* 13 (10), S. 1821-1826.
- Tasan, C.C., Hoefnagels, J.P.M., ten Horn, C.H.L.J., Geers, M.G.D., 2009. Experimental analysis of strain path dependent ductile damage mechanics and forming limits. *Mechanics of Materials* 41(11), S. 1264-1276.
- Tasan, C.C., Diehl, M., Yan, D., Zambaldi, C., Shanthraj, P., Roters, F., Raabe, D., 2014. Integrated experimental-simulation analysis of stress and strain partitioning in multiphase alloys. *Acta Materialia* 81, S. 386-400.
- Tasan, C.C., Diehl, M., Yan, D., Bechtold, F., Roters, F., Schemman, L., Zheng, C., Peranio, N., Ponge, D., Koyama, M., Tsuaki, K., Raabe, D., 2015. An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. *Annual Reviews Materials Research* 45(1), S. 391-431.
- Tekkaya, A.E., El Budamusi, M., Becker, C., Clausmeyer, T., Chen, L., Gebhard, J., 2016. Erweiterung der Formänderungsgrenzen von höherfesten Stahlwerkstoffen bei Biegeumformprozessen durch innovative Prozessführung und Werkzeuge. IGF-Nr. 16585 N/FOSTA P930, Verl. und Vertriebsges. MB: Düsseldorf, Deutschland.
- Tekkaya, A.E., Ben Khalifa, N., Hering, O., Meya, R., Myslicki, S., Walther, F., 2017. Forming-induced damage and its effect on product properties. *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 66, S. 281-284.
- Till, E., Hackl, B., 2013. Calibration of plasticity and failure models for AHSS sheets. In: Hora, P. (Hrsg.), *Proceedings of IDDRG 2013*, Zürich, Schweiz, S. 119-124.

- Traphoener, H., Heibel, S., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2018. Influence of manufacturing process on material characterization with the grooved in-plane torsion test. *International Journal of Mechanical Science* 146, S. 544-555.
- Tvergaard, V., Needleman, A., 1984. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica* 32(1), S. 157-169.
- VDA 238-100, 2017. Plättchen-Biegeversuch für metallische Werkstoffe. Prüfvorschrift, Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA): Berlin, Deutschland.
- VDA 239-100, 2016. Sheet Steel for Cold Forming. National Standard, Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA): Berlin, Deutschland.
- Wagner, L., Larour, P., 2018. Influence of specimen geometry on measures of local fracture strain from uniaxial tensile test of AHSS sheets. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 418, Art.-Nr. 012074. doi:10.1088/1757-899X/418/1/012074.
- Wagner, L., Berger, E., Larour, P., Pauli, H., 2018. Forming fracture limits of AHSS sheets as related to different characterization tests. In: Hora, P., *Proceedings of Forming Technology Forum 2018, Zürich, Schweiz*, S. 51-56.
- Wang, W., Wei, X., 2013. The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600-1000 MPa dual phase steels in the process of deep drawing. *International Journal of Mechanical Sciences* 67, S. 100-107.
- Weck, A., Wilkinson, D.S., 2008. Experimental investigation of void coalescence in metallic sheets containing laser drilled holes. *Acta Materialia* 56, S. 1774-1784.
- Wierzbicki, T., Bao, Y., Lee, Y.W., Bai, Y., 2005. Calibration and evaluation of seven fracture models. *International Journal of Mechanical Science* 47(4-5), S. 719-743.
- Winzer, J., Hilpert, B., Gao, Q., Dettinger, T., Heibel, S., Wortberg, D., 2017. Light-weight car body construction with new high strength steels. In: *Stahlinstitut VDEh (Hrsg.), Proceedings of 5th International Conference on Steels in Cars and Trucks, Amsterdam, Niederlande, digital*.
- Yin, Q., 2014. Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im ebenen Torsionsversuch. Dr.-Ing.-Dissertation, Technische Universität Dortmund, Aachen: Shaker Verlag.
- Yin, Q., Brosius, A., Tekkaya, A.E., 2011. Modified plane torsion tests for sheet metal characterization. *Steel research international, Special Edition: 10th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2011, 1*, S. 696-701.

- Yin, Q., Soyarslan, C., Isik, K., Tekkaya, A.E., 2015. A grooved in-plane torsion test for the investigation of shear fracture in sheet materials. *International Journal of Solids and Structures* 66, S. 121-132.
- Yoon, J.I., Jung, J., Joo, S.-H., Song, T.J., Chin, K.-G., Seo, M.H., Kim, S.-J., Lee, S., Kim, H.S., 2016. Correlation between fracture toughness and stretch-flangeability of advanced high strength steels. *Materials Letters* 180, S. 322-326.
- Zhang, K.S.; Bai, J.B.; Francois, D., 2001. Numerical analysis of the influence of the Lode parameter on void growth. *International Journal of Solids and Structures* 38, S. 5847-5856.

Anhang A. Lode-Parameter und Lode-Winkel-Parameter

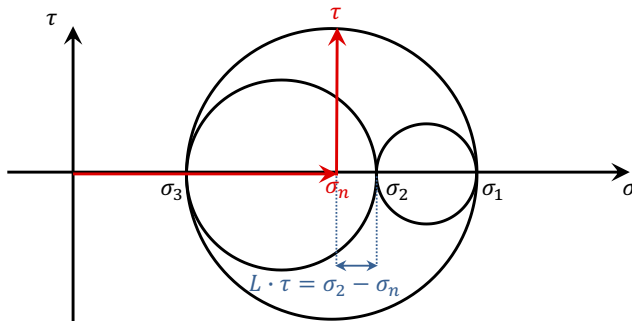


Bild A 1: Darstellung Lode-Parameter L am Mohr'schen Spannungskreis nach Barsoum und Faleskog (2007a)

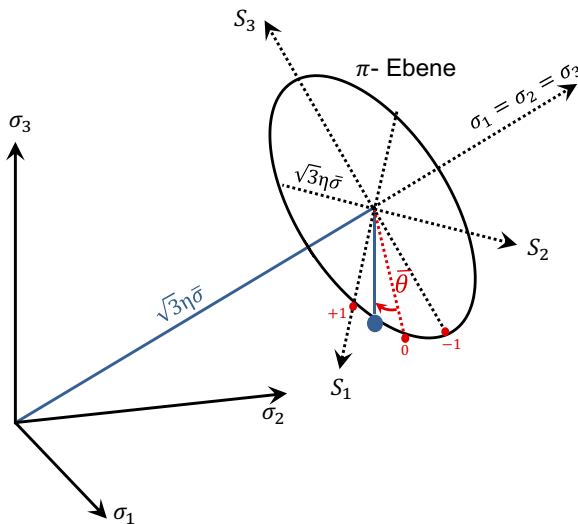


Bild A 2: Darstellung Lode-Winkel-Parameter auf π -Ebene (Mohr und Mercadet, 2015)

Anhang B. Detaillierung der Untersuchungswerkstoffe

Tabelle B 1: Untersuchungswerkstoffe

Trivialname	Bezeichnung nach VDA 239-100	Dicke in mm
DP600	CR330Y590T-DP-GI50/50-U	1,00
DH600	CR330Y590T-DH-GI50/50-U	1,00
DP800	CR440Y780T-DP-GI50/50-U	1,00
DH800	CR440Y780T-DH-GI50/50-U	1,00
CP800	CR570Y780T-CP-GI50/50-U	1,00
DP1000	CR660Y980T-DP-GI50/50-U ¹	1,00
DH1000	CR700Y980T-DH-GI50/50-U	1,00
CP1000	CR780Y980T-CP-GI70/70-U	1,00
CH1000	CR780Y980T-CH-EG53/53-U ¹	1,20
DH1200	CR850Y1180T-DH-EG53/53-U ¹	1,00
CP1200	CR900Y1180T-CP-EG53/53-U	1,20
CH1200	CR900Y1180T-CH-UC-U ¹	1,00

¹ Noch nicht spezifiziert, Bezeichnung in Anlehnung an VDA 239-100.

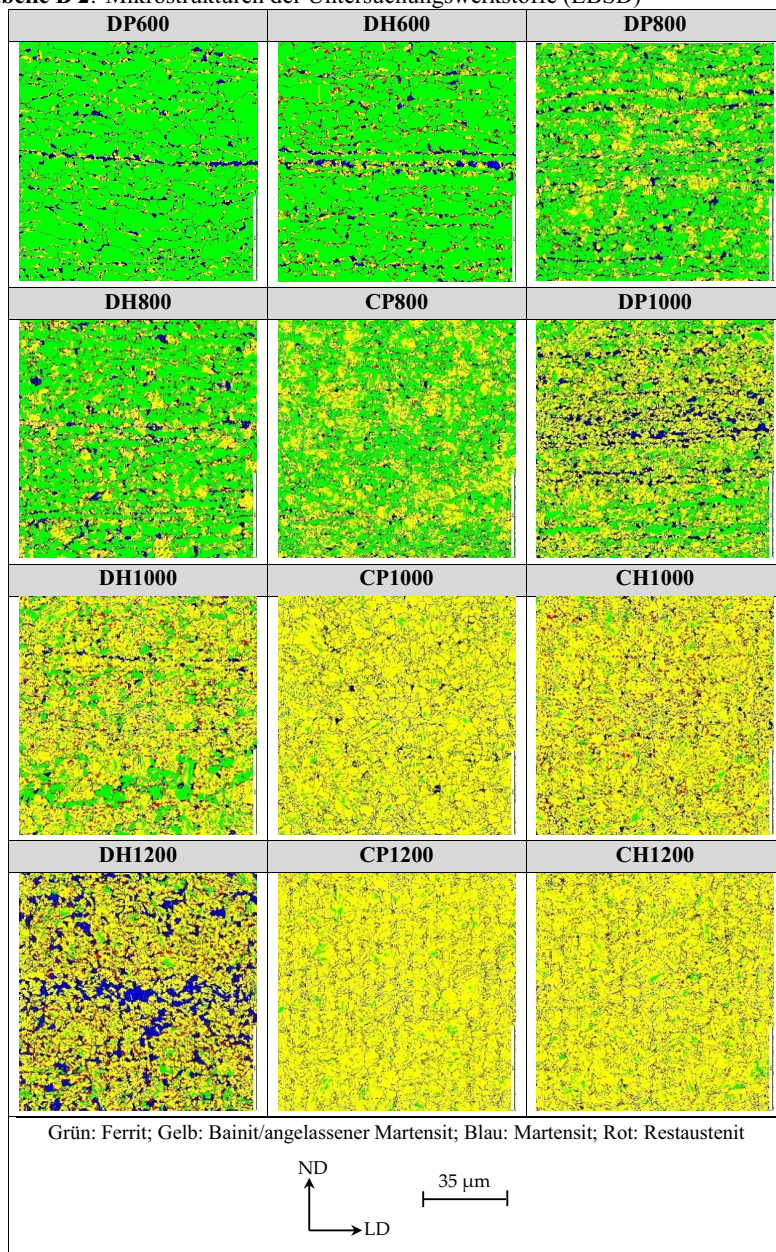
Tabelle B 2: Mikrostrukturen der Untersuchungswerkstoffe (EBSD)

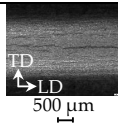
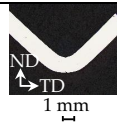
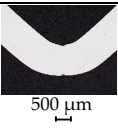
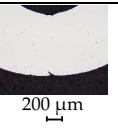
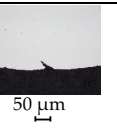
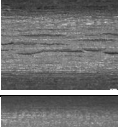


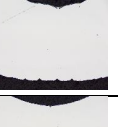
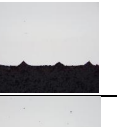
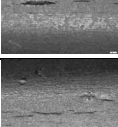




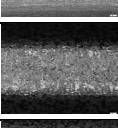




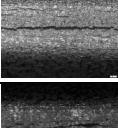


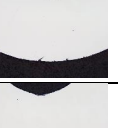

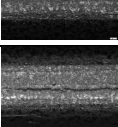

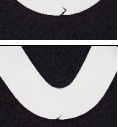

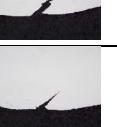
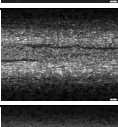




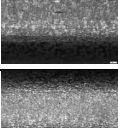


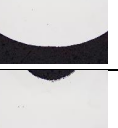
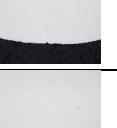
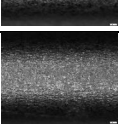
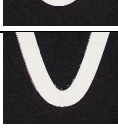
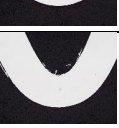
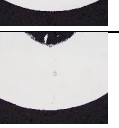
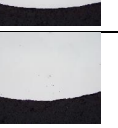





Tabelle B 3: Mechanische Kennwerte parallel zur Walzrichtung; Mittelwerte aus 5 gültigen Versuchen

Werkstoff	R _{p0,2} in MPa	R _m in MPa	R _{p0,2} /R _m	A _G in %	A _{80 mm} in %	n _{2-A_G}	r _{2-A_G}
DP600	377	658	0,573	14,76	24,03	0,17	0,89
DH600	376	615	0,616	19,75	28,78	0,20	0,99
DP800	510	824	0,619	12,63	18,12	0,17	0,71
DH800	520	808	0,643	14,74	21,36	0,17	0,79
CP800	643	825	0,779	9,44	15,46	0,11	0,81
DP1000	708	1060	0,668	9,00	14,01	0,13	0,70
DH1000	737	976	0,755	9,57	13,13	0,14	0,95
CP1000	925	1029	0,897	4,60	7,36	0,05	0,96
CH1000	838	1079	0,777	7,53	10,48	0,13	1,02
DH1200	896	1200	0,747	9,64	12,68	0,14	0,96
CP1200	1076	1199	0,898	2,89	5,07	0,03	1,51
CH1200	956	1200	0,797	4,84	7,10	0,06	1,16

Tabelle B 4: Mechanische Kennwerte quer zur Walzrichtung; Mittelwerte aus 5 gültigen Versuchen

Werkstoff	R _{p0,2} in MPa	R _m in MPa	R _{p0,2} /R _m	A _G in %	A _{80 mm} in %	n _{2-A_G}	r _{2-A_G}
DP600	371	664	0,558	14,56	24,04	0,17	1,08
DH600	375	614	0,611	18,84	28,78	0,18	1,24
DP800	530	833	0,636	12,23	17,72	0,16	0,81
DH800	510	805	0,634	14,23	20,64	0,16	0,97
CP800	691	857	0,807	8,90	13,79	0,11	1,01
DP1000	714	1084	0,659	8,38	11,88	0,12	0,86
DH1000	764	1000	0,764	9,38	13,53	0,13	1,18
CP1000	932	1026	0,908	4,33	6,31	0,05	0,93
CH1000	832	1057	0,787	7,03	9,93	0,12	1,09
DH1200	899	1220	0,737	9,07	12,03	0,13	1,09
CP1200	1072	1207	0,888	2,71	4,69	0,03	1,77
CH1200	951	1184	0,803	4,68	7,03	0,06	1,15

Tabelle B 5: Mikroskopaufnahmen der Biegeproben (Biegelinie parallel zur Walzrichtung)

CHI200						$\alpha = 90^\circ$
CP1200						$\alpha = 84^\circ$
DHI200						$\alpha = 81^\circ$
CHI1000						$\alpha = 108^\circ$
CP1000						$\alpha = 102^\circ$
DHI1000						$\alpha = 104^\circ$
DP1000						$\alpha = 103^\circ$
CP800						$\alpha = 134^\circ$
DH800						$\alpha = 117^\circ$
DP800						$\alpha = 139^\circ$
DH600						$\alpha = 148^\circ$
DP600						$\alpha = 147^\circ$

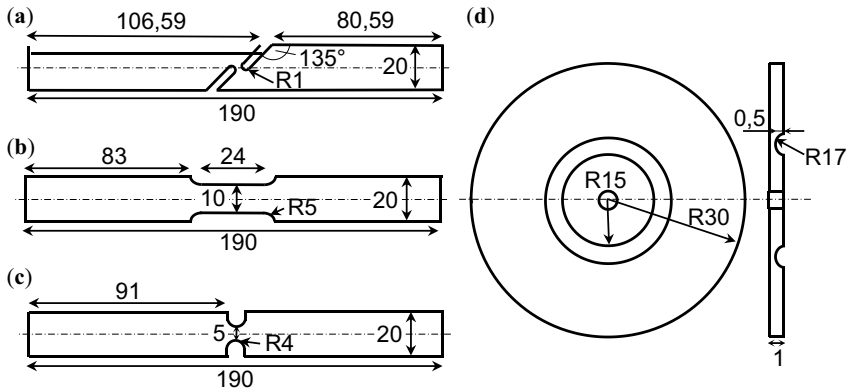
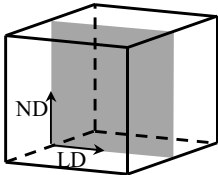
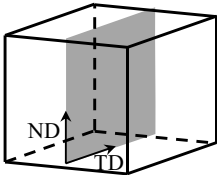
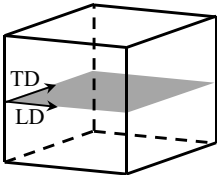
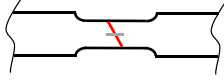
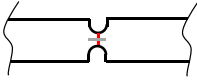
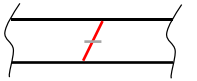
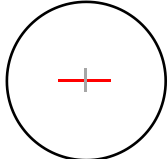
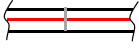
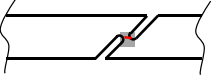
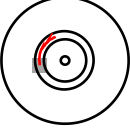


Bild B 1: (a) Scherzug (einfache Scherung); (b) „Mini“-Zug (uniaxialer Zug); (c) Kerbzug R4 mm (ebene Dehnung); (d) Ebener Torsionsversuch (einfache Scherung)

Tabelle B 6: Randbedingungen Bruchproben

	Optische Dehnungsmessung			
	Prüfgeschwindigkeit in mm/s	Messlänge in mm	Bildrate in Hz	Dehnungsreferenzlänge in mm
Ebene Torsionsprobe	0,03 U/s	-	1	0,35
Scherzug	0,03	30	15	0,50
A80 mm-Zug	0,32	80	15	0,70
„Mini“-Zug	0,04	10	15	0,50
Kerbzug	0,03	30	15	0,50
Nakajima-Vollprobe	1,50	-	10	1,00

Tabelle B 7: Darstellung der Schlitze in Längsrichtung (engl. Longitudinal Direction = LD), Querrichtung (engl. Transversal Direction = TD) und Dickenrichtung (engl. Normal Direction = ND)

	Schliff in Längsrichtung	Schliff in Querrichtung	Schliff in Dickenrichtung
Einheitselement			
Entnahmestelle Bruchprobe	<p>„Mini“-Zug</p>  <p>R_{4 mm}</p>  <p>A_{80 mm}</p>  <p>TD ↑ LD →</p>	<p>Nakajima Ø100</p>  <p>Biegeprobe nach VDA 238-100</p>  <p>TD ↑ LD →</p>	<p>Scherzug</p>  <p>ETV</p>  <p>TD ↑ LD →</p>

— : Riss/vorr. Rissenstehungsort —, ■ : Schliffebene

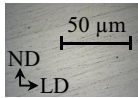

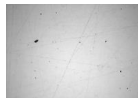

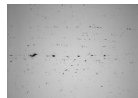
Tabelle B 8: Schleifschritte

Schritt	Details
1	210 N, 300 U/min, 55 s, 180er Körnung
2	210 N, 300 U/min, 55 s, 320er Körnung
3	210 N, 300 U/min, 55 s, 600er Körnung
4	210 N, 300 U/min, 55 s, 800er Körnung
5	210 N, 300 U/min, 55 s, 1200er Körnung
6	210 N, 300 U/min, 55 s, 2500er Körnung

Tabelle B 9: Polierschritte

Schritt	Details
1	15 N, 150 U/min, 6 min, 9 μm Korngröße
2	15 N, 150 U/min, 6 min, 6 μm Korngröße
3	15 N, 150 U/min, 6 min, 3 μm Korngröße
4	15 N, 150 U/min, 4 min, 1 μm Korngröße
5	15 N, 150 U/min, 3 min, 0,25 μm Diamantsuspension
6	15 N, 150 U/min, 3 min, 0,05 μm oxidische Poliersuspension

Tabelle B 10: Einfluss des Schleifens und Polierens am Beispiel DP600

2500er Körnung	6 μm Korngröße	3 μm Korngröße	1 μm Korngröße	0,05 μm Korngröße
				

Anhang C. Schädigungsevolution und duktiles Versagen

Tabelle C 1: Schädigungsevolution DP600 (Kerbzugprobe)

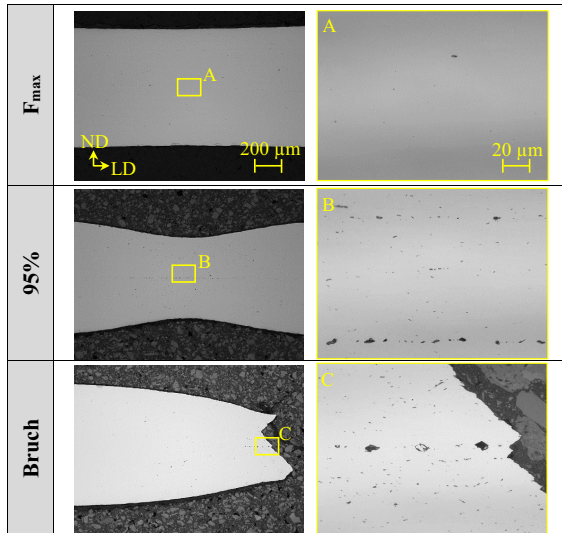


Tabelle C 2: Schädigungsevolution DP800 (Kerbzugprobe)

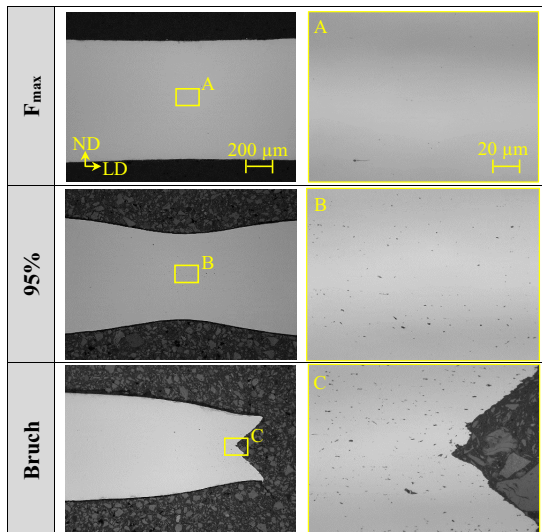


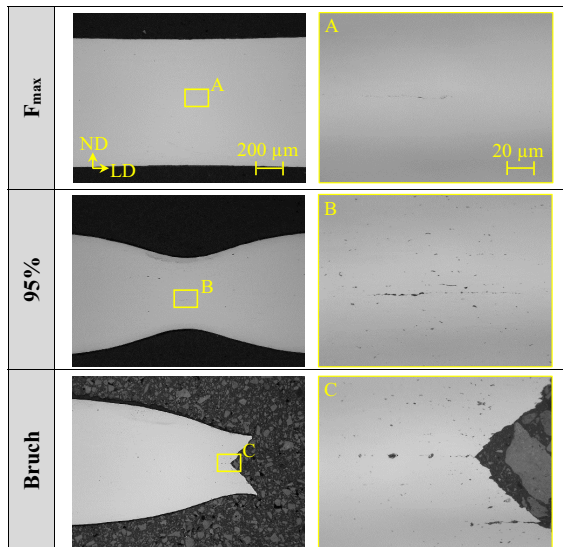
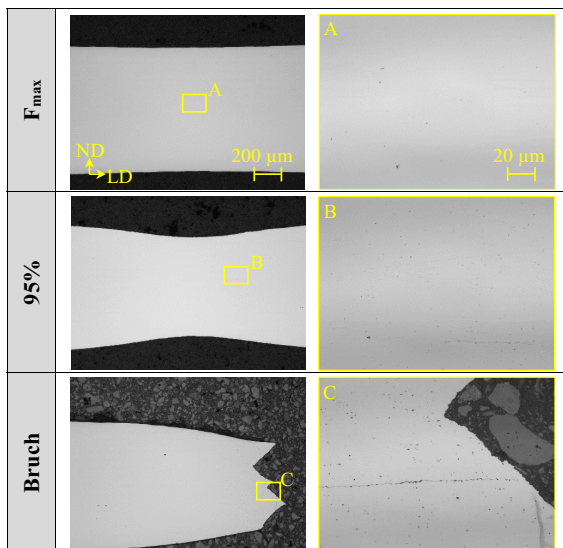
Tabelle C 3: Schädigungsevolution CP800 (Kerbzugprobe)**Tabelle C 4:** Schädigungsevolution DP1000 (Kerbzugprobe)

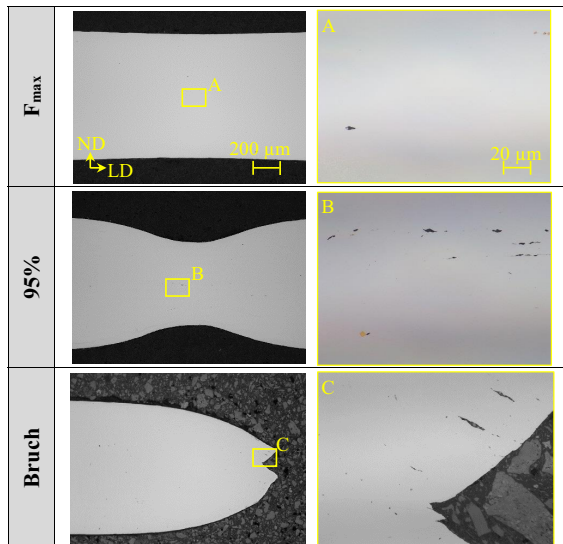
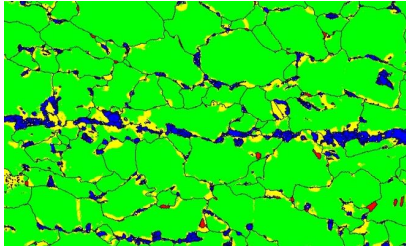
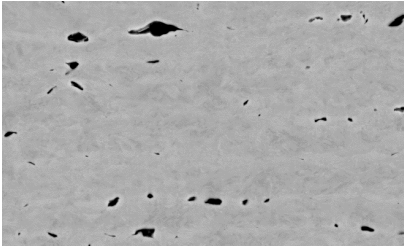
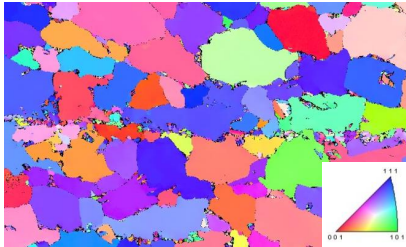
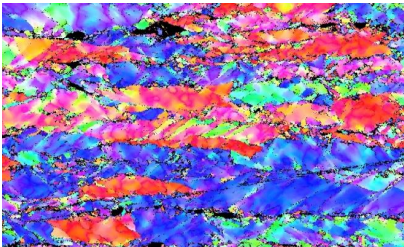
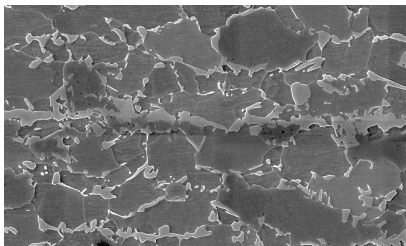
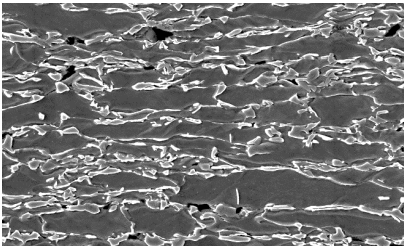
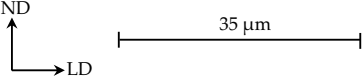
Tabelle C 5: Schädigungsevolution CP1000 (Kerbzugprobe)

Tabelle C 6: Schädigungsevolution entlang Korn- und Phasengrenzen im DP600

Ausgangszustand	95%
<p style="text-align: center;">EBSD *</p> 	<p style="text-align: center;">REM-BSE</p> 
<p style="text-align: center;">EBSD-IPF</p> 	<p style="text-align: center;">EBSD-IPF</p> 
<p style="text-align: center;">REM-SE (geätzt)</p> 	<p style="text-align: center;">REM-SE (geätzt)</p> 
<p style="text-align: center;">* Grün: Ferrit; Gelb: Bainit/angelassener Martensit; Blau: Martensit; Rot: Restaustenit</p> <div style="text-align: center;">  </div>	

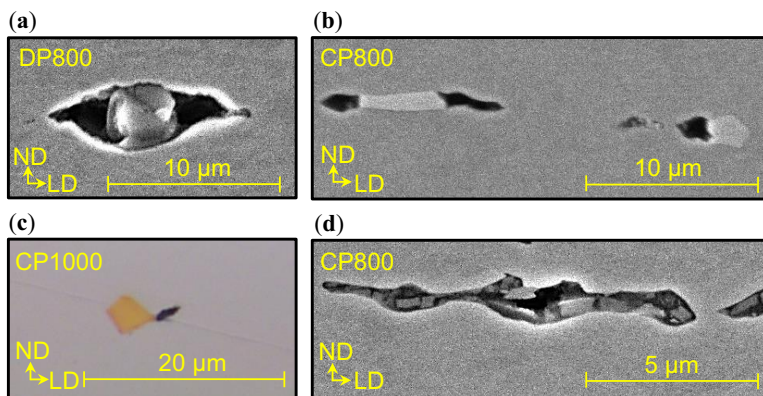


Bild C 1: Beispiele für Porenbildung und Schädigungsevolution an Einschlüssen: **(a)** Aluminiumoxid; **(b)** Niobkarbid; **(c)** Titankarbid; **(d)** Mangansulfid

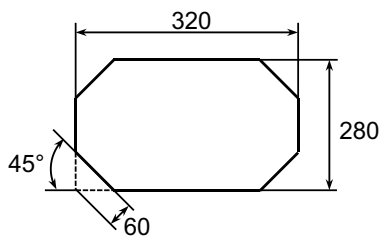
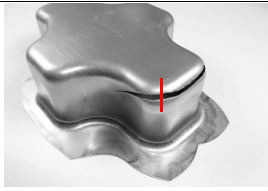
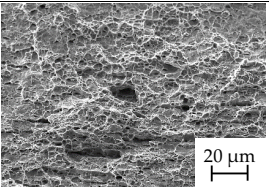
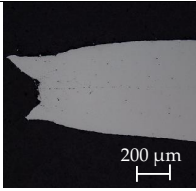
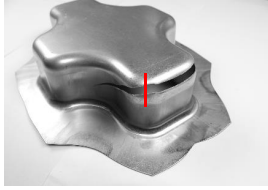
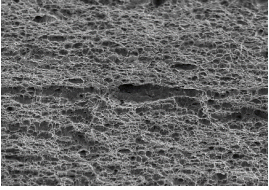
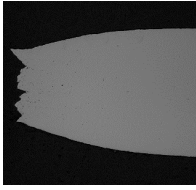
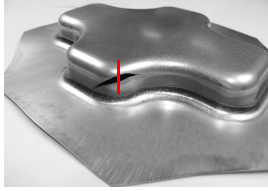
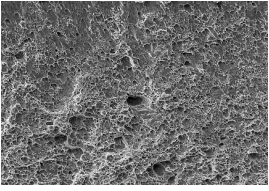
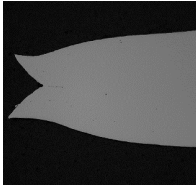
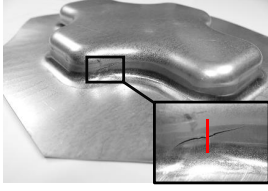
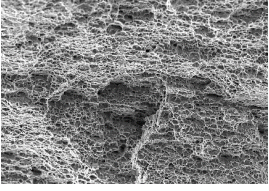
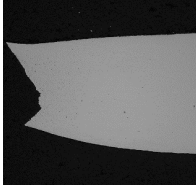
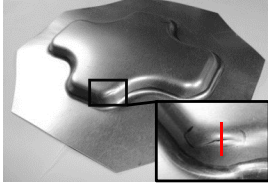
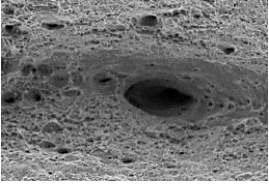
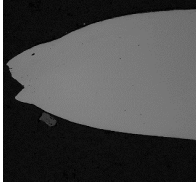


Bild C 2: Platinenabmaße Kreuznöpfe

Tabelle C 7: Ergebnisse Kreuznapfabpressungen

	DP600		DP800		CP800		DP1000		CP1000	
Blechhaltekraft in kN	1200		1000		200		200		100	
Ziehtiefe in mm	i.O.	n.i.O.	i.O.	n.i.O.	i.O.	n.i.O.	i.O.	n.i.O.	i.O.	n.i.O.
	65	65	50	55	22	27	19	24	12	16

Tabelle C 8: Duktiles Versagen der Kreuznäpfe

DP600			
DP800			
CP800			
DP1000			
CP1000			

Anhang D. Versagensmodellierung

Tabelle D 1: Plastizitätskennwerte CP1000

σ_0 in MPa	σ_{45} in MPa	σ_{90} in MPa	σ_b in MPa	r_0	r_{45}	r_{90}
925	918	932	900	0,96	1,08	0,93

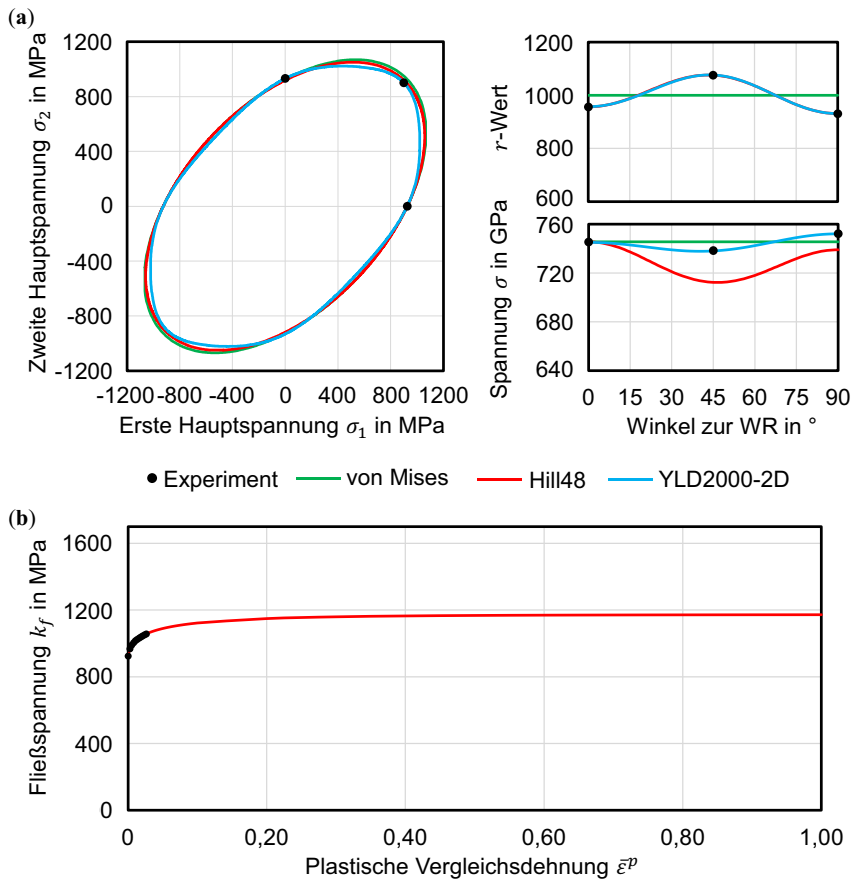


Bild D 1: Plastizität CP1000: (a) Fließort; (b) Fließkurve

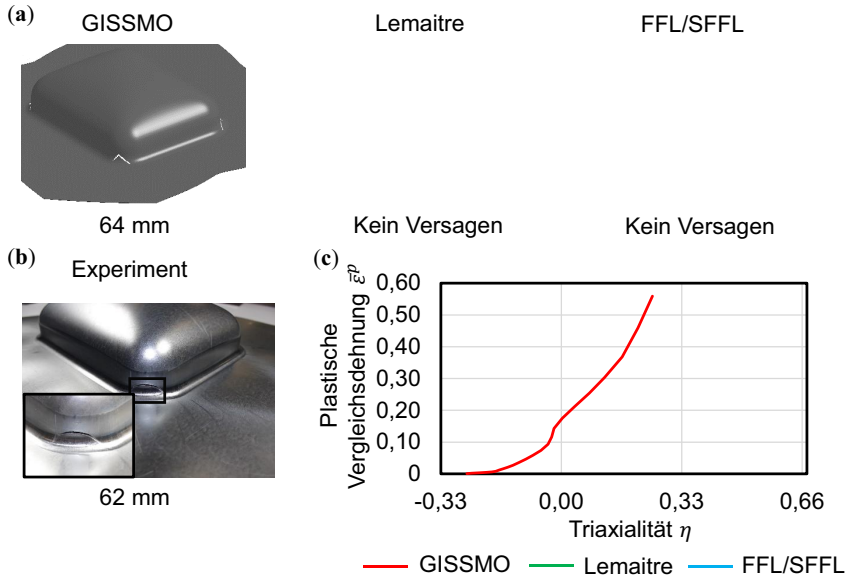


Bild D 2: Validierung bombierter Napf CP1000: (a) Versagensprognose GISSMO, erweitertes Lemaitre-Modell, FFL/SFFL; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

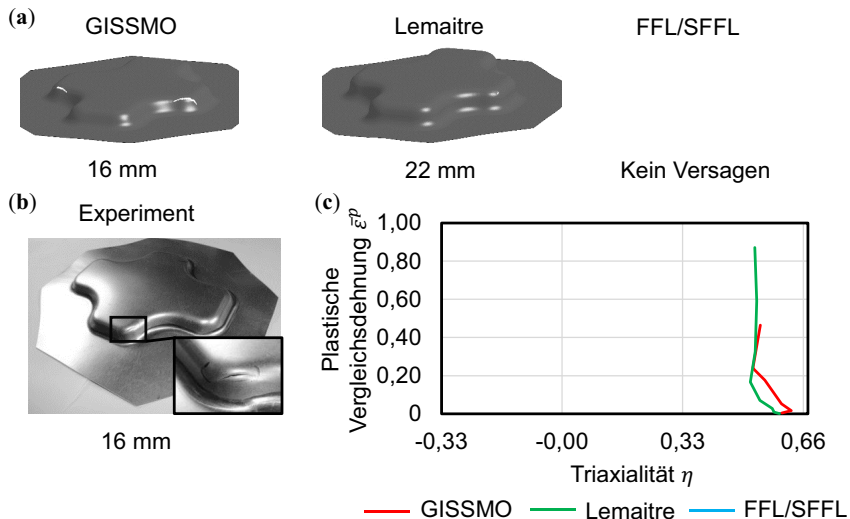


Bild D 3: Validierung Kreuznapf CP1000: (a) Versagensprognose GISSMO, erweitertes Lemaitre-Modell, FFL/SFFL; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

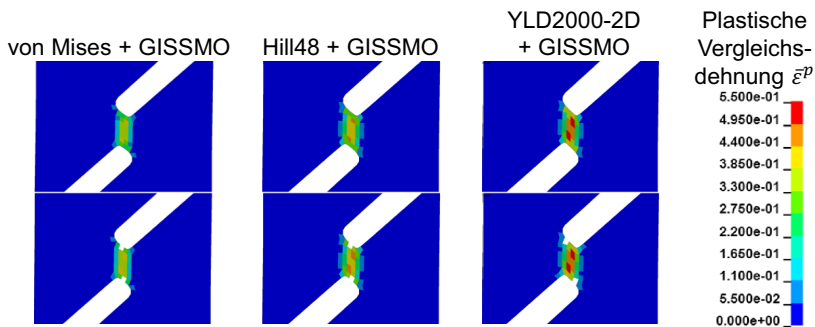


Bild D 4: Contour-Plot Scherzug DP1000: Einfluss unterschiedlicher Fließorte auf die Versagensbeschreibung

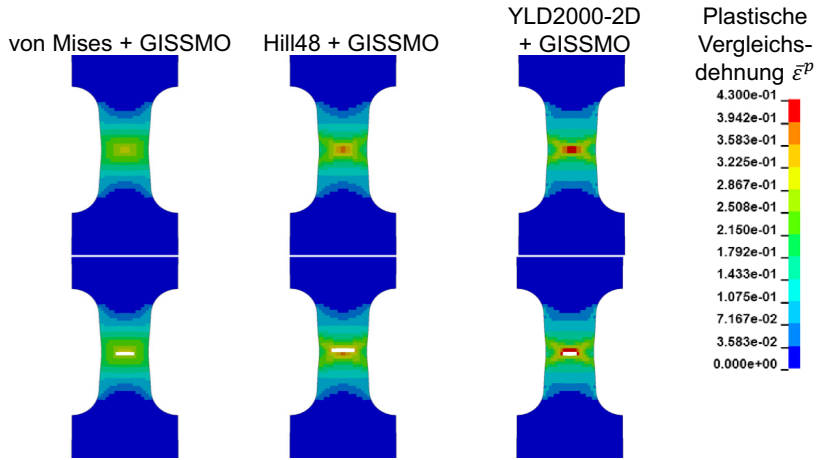


Bild D 5: Contour-Plot „Mini“-Zug DP1000: Einfluss unterschiedlicher Fließorte auf die Versagensbeschreibung

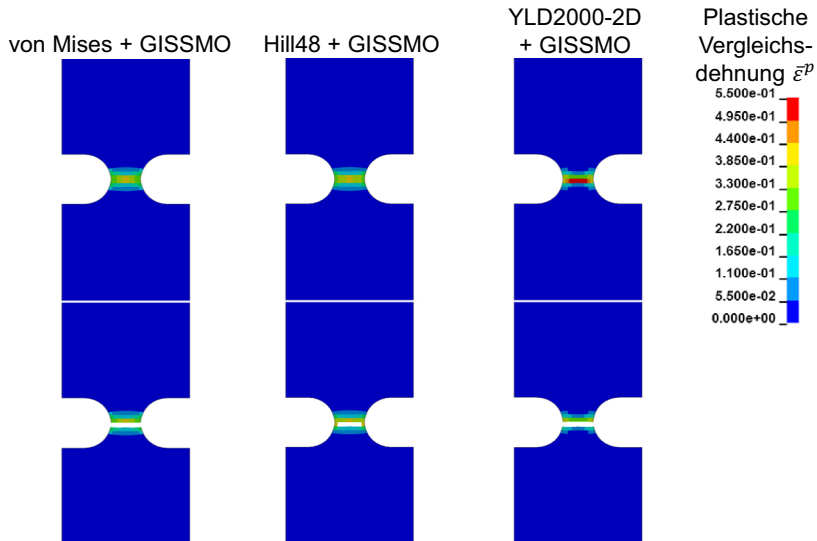


Bild D 6: Contour-Plot Kerbzug DP1000: Einfluss unterschiedlicher Fließorte auf die Versagensbeschreibung

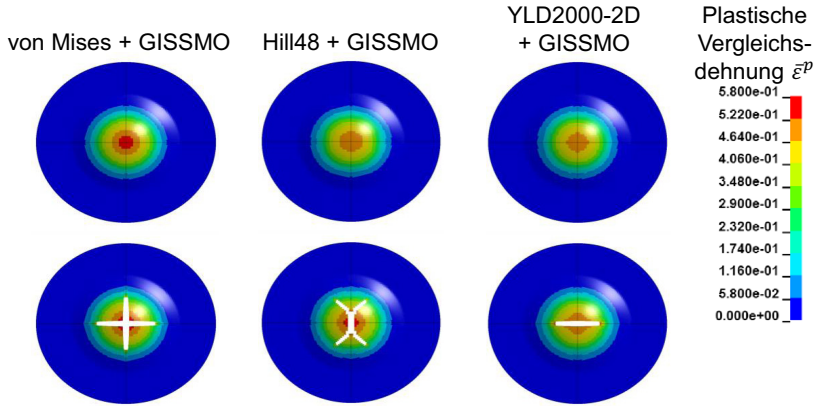


Bild D 7: Contour-Plot equi-biaxialer Zug DP1000: Einfluss unterschiedlicher Fließorte auf die Versagensbeschreibung

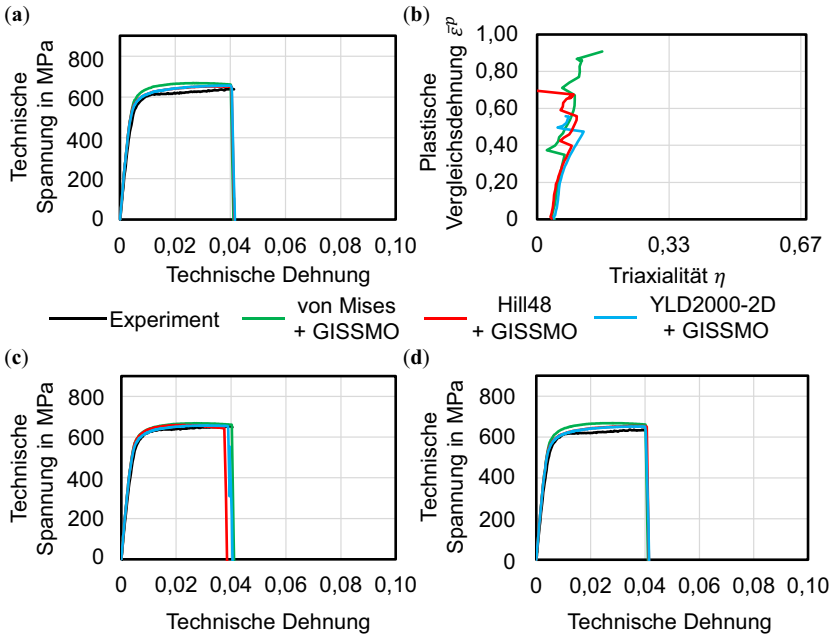


Bild D 8: Scherzug CP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung längs zur Walzrichtung; (b) Belastungshistorie längs zur Walzrichtung; (c) Technische Spannung – Technische Dehnung diagonal zur Walzrichtung; (d) Technische Spannung – Technische Dehnung quer zur Walzrichtung

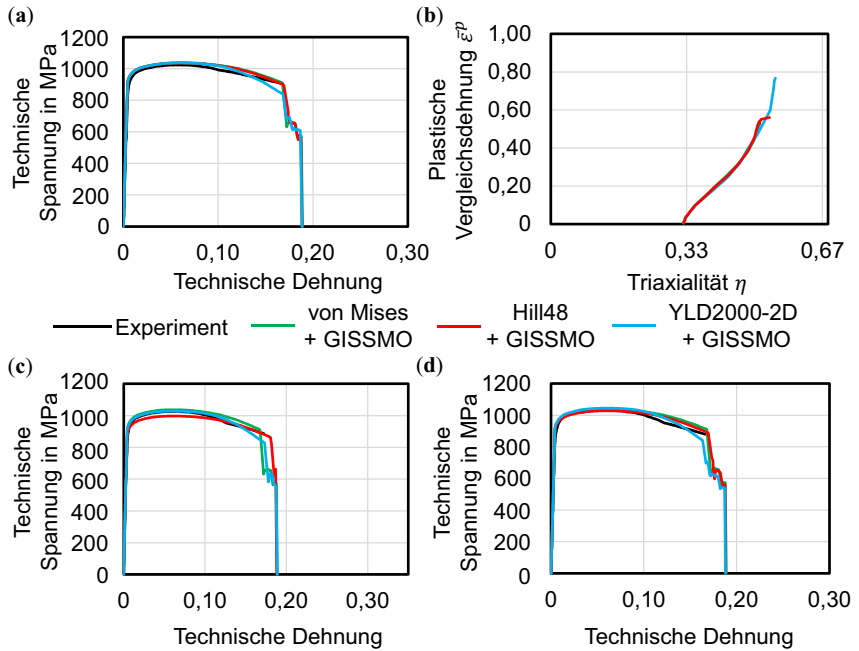


Bild D 9: „Mini“-Zug CP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung längs zur Walzrichtung; (b) Belastungshistorie längs zur Walzrichtung; (c) Technische Spannung – Technische Dehnung diagonal zur Walzrichtung; (d) Technische Spannung – Technische Dehnung quer zur Walzrichtung

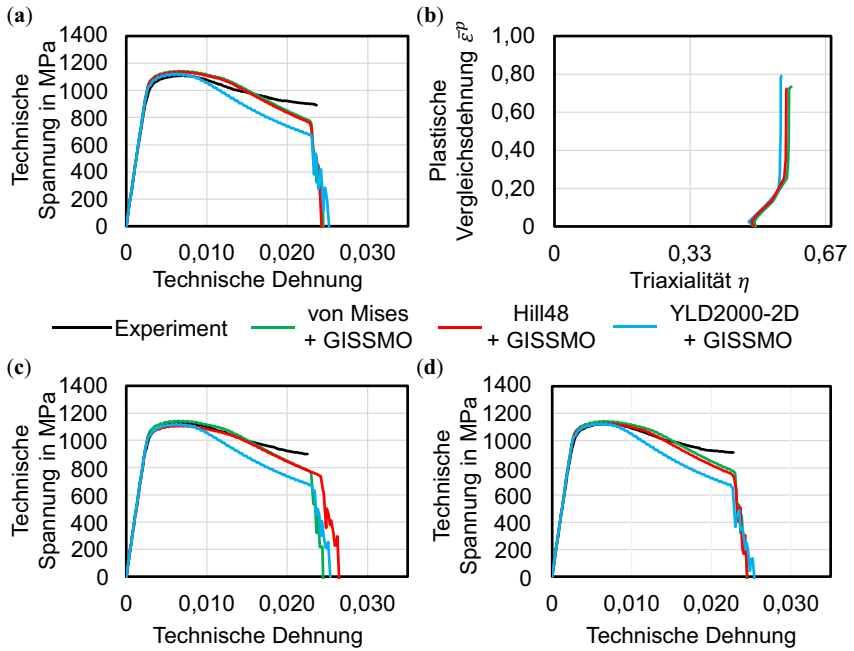


Bild D 10: Kerbzug CP1000: (a) Technische Spannung – Technische Dehnung längs zur Walzrichtung; (b) Belastungshistorie längs zur Walzrichtung; (c) Technische Spannung – Technische Dehnung diagonal zur Walzrichtung; (d) Technische Spannung – Technische Dehnung quer zur Walzrichtung

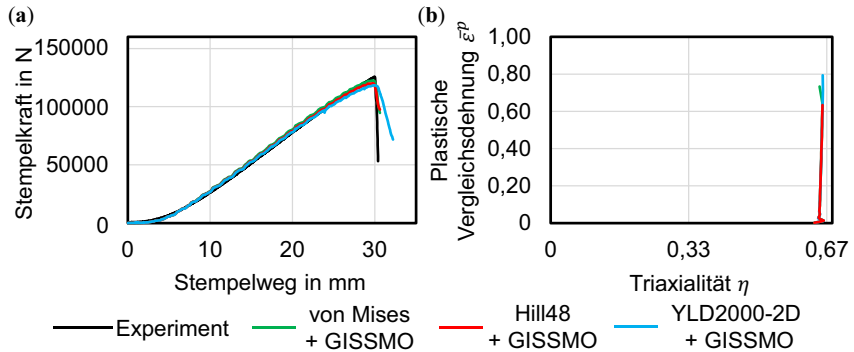


Bild D 11: Nakajima-Vollprobe CP1000: (a) Stempelkraft - Stempelverschiebung; (b) Belastungshistorie

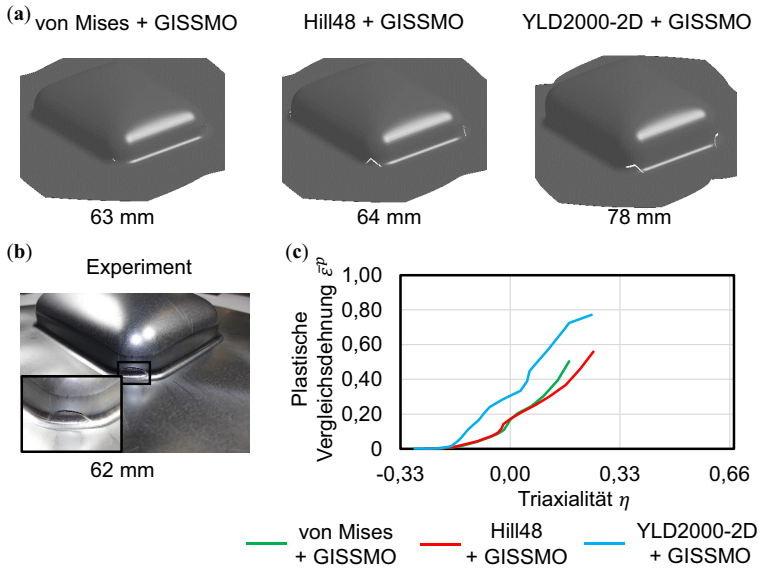


Bild D 12: Validierung GISSMO bombierter Napf CP1000: (a) Fließorte von Mises, Hill48, YLD2000-2D; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

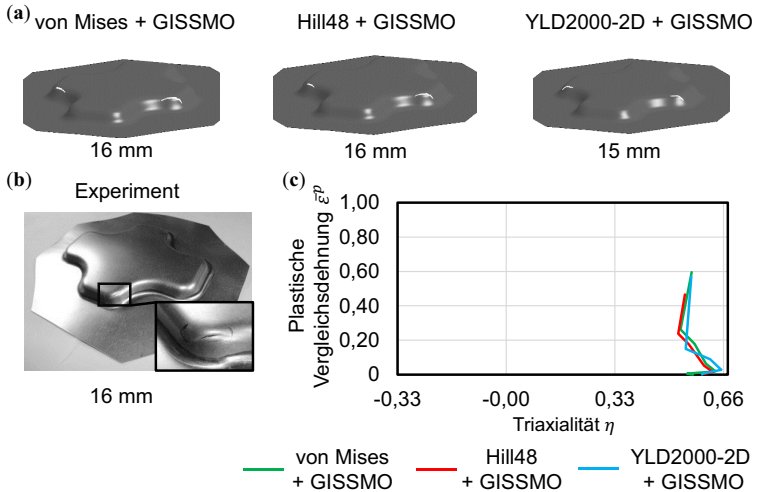


Bild D 13: Validierung GISSMO Kreuznapf CP1000: (a) Fließorte von Mises, Hill48, YLD2000-2D; (b) Experiment; (c) Lastpfade der als erstes versagenden Elemente

Anhang E. Globale und lokale Duktilität

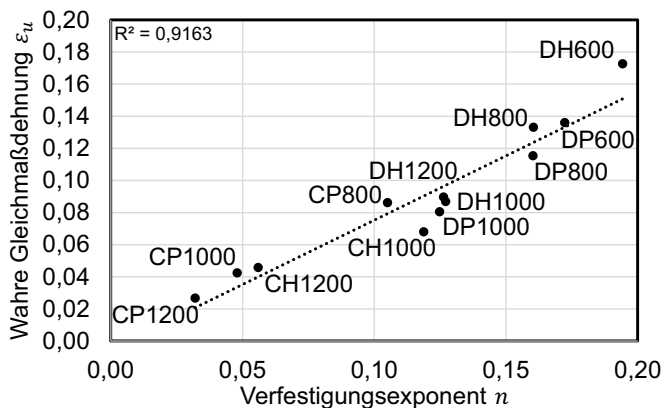


Bild E 1: Globale Duktilität: Korrelation zwischen der wahren Gleichmaßdehnung ϵ_u und dem Verfestigungsexponenten n

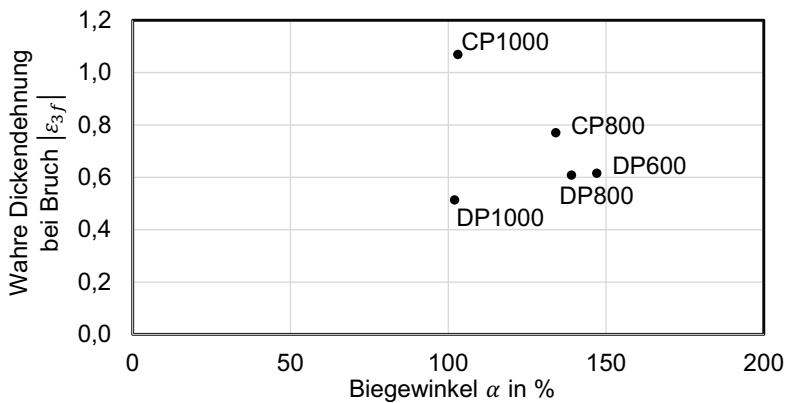


Bild E 2: Lokale Duktilität: Keine Korrelation zwischen der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\epsilon_{3f}|$ und dem Biegewinkel α nach VDA 238-100

Tabelle E 1: Mikroskopieaufnahmen der Biegeproben (F: Kraftabfall; u: Stempelverschiebung)

DP1000			CP1000			CP1000		
α	F	u	α	F	u	α	F	u
103°	30 N	10,4 mm	104°	30 N	10,5 mm	156°	-	15,5 mm

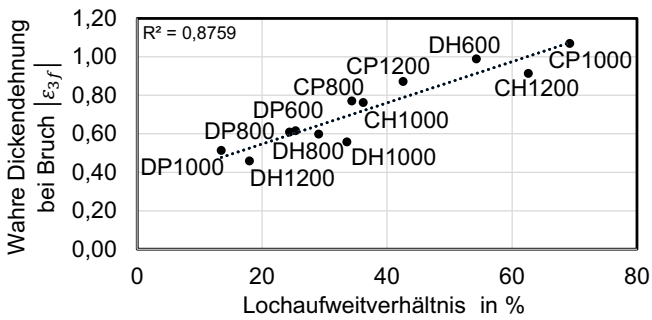
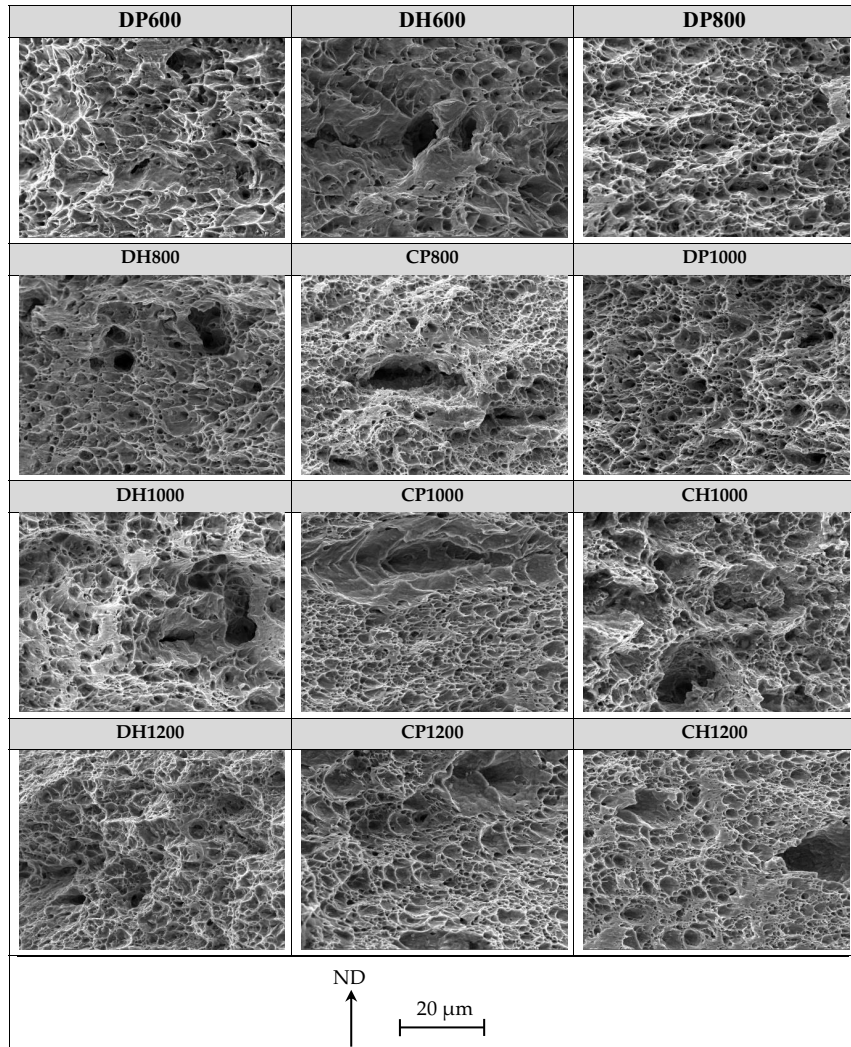


Bild E 3: Lokale Duktilität: Korrelation zwischen der wahren Dickendehnung bei Bruch $|\epsilon_{3f}|$ und dem Lochaufweitverhältnis

Tabelle E 2: Bruchflächen der uniaxialen Zugproben (Probengeometrie nach EN ISO 6892-1)

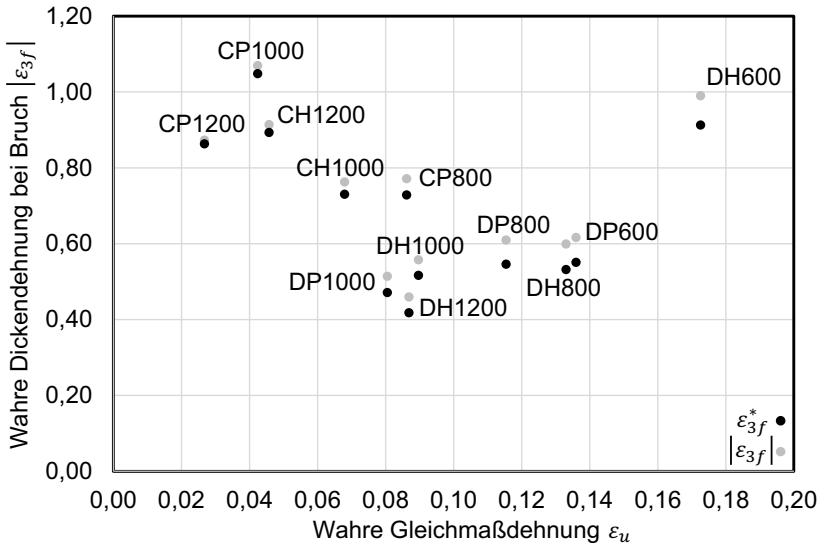


Bild E 4: Globale und lokale Duktilität: $\epsilon_{3f}^* - \epsilon_u$

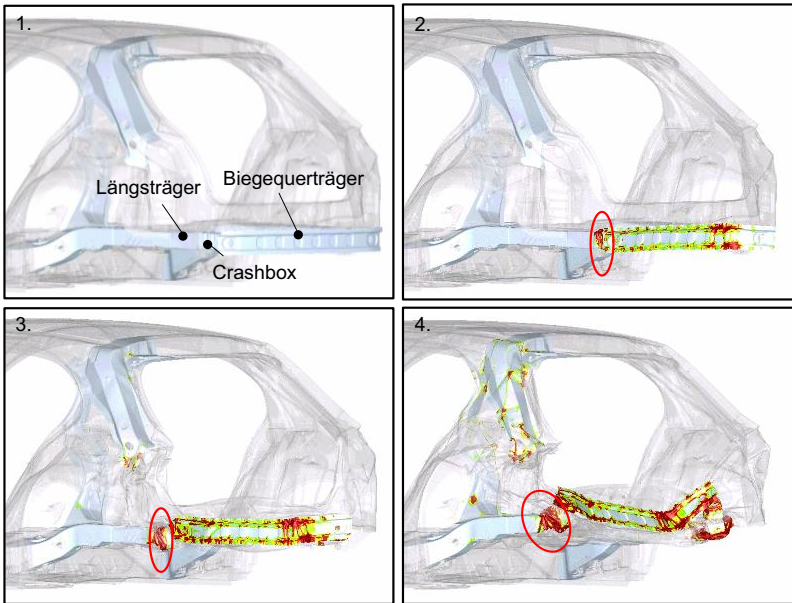


Bild E 5: Deformation Biegequerträger, Crashboxen und Längsträger am Beispiel Mercedes-Benz A-Klasse im Heckcrash nach Simon und Bleines (2018)

Eigene Veröffentlichungen

- Heibel, S., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2016. Damage characterization of high-strength multiphase steels. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 159, Art.-Nr. 012013. doi:10.1088/1757-899X/159/1/012013.
- Doig, M., Isik, K., Heibel, S., Richter, H., Tekkaya, A.E., 2017. Material Characterization and Validation Studies for Modeling Ductile Damage during Deep Drawing. Procedia Engineering 183. S. 77-82.
- Heibel, S., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2017. Influence of Different Yield Loci on Failure Prediction with Damage Models. Journal of Physics: Conference Series 896, Art.-Nr. 012081. doi :10.1088/1742-6596/896/1/012081.
- Heibel, S., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2017. Failure assessment in sheet metal forming using a phenomenological damage model and fracture criterion: experiments, parameter identification and validation. Procedia Engineering 207, S. 2066-2071.
- Traphoener, H., Heibel, S., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2018. Influence of manufacturing process on material characterization with the grooved in-plane torsion test. International Journal of Mechanical Science 146, S. 544-555.
- Heibel, S., Dettinger, T., Nester, W., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2018. Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels. Materials 11, Art.-Nr. 761. doi:10.3390/ma11050761.
- Gruenbaum, M., Aydin, G., Dettinger, T., Heibel, S., 2019. Local formability of AHSS: measurement technique, specimen types and robustness. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 651, Art.-Nr. 012056. doi:10.1088/1757-899X/651/1/012056.

Studienarbeiten

Folgende Studienarbeiten, deren Planung, Bearbeitung, Auswertung, Interpretation und Darstellung von Ergebnissen unter wissenschaftlicher Anleitung und gemeinsam mit dem Autor Sebastian Heibel entstanden, wurden in den Jahren 2015 - 2018 bei der Daimler AG angefertigt und flossen zum Teil mit in diese Arbeit ein.

- Aydin, G., 2018. Investigation on the robustness of a parameter for the determination of local formability of AHSS. Masterarbeit, Institut für Eisenhüttenkunde, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen.
- Gitschel, R., 2016. Untersuchungen zur Parameteridentifikation für die Anwendbarkeit des GISSMO-Modells in der Umformsimulation hochfester Stahlwerkstoffe im Karosseriebau. Bachelorarbeit, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund.
- Hoffmann, E., 2016. Experimentelle Untersuchungen zum Schädigungsverhalten hochfester Stahlwerkstoffe hinsichtlich plastischer Instabilität und Versagensverhalten bei unterschiedlichen Beanspruchungszuständen. Bachelorarbeit, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund.
- Kieslich, M., 2015. Charakterisierung der Schädigung hochfester Mehrphasenstähle bei verschiedenen ein- und mehrachsigen Beanspruchungszuständen. Diplomarbeit, Institut für Metallformung, TU Bergakademie Freiberg.
- Lisowski, S., 2016. Charakterisierung des Schädigungsverhaltens hochfester Blechwerkstoffe bei ein- und mehrachsigen Beanspruchungszuständen. Masterarbeit, Institut für Eisenhüttenkunde, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen.
- Moeller, C., 2017. Versagensanalyse bei der Blechumformung von modernen hochfesten Stählen mittels experimenteller und simulativer Methoden. Masterarbeit, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund.
- Nieto, D., 2017. Failure assessment of high-strength steels with damage models and fracture criteria. Masterarbeit, Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre, Universität Stuttgart.
- Stiebert, F., 2017. Charakterisierung des Eigenschaftsprofils hochfester Mehrphasenstähle zur Werkstoffklassifizierung. Bachelorarbeit, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund.
- Stiebert, F., 2017. Quantifizierung der Schädigung hochfester 1000 MPa Stähle. Projektarbeit, Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name Heibel
Vorname Sebastian
Geburtsdatum 04.06.1989
Geburtsort Dernbach

Ausbildung

08/1999 – 03/2008 **Abitur**
Mons-Tabor Gymnasium, Montabaur
10/2008 – 03/2012 **Wirtschaftsingenieurwesen Maschinenbau (B.Sc.)**
Universität Paderborn
04/2012 – 10/2014 **Maschinenbau (M.Sc.)**
Universität Paderborn

Beruflicher Werdegang

11/2014 – 09/2017 **Doktorand**, Daimler AG,
Mercedes-Benz Cars, Werkstofftechnik Metalle

- Forschung auf dem Gebiet Schädigung- und Versagen hochfester Mehrphasenstähle in Kooperation mit dem Institut für Umformtechnik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund

10/2017 – 05/2018 **Entwicklungsingenieur**, Daimler AG,
Mercedes-Benz Vans, Rohbauentwicklung

- Herstellbarkeitsbewertung Pressteile
- Bauteilverantwortung im Bereich Rohbau Vorbau
- Entwicklung Werkstoffkonzepte im Bereich Rohbau

Seit 06/2018 **Entwicklungsingenieur**, Daimler AG,
Mercedes-Benz Cars, Rohbauentwicklung

- Screening und Entwicklung von Fertigungskonzepten für die Herstellung höchstfester Bauteile
- Screening und Prüfung neuer Stähle für Kaltumformung und Presshärten
- Beratung der Rohbaukonstruktion hinsichtlich Bauteilgestaltung und Materialauswahl zur Sicherstellung von funktions-, kosten- und herstellungsgerechten Werkstoffkonzepten
- Sicherstellung der Herstellbarkeit von Blecheinzelteilen für Prototyp- und Serienfertigung

Aus der Dortmunder Umformtechnik sind im Shaker Verlag bisher erschienen:

- A. Adelhof: Komponenten einer flexiblen Fertigung beim Profiltrunden.
ISBN 3-86111-601-4
- G. Reil: Prozeßregelung numerisch gesteuerter Umformmaschinen mit Fuzzy Logic. ISBN 3-86111-862-9
- F. Maevus: Rechnerintegrierte Blechteilefertigung am Beispiel des Gesenkbiegens. ISBN 3-8265-0104-7
- R. Warstat: Optimierung der Produktqualität und Steigerung der Flexibilität beim CNC-Schwenkbiegen. ISBN 3-8265-1170-0
- H. Sulaiman: Erweiterung der Einsetzbarkeit von Gesenkbiegepressen durch die Entwicklung von Sonderwerkzeugen. ISBN 3-8265-1443-2
- Ch. Smatloch: Entwicklung eines numerisch einstellbaren Werkzeugsystems für das Tief- und Streckziehen. ISBN 3-8265-1465-3
- T. Straßmann: Prozeßführung für das Walzrunden auf der Basis Neuronaler Netze. ISBN 3-8265-1966-3
- L. Keßler: Simulation der Umformung organisch beschichteter Feinbleche und Verbundwerkstoffe mit der FEM. ISBN 3-8265-2256-7
- E. Szücs: Einsatz der Prozeßsimulation bei der Entwicklung eines neuen Umformverfahrens - der Hochdruckblechumformung. ISBN 3-8265-3119-1
- S. Chatti: Optimierung der Fertigungsgenauigkeit beim Profilibiegen.
ISBN 3-8265-3534-0
- F. Haase: Eigenspannungen an dünnwandigen Bauteilen und Schichtverbunden. ISBN 3-8265-4312-2
- N. Austerhoff: Integrierte Produkt- und Prozeßgestaltung für die Herstellung von Blechbiegeteilen. ISBN 3-8265-6613-0
- D. Arendes: Direkte Fertigung gerundeter Aluminiumprofile beim Strangpressen. ISBN 3-8265-6442-1
- R. Kolley: Finite-Element-Simulation wirkmedienbasierter Blechumformverfahren als Teil einer virtuellen Fertigung. ISBN 3-8265-6566-5
- T. Weidner: Untersuchungen zu Verfahren und Werkzeugsystemen der wirkmedienbasierten Blechumformung. ISBN 3-8265-6602-5
- W. Homberg: Untersuchungen zur Hochdruckblechumformung und deren Verfahrenskomponenten. ISBN 3-8265-8684-0

M. Rohleder: Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen im Produktentstehungsprozess von Blechformteilen. ISBN 3-8265-9977-2

V. Hellinger: Untersuchungen zur Methodik der Berechnung und Herstellung von leichten Stützkernverbunden. ISBN 3-8322-0104-1

A. Klaus: Verbesserung der Fertigungsgenauigkeit und der Prozesssicherheit des Rundens beim Strangpressen. ISBN 3-8322-0208-0

B. Heller: Halbanalytische Prozess-Simulation des Freibiegens von Fein- und Grobblechen. ISBN 3-8322-0923-9

A. Wellendorf: Untersuchungen zum konventionellen und wirkmedienbasierten Umformen von komplexen Feinstblechbauteilen. ISBN 3-8322-2435-1

C. Klimmek: Statistisch unterstützte Methodenplanung für die Hochdruck-Blechumformung. ISBN 3-8322-2994-9

R. Krux: Herstellung eigenschaftsoptimierter Bauteile mit der Hochdruck-Blechumformung und Analyse der induzierten Eigenspannungen. ISBN 3-8322-3551-5

S. Jadhav: Basic Investigations of the Incremental Sheet Metal Forming Process on a CNC Milling Machine. ISBN 3-8322-3732-1

C. Beerwald: Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung. ISBN 3-8322-4421-2

A. Brosius: Verfahren zur Ermittlung dehnratenabhängiger Fließkurven mittels elektromagnetischer Rohrumformung und iterativer Finite-Element-Analysen. ISBN 3-8322-4835-8

R. Ewers: Prozessauslegung und Optimierung des CNC-gesteuerten Formdrückens. ISBN 3-8322-5177-4

T. Langhammer: Untersuchungen zu neuen Konzepten für PKW-Kraftstoffbehälter. ISBN 3-8322-5300-9

M. Schikorra: Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens. ISBN 3-8322-5506-0

M. Schomäcker: Verbundstrangpressen von Aluminiumprofilen mit endlosen metallischen Verstärkungselementen. ISBN 978-3-8322-6039-2

N. Ridane: FEM-gestützte Prozessregelung des Freibiegens. ISBN 978-3-8322-7253-1

R. Shankar: Surface Reconstruction and Tool Path Strategies for Incremental Sheet Metal Forming. ISBN 978-3-8322-7314-9

- U. Dirksen: Testumgebung für Prozessregelungen zum Drei-Rollen-Profilbiegen mit virtuellem und realem Biegeprozess.
ISBN 978-3-8322-7673-7
- D. Risch: Energietransfer und Analyse der Einflussparameter der formgebundenen elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8322-8360-5
- M. Marré: Grundlagen der Prozessgestaltung für das Fügen durch Weiten mit Innenhochdruck. ISBN 978-3-8322-8361-2
- D. Becker: Strangpressen 3D-gekrümmter Leichtmetallprofile.
ISBN 978-3-8322-8488-6
- V. Psyk: Prozesskette Krümmen - Elektromagnetisch Komprimieren - Innenhochdruckumformen für Rohre und profilförmige Bauteile.
ISBN 978-3-8322-9026-9
- M. Trompeter: Hochdruckblechumformung großflächiger Blechformteile.
ISBN 978-3-8322-9080-1
- H. Karbasian: Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. ISBN 978-3-8322-9250-8
- M. J. Gösling: Metamodell unterstützte Simulation und Kompensation von Rückfederungen in der Blechumformung. ISBN 978-3-8322-9355-0
- H. Pham: Process Design for the Forming of Organically Coated Sheet Metal.
ISBN 978-3-8440-0309-3
- B. Rauscher: Formschlüssig verbundene Metall-Kunststoff-Hybridbauteile durch Integration von Blechumformung und Spritzgießen.
ISBN 978-3-8440-0655-1
- T. Cwiekala: Entwicklung einer Simulationsmethode zur zeiteffizienten Berechnung von Tiefziehprozessen.
ISBN 978-3-8440-0701-5
- M. Hermes: Neue Verfahren zum rollenbasierten 3D-Biegen von Profilen.
ISBN 978-3-8440-0793-0
- N. Ben Khalifa: Strangpressen schraubenförmiger Profile am Beispiel von Schraubenrotoren.
ISBN 978-3-8440-0969-9
- J. Kolbe: Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe.
ISBN 978-3-8440-1353-5

L. Kwiatkowski: Engen dünnwandiger Rohre mittels dornlosen Drückens.
ISBN 978-3-8440-1381-8

T. Kloppenborg: Analyse- und Optimierungsmethoden für das
Verbundstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-1384-9

A. Schuster: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften.
ISBN 978-3-8440-1581-2

A. Jäger: Strangpressen von Aluminiumprofilen mit prozessintegrierter
umformtechnischer Weiterverarbeitung.
ISBN 978-3-8440-1654-3

M. M. Hussain: Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and
Modeling.
ISBN 978-3-8440-2041-0

M. S. Aydın: Efficient Parameter Characterization for Hardening and Yield
Locus Models for Sheet Metals.
ISBN 978-3-8440-2118-9

A. Canpolat: Experimentelle und numerische Bewertung der
Fließortbestimmung mittels Kreuzzugversuch.
ISBN 978-3-8440-2126-4

V. Güley: Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion.
ISBN 978-3-8440-2476-0

D. Pietzka: Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren
Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden.
ISBN 978-3-8440-2538-5

M. Haase: Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with
Integrated Equal Channel Angular Pressing.
ISBN 978-3-8440-2571-2

Q. Yin: Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im
ebenen Torsionsversuch.
ISBN 978-3-8440-2839-3

C. Becker: Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen.
ISBN 978-3-8440-2947-5

R. Hölker: Additiv hergestellte Werkzeuge mit lokaler Innenkühlung zur
Produktivitätssteigerung beim Aluminium-Strangpressen.
ISBN 978-3-8440-3149-2

C. Weddeling: Electromagnetic Form-Fit Joining.
ISBN 978-3-8440-3405-9

A. Güner: In-situ stress analysis with X-ray diffraction for yield locus
Determination.
ISBN 978-3-8440-3414-1

A. Güzel: Microstructure Evolution during Thermomechanical Multi-Step
Processing of Extruded Aluminum Profiles.
ISBN 978-3-8440-3428-8

S. Hänisch: Verzugsanalyse kaltmassivumgeformter und wärmebehandelter
Bauteile.
ISBN 978-3-8440-3761-6

A. Foydl: Strangpressen partiell verstärkter Aluminiumprofile.
ISBN 978-3-8440-3875-0

A. Weinrich Mora: Das Freibiegen mit inkrementeller Spannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-4221-4

S. Cai: Tailored and double-direction pressure distributions for vaporizing-foil
Forming.
ISBN 978-3-8440-4255-9

G. Sebastiani: Erweiterung der Prozessgrenzen inkrementeller Blechumform-
verfahren mittels flexibler Werkzeuge.
ISBN 978-3-8440-4359-4

C. Pleul: Das Labor als Lehr-Lern-Umgebung in der Umformtechnik.
Entwicklungsstrategie und hochschuldidaktisches Modell.
ISBN 978-3-8440-4569-7

H. Hassan: Springback in deep drawing – Accurate prediction and reduction.
ISBN 978-3-8440-4924-4

L. Chen: An Investigation of Failure Mechanisms in Forming of Monolithic and
Composite Sheets.
ISBN 978-3-8440-5168-1

L. Hiegemann: Glatzwalzen beschichteter Oberflächen.
ISBN 978-3-84440-5419-4

G. Georgiadis: Hot stamping of thin-walled steel components.
ISBN 978-3-8440-5435-4

S. P. Afonichev: Numerische Simulation der Umformung von
Sandwichblechen unter Berücksichtigung großer Krümmungen.
ISBN 978-3-8440-5471-2

- D. May: Globally Competent Engineers. Internationalisierung der Ingenieurausbildung am Beispiel der Produktionstechnik.
ISBN 978-3-8440-5615-0
- H. Chen: Granular medium-based tube press hardening.
ISBN 978-3-8440-5701-0
- G. Grzanic: Verfahrensentwicklung und Grundlagenuntersuchungen zum Inkrementellen Profilmformen.
ISBN 978-3-8440-5889-5
- S. Alkas Yonan: Inkrementelle Kaltumformung von Thermoplasten.
ISBN 978-3-8404-6026-3
- P. Sieczkarek: Inkrementelle Blechmassivumformung.
ISBN 978-3-8440-6118-5
- S. Ossenkemper: Verbundfließpressen in konventionellen Fließpresswerkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6175-8
- K. Isik: Modelling and characterization of damage and fracture in sheet-bulk metal forming.
ISBN 978-3-8440-6278-6
- S. Gies: Thermische Spulenverluste bei der elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8440-6468-1
- C. H. Löbbe gen. Brüggemann: Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6485-8
- J. Lueg-Althoff: Fügen von Rohren durch elektromagnetische Umformung – Magnetpulsschweißen.
ISBN 978-3-8440-6558-9
- C. Dahnke: Verbundstrangpressen adaptiver Leichtbaukomponenten aus Aluminium und Formgedächtnislegierungen.
ISBN 978-3-8440-6630-2
- O. K. Demir: New test and interpretation of electromagnetic forming limits of sheet metal.
ISBN 978-3-8440-6986-0
- M. Schwane: Entwicklung und Eigenschaften von Längspressnähten beim Aluminiumstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-6994-5

R. Meya: Schädigungskontrolliertes Blechbiegen mittels
Druckspannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-7510-6

O. Hering: Schädigung in der Kaltmassivumformung: Entwicklung,
Auswirkungen und Kontrolle.
ISBN 978-3-8440-7525-0

H. Traphöner: Erweiterung der Anwendungsgrenzen des ebenen
Torsionsversuchs.
ISBN 978-3-8440-7737-7

O. Napierala: Tiefzieh-Verbundfließpressen: Analyse, Bauteileigenschaften
und Potentiale.
ISBN 978-3-8440-7856-5

S. Wernicke: Inkrementelle Blechmassivumformung belastungsangepasster
Funktionsbauteile.
ISBN 978-3-8440-7980-7

D. Staupendahl: 3D Profile Bending with Five Controlled Degrees of Freedom.
ISBN 978-3-8440-8006-3

