Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften genehmigte Dissertation

vorgelegt

von

Dirk Breuer aus Aachen

Berichter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. Fritz Klocke Univ.-Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt

Tag der mündlichen Prüfung: 11. April 2007

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar.





Fraunhofer Institut Produktionstechnologie

Berichte aus der Produktionstechnik

Dirk Breuer

Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung

Herausgeber: Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h. c. mult. Dipl.-Wirt. Ing. W. Eversheim Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. F. Klocke Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h. c. mult. Prof. h. c. T. Pfeifer Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirt. Ing. G. Schuh Prof. em. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. Dr.-Ing. E. h. M. Weck Prof. Dr.-Ing. C. Brecher Prof. Dr.-Ing. R. Schmitt

> Band 19/2007 Shaker Verlag

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.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2007

Copyright Shaker Verlag 2007 Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8322-6427-7 ISSN 0943-1756

Shaker Verlag GmbH • Postfach 101818 • 52018 Aachen Telefon: 02407/9596-0 • Telefax: 02407/9596-9 Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Vorwort und Danksagung

Preamble and Acknowledgment

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Technologie der Fertigungsverfahren des Werkzeugmaschinenlabors (WZL) der RWTH Aachen.

Bedanken möchte ich mich an erster Stelle bei meiner Frau Kerstin und unseren Kindern Sophie und Maurice. Ihr großes Verständnis und ihre dauerhafte Unterstützung gaben mir den Freiraum und die Motivation, die zur Fertigstellung und zum Gelingen der vorliegenden Arbeit nötig waren. Unsere Kinder sorgten für die notwendige Abwechslung im Alltag. Ebenso danke ich vor allem meinen Eltern, die meine Ausbildung und meine berufliche Laufbahn ermöglicht und stets mit großem Engagement gefördert haben. Ein weiterer Dank gilt meinen Schwestern, von denen ich zu jeder Zeit die notwendige Unterstützung bekommen habe.

Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. Fritz Klocke, Inhaber des Lehrstuhls für Technologie der Fertigungsverfahren der RWTH Aachen, danke ich für die fachliche Unterstützung und wohlwollende Förderung, die ich bei der Erstellung dieser Arbeit sowie bei meiner Tätigkeit am WZL erfahren habe.

Bei Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt, Inhaber des Lehrstuhls für Bildsame Formgebung der RWTH Aachen, bedanke ich mich für die eingehende Durchsicht sowie die Übernahme des Koreferates. Für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes spreche ich Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Jörg Feldhusen meinen Dank aus.

Ein großer Dank gilt den derzeitigen und ehemaligen Kollegen aus der Umformgruppe die in zahlreichen und anregenden Diskussionen zur Gestaltung und dem Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Die offene und freundschaftliche Arbeitsatmosphäre am WZL und insbesondere innerhalb der Gruppe hat maßgeblich zur Umsetzung und Fertigstellung dieser Arbeit beigetragen. Für die kritische Durchsicht meines Manuskriptes und anregende Diskussion möchte ich mich besonders bei meinen ehemaligen Kollegen Dr.-Ing. Sebastian Mader und Dr.-Ing. Hans-Willi Raedt bedanken. Für die sprachliche und setzerische Korrektur danke ich Herrn Bruno Hüstermann sowie meinem Vater.

Allen aktiven und ehemaligen Hiwis sowie Studien- und Diplomarbeitern danke ich für ihr großes Engagement bei der Durchführung der Untersuchungen und der Erstellung dieser Arbeit. Ebenso möchte ich mich bei den Mitarbeitern der Dienstleistungsbereiche des WZL bedanken, besonders bei den Mitarbeitern in der Metallographie, der mechanischen Werkstatt und dem Meßraum.

Mein Dank gilt auch allen weiteren Mitarbeitern des WZL, die mich während meiner Institutszeit durch ihre Einsatz-, Hilfs- und Diskussionsbereitschaft unterstützt haben.

Aachen, 05. Juli 2007

Dirk Breuer

Inhaltsverzeichnis

Table of contents

	Forr Symb	melzeic	hen und Abkürzungen Abbreviations	v
1	Einl Intro	eitung duction		1
2	Einf Intro	ührung duction	g in die Thematik to the topic	5
	2.1	Plasti	sche Formänderung von Metallen	
		Plastic	Formability of Metals	6
		2.1.1	Metallaufbau	
			Metal Structure	6
		2.1.2	Umformmechanismen	
			Forming Mechanisms	8
		2.1.3	Kaltverfestigung und Formänderungsvermögen	
			Strain Hardening and Formability	9
	2.2	Werks	stoffversagen in der Kaltmassivumformung	
		Materi	al Failure in Cold Forging	9
		2.2.1	Einfluss der Verformung auf das Werkstoffversagen	
			Effect of Deformation on Material Failure	10
		2.2.2	Einfluss des Spannungszustands auf das Werkstoffversagen	
			Effect of the Stress State on Material Failure	10
		2.2.3	Einfluss der Werkstücktemperatur auf das Werkstoffversagen	
			Effect of the Workpiece Temperature on Material Failure	13
		2.2.4	Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit auf das Werkstoffversagen	
			Effect of the Strain Rate on Material Failure	13
		2.2.5	Einfluss des Werkstoffs auf das Werkstoffversagen	
			Effect of the Material on Material Failure	13
		2.2.6	Arten des Werkstoffversagens	
		~	Types of Material Failure	14
	2.3	Schad	enskriterien zur Bestimmung des Formänderungsvermögens bei Kaltmas-	
		sivum	formprozessen	1.77
			e Criteria for Determining Formability during Cold-Forging Processes	17
		2.3.1	Makromechanische, zeitunabhangige Schadenskriterien	10
		0.9.0	Macromechanical, Time-Independent Damage Criteria	18
		2.3.2	Makromecnanische, zeitabhangige Schadenskriterien	10
		0 0 0	Macromechanical, Time-Dependent Damage Criteria	19
		2.3.3	Mikromechanische Schädenskritterien	20
			Micromecnanical Damage Uriteria	20

Inhaltsverzeichnis

2.4	Qualitä	t der Schadenskriterien	
	Quality a	of the Damage Criteria	23
2.5	Fazit		
	Conclusi	on	25
Ziel	setzung	und Vorgehensweise	07
Obje	ctive and a	ıpproach	21
Bes	chreibun	g der Versuchsreihen und des Werkstoffs	
Speci	fication of	Test Series and Material	29
4.1	Versuch	isreihen	20
	Test Seri	ies	29
	4.1.1	Probengeometrien	
		Geometries of the Testpieces	29
4.2	Werksto	ffc	
	Material		31
	4.2.1	Gefüge	
		Grain Structure	31
	4.2.2	Werkstoffkennwerte	
		Material Characteristic Values	32
	4.2.3	Oberflächenzustand und Schmierung	
		Surface Condition and Lubrication	34
4.3	Schader	nsdefinition und -detektion	
	Definitio	n and Detection of Damage	36
	4.3.1	Maßstab für eine Schadensdefinition	
		Criterion for a Definition of Damage	36
	4.3.2	Detektionsmöglichkeiten	
		Detection Possibilities	37
Entv	wicklung	geines Schadensmodells	
Deve	lopment o	f a Damage Model	39
5.1	Modelle	eingangsgrößen	
	Model In	<i>put Values</i>	40
	5.1.1	Nanoskopische Einflussgrößen	
		Nanoscopic Influencing Values	40
	5.1.2	Mikroskopische Einflussgrößen	
		Microscopic Influencing Values	41
	5.1.3	Berücksichtigte relevante Eingangsgrößen	
		Relevant Input Values Taken into Account	42
	5.1.4	Vereinfachungen	
		Simplifications	46
5.2	Analyse	e von Umformgeschichten	
	Analysis	of Forming Histories	48
	5.2.1	Anforderungen an die Datenanalyse	
		Demands Placed on the Data Analysis	48
	5.2.2	Verfahren zur Datenanalyse	
		Data Analysis Processes	49
	 2.4 2.5 Ziel: Object Bessa Specia 4.1 4.2 4.3 Entty Deve 5.1 5.2 	 2.4 Qualitä Quality of 2.5 Fazit Conclusi Zielsetzung Objective and of Beschreibun Specification of 4.1 Versuch Test Ser 4.1.1 4.2 Werksto Material 4.2.1 4.2.2 4.2.3 4.3 Schader Definitio 4.3.1 4.3.2 Entwicklung Development of 5.1 Modello Model In 5.1.1 5.1.2 5.1.3 5.1.4 5.2 Analysis 5.2.1 5.2.2 	2.4 Quality of the Damage Criteria Quality of the Damage Criteria

	5.3	Zusammenfassung	51
		Summary	51
6	Ube	erprüfung der Modellannahmen	53
	6.1	Schadensdefinition	55
	0.1	Definition of Damage	53
		6.1.1 Formon oberflächennaber Risse	00
		Tumes of Crashs Class to the Surface	52
		6.1.2 Entstehung und Ausbreitung oberflächennaher Risse	00
		Formation and Propagation of Cracks Close to the Surface	55
		6.1.3 Klassifikation anhand dos Schadonsmaßstabs	00
		Classification Using the Damage Criterion	56
		6.1.4 Unsachen unterschiedlichen Dissformen	00
		0.1.4 Utsachen unterschiedlicher Alsstormen	50
	69	Vormachlägsigung den Formänderungsgeschwindigkeit	09
	0.2	Netering the function of the formation of the formation of the function of the	60
	69	Verne ablägsigung der Werkstückteren erstun	00
	0.3	vernacmassigung der werkstucktemperatur	61
	C 4	Neglecting the Workpiece Temperature	01
	0.4	vernachlassigung der Randzoneneigenschaften	69
		Neglecting the Rim Zone Properties	03
		6.4.1 Einfluss der Eigenspannung auf das Umformvermogen	C A
		Effect of the Residual Stress on Formability	04
		6.4.2 Einfluss der Kaltverfestigung auf das Umformvermogen	co
		Effect of Strain Hardening on Formability	68
		6.4.3 Einfluss der Rauheit auf das Umformvermogen	
		Effect of Roughness on Formability	71
		6.4.4 Einfluss des Gefüges auf das Umformvermögen	-
		Effect of the Grain Structure on Formability	73
	6.5	Zwischenfazit	
		Interim Conclusion	74
7	Bes	chreibung des Formänderungsvermögens	
	Desc	cription of Formability	75
	7.1	Ermittlung einer Umformgeschichte mit Hilfe der Finiten-Elemente-Methode	
		Determining a Forming History using the Finite Element Method	75
	7.2	Datenkonvertierung für das künstliche neuronale Netz	
		Data Conversion for the Artificial Neural Network	78
	7.3	Überprüfung der Datenkonvertierung	
		Monitoring the Data Conversion	81
8	Vor	hersage des Formänderungsvermögens	
	Pred	licting Formability	83
	8.1	Aufbau und Funktionsweise künstlicher neuronaler Netze	
		Structure and Function of Artificial Neural Networks	83
		8.1.1 Auswani eines passenden kunstlichen neuronalen Netzes	05
		Selecting a Suitable Artificial Neural Network	85

Inhaltsverzeichnis

	8.2	Entwie	cklung eines künstlichen neuronalen Netzes zur Bruchvorhersage	
		Develop	ning an Artificial Neural Network for Crack Prediction	85
		8.2.1	Groboptimierung – Netzwerktopologien	
			Rough Optimisation – Network Topologies	88
		8.2.2	Feinoptimierung – Lernalgorithmen	
			Fine Optimisation – Learning Algorithms	90
		8.2.3	Bewertung der Netzwerktopologien und Lernalgorithmen	
	0.9	7	Evaluation of Network Topologies and Learning Algorithms	90
	8.3	ZWISCI		0.9
		Interim	Conclusion	92
9	Мос	lellverif	fikation	
	Mode	el Verific	ation	95
	9.1	Vorhei	rsage oberflächennaher Werkstückschädigung	
		Predicts	ion of Workpiece Damage Close to the Surface	95
		9.1.1	Oberflächennahe Werkstückschädigung aufgrund einsinniger Belastung	
			Workpiece Damage Close to the Surface due to One-Directional Loading	95
		9.1.2	Oberflächennahe Werkstückschädigung aufgrund mehrsinniger Belastung	
			Workpiece Damage Close to the Surface due to Multiple-Directional Loading	99
	9.2	Vorhei	rsage innerer Werkstückschädigung	
		Predicts	ion of Inner Workpiece Damage	102
		9.2.1	Innere Werkstückschädigung aufgrund einsinniger Belastung	
			Inner Workpiece Damage due to One-Directional Loading $\ldots \ldots \ldots \ldots \ldots$	102
		9.2.2	Innere Werkstückschädigung aufgrund mehrsinniger Belastung	
			Inner Workpiece Damage due to Multiple-Directional Loading $\ldots \ldots \ldots \ldots$	103
	9.3	Zwisch	nenfazit	
		Interim	Conclusion	105
10	Vali	diamona	r der Medellennehmen	
10	Valid	lation of	the Model Assumptions	107
	10.1	Verna	chlässigung der Umformgeschwindigkeit	101
	10.1	Nealect	ing the Strain Rate	107
	10.2	Verna	chlässigung der Werkstücktemperatur	101
		Nealect	ing the Workpiece Temperature	108
	10.3	Zwisch	nenfazit	
		Interim	Conclusion	110
	-			
11	Zusa	ammen	tassung und Ausblick	111
	Sumi	nary and	l Uutlook	111
	Lite	raturve	rzeichnis	
	Bibli	ography		119
	_			
	Sacl	hregiste	er	100
	Index	r		129

Formelzeichen und Abkürzungen

Symbols and Abbreviations

Großbuchstaben:

Symbol	Einheit	Bezeichnung
А	-	Materialkonstante Oyane
Al	-	Aluminium
Be	-	Beryllium
$B_0; B_1$	-	Materialkonstante Osakada
С	-	Kohlenstoff
Co	-	Kobalt
Cr	-	Chrom
Cu	-	Kupfer
$C_{kritZuq}$	-	kritische Schädigung im Zugversuch
C_1	-	Schädigungsparameter
D	-	Schadenswert
D_{Auada}	-	Schadenswert nach Ayada
D_{Brozzo}	-	Schadenswert nach Brozzo
$D_{C\&L}$	-	Schadenswert nach Cockcroft und Latham
$D_{C\&Lmax}$	-	maximaler Schadenswert nach Cockcroft und Latham
$D_{Freudenthal}$	-	Schadenswert nach Freudenthal
D_{Gosh}	-	Schadenswert nach Gosh
D_{Gurson}	-	Schadenswert nach Gurson
D_{Korn}	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	mittlerer Korndurchmesser
D_{krit}	-	kritischer Schadenswert
D_{Kugel}	mm	Kugeldurchmesser
$\mathbf{D}_{Lemaitre}$	-	Schadenswert nach Lemaitre
D_{McC}	-	Schadenswert nach McClintock
D_{max}	-	maximaler Schadenswert
D_{mikro}	-	Schadenswert anhand mikromechanicher Effekte
$D_{modR\&T}$	-	Schadenswert nach Rice und Tracey modifiziert von [BOLT89]
$D_{normC\&L}$	-	Schadenswert nach Cockcroft und Latham mod. von [OH79]
$D_{Osakada}$	-	Schadenswert nach Osakada
D_{Oyane}	-	Schadenswert nach Oyane
$D_{R\&T}$	-	Schadenswert nach Rice und Tracey
$D_{Z\&K}$	-	Schadenswert nach Zhao und Kuhn
D_{σ_1}	-	Schadenswert anhand der 1. Hauptnormalspannung
D_{σ_v}	-	Schadenswert anhand der Vergleichsspannung
D_{φ}	-	Schadenswert anhand des Vergleichsumformgrads
$\dot{D_0}$	mm	Ausgangsdurchmesser
Е	MPa	Elastizitätsmodul

Formelzeichen und Abkürzungen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
F	Ν	Stempelkraft
Fe	-	Eisen
L_{uBruch}	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	Länge der Zugprobe nach Bruch
L_0	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	Ausgangslänge
Mg	-	Magnesium
Mn	-	Mangan
MnS	-	Mangansulfid
Mo	-	Molybdän
Ni	-	Nickel
Р	-	Phosphor
Rz	μm	gemittelte Rautiefe
\mathbf{R}_m	MPa	Zugfestigkeit
S	-	Schwefel
Si	-	Silizium
S_{uBruch}	mm^2	kleinster Querschnitt der Zugprobe nach Bruch
Т	Κ	Temperatur
T_{max}	Κ	maximale Temperatur
T_s	Κ	Schmelztemperatur
V	-	Vanadium
Zn	-	Zink
ZnO	-	Zinkoxid

Kleinbuchstaben:

Symbol	Einheit	Bezeichnung
a	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	Zustellung
b	μm	Randtiefe
С	-	Lernparameter – flat-spot-elimination-value
$\bar{c_p}$	J/kgK	mittlere spezifische Wärmekapazität
d_{max}	-	Lernparameter – maximal tolerierte Ergebnisabweichung
d_0	mm	Ausgangsprobendurchmesser
f	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	Vorschub
h	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	Probenhöhe
h_{min}	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	minimale Probenhöhe
h_0	mm	Ausgangsprobenhöhe
i	-	Zeitschritt
k	MPa	Schubfließspannung
k _f	MPa	Fließspannung
$k_{f\min}$	MPa	Mindestfließspannung
m	-	Scherreibfaktor
n	-	Verfestigungsexponent
O_{pj}	-	Sollwert des Outputlayers
р	MPa	Druck
$\mathbf{p}_{\mathbf{n}}$	-	Porenvolumen bei Nukleation
$\mathbf{p}_{\mathbf{v}}$	-	Porenvolumen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
r	$\mathbf{m}\mathbf{m}$	Eckenradius
s	-	Standardabweichung
\mathbf{s}_{ij}	MPa	deviatorischer Spannungstensor
\mathbf{s}_x	MPa	Deviatorspannung in x-Richtung
s_y	MPa	Deviatorspannung in y-Richtung
\mathbf{S}_{z}	MPa	Deviatorspannung in z-Richtung
t	S	Zeit
t_{pj}	-	berechneter Ergebniswert des Outputlayers
W	-	Materialkonstante Bolt
V_c	m/min	Schnittgeschwindigkeit
$V_{Stempel}$	$\mathrm{mm/s}$	Stempelgeschwindigkeit

Griechische Buchstaben:

Symbol	Einheit	Bezeichnung
α	-	Lemparameter – Schrittweitenfaktor
α	1/K	Wärmeausdehungskoeffizient
α_i	-	Rotation zum Zeitschritt i
α_{norm}	-	normierte Rotation des Spannungszustands
$\dot{\gamma}_{xy}$	1/s	Schiebungsgeschwindigkeit in der xy-Ebene
$\dot{\gamma}_{uz}$	1/s	Schiebungsgeschwindigkeit in der yz-Ebene
$\dot{\gamma}_{zx}$	1/s	Schiebungsgeschwindigkeit in der zx-Ebene
δ_{max}	-	Lernparameter – Schrittweitenoberschranke
δ_0	-	Lernparameter – Schrittweitenunterschranke
ε	-	elastische Formänderung
ε_{ii}	-	Formänderungstensor
Ė	1/s	Formänderungsgeschwindigkeit
$\dot{\varepsilon}_{ii}$	-	Formänderungsgeschwindigkeitstensor
$\dot{\varepsilon}_x$	1/s	Formänderungsgeschwindigkeit in x-Richtung
$\dot{\varepsilon}_{y}$	1/s	Formänderungsgeschwindigkeit in y-Richtung
ė _z	1/s	Formänderungsgeschwindigkeit in z-Richtung
η	-	Mehrachsigkeit
η	-	Lernparameter – Linkmultiplikator
×	0	Einstellwinkel
λ	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
$\dot{\lambda}$	-	Proportionalitätsfaktor
μ	-	Lernparameter – Gewichtspultiplikator
, μ	-	Reibfaktor nach Coulomb
μ_{Grenz}	-	Grenzreibzahl
ν	-	Querkontraktionszahl
ρ	kg/m^3	Dichte
σ	MPa	Spannung
σ_a	MPa	Spannung in 1. Hauptachsenrichtung einer zylindrischen Pore
σ_{b}	MPa	Spannung in 2. Hauptachsenrichtung einer zvlindrischen Pore
σ_{ii}	MPa	Spannungstensor
·J		• 0 **

Formelzeichen und Abkürzungen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
σ_m	MPa	hydrostatische (mittlere) Spannung
σ_N	MPa	Kontaktnormalspannung
σ_r	MPa	Normalspannung in radialer Richtung
σ_{u}	MPa	maximal übertragbare Spannung im ungeschädigten Material
$\sigma_{\rm v}$	MPa	Vergleichsspannung nach v. Mises
σ_x	MPa	Normalspannung in x-Richtung
σ_y	MPa	Normalspannung in y-Richtung
σ_z	MPa	Normalspannung in z-Richtung
σ_1	MPa	1. (maximale) Hauptnormalspannung
σ_2	MPa	2. Hauptnormalspannung
σ_3	MPa	3. Hauptnormalspannung
$\sigma_{ heta}$	MPa	Normalspannung in Umfangsrichtung
σ_{\parallel}	MPa	Eigenspannung (parallel zur Bearbeitungsrichtung)
σ_{\perp}	MPa	Eigenspannung (senkrecht zur Bearbeitungsrichtung)
au	MPa	Schubspannung
$\tau_{xy}; \tau_{yx}$	MPa	Schubspannung in der x-y-Ebene
$\tau_{xz}; \tau_{zx}$	MPa	Schubspannung in der x-z-Ebene
$\tau_{yz}; \tau_{zy}$	MPa	Schubspannung in der y-z-Ebene
$ au_{rz}; au_{zr}$	MPa	Schubspannung in der r-z-Ebene
$ au_R$	MPa	Reibschubspannung
$ au_{max}$	MPa	maximale Schubspannung
τ_{Rmax}	MPa	maximale Reibschubspannung
φ	-	Umformgrad
φ_B	-	Bruchumformgrad
$\varphi_{ m m}$	-	mittlerer Umformgrad
φ_x	-	Umformgrad in x-Richtung
φ_y	-	Umformgrad in y-Richtung
φ_z	-	Umformgrad in z-Richtung
φ_{v}	-	Vergleichsumformgrad
$\varphi_{\rm v,Br}$	-	Vergleichsumformgrad bis zum Bruch
$\varphi_{ m v max}$	-	maximaler Vergleichsumformgrad
$\varphi_{\mathbf{v}_i}$	-	Vergleichsumformgrad zum Zeitschritt i
φ_1	-	1. Hauptdehnung
φ_2	-	2. Hauptdehnung
φ_3	-	3. Hauptdehnung
$\varphi_{ heta \mathrm{f}}$	-	Umformgrad in Umfangsrichtung
$\varphi_{x\mathrm{f}}$	-	Umformgrad in axialer Richtung
$\dot{\varphi}$	1/s	Umformgeschwindigkeit
$\dot{\varphi}_{\mathbf{k}}$	1/s	plastischer Anteil des makroskopischen Dehnungsinkrements
$\dot{\varphi}_{\rm v}$	1/s	Vergleichsumformgeschwindigkeit

verwendete Abkürzungen:

Symbol	Einheit	Bezeichnung
3D	-	dreidimensional
ANN	-	Artificial Neural Network
ASCI	-	Accelerated Strategic Computing Initiative
BM	-	Lernalgorithmus Backprop-Momentum
BP	-	Lernalgorithmus Backpropagation
CVS	-	Concurrent Versions System
DFG	-	Deutsche Forschungsgemeinschaft
FEM	-	Finite-Elemente-Methode
GKZ	-	weichgeglüht auf kugeligen Zementit
HV30	-	Härteprüfung nach Vickers mit einer Prüfkraft von 294,2 N
HV0,1	-	Härteprüfung nach Vickers mit einer Prüfkraft von $0,\!9807~{\rm N}$
HWB	0	Halbwertbreite
KNN	-	Künstliches Neuronales Netz
KDD	-	Knowledge Discovery in Database
PAT	-	Pattern File
REM	-	Rasterelektronenmikroskop
RP	-	Lernalgorithmus Resilient Propagation
SSE	-	Sum of Squared Errors (Summe der Fehlerquadrate)
USRMSH	-	User-Subroutine
WZL	-	Werkzeugmaschinenlabor der RWTH Aachen

1 Einleitung

Introduction

Mit den Verfahren der Massivumformung werden in Deutschland etwa 1.6 Milliarden Bauteile pro Jahr hergestellt. Die Umformindustrie erzielt damit jährlich einem Umsatz von ca. 4.4 Milliarden Euro [ADLO05]. Hauptanwendungsbereiche dieser Produkte sind zum größten Teil der Automotive-Sektor und dann mit Abstand der Maschinenbau-Sektor. Damit werden die Komponenten und Systeme der Massivumformung in Bereichen eingesetzt, wo es auf eine hohe Sicherheit, Zuverlässigkeit und Lebensdauer ankommt. Der zunehmend in der Fahrzeugindustrie geforderte konstruktive Leichtbau führt zu immer komplexeren und geometrisch aufwändigeren Bauteilgeometrien [RAED04]. Für den Werkstoff Stahl gilt dies umso mehr, da er mit den klassischen Leichtbauwerkstoffen wie Aluminium und Magnesium nur konkurrieren kann, wenn die Stahlbauteile in sich leichter, gewichtsoptimierter und damit feingliedriger werden. Dies hat zur Folge, dass innerhalb der massivumgeformten Bauteile immer höhere Umformgrade erzielt werden müssen. Um diese höheren Umformgrade zu erreichen, muss das Formänderungsvermögen bis zu seinen Grenzen ausgenutzt werden. Bei Überschreiten des Grenzformänderungsvermögens kommt es im Werkstück zur Rissinduzierung, so dass diese Werkstücke in der Regel nicht das geforderte Einsatzverhalten aufweisen. Weiterhin führt die Kerbwirkung an den Rissen zu einer deutlich reduzierten mechanischen Belastbarkeit. Aus diesen Gründen ist während der Umformung ein Überschreiten des Grenzformänderungsvermögens unbedingt zu vermeiden. Durch eine prädiktive Auslegung der Umformprozesse kann dies sichergestellt werden.

Zur Auslegung von Umformprozessen wird seit langem die Finite-Elemente-Methode (FEM) herangezogen [KOPP94, MÖLL98, WALT97]. Bei Kenntnis der Werkstoffeigenschaften ist eine qualitativ und in einigen Fällen auch ein quantitativ gute Aussage über die Prozess- und Zielgrößen des Umformprozesses, wie beispielsweise Stofffluss, Prozesskräfte, Spannungen in Werkzeug und Werkstück sowie Temperaturen möglich [ADL005, BEHR06]. So kann mit Hilfe der Simulationsergebnisse der Umformprozess analysiert, bewertet und optimiert werden [BERN06]. Dies betrifft beispielsweise die Auswahl des Werkzeugwerkstoffs, die geometrische Gestaltung der Werkzeuge sowie die Stadienfolge bei mehrstufigen Umformprozessen.

Zur qualitativen Darstellung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung sind bisher zahlreiche Ansätze in Form von Schadenskriterien entwickelt worden. Diese Schadenskriterien sind zum Teil in die FEM implementiert und basieren auf unterschiedlichsten Modellen zur Bildung eines duktilen Bruchs. Die zugrunde liegenden Modelle sind allerdings nicht hinreichend genau, um das Auftreten eines duktilen Bruchs auch quantitativ abzubilden. Daher können diese Kriterien nur für eine qualitative nicht aber für eine quantitative Prozessoptimierung herangezogen werden.

Da die Kenntnis der Rissbildung für die Prozessauslegung wesentlich und die Ursachen für die Prozessunfähigkeit dieser Schadenskriterien nur zum Teil bekannt sind, ist die grundlegende Erforschung der duktilen Rissbildung sowie die Entwicklung eines neuen Schadensmodells zur Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung von Stahl Gegenstand und Motivation dieser Arbeit. Dieses neue Schadensmodell soll dabei nicht nur eine qualitative Aussage über das Formänderungsvermögen zulassen, sondern erstmalig eine quantitative Rissvorhersage bei verschiedensten Umformprozessen ermöglichen.

1 Einleitung

Das in dieser Arbeit entwickelte Schadensmodell zur Bruchvorhersage entstand im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Schwerpunktprogramms SPP1074 "Erweiterung der Formgebungsgrenzen".

Introduction

Einleitung

Each year, 1.6 billion parts are produced in Germany by the various forging processes. The forging industry thereby achieves an annual turnover of approximately 4.4 billion euros [ADLO05]. The majority of these products are used in the automotive sector, followed by a considerably smaller number in the area of mechanical engineering. Thus the components and systems produced by means of forging are used in those areas in which high levels of safety and reliability as well as long service are crucial. The lightweight design increasingly demanded in the automotive industry is leading to parts that are becoming increasingly complex and demonstrating ever more sophisticated geometries [RAED04]. This is especially true of steel, as this material can only compete with the classic lightweight materials, such as aluminium and magnesium, if steel parts become lighter, more weight-optimised and thus more filigree in themselves. To achieve this, it is necessary to obtain ever greater plastic strains within the forged parts. This means that the formability must be utilised to the full. When the formability limit is exceeded, cracks are induced in the workpiece, and thus it does not usually demonstrate the required operational behaviour. The notch effect leads to a considerably lower mechanical load-bearing capacity or the surface integrity is not given. During the forging process, it is therefore important to avoid exceeding the formability limit. To ensure this, a predictive design for the forging process is indispensable.

When designing such forging processes, it has been customary for some time now to draw upon the Finite Element Method (FEM) [KOPP94, MÖLL98, WALT97]. With sound knowledge of the material properties, it is possible to make good qualitative and quantitative statements about a whole range of process values relating to the forging operation, such as material flow, process forces, stresses in the tool and workpiece, as well as temperatures [ADL005, BEHR06]. The simulation results thus assist in analysing, evaluating and optimising the forging process [BERN06] when it comes to aspects such as the choice of tool material, the geometrical design of the tools as well as the sequence of forging stages in forging processes that involve several operations.

FEM simulations in the area of cold forging are able to depict the utilisation of the formability in a qualitative way. In order to achieve this, several approaches in the form of damage criteria have been developed to date. These damage criteria are based on different models showing the formation of a ductile fracture. The models are not sufficiently precise, however, in order to quantitatively depict the occurrence of a ductile fracture. For this reason, these criteria can only be drawn upon for a qualitative process design, and not a quantitative one.

As the reasons why these damage criteria cannot be used for a quantitative process design are only partially known, fundamental research into ductile crack formation as well as the development of a new model for determining formability during the cold forging of steel is the purpose of and motivation behind this thesis. This new damage model should allow a quantitative crack prediction to be made during various forging processes.

The damage model for crack prediction developed in this thesis was generated within the framework of a Priority Programme (Schwerpunktprogramm) funded by the German Research

Foundation (Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG)), entitled SPP1074 "Erweiterung der Formgebungsgrenzen" (Expanding Formability Limits).

2 Einführung in die Thematik

Introduction to the topic

Das Umformen wird als Fertigungsverfahren bereits seit über 6000 Jahren eingesetzt [FELD90]. Damit zählt die Umformtechnik zu den ältesten Fertigungsverfahren und hat im Laufe der Zeit einen starken Wandel durchlaufen. Sie zeichnet sich gegenüber den weiteren Fertigungsverfahren durch eine

- große Werkstoffeinsparung aufgrund günstiger Werkstoffausnutzung,
- hohe Stückzahl bei geringen Fertigungszeiten,
- Verbesserung der Werkstoffeigenschaften und einen
- meist geringeren auf das Fertigteilgewicht bezogenen spezifischen Energiebedarf

aus [HIRS03]. Nach DIN 8582 [DIN03] ist das Umformen definiert als das plastische Ändern der Form eines festen Körpers, bei dem sowohl die Masse als auch der Zusammenhalt beibehalten bleibt. Anhand dieser Definition können für die Umformtechnik zwei zentrale Aufgaben abgeleitet werden. Zum einen dient sie der Formgebung von Produkten und zum anderen bieten die Verfahren der Umformtechnik aufgrund der plastischen Werkstoffdeformation die Möglichkeit, lokale Werkstoff- und Werkstückeigenschaften, wie z. B. Festigkeit, Zähigkeit, Rauheiten und Eigenspannung zu verändern. Die Änderung von Werkstoffeigenschaften wird oft in Kombination mit Wärmebehandlungsverfahren erreicht. Dabei kann diese Wärmebehandlung sowohl vor als auch nach der Umformung durchgeführt werden. Nach DIN 8582 [DIN03] ist eine Umformung als Warmumformung definiert, wenn eine Werkstückerwärmung vor der Umformung durchgeführt wird. Eine Umformung ohne Werkstückerwärmung wird als Kaltumformung bezeichnet. Neben dieser technischen gibt es auch eine metallphysikalische Definition, nach der dann eine Kaltumformung vorliegt, solange die Umformtemperatur geringer ist als die Rekristallisationstemperatur des Werkstoffs. In der Praxis wird für eine Reihe von Bauteilklassen die Kaltumformung nach Möglichkeit der Warmumformung vorgezogen, da ihre Vorteile in

- dem nicht notwendigen Energieaufwand für die Erwärmung,
- keine Werkstoffverluste und Nachbehandlungen aufgrund von Zunderbildung,
- keine Maßfehler durch Schwindung,
- der besseren Oberflächengüte,
- dem geringeren Einfluss der Umformgeschwindigkeit und
- der erzielbaren Festigkeitssteigerung des Bauteils

liegen [KLOC06c]. Nachteilig ist

- der größere Kraft- und Arbeitsbedarf und
- das begrenzte Umformvermögen des Werkstückwerkstoffs.

Daher wird in der Regel erst dann ein Werkstück warm umgeformt, wenn zu hohe Prozesskräfte einen Werkzeugbruch bzw. eine Überlastung der Maschine befürchten lassen oder wenn die Beanspruchbarkeit des Werkstoffs die geforderte Formänderung nicht zulässt [DODD95]. Wird das Formänderungsvermögen des Werkstoffs während der Kaltumformung erschöpft, so kommt es zur Rissinduzierung, wie in **Abbildung 2.1** dargestellt. Diese Risse bilden Kerben

2 Einführung in die Thematik

im Bauteil, die dessen Belastbarkeit im Einsatzverhalten deutlich reduzieren. Weiterhin werden vom Endkunden rissfreie Funktionsflächen gefordert. Aus diesem Grund muss bei der Kaltmassivumformung eine Rissinduzierung unbedingt vermieden werden. Dabei ist es zwingend notwendig, das Formänderungsvermögen des Werkstoffs prädiktiv bestimmen zu können, um so den Kaltumformprozess optimal an die Randbedingungen anzupassen.



Abbildung 2.1: Rissinduzierung beim Kaltstauchen einer Zylinderprobe mit Kragen aus 16MnCr5 Inducement of cracks during cold upsetting of a cylindrical testpiece with collar made of 16MnCr5

2.1 Plastische Formänderung von Metallen

Plastic Formability of Metals

Um die Beanspruchbarkeit des Werkstoffs und damit die maximal zulässige Formänderung eines Metalls bestimmen zu können, müssen die Ursachen, die zu einem Riss im Werkstück führen, bekannt sein. Daher werden im Folgenden der Aufbau von Metallen sowie die Mechanismen, welche bei der plastischen Umformung auftreten, und deren Auswirkung kurz beschrieben und erläutert.

2.1.1 Metallaufbau

Metal Structure

Der Aufbau eines Metalls wird aus technischer Sicht oft als lokales homogenes Kontinuum betrachtet. Aus metallpysikalischer Sicht besteht das Metall allerdings aus einzelnen Kristallen, die unterschiedlichste Größen, Orientierungen und Fehler aufweisen können. Innerhalb dieser Kristalle sind die Atome in periodischen Gitterstrukturen angeordnet. Dabei werden kubische und hexagonale Kristallsysteme unterschieden, siehe **Abbildung 2.2**. Das kubische Kristallsystem wird weiterhin in ein raum- und ein flächenzentriertes Gitter unterteilt. Die Elementarzelle bildet hierbei die kleinste geometrisch zusammenhängende Einheit eines Kristallgitters. Durch das geometrische Aneinanderreihen von Elementarzellen entstehen Idealkristalle, d. h. fehlerfreie Kristalle, die in der Praxis allerdings kaum auftreten. Da in den Elementarzellen die Abstände der Atome untereinander in verschiedenen Richtungen unterschiedlich sind, kann hieraus bereits abgeleitet werden, dass auch bestimmte Eigenschaften der Metalle richtungsabhängig sind. Diese Richtungsabhängigkeit wird als Anisotropie bezeichnet.

Weiterhin weisen die realen Kristallgitter der Metalle eine Vielzahl von Abweichungen auf. Grundsätzlich werden drei Arten von Gitterfehlern (Abbildung 2.3) unterschieden:



Abbildung 2.2: Typische Gitterstrukturen von Metallen [BARG05] Typical lattice structures of metals [BARG05]

- Nulldimensionale Gitterfehler (punktförmige Gitterfehler): Nulldimensionale Gitterfehler sind beispielsweise Zwischengitteratome, Substitutionsatome, Einlagerungsatome oder Leerstellen. Die Leerstellen, bzw. die Leerstellendichte, sind insbesondere für thermisch aktivierte Vorgänge, wie z. B. die Diffusion, von Bedeutung.
- Eindimensionale Gitterfehler: Eindimensionale Gitterfehler sind linienförmige Strukturfehler (Versetzungen). Die wichtigsten Versetzungen sind Stufen- und Schraubenversetzungen. Versetzungen ermöglichen die plastische Formgebung und sind daher bei der Umformung von besonderer Bedeutung.
- Zweidimensionale Gitterfehler: Zweidimensionale Gitterfehler resultieren aus Oberflächeneffekten. Die wichtigsten zweidimensionalen Gitterfehler sind Korngrenzen und Phasengrenzflächen. Korngrenzen entstehen dadurch, dass bei der Kristallisation aus dem flüssigen Zustand die entstehenden Kristalle aufeinander zu wachsen. Trifft ein Kristall in der Wachstumsphase auf einen zweiten Kristall, bilden die aufeinander treffenden Gitterebenen so genannte Korngrenzen.

Für die Eigenschaften metallischer Werkstoffe sind diese Gitterfehler von großer Bedeutung. So können Diffusionsmechanismen ohne Leerstellen nicht ablaufen. In der Halbleitertechnologie werden daher die Fehlstellen in Silizium ausgenutzt, um die Leitfähigkeit der Halbleiter zu verändern. Für die plastische Verformung sind die Versetzungen im Werkstoff essenziell und beeinflussen durch ihre Lage und Orientierung die notwendige Umformkraft. Allerdings haben die Gitterfehler nicht nur positive Eigenschaften. So kann bei der plastischen Verformung beispielsweise die Rissinitiierung von einem Gitterfehler ausgehen. Bis allerdings eine Rissinitiierung auftritt, laufen während der plastischen Verformung unterschiedliche Mechanismen im Werkstoff ab.

2 Einführung in die Thematik



Abbildung 2.3: Null-, ein- und zweidimensionale Gitterfehler [BARG05] Zero-, one- and two-dimensional lattice disturbances [BARG05]

2.1.2 Umformmechanismen

Forming Mechanisms

Wird ein Metall einer äußeren Belastung unterzogen, so reagiert es darauf mit der Änderung seiner geometrischen Form [KOPP99]. Bei einer äußeren Belastung, die über die Elastizitätsgrenze des Werkstoffs hinausgeht, wandern die Versetzungen in dem Metall und es kommt zu einer plastischen, bleibenden Verformung des Werkstoffs [SPUR83]. Es werden zwei wesentliche Mechanismen unterschieden, die zu einer plastischen Formänderung führen. Dies sind die Versetzungswanderung und die Zwillingsbildung, siehe Abbildung 2.4. Zu einer Versetzungswanderung kommt es, wenn die benachbarten Atombindungen einer Versetzung kurzzeitig aufbrechen und sich an das freie Atom der Versetzung binden. Dies erweckt den Eindruck, dass die Versetzungslinie "wandert". Somit bewegen sich die einzelnen Atome um das ganzzahlige Vielfache des Gitterabstands. Kommt es im Gegensatz dazu bei einer äußeren Belastung zum Abgleiten ganzer Kristallbereiche und klappt das Gitter dabei um, so wird dies als mechanischer Zwilling bezeichnet. Dabei ändert sich oberhalb und unterhalb der Gleitebene die Orientierung der Kristallbereiche und die Atome bewegen sich nur um Bereiche, die weit kleiner als ein Gitterabstand sind. Da die erforderliche Spannung zur Zwillingsbildung recht hoch im Vergleich zur Versetzungswanderung ist, tritt die Zwillingsbildung eher bei tiefen Umformtemperaturen bzw. hohen Umformgeschwindigkeiten auf. Unter idealen Voraussetzungen, beispielsweise bei einem Einkristall, könnte sich die Versetzungswanderung bzw. die Zwillingsbildung ungehindert durch den ganzen Kristall fortbewegen. In Vielkristallen hingegen wird die Versetzungswanderung durch die Korngrenzen behindert, so dass dadurch der Werkstoff zur Kaltverfestigung neigt.



Abbildung 2.4: Mechanismen der plastischen Formänderung – Versetzungswanderung mit Stufenversetzung (links) und Zwillingsbildung (rechts) [BARG05, CZIC06] Mechanisms of plastic deformation – migration of dislocations with edge dislocation (left) and twin formation (right) [BARG05, CZIC06]

2.1.3 Kaltverfestigung und Formänderungsvermögen

Strain Hardening and Formability

Bei der Versetzungswanderung kommt es an den Korngrenzen zu einem Aufstauen der Versetzungen, so dass es einer höheren Energie bedarf, damit eine weitere Versetzungswanderung in einem benachbarten Korn mit unterschiedlicher Orientierung stattfinden kann. Dieser Kraftanstieg wird in der Umformtechnik als Kaltverfestigung bezeichnet [BLEC01]. Dabei weisen die kaltverfestigten Werkstoffbereiche eine höhere Härte und Festigkeit als der unverformte Bereich auf [KOPP99]. Neben der positiven Eigenschaft der Festigkeitssteigerung stellt die Kaltverfestigung für den Umformprozess auch eine limitierende Größe dar. So wird das Formänderungsvermögen des Werkstoffs mit zunehmender Kaltverfestigung reduziert. Das Formänderungsvermögen ist dabei nach der VDI-Richtlinie 3137 [VDI76] ein allgemeiner Ausdruck für die Eigenschaft eines metallischen Werkstoffs, bleibende Formänderungen ohne Werkstofftrennung zu ertragen. Als Maß für das Formänderungsvermögen des Werkstoffs wird oft der Bruchumformgrad φ_B benutzt. Allerdings ist das Formänderungsvermögen keine reine Werkstoffkenngröße, da es ebenso wie das Werkstoffversagen nicht ausschließlich vom Werkstoff abhängig ist, sondern durch verschiedene Prozessgrößen beeinflusst werden kann.

2.2 Werkstoffversagen in der Kaltmassivumformung

Material Failure in Cold Forging

Durch eine geschickte Prozessauslegung kann das Formänderungsvermögen und damit das Versagen eines Werkstoffs beeinflusst werden. So muss die bereits eingebrachte Verformung, der auftretende Spannungszustand während des gesamten Umformprozesses, die Umformge-

schwindigkeit sowie die Werkstücktemperatur bei der Prozessauslegung berücksichtigt werden [DAHL74, DAHL93, KLOC06c, KOPP99, STEN65]. Die Auswirkungen dieser Einflussgrößen auf das Werkstoffversagen und der Einfluss des Werkstoffs auf das Formänderungsvermögen werden im Folgenden näher erläutert.

2.2.1 Einfluss der Verformung auf das Werkstoffversagen

Effect of Deformation on Material Failure

Wie bereits erwähnt, kommt es bei der plastischen Umformung von Metallen zu Versetzungswanderungen im Werkstoff. Da die Versetzungen sich beispielsweise an Korngrenzen aufstauen, müssen sich immer neue Versetzungswanderungen bilden. Mit zunehmender Anzahl an aufgestauten Versetzungen kommt es zu Fließbehinderungen und der Werkstoff verfestigt. Der Werkstoff kann sein Grenzformänderungsvermögen erreichen, so dass es bei einer weiteren Umformung zur Rissbildung kommt. Damit wird im Allgemeinen das Restformänderungsvermögen des Werkstoffs aufgrund einer vorab eingebrachten Verformung reduziert. Oyane untersuchte den Einfluss einer vorab eingebrachten Verformung auf die Dauerfestigkeit, die Kerbschlagzähigkeit und die Zugfestigkeit [OYAN80]. Dabei stellte er fest, dass sich die Dauerfestigkeit schlagartig reduziert, sobald bei der Vorverformung das Formänderungsvermögen des Werkstoffs nahezu aufgebraucht wird. Untersuchungen zum Kaltmassivumformen von Cottrell [COTT59] sowie Cockcroft und Latham [COCK65, COCK66] haben gezeigt, dass der Einfluss der Vorverformung auf die Duktilität des Werkstoffs gering ist, wenn die Vorverformung unter großen Druckspannungen durchgeführt wurde. Dabei konnten sie eine Abhängigkeit des Spannungszustands vom Werkstoffversagen feststellen.

2.2.2 Einfluss des Spannungszustands auf das Werkstoffversagen

Effect of the Stress State on Material Failure

Um den Spannungseinfluss auf das Werkstoffversagen erläutern zu können, werden zuerst die relevanten Spannungsgrößen vorgestellt.

2.2.2.1 Spannungsgrößen

Intensity of Stresses

Die Formänderung eines Werkstoffs wird durch die äußeren Spannungen hervorgerufen, die auf den Körper wirken. In einem kartesischen Koordinatensystem wird jeder Punkt dieses Körpers durch neun Spannungsgrößen, drei Normalspannungen ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$) und sechs Schubspannungen ($\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}, \tau_{yx}, \tau_{zx}, \tau_{zy}$) beschrieben, welche den vollständigen Spannungszustand bilden. Dabei treten die Schubspannungen immer paarweise auf. Da in der Umformtechnik, besonders beim Kaltfließpressen, oft rotationssymmetrische Werkstücke umgeformt werden, empfiehlt es sich, den Spannungszustand in Zylinderkoordinaten zu beschreiben. Da bei der Axialsymmetrie keine Scherung senkrecht zur Betrachtungsebene auftritt, ergeben sich vier der sechs Schubspannungen zu Null. Als Darstellung hat sich die Tensorschreibweise nach Cauchy [CAUC26] bewährt. Da dieser Spannungstensor immer in ein Hauptachsensystem transformiert werden kann, nimmt er folgende Formen an [BETT01]:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_r & 0 & \tau_{rz} \\ 0 & \sigma_\theta & 0 \\ \tau_{zr} & 0 & \sigma_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix}$$
(2.1)

Bei der Transformation des Koordinatensystems in das Hauptachsensystem wird die Konvention getroffen, dass $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ ist. Weiterhin berechnet sich aus der ersten Grundinvarianten des Spannungstensors die mittlere Normalspannung σ_m , auch als hydrostatische Spannung bezeichnet, zu:

$$\sigma_m = \frac{1}{3} \left(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \right) = \frac{1}{3} \left(\sigma_r + \sigma_\theta + \sigma_z \right)$$
(2.2)

Da der hydrostatische Spannungsanteil σ_m eine Invariante des Spannungstensors ist, beeinflussen ihn die Größe der Schubspannungen nicht und σ_m ist somit auch nicht am plastischen Fließen beteiligt. Der hydrostatische Spannungsanteil kann daher vom Spannungstensor σ_{ij} getrennt werden, so dass sich der Spannungsdeviator s_{ij} ergibt, von dessen Größe u. a. abhängt, ob ein Spannungszustand plastisches Fließen bewirkt oder nicht. Bei der kartesischen Tensorschreibweise berechnet sich der Spannungsdeviator s_{ij} wie folgt:

$$s_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{pmatrix} - \begin{pmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} s_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & s_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & s_z \end{pmatrix}$$
(2.3)

Ob der deviatorische Spannungszustand ein plastisches Fließen des Werkstoffs verursacht, hängt weiterhin von der Fließspannung des Werkstoffs ab. Dies führt dazu, dass beim einachsigen Spannungszustand dann plastisches Fließen einsetzt, wenn σ_1 gleich der Fließspannung k_f ist. Bei einem mehrachsigen Spannungszustand muss anhand des Spannungstensors eine Vergleichsspannung σ_v gebildet werden, um einen Vergleich mit dem einachsigen Spannungszustand zu ermöglichen. Die bekannteste Vergleichspannung, die nachweislich bei den meisten metallischen Werkstoffen angewandt werden kann, ist die Gestaltänderungsenergiehypothese nach von Mises [MISE13]:

$$\sigma_{\rm v} = \sqrt{\frac{1}{2}} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2] + 3[\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2]$$
(2.4)

bzw.

$$\sigma_{\rm v} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}$$
(2.5)

Die Formänderungen sind daher solange elastisch, wie $\sigma_v < k_f$ ist. Sobald $\sigma_v = k_f$ ist, fängt der Werkstoff lokal an zu fließen. Dabei wird das Formänderungsvermögen des Werkstoffs reduziert und es kann zum Werkstoffversagen kommen. Der vollständige Spannungszustand beeinflusst dabei den Zeitpunkt der Rissinitiierung.

2.2.2.2 Spannungseinfluss

Effect of the Stress State

Es wurde mehrfach nachgewiesen, dass der im Werkstoff vorherrschende Spannungszustand das Formänderungsvermögen beeinflusst [DAHL93]. Weiterhin wird davon ausgegangen, dass das Zusammenspiel der Spannungen sowie die zeitliche Entwicklung während der Umformung entscheidend sind [COCK65, DAHL93, MCCL68, STEN65]. Dennoch ist der maßgebliche Einfluss des Spannungszustands auf das Umformvermögen bisher nicht bekannt [KIM02b]. Während die Deviatorspannungen für das plastische Fließen maßgeblich sind, bestimmt der hydrostatische Anteil das Umformvermögen des Werkstoffs in entscheidendem Maße. So hat Stenger [STEN65] nachgewiesen, dass als Maß für den Einfluss des Spannungszustands auch der hydrostatische Spannungsanteil σ_m bezogen auf die Fließspannung k_f herangezogen werden kann (**Abbildung 2.5**). Dieses Verhältnis bezeichnet er als Mehrachsigkeit η . So ergibt sich bei einem einachsigen Zugversuch für η ein Wert von 0,33, bei einem Torsionsversuch von 0 und bei einem einachsigen Stauchversuch von -0,33. Je kleiner dieser Wert ist, umso größer ist der erzielbare Bruchumformgrad φ_B , unter der Voraussetzung, dass die zweite Hauptnormalspannung σ_2 konstant ist. Verschiebt sich σ_2 hin zur kleinsten Hauptnormspannung σ_3 , so erhöht sich das Formänderungsvermögen des Werkstoffs, unter der Voraussetzung, dass die Mehrachsigkeit η konstant ist. Zusammenfassend ist festzuhalten, dass sowohl σ_m als auch σ_2 Funktionen von Ort und Zeit in Abhängigkeit des Umformprozesses sind.



Abbildung 2.5: Einfluss des Spannungszustands auf das Umformvermögen nach Stenger [STEN65] Effect of the stress state on formability according to Stenger [STEN65]

Weiterhin wurde von Pugh nachgewiesen, dass das Formänderungsvermögen auch von der Spannungs- bzw. Umformgeschichte abhängt [PUGH70]. Dazu stauchte er in einem ersten Versuch eine Probe ohne äußeren umlagerten Druck bis zum Bruch. In einem zweiten Versuch stauchte er eine Probe mit umlagertem äußerem Druck vor und stauchte selbige Probe anschließend ohne umlagerten Druck bis zum Bruch. Bei diesem Experiment stellte er fest, dass das Umformvermögen in dem zweiten Versuch um ein Mehrfaches höher war als in dem ersten Versuch. Hierfür machte Pugh mikroskopisch kleine Risse im Werkstück verantwortlich, die sich während der Umformung zu öffnen versuchen. Allseitig überlagerte Druckspannungen wirken der Rissöffnung entgegen und sind bestrebt, diese Mikrorisse zu schließen und ihr Ausbreiten zu behindern. Aus dieser Deutung folgt, dass nur mittlere Druckspannungen, also negative Werte von σ_m , die maximal erreichbaren Umformgrade steigern können. Mittlere Zugspannungen dagegen sind äußerst ungünstig, da sie die Risse öffnen und ihre Ausbreitung begünstigen.

Daher sind viele technische Umformverfahren so ausgelegt, dass im Werkstück eine hydrostatische Druckspannung entsteht. So wird bei den Fertigungsverfahren Feinschneiden, hydromechanisches Tiefziehen und Walzrundbiegen mit zusätzlicher Druckwalze [MEIE01] aufgrund zusätzlicher Werkzeugelemente in der Umformzone ein Druckspannungszustand eingestellt, so dass sich das Formänderungsvermögen des Werkstoffs deutlich erhöht. Auf diese Weise können auch hochfeste und spröde Werkstoffe plastisch verformt werden [SCHL97]. Eine weitere Möglichkeit, das Formänderungsvermögen eines Werkstoffs zu beeinflussen, kann durch eine Temperierung des Werkstücks erzielt werden.

2.2.3 Einfluss der Werkstücktemperatur auf das Werkstoffversagen

Effect of the Workpiece Temperature on Material Failure

In der Regel erhöht sich mit zunehmender Werkstücktemperatur das Formänderungsvermögen des Werkstoffs [DAHL74]. Der Grund dafür sind die Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge während der Umformung, d. h. während der Umformung kommt es immer wieder zu Kornneubildungen, so dass ein Versetzungsaufstau unterbunden wird. Da die Rekristallisationsvorgänge neben der Temperatur weiterhin von der Formänderung und der Einwirkdauer beeinflusst werden [LANG90], ist bei den meisten Stählen bis zu Temperaturen von 300 °C kein wesentlicher Einfluss auf die Fließspannung und auf das Formänderungsvermögen festzustellen [EM03, TREP01, SCHM92], allerdings werden diese Temperaturen von 300 °C und mehr bei der industriellen Kaltumformung kaum erreicht. Weiterhin kann es aufgrund von dynamischer Reckalterung in bestimmten Temperaturbereichen oberhalb von 300 °C auch zu einer Reduzierung des Formänderungsvermögens kommen. Ein Beispiel hierfür ist der Blausprödigkeitsbereich bei Kohlenstoffstählen zwischen 300 und 500 °C [SPUR83].

2.2.4 Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit auf das Werkstoffversagen

Effect of the Strain Rate on Material Failure

Die Umformgeschwindigkeit hat ebenso wie die Temperatur einen Einfluss auf die Formänderungsgrenze des Materials. Mit einer höheren Umformgeschwindigkeit nimmt das Formänderungsvermögen in der Regel ab [LANG90]. Dabei ist der Einfluss der Umformgeschwindigkeit bei Raumtemperatur sehr gering [STEN65]. So nimmt bei Raumtemperatur zwar mit steigender Umformgeschwindigkeit die Bruchdehnung im Zugversuch zu, nicht jedoch die Brucheinschnürung, welche als Maß für das Formänderungsvermögen viel besser geeignet ist. Untersuchungen haben gezeigt, dass bei metallischen Werkstoffen in dem Temperaturbereich von ca. 0,2 bis 0,4 T_s der Temperatur- und Verformungsgeschwindigkeitseinfluss gering ist [EM03, TREP01]. In vielen Fällen geht eine höhere Umformgeschwindigkeit einher mit einer stärkeren Neigung zum Sprödbruch. Es muss jedoch beachtet werden, dass mit der steigenden Belastungsgeschwindigkeit eine stärkere Erwärmung des Werkstücks auftritt, da die Umformwärme nicht so schnell abgeführt werden kann. Dieser Effekt wird dem Verspröden des Werkstoffs überlagert. So führt er bei deutlich höheren Umformgeschwindigkeiten ($\dot{\varphi} > 1000 \ s^{-1}$) wieder zu einer Erhöhung des Umformvermögens, da sich die erzeugte Umformwärme stärker auf das Materialverhalten auswirkt [EM01]. Da solch hohe Umformgeschwindigkeiten in der Kaltmassivumformung nicht erreicht werden, sollte die Auswirkung der Formänderungsgeschwindigkeit auf die Werkstückerwärmung vernachlässigbar sein.

2.2.5 Einfluss des Werkstoffs auf das Werkstoffversagen

Effect of the Material on Material Failure

Da heute Stahl der am meisten verwendete Werkstoff für Kaltfließpressteile ist [KLOC06c], konzentrieren sich die Untersuchungen in dieser Arbeit auf niedriglegierte Stahlsorten. Bei diesen Werkstoffen ergibt sich der Zustand des Werkstoffs aus der chemischen Zusammensetzung, dem Werkstoffgefüge, der Wärmebehandlung sowie den Bearbeitungsschritten, die zur Halbzeugherstellung erforderlich sind [GRAF93]. Bei der chemischen Zusammensetzung ist in erster Linie der Kohlenstoffgehalt entscheidend. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt sinkt der Volumenanteil des Ferrits, während der Perlit- und Zementitgehalt ansteigen. Da Zementit im Gegensatz zum Ferrit sehr spröde ist, sinkt mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt die Verformbarkeit des Werkstoffs und die Fließspannung nimmt zu. Durch entsprechende Wärmebehandlungen kann die Geometrie des eingeformten Zementits beeinflusst werden. So wirkt sich globular eingeformtes Zementit weniger negativ auf die Kaltumformbarkeit aus. Bei den weiteren Legierungselementen verhält es sich ähnlich, so dass mit Zunahme der Legierungsbestandteile das Formänderungsvermögen im Allgemeinen ab- und die Fließspannung zunimmt. Mangan hat beispielsweise eine hohe Affinität zu Schwefel und bildet Mangansulfide (MnS), welche einen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit, Dehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit haben, insbesondere dann, wenn das Mangansulfid quer zur Belastungsrichtung eingelagert ist. Somit wird mit zunehmendem Mangan- und Schwefelgehalt die Verformbarkeit des Werkstoffs reduziert. Als weiteres Legierungselement sei Chrom genannt. Es beeinflusst die Chromkarbidbildung im Stahl und bestimmt damit entscheidend seine Härte. Unter den Aspekten Homogenität und Fließverhalten lässt sich die Wirkung harter, spröder nichtmetallischer Einschlüsse im gleichen Sinn bewerten wie die des Zementits. Da ihre Form jedoch durch eine nachträgliche Wärmebehandlung nicht beeinflussbar ist, sind für Fließpressstähle besonders hohe Anforderungen in Bezug auf den Reinheitsgehalt zu stellen. [KLOC97, KLOC06c, SCHA96, VDEH84]

Bezüglich des Werkstoffversagens können im Wesentlichen zwei Einflussgrößen identifiziert werden, die bei Kaltmassivumformprozessen das Formänderungsvermögen signifikant beeinflussen. Dies ist zum einen die eingebrachte plastische Formänderung und zum anderen der Spannungszustand bzw. die zeitliche Änderung des Spannungszustands. Kommt es bei der Kaltmassivumformung dennoch zu einem Werkstoffversagen, so kann sich dies auf unterschiedlichste Art darstellen.

2.2.6 Arten des Werkstoffversagens

Types of Material Failure

Die bedeutendste Form des Werkstoffversagens ist der Riss bzw. Bruch. Während der Riss eine teilweise Trennung des Werkstoffs darstellt, so ist ein Bruch als Werkstofftrennung definiert, die den gesamten Querschnitt erfasst [GRÄF93]. Aufgrund der Bildungsmechanismen und der unterschiedlichen Erscheinungsformen weisen die Risse und Brüche eine Reihe spezifischer Merkmale auf. So wird in Abhängigkeit vom Grad der plastischen Verformung zwischen einem duktilen und einem spröden Materialversagen unterschieden. Aufgrund der Variation des lokalen Bereichs, von dem eine Rissinitiierung ausgeht, kann die Rissart weiterhin in ein inneres und ein oberflächennahes Werkstoffversagen eingeteilt werden. In Abhängigkeit von dem Verlauf der Trennung durch das Gefüge entstehen die beiden mikroskopischen Erscheinungsformen eines transkristallinen bzw. eines interkristallinen Risses. Weitere Unterscheidungsmerkmale sind die Belastungsart (mechanisch, thermisch, korrosiv), die Belastungsform (Zug, Biegung, Torsion), die Höhe der Belastung (Niederspannungsbruch, Fließspannungsbruch) und das Erscheinungsbild der Bruchflächen (Orientierung gegenüber dem Bauteil, Reflexionsvermögen der Bruchfläche, Topographie). Eine detaillierte Beschreibung dieser unterschiedlichen Erscheinungsformen ist in [VDEH97a] zu finden. Im Folgenden werden die erstgenannten Erscheinungsformen näher erläutert, da sie bei den Verfahren der Kaltmassivumformung sehr oft auftreten und auch variieren können.

2.2.6.1 Duktiles und sprödes Materialversagen

Ductile and Brittle Material Damage

Durch duktiles oder sprödes Materialversagen wird die Verformungsfähigkeit des Werkstoffs bis zur Rissinitiierung gekennzeichnet. Dabei existiert keine streng definierte Abgrenzung [GRÄF93]. So kann ein Werkstoff auf eine äußere Belastung auf zweierlei Art reagieren, bevor ein Riss entsteht. Zum einen kann der Werkstoff nahezu vollständig die Plastizitätsgrenze erreichen und auf die äußere Belastung mit einer plastischen Formänderung reagieren. Dabei entsteht in der Regel unter zu großer plastischer Verformung durch ein Abgleiten entlang der Ebene mit der maximalen Schubspannung ein Gleitbruch [LANG01]. Zum anderen kann die plastische Formänderung auf die unmittelbare Umgebung einer Kerbe oder eines Mikrorisses beschränkt sein, so dass sich infolge zu geringer Kohäsionskräfte im Metallgitter ein Spaltbruch zeigt [MÜLL01]. Dabei verläuft die Materialtrennung senkrecht zur größten Zugspannung. Wird im ersten Fall das Werkstoffverhalten als duktil bezeichnet, so wird im zweiten Fall umgangssprachlich von einem spröden Werkstoff gesprochen.

Dabei ist das Materialversagen nicht nur vom Werkstoff abhängig, sondern kann durch Prozessgrößen, wie beispielsweise Temperatur oder Formänderungsgeschwindigkeit, entscheidend mit beeinflusst werden. So neigen Werkstücke mit einachsigem Spannungszustand, glatten Bauteiloberflächen, niedrigen Belastungsgeschwindigkeiten und höheren Temperaturen zu einem duktilen Werkstoffversagen. Im Gegensatz dazu weisen Werkstücke ein sprödes Werkstoffversagen auf, wenn mehrachsige Zugspannungszustände und lokale Spannungspitzen, meist hervorgerufen durch raue Bauteiloberflächen und Kerben, auftreten sowie hohe Beanspruchungsgeschwindigkeiten und niedrige Werkstücktemperaturen vorliegen [LANG01].



Abbildung 2.6: Duktiles Werkstoffversagen bei einer gestauchten Zylinderprobe aus AlCuMg2 (obere Bildreihe) und 42CrMo4 (untere Bildreihe) Ductile material failure in the case of an upset cylindrical testpiece made of AlCuMg2 (upper series of images) and 42CrMo4 (lower series of images)

2 Einführung in die Thematik

Ein duktiles Materialversagen kann sich dabei beispielsweise sehr unterschiedlich darstellen. Das Versagen der Aluminiumlegierung in der oberen Bildreihe in **Abbildung 2.6** lässt im ersten Eindruck auf ein sprödes Materialversagen schließen. Da die Bruchfläche allerdings unter einem Winkel von 45° zur Zylinderachse liegt, verläuft sie parallel zur maximalen Schubspannung. Somit liegt bei der Aluminiumlegierung, ebenso wie bei der Zylinderprobe aus 42CrMo4, ein Gleitbruch und damit ein duktiles Materialversagen vor. In diesem Beispiel geht der Rissbildung ein unterschiedliches Maß an plastischer Dehnung voraus.

In der Praxis treten häufig Kombinationen von beiden Bruchformen auf. Als Beispiel sei hier der Zugversuch einer Rundprobe erwähnt, bei dem die Zugprobe häufig im Inneren einen Spaltbruch aufgrund zu hoher Normalspannung und einen Gleitbruch am Rand aufweist. Die Bruchflächen weisen dabei die typische Trichter-Kegelform auf [LANG01]. Während die Rissinitiierung in Abbildung 2.6 von der Werkstückoberfläche ausgeht, tritt bei einer Zugprobe ein erstes Materialversagen im Bauteilinneren auf und breitet sich von dort aus. Daher kann das Werkstückversagen auch nach dem lokalen Bereich, von dem eine Rissinitiierung ausgeht, eingeteilt werden.

2.2.6.2 Inneres und oberflächennahes Materialversagen

Material Damage Inner and Close to the Surface

In Abhängigkeit von der Lage des Rissinitiierungsbereichs innerhalb des Werkstücks wird zwischen einem inneren und einem oberflächennahen Werkstoffversagen unterschieden. In Abbildung 2.7 sind dazu zwei kaltmassivumgeformte Fließpressteile dargestellt, die jeweils ein verfahrenstypisches Versagen aufweisen.

Die querfließgepresste Welle auf der linken Bildhälfte zeigt einen oberflächennahen Riss, der dadurch charakterisiert ist, dass die Rissinitiierung von der Oberfläche ausgeht und der Riss ins Werkstückinnere wächst. In den meisten Fällen treten diese oberflächennahen Risse bei Umformprozessen auf, bei denen das Material frei fließen kann, d. h. es wird nicht durch eine Werkzeuggeometrie in seiner Fließrichtung behindert. In diesen Fällen treten an der Werkstückoberfläche keine Normalspannungen senkrecht zur Oberfläche auf, so dass in diesem Bereich ein ebener Spannungszustand vorherrscht. Treten die Oberflächenrisse in Bereichen auf, in denen sich der Werkstöff in Kontakt mit dem Werkzeug befindet, so herrschen im Werkstück senkrecht zur Werkstückoberfläche in aller Regel Druckspannungen vor. In diesem Fall ist der Spannungszustand dreiachsig. Sobald oberflächennahe Risse an der Bauteiloberfläche austreten, sind sie visuell bzw. unter Zuhilfenahme von kapillaren und induktiven Verfahren leicht nachweisbar [BARG05].

Zu innenliegenden Rissen kommt es in den meisten Fällen, wenn das Formänderungsvermögen des Werkstoffs aufgrund starker Scherbelastung überschritten wird. Die bekanntesten innenliegenden Risse bei kaltmassivumgeformten Bauteilen sind die so genannten Chevrons [HING95], wie sie in der rechten Bildhälfte in Abbildung 2.7 dargestellt sind. Sie können beim Verjüngen von Vollquerschnitten, z. B. beim Vollvorwärtsfließpressen oder beim Ziehen, auftreten. Dabei kommt es im Werkstückinneren zu einem starken Materialfluss in axialer Richtung. Im Bereich der Kontaktzone zwischen Werkzeug und Werkstück wird dieser Materialfluss aufgrund von Reibung verringert, so dass es zu Verzerrungen im Materialfluss und damit zu Scherspannungen kommt. Diese Scherspannungen verlaufen bei rotationssymmetrischen Bauteilen sternförmig zur Rotationsachse. Bei der Materialtrennung kommt es somit zu den charakteristischen V-förmigen Rissen. Mit zunehmendem Verfestigungsverhalten des Werkstoffs sowie geringerer Reibung und höherer Wandstärkenreduzierung nimmt die Gefahr der Chevronrissbildung ab [AVIT68].



Abbildung 2.7: Außen- und innenliegende Risse – links: Oberflächenriss bei einer querfließgepressten Welle; rechts: Chevronrissbildung bei einem fließgepressten Zapfen (Quelle: Hirschvogel Umformtechnik GmbH)

Internal and external cracks – left: surface crack in the case of a shaft produced by lateral extrusion; right: chevron crack formation in an extrusion (source: Hirschvogel Umformtechnik GmbH)

2.3 Schadenskriterien zur Bestimmung des Formänderungsvermögens bei Kaltmassivumformprozessen

Damage Criteria for Determining Formability during Cold-Forging Processes

Eine Reihe von Wissenschaftlern haben auf dem Gebiet des Formänderungsvermögens bei Kaltmassivumformprozessen und damit der Vorhersage eines duktilen Bruchs gearbeitet. Entsprechend sind zahlreiche Schadenskriterien in der Literatur bekannt. Eine Formulierung für ein Schadenskriterium ist meistens in der Form eines Schadenswertes D gegeben, der nach einer bestimmten Vorschrift berechnet wird. Der duktile Bruch tritt danach auf, wenn der Schadenswert einen kritischen Wert annimmt:

Schadenswert
$$D = f(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}, \dots) > D_{krit} \to Duktiler Bruch$$
 (2.6)

Der kritische Schadenswert wird dabei aus der Anwendung des Schadenskriteriums auf ein Umformexperiment ermittelt, in dem ein duktiler Bruch auftritt. Die zur numerischen Bestimmung des Formänderungsvermögens eines Werkstoffs existierenden Schadenskriterien berücksichtigen den Spannungs- und Verformungszustand im Werkstück sowie seinen zeitlichen Verlauf auf unterschiedlichste Art und können in drei Klassen eingeteilt werden:

- Makromechanische, zeitunabhängige Schadenskriterien,
- Makromechanische, zeitabhängige Schadenskriterien und
- Mikromechanische Schadenskriterien.

Im Folgenden werden diese drei Arten von Schadenskriterien näher erläutert.

2.3.1 Makromechanische, zeitunabhängige Schadenskriterien

Macromechanical, Time-Independent Damage Criteria

Diese Ansätze sind von der Umformgeschichte unabhängige Hypothesen, die nur den aktuellen Zustand betrachten und daraus den Zeitpunkt der Rissentstehung bestimmen. In der **Tabel-**le 2.1 werden einige dieser makromechanischen, zeitunabhängigen Schadenskriterien aufgelistet.

Unter der Annahme, dass zwischen Umformgrad und Fließspannung eine eindeutige Zuordnung besteht, kann die maximale Vergleichsspannung als ein Kriterium herangezogen werden. Dies gilt mit geringen Einschränkungen auch bei der Kaltumformung, da die Umformgeschwindigkeit einen untergeordneten Einfluss auf die Fließspannung hat. Die Vergleichsspannung σ_v wird dann zum Schadenskriterium und es gilt:

$$D_{\sigma_{\rm v}} = \sigma_{\rm v}.\tag{2.7}$$

Nachteilig bei einer derartigen Annahme ist, dass der Spannungszustand bezüglich seiner räumlichen Aufteilung nicht berücksichtigt wird. Auch bei der oft benutzten Formulierung einer auf die Fließspannung bezogenen Spannung bleibt der vorliegende räumliche Spannungszustand unberücksichtigt. Eine maximale Vergleichsspannung, die in einem Grundversuch bei Auftreten des duktilen Bruchs gemessen wird, kann also nicht als umfassendes Kriterium zur Vorhersage des duktilen Bruchs herangezogen werden. Ähnlich verhält es sich bei der Betrachtung der ersten Hauptnormalspannung und somit der maximalen Zugspannung, die im Prozess auftritt. Hier bleibt die Änderung der Spannungsrichtung unberücksichtigt, ebenso bei einer auf die Fließspannung bezogenen Formulierung des Kriteriums.

Ein weiteres einfaches und industriell häufig angewendetes Schadenskriterium, ist der erzielbare Vergleichsumformgrad bzw. Bruchumformgrad φ_B . Hierfür gilt:

$$D_{\varphi} = \varphi_B$$
 (2.8)

Wenn der maximal erzeugte Umformgrad in einem auszulegenden Umformprozess den maximalen Umformgrad des Zugversuchs erreicht, wird davon ausgegangen, dass das Formänderungsvermögen erschöpft ist und ein duktiler Bruch auftritt. Die fehlende quantitative Aussage dieses Kriteriums wird deutlich, wenn Zug- und Druckversuch miteinander verglichen werden. Zum einen werden im Druckversuch deutlich höhere Umformgrade erzielt als im Zugversuch. Zum anderen treten im Druckversuch die höchsten Umformgrade im Werkstückinneren auf, während eine erste Rissinitiierung von der Werkstückoberfläche ausgeht. Somit hat das Kriterium des maximalen Umformgrads nur eine begrenzte Leistungsfähigkeit.

Eine Weiterentwicklung dieses Ansatzes wurde von Zhao und Kuhn durchgeführt [KUHN73]. Auch die in der Blechumformung benutzten Grenzformänderungsschaubilder fallen in diese Kategorie [GROC90]. Anhand der Umformgrade φ_1 und φ_2 in Längen- und Breitenrichtung des Blechs kann im Diagramm abgelesen werden, ob, bzw. mit welcher Sicherheit, eine Rissbildung verhindert wird. Einziges Kriterium für die Rissentstehung sind somit die Umformgrade. Die Umformgeschichte geht nicht in die Betrachtung ein [HASE78]. Da bei den makromechanischen, zeitunabhängigen Schadenskriterien somit nur ein Zeitpunkt innerhalb der Umformung berücksichtigt wird, sind diese Kriterien nur bei weitgehender Übereinstimmung der Belastungsart im Grundversuch und in der Praxis sinnvoll anwendbar.

Während diese zeitunabhängigen Schadenskriterien nur den aktuellen Zustand betrachten, wird bei einer anderen Gruppe von Schadenskriterien auch der zeitliche Verlauf der Spannungen berücksichtigt.

Tabelle 2.1: Makromechanische, zeitunabhängige Schadenskriterien für die Beschreibung einer duktilen Werkstückschädigung

Hypothese	Kriterium	Quelle
Vergleichsspannung	$D_{\sigma_{\mathrm{v}}} = \sigma_{\mathrm{v}}$	
bezogene max. Haupt- normalspannung	$D_{\sigma_1} = \frac{\sigma_1}{k_{\rm f}}$	
Gosh	$D_{Gosh} = \left(1 + \frac{\sigma_2}{\sigma_1}\right) \cdot \sigma_1^2$	[GOSH76]
Vergleichsformänderung	$D_{\varphi} = \varphi_B$	
Zhao & Kuhn	$D_{Z\&K} = \varphi_{\theta f} - \frac{1}{2}\varphi_{xf}$	[KUHN73]

Macromechanical, time-independent damage criteria for describing ductile workpiece damage

2.3.2 Makromechanische, zeitabhängige Schadenskriterien

Macromechanical, Time-Dependent Damage Criteria

Die makromechanischen, zeitabhängigen Schadenskriterien unterscheiden sich von den zeitunabhängigen Kriterien vor allem dadurch, dass sie die Umformgeschichte in ihre Betrachtung mit einbeziehen. Dies wird durch die Integration prozess- und prozesszeitabhängiger, lokal bestimmter Zustandsgrößen, wie z. B. Spannungen, über der Dehnung erzielt. Nach diesem Ansatz wird eine plastische Arbeit ermittelt, die in den Werkstoff eingebracht werden muss, damit eine Rissinitiierung stattfindet. Die bekanntesten Ansätze sind in **Tabelle 2.2** aufgelistet, wobei die Formulierungen aus Erkenntnissen zum Verhältnis des Umformvermögens zum hydrostatischen Spannungszustand entstanden sind [BRID52]. Ein Beispiel hierfür ist der Ansatz nach Cockcroft und Latham [COCK68]:

$$D_{C\&L} = \int_{0}^{\varphi_{v_{1}} \operatorname{Br}} max\left(\sigma_{1},0\right) \mathrm{d}\varphi_{v}$$
(2.9)

Das Umformvermögen ist erschöpft, wenn die über dem Vergleichsumformgrad integrierte positive maximale Hauptnormalspannung einen kritischen Wert annimmt. Vereinfacht bedeutet dies, dass der Werkstoff nur eine gewisse maximale, durch Zugspannung geleistete plastische Arbeit ertragen kann, bevor es zum duktilen Versagen kommt. Hierbei bleibt der Einfluss der zweiten und dritten Hauptnormalspannung unberücksichtigt, worunter die Richtigkeit der Vorhersage zwangsläufig leidet. Weiterhin ist nicht bestätigt, dass die Werkstückschädigung nur mit der Größe der Zugspannung zunimmt. Dieses Kriterium wird von der Beobachtung gestützt, dass das Einbringen einer Umformung unter reiner Druckspannung vor dem Versuch zur Bestimmung des kritischen Wertes nicht den kritischen Wert verändert, der nach dieser Formel ermittelt wird [COCK66]. Es wird damit deutlich, dass dieses Bruchkriterium deutlich leistungsfähiger ist als das des maximalen Umformgrads.

Es sind noch verschiedene Weiterentwicklungen oder ähnliche Ansätze formuliert worden, die aber ebenfalls den o.g. Charakteristiken folgen. Unter anderem wurde von Oh eine auf die Vergleichsspannung bezogene erste Hauptnormalspannung formuliert, so dass sich der Schadenswert wie folgt berechnet [OH79]:

$$D_{normC\&L} = \int_{0}^{\varphi_{\rm v, Br}} max \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{\rm v}}, 0\right) \mathrm{d}\varphi_{\rm v}$$
(2.10)

Tabelle 2.2: Makromechanische,	zeitabhängige	Schadenskriterien	für	die	Beschreibung	einer
duktilen Werkstücks	chädigung					

Hypothese	Kriterium	Quelle
Ayada	$D_{Ayada} = \int\limits_{0}^{arphi_{\mathrm{v},\mathrm{Br}}} \int\limits_{\sigma_{\mathrm{v}}}^{\sigma_{\mathrm{m}}} \mathrm{d}arphi_{\mathrm{v}}$	[AYAD84]
Brozzo	$D_{Brozzo} = \int_{0}^{\varphi_{\rm v, Br}} \frac{2\sigma_1}{3(\sigma_1 - \sigma_m)} \mathrm{d}\varphi_{\rm v}$	[BROZ72]
Cockcroft und Latham	$D_{C\&L} = \int_{0}^{\varphi_{\mathrm{v}, \mathrm{Br}}} \max\left(\sigma_{1}, 0\right) \mathrm{d}\varphi_{\mathrm{v}}$	[COCK68]
normalisiert Cockcroft und Latham	$D_{normC\&L} = \int_{0}^{\varphi_{\rm v}, \ {\rm Br}} max \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{\rm v}}, 0\right) \ {\rm d}\varphi_{\rm v}$	[OH79]
Freudenthal	$D_{Freudenthal} = \int_{0}^{\varphi_{\rm v}, \ { m Br}} \sigma_{\rm v} \ { m d}\varphi_{\rm v}$	[FREU50]

Macromechanical, time-dependent damage criteria for describing ductile workpiece damage

Während diese zeitabhängigen Kriterien sicher intelligenter formuliert sind, als die zeitunabhängigen, erscheinen sie jedoch gerade in der tabellarischen Übersicht jeweils recht willkürlich. So ist kein direkter Bezug zu werkstoffmechanischen Vorgängen erkennbar. Vielmehr wird nur eine bei der Umformung eingebrachte Arbeit berechnet. Werkstoffmechanische Vorgänge, wie beispielsweise die Porenentstehung und das Porenwachstum, werden bei einer anderen Klasse von Bruchkriterien betrachtet, den so genannten mikromechanischen Schadenskriterien.

2.3.3 Mikromechanische Schadenskriterien

Micromechanical Damage Criteria

Diese Kriterien stützen sich auf die Modellvorstellung der Entstehung des duktilen Bruchs, wie sie in **Abbildung 2.8** dargestellt ist. So lässt sich der physikalische Vorgang, der zum duktilen Bruch führt, in die folgenden drei Phasen unterteilen [DIET88, OYAN72]:

- 1. Porenbildung: Die Poren treten als Folge einer Belastung oder plastischen Verformung im Werkstoff an Stellen auf, an denen die Gitterstruktur gestört ist. Diese Gitterstörungen können Einschlüsse, Zweitphasen oder Korngrenzen sein. [DIET88]
- 2. Porenwachstum: Die Poren vergrößern sich mit zunehmender Umformung in Abhängigkeit vom Spannungszustand. Dabei kann das Wachstum der Poren nur stattfinden, wenn Zugspannungen während der Umformung auftreten. Diese Annahme stützt sich auf die umformtechnische Erfahrung, dass ein hydrostatischer Druckspannungszustand die Bildung des duktilen Bruchs unterdrückt [KUHN73]. Mit zunehmender plastischer Formänderung beschränkt sich diese immer mehr auf den Bereich zwischen den Poren.
3. Porenvereinigung: Das weitere Wachstum der Poren führt zu deren Vereinigung. Die Poren erreichen kritische Werte in Bezug auf ihre Größe und Form. Der reale Querschnitt, der die Spannungen des Prozesses aufnimmt, wird kleiner. Schließlich reißen die Werkstoffbrücken zwischen den Poren auf und das Porenvolumen steigt schlagartig an, was zu einem makroskopisch wahrnehmbaren duktilen Bruch führt. [DIET88]



Abbildung 2.8: Rissbildung in einem Zugstab – a) Schematische Darstellung der Rissbildung im Bereich der Einschnürung eines Zugstabs; b) Schnitt durch den Einschnürbereich in der Endphase der Bruchausbreitung [LANG01]; c) Detailaufnahme mit vereinzelten Poren [VDEH97a]

Crack formation in a tensile test – a) Schematic representation of the crack formation in the area where necking occurs on the tensile testpiece; b) Cross section of the necking area during the end phase of fracture propagation [LANG01]; c) Detailed image with individual pores [VDEH97a]

Das Wachstum der Poren in einem plastischen Werkstoff wird unter Anwendung anspruchsvoller, plastomechanischer Methoden beschrieben. Rice und Tracey zeigen, dass die Volumenänderung aufgrund der Bildung von Poren einen deutlich stärkeren Einfluss auf die Duktilität des Werkstoffs hat, als die Entwicklung der Porenform. Konsequenterweise untersuchen sie die Entwicklung sphärischer Poren als Funktion des Spannungs- und Formänderungszustands [RICE69]. Andererseits untersucht McClintock das Wachstum zylindrischer Poren unter verschiedenen Spannungszuständen [MCCL68]. Beide Betrachtungsweisen ergeben, dass die hydrostatische Spannung einen großen Einfluss auf das Porenwachstum und damit auf das Umformvermögen des Werkstoffs hat. Als Bruchkriterium nimmt das Kriterium von McClintock folgende Form an:

$$D_{McC} = \int_{0}^{\varphi_{v_{v}}} \int_{0}^{Br} \left[\frac{2}{\sqrt{3(1-n)}} \sinh\left(\frac{\sqrt{3}(1-n)(\sigma_{b}+\sigma_{a})}{2\sigma_{v}}\right) + \frac{(\sigma_{b}-\sigma_{a})}{\sigma_{v}} \right] d\varphi_{v}$$
(2.11)

und das Kriterium nach Rice und Tracey [RICE69]:

$$D_{R\&T} = \int_{0}^{\varphi_{v_{v}}} \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_{m}}{\sigma_{v}}\right) \mathrm{d}\varphi_{v}$$
(2.12)

Wie leicht ersichtlich ist, besitzt das Kriterium nach Rice und Tracey, obwohl es auf vollkommen unterschiedlicher Basis hergeleitet wurde, wieder große Ähnlichkeit zu dem von Cockcroft und Latham, wenngleich die Spannungen und Umformgrade unterschiedlich miteinander verknüpft werden.

Weitere mikromechanische Schadenskriterien, wie beispielsweise die Kriterien nach Oyane, Osakada und Gurson, sind in der **Tabelle 2.3** aufgelistet. Sie stellen Beziehungen für die Initiierung der Porenbildung über Nukelationshypothesen auf. Hierbei wird das Wachstum der entstandenen Poren in Abhängigkeit vom Spannungs- und Umformzustand berechnet. Eine genauere Betrachtung der unterschiedlichen Hypothesen in Tabelle 2.3 zeigt, dass diese Kriterien neben den Spannungs- und Dehnungsgrößen verschiedene werkstoffspezifische Kennwerte in die Berechnung des Schadenswertes mit einbeziehen. So erweiterte Bolt [BOLT89] beispielsweise das Kriterium von Rice und Tracey (Gleichung 2.12) um eine werkstoffspezifischen Kenngröße w. Oyane [OYAN72, OYAN80] modifizierte seine theoretisch hergeleitete Formel um einen empirischen Faktor A, um so das werkstoffabhängige Hohlraumwachstum zu kompensieren. Solche werkstoffspezifischen Kennwerte müssen in Analogieversuchen im Vorfeld ermittelt werden, im Einzelfall auch für einzelne Werkstoffchargen.

Hypothese	Kriterium	Quelle
Oyane	$D_{Oyane} = \int_{0}^{\varphi_{\mathrm{v}, \mathrm{Br}}} \left(1 + A \frac{\sigma_m}{\sigma_{\mathrm{v}}}\right) \mathrm{d}\varphi_{\mathrm{v}}$	[OYAN80]
Lemaitre	$D_{Lemaitre} = C_{kritZug} \cdot \left(\frac{\sigma_{u}}{\sigma_{v} \cdot \sqrt{f_{(n)}}} \cdot (1 - C_{1})\right)^{2} \le 1$	[LEMA85 LEMA96]
Osakada	$D_{Osakada} = \int_{0}^{\varphi_{\mathbf{v}_{\mathbf{v}}}} (B_0 + \varphi_{\mathbf{v}} + B_1 \sigma_m) \mathrm{d}\varphi_{\mathbf{v}}$	[OSAK78]
McClintock	$D_{McC} = \int_{0}^{\varphi_{\rm v, Br}} \left[\frac{2}{\sqrt{3(1-n)}} \sinh\left(\frac{\sqrt{3}(1-n)(\sigma_b + \sigma_a)}{2\sigma_{\rm v}}\right) + \frac{(\sigma_a - \sigma_b)}{\sigma_{\rm v}} \right] \mathrm{d}\varphi$	v [MCCL68]
Gurson	$D_{Gurson} = (1 - \mathbf{p}_{\mathbf{v}}) \cdot \dot{\varphi}_{\mathbf{k}} + \frac{\mathbf{p}_{\mathbf{n}}}{\mathbf{s} \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varphi_{\mathbf{v}} - \varphi_{\mathbf{m}}}{\mathbf{s}}\right)^{2}\right] \cdot \dot{\varphi}_{\mathbf{v}}$	[GURS75, GURS77]
Rice und Tracey	$D_{R\&T} = \int_{0}^{\varphi_{\mathrm{v}, \mathrm{Br}}} \exp\left(rac{3}{2}rac{\sigma_m}{\sigma_{\mathrm{v}}} ight) \mathrm{d}arphi_{\mathrm{v}}$	[RICE69]
mod. Rice und Tra- cey	$D_{modR\&T} = \int_{0}^{\varphi_{\mathbf{v}_{\star}}} \exp\left(\mathbf{w}\frac{\sigma_{m}}{\sigma_{\mathbf{v}}}\right) \mathrm{d}\varphi_{\mathbf{v}}$	[BOLT89]

Tabelle 2.3: Mikromechanische Schadenskriterien für die Beschreibung einer duktilen Werkstückschädigung Micromechanisch damage criteria for describing ductile workniege damage

Einerseits sollen solche werkstoffspezifischen Kennwerte das Schadenskriterium kalibrieren, so dass eine Vergleichbarkeit des maximalen Schadenswertes bei verschiedenen Umformverfahren gewährleistet wird. Andererseits können bereits kleine Variationen dieser Parameter zu einer starken Veränderung der Schädigungsvoraussage führen [JUST05] und nicht selten sind einige Parameter auch wechselseitig voneinander abhängig, so dass für eine gute Schädigungsvorhersage die Ermittlung der werkstoffspezifischen Kennwerte deutlich erschwert wird [BERN99].

2.4 Qualität der Schadenskriterien

Quality of the Damage Criteria

Altere und auch neuere Untersuchungen [BEHR97, BEHR03, LAND99, ZITZ95] zur Genauigkeit der Rissvorhersage in der Kaltmassivumformung kommen zu dem Ergebnis, dass sowohl bei den makromechanischen als auch bei den mikromechanischen Schadenskriterien kein allgemein gültiger kritischer Schadenswert definiert werden kann, der es ermöglicht, den Zeitpunkt der Rissentstehung zu quantifizieren. Dies zeigt sich daran, dass bei jedem Schadenskriterium in Abhängigkeit vom Umformverfahren der kritische Schadenswert variiert. Somit ist eine Ermittlung des kritischen Schadenswertes in einem Analogieversuch, z. B. einem Zug- oder Stauchversuch, und eine anschließende Auslegung eines realen Umformprozesses auf Basis dieses zuvor ermittelten kritischen Schadenswertes bisher nicht möglich.

Eigene Untersuchungen bestätigen diese Aussagen. Dazu sind in Abbildung 2.9 für die Umformverfahren Stauchen, Querfließpressen und Ziehen die Schädigungen anhand von makromechanischen und mikromechanischen Schadenskriterien dargestellt. Zuerst wurde dazu der Zeitpunkt und der Ort einer ersten Rissinitiierung experimentell ermittelt und anschließend der Umformvorgang mit Hilfe der FEM simuliert und der Schadenswert ermittelt. In Abbildung 2.9 sind dabei die Prozesszustände unmittelbar vor Auftritt einer Rissinitiierung dargestellt. Dabei kann die Qualität der in Kapitel 2.3 vorgestellten Schadenskriterien anhand von zwei wesentlichen Merkmalen bewertet werden. Dies sind die Genauigkeit der Vorhersage des Ortes sowie des Zeitpunktes der Rissinitiierung.

Die grafische Darstellung der Schädigungsverteilung im Werkstück zeigt, dass bei allen untersuchten Schadenskriterien, mit Ausnahme des Vergleichsumformgrades, im Bereich der Rissinitiierung mit die höchsten Schädigungswerte auftreten. Die Kragenprobe, Abbildung 2.9 dritte Spalte von rechts, macht hingegen deutlich, dass im Bereich der Rissinitiierung nicht immer die höchsten Schadenswerte berechnet werden. So konnte experimentell nachgewiesen werden, dass eine erste Rissinitiierung am äußersten Kragenumfang beginnt, siehe auch Abbildung 2.1. Im Gegensatz dazu wird von jedem untersuchten Schadenskriterium der maximale Schadenswerte am Kragenumfang, von wo die Rissinitiierung ausgeht, um ca. 13 – 20 % niedriger als die Schadenswerte an der Kragenstirnfläche. Dies zeigt, dass die Schadenskriterien nicht bei allen Umformprozessen in der Lage sind, den Ort der Rissinitiierung richtig zu bestimmen. Der Vergleichsumformgrad, der in der industriellen Praxis noch viel zu häufig für eine Bruchvorhersage herangezogen wird, ist nur beim Zugversuch in der Lage, den Ort der Rissinitiierung richtig zu ermitteln und ist daher für eine Bruchvorhersage ungeeignet.

Noch deutlichere Mängel zeigen sich bei der Ermittlung des Versagenszeitpunktes. Um den Versagenszeitpunkt richtig vorhersagen zu können, dürfte der maximale Schadenswert bei den vier untersuchten Probengeometrien keine Schwankungen aufweisen. Der Vergleich der maximalen Schadenswerte eines Schadenskriteriums in Abbildung 2.9 macht allerdings sehr schnell deutlich, dass hierzu kein untersuchtes Kriterium in der Lage ist. Bei dem Vergleich der maximalen Schadenswerte weisen alle Schadenskriterien eine sehr große Streubreite von über 400 %

2 Einführung in die Thematik



Abbildung 2.9: Bestimmung der Werkstückschädigung mit Hilfe von makromechanischen und mikromechanischen Schadenskriterien Determining ductile workpiece damage using macromechanical and micromechanical damage criteria

auf. Dies liegt in erster Linie an dem Zugversuch, der gegenüber den anderen drei untersuchten Umformprozessen deutlich höhere Schadenswerte hervorruft. Auch wenn der Zugversuch bei diesem Vergleich außer Betracht gelassen würde, so ist die Streubreite immer noch größer als 50 %. Ein solches Ergebnis ist in der industriellen Praxis für eine effiziente Schadensvorhersage inakzeptabel und ermöglicht nur eine qualitative Aussage, nicht aber eine quantitative, wie sie zwingend notwendig ist.

Die eigenen Untersuchungen zur Rissvorhersage, welche in Abbildung 2.9 dargestellt sind, zeigen für eine kleine Auswahl an Schadenskriterien, dass keines dieser Kriterien in der Lage ist, das Umformvermögen eines Werkstoffs für eine quantitative Prozessauslegung prädiktiv zu bestimmen. Weitere Untersuchungen von Zitz und Landgrebe zeigen, dass die in Abbildung 2.9 dargelegten Ergebnisse repräsentativ für eine Vielzahl von Schadenskriterien sind. Aufgrund der großen Ahnlichkeit der Ergebnisse wird hier nur auf die entsprechende Literatur verwiesen [LAND99, ZITZ95]. In diesem Zusammenhang ist die am weitesten fortgeschrittene Entwicklung der Schadenskriterien in den Arbeiten von Behrens und Just [BEHR04, JUST05] zu finden. Ausgehend vom Modell der effektiven Spannung nach Kachanov [KACH58] wird aus den Fließkurven des Zug- und Druckversuchs eine Schadensentwicklung quantifiziert. So konnte für Kaltmassivumformprozesse ein Schadenswert von 0.8 bis 1 nach diesem Kriterium als guter Indikator für das Auftreten von Rissen ermittelt werden. Da ein Wert von 1 einer Rissentstehung entspricht, weist dieses Kriterium somit nur noch eine Unschärfe von ca. 20 % auf. Zwar stellt dies eine Verbesserung gegenüber den Ergebnisse aus Abbildung 2.9 dar, dennoch ist eine Unschärfe von 20 % bei der Auslegung besonders kritischer und anspruchsvoller Umformbauteile für einen Einsatz in der industriellen Praxis nicht ausreichend.

Als primäre Ursache für eine so hohe Unschärfe dieser Schadenskriterien kann die Geometrieabhängigkeit der einzelnen Kriterien identifiziert werden. Zitz [ZITZ95] hat daher erstmalig einen Ansatz auf Basis einer Belastungsgrenzkurve formuliert, der auf unterschiedlichen Analogieversuchen beruht. Somit konnte er ein Kriterium formulieren, das eine geringere Geometrieabhängigkeit aufweist, allerdings lässt es nur eine Schrankenbetrachtung zu, da der exakte Spannungs-Dehnungs-Verlauf nicht berücksichtigt wird. Eine mathematische Beschreibung der Belastungsgrenzkurve, die eine Implementierung in die FEM ermöglicht, wurde von Zitz nicht umgesetzt.

Aus diesen Erkenntnissen leitet sich zwangsläufig ab, dass für eine quantitative Bestimmung des Formänderungsvermögens eine Methode entwickelt werden muss, die zum einen den vollständigen Spannungs-Dehnungs-Verlauf berücksichtigt und dabei keine Geometrieabhängigkeit aufweist. Zum anderen muss eine numerische Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs sichergestellt werden, so dass eine maschinelle Auswertung erfolgen kann und somit eine Implementierung in die FEM ermöglicht wird. Dies wird als zwingende Voraussetzung für eine neue Methode der Bruchvorhersage gesehen, da nur so eine Umsetzung in die industrielle Praxis denkbar ist.

2.5 Fazit

Conclusion

Die Kaltmassivumformung von Stahl ist dadurch gekennzeichnet, dass die Wirtschaftlichkeit steigt, je genauer und sicherer eine duktile Werkstückschädigung vorherbestimmt werden kann. Diese Relevanz liegt darin begründet, dass ein Werkstoff bei einer Kaltumformung verfestigt und sich somit das Formänderungsvermögen reduziert. Damit neigt der Werkstoff mit fortschreitender Umformung zur Rissbildung. Die auftretende Rissinitierung aufgrund einer plastischen Werkstoffverformung wird dabei von der Vorumformung, dem Spannungs- und Dehnungszustand im Werkstück, der Werkstücktemperatur, der Formänderungsgeschwindigkeit sowie dem Werkstoff beeinflusst. Bei der Kaltmassivumformung ist der Spannungs- und Dehnungszustand sowie dessen zeitlicher Verlauf während der Umformung von entscheidender Bedeutung. Auf dieser Basis wurden verschiedene makromechanische und mikromechanische Schadenskriterien entwickelt, anhand derer das Formänderungsvermögen bestimmt werden soll. Allerdings ist die Fähigkeit dieser Kriterien hinsichtlich einer quantitativen Formänderungsermittlung unzureichend. Der Grund liegt vor allem darin, dass diese Kriterien zum Teil nur diskrete Zeitpunkte zur Schadensvorhersage berücksichtigen und somit die zugehörige Umformgeschichte vernachlässigen. Andere Schadenskriterien berücksichtigen zwar die lokale Umformgeschichte, allerdings wird diese auf einen skalaren Wert reduziert, welcher in einem einzelnen Referenzversuch ermittelt wird. Dies hat eine hohe Geometrieabhängigkeit zur Folge, so dass der Versagenszeitpunkt bei einem realen Bauteil nur dann genau vorhergesagt werden kann, wenn die Umformgeschichte des Referenzversuches eine hohe Übereinstimmung mit der Umformgeschichte des realen Bauteils aufweist. Weiterhin werden nur bei wenigen Schadenskriterien alle relevanten Eingangsgrößen berücksichtigt, obwohl bekannt ist, dass die Anzahl und die Art der berücksichtigten Spannungsgrößen einen großen Einfluss auf die Qualität der Bruchvorhersage haben. Aus diesen Erkenntnissen leitet sich die Zielsetzung dieser Arbeit ab.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Objective and approach

Bei der Auslegung von Kaltmassivumformprozessen kommt der Bestimmung des Formänderungsvermögens eine essenzielle Bedeutung zu. Besonders vor dem Hintergrund, dass zukünftig aufgrund der immer stärker geforderten Leichtbauweise die Bauteilgestaltung immer filigraner ausfällt, muss folglich der Werkstoff immer öfter bis an seine Grenzen umgeformt werden. Aus diesem Grund wurden in der Vergangenheit unterschiedliche Ansätze zur Bestimmung des Formänderungsvermögens entwickelt. Eine Bewertung dieser so genannten Schadenskriterien hat allerdings gezeigt, dass sie eine Unschärfe bei der Vorhersage des Rissinitiierungszeitpunktes ermöglicht.

Aus dem Stand der Technik wird dabei ersichtlich, dass für eine verbesserte Schadensvorhersage einerseits die Daten des vollständigen Spannungs-Dehnungs-Verlaufes berücksichtigt werden müssen und andererseits bei der Datenauswertung keine Geometrieabhängigkeit auftreten darf. Weiterhin muss eine numerische Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs sichergestellt werden, damit eine maschinelle Auswertung erfolgen kann und somit eine Implementierung in die FEM ermöglicht wird. Diese Voraussetzungen sind für einen industriellen Einsatz zwingend erforderlich.

Daher ist das Ziel dieser Arbeit, ein Schadensmodell zu entwickeln, das eine numerische Bestimmung des Formänderungsvermögens kaltmassiv umgeformter Stahlwerkstoffe ermöglicht. Das Modell soll sowohl den Ort als auch den Versagenszeitpunkt quantitativ vorhersagen. Dazu wird eine wissenschaftliche Vorgehensweise nach dem Prinzip des Knowledge Discovery in Databases (KDD) gewählt, siehe **Abbildung 3.1**.

Um das Ziel zu erreichen, sollen unterschiedliche Grundlagenversuche an einem Referenzwerkstoff durchgeführt werden. Aus den Erkenntnissen soll ein neues Schadensmodell abgeleitet werden. Dazu werden zuerst die Daten ausgewählt, die zur Beschreibung des Umformvermögens herangezogen werden müssen. Anschließend müssen diese Daten aufbereitet und ggf. nochmals reduziert werden. Die Datenauswertung ist in der Art zu modifizieren, dass ein Kaltmassivumformprozess ausgelegt werden kann, dem die Berechnung des Formänderungsvermögens des Werkstückwerkstoffs zugrunde liegt.

Eine Übertragung dieser Vorgehensweise auf die Bruchvorhersage bedeutet, dass bei der Modellentwicklung alle relevanten Daten für die Beschreibung des Formänderungsvermögens ausgewählt werden. Zu diesen Daten zählen in erster Linie die wesentlichen Größen des Spannungsund Dehnungszustands. Eine besonderer Herausforderung besteht darin, aus der Vielzahl zur Verfügung stehender Modelleingangsgrößen diejenigen zu finden, die für eine Bruchvorhersage signifikant sind und gleichzeitig dabei Redundanzen auszuschließen. Des Weiteren wird bei der Modellentwicklung ein Verfahren der Mustererkennung selektiert, das sich für die Vorhersage einer Werkstückschädigung besonders gut eignet. Da das Modell für die Anwendungen in der Kaltmassivumformung entwickelt wird, muss in einem ersten Schritt die Gültigkeit der sich daraus ergebenden Modellannahmen überprüft werden. Da die Datenauswertung auf Basis der Mustererkennung erfolgen soll, wird in einem zweiten Schritt eine Methode für die Beschreibung des Formänderungsvermögens entwickelt, mit der die Daten maschinell berechnet und



Abbildung 3.1: Stufen des Knowledge Discovery in Databases [FAYY96] Stages of the Knowledge Discovery in Databases [FAYY96]

so konvertiert werden, so dass sie für die Mustererkennung einsetzbar sind. Für die Vorhersage des Formänderungsvermögens wird das zuvor ausgewählte Verfahren der Mustererkennung mit dem Ziel der Bruchvorhersage optimiert. Um die Möglichkeiten und auch Fähigkeiten der neuen Methode unter Beweis zu stellen, ist eine Verifizierung und abschließende Validierung notwendig.

Nur wenn alle Aufgaben systematisch und erfolgreich bearbeitet werden, besteht damit erstmals die Möglichkeit, eine duktile Werkstückschädigung sowohl qualitativ als auch quantitativ vorhersagen zu können. Damit wird sowohl eine Wissens- als auch Technologielücke zwischen dem bisherigen Stand der Technik und der oben definierten Zielsetzung geschlossen.

4 Beschreibung der Versuchsreihen und des Werkstoffs

Specification of Test Series and Material

Die in dieser Arbeit angewendeten Umformprozesse und der verwendete Werkstoff werden im Folgenden beschrieben.

4.1 Versuchsreihen

Test Series

Anhand der im Folgenden dargestellten Versuchsreihen wird das Formänderungsvermögen eines Werkstoffs experimentell ermittelt. Da aus der Literatur hervorgeht, dass für die Bestimmung des Formänderungsvermögens eines Werkstoffs eine Berücksichtigung unterschiedlichster Analogieversuche effizienter ist als nur ein einzelner Analogieversuch [JUST05, KLOC02, LAND99, ZITZ95], werden in dieser Arbeit gezielt Versuchsreihen ausgewählt, bei denen die Einflussgrößen auf das Formänderungsvermögen sehr weit variieren. Zu diesen Einflussgrößen zählen in erster Linie die Spannungs- und Dehnungszustände, wie bereits in Kapitel 2.2 dargestellt wurde. Daher soll durch die Versuchsreihen das Feld der im Umformprozess auftretenden Spannungszustände so breit und dicht wie möglich abgedeckt werden. Es sind jedoch nur solche Versuche geeignet, bei denen die Spannungen und Formänderungen möglichst exakt erfassbar sind, da angenommen wird, dass der Brucheintritt nicht nur vom Spannungszustand im Moment des Bruchs abhängt, sondern auch von den vorher durchlaufenen Zuständen [FROB86]. Aus diesem Grund und um zusätzlich den versuchstechnischen Aufwand möglichst gering zu halten, wird von aufwändigen Realversuchen abgesehen. Es werden daher einfache Analogieversuche betrachtet und analysiert, damit die Versuche mit einem geringen Aufwand durchgeführt werden können und dennoch viele Variationsmöglichkeiten bieten. So können anhand einer einfachen Variation der Proben- oder Werkzeuggeometrie unterschiedliche

- Spannungs- und Verformungszustände und
- zeitliche Abfolgen der Spannungs- und Verformungszustände

eingestellt werden. Somit besteht die Möglichkeit, das Materialverhalten auf unterschiedlichste Art zu beschreiben. Durch die Vielzahl an Versuchsvarianten kann dann eine repräsentative Anzahl an Umformgeschichten erzeugt werden.

4.1.1 Probengeometrien

Geometries of the Testpieces

Die Umsetzung der in Kapitel 3 dargestellten Vorgehensweise zur Vorhersage des duktilen Bruches erfordert die Durchführung einer großen Anzahl an Umformversuchen, die unter verschiedensten Spannungs-Dehnungs-Verläufen zum duktilen Bruch führen. Aus diesem Grund wurde eine große Anzahl unterschiedlicher Versuche konzipiert, die bis auf den Feinschneid-, Querfließpress- und Biegeversuch mit geringen Werkzeugänderungen auf einer hydraulischen Presse durchgeführt werden können. Überwiegend sind dies Stauchversuche mit unterschiedlicher Probengeometrie, siehe **Abbildung 4.1**. Ausgehend von der Standardgeometrie eines Zylinders sind verschiedene Geometrieänderungen vorgenommen worden. So erzeugt der Kragen an seiner Oberfläche sehr hohe Zugspannungen, die nicht durch axiale Spannungen überlagert werden. Die Schultern, welche bei einigen Geometrien an die Stirnflächen angebracht sind, reduzieren den Reibungseinfluss, so dass die plastische Verformung im Wesentlichen zwischen den beiden Schultern auftritt und von der äußeren Reibung kaum beeinflusst wird. Die Bohrungen innerhalb einiger Zylindergeometrien erlauben in diesem Bereich einen stärkeren Werkstofffluss in radialer Richtung. Die unterschiedlichen Kontaktflächen bei der Kegelprobe führen dazu, dass die Reibung den Werkstofffluss im oberen und unteren Bereich unterschiedlich beeinflusst. Bei den Eindrückversuchen kann die Geometrie des Indenters variiert werden, so dass der radiale Werkstofffluss variiert. Beim Querfließpressen besteht die Möglichkeit, unter hohen hydrostatischen Drücken umzuformen, um so das Formänderungsvermögen in Bereiche mit hohen plastischen Dehnungen zu verlagern. Dasselbe Ziel verfolgen die Feinschneidversuche. Der Zugversuch charakterisiert die Umformprozesse, die ein Materialversagen im Bauteilinneren hervorrufen. Bei den Biegeversuchen können Umformvorgänge mit einer Belastungsumkehr untersucht werden.



Abbildung 4.1: Übersicht über die Versuche zur Erzeugung des duktilen Bruches mit verschiedenen Umformgeschichten Overview of the attempts to generate ductile fracture using various forming histories

Nach den unterschiedlichen Versuchsgeometrien, die für die Bestimmung des Formänderungsvermögens herangezogen werden, wird im Folgenden der untersuchte Werkstoff vorgestellt.

4.2 Werkstoff

Material

Um die Gültigkeit des neuen Schadensmodells für möglichst viele Anwendungsbereiche sicherzustellen, soll die Umsetzung an einer typischen kaltmassivumformbaren Stahllegierung erfolgen. Daher wird als Versuchswerkstoff der Einsatzstahl 16MnCr5 verwendet.

4.2.1 Gefüge

 $Grain\ Structure$

Als Gefügezustand wird, entsprechend der häufigen industriellen Anwendung, der 16MnCr5 auf kugeligen Zementit (GKZ) weichgeglüht. Dies verbessert die Kaltumformbarkeit des Werkstoffs [BLEC01]. Bei dieser Wärmebehandlung wird durch Diffusion des Kohlenstoffs das lamellar ausgebildete Karbid globular eingeformt. Diese rundlichen Karbidteilchen behindern das Fließen der ferritischen Matrix weitaus weniger als lamellare Karbide. Bei allen Versuchen in dieser Arbeit wurden Bauteile aus derselben Charge verwendet, so dass Werkstoffeinflüsse aufgrund von Chargenschwankungen vernachlässigt werden können. Die eingesetzte 16MnCr5 Charge weist die folgende Zusammensetzung an Legierungselementen auf:

С	Mn	Cr	Si	S	Р	Ni	Al	Cu	Mo	Co	V	Fe
%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
$0,\!18$	1,16	0,95	$0,\!28$	0,025	0,02	0,03	0,03	0,02	0,007	0,005	0,006	97,2

Der Einfluss dieser Legierungselemente auf das Formänderungsvermögen wurde bereits in Kapitel 2.2.5 näher beschrieben. Neben den Legierungselementen ist für das Verformungsverhalten auch der Gefügezustand ausschlaggebend. In **Abbildung 4.2** sind daher die Gefügezustände des eingesetzten Werkstoffs ersichtlich. Es sind für den Kern und den Rand des Stangenmaterials ungeätzte Schliffe in Längsrichtung sowie geätzte Schliffe in Längs- und Querrichtung dargestellt. Erkennbar ist, dass der Stahl einige nichtmetallische Einschlüsse in Längsrichtung enthält. Diese wirken sich sicherlich auf die Umformbarkeit aus, was dazu führen kann, dass bei vereinzelten Versuchen vorzeitige Schädigungen auftreten. Die Legierungslage und die Einschlüsse sind aber durchaus typisch für gängige industrielle Anwendungen. Weiterhin weist das Gefüge über den gesamten Probenquerschnitt eine hohe Homogenität auf. Es liegt ein ferritisches Gefüge mit Korngrößen zwischen 10 und 20 µm vor. Perlitische Gefügebestandteile sind nicht erkennbar.

Neben dem Gefügezustand ist auch die Kaltverfestigung des Werkstoffs entscheidend. So variiert diese innerhalb des Stangenquerschnitts, was sich in einer Härteschwankung über dem Halbzeugdurchmesser von 40 mm dargestellt, siehe **Abbildung 4.3**. Es ist erkennbar, dass die Härte von ca. 165 HV30 in der Randzone auf ca. 125 HV30 im Kern des Stangenmaterials abfällt. Obwohl somit in den Bauteilen Härteunterschiede von maximal 30 % auftreten können, wird eine Beeinflussung auf das Formänderungsvermögen ausgeschlossen, da diese Härtedifferenzen absolut gesehen gering sind. Dennoch wird diese These im Rahmen der Arbeit noch verifiziert.

Da der Werkstoff aus experimenteller Sicht somit als homogen angenommen werden kann, wird bei der späteren Modellierung ebenfalls von einem homogenen Werkstoff ausgegangen. Für die Modellierung sind dennoch Werkstoffkennwerte notwendig, die im Folgenden ermittelt werden.



Abbildung 4.2: Schliffbilder des eingesetzten Werkstoffs 16MnCr5 Micrographs of the 16MnCr5 material used



Abbildung 4.3: Verlauf der Vickershärte über dem Querschnitt des Halbzeugs Distribution of the Vickers hardness over the cross section of the semi-finished product

4.2.2 Werkstoffkennwerte

Material Characteristic Values

Für die FE-Simulationen sind in Abhängigkeit von den Simulationszielgrößen verschiedene Werkstoffkennwerte notwendig. Zur Bestimmung der plastischen Formänderung sowie der Bau-

teilspannungen und der Prozesskräfte sind die Fließkurven bei den entsprechenden Dehngeschwindigkeiten, der Elastizitätsmodul E sowie die Querkontraktionszahl ν ausreichend. Für den verwendeten Werkstoff sind zwar diese Werkstoffkennwerte in der Literatur zu finden [DOEG86, VDEH97b], allerdings sind der genaue Gefügezustand sowie die Legierungszusammensetzung und die Wärmebehandlung nicht bekannt. Aus diesem Grund müssen die Fließkurven für den 16MnCr5 experimentell ermittelt und evaluiert werden. Die Abbildung 4.4 zeigt die verifizierten Fließkurven bei einer Werkstofftemperatur von 20 °C. Anhand des Zugversuchs wurde experimentell nachgewiesen, dass die Mindestfließspannung k_{fmin} bei ca. 320 MPa liegt und bis zu einem Umformgrad von $\varphi_{\rm v} = 0.2$ auf k_f = 600 MPa ansteigt. Der weitere Verlauf der Fließspannung wurde anhand der Ergebnisse des Zugversuchs extrapoliert und anhand von Stauchversuchen verifiziert. Dazu wurde bei der Schulterprobe und bei der Schulter-Kragenprobe der experimentell ermittelte Kraftwegverlauf mit den Simualtionsergebnissen verglichen. Die gute Übereinstimmung zeigt, dass die Fließkurven das Werkstoffverhalten gut beschreiben. Für Temperaturen oberhalb von 20 °C werden die Fließkurven entsprechend den in der Literatur vorzufindenden Fließkurven abgeschätzt [DOEG86, RAED02]. Dabei wird die Fließspannung k_f bei einer Werkstücktemperatur von 300 °C um ca. 100 - 110 MPa reduziert.



Bei FE-Simulationen mit berücksichtigtem Temperature
influss müssen weitere physikalische Stoffeigenschaften bekannt sein. Dazu zählen der Wärme
ausdehnungskoeffizient α , die Wärmeleitfähigkeit
 λ und die mittlere spezifische Wärmekapazität
 \bar{c}_p . Manche Simulationsprogramme rechnen anstelle der mittleren spezifischen Wärmekapazität mit der auf die Dichte
 ρ bezogenen Wärmekapazität. Die Temperaturabhängigkeit dieser physikalischen Stoffeigenschaften ist in Tabelle 4.1 angegeben.

Temperatur T / °C	Elastizitäts- modul E / MPa	Quer- kontraktions- zahl <i>v</i>	Wärme- ausdehnungs- koeffizient $\alpha / \frac{10^{-5}}{K}$	Wärme- leitfähigkeit $\lambda / \frac{W}{mK}$	mittlere spezifische Wärmeka- pazität $\bar{c_p} / \frac{J}{kgK}$	Dichte $\rho \ / \ \frac{kg}{m^3}$
-100 0 20 100 200 300 400	217000 213000 212000 207000 199000 192000 184000	0,284 0,285 0,287 0,290 0,294 0,298	1,05 1,14 1,15 1,21 1,27 1,32 1,36	45,9 46,4 45,6 43,5 40,9	$\begin{array}{c} 423 \\ 456 \\ 461 \\ 479 \\ 499 \\ 517 \\ 536 \end{array}$	7850 7840 7820 7785 7750 7720
$\begin{array}{c} 500 \\ 600 \end{array}$	$175000 \\ 164000$	0,305	$1,40 \\ 1,44$	$38,2 \\ 35,5$	$558 \\ 587$	$7685 \\ 7650$

Tabelle 4.1: Temperaturabhängige physikalische Stoffeigenschaften von 16MnCr5 [RICH73, VDEH97b] Temperature-dependent, physical material properties of 16MnCr5 [RICH73, VDEH97b]

Neben den Werkstoffkennwerten müssen für eine Formänderungssimulation auch der Oberflächenzustand von Werkzeug und Werkstück sowie das Reibverhalten bekannt sein, da diese das Fließverhalten des Werkstoffs ebenfalls beeinflussen.

4.2.3 Oberflächenzustand und Schmierung

Surface Condition and Lubrication

Die Oberfläche der Werkzeuge liegt im geschliffenen Zustand, Rz = 2,5 µm, vor. Um einen möglichst konstanten Oberflächenzustand der Werkstücke zu gewährleisten, werden alle Proben mittels Drehen hergestellt und eine zulässige Rauheit von Rz = 4 – 5 µm vorgegeben. Bei Stauchvorgängen hat sich gezeigt, dass durch ein Aufbringen von Schmiermitteln, wie Öle, Molykote oder Graphit, nur durch einen hohen Aufwand konstante Ergebnisse erzielt werden können. Bei trocken durchgeführten Stauchversuchen werden fast immer in aufeinander folgenden Versuchen die gleichen Ergebnisse erzielt. Daher werden die Stauchversuche trocken durchgeführt. Bei Versuchen zum Querfließpressen und Biegen sind bewusst Schmiermittel eingesetzt worden, damit ein Werkzeugverschleiß in Form von Adhäsion und Abrasion reduziert werden konnte.

Da allerdings der Schmierzustand nicht nur einen Einfluss auf die Konstanz der Versuchsergebnisse hat, sondern auch den Spannungszustand im Werkstück und den Zeitpunkt der Rissentstehung stark beeinflusst [CHIL98, ALTA97], müssen für die Simulation die Reibzustände numerisch beschrieben werden. Erste Ansätze zur Beschreibung einer Gesetzmäßigkeit gehen auf Leonardo da Vinci im 15. Jahrhundert zurück [DAWN79]. Coulomb fasst 1785 diese Erfahrungen in einer nach ihm benannten Gesetzmäßigkeit zusammen [COUL85], die auf der Annahme beruht, dass die Reibkraft proportional zur aufgebrachten Last und unabhängig von der Kontaktfläche und der Gleitgeschwindigkeit ist.

$$|\tau_R| = \mu \cdot |\sigma_N| \tag{4.1}$$

Diese Gesetzmäßigkeit gilt unter der Vorraussetzung, dass die Kontaktnormalspannung σ_N klein gegenüber der Fließspannung $k_{\rm f}$ ist. Erreicht die Reibschubspannung jedoch die Größe der Schubfließspannung k des weicheren Körpers, dann reagiert der weichere Körper mit Schiebungen unterhalb der Kontaktfläche, und die beiden Körper haften in der Kontaktzone aneinander. Die Grenzreibzahl, bei der das Haften beginnt, berechnet sich zu $\mu_{Grenz} = k/|\sigma_N|$. Mit zunehmender Normalspannung entspricht die Reibschubspannung der Schubfließspannung, wobei die Schubfließspannung bei verfestigenden Werkstoffen eine Funktion der Formänderung darstellt. Das Coulombsche Reibgesetz gilt hier nicht mehr, da es eine obere Grenze für die Reibschubspannung τ_{Rmax} nicht berücksichtigt. Aus diesem Grund wird bei der Modellierung von Kaltmassivumformprozessen ein zweiter Ansatz, das Scherreibgesetz, verwendet:

$$\tau_R = m \cdot k \tag{4.2}$$

Im Gegensatz zum Coulombschen Reibgesetz überschätzt das Scherreibgesetz allerdings die Reibschubspannungen für kleine Normalspannungen [PETE97], so dass aus diesem Grund bereits von Orowan [OROW43] sowie von Shaw [SHAW63] Reibgesetze entwickelt wurden, welche für geringe Kontaktspannungen das Verhalten des Coulombschen Gesetzes nachbilden und für hohe Kontaktspannungen die Reibschubspannung asymptotisch gegen einen Wert laufen lassen. Wanheim und Bay haben diesen Ansatz aufgegriffen und ein Reibgesetz vorgeschlagen, bei dem die Reibschubspannung gegen die Schubfließspannung k läuft und analytisch unter Betrachtung der sich im elastisch-plastischem Kontakt verformenden Oberflächenrauheiten hergeleitet werden [AVIT87, BAY87, BAY00]. Obwohl der Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit [METZ70] und anderer Faktoren auf die Reibung in diesem Reibgesetz nicht berücksichtigt werden [HEMY99], dient es als Grundlage, um den Reibschubspannungs-Kontaktspannungsverlauf iterativ rückwärts zu bestimmen. Dazu wurde das Reibgesetz iterativ variiert, und der Kraft-Weg-Verlauf in der Simulation dem im Experiment angepasst, siehe Abbildung 4.5. Als Basis dienten der Stauchversuch an unterschiedlichen Zylinder- und Kegelgeometrien sowie das Querfließpressen. So konnte die Reibschubspannung in Abhängigkeit von der Kontaktnormalspannung für unterschiedliche Schmierstoffe bestimmt werden.

Die in Abbildung 4.5 dargestellten Reibgesetze für trockene Reibverhältnisse sowie verschiedene Schmiermedien, wie additivierte Mineralöle, native Ester und Festschmierstoffe, konnten anhand dieser Vorgehensweise ermittelt werden. Da diese Reibschubspannungs-Kontaktspannungsverläufe der verschiedenen Schmiermedien in Kegelstauch-, Zylinderstauchund Napfrückwärtsfließpressversuchen iterativ rückwärts bestimmt wurden, sind sie allgemeingültig und auf die typischen Prozesse der Kaltmassivumformung übertragbar. Die unterschiedlichen Reibzustände beeinflussen einerseits den Materialfluss während der Umformung und haben somit auch einen direkten Einfluss auf die erzeugte Werkstückform. Andererseits werden auch die Stempelkräfte und damit die Kontaktnormalspannungen beeinflusst, siehe Abbildung 4.6.



Abbildung 4.5: Bestimmung der Reibschubspannungen für unterschiedliche Reibzustände als Funktion der Normalspannung (linke Bildhälfte) und die Verifikation anhand des Kraft-Weg-Verlaufs am Beispiel der Kegelprobe (rechte Bildhälfte) Determining the frictional shear stresses for different friction states as a function of the normal stress (left half of the image), and verification by means of the force-tool travel diagram using the example of a conical testpiece (right half of the image)

4.3 Schadensdefinition und -detektion

Definition and Detection of Damage

Die Beschreibung und Untersuchung einer duktilen Werkstückschädigung muss auf der Grundlage eines zuvor definierten Maßstabs erfolgen, da nur so ein Vergleich unterschiedlicher Werkstückschädigung ermöglicht wird.

4.3.1 Maßstab für eine Schadensdefinition

Criterion for a Definition of Damage

Das Maß der maximal zulässigen Schädigung kann individuell festgelegt werden, da die Akzeptanz der Schädigung vom Anwendungsfall abhängt. Im Rahmen dieser Arbeit soll ein einheitlich zulässiges Schädigungsmaß definiert werden, welches nur kleinste Makrorisse zulässt. Ein solch geringes Fenster hat den Vorteil, dass die Sicherheit, mit der eine Schädigung berechnet wird, möglichst groß ist. Dies ist besonders vor dem Hintergrund zu betrachten, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeit vom Belastungsfall abhängt und unter ungünstigen Voraussetzungen zu einem schlagartigen Bauteilversagen führen kann. Weiterhin muss der Schädigungsmaßstab möglichst viele Varianten an Bauteilschädigungen berücksichtigen, da beispielsweise viele kleinere Risse genauso kritisch sind wie einzelne große Risse. In erster Linie treten bei der Kaltmassivumformung Oberflächenrisse auf, so dass der Schädigungsmaßstab vorrangig diese





klassifizieren muss. Weiterhin sollte der Schädigungsmaßstab aber auch so ausgelegt sein, dass auch bauteilinnere Schädigungen bewertet werden können.

Anhand dieser Anforderungen wird der folgende Schädigungsmaßstab für diese Arbeit zugrunde gelegt. Danach ist der Werkstoff zu 100 % geschädigt, wenn auf einer Referenzfläche von $0.3 mm^2$ eines oder mehrere der folgenden Kriterien erfüllt sind:

>	10 % der Referenzfläche,
>	5~%der Referenzfläche,
>	400 µm,
>	50 µm,
>	$50 \ \mu m^2$ auf der Referenzfläche.
	> > > >

In einem nächsten Schritt muss nun ein Verfahren definiert werden, mit dem eine Auswertung der Bauteile anhand dieser Klassifizierung möglich ist.

4.3.2 Detektionsmöglichkeiten

Detection Possibilities

In dieser Arbeit erfolgt die Detektion eines ersten makroskopischen Anrisses auf visueller Basis. Dazu werden ein Licht- bzw. ein Rasterelektronenmikroskop eingesetzt und die Auswertung erfolgt auf einem Bildverarbeitungsprogramm. Von den übrigen Methoden zur Rissdetektion wird Abstand genommen, da sie entweder nicht in der Lage sind, die im vorherigen Abschnitt aufgeführten Kriterien direkt zu messen, oder aber ihre Handhabung sehr aufwändig ist. Zu diesen Verfahren zählen beispielsweise Methoden mittels Farbeindringung. Magnetismus, Ultraschall und Körperschall. Eine direkte Bestimmung der Größe sowie der Anzahl von oberflächennahen Rissen, gemäß den Kriterien in Kapitel 4.3.1, ist mit einer Farbeindring- sowie der Magnetpulverprüfung nicht möglich, so dass eine zusätzliche visuelle Bestimmung der Schädigung vorgenommen werden muss. Eine Schädigungsbestimmung mittels Ultraschall oder Körperschall hätte zwar den Vorteil, dass sowohl oberflächennahe als auch bauteilinnere Fehler detektiert werden können. Während bei der Ultraschallanalyse das umgeformte Werkstück mit Schallimpulsen beaufschlagt wird und deren Echoimpulse wiederum ausgewertet werden, erfolgt die Auswertung bei der Körperschallanalyse anhand der Schallemission als Folge einer Rissbildung. Somit muss die Körperschallanalyse simultan zum Umformprozess erfolgen, wobei die Signale der übrigen Schallquellen, wie beispielsweise die plastische Verformung, die Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück, mögliche Werkzeugbrüche oder die Bewegungen der Maschine, von dem Schallsignal der Rissbildung entkoppelt werden müssen [REUB00]. Bis auf die Werkzeugmaschine emittieren diese Quellen diskontinuierlich, so dass eine Trennung der Schallsignale äußerst komplex ist [HÖLL87]. Weiterhin sind die zulässigen Kriterien sehr eng und der verwendete Werkstoff sehr duktil, so dass die infolge einer Rissbildung auftretenden Signaländerungen sehr fein sind. Bei der Auswertung mittels Ultraschall ist die aufwändige Handhabung und Signalauswertung nachteilig.

5 Entwicklung eines Schadensmodells

Development of a Damage Model

Um eine fähige Methode zur quantitativen Bestimmung duktilen Werkstoffversagens in der Kaltmassivumformung entwickeln zu können, ist es notwendig, die bei der Rissbildung ablaufenden Mechanismen zu kennen. Erst diese Kenntnis ermöglicht es, ein Schadensmodell zur Bruchvorhersage zu entwickeln, welches dann in die industrielle Praxis übertragen werden kann. Da die Verformungsvorgänge und das Materialversagen in der nanoskopischen bis makroskopischen Größenordnung ablaufen, siehe **Abbildung 5.1**, werden in diesem Kapitel die Ursachen und Einflussgrößen bei der Rissbildung in Abhängigkeit von der Größenordnung aufgezeigt. Ausgehend von der nanoskopischen Betrachtung bis hin zur makroskopischen Betrachtung werden anhand von Modellvorstellungen zur Rissbildung in spröden und duktilen Werkstoffen die Restriktionen der bisherigen Modelle aufgezeigt und darauf aufbauend ein neues Schadensmodell zur Bestimmung einer duktilen Rissbildung abgeleitet.



Abbildung 5.1: Werkstoffaufbau (obere Bildreihe) und Werkstoffreaktion bei äußerer Belastung (untere Bildreihe) in nanoskopischer, mikroskopischer und makroskopischer Größenordnung

Material structure (upper series of images) and material reaction when subjected to external load (lower series of images) in nanoscopic, microscopic and macroscopic magnitudes

5.1 Modelleingangsgrößen

Model Input Values

Zur Erklärung der bei einer Rissbildung auftretenden Vorgänge müssen die Größenordungen einiger Atome (nanoskopisch) bis hin zum vollständigen Bauteil (makroskopisch) betrachtet werden. Da das hier entwickelte Modell später Einzug in die industrielle Praxis halten soll, muss es zwangsläufig in die makroskopische FE-Simulation integrierbar sein. Dennoch sollte das Modell alle Einflüsse unabhängig von ihrer Größenordnung berücksichtigen. Daher werden im Folgenden verschiedene Werkstoff- und Versagensmodelle unterschiedlichster Größenskalen vorgestellt. Ausgehend von der nanoskopischen Größenordnung werden die im Kleinen gewonnenen Erkenntnisse auf die nächst höhere Größenordnung übertragen. Da die Art des Materialversagens, spröde oder duktil, nicht nur vom Werkstoff abhängt, sondern ebenfalls von der Art der Belastung, werden im Folgenden beide Rissarten und deren Ursachen gegenübergestellt. So können die Ursachen für beide Versagensarten in das neue Modell mit einfließen.

5.1.1 Nanoskopische Einflussgrößen

Nanoscopic Influencing Values

In der nanoskopischen Betrachtungsebene werden einzelne Atome bis hin zu einem Kristall und dessen Gitterfehlern berücksichtigt. Ausgehend von diesen Gitterfehlern, beispielsweise eine Leerstelle, welche auch als nanoskopischer Riss betrachtet werden kann, laufen unterschiedliche Mechanismen bei der Rissausbreitung ab. Bei sprödem Versagen werden die Atombindungen unmittelbar vor der Risspitze getrennt und der Riss wächst durch diese geschwächte Zone weiter [BUEH04]. Bei sehr spröden Materialien, beispielsweise Glas, breiten sich so in Bruchteilen von Sekunden unzählige kleine Risse aus. Bei duktilem Versagen wird der Werkstoff im Bereich der Mikrorisse abgeschert [VDEH97a]. Die Versetzungen laufen von hieraus los und verformen den Werkstoff irreversibel (Abbildung 5.2).



Abbildung 5.2: Nanoskopische Modellvorstellung einer spröden und duktilen Ausbreitung von Mikrorissen [BUEH04] Nanoscopic model of brittle and ductile microcrack propagation [BUEH04]

Die Simulation dieser nanoskopischen Vorgänge erlaubt nur die Abbildung sehr kleiner Werkstoffvolumina. In einer der bisher aufwändigsten Simulationen wurde ein atomistisches FE-Modell mit einer Milliarde Atomen und einem Würfel mit einer Kantenlänge von ca. 0,3 µm, erstellt und simuliert [GAO05]. Die CPU-Zeit betrug 2004 auf dem damals schnellsten Computer der Welt dem ASCI White Computer am Lawrence Livermore National Laboratory in Kalifornien vier Tage. An diesem Beispiel wird deutlich, dass eine Berechnung komplexer Umformvorgänge mit einem solchen nanoskopischen Modell, welches einzelne Atome berücksichtigt, bisher bei weitem noch nicht umsetzbar ist.

In einer atomistischen Simulation, wie sie von Gao und Buehler durchgeführt wurde, konnte erstmals die theoretische Modellvorstellung einer duktilen Rissbildung numerisch abgebildet werden [ARZT05, BUEH04, GAO05]. Dabei werden aufgrund einer äußeren Belastung in duktilen Werkstoffen Versetzungen hervorgerufen. Diese Versetzungen wandern weitgehend ungehindert, allerdings nicht linear, durch den Kristall. Nähern sich nun zwei Versetzungen einander an, so wechselwirken sie miteinander. Sie können einander überlagern, sich gegenseitig verstärken, auslöschen oder auch verkeilen [HIRT82]. Dabei stellen sie Hindernisse dar, die eine weitere Versetzungswanderung behindern. In Abbildung 5.2 rechts ist ein solches simuliertes Versetzungskollektiv dargestellt. Ab einer gewissen Menge an Versetzungen kann der Werkstoff der Spannung nicht mehr mit Verformung ausweichen, so dass er fester und zugleich spröder wird. Damit bildet die hohe Versetzungsdichte eine Ursache für die duktile Rissbildung. Da bei einer makroskopischen Betrachtung einzelne Atome und somit Versetzungen nicht berücksichtigt werden können, die Menge der Versetzungen innerhalb des Werkstoffs allerdings mit der plastischen Dehnung ansteigt, darf somit die plastische Dehnung bei dem neuen Modell zur Bestimmung einer duktilen Rissbildung nicht vernachlässigt werden.

5.1.2 Mikroskopische Einflussgrößen

Microscopic Influencing Values

Die nächst höhere Betrachtungsebene ist die mikroskopische Größenordnung. Modelle dieser Größenordnung betrachten nicht mehr den einzelnen Kristall, sondern berücksichtigen neben Verunreinigungen, wie beispielsweise Lunker und Poren, auch Korngrenzen. In dieser Betrachtungsebene werden ebenfalls Modelle für ein sprödes und ein duktiles Werkstoffversagen unterschieden. Ein bekanntes Modell, mit dem die Bruchvorgänge in spröden Werkstoffen abgebildet werden, ist die Theorie nach Cottrell [COTT58], die eine Weiterentwicklung der Theorie von Griffith [GRIF21] darstellt. In Abbildung 5.3 ist dieses Modell der Spaltrissbildung an einer Korngrenze schematisch dargestellt. Dieses Modell geht davon aus, dass es durch eine von außen aufgebrachte Zugbeanspruchung innerhalb eines Kristalls zu Versetzungsbewegungen kommt. Diese Versetzungen behindern sich gegenseitig und können somit als Risskeim betrachtet werden, der wie ein Keil auf die Rissbildung wirkt. Zu der Aufstauung von Versetzungen kann es sowohl innerhalb eines Korns als auch an Korngrenzen kommen [MÜLL01]. Die REM-Aufnahme einer fast verformungslosen Spaltbruchfläche (Abbildung 5.3 links) weist linienförmige Strukturen auf, die als Spaltstufen bezeichnet werden. Als Ursache für die Bildung spröder Risse werden somit Versetzungen und damit geringste plastische Dehnungen sowie die Zugbeanspruchungen im Werkstoff angesehen.

Ein mikroskopisches Modell einer duktilen Rissausbreitung wurde bereits im Kapitel 2.3.3 vorgestellt und wird daher nicht nochmals detailliert beschrieben. Als rissinitiierende Ursachen werden im Gegensatz zum nanoskopischen Modell nicht die Versetzungen angesehen, sondern vielmehr die Inhomogenitäten im Werkstoff, wie Lunker, Poren und Einschlüsse. Durch eine von außen aufgebrachte Belastung kommt es zum Porenwachstum mit anschließender Porenvereinigung, welche als makroskopischer Riss sichtbar sind [DIET88, KUHN73, OYAN72]. In Abbildung 5.3 ist eine solche duktile Bruchfläche dargestellt, in der die einzelnen aufgetrennten Poren zu erkennen sind. Als Ursache für das Porenwachstum ist hier in erster Linie die Zugspannung zu nennen.



Abbildung 5.3: Mikroskopische Modellvorstellung einer spröden Rissausbreitung [COTT58] und einer duktilen Rissausbreitung [TIPP49] Microscopic model of brittle crack propagation [COTT58] and ductile crack propagation [TIPP49]

Aus mikroskopischer Sicht werden ebenso wie aus nanoskopischer Sicht die plastischen Dehnungen im Werkstoff als eine Ursache für eine Rissbildung identifiziert. Weiterhin wird aus mikroskopischer Sicht aber auch die Zugbeanspruchung des Werkstoffs für die Rissbildung verantwortlich gemacht. Daher dürfen diese beiden Einflussgrößen bei dem neuen Modell zur Bestimmung einer duktilen Rissbildung nicht vernachlässigt werden. Allerdings werden diese beiden Größen nicht ausreichen, um ein allgemeingültiges Modell aufzustellen, mit dem eine duktile Rissbildung beschrieben werden kann.

5.1.3 Berücksichtigte relevante Eingangsgrößen

Relevant Input Values Taken into Account

Aufbauend auf den Erkenntnissen zur Rissbildung aus nanoskopischer und mikroskopischer Sicht werden im Folgenden die Eingangsgrößen für ein neues Schadensmodell vorgestellt und diskutiert. Dabei sollen einerseits die aus nanoskopischer und mikroskopischer Sicht identifizierten Ursachen einer Rissbildung berücksichtigt werden. Andererseits muss das Modell in der Lage sein, makroskopische Kaltmassivumformprozesse abzubilden und gleichzeitig die Nachteile der bisherigen Modelle auszuschließen.

Ein verbreitetes Werkzeug, mit dem makroskopische Umformprozesse abgebildet werden, ist die FEM. Sie bietet die Möglichkeit, für alle Punkte im Werkstück über die gesamte Prozessdauer die plastomechanischen Zielgrößen zu berechnen. Dies sind in erster Linie die Komponenten des Spannungs-, des Dehnungs- und des Formänderungsgeschwindigkeitstensors sowie die Temperatur. Bei den meisten bisherigen Modellen zur Schadensbestimmung hat sich als nachteilig erwiesen, dass der Spannungs- sowie Dehnungszustand nicht eindeutig definiert ist. Daher greift die hier vorgestellte Methode auf fast alle plastomechanischen Ergebnisgrößen der FEM zurück. Dabei werden die berücksichtigten Größen so ausgewählt, dass

- der vollständige Spannungszustand erfasst wird,
- alle wichtigen Informationen in dem Modell enthalten sind, aber auch keine Redundanzen auftreten,

- die erfassten Daten invariant gegenüber Achsentransformationen sind, insbesondere bei der Rotation und
- die Daten es erlauben, unterschiedliche Umformprozesse mit dem Ziel der Vorhersage des duktilen Bruches miteinander zu vergleichen.

Welche Größen dies im Einzelnen sind, wird nachfolgend erläutert:

- **Einbeziehung des Vergleichsumformgrads** $\varphi_{\mathbf{v}}$: Mit $\varphi_{\mathbf{v}}$ steht eine Größe zur Verfügung, die das Maß an Versetzungen charakterisiert, welche im Werkstoff auftreten. Da die Versetzungen sowohl bei der nanoskopischen als auch bei der mikroskopischen Betrachtungsweise als rissinitiierende Ursache identifiziert wurden, fließen sie in das Schadensmodell in Form des Vergleichsumformgrades mit ein.
- Einbeziehung der ersten Hauptnormalspannung σ_1 : Mit σ_1 wird die lokale maximale Normalspannung erfasst, welche in den überwiegenden Fällen einer Zugspannung entspricht. Da die Zugspannung die entscheidende Größe ist, welche das Porenwachstum und damit die Rissentwicklung beeinflusst, muss sie als Eingangsgröße aufgenommen werden.
- **Einbeziehung der hydrostatischen Spannung** σ_m : Die Notwendigkeit, σ_m mit in die Umformgeschichte aufzunehmen, ergibt sich aus der Überlegung, dass durch σ_m die Lage des Spannungszustands charakterisiert wird. D. h. an der Größe von σ_m kann direkt abgelesen werden, ob die Umformung unter überlagerten Druck- oder Zugspannungen durchgeführt wird. Diese Betrachtung ist von Bedeutung, da Untersuchungen [BEHR05, PUGH68, RASP05, STEN65] gezeigt haben, dass unter hohen hydrostatischen Spannungen das Formänderungsvermögen deutlich erhöht werden kann.
- Einbeziehung der Rotation des Spannungszustandes α_{norm} : Die Notwendigkeit zur Berücksichtigung der Rotation der Lage der Hauptnormalspannungen ergibt sich aus der Modellvorstellung des Porenwachstums. Leistet eine Zugspannung eine Umformarbeit in eine bestimmte Richtung, so werden sich auch die Poren entsprechend dieser Richtung orientieren. Ändert die Zugspannung ihre Richtung, so werden sich auch die Poren und damit die weitere Schadensentwicklung anders verhalten, als ohne Drehung. Diese Rotation sollte deshalb mit in die Bewertung der Umformgeschichte aufgenommen werden. Dabei ist die Änderung der Zugspannungsrichtung an der Drehung der Hauptspannungsrichtungen gegenüber den Koordinatenachsen erkennbar.

Die Abbildung 5.4 zeigt zur Verdeutlichung den Spannungszustand, wie er in einer achsialsymmetrischen 2D-FEM-Simulation berechnet wird. Die Spannungen σ_r , σ_z und σ_θ sowie τ_{rz} können mit Hilfe der FEM berechnet werden. In der $r\theta$ - und der $z\theta$ -Ebene treten aufgrund der Tatsache, dass der Werkstoff senkrecht zur Betrachtungsebene nicht geschert wird, keine Schubspannungen auf. Entsprechend kann sich der Spannungszustand nur in der betrachteten rz-Ebene drehen, d. h. σ_{θ} ist in jedem Fall eine Hauptnormalspannung.

Anhand der Lage des Spannungszustands innerhalb des Mohrschen Kreises kann zu jedem Zeitschritt i der Winkel α_i gegenüber der Koordinatenachse wie folgt bestimmt werden:

$$\alpha_i = \frac{1}{2} \arctan \frac{2 \cdot \tau_{rz}}{\sigma_r - \sigma_z} \tag{5.1}$$



Abbildung 5.4: Spannungszustand und seine mögliche Drehung in einem achsialsymmetrischen Koordinatensystem Stress state and its possible rotation in an axial-symmetric coordinate system

Damit der berechnete Winkel unabhängig von der betrachteten Zeitschrittweite ist, muss er normiert werden. Dabei wird eine Normierung anhand des Umformgrades gewählt, da somit eine Winkeländerung berechnet werden kann, die zeitunabhängig ist.

$$\alpha_{norm} = \frac{\alpha_i - \alpha_{i-1}}{\varphi_{\mathbf{v}_i} - \varphi_{\mathbf{v}_{i-1}}} \tag{5.2}$$

Einbeziehung der Vergleichsspannung $\sigma_{\mathbf{v}}$: Aus der Vorgabe, dass nur die Kaltumformprozesse, die eine Symmetrieachse aufweisen, betrachtet werden sollen, kann der vollständige Spannungstensor, wie er in Gleichung 2.1 abgebildet ist, durch vier Größen beschrieben werden. Zu den bisherigen Größen σ_1 , σ_m und α_{norm} wird als vierte Größe die Vergleichsspannung $\sigma_{\mathbf{v}}$ berücksichtigt, da in die Berechnung dieser Spannungsgröße $\sigma_{\mathbf{v}}$ alle Größen des Spannungstensors mit einfließen. Weiterhin kann ein duktiler Riss nur dann auftreten, wenn auch plastisches Fließen vorliegt. In diesem Fall ist die Vergleichspannung von der lokalen Fließspannung eine Rissbildung ausgeschlossen werden.

Aus diesen Überlegungen heraus werden die fünf Größen, die erste Hauptnormalspannung σ_1 , die mittlere Spannung σ_m , die Vergleichsspannung σ_v und die normierte Rotation der Hauptspannungen gegenüber der Koordinatensystemachse α_{norm} sowie der Vergleichsumformgrad φ_v als notwendig und auch hinreichend betrachtet, um das Formänderungsvermögen eines Werkstoffs bei einer makroskopischen Betrachtungsweise zu charakterisieren. Zusätzlich haben Untersuchungen [BOLT89, BRID52, BROZ72, COCK68, COTT59, GROC90, MCCL68, OH79, PUGH68, RICE69, STEN65] gezeigt, dass der zeitliche Verlauf der Spannungen sowie Dehnungen entscheidend für ein Werkstoffversagen sind. Daher ist bei dem neuen Schadensmodell

ebenfalls eine Berücksichtigung der Spannungs- und Dehnungsentwicklung vorgesehen. Allerdings werden dazu diese Größen nicht über die Zeit aufgetragen, sondern die Größen σ_1 , σ_m , σ_v und α_{norm} werden als Funktion des Vergleichsumformgrades φ_v dargestellt. Die Möglichkeit, die o. g. Werte als Funktion einer (normalisierten) Prozesszeit zu betrachten, wird dabei verworfen, da unterschiedliche Verläufe der Stempelgeschwindigkeit über die Zeit auf der verwendeten hydraulischen Versuchspresse leicht auftreten können. In der Folge würde der Spannungs- und Dehnungsverlauf als Funktion der Prozesszeit eine unterschiedliche Darstellung erhalten, obwohl sie aus Sicht des Werkstoffs die gleiche ist. Weiterhin müsste mit der Zeit eine zusätzliche Information in dem Modell berücksichtigt werden, so dass das Modell damit auch einen höheren Grad an Komplexität erreichen würde. Die Entwicklung der Größen σ_1 , σ_m , σ_v und α_{norm} werden als Funktion des Vergleichsumformgrades φ_v im Rahmen dieser Arbeit als Umformgeschichte bezeichnet. Am Beispiel der Schulterkragenprobe ist eine solche Umformgeschichte in **Abbildung 5.5** dargestellt.



Abbildung 5.5: Entwicklung der betrachten Spannungsgrößen über den Vergleichsumformgrad am Beispiel einer Schulterkragenprobe Development of the examined stress values over equivalent strain using the example of a shoulder-collar testpiece

Die Abbildung 5.5 zeigt dazu die Umformgeschichte für einen Punkt an der Kragenoberfläche. Mit fortschreitender Umformung steigen die Spannungen in diesem Punkt kontinuierlich an. Dies ist damit zu erklären, dass die Fließspannung k_f mit steigendem Umformgrad φ_v zunimmt. Da weiterhin für plastisches Fließen die Vergleichsspannung σ_{v} gleich der Fließspannung k_f ist, nehmen somit sowohl die Vergleichsspannung als auch die übrigen Spannungen mit steigendem Vergleichsumformgrad zu. Aus physikalischer Sicht wird ein kontinuierlicher Verlauf des Winkels α_{norm} erwartet, bei dem der Hauptspannungszustand sich kontinuierlich verdreht. Der Winkel α_{norm} weist allerdings verschiedene Unstetigkeiten im Verlauf auf, die auf numerische Fehler zurückgeführt werden können.

In dieser Arbeit wird die Umformgeschichte somit durch die Größen σ_1 , σ_m , σ_v , α_{norm} und φ_v dargestellt. Warum es allerdings nicht notwendig ist, noch weitere Größen in die Umformgeschichte einzubeziehen, wird im Folgenden erläutert.

5.1.4 Vereinfachungen

Simplifications

Auf den ersten Blick bleiben in dem neuen Schadensmodell die Normalspannungen, die Hauptspannungen σ_2 bzw. σ_3 sowie die Schubspannung unberücksichtigt. Dies ist allerdings nicht ganz richtig, da diese Spannungen anhand der oben genannten Größen σ_1 , σ_m , σ_v und α_{norm} aufgrund der mathematischen Zusammenhänge berechnet werden können und somit redundante Größen sind. Redundanzen wurden allerdings aus Effizienzgründen von vorneherein ausgeschlossen. Die weiteren Überlegungen, die dazu geführt haben, die Modellgrößen σ_1 , σ_m , σ_v und α_{norm} den übrigen Spannungsgrößen zu bevorzugen, sind nachfolgend aufgeführt. Weiterhin wird ebenfalls erläutert, warum die Einflussgrößen Werkstücktemperatur, Formänderungsgeschwindigkeit, Formänderungstensor und Oberflächenbeschaffenheit nicht in das neue Schadensmodell einfließen.

- Vernachlässigung der Normalspannungen σ_x, σ_y und σ_z bzw. σ_r, σ_θ und σ_z : Bei einer direkten Einbeziehung der Normalspannungen des Spannungstensors σ_{ij} besteht die Gefahr der Verwechslung bei einer Achsentransformationen, besonders bei Prozessen mit kartesischer Orientierung. Daher ist es sinnvoller, auf die drei Hauptnormalspannungen sowie die daraus berechenbaren Spannungsgrößen, wie die mittlere Spannung σ_m und die Vergleichsspannung nach v. Mises σ_v , zurückzugreifen, da diese unabhängig von der Orientierung des Koordinatensystems sind.
- Vernachlässigung der Hauptspannungen σ_2 bzw. σ_3 : Unter Berücksichtigung der lokalen Dehnung könnten auch die zweite und dritte Hauptnormalspannung σ_2 und σ_3 in die Betrachtungen einbezogen werden. Dies bringt aber keine zusätzliche Information, da σ_2 und σ_3 mit den bereits betrachteten Spannungen σ_1 , σ_m und σ_v verknüpft sind und somit auch Informationen über die maximale und mittlere Hauptnormalspannung vorliegt. Zusätzlich ist σ_2 bei ebenen Formänderungszuständen immer gleich der Mittelspannung σ_m , da in diesem Fall eine der drei Hauptformänderungsgeschwindigkeiten während des gesamten Umformprozesses gleich Null ist. Daraus folgt, dass in dem ebenen Formänderungszustand die entsprechende Formänderung und der Umformgrad ebenfalls Null sind. Daher ergibt sich aus dem Fließgesetz von Lévy-Mises (Gleichung 5.4), dass $\dot{\varepsilon}_2 = \dot{\lambda} (\sigma_2 - \sigma_m) = 0$ und somit $\sigma_2 = \sigma_m$ ist. Damit ist σ_2 eine redundante Information. Bei achsialsymmetrischen Vorgängen ist dies nicht der Fall, da hier keine Hauptformänderungsgeschwindigkeit zwangsläufig gleich Null ist.
- Vernachlässigung der Schubspannung τ_{xy} bzw. τ_{rz} : Eine Versetzungswanderung und damit das Auftreten plastischen Fließens wird durch Schubspannungen hervorgerufen

[LANG90, SPUR83]. Allerdings entspricht die von der FEM im Spannungstensor σ_{ij} ausgegebene Schubspannung τ_{xy} bzw. τ_{rz} nicht unbedingt der lokalen maximalen Schubspannung und liefert damit auch keine entscheidenden Informationen über das plastische Fließen des Werkstoffs. Damit führt dies nicht zu einem Mehrgewinn an Informationen. Die hierzu benötigte Information wäre die maximale Schubspannung τ_{max} . Diese kann anhand der beiden Normalspannungen σ_1 und σ_3 bestimmt werden, mit:

$$\tau_{max} = \frac{1}{2} \cdot (\sigma_1 - \sigma_3) \tag{5.3}$$

Da allerdings σ_1 selber in der Umformgeschichte berücksichtigt wird und σ_3 eine redundante Größe ist, ist somit auch die maximale Schubspannung τ_{max} eine redundante Größe, die grundsätzlich ausgeschlossen werden kann, da sie den Informationsgehalt nicht erhöht.

Vernachlässigung der Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$: Der Formänderungsgeschwindigkeitstensor $\dot{\varepsilon}_{ij}$ steht nach einer FEM-Simulation ebenfalls zur Verfügung. Nach dem Fließgesetz von Lévy-Mises (Gleichung 5.4) sind die Hauptformänderungsgeschwindigkeiten zwar nicht proportional, aber dennoch direkt verknüpft mit den Hauptspannungen:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\lambda} s_{ij} \tag{5.4}$$

mit

$$\dot{\lambda} = \frac{1}{k_{\rm f}} \sqrt{\frac{3}{2} \left[\dot{\varepsilon}_x^2 + \dot{\varepsilon}_y^2 + \dot{\varepsilon}_z^2 + \frac{1}{2} \left(\dot{\gamma}_{xy}^2 + \dot{\gamma}_{yz}^2 + \dot{\gamma}_{zx}^2 \right) \right]}$$
(5.5)

Aufgrund dieser Verknüpfung wird angenommen, dass durch die Einbeziehung der Formänderungsgeschwindigkeit in die Umformgeschichte das Modell keine zusätzliche neue Information erhält, wobei auch zu erwähnen ist, dass bei Prozessen der Kaltmassivumformung, wie sie hier betrachtet werden, der Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit deutlich geringer ist als bei der Warmumformung [DAHL93, LANG90, SPUR83].

- Vernachlässigung des Formänderungstensors ε_{ij} : Der Formänderungstensor ε_{ij} steht nicht direkt als Simulationsergebnis zur Verfügung. Daher werden die Größen des Formänderungstensors in Form des Vergleichsumformgrads φ_v zusammengefasst. Eine Berechnung der einzelnen Hauptformänderungen erfolgt durch eine Integration des Formänderungsgeschwindigkeitstensors $\dot{\varepsilon}_{ij}$. Da bereits gezeigt wurde, dass $\dot{\varepsilon}_{ij}$ in direktem Zusammenhang mit dem Spannungstensor σ_{ij} steht, würde durch eine Integration des Formänderungsgeschwindigkeitstensors $\dot{\varepsilon}_{ij}$, keine neue Information generiert. Somit führt eine Berücksichtigung der Formänderungen in die einzelnen Raumrichtungen zu keinem Informationszuwachs in der Umformgeschichte. Weiterhin ist festzustellen, dass die Umformgrade in die einzelnen Hauptrichtungen, z. B. φ_1 , oder in die Koordinatensystemrichtungen z. B. φ_x , nach einem Remeshing nicht interpoliert werden. Dies macht bei der bisherigen Auswertung eines Umformprozesses auch durchaus Sinn, da die Änderung der Richtung des Spannungszustandes bisher überhaupt nicht als Simulationsergebnis festgehalten wird. In Rahmen dieses Modells ist dies allerdings nachteilig.
- Vernachlässigung der Werkstücktemperatur: Die Temperaturentwicklung des Werkstücks als Ergebnis der Verformungsenergie und Reibungsenergie wird im Rahmen der aktuellen

Arbeiten vernachlässigt, da die Temperaturerhöhung bei den betrachteten Kaltumformprozessen zu gering ist, als dass sie einen signifikanten Einfluss auf die Umformeigenschaften des Werkstoffs hat.

Vernachlässigung der Oberflächeneigenschaften: Die Rissentstehung wird zwar unter anderem von der vorab eingebrachten Verformung [COCK65, COCK66, COTT59, OYAN80] sowie in geringem Maße von Mikrokerben [AURI78, LANG01, SPUR83] beeinflusst, allerdings ist deren Einfluss im Gegensatz zu den bisher vorgestellten Einflussgrößen gering. Da die Verformung sowie die Mikrokerben bei der Herstellung des Halbzeugs eingestellt werden, werden alle Probengeometrien, siehe Abbildung 4.1, mittels Drehen hergestellt und eine zulässige Rauheit von Rz = 4 − 5 µm vorgegeben. Somit können in dieser Arbeit die Oberflächeneigenschaften als hinreichend konstant angesehen und deren Einfluss bei dem hier vorgestellten Schadensmodell vernachlässigt werden. Weiterhin wurde in [KLOC05a, KLOC06a] gezeigt, dass Schwankungen bei den Oberflächeneigenschaften keinen signifikanten Einfluss auf das Formänderungsvermögen haben und somit der Oberflächeneinfluss gegenüber dem Spannungs- und Dehnungszustand vernachlässigt werden kann.

Bisher wurde für das neue Schadensmodell der Aufbau einer Umformgeschichte, welche die Basis der Schadensvorhersage bildet, erläutert. Dabei wurden verschiedenste Modellannahmen getroffen, die in dieser Arbeit noch eingehend überprüft und verifiziert werden. Nach dem Aufbau einer Umformgeschichte besteht der weitere Schritt für eine Schadensvorhersage darin, eine Umformgeschichte zu analysieren und auszuwerten.

5.2 Analyse von Umformgeschichten

Analysis of Forming Histories

Die Nachteile der bisherigen Schadensmodelle sind zum einen, dass der Spannungs- sowie Dehnungszustand in den Modellen nicht eindeutig definiert ist. Dieses Defizit wird bei dem neuen Schadensmodell mit dem in Kapitel 5.1 vorgestellten Aufbau einer Umformgeschichte behoben. Zum anderen ist für die meisten Schadensmodelle charakteristisch, dass sie auf einen Referenzversuch zurückgreifen, um einen maximal zulässigen Schadenswert zu bestimmen. Dies führt zu einer starken Geometrieabhängigkeit der Modelle, wie in Kapitel 2.4 beschrieben wurde. Durch eine Berücksichtigung unterschiedlichster Referenzversuche kann diese Geometrieabhängigkeit ausgeschlossen werden [ZITZ95]. Daher werden für unterschiedliche Analogieversuche, siehe Abbildung 4.1, die Umformgeschichten erzeugt, die ein Materialversagen bei der Umformung charakterisieren. Damit liegt eine Datenbasis von Umformgeschichten vor, die zur Analyse und Auswertung genutzt werden kann. Da unterschiedliche Möglichkeiten einer solchen Datenanalyse bestehen, muss im Folgenden ein Verfahren zur Datenanalyse ausgewählt werden.

5.2.1 Anforderungen an die Datenanalyse

Demands Placed on the Data Analysis

Um aus der Vielzahl an maschinellen Verfahren zur Datenanalyse, die unter dem Begriff des Data Mining zusammengefasst werden, das für diesen Anwendungsfall geeignetste Verfahren auswählen zu können, müssen die Anforderungen bekannt sein. Diese ergeben sich aus der Idee, dass eine Umformgeschichte, die einen bestimmten Grad des Werkstoffversagens charakterisiert, unabhängig von der Werkstückgeometrie ist. Tritt somit eine Umformgeschichte, die in einem Analogieversuch zu einem Riss geführt hat, in einem realen Prozess erneut auf, so wird in dem realen Prozess ebenfalls ein Riss erwartet. Dabei muss zum einen davon ausgegangen werden, dass die Umformgeschichten identisch sein können. Zum anderen wird es bei den überwiegenden Anwendungen der Fall sein, dass die Datensätze leicht variieren, so dass hohe Streuungen das Ergebnis nicht beeinflussen sollten. Des Weiteren muss das Data Mining Verfahren in der Lage sein, unbekannte Datensätze richtig zu interpretieren, was unter dem Begriff Generalisierung zusammengefasst wird. Zusätzlich sollte das Verfahren sehr stabil sein und sich selbstständig an unterschiedliche Anwendungsfälle anpassen können, so dass mit zunehmender Anzahl an Datensätzen die Fehlerrate reduziert wird. Damit können die Anforderungen an das Data Mining für diesen Anwendungsfall der Bruchvorhersage wie folgt zusammengefasst werden:

- identische Datensätze wieder erkennen,
- hohe Robustheit gegen Störungen oder verrauschte Daten,
- hohe Generalisierungsfähigkeit,
- hohe Stabilität,
- anpassungsfähig und
- gute Lernfähigkeit.

5.2.2 Verfahren zur Datenanalyse

Data Analysis Processes

Die maschinelle Datenanalyse wird in der Literatur unter dem Begriff des Data Mining zusammengefasst. Das Data Mining ist dabei ein Schritt des Knowledge Discovery in Database (KDD) Prozesses, in dem unter Anwendung statistischer und mathematischer Algorithmen aus bestehenden großen Datensätzen Muster extrahiert werden [LAGA04]. Zu den viel versprechenden Analysemethoden, die anhand einer Datenbasis an Umformgeschichten ein Muster mit dem Ziel der Bruchvorhersage extrahieren sollen, zählen dabei die folgenden:

- Clusteranalyse,
- Entscheidungsbaum,
- Korrespondenzanalyse,
- Fuzzy Theorie und
- künstliche neuronale Netze.

Diese Analysemethoden werden im Folgenden im Hinblick auf die Anforderungen bei der Bruchvorhersage kurz erläutert und ihre Vor- und Nachteile bewertet.

Clusteranalyse: Die Clusteranalyse ist ein multivariates Analyseverfahren für die Ermittlung von Gruppen, so genannte Cluster, aus einer Menge von Objekten (z. B. Datensätze von Messwerten), die durch eine Anzahl von Merkmalen beschrieben sind. Dabei können prinzipiell Merkmale jeglichen Datenniveaus, also auch Nominal- oder Ordinaldaten, wie sie meist bei Befragungen vorkommen, verwendet werden [STEI77]. Dies ist ein großer Vorteil der Clusteranalyse. Einsetzen lässt sich die Clusteranalyse zur automatischen Klassifikation, beispielsweise zur Erkennung von Mustern in der Bildverarbeitung. Nachteilig ist, dass die Clusteranalyse ein unüberwachtes Lernen voraussetzt, d. h. es wird beim Lernen kein Zielwert vorgegeben. Weiterhin erlaubt die Clusteranalyse nur eine binäre Zuordnung eines Objektes zu einem Cluster. Damit ist keine Aussage über die Ähnlichkeit von betrachteten Daten zu einer Referenz möglich. Eine Anwendung der Clusteranalyse in dieser Arbeit ist daher ungünstig, da zum einen der Zielwert, in diesem Fall das Werkstoffversagen, aus den Versuchsreihen bekannt ist und nur Datensätze vorgelegt werden sollen, die auch zu einem Werkstoffversagen führen. Zum anderen mangelt es der Clusteranalyse an der richtigen Interpretation unbekannter Datensätze.

- **Entscheidungsbaum:** Der Entscheidungsbaum (Decision Tree) kann ebenfalls zum maschinellen Lernen eingesetzt werden. Dabei werden Datensätze anhand von bestimmten Attributen und über eine kontinuierliche Abfrage als wahr oder falsch klassifiziert. Aufgrund seines einfachen Aufbaus ist der Entscheidungsbaum vom Benutzer relativ leicht zu verstehen, allerdings neigt er sehr schnell zum Overfitting, so dass der Entscheidungsbaum seine Generalisierungsfähigkeit verliert. Durch ein Beschneiden des Baums (z. B. Pruning oder Early Stopping) kann dem entgegengewirkt werden. Dennoch ist diese Methode für eine Anwendung bei der Bruchvorhersage ungeeignet, da eine Datenaufbereitung der Umformgeschichte in der Form, dass eine wahr/falsch-Abfrage erfolgen kann, nicht möglich ist.
- Korrespondenzanalyse: Die Korrespondenzanalyse wird häufig bei der Visualisierung komplexer Daten eingesetzt. Insbesondere kann sie als ein Verfahren der multidimensionalen Skalierung von nominal skalierten Variablen charakterisiert werden. Sie ermöglicht es, die Zeilen und Spalten einer zweidimensionalen Kreuztabelle (Kontingenztabelle) grafisch in einem gemeinsamen Raum darzustellen. Ein besonderer Vorteil der Korrespondenzanalyse liegt darin, dass sie kaum Ansprüche an das Skalenniveau der Daten stellt. Die Daten dürfen nicht-negativ sein. Da in dem hier untersuchten Anwendungsfall auch negative Daten in Form von negativen Spannungen auftreten können und eine Umrechnung in positive Werte nicht sinnvoll erscheint, ist die Korrespondenzanalyse für eine Bruchvorhersage ungeeignet.
- Fuzzy-Theorie: Die Fuzzy-Theorie bietet die Möglichkeit zur mathematischen Nachbildung von menschlichen Bewertungsmaßstäben, Denkmustern und Schlussfolgerungen. Dazu werden beispielsweise unscharfe Quantifizierungen mathematisch beschrieben und dann miteinander verknüpft. Eine solche Verknüpfung kann beispielsweise auf einer Wenn-Dann-Form beruhen. Nachteilig bei der Fuzzy-Theorie ist allerdings, dass sie in ihrer Grundform nicht lernfähig ist [ZIMM95]. Dies macht die Fuzzy-Theorie für die Bruchvorhersage als alleiniges Analysewerkzeug unbrauchbar, denkbar ist jedoch eine Kombination mit der Clusteranalyse. Eine solche Kombination ist schon mehrfach zur Mustererkennung und Vorhersage in verschiedenen technischen Problemstellungen angewandt worden [STEI77].
- Künstliche Neuronale Netze: Der Aufbau künstlicher neuronaler Netze (KNN) beruht auf der Idee, das menschliche Gehirn und dessen Arbeitsweise nachzubilden. Damit bieten KNN die Möglichkeit einer Lernfähigkeit, einer höheren Fehlertoleranz und einer höheren Robustheit gegen Störungen oder verrauschte Daten und haben damit im Vergleich zu anderen Gebieten der künstlichen Intelligenz, z. B. der Korrespondenzanalyse, ihren Anwendungsschwerpunkt dort, wo ein Rechner durch einige wenige ausgewählte Eingabemuster lernen soll, ein beliebiges Eingabemuster in das gewünschte Ausgabemuster zu

überführen. Diese besonderen Eigenschaften machen das KNN bei allen Anwendungen interessant, bei denen kein bzw. nur geringes explizites (systematisches) Wissen über das zu lösende Problem vorliegt.

Zusammenfassend scheinen daher einerseits die Fuzzy-Theorie in Kombination mit der Clusteranalyse sowie andererseits die künstlichen neuronalen Netze ein sehr großes Potenzial zu bieten, um eine große Datenmenge an Umformgeschichte mit dem Ziel der Bruchvorhersage auswerten zu können. Da ein künstliches neuronales Netz von der Handhabung einfacher ist und eine höhere Robustheit gegen Störungen oder verrauschte Daten bietet, wird eine Umsetzung der Datenanalyse mittels KNN näher untersucht.

5.3 Zusammenfassung

Summary

Das in dieser Arbeit entwickelte Schadensmodell sieht vor, anhand von plastomechanischen Kenngrößen, wie den Komponenten des Spannungs- und Dehnungstensors, eine Umformgeschichte zu erzeugen, in der die zeitliche Änderung dieser Größen beschrieben wird. Als relevante Kenngrößen wurden die Hauptspannungen σ_1 , σ_m und σ_v sowie die normierte Rotation der Hauptspannungen gegenüber der Koordinatensystemachse α_{norm} und der Vergleichsumformgrad φ_v identifiziert. Bei der grafischen Darstellung der Umformgeschichte werden die Spannungsgrößen und die Winkeländerung gegen den Vergleichsumformgrad aufgetragen. So kann der zeitliche Verlauf dieser Größen berücksichtigt werden, ohne dass die Zeit als zusätzliche Information in der Umformgeschichte mit einfließen muss. Damit wurde erstmalig ein Schadensmodell entwickelt, dass sowohl unterschiedliche Referenzversuche als auch deren Umformgeschichte bei der Vorhersage einer duktilen Werkstoffschädigung berücksichtigt.

Für die Weiterverarbeitung der in einer Umformgeschichte enthaltenen Daten wird ein künstliches neuronales Netz herangezogen, weil es sich durch eine hohe Generalisierungsfähigkeit und eine hohe Robustheit gegenüber Störungen sowie verrauschten Daten auszeichnet. Mit diesem Ansatz wird erstmalig ein KNN eingesetzt, das nur anhand der Komponenten des Spannungsund Dehnungstensors eine Schadensvorhersage für duktile Stahlwerkstoffe generiert.

Um die Gültigkeit dieses neuen Modells zu überprüfen, sollten die in diesem Kapitel festgelegten Modellannahmen und Vereinfachungen allerdings noch auf ihre Zulässigkeit hin überprüft werden.

6 Überprüfung der Modellannahmen

Checking Model Assumptions

Das in Kapitel 5 vorgeschlagene Modell zur Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung bei Kaltmassivumformprozessen basiert auf umfassenden Überlegungen, die aus dem Stand der Technik abgeleitet wurden. Somit besitzt dieses Modell eine allgemeine Gültigkeit, dennoch sollten die Modellannahmen mit Hilfe von Experimenten nochmals kritisch geprüft werden, da nur so ein Gültigkeitsbeweis erbracht werden kann. Zu diesen Modellannahmen zählen zum einen der vorgeschlagene Maßstab für die Schadensdefinition, zum anderen aber auch die in dem Modell vernachlässigten Umformgeschwindigkeiten, Werkstücktemperaturen und Oberflächeneigenschaften. Im ersten Schritt sollen dazu die unterschiedlichen Versuchsreihen anhand des Maßstabs für eine Schadensdefinition analysiert werden.

6.1 Schadensdefinition

Definition of Damage

Die in Kapitel 4.1 vorgestellten Probengeometrien versagen bei einer zu starken plastischen Verformung auf unterschiedliche Weise. Wie diese Versagensarten im Detail aussehen, und welche Rückschlüsse daraus gezogen werden können, wird im Folgenden untersucht. Weiterhin werden die unterschiedlichen Versagensarten mit der in Kapitel 4.3.1 vorgeschlagenen Definition einer Werkstückschädigung bewertet.

6.1.1 Formen oberflächennaher Risse

Types of Cracks Close to the Surface

Für die Auswertung der experimentellen Versuchsreihen sind in Abbildung 6.1 eine Auswahl der durchgeführten Analogieversuche dargestellt. Dabei sind sowohl einige Stauchversuche als auch Querfließpressversuche und Eindrückversuche abgebildet. Während bei den Stauchversuchen in erster Linie die Probengeometrie variiert, werden beim Querfließpressen die Kragenhöhe und beim Eindrücken die Indentergeometrie verändert. So können bei den einzelnen Analogieversuchen unterschiedliche plastische Verformungen in den Werkstoff eingebracht werden, bis dieser schließlich versagt. Dabei ist eine deutliche Variation in der Oberflächenausbildung festzustellen, die es mit dem in Kapitel 4.3.1 vorgeschlagenen Maßstab für eine Werkstückschädigung zu bewerten gilt.

Mit fortschreitender plastischer Verformung, der in Abbildung 4.1 dargestellten Stauch-, Querfließpress-, Eindrück- sowie Biegeversuche tritt bei allen Probengeometrien eine erste Rissinitiierung an der Werkstückoberfläche auf. Die Auswertung dieser Risse zeigt, dass unterschiedliche Rissformen auftreten können. Die **Abbildung 6.2** zeigt diese Oberflächenrisse, welche sich in drei unterschiedliche Rissmuster einteilen lassen. Diese drei Rissmuster werden als Längsrisse, Kreuzrisse und kraterförmige Risse definiert. Alle experimentell detektierten oberflächennahen Risse können einem dieser drei Rissmuster zugeordnet werden. Weiterhin ist eine starke Abhängigkeit der Rissform von der Geometrie der Probe erkennbar, und es zeigt sich, dass die



Abbildung 6.1: Auswahl experimenteller Analogieversuche zum Stauchen, Querfließpressen und Eindrücken Selection of experimental analogy tests for upsetting, lateral extrusion and punch penetration unterschiedlichen Rissmuster in Abhängigkeit von der Probengeometrie sehr gut reproduzierbar sind.



Abbildung 6.2: Rissformen bei verschiedenen Stauchprobengeometrien $Types \ of \ cracks \ with \ upsetting \ testpieces \ of \ various \ geometries$

Bei näherer Betrachtung ist erkennbar, dass bei Längsrissen die Oberfläche glatt ist, kaum kleinere Risse auftreten und nur vereinzelt größere Längsrisse zu finden sind. Werkstückoberflächen, die bei zu hoher Belastung Kreuzrisse aufweisen, sind in der Regel von sehr vielen kleinen kreuzförmigen Rissen durchzogen und vereinzelt bilden sich auch größere längsorientierte Risse. Die kraterförmigen Risse scheinen eine Zwischenform von Kreuz- und Längsriss zu sein, da auf der Oberfläche unzählige Verwerfungen unter 45° zu erkennen sind, sich allerdings nur vereinzelt kreuzförmige Risse ausbilden.

In Abbildung 6.3 ist die Oberfläche eines Risses detailliert dargestellt und bei näherer Betrachtung zeigen sich deutliche Merkmale. Am Rand des Risses ist eine stark kraterförmige Oberfläche (erste Bruchfläche) erkennbar. Diese Oberflächenstruktur lässt auf einen duktilen Bruch schließen, bei dem die beiden Bruchflächen senkrecht voneinander abgetrennt werden. Im anschließenden Bereich (weitere Bruchfläche) des Risses erscheint es so, als würden die beiden Oberflächen aufeinander abgleiten, was auf ein sehr duktiles Werkstoffverhalten schließen lässt. Dies kann aber auch täuschen und der Eindruck entsteht nur, weil die Oberfläche dort fast senkrecht zur Bildebene ausgerichtet ist. Die Entwicklung oberflächennaher Risse muss dazu näher betrachtet werden.

6.1.2 Entstehung und Ausbreitung oberflächennaher Risse

Formation and Propagation of Cracks Close to the Surface

Ein Vergleich der Schädigungsentwicklung bei einem Kreuzriss und einem Längsriss zeigt, dass die Rissbildung völlig unterschiedlich abläuft. In der oberen Bildhälfte in **Abbildung 6.4** ist die Entwicklung und das Wachsen eines Kreuzrisses dargestellt. Nachdem zu Beginn Bereiche der

6 Überprüfung der Modellannahmen



Abbildung 6.3: Duktile Rissoberfläche am Beispiel eines kraterförmigen Risses in einer Kegelprobe Ductile crack surface using the example of a crater-shaped crack in a conical testpiece

oberen Randschicht abblättern, bilden sich anschließend vereinzelt kreuzförmige Anrisse. Mit fortschreitender Umformung und zunehmender Anzahl an Kreuzrissen vereinigen sich einige Rissspitzen. In diesen Bereichen ist die Randzone geschwächt, so dass sich diese Kreuzrisse zu einem längsorientierten Riss verbinden. Der Längsriss als zweiter Risstyp bildet sich im Gegensatz zu den Kreuzrissen nicht aus mehreren kleinen Rissen, sondern hier entsteht ein kleiner Anriss innerhalb der Randzone und dieser orientiert sich dann senkrecht zur maximalen Zugspannung und wächst kontinuierlich weiter. Die untere Bildhälfte in Abbildung 6.4 zeigt, dass dieser Riss mit zunehmender Umformung zuerst überwiegend in Längsrichtung wächst, bevor er anschließend auch in die Breite zunimmt.

Es bleibt nun zu prüfen, ob die in Kapitel 4.3.1 aufgestellte Definition einer Werkstückschädigung auf die unterschiedlichen Rissmuster anwendbar ist und für jedes umgeformte Werkstück einen Grad der Werkstückschädigung festlegen kann.

6.1.3 Klassifikation anhand des Schadensmaßstabs

Classification Using the Damage Criterion

Die in Kapitel 4.3.1 aufgestellte Definition einer Werkstückschädigung legt fest, dass ein Werkstück dann zu 100 % beschädigt ist, wenn eines der dort aufgeführten Kriterien erfüllt ist. In **Abbildung 6.5** werden drei unterschiedliche Werkstückoberflächen anhand der Kriterien bewertet. Dabei sind alle drei Werkstückoberflächen zu 100 % beschädigt, obwohl sie auf den ersten Blick völlig unterschiedlich aussehen. Dies zeigt, dass die Kombination der Kriterien sinnvoll ist, da sowohl mehrere Kriterien gleichzeitig zutreffend sein können oder nur ein einzelnes Kriterium ausschlaggebend sein kann.

Weiterhin muss nun überprüft werden, ob anhand der Schadenskriterien auch die Rissentwicklung bewertet werden kann. Dazu werden verschiedene Werkstückgeometrien unterschiedlich stark umgeformt und die Rissentwicklung anhand der Schadensdefinition bewertet. Dabei ist der maximal bestimmbare Grad der Schädigung ausschlaggebend. In dem oberen Dia-
6.1 Schadensdefinition



Abbildung 6.4: Rissentwicklung bei Kreuzrissen (oberer Bildhälfte) und bei Längsrissen (untere Bildhälfte)

Crack development in the case of crossing cracks (upper half of the image) and in the case of longitudinal cracks (lower half of the image)





gramm in **Abbildung 6.6** ist nun die experimentell ermittelte Schädigung in Abhängigkeit vom Stauchweg dargestellt. Zu Beginn der Umformung ist über einen längeren Stauchweg keine

makroskopische Schädigung der Werkstückoberfläche erkennbar. Dies liegt in erster Linie an der Fähigkeit des Materials, ein gewisses Maß an Versetzungswanderung zuzulassen, bis sich die Versetzungen an Korngrenzen aufstauen und die Porenbildung zur Materialtrennung führt [DAHL74]. Da diese Mikrorisse zum einen aufgrund ihrer Kerbwirkung lokale Spannungsmaxima hervorrufen und zum anderen die zur Verfügung stehende Querschnittsfläche reduzieren, bilden sich mit fortschreitender Umformung aus den Mikrorissen erste Makrorisse. Mit Eintritt einer ersten Schädigung steigt dann der Schädigungsgrad mit dem Stempelweg stetig an. Diese Schädigungsentwicklung zeigt sich sowohl bei Probengeometrien, die Längsrisse aufweisen, sowie bei Proben, bei denen Kreuzrisse auftreten.



Abbildung 6.6: Darstellung der makroskopischen Schädigung in Abhängigkeit des Umformgrads Representation of the macroscopic damage depending on the plastic strain

Die Darstellung des Schädigungsgrads über dem normierten Umformgrad zeigt einen ähnlichen Verlauf. Dies ist damit zu erklären, dass bei allen sechs untersuchten Probengeometrien der Umformgrad kontinuierlich mit dem Stempelweg zunimmt. In der Praxis sind meist mehrstufige Umformprozesse vorzufinden, bei denen die Werkstückbereiche unterschiedlich starke Umformungen in den einzelnen Umformstufen erfahren. Im Extremfall kann dies dazu führen, dass lokale Werkstückbereiche in einer oder mehreren Umformstufen nicht plastisch verformt werden, dafür in anderen Umformstufen umso mehr. Eine Darstellung des Schädigungsgrads über dem Stempelweg wird daher nicht so stetig verlaufen, wie dies in Abbildung 6.6 unten dargestellt ist. Da bei nicht auftretender plastischer Verformung auch kein Zuwachs des Umformgrads auftritt, wird die Darstellung des Schädigungsgrads über dem normierten Umformgrad auch bei mehrstufigen Umformprozessen ebenso stetig verlaufen, wie dies in Abbildung 6.6 oben dargestellt ist. Daher wird die Darstellung des Schädigungsgrads über dem normierten Umformgrad auch bei mehrstufigen Umformprozessen ebenso stetig verlaufen, wie dies in Abbildung 6.6 oben dargestellt ist. Daher wird die Darstellung des Schädigungsgrads über dem normierten Umformgrad als sinnvoll angesehen.

6.1.4 Ursachen unterschiedlicher Rissformen

Causes of Different Crack Types

In den vorherigen Abschnitten wurde gezeigt, dass sich die Rissmuster mit fortschreitender Umformung in eine bestimmte Richtung orientieren. Eine Betrachtung des im Bereich des Risses vorliegenden Spannungszustands zeigt, dass senkrecht zu der Rissorientierung immer Zugspannungen im Werkstück auftreten, siehe **Abbildung 6.7**. Weiterhin ist dabei eine direkte Abhängigkeit des Rissmusters vom Spannungszustand feststellbar. Da die senkrecht auf die Werkstückoberfläche wirkende Radialspannung σ_r gleich Null ist, liegt an der Werkstückoberfläche ein ebener Spannungszustand vor. Weiterhin tritt aufgrund der Rotationssymmetrie in der θ -z-Ebene keine Schubspannung auf (vgl. Gleichung 2.1). Somit bilden die beiden Spannungen σ_{θ} und σ_z gleichzeitig die Hauptspannungen in der θ -z-Ebene. Allen Versuchsgeometrien aus Abbildung 4.1 ist gemein, dass in Umfangsrichtung θ eine Zugspannung anliegt, die in Abhängigkeit von der Probengeometrie zwischen 110 und 654 MPa variiert und gleichzeitig der ersten Hauptnormalspannung des dreiachsigen Spannungszustandes entspricht. In axialer Richtung können je nach Probengeometrie Druck- oder Zugspannungen vorliegen, welche zwischen -472 und 90 MPa variieren.



Abbildung 6.7: Rissformen in Abhängigkeit von dem Spannungszustand am Ende der Umformung Types of cracks depending on the stress state at the end of the forming operation

In Abbildung 6.7 ist dargestellt, wie diese Überlegungen auf die auftretenden Rissgeometrien übertragbar sind. Zum einen zeigen die Proben nur dann Kreuzrisse in der Werkstückoberfläche, wenn $\sigma_z < 0$ ist und damit in axialer Richtung eine Druckspannung vorliegt. Damit ist das Verhältnis von Umfangsspannung zu axialer Spannung σ_{θ}/σ_z negativ. Ist das Verhältnis σ_{θ}/σ_z hingegen positiv, da $\sigma_z > 0$ ist, so neigt die geschädigte Oberfläche zur Ausbildung von Längsrissen. Nimmt das Verhältnis σ_{θ}/σ_z Werte zwischen -1 und 0 an, so kann die geschädigte Oberfläche keinem dieser beiden Rissmuster eindeutig zugeordnet werden. Es sind vielmehr die in Kapitel 6.1.1 beschrieben kraterförmigen Risse sowie Ansätze von Kreuz- und Längsrissen gleichzeitig erkennbar. Diese Untersuchungen zeigen, dass der Spannungszustand im Werkstück nicht nur die Rissbildung beeinflusst, sondern auch die Form des Risses.

Im Gegensatz zu den Spannungen wurden a priori die Formänderungsgeschwindigkeiten bei dem neuen Schadensmodell ausgeschlossen. Diese Entscheidung ergibt sich aus dem Stand der Technik, allerdings muss der Gültigkeitsbeweis noch erbracht werden.

6.2 Vernachlässigung der Formänderungsgeschwindigkeit

Neglecting the Strain Rate

In Kapitel 5.1.4 wurde die Formänderungsgeschwindigkeit aufgrund des Fließgesetzes von Lévy-Mises (Gleichung 5.4) aus der Umformgeschichte ausgeschlossen. Die **Abbildung 6.8** zeigt am Beispiel einer Zugprobe, dass die Umformgeschichten bei unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten und damit auch bei unterschiedlichen Formänderungsgeschwindigkeiten sehr ähnlich sind. Bei den untersuchten Zugproben entspricht im Bereich der Gleichmaßdehnung eine Stempelgeschwindigkeit v_{Stempel} von 3,6 mm/s einer Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_v$ von 0,1 s⁻¹ und ein v_{Stempel} von 360 mm/s einem $\dot{\varphi}_v$ von 10 s⁻¹.



Abbildung 6.8: Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Umformgeschichte am Beispiel des Zugversuchs Influence of the strain rate on the forming history using the example of the tensile test

Experimentell zeigt sich, dass mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit $v_{Stempel}$ die Zugprobenlänge nach dem Bruch abnimmt, ebenso wie der minimale Probenquerschnitt. Dies bestätigt die in der Literatur dargelegte Meinung [EM03, STEN65, TREP01]. Übertragen auf die Umformgeschichte sollte sich dies in der Simulation darin bestätigen, dass bei steigender Formänderungsgeschwindigkeit ein geringerer Bruchumformgrad φ_B erzielt wird. Dies zeigt sich bei den Umformgeschichten in Abbildung 6.8 rechts. So werden bei einer geringeren Stempelgeschwindigkeit höhere lokale Bruchumformgrade erzielt. Aufgrund der höheren Fließspannung bei zunehmender Formänderungsgeschwindigkeit, siehe Abbildung 4.4, ist das Spannungsniveau der Umformgeschichten bei höherer Stempelgeschwindigkeit ebenfalls erhöht. Absolut gesehen sind die Abweichungen in den Umformgeschichten aber kleiner 3 %, so dass deren Einfluss auf das Umformvermögen vernachlässigt werden kann.

Im Rahmen einer Validierung wird dennoch überprüft, ob ein trainiertes neuronales Netz in der Lage ist, den Zeitpunkt der Rissinitierung bei unterschiedlichen Formänderungsgeschwindigkeiten vorherzusagen. Aufgrund seiner Generalisierungsfähigkeit muss das neuronale Netz dazu im Stande sein.

6.3 Vernachlässigung der Werkstücktemperatur

Neglecting the Workpiece Temperature

In Kapitel 5.1.4 wurde angenommen, dass die Temperaturentwicklung des Werkstücks bei der industriellen Kaltmassivumformung keinen signifikanten Einfluss auf das Umformvermögen des Werkstoffs hat. In **Abbildung 6.9** ist die Temperaturentwicklung während des Umformprozesses bei einer Zugprobe und bei einer Stauchprobe dargestellt. Bei beiden Umformprozessen wird fast die gleiche plastische Dehnung in den Werkstoff eingebracht. Während bei der Zugprobe die dissipierte Umformarbeit zu einer maximalen Werkstücktemperatur von ca. 180 °C führt, kommt es bei der Stauchprobe aufgrund der zusätzlichen Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück zu deutlich höheren Werkstücktemperaturen von ca. 280 °C. Nach [DOEG86] führt eine solche Temperturerhöhung bei dem untersuchten 16MnCr5 zu einer Reduzierung der Fließspannung von ca. 100 – 120 MPa. Somit dürfte auch das Spannungsniveau bei der Umformgeschichte um maximal diesen Betrag variieren, wenn eine thermisch gekoppelte Simulation einer thermisch entkoppelten gegenübergestellt wird.

Am Beispiel eines Zugversuchs und eines Stauchversuchs sind in **Abbildung 6.10** die Umformgeschichten einer thermisch gekoppelten Simulation und einer thermisch entkoppelten Simulation gegenübergestellt. So zeigt sowohl die Zugprobe als auch die Stauchprobe bei der erste Hauptnormalspannung σ_1 und der Vergleichspannung σ_v die deutlichsten Unterschiede in der Umformgeschichte. Bei der thermisch gekoppelten Simulation sind die Spannungen bis zu 50 MPa niedriger als bei der thermisch entkoppelten Simulation. Da die Temperaturen innerhalb des Werkstücks mit fortschreitender Umformung kontinuierlich ansteigen, nehmen auch die Unterschiede in den Spannungsverläufen kontinuierlich zu. Die maximale Abweichung ist dabei allerdings kleiner 6 %. Die Verläufe der mittleren Spannung σ_m sowie des normierten Winkels α_{norm} werden kaum von der Temperaturentwicklung im Werkstück beeinflusst. So tritt beim Zugveruch und auch beim Stauchversuch eine maximale Abweichung kleiner 2 % auf, so dass der Temperaturenfluss auf das Umformvermögen vernachlässigt werden kann.

Die in Abbildung 6.10 dargestellten Umformgeschichten zeigen ebenfalls, dass der hydrostatische Spannungszustand weitaus weniger durch das Temperaturniveau im Werkstück beeinflusst wird als der deviatorische Spannungsanteil. Die Belastungsrichtung im Werkstück wird ebenfalls kaum von der Werkstücktemperatur beeinflusst. Weiterhin zeigt die Stauchprobe bei σ_1 und σ_m in einigen Bereichen einen sehr unregelmäßigen Verlauf. Dieser konnte auf ein numerisches Problem zurückgeführt werden, das auf dem Reibverhalten zwischen Werkstück und Werkzeug beruht.



Abbildung 6.9: Simulierte Entwicklung der Werkstücktemperatur beim Kaltumformen am Beispiel einer Zug- und einer Stauchprobe Simulated development of the workpiece temperature during cold forging using the example of a tensile and an upsetting testpiece



Abbildung 6.10: Vergleich der Umformgeschichten mit und ohne Temperaturberücksichtigung am Beispiel der Zugprobe und der Stauchprobe Comparison of the forming histories with and without taking temperature into account using the example of the tensile testpiece and the upsetting testpiece

Auch wenn bei thermisch gekoppelten Simulationen der Temperatureinfluss sich kaum auf die Umformgeschichte auswirkt und daher vernachlässigt werden kann, so muss auch diese Modellannahme im Rahmen einer Validierung überprüft werden. Auch hier muss das neuronale Netz aufgrund seiner Generalisierungsfähigkeit in der Lage sein, den Zeitpunkt der Rissinitiierung vorherzusagen.

6.4 Vernachlässigung der Randzoneneigenschaften

Neglecting the Rim Zone Properties

In Kapitel 5.1.4 wurde die These aufgestellt, dass bei der Kaltmassivumformung die Werkstückrandzone zwar einen Einfluss auf das Umformvermögen hat, dieser allerdings im Gegensatz zu dem anliegenden Spannungs- und Dehnungszustand vernachlässigt werden kann. Da die Werkstückrandzone durch unterschiedliche Eigenschaften, wie beispielsweise

- den Eigenspannungszustand,
- die Randzonenfestigkeit,
- die Oberflächenrauheit und
- das Gefüge

charakterisiert wird, muss im Einzelnen bewiesen werden, dass diese Eigenschaften das Formänderungsvermögen nicht signifikant beeinflussen.

Der Eigenspannungszustand ist die Auswirkung einer fixierten elastischen Werkstoffverzerrung in einem Körper, auf den keine äußeren mechanischen Beanspruchungen und keine inneren Temperaturgradienten wirken [TEKK86]. Der Eigenspannungszustand wird den Lastspannungen überlagert [WOHL00], wodurch bei Belastungen, die nicht über die elastische Dehngrenze hinausgehen, die Gefahr einer Rissinitierung gesenkt werden kann und somit die Biegewechselfestigkeit zunimmt [SYRE75]. Die Randzonenfestigkeit kann in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte variieren. Die durch den Herstellungsprozess eingebrachte plastische Verformung der Randzone kann zu einem Anstieg der Versetzungsdichte führen und somit zu einer Kaltverfestigung der Werkstückrandzone [DAHL74]. In der Regel wird das Restformänderungsvermögen des Werkstoffs in kaltverfestigten Werkstoffbereichen reduziert [STEN65]. Die Oberflächenrauheit ist gekennzeichnet durch Mikrokerben. Diese üben durch ihre Kerbwirkung einen erhöhenden Effekt auf die Lastspannungen im Kerbgrund aus. Wird hierdurch die Werkstoffbelastbarkeit überschritten, so kommt es zu Mikrogleitungen und zur Rissinitierung [SCHO91]. Das Gefüge, insbesondere die Korngröße, kann infolge einer lokalen Erwärmung in der Randzone variieren. Dabei führen kleine Körner zu einem höheren Verfestigungsexponenten, da sich die Versetzungsbewegungen früher aufstauen [DAHL74]. Dadurch wird in der Regel das Formänderungsvermögen des Werkstoffs reduziert [BERG00].

Um nachzuweisen, dass der Einfluss dieser Randzoneneigenschaften zur Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung vernachlässigt werden kann, werden die Eigenschaften der Randzonen durch unterschiedliche Fertigungsverfahren variiert. Dazu sind in der **Tabelle 6.1** sechs Fertigungsverfahren aufgeführt, die es erlauben, unterschiedliche Randzoneneigenschaften zu erzeugen. Diese Verfahren sind das Schruppdrehen, Schlichtdrehen, Schleifen, Glattwalzen, Strahlen und Glühen. Bis auf das Schruppdrehen wurden alle Proben zuerst schlichtgedreht und anschließend geschliffen, gewalzt, gestrahlt oder geglüht. Zu den einzelnen Fertigungsverfahren sind weiterhin die verwendete Werkzeuggeometrie und die Prozessparameter angegeben [KLOC06a].

6 Überprüfung der Modellannahmen

Die Fertigungsverfahren sind so ausgewählt, dass die schlichtgedrehte Oberfläche als Referenzgröße dient, da auch alle anderen Untersuchungen in dieser Arbeit an schlichtgedrehten Proben durchgeführt wurden. Durch das Schruppdrehen und das Strahlen werden Oberflächen mit einer höheren Rauheit und durch das Schleifen und Glattwalzen mit einer geringeren Rauheit erzeugt. Beim Strahlen, Glattwalzen und Schruppdrehen sind zum Teil deutliche höhere Verfestigungen in der Randzone zu erwarten, während das Schleifen innerhalb dieser sechs Fertigungsverfahren die geringste Kaltverfestigung in der Randzone hervorrufen sollte. Durch das Glattwalzen und das Strahlen sollen gezielt Druckeigenspannungen in die Randzone eingebracht werden, um so das Formänderungsvermögen zu erhöhen. Das Glühen ist Bestandteil der Untersuchungen, da hierdurch alle in die Randzone eingebrachten Kaltverfestigungen wieder abgebaut werden sollen, um so das vollständige Formänderungsvermögen des Werkstoffs dem Umformprozess zur Verfügung zu stellen.

Fertigungs- verfahren	Werkzeugspezifikation	Prozessparameter	
Schruppdrehen	Hartmetall, P30 $\varkappa = 47^{\circ}$, r = 1,2 mm	$v_c = 200 \text{ m/min}, f = 1 \text{ mm},$ a = 2 mm, trocken	
Schlichtdrehen	Hartmetall $\varkappa = 92^{\circ}$, r = 0,4 mm		
Schleifen	Edelkorund A60	$v_c = 1500 \text{ m/min}, f = 0.1 \text{ mm}, a = 0.005 \text{ mm}$	
Glattwalzen	$\begin{array}{l} \text{Keramikkugel} \\ \text{D}_{Kugel} = 6 \text{ mm} \end{array}$		
Strahlen	Sandkörner $D_{Korn} = 0,12 \text{ mm}$	p = 7 bar	
Weichglühen	-	T = 715 °C, $t = 20$ h	

Tabelle 6.1: Parameter der Fertigungsverfahren Production process parameters

6.4.1 Einfluss der Eigenspannung auf das Umformvermögen

Effect of the Residual Stress on Formability

Der Spannungszustand ist die zentrale Eingangsgröße bei der Umformgeschichte. Da die im Prozess auftretenden Lastspannungen den im Werkstück vorliegenden Eigenspannungen überlagert werden, könnte der Eigenspannungszustand den Spannungszustand im Werkstück und damit die Umformgeschichte direkt beeinflussen. Die Eigenspannungen werden dabei in erster Linie durch elastische Verformungen im Bauteil hervorgerufen. Werden diesen elastischen Dehnungen nun plastische Dehnungen überlagert, so werden die Eigenspannungen abgebaut, da sich der elastische Dehnungszustand vor und nach der plastischen Verformung unterscheidet. Dazu reichen bereits sehr geringe plastische Dehnungen aus, da aufgrund des hohen Elastizitätsmoduls von Stahl (212000 MPa) bereits kleinste Dehnungen hohe Eigenspannungen hervorrufen. Der Hooksche Zusammenhang [HOOK78]

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \tag{6.1}$$

zeigt, dass eine elastische Dehnung von 0,002 eine theoretische Eigenspannung von 424 MPa erzeugt. Somit führen bereits geringste plastische Verformungen, wie beispielsweise Kriechvorgänge, zum Eigenspannungsabbau. Vor diesem Hindergrund wird die These aufgestellt, dass der Eigenspannungszustand in der Randzone die Umformgeschichte und damit auch das Formänderungsvermögen nicht beeinflusst. Um diese These nun zu beweisen, werden zuerst die Eigenspannungszustände ermittelt, welche durch die vorgestellten Fertigungsverfahren in die Werkstückrandzone induziert wurden. Die **Abbildung 6.11** zeigt diese in der Randzone vorliegenden Eigenspannungszustände.



Abbildung 6.11: Auf die Bearbeitungsrichtung bezogene senkrechte und parallele Eigenspannungsverteilung in der Randzone in Abhängigkeit von unterschiedlichen Herstellungsprozessen

The perpendicular and parallel residual stress distribution occurring in the rim zone in relation to the machining direction depending on different production processes

Dabei wird anhand der Halbwertbreite deutlich, dass die Fertigungsverfahren, welche hohe mechanische Verfestigungen in die Randzone einbringen, wie beispielsweise das Glattwalzen und das Strahlen, auch hohe plastische Dehnungen verursachen, die dann wiederum hohe Druckeigenspannungen in der Randzone hervorrufen. Diese Druckeigenspannungen reichen mehrere 100 µm tief. Beim Glattwalzen sind die unterschiedlichen Eigenspannungen in senkrechter und paralleler Bearbeitungsrichtung durch den richtungsabhängigen Walzvorgang zu erklären [MADE06]. Erwartungsgemäß ist beim Strahlen keine Richtungsabhängigkeit der Eigenspannungen feststellbar. Die induzierten Druckeigenspannungen sind beim Strahlen allerdings nicht so hoch und haben auch eine geringere Randtiefe als die Druckeigenspannungen, welche durch das Glattwalzen erzeugt werden. Bei der definierten Zerspanung tritt neben der mechanischen Verfestigung auch eine thermische Belastung der Randzone auf. Diese thermische Belastung verursacht eine Werkstoffausdehnung und gleichzeitig führen die hohen Werkstofftemperaturen zu einem lokalen Fließspannungsabfall, so dass bei der anschließenden Abkühlung Zugeigenspannungen in die Randzone induziert werden. Diese Zugeigenspannungen werden dann den mechanisch induzierten Druckeigenspannungen überlagert, so dass in Abhängigkeit vom Werkstoff und der mechanischen sowie thermischen Belastung Zug- oder Druckeigenspannungen in der Randzone vorliegen können. Bei dem in dieser Arbeit verwendeten 16MnCr5 überwiegen die thermisch induzierten Zugeigenspannungen sowohl beim Schruppdrehen als auch beim Schlichtdrehen. Zwar sind aufgrund der geringeren Zerspankräfte die mechanischen Verfestigungen beim Schlichtdrehen geringer als beim Schruppdrehen, allerdings sind auch die thermischen Belastungen geringer, so dass die Zugeigenspannungen beim Schruppdrehen nahezu doppelt so groß sind wie beim Schlichtdrehen. Beim Schleifen hingegen ist die thermische Belastung zu gering, so dass hier nur geringe Druckeigenspannungen in der Randzone verbleiben. Durch das Weichglühen werden die Versetzungen im Werkstoff abgebaut, so dass nahezu keine Verfestigungen und Eigenspannungen in der Randzone vorliegen.

Der Einfluss des Eigenspannungszustands auf das Umformergebnis bzw. auf die Rissinitierung wurde mit Hilfe von FEM Simulation ermittelt. In Abbildung 6.12 ist der Modellaufbau am Beispiel einer schruppgedrehten Zylinderprobe mit Kragen dargestellt. Neben der exakten Geometrieabbildung in dem FE-Modell, die Drehriefen wurden ebenfalls abgebildet, wurden auch die gemessenen tangentialen und axialen Eigenspannungen, siehe Abbildung 6.12 links unten, ebenfalls in die Randelemente des FE-Modells übertragen. Die durch das Fertigungsverfahren in die Randzone eingebrachten plastischen Dehnungen wurden nicht in das FE-Modell übertragen, da diese im Versuch nicht direkt gemessen werden können und anhand einer Mikrohärtemessung nur eine qualitative Abschätzung für die Vergleichsdehnung $\varphi_{\rm v}$ möglich ist. Darüber hinaus ist eine Bestimmung der richtungsabhängigen Dehnungen $\varphi_r, \varphi_{\theta}$ und φ_z nicht möglich. Der Vergleich der Spannungsverteilung in Umfangsrichtung im Werkstück vor und während der Umformung zeigt, dass sich vor der Umformung der Spannungszustand in der Werkstückrandzone deutlich von den Spannungen im Werkstückinneren unterscheidet. Während der Umformung werden den Eigenspannungen die Lastspannungen überlagert und die Eigenspannungen kontinuierlich abgebaut. Die Detailaufnahme der umgeformten Randzone zeigt, dass der zuvor festgestellte Einfluss des Fertigungsverfahrens nicht mehr auszumachen ist, und die aufgebrachten Lastspannungen überwiegen.

Diesen Abbau der Eigenspannungen innerhalb der Randzone zeigt auch die **Abbildung 6.13** sehr deutlich. Hier ist am Beispiel der Kragenprobe die Entwicklung des Spannungszustands in der Randzone während der Umformung dargestellt. Dazu werden im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 6.13 die Verläufe der Vergleichsspannung σ_v , der ersten Hauptnormalspannung σ_1 und der mittleren Spannung σ_m bei den einzelnen Fertigungsverfahren dargestellt, da diese Spannungsgrößen in dieser Arbeit in der Umformgeschichte berücksichtigt werden. Zeigen die verschiedenen Bearbeitungsverfahren aufgrund der unterschiedlichen Eigenspannungszustände zu Beginn der Umformung noch unterschiedliche Spannungswerte, so nähern sich die einzelnen Spannungen mit fortschreitender Umformung sehr schnell einander an und verlaufen ab einem Vergleichsumformgrad von $\varphi_v = 0,012$ deckungsgleich. Von diesem Zeitpunkt an ist kein Einfluss des ursprünglichen Eigenspannungen auf das Umformergebnis und somit auf die Rissinitiierung auswirken. Daher können diese bei der Bruchvorhersage vernachlässigt werden.





Model structure for determining a reduction in the residual stress during forming operations using the example of the collar testpiece



Abbildung 6.13: Simulierter Abbau von Eigenspannungen in der Bauteilrandzone bei der plastischen Umformung am Beispiel der Kragenprobe

Reduction of residual stresses in the rim zone of the part during plastic deformation using the example of the collar testpiece

6 Überprüfung der Modellannahmen

Damit konnte der Beweis für die zuvor aufgestellte These erbracht werden, dass durch eine plastische Verformung die elastischen Dehnungen und damit die Eigenspannungen abgebaut werden können. Allerdings gilt dies nicht für eine zuvor eingebrachte Kaltverfestigung. Eine einmal eingebrachte Kaltverfestigung wird durch eine weitere Kaltumformung in aller Regel nicht abgebaut, so dass deren Einfluss auf das Umformvermögen noch näher untersucht werden muss.

6.4.2 Einfluss der Kaltverfestigung auf das Umformvermögen

Effect of Strain Hardening on Formability

Die in den Werkstoff eingebrachte Kaltverfestigung drückt sich quantitativ in der Fließspannung des Werkstoffs aus. Diese Fließspannung kann nicht direkt bestimmt werden, hängt allerdings von der Versetzungsdichte ab. Da sich unterschiedliche Versetzungsdichten wiederum auf die Werkstoffhärte auswirken [WILH69], kann die Kaltverfestigung qualitativ an der Versetzungsdichte und damit anhand der Werkstoffhärte ermittelt werden. Die Abbildung 6.14 zeigt, dass durch die Fertigungsverfahren Glattwalzen und Strahlen eine hohe mechanische Verfestigung in die Randzone eingebracht wird.



Abbildung 6.14: Verlauf der Mikrohärte in Abhängigkeit von unterschiedlichen Fertigungsverfahren

Distribution of the microhardness depending on different production processes

Bei den zerspanenden Fertigungsverfahren mit definierter Schneide sind die mechanisch induzierten Verfestigungen direkt an der Werkstückoberfläche mit dem Glattwalzen und Strahlen vergleichbar. Allerdings dringen die Verfestigungen beim Glattwalzen deutlich tiefer in die Randzone ein. Weiterhin zeigt sich, dass mit zunehmenden Zerspankräften ein Anstieg der Härte einhergeht. Eine zusätzliche thermisch induzierte Härtezunahme kann ausgeschlossen werden, da die Aufwärmphase zu kurz ist, um das Gitter umzuwandeln und so ein Verspannen des Kohlenstoffs beim Abkühlen hervorzurufen. Der Vergleich zwischen der eingebrachten Kaltverfestigung und der daraus resultierenden Eigenspannung zeigt, dass hohe mechanische Verfestigungen zu hohen Druckeigenspannungen führen, vorausgesetzt, es kann eine thermische Eigenspannungsinduzierung ausgeschlossen werden. Weiterhin zeigt dieser Vergleich auch, dass in Werkstoffbereichen Eigenspannungen vorliegen können, die keine Kaltverfestigung erfahren haben. So ist beispielsweise bei der glattgewalzten Probe eine Kaltverfestigung bis zu einer Tiefe von 80 µm feststellbar. Die daraus resultierenden Druckeigenspannungen erstrecken sich deutlich tiefer in die Randzone, wie dies in Abbildung 6.11 zu sehen ist. Dies ist damit zu erklären, dass aufgrund der mechanischen Verfestigung der umgebende Werkstoffbereich elastisch verformt wird und dies sich wiederum in Form von Eigenspannungen bemerkbar macht.

Die Abbildung 6.15 zeigt den direkten Vergleich der Mikrohärte bei nicht gestauchter Randzone sowie bei gestauchter Randzone. Dabei kann bei den einzelnen Fertigungsverfahren vor der Umformung ein mehr oder weniger starker Abfall der Härtewerte in der Randzone festgestellt werden. Im Anschluss an die Umformung sind hingegen keine Härtevariationen in der unmittelbaren Oberfläche mehr zu erkennen. Somit steigt nach dem Stauchprozess die Härte bei der Kragenprobe unmittelbar an der Oberfläche auf ca. 220 HV0,1 an und bei der Zylinderprobe auf ca. 250 HV0,1. Dies ist unabhängig von der Härte, die vor dem Stauchvorgang vorlag.



Abbildung 6.15: Verlauf der Mikrohärte vor der Umformung (Verlauf 1) und nach der Umformung am Beispiel einer Kragenprobe (Verlauf 2) und einer Zylinderprobe (Verlauf 3) Development of the microhardness prior to the forming operation (distribution 1) and after the forming operation generation up in the graphic of a collar tectrices (distribution 2) and a calindrical

the forming operation using the example of a collar testpiece (distribution 2) and a cylindrical testpiece (distribution 3)

Da die Ursache für die unterschiedlichen Härtewerte in der Randzone eine Folge der Kaltverfestigung ist und die Kaltverfestigung wiederum ein Resultat der eingebrachten plastischen Dehnung ist, kann über die gemessene Härte auf die plastische Dehnung geschlossen werden. Da sich die plastischen Dehnungen innerhalb der Fertigungshistorie immer aufaddieren und nur durch ein Rekristallisationsglühen abgebaut werden können, ist es um so erstaunlicher, dass diese Dehnungsunterschiede, die nach dem Stauchen zwangsläufig in der Randzone noch vorliegen müssten, mittels Mikrohärtemessungen nicht mehr feststellbar sind.

Der Grund hierfür liegt in dem Verlauf der Fließkurve. So zeigt die Fließkurve des Werkstoffs 16MnCr5 nur im Bereich geringer plastischer Dehnungen einen stark progressiven Verlauf, siehe Abbildung 4.4. Ab einem Vergleichsumformgrad von $\varphi_v > 0.3$ ist kaum noch eine Zunahme

der Fließspannung messbar. Daher kann in den Werkstoffbereichen, die einen Umformgrad von $\varphi_{\rm v} = 0.3$ und größer aufweisen, auch keine signifikante Härtezunahme mehr gemessen werden. Wird nun in diese Überlegung die Tatsache mit einbezogen, dass durch verschiedene Fertigungsverfahren, wie beispielsweise Drehen, Strahlen und Walzen, in der Randzone plastische Dehnungen von $\varphi_{\rm v} \approx 0.5$ und größer eingebracht werden [MADE06, MESS06], dann führt dies dazu, dass die plastischen Dehnungsunterschiede in der Randzone mittels Mikrohärtemessung nicht mehr feststellbar sind.

Wie groß nun der Einfluss der Kaltverfestigung auf das Umformvermögen ist, kann somit anhand der bisherigen Untersuchungen nicht eindeutig identifiziert werden. Allerdings wurde bereits in Kapitel 4.2.1 eine Variation der Werkstoffhärte über dem Halbzeugquerschnitt festgestellt. Die Abbildung 6.16 zeigt am Beispiel von zwei Ringproben, wie sich diese Härteverteilung auf das Umformvermögen auswirken. Die beiden dargestellten Ringproben weisen an ihrem äußeren Umfang unterschiedliche Oberflächenhärten auf. Bei einem Außendurchmesser von 30 mm beträgt die durchschnittliche Härte 150 HV an der Oberfläche und bei einem Außendurchmesser von 10 mm 120 HV. Eine Umrechnung dieser Härtewerte in die entsprechende Zugfestigkeit R_m zeigt ein R_m von 385 MPa bei der kleinen Ringprobe und ein R_m von 480 Mpa bei der großen Ringprobe. Obwohl dies eine Differenz von fast 100 MPa darstellt, weisen beide Proben ein ähnliches Formänderungsvermögen auf. So tritt eine erste Rissbildung dann ein, wenn die Probe auf ca. 1/3 ihrer Ausgangshöhe gestaucht wird. Da die beiden Proben in allen Abmessungen die gleiche Skalierung aufweisen, sind auch die eingebrachten Spannungen und Dehnungen gleich. Somit wirken sich unterschiedliche Zugfestigkeiten in der Randzone und damit auch Oberflächenhärten nur in einem sehr geringen Maße auf das Formänderungsvermögen aus. Dies zeigt, dass auch der Einfluss der kaltverfestigten Randzone auf das Umformvermögen sehr gering ist und daher vernachlässigt werden kann.



Abbildung 6.16: Werkstückhärteeinfluss auf das Umformvermögen Influence of workpiece hardness on formability

Bei der bisherigen Betrachtung wurde allerdings nicht berücksichtigt, dass die Rauheit bei den einzelnen Proben ebenfalls variiert und daher das Umformvermögen mit beeinflusst werden kann [KLOC05a].

6.4.3 Einfluss der Rauheit auf das Umformvermögen

Effect of Roughness on Formability

Dass die Oberflächenrauheit in Abhängigkeit vom Fertigungsverfahren variiert, zeigt die Abbildung 6.17. Die 3D-Oberflächenprofilschriebe und die REM-Aufnahmen der Oberflächen bestätigen die bereits erwähnten Vermutungen. So zeigen die gewalzte und die geschliffene Probe eine sehr glatte Oberfläche, während die gestrahlte und die geglühte Probe sehr rau wirken. Die 3D-Oberflächenprofilschriebe der schlichtgedrehten und der schruppgedrehten Oberfläche zeigen deutlich die durch die Herstellung eingebrachten Drehriefen.



Abbildung 6.17: Oberflächenausbildung in Abhängigkeit von verschiedenen Fertigungsverfahren Surface formation depending on various production processes

Bei der Auswertung der gestauchten Zylinder- und Zylinderkragenproben zeigt sich, dass durch die unterschiedlichen Randzoneneigenschaften die Rissinitiierung zwar beeinflusst wird, allerdings variiert das Formänderungsvermögen nur in sehr kleinen Grenzen. So zeigt die in **Abbildung 6.18** auf der linken Bildhälfte dargestellte Zylinderprobe bei einer Probenhöhe von 8,5 mm erste Schädigungen in der Oberfläche. Bei Bestimmung der Schädigung anhand des Schadensmaßstabs aus Kapitel 6.1.3 zeigt sich, dass bis auf die geglühte Probe alle Oberflächen zu 100 % geschädigt sind. Einzig die schruppgedrehte Probe weist Schädigungen auf, die deutlich größer als 100 % sind.

6 Überprüfung der Modellannahmen



Abbildung 6.18: Oberflächen gestauchter Zylinder- und Zylinderkragenproben Surfaces of upset cylindrical and cylindrical collar testpieces

Auf der rechten Bildhälfte in Abbildung 6.18 ist die Kragenoberfläche einer Zylinderkragenprobe bei einer Probenhöhe von 13,5 mm dargestellt. Hier weisen ebenfalls alle Proben bis auf die geglühte Probe eine Schädigung auf, die deutlich größer als 100 % ist, wobei die schruppgedrehte Oberfläche die mit Abstand größten Risse hervorbringt. Bis auf die schruppgedrehte Probe weisen alle Probenoberflächen eine gemittelte Rautiefe kleiner 12 µm auf, siehe Abbildung 6.17. Dies zeigt, dass Oberflächenrauheiten mit Rz < 12 µm nur einen sehr geringen Einfluss auf das Formänderungsvermögen haben. Da in dieser Arbeit für alle Proben eine maximal zulässige Rauheit von Rz = 4 - 5 µm vorgegeben wird, kann somit auch der Einfluss der Oberflächenrauheit auf der Formänderungsvermögen vernachlässigt werden.

Die schruppgedrehte Probe zeigt die deutlichsten Schädigungen auf und gleichzeitig auch die höchsten Rauheitskennwerte von $Rz = 50 \mu m$ auf. Dies lässt die Vermutung zu, dass sich eine Oberflächentopographie erst ab einem bestimmten Rauheitswert von $Rz \gg 12 \mu m$ negativ auf das Umformvermögen auswirkt. Dies würde bedeuten, dass Mikrokerben vernachlässigt werden können, während Makrokerben eine frühzeitige Rissinitiierung verursachen. Diese Hypothese wird allerdings in dieser Arbeit nicht weiter verifiziert, da Oberflächenrauheiten von $Rz > 5 \mu m$ prädiktiv in dieser Arbeit ausgeschlossen sind. Allerdings bleibt nun noch die Frage

offen, warum die geglühte Probe eine deutlich geringere Oberflächenschädigung als die übrigen Proben aufweist.

6.4.4 Einfluss des Gefüges auf das Umformvermögen

Effect of the Grain Structure on Formability

Um die geringen Oberflächenschädigungen bei den geglühten Proben zu erklären, kann nur das bisher nicht untersuchte Gefüge innerhalb der Randzone in Betracht kommen, da die übrigen Einflüsse, wie Eigenspannung, oberflächennahe Kaltverfestigung und Rauheit, ausgeschlossen werden können. Die Quer- und Längsschliffe in Abbildung 6.19 zeigen, dass das Weichglühen gegenüber allen übrigen Fertigungsverfahren zu deutlich größeren Korndurchmessern sowohl in der Randzone als auch im Probeninneren führt. Da mit zunehmendem Korndurchmesser die Versetzungen ungehinderter durch die einzelnen Kristalle wandern können, bevor sie an eine Korngrenze stoßen, kann so das Umformvermögen gesteigert werden [BERG00]. Dieser Effekt macht sich hier ebenfalls bemerkbar, so dass die weichgeglühten Proben ein höheres Umformvermögen aufweisen als die thermisch unbehandelten Proben. Weiterhin liefern die Schliffbilder einen weiteren Hinweis, warum die schruppgedrehte Probe etwas früher versagt als die übrigen Proben. So sind sowohl im Querschliff als auch im Längsschliff Einschlüsse feststellbar, die Schwachstellen im Material bilden, von denen eine Rissinitiierung ausgehen kann.



Abbildung 6.19: Gefügeausbildung im Querschliff (innere Spalte) und im Längsschliff (äußere Spalte) in Abhängigkeit von verschiedenen Fertigungsverfahren Grain formation in cross section (inner column) and in longitudinal cross-section (outer column) depending on various production processes

6.5 Zwischenfazit

Interim Conclusion

Die in diesem Kapitel durchgeführte Überprüfung der Modellannahmen hat sich auf die Schadensdefinition, die Formänderungsgeschwindigkeit, die Werkstücktemperatur und die Randzoneneigenschaften konzentriert.

Da bei der plastischen Verformung unterschiedliche Rissmuster in Form von Kreuzrissen und Längsrissen auftreten können (Abbildung 6.2), muss eine Schadensdefinition in der Lage sein, diese Rissmuster zu bewerten. Die in Kapitel 4.3.1 aufgestellte Schadensdefinition erlaubt es, diesen unterschiedlichen Rissmustern in Abhängigkeit von Rissgröße und Anzahl einen Schädigungsgrad zwischen 0 % und 100 % zuzuordnen (Abbildung 6.5). Dabei wurde auch festgestellt, dass die Zunahme der makroskopischen Schädigung nicht von Null ausgehend linear mit der plastischen Verformung ansteigt (Abbildung 6.6). Weiterhin konnte gezeigt werden, dass der Spannungszustand im Werkstück das Rissmuster entscheidend beeinflusst (Abbildung 6.7). So ist das Verhältnis zwischen maximaler Schubspannung τ_{max} und erster Hauptnormalspannung σ_1 entscheidend dafür, ob ein Kreuz- bzw. Längsriss entsteht. Sobald τ_{max} größer ist als σ_1 werden anfänglich Schubspannungsrisse induziert, die sich mit fortschreitender Umformung senkrecht zur ersten Hauptnormalspannung orientieren. Ist τ_{max} während der vollständigen Umformung geringer als σ_1 , so bilden sich senkrecht orientierte Normalspannungsrisse.

Weiterhin wurde nachgewiesen, dass die Vernachlässigung der Formänderungsgeschwindigkeit bei dem neuen Schadensmodell zulässig ist, da das Formänderungsvermögen des Werkstoffs bei unterschiedlichen Umformgeschwindigkeiten kaum variiert (Abbildung 6.8). Somit ist der Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Rissinitiierung gering und kann daher vernachlässigt werden. Ähnlich verhält es sich mit der Temperaturentwicklung im Werkstück, die sich aufgrund der plastischen Verformung einstellt (Abbildung 6.9). Die Temperaturschwankungen sind zu gering, als dass sie die Umformgeschichte signifikant beeinflussen können (Abbildung 6.10). Dies liegt in erster Linie daran, dass die Fließspannung im Temperaturbereich bis 300 °C kaum von der Werkstücktemperatur abhängt.

Die Vernachlässigung der Randzoneneigenschaften ist ebenfalls zulässig. So hat die Randzone zwar einen Einfluss auf die Rissinitiierung, diese ist allerdings im Verhältnis zum gesamten Formänderungsvermögen sehr gering. Dabei wurde festgestellt, dass ab einer gewissen Mindestrauheit eine Rissinitiierung begünstigt wird (Abbildung 6.18) und bei großen Korngrößen das Formänderungsvermögen zunimmt (Abbildung 6.19). Allerdings hat eine Verfestigungen der Randzone kaum einen Einfluss auf die Rissinitiierung (Abbildung 6.16) und die Eigenspannungen in der Randzone (Abbildung 6.13) können im Hinblick auf das Formänderungsvermögen vollständig vernachlässigt werden. Um in dieser Arbeit den Einfluss der Randzonenbeschaffenheit vollständig ausschließen zu können, werden alle Proben mittels Schlichtdrehen hergestellt. Da alle Proben aus einer Werkstoffcharge hergestellt werden, können Chargenschwankungen ebenfalls ausgeschlossen werden.

7 Beschreibung des Formänderungsvermögens

Description of Formability

Nach der experimentellen Analyse des Formänderungsvermögens muss im Folgenden eine Methode entwickelt werden, um eine Umformgeschichte numerisch zu beschreiben, damit sie anschließend automatisiert ausgewertet werden kann. Hier besteht die wesentliche Herausforderung darin, die in dem Modell festgelegten wichtigen Einflussgrößen zu erfassen und die Vorgehensweise zur Dokumentation einer Umformgeschichte herauszuarbeiten. Im Rahmen dieser Arbeit wird dies an der FE-Software DEFORMTM Version 2D 8.2 umgesetzt [KOBA89, SFTC06].

7.1 Ermittlung einer Umformgeschichte mit Hilfe der Finiten-Elemente-Methode

Determining a Forming History using the Finite Element Method

Die Datenauswertung bei der Finiten-Elemente-Methode (FEM) erfolgt im Post-Processing. Mit Hilfe der Korrelation zwischen Experiment und FE-Simulation kann im Post-Processing der Bereich im FE-Modell detektiert werden, der im Experiment ein Werkstoffversagen aufweist, siehe **Abbildung 7.1**. Ziel ist es, die Verschiebung dieses Punktes während der Umformung zu erfassen und den Verlauf der Zustandsgrößen dieses Punktes zu ermitteln und auszulesen.



Abbildung 7.1: Gegenüberstellung von Experiment und Simulation Comparison of experiment and simulation

Die FE-Software DEFORM bietet zwei Möglichkeiten, beliebige Punkte über den Prozessverlauf zu verfolgen und die Zustandsgrößen dieser Punkte über der Prozesszeit auszugeben. Zum einen kann dies im Anschluss an die Simulation im Post-Processing erfolgen. Zum anderen können die berechneten Zustandsgrößen auch während der Simulation direkt aus dem Arbeitsspeicher in eine Datei geschrieben werden. Hierbei muss auf die User-Subroutines von DEFORM zurückgegriffen werden.

Bei der Datenerfassung im Post-Processing bietet DEFORM mit Hilfe des Point-Trackings eine einfache und komfortable Möglichkeit, für einen gewählten Punkt den Verlauf der Zielgrößen über der Prozesszeit zu ermitteln. Die Informationen über die im Point-Tracking ermittelten Punkte werden dazu aus der Datenbank, welche die gespeicherten Simulationsergebnisse enthält, ausgelesen. Diese Datenbank wird im Folgenden DATABASE genannt. Die **Abbildung 7.2** zeigt, wie innerhalb von DEFORM Informationen während des Post-Processings ausgelesen werden können. So lassen sich beliebige Punkte über den Prozessverlauf verfolgen und für diese Punkte die Ergebniswerte, wie Spannungen und Umformgrade, über der Prozesszeit ausgegeben. Die Datenerfassung im Post-Processing weist allerdings einige Nachteile auf:

- Die Ermittlung der Umformgeschichte muss manuell erfolgen. Es ist nicht möglich, die Zustandsgrößen, welche die Umformgeschichte beschreiben, vollautomatisch aus der DA-TABASE auszulesen.
- Weiterhin speichert DEFORM nicht alle benötigten Zustandsgrößen in der DATABA-SE. Von den in Kapitel 5.1 aufgeführten Zustandgrößen für die Umformgeschichte wird beispielsweise der Winkel α_{norm} nicht in der DATABASE gespeichert, so dass er im Post-Processing nachträglich berechnet werden müsste.
- In der DATABASE werden gewöhnlich nicht die Ergebnisse aller Simulationsschritte gespeichert, weil das dadurch entstehende Datenvolumen sehr groß wird. Dies hat wiederum zur Folge, dass die Umformgeschichte nur mit Hilfe weniger Stützpunkte abgebildet werden kann, obwohl während der Simulation deutlich mehr Stützstellen berechnet werden.
- Die Auswertung der Umformgeschichte kann erst nach dem Ablauf einer Simulation erfolgen. Wünschenswert ist es, die Umformgeschichte schon während des Simulationsablaufs zu erfassen und auch auszuwerten, um eventuell auftretende duktile Brüche durch Netztrennung in die weitere Simulation einzubeziehen. Dies kann beispielsweise für die Simulation eines Scherschneidvorgangs interessant sein.

Aus diesen Gründen wird in dieser Arbeit die Umformgeschichte anhand einer User-Subroutine ermittelt. Dazu wurde eine User-Subroutine entwickelt, auf die während der Simulation zurückgegriffen wird. Innerhalb dieser User-Subroutine USRMSH werden die notwendigen Daten aus den Ergebnissen der FEM-Simulation nach jedem Simulationsschritt berechnet und in einer separaten Datei, der so genannten CVS-Datei, gespeichert. Der implementierte Programmablauf innerhalb der User-Subroutine USRMSH ist in Abbildung 7.3 dargestellt.

Nach Abschluss eines jeden Iterationsschrittes übergibt DEFORM die berechneten Daten über eine Parameterliste an die User-Subroutine USRMSH. Die Datenverwaltung innerhalb von USRMSH beruht auf dem DEFORM-fremden Programm *DatenManager*, einer Fortran-Bibliothek für die Speicherung und strukturierte Bearbeitung von FEM-Daten [FRAN98]. Der Punkt, für den die Umformgeschichte ermittelt werden soll, wird aus einer Datei eingelesen. Dann wird das Element ermittelt, in dem dieser Punkt liegt. Die Vergleichsspannung σ_v und der Vergleichsumformgrad φ_v können unmittelbar aus dem *DatenManager* ausgelesen werden.



Abbildung 7.2: Simulationsauswertung mit Point-Tracking im DEFORM Post-Prozessor Simulation evaluation with Point Tracking in the DEFORM Post-Processor



Abbildung 7.3: Programmablauf innerhalb der DEFORM-User-Subroutine USRMSH Program procedure within the DEFORM User Subroutine USRMSH

Die Spannungen σ_1 und σ_m sowie der Winkel α_i müssen aus den übrigen Spannungs- und Dehnungswerten dieses Elementes berechnet werden. Anschließend werden diese Werte zeilenweise in der CVS-Datei gespeichert, so dass die CVS-Datei mit jedem Durchlauf von USRMSH um eine Zeile erweitert wird. Zum Abschluss wird aus den Geschwindigkeiten der benachbarten

Knoten die x- und y-Koordinate des zu verfolgenden Punktes für den nächsten Schritt berechnet und in einer separaten Datei gespeichert.

Da die Zeilenanzahl der CVS-Datei mit jedem Durchlauf von USRMSH anwächst, ist die Zeilenanzahl der CVS-Datei auch von der Anzahl an Simulations- bzw. Iterationsschritten abhängig. Die Simulationsschritte sind wiederum von dem FE-Modell abhängig, so dass die Zeilenanzahl der erzeugten CVS-Dateien zwangsläufig starken Schwankungen unterliegt. Damit diese Daten vom künstlichen neuronalen Netz (KNN) ausgewertet werden können, müssen sie in ein Format konvertiert werden, das vom neuronalen Netz gelesen werden kann.

7.2 Datenkonvertierung für das künstliche neuronale Netz

Data Conversion for the Artificial Neural Network

Ein KNN erwartet bei der Datenauswertung eine fortwährend konstante Anzahl an Eingangsdaten. Damit ist die Hauptaufgabe der Konvertierung, die schwankende Datenmenge innerhalb der CVS-Datei, die von der User-Subroutine USRMSH in DEFORM erzeugt wird, in ein immer gleichen Inputvektor für das KNN zu konvertieren. Eine weitere Herausforderung besteht darin, mehrere CVS-Dateien nacheinander zu konvertieren und anschließend in einer Datei zusammenzufassen und abzuspeichern. Diese neue Datei ist ein Pattern-File und wird im Folgenden als PAT-Datei bezeichnet. Daher wurde für diese Datenkonvertierung ein eigenständiges C++ -Programm T-Convert geschrieben, das diese Voraussetzungen einer Konvertierung vereint.

In einem ersten Schritt muss die Zeilenanzahl festgelegt werden, die für eine Datenauswertung mit dem Ziel der Bruchvorhersage hinreichend ist, um eine Umformgeschichte abzubilden. Zum einen sollte diese Zeilenanzahl möglichst gering sein, da mit steigender Anzahl an Eingangsdaten die Generalisierungsfähigkeit und damit die Vorhersagegenauigkeit des KNN sinkt. Weiterhin führen große Datenmengen zu einer längeren Lern- und Auswertezeit. Zum anderen muss die Zeilenanzahl groß genug sein, um die in der CVS-Datei gespeicherten Information hinreichend genau abzubilden. Dies ist insbesondere dann von Relevanz, wenn die CVS-Datei aus mehreren Tausend Zeilen besteht. Daher wird die Datenanzahl auf 100 Datenwerte begrenzt, so dass die vollständige Umformgeschichte für jede Datengröße φ_{v} , σ_{1} , σ_{m} , σ_{v} und α_{norm} aus jeweils 20 Datenwerten gebildet wird. Diese Datenanzahl wird als ausreichend angesehen, um die Umformgeschichte abbilden zu können. In **Abbildung 7.4** ist das Prinzip der Datenkonvertierung veranschaulicht. Der Algorithmus der Datenkonvertierung bietet dabei:

- einen optimerten Algorithmus zur Reduzierung der Umformgeschichte auf 20 Zeilen und
- die Generierung zusätzlicher Umformgeschichten für eine Schädigung von 40 %, 60 % und 80 % anhand einer linearen Interpolation der Umformgeschichte, welche einer Schädigung von 100 % entspricht.

Die Funktionsweise von T-Convert ist in Abbildung 7.5 in Form eines Flowchart dargestellt. Dabei ist T-Convert in der Lage, nacheinander mehrere CVS-Dateien einzulesen und dann aus jeder CVS-Datei vier Umformgeschichten zu generieren. Die konvertierten Daten werden zusammengefügt und als PAT-Datei abgespeichert. Die Generierung von 4 Umformgeschichten hat zwei Vorteile. Zum einen kann so die Anzahl der Trainingsdaten deutlich erhöht werden, ohne dass weitere experimentelle Versuche durchgeführt werden müssen. Dies wiederum führt dann zu einer geringeren Fehlerquote des trainierten Netzes. Zum anderen kann das trainierte Netz



Abbildung 7.4: Prinzip T-Convert *T-Convert principle*

nicht nur zwischen geschädigt und nicht geschädigt unterscheiden, sondern auch eine Schädigungsentwicklung innerhalb mehrerer Umformstufen ermitteln. Dies ist eine Weiterentwicklung gegenüber den Netzen, die nur zwischen einem geschädigten und nicht geschädigten Bauteil unterscheiden können [LORE05]. Diese PAT-Datei kann von einem KNN als Trainings- oder Validierungsdatei verwendet werden. Damit aus einer CVS-Datei vier Umformgeschichten erzeugt werden, die einer Schädigung von 40 %, 60 %, 80 % und 100 % entsprechen, muss die eingelesene CVS-Datei einer Schädigung von 100 % entsprechen.



Abbildung 7.5: Prinzipdarstellung der Funktionsweise des T-Convert Representation of the function of T-Convert

Nachdem der T-Converter die erste CVS-Datei eingelesen hat, erzeugt er aus dieser eine Umformgeschichte, die einer 40%-Schädigung entspricht. Dazu wird anhand des Vergleichsumformgrads eine lineare Interpolation vorgenommen. D. h. nachdem der maximale Vergleichsumformgrad der CVS-Datei bestimmt wurde, wird die Zeile in der CVS-Datei ermittelt, deren Vergleichsumformgrad kleiner oder gleich 2/5 des maximalen Vergleichsumformgrades ist. Ein spezieller Auslesealgorithmus erlaubt es, die CVS-Datei bis zu dieser Zeile zu einer 20×5 Matrix zu reduzieren und die übrigen Zeilen der CVS-Datei zu löschen. Im Anschluss werden der Schädigungsgrad angehangen und der nächst höhere Schädigungsgrad berechnet. Solange eine 100%-Schädigung nicht erreicht ist, wird der Auslesealgorithmus erneut durchlaufen, bevor eine weitere CVS-Datei konvertiert wird.

Obwohl der Schädigungsgrad bei einer linearen Interpolation zwischen 0%- und 100%-Schädigung, bezogen auf den Vergleichsumformgrad, leicht überschätzt wird, wie dies bereits in Kapitel 6.1.3 nachgewiesen wurde, wird eine lineare Interpolation dennoch als sinnvoll erachtet. Dies liegt zum einen daran, dass so eine gewisse Sicherheit bei der Auswertung mit einfließen kann und zum anderen schwankt der normierte Umformgrad beim Auftreten einer ersten Schädigung sehr deutlich, wie es in Abbildung 6.6 erkennbar ist.

Der Auslesealgorithmus, anhand dessen eine Reduzierung der CVS-Datei auf eine 20×5 Matrix vorgenommen wird, ist in **Abbildung 7.6** nochmals dargestellt. Dazu werden aus allen Zeilen der CVS-Datei 20 Zeilen für die PAT-Datei rückwärts ausgelesen, wobei die aus der CVS-Datei zuletzt ausgelesene Zeile immer die 1. Zeile der PAT-Datei bildet. Weiterhin wird die letzte Zeile aus der CVS-Datei zuerst ausgelesen und entspricht immer der letzten Zeile in der PAT-Datei. Dadurch wird sichergestellt, dass sowohl bei der konvertierten PAT-Datei als auch bei der CVS-Datei die Umformgeschichte bis zu dem gleichen Zeitpunkt betrachtet wird.



Abbildung 7.6: Zeilenförmiger Auslesealgorithmus des T-Convert Line-by-line reading algorithm of T-Convert

Zur Bestimmung, welche Zeilen ausgelesen werden sollen, muss der Zeilensprung, sprich die Zeilenanzahl zwischen den auszulesenden Zeilen, bestimmt werden. Dazu wird die Anzahl aller

Zeilen durch 20 geteilt, was in den seltensten Fällen einer ganzen Zahl entspricht. Da allerdings nur ganzzahlige Zeilennummern ausgelesen werden können, ist ein Algorithmus entwickelt worden, mit dem reelle Zeilensprünge in ganzzahlige Zeilensprünge umgewandelt werden. Dazu wird der berechnete reelle Zeilensprung nicht nur auf einen Zeilensprung von x.25, x.5, x.75 und x abgerundet. Dieser lässt sich dann durch eine alternierende Abfolge darstellen. So werden z. B. für einen Zeilensprung von x.25 alternierend drei Zeilensprünge von x und anschließend von x+1 eingestellt. Bei den übrigen Zeilensprüngen x.5, x.75 und x wird entsprechend den Vorgaben in Abbildung 7.6 vorgegangen. Damit nicht mehr Zeilen ausgelesen werden als vorhanden sind, wird bei der Berechnung der Schrittweite immer abgerundet. Als letzte auszulesende Zeile wird dann die erste Zeile der CVS-Datei ausgelesen und als erste Zeile der PAT-Datei abgespeichert. Dieser Auslesealgorithmus erlaubt es, dass die Zeilensprünge während des Auslesens maximal um eine Zeile variieren und somit nahezu konstant sind.

Abschließend muss nun noch nachgewiesen werden, dass zum einen die User-Subroutine die richtigen Daten berechnet und auch ausliest, und dass zum anderen dass die Datenkonvertierung zulässig ist und die vollständige Umformgeschichte dem KNN zur Verfügung gestellt wird.

7.3 Überprüfung der Datenkonvertierung

Monitoring the Data Conversion

Um nachzuweisen, dass sowohl die User-Subroutine USRMSH die richtigen Daten berechnet und in der CVS-Datei speichert, und die Datenkonvertierung in eine PAT-Datei zulässig ist, wird die von DEFORM angebotene Funktion des Point-Tracking als Referenz herangezogen. Dazu wird die Umformgeschichte für den Werkstoffbereich einer Schulterprobe, der nach dem Versuch zu 100 % geschädigt ist, anhand von drei unterschiedlichen Methoden ermittelt. Dies sind das Point-Tracking, die User-Subroutine USRMSH und die USRMSH mit anschließender Datenkonvertierung mittels T-Converter. Die **Abbildung 7.7** zeigt diese Umformgeschichten, wobei zur besseren Darstellung die Datengrößen σ_1 , σ_m , σ_v und α_{norm} in jeweils einem einzelnen Diagramm über φ_v aufgetragen sind. Da sowohl die mittels USRMSH erzeugte Umformgeschichte, als auch die im T-Converter konvertierte Umformgeschichte mit der im Point-Tracking generierten Umformgeschichte nahezu deckungsgleich ist, ist somit nachgewiesen, dass die User-Subroutine die richtigen Daten berechnet und die Datenkonvertierung zulässig ist. Weiterhin bilden die dem KNN zugeführten Daten die Umformgeschichte dabei sinnvoll ab, was anhand der gleichmässigen Verteilung der T-Convert-Daten zu erkennen ist.





Abbildung 7.7: Gegenüberstellung einer Umformgeschichte, die auf unterschiedliche Art verarbeitet wurde

Comparison of a forming history which was processed in different ways

8 Vorhersage des Formänderungsvermögens

Predicting Formability

Die in Kapitel 5 vorgeschlagenen Datengrößen σ_1 , σ_m , σ_v und α_{norm} sowie φ_v und die erzeugten Umformgeschichten werden nun zur Vorhersage des Formänderungsvermögens herangezogen. Im Gegensatz zu den "konventionellen Schadenskriterien" wird in dieser Arbeit keine Umrechnung der Umformgeschichte zu einem skalaren Wert anhand einer mathematischen Funktion erfolgen, da dies, wie in Kapitel 2.4 dargelegt, nicht erfolgreich ist. Vielmehr soll die große Anzahl an Umformgeschichten genutzt werden, eine Methode zur Bruchvorhersage zu erforschen, die auf dem Prinzip der Mustererkennung beruht. Für diese Vorgehensweise wird als Klassifikationsverfahren ein künstliches neuronales Netz (KNN) ausgewählt, welches nach dem Prinzip der Mustererkennung arbeitet und im Gegensatz zu vielen anderen Verfahren der Mustererkennung den Vorteil einer Lernfähigkeit, einer höheren Fehlertoleranz und einer höheren Robustheit gegen Störungen und verrauschte Daten bietet.

In den folgenden Kapiteln werden zunächst die Grundlagen zum Aufbau und zur Funktionsweise neuronaler Netze kurz skizziert. Auf Basis einer Methodik zur Grob- und anschließenden Feinoptimierung wird ein Netz entwickelt und speziell auf die Anforderungen der Bruchvorhersage trainiert. Abschließend wird dieses trainierte Netz an unterschiedlichen Analogieversuchen eingehend verifiziert. Im Rahmen dieser Arbeit wird dies an der KNN-Software JavaNNS Version 1.1 der Universität Tübingen [ZELL02, ZELL03] umgesetzt.

8.1 Aufbau und Funktionsweise künstlicher neuronaler Netze

Structure and Function of Artificial Neural Networks

Ein KNN ist im Wesentlichen dem menschlichen Gehirn nachempfunden, siehe **Abbildung 8.1**. Das Gehirn besteht aus 30 bis 100 Milliarden Neuronen. Jedes dieser Neuronen hat vier Unterteilungen:

- Dendriten,
- Zellkörper oder Soma,
- Axon oder Nervenfaser und
- Synapsen.

Uber die Dendriten werden Signale oder Informationen als elektrische Reize aufgenommen und an den Zellkörper weitergeleitet. Die Vielzahl an Dendriten sorgt dafür, dass der Zellkörper gereizt wird, indem die elektronischen Reize zusammengefasst werden. Wird dabei ein gewisser Schwellwert erreicht, so wird dieser Reiz über das Axon zu den Synapsen weitergegeben. Von dort werden die Signale an die benachbarten Neuronen weitergeleitet. Diese Struktur wird mit Hilfe eines KNN abgebildet, indem die Dendriten die Aufgabe der Dateneingabe übernehmen, im Zellkörper die Verarbeitung geschieht und das Axon und die Synapsen die Datenausgabe realisieren.

Dazu ist das künstliche neuronale Netzwerk ebenfalls aus einzelnen Zellen/Units aufgebaut. Der Zellkörper stellt im Fall des KNN eine Unit dar. Die Dendriten sind zu den Verbindungen

8 Vorhersage des Formänderungsvermögens



Abbildung 8.1: Vergleich reales und künstliches neuronales Netzwerk Comparison of a real and an artificial neural network

der vorgelagerten Units und die Axone zusammen mit den Synapsen zu den Verbindungen der nachgelagerten Units analog. Weiterhin werden die Signale von den Units ebenso verarbeitet wie dies innerhalb des Gehirns geschieht. Dazu werden die Signale über die Verbindungen gewichtet. Wird ein vorgegebener Schwellwert überschritten, so wird das Signal an die nachgeschalteten Units weitergeleitet. Durch eine Veränderung der Gewichte kann somit die Signalweiterleitung und damit auch das Ergebnis beeinflusst werden.

Bei dem Zusammenspiel einer Vielzahl an Units können die Units in drei Gruppen eingeteilt werden. Diese Einteilung orientiert sich an dem Prinzip der Datenverarbeitung. Die Units, die der Dateneingabe zugeordnet sind, bilden den Input-Layer, die Datenverarbeitung erfolgt in den Units des Hidden-Layers. Über die Units des Output-Layers werden die Informationen ausgegeben.

Vor diesem Hintergrund ergeben sich vielfältige Möglichkeiten KNN in der Technik einzusetzen, wovon verschiedenste bereits erfolgreich umgesetzt wurden. Zu nennen ist die Produktionstechnik mit ihren Verfahren zum Urformen [AF97, POSC00, SCHR04], Umformen [BRÜG97, KIM02a, LORE05, ROBE98], Fügen [BOLL04, BRAS02, DICK98], Trennen [FRIE98, KALH98, KOPN02, REHS99, SAXL97], ebenso wie der Maschinenbau im Allgemeinen [HERR96, PHIL93, SVEJ98], die Informationstechnik [JOCK95, SCHE92] und die Elektrotechnik [BUNK97, FISC99]. Diese Anwendungen hier im Einzelnen aufzuführen wäre zu umfangreich. Ein Beispiel für die Anwendung neuronaler Netze soll dennoch kurz vorgestellt werden, da es sich von den übrigen Ansätzen deutlich unterscheidet. Die Besonderheit dieser Forschungsarbeit besteht darin, dass das Netz nicht in einem Computer aufgebaut wurde, sondern aus echten Neuronen bestand. Der amerikanische Biomediziner Thomas DeMarse experimentierte mit Neuronen, die aus dem Gehirn von Ratten entnommen, in einer Petrischale gezüchtet und per Elektroden mit einem Computer verbunden wurden. Er verband 25.000 Neuronen über 60 Elektroden mit der Computersimulation eines Flugzeugs. Nach anfänglich offenbar willkürlichen Impulsen soll das neuronale Netz Signale gegeben haben, mit denen die Fluglage in der Simulation stabil gehalten werden konnte [DEMA01]. Durch diesen Ansatz ist es möglich, die Anzahl der verarbeiteten Neuronen nochmals deutlich zu steigern. Für die Anwendung bei der Vorhersage des duktilen Bruches erscheint diese Methode allerdings nicht praktikabel.

8.1.1 Auswahl eines passenden künstlichen neuronalen Netzes

Selecting a Suitable Artificial Neural Network

Da ein KNN nicht a priori über eine Wissenbasis verfügt, muss das KNN in einer ersten Phase trainiert werden. Dieses Training kann auf unterschiedliche Weise erfolgen, so wird das überwachte, unüberwachte und stochastische Lernen unterschieden. Während beim überwachten Lernen neben dem Eingangsmuster auch das gewünschte Ausgangsmuster zur Verfügung gestellt wird, basiert das unüberwachte Lernen nur auf dem Eingangsmuster. Beim stochastischen Lernen wird mit Zufallsprozessen und Wahrscheinlichkeitsverteilungen gearbeitet. Um ein KNN mit dem Ziel der Bruchvorhersage zu trainieren, stehen neben dem Eingangsmuster, spricht der Umformgeschichte, auch der entsprechende Schädigungsgrad und damit das Ausgangsmuster zur Verfügung. Daher wird in dieser Arbeit ein überwachtes Lernen umgesetzt.

Weiterhin werden beim KNN vorwärtsgerichtete und rückgekoppelte Netze unterschieden. Bei vorwärtsgerichteten so genannten "Feedforward"-Netzen ist der Ausgangswert einer Unit nur von den Ergebnissen der vorgelagerten Units abhängig. Damit werden die Signale innerhalb des Netzes nur in einer Richtung weitergegeben. Bei den rückgekoppelten Netzen hingegen ist der Ausgangswert einer Unit von den Ergebnissen sowohl der vorgelagerten Units als auch der nachgelagerten Units abhängig. Da die rückgekoppelten Netze deutlich komplexer sind und vorwiegend bei Auswertung nicht quantifizierter Daten eingesetzt werden, scheinen sie für eine Bruchvorhersage nicht geeignet. Weiterhin benötigen sie im Gegensatz zu vorwärtsgerichteten Netzen einen größeren Speicher und sind aufgrund der mehrfachen Durchläufe bei der Lösungsfindung deutlich langsamer. [KINN94, LAWR92]

Unter den vorgegebenen Randbedingungen wird für den Anwendungsfall der Bruchvorhersage erwartet, dass mit einem vorwärtsgerichteten und überwacht trainierten Netz ein optimales Ergebnis erzielt werden kann. Bei dieser Art von neuronalen Netzen besteht weiterhin die Möglichkeit, unterschiedliche Netzwerktopologien und unterschiedliche Lernalgorithmen zu verwenden. Es wird erwartet, dass mit einer sinnvollen Kombination von Netztopologie und Lernalgorithmus die Bruchvorhersagegenauigkeit des KNN nochmals gesteigert werden kann.

8.2 Entwicklung eines künstlichen neuronalen Netzes zur Bruchvorhersage

Developing an Artificial Neural Network for Crack Prediction

Die Fähigkeit eines neuronalen Netzes, eine Werkstückschädigung vorhersagen zu können, hängt unter anderem von der eingesetzten Netzwerktopologie incl. Neuronenanzahl, der Vernetzungsstruktur sowie dem verwendeten Lernalgorithmus mit seinen Einstellparametern ab. Da aufgrund der vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten keine allgemeingültige Vorgehensweise zum Aufbau eines KNN angegeben werden kann, wird im Rahmen dieser Arbeit eine Groboptimierung und anschließende Feinoptimierung vorgenommen, die sich bereits in der Praxis bewährt hat [KOPN02, NEST01a, NEST01b, REHS99]. Bei der Groboptimierung werden unterschiedliche Netzwerktopologien entwickelt, die eine Vorhersage der Werkstückschädigung ermöglichen und dabei eine Generalisierungsfähigkeit aufweisen. In einer anschließenden Feinoptimierung werden diese Netztopologien mit verschiedenen Lernalgorithmen trainiert und eine Optimierung der Lernparameter vorgenommen.

Bei der Groboptimierung und der anschließenden Feinoptimierung wird der in Abbildung 8.2 dargestellte Aufbau des Input-Layers sowie des Output-Layers nicht variiert. Der Input-Layer ist immer aus 5 Spalten mit jeweils 20 Zeilen aufgebaut. In den einzelnen Spalten werden dabei die Informationen über die Datengrößen φ_{v} , σ_{1} , σ_{m} , σ_{v} und α_{norm} dem Netz zugeführt. Der Output-Layer besteht aus zwei Units, wobei die eine Unit den Grad der Schädigung ausgibt und die andere Unit das Restformänderungsvermögen beschreibt. Die beiden Output-Units können dabei Werte zwischen 0 und 1 annehmen, wobei eine 0 keiner Schädigung bzw. keinem verbleibendem Restformänderungsvermögen entspricht. Ein Wert von 1 hingegen steht zum einen für eine 100%ige Werkstoffschädigung nach der vorgegebenen Schadensdefinition in Kapitel 4.3.1. Zum anderen bescheinigt eine 1 dem Werkstoff ein maximales Restformänderungsvermögen, das noch zu 100 % vorhanden ist. Eine solche Zweiteilung innerhalb des Output-Layers dient der Kontrolle, da diese beiden Units in Summe immer 1 bzw. 100 % ergeben müssen.



Abbildung 8.2: Beispielhafte Umsetzung einer Schädigungsvorhersage mit Hilfe eines neuronalen Netzes An example of implementing damage prediction with the aid of a neural network

Während des Trainings kann nun eine Bewertung der vom KNN ermittelten Ergebnisse durch den Vergleich der Soll- und Ist-Werte erfolgen. Diese Differenz bzw. Fehler wird als SSE-Wert (Sum of Squared Errors) bezeichnet und nach der Gleichung 8.1

$$SSE = \sum_{p \in Datensatz} \sum_{j \in Output-Unit} (t_{pj} - o_{pj})^2$$
(8.1)

berechnet. Dabei entsprechen t_{pj} dem berechneten und o_{pj} dem gewünschten Ausgabewert. Um ein KNN nun trainieren zu können, werden während der Lernzyklen die Gewichte zwischen den einzelnen Units vom KNN immer wieder angepasst, so dass der vom KNN ausgegebene Fehler sich kontinuierlich verkleinert. Dabei verändert das KNN die Gewichtungen nur auf Basis von Trainingsdaten. Gleichzeitig kann anhand von Validierungsdaten die Generalisierungsfähigkeit des KNN ermittelt werden. Dazu werden nach jedem Lernzyklus die SSE-Werte sowohl für die Trainingsdaten als auch für die Validierungsdaten berechnet. Eine grafische Darstellung dieser SSE-Werte in Abhängigkeit von den Lernzyklen ist in **Abbildung 8.3** dargestellt. Der SSE-Wert der Validierungsdaten liegt in der Regel höher als der SSE-Wert der Trainingsdaten, da das Netz mit diesen Daten nicht trainiert wurde. Mit zunehmender Anzahl an Lernzyklen sollte der SSE-Wert der Validierungsdaten ebenfalls sinken, allerdings kann dieser Wert auch ansteigen. Ein solcher Anstieg ist ein Indiz dafür, dass das Netz übertrainiert ist und zu stark auf die Trainingsdaten fixiert ist, so dass seine Generalisierungsfähigkeit verloren geht. Um dies zu vermeiden, wird das Training bei dem minimalen SSE-Wert der Validierungsdaten abgebrochen.



Abbildung 8.3: Beispielhafte Entwicklung der SSE-Werte für die Lern- und Validierungsdaten An example of developing the SSE values for the learning and validation data

Anhand der zuvor generierten Datenbasis an Umformgeschichten werden nun die Trainingsdaten und die Validierungsdaten festgelegt, indem die Umformgeschichten im Verhältnis 2 zu 1 aufgeteilt werden. So wird ein solches Verhältnis in der Literatur vorgeschlagen und hat sich im Rahmen der Untersuchungen auch bewährt. Die Aufteilung kann dabei willkürlich vorgenommen werden, allerdings sollte darauf geachtet werden, dass vergleichbare Analogieversuche sowohl bei den Trainingsdaten als auch bei den Validierungsdaten berücksichtigt werden. Damit wird sichergestellt, dass ein KNN beispielsweise nicht nur an Stauchversuchen trainiert und an Feinschneidversuchen validiert wird.

Somit kann nun ein KNN mit dem Ziel der Bruchvorhersage trainiert werden. Eine qualitative Bewertung eines trainierten KNN kann ebenfalls anhand der SSE-Werte erfolgen, da im Rahmen dieser Arbeit immer auf denselben Trainings- und Validierungsdatensatz zurückgegriffen wird. Ziel ist es somit, eine Kombination von Netzwerktopologie und Lernalgorithmus zu finden, die sowohl bei den Lerndaten, aber viel entscheidender auch bei den Validierungsdaten möglichst niedrige SSE-Werte vorweist. Dazu muss in einem ersten Schritt eine Groboptimierung durchgeführt werden.

8.2.1 Groboptimierung - Netzwerktopologien

Rough Optimisation - Network Topologies

Bei der Groboptimierung soll eine geeignete Netzstruktur ermittelt werden, anhand derer eine Bruchvorhersage möglich ist. Bei der Netzstruktur bildet der Hidden-Laver die Verknüpfung zwischen Input- und Output-Laver. Sein Aufbau kann völlig frei gewählt werden. Dabei kann die Verknüpfung zum einen intuitiv durch den Bediener vorgenommen werden. Zum andern bietet die verwendetet Software JavaNNS auch konstruktive Verknüpfungsmethoden an. Mögliche Methode sind u. a. die Pruning-Methode und die TACOMA-Methode [NEST01b, ZELL02]. Da diese beiden konstruktiven Methoden allerdings bei der vorliegenden Aufgabenstellung sehr große Netze mit einer geringen Generalisierungsfähigkeit erzeugten, wurde auf die intuitive Verknüpfungsmethode zurückgegriffen. So wurden mehrere Netzwerktopologien entwickelt, von denen drei in der Abbildung 8.4 dargestellt sind. Diese drei Netze unterscheiden sich dadurch, dass einerseits ihre Komplexität hinsichtlich Aufbau und Vernetzungsstruktur variiert und andererseits die Informationen im Input-Laver schrittweise über eine unterschiedliche Anzahl an Schichten innerhalb des Hidden-Lavers auf die beiden Units des Output-Lavers reduziert werden. Dabei hat sich eine schrittweise Zusammenführung der Informationen über mehrere Schichten innerhalb des Hidden-Lavers bereits in mehreren Untersuchungen als positiv erwiesen [KLOC04, KLOC05b, KLOC06b].



Abbildung 8.4: Vergleich dreier unterschiedlicher Netztopologien Comparison of three different network topologies

Der Hidden-Laver der Netztopologie 1 besteht aus einem Block, was die einfachste Verbindung zwischen Input- und Output-Laver darstellt. Untersuchungen auf Basis des Standard Lernalgorithmus "Backpropagation" (siehe auch Kapitel 8.2.2) haben gezeigt, dass eine Hidden-Laver Größe von 20 Units die geringste Fehlerquote erzielt, siehe Abbildung 8.5. Der Hidden-Laver der Netztopologie 2 besteht aus zwei Blöcken, so dass die Informationen der 100 Units im Input-Laver schrittweise auf die beiden Units im Output-Laver reduziert werden. Weiterhin ist in der Abbildung 8.5 oben rechts die Vernetzungsstruktur zwischen den einzelnen Units dargestellt. So ist die erste Spalte des Input-Lavers nur mit der ersten Spalte des ersten Hidden-Laverblocks vernetzt, die zweite Spalte des Input-Lavers nur mit der zweiten Spalte des ersten Hidden-Laverblocks usw.. Erst in dem zweiten Hidden-Laverblock werden die Informationen aus den einzelnen Spalten zusammengeführt und von dort an den Output-Laver weitergegeben. Eine detaillierte Untersuchung bezüglich Unitanzahl innerhalb dieser beiden Hidden-Laverblöcke hat gezeigt, dass eine 100 - 50 - 20 - 2 Struktur die geringsten SSE-Werte erzielt, siehe Abbildung 8.5. Anhand einer ähnlichen Vorgehensweise wurde die Netztopologie 3 mit drei Hidden-Laver Blöcken entwickelt, bei der sich eine 100 - 50 - 20 - 10 - 2 Struktur als optimal erwies. Im Gegensatz zu den beiden Topologien 1 und 2 ist die Vernetzung bei der Topologie 3 deutlich komplexer, so dass dieses Netz längere Rechenzeiten in Anspruch nimmt und eine geringere Stabilität aufweist.



Abbildung 8.5: Aufbau der Hidden-Layerstruktur von Netz 1 und 2 Structure of the Hidden Layer of networks 1 and 2

Im Rahmen der Groboptimierung konnten somit drei optimierte Netztopologien entwickelt werden. Dies sind die Netztopologie 1 (100 - 20 - 2), die Netztopologie 2 (100 - 50 - 20 - 2) und die Netztopologie 3 (100 - 50 - 20 - 10 - 2). Diese Netztopologien müssen nun einer weiteren Feinoptimierung unterzogen werden, da bisher noch keine entgültige Aussage getroffen werden kann welche dieser Netztopologien sich am besten für eine Bruchvorhersage eignet.

8.2.2 Feinoptimierung – Lernalgorithmen

Fine Optimisation - Learning Algorithms

Bei einer Feinoptimierung soll die Aussagefähigkeit einer Netztopologie auf Basis von Lernalgorithmen optimiert werden. In der einschlägigen Literatur findet sich eine große Anzahl von Lernalgorithmen, die sich allerdings meist nur geringfügig unterscheiden. Etwa 10 bis 15 Grundtypen von Algorithmen haben sich in der Praxis durchgesetzt [SCHW99]. Im Rahmen mehrerer Untersuchungen [KLOC04, KLOC05b, KLOC06b] haben sich die Lernverfahren

- "Backpropagation" (BP) [RUME86],
- "Backprop-Momentum" (BM) [RUME88] und
- "Resilient Propagation" (RP) [RIED93]

als besonders effizient für die Verwendung bei der Bruchvorhersage erwiesen. Diese drei Lernverfahren basieren auf dem Prinzip der Fehlerrückführung, wobei das Lernverfahren "Backpropagation" das meist verbreitete Verfahren ist und die Lernverfahren "Backprop-Momentum" und "Resilient Propagation" eine Modifikation des Verfahrens BP darstellen. Die Signalübertragung erfolgt vorwärtsgerichtet, d. h. tritt bei dem Vergleich von Ist- und Soll-Wert ein Fehler auf, so wird dieser rückwärts umgerechnet, indem die Gewichtungen jeder Schicht entsprechend korrigiert werden [SERG98].

Das "Backpropagation" Lernverfahren ist speziell für mehrstufige "Feedforward"-Netze konzipiert worden, bei dem nach jedem Lernbeispiel die Gewichte modifiziert werden. Die erwünschte Änderung der Ausgabe wird durch eine Änderung der Gewichte zu den Vorgängerneuronen erzielt. [RUME86]

Das "Backprop-Momentum" Lernverfahren unterscheidet sich von dem BP Lernverfahren dadurch, dass durch die Verwendung eines variablen Trägheitsterms sowohl der Gradient als auch die letzte Änderung berücksichtigt werden, so dass die Gewichtsanpassung nicht nur von dem relativen Fehler sondern zusätzlich von der vorausgegangenen Gewichtsanpassung abhängt. Dabei besteht die Möglichkeit, den Einfluss des relativen Fehlers und der letzten Änderung zu variieren. [RUME88]

Die "Resilient Propagation" Methode ist ebenso wie BP und BM ein iteratives Verfahren zur Bestimmung des Minimums der Fehlerfunktion bei "Feedforward"-Netzen. Dabei wird, wie bereits bei dem BM Lernverfahren, die vorherige Gewichtsänderung mit in die Bestimmung der aktuellen Gewichtsänderung einbezogen. Die Gewichtsänderung wird allerdings nur aufgrund des Vorzeichens der Steigung der Fehlerfunktion an zwei aufeinander folgenden Lernschritten berechnet und dabei für jedes Gewicht eine eigene Änderungsrate automatisch adaptiert. Die RP Lernfunktion hat sich als ein sehr schnelles und robustes Verfahren erwiesen, jedoch kann es aufgrund der Unstetigkeitsstelle am Minimum der lokalen Approximation zum Überspringen des Extremums kommen [FROE03].

Eine detaillierte Beschreibung dieser Lernverfahren kann bei Zell entnommen werden [ZELL94].

8.2.3 Bewertung der Netzwerktopologien und Lernalgorithmen

Evaluation of Network Topologies and Learning Algorithms

Die vollfaktorielle Kombination der in Kapitel 8.2.1 vorgestellten Netzwerktopologien mit den in Kapitel 8.2.2 aufgeführten Lernalgorithmen sieht auf den ersten Blick sehr übersichtlich aus.

Berücksichtigt man allerdings, dass bei den einzelnen Lernalgorithmen alle Lernparameter stufenlos variiert werden können, so ergeben sich bei diesen 3 Netzwerktopologien in Kombination mit den 3 Lernalgorithmen viele unterschiedliche Kombinationsmöglichkeiten.

Da nicht alle Kombinationsmöglichkeiten ausführlich untersucht werden können, werden für jede der drei Lernalgorithmen BP, BM und RP Standard-Lernparameter festgelegt. Die verwendeten Größen für die Lernparameter η , μ , c, d_{max} , δ_0 , α und δ_{max} sind in **Tabelle 8.1** aufgeführt. Weiterhin sind in Tabelle 8.1 aufgeführt, welche minimalen SSE-Werte bei einer Kombination aus Netzwerktopologie und Lernalgorithmus erreicht werden. Anhand dieser SSE-Werte kann nun eine Bewertung vorgenommen werden, wie gut die einzelnen Netzwerktopologien in Kombination mit den Lernalgorithmus Backprop-Momentum bei den Validierungsdaten den geringsten SSE-Wert auf, so dass diese Kombination für eine Bruchvorhersage als besonders geeignet erscheint. Weiterhin wird aus Tabelle 8.1 ersichtlich, dass der Lernalgorithmus Resilient Propagation bei den Lerndaten zwar sehr geringe SSE-Werte erzielt, allerdings sind die SSE-Werte bei den Validierungsdaten deutlich größer, so dass die Generalisierungsfähigkeit bei diesem Lernalgorithmus äußerst gering ist.

Es zeigt sich, dass die Vorhersagegenauigkeit des KNN durch eine schrittweise Reduzierung der Informationen gesteigert werden kann, was deckungsgleich mit den Erkenntnissen früherer Untersuchungen ist [KLOC04, KLOC05b, KLOC06b]. Da die 5 Spalten des Input-Layers jeweils nur Informationen zu einer der Datengrößen φ_{v} , σ_{1} , σ_{w} , σ_{v} und α_{norm} enthalten, ist es möglich, diese Informationen zuerst separat zu reduzieren, bevor diese dann zusammengeführt werden und schließlich einen Wert im Output-Layer bilden. Eine zu starke Reduzierung der Informationen bzw. eine zu späte Zusammenführung der einzelnen Spalten kann sich dabei auch wiederum negativ auswirken, so dass das Netz seine Generalisierungsfähigkeit verliert, wie dies bei dem Netz 3 der Fall ist.

Γ			Lernalgorithmus			
			Backpropagation	Backprop-Momentum	Resilient Propagation	
			(BP)	(BM)	(RP)	
			$\eta = 0,2;$	$\eta = 0.2; \mu = 0.5;$	$\delta_0 = 0,1; \alpha = 4$	
			$d_{max} = 0,1$	$c = 0,1; d_{max} = 0,1$	$\delta_{max} = 50$	
Netztopologie	Netz 1	Lernen	0,8618	0,6100	0,1550	
		Validieren	0,7365	0,8146	1,6615	
	Netz 2	Lernen	0,2910	0,2246	0,1024	
		Validieren	0,6855	0,2889	1,2046	
	z 3	Lernen	0,8414	0,3256	0,1043	
	Net	Validieren	0,9442	0,9021	1,8839	

Tabelle 8.1: Qualitätsbewertung von Netzwerktopologien und Lernalgorithmen anhand der SSE-Werte Quality evaluation of network topologies and learning algorithms using the SSE values

Die Ergebnisse in Tabelle 8.1 zeigen zwar, dass die Netztopologie 2 in Kombination mit dem Lernalgorithmus Backprop-Momentum am Besten für eine Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung geeignet ist, dennoch kann die Vorhersagegenauigkeit dieser Kombination nochmals gesteigert werden, indem die Lernparameter η , μ , c und d_{max} entsprechend angepasst werden. Die Feinoptimierung dieser Lernparameter ist in **Abbildung 8.6** dargestellt. So kann durch eine Optimierung der Lernparameter bei den Lerndaten der SSE-Wert von 0,2246 (siehe Tabelle 8.1) auf 0,1237 und bei den Validierungsdaten von 0,2889 (siehe Tabelle 8.1) auf 0,2156 reduziert werden. Umgerechnet bedeutet ein SSE-Wert von 0,21, dass diese Kombination von Netztopologie und Lernalgorithmus die Validierungsdaten mit einer durchschnittlichen Abweichung von ca. 2 % richtig erkennen kann. Dieser Fehler wird als hinreichend gering angesehen, um für die weiterführenden Untersuchungen die Netztopologie 2 in Kombination mit dem Lernalgorithmus Backprop-Momentum und den Lernparametern $\eta = 0,2; \mu = 0,7; c = 0,05$ und $d_{max} = 0,1$ verwenden zu können. Im Folgenden wird daher keine weitere Optimierung am KNN vorgenommen, sondern es soll nun an mehreren Beispielen untersucht werden, wie gut dieses trainierte KNN für die Bruchvorhersage geeignet ist.



Abbildung 8.6: Feinoptimierung des Lernalgorithmus Backprop-Momentum am Beispiel der Netztopologie 100 - 50 - 20 - 2 Fine optimisation of the Backpropagation Momentum learning algorithm using the example

Fine optimisation of the Backpropagation Momentum learning algorithm using the example of the 100 - 50 - 20 - 2 network topology

8.3 Zwischenfazit

Interim Conclusion

Im Rahmen dieses Kapitels wurde ein künstliches neuronales Netz entwickelt. Dies wurde in zwei Stufen umgesetzt. In einer ersten Groboptimierung wurden unterschiedliche Netztopologien untersucht und anhand der experimentell an Umformgeschichten generierten Datenbasis konnte auf Basis des SSE-Wertes ein Optimum gefunden werden. Dabei zeigte eine Netzstruktur mit
zweigeteiltem Hidden-Layer der Form 100 - 50 - 20 - 2
 die beste Generalisierungsfähigkeit bei einer gleichzeitig niedrigen Fehler
quote. In einer anschließenden Feinoptimierung wurden unterschiedliche Lernalgorithmen untersucht, bei den
en der Lernalgorithmus Backprop-Momentum den geringsten Fehler bei der Datenauswertung zuließ. Bei einer weiteren Optimierung der Lern
parameter konnte der durchschnittliche Fehler auf 2 % reduziert werden. Dies war durch den Einsatz der Netztopologie 2 in Kombination mit dem Lernalgorithmus Backprop-Momentum und den Einstellparameter
n $\eta=0,2;\,\mu=0,7;\,c=0,05$ und $d_{max}=0,1$ möglich. Die bisherige Bewertung des KNN wurde ausschließlich auf Basis der SSE-Werte durchgeführt. Eine Bewertung auf Basis von Versuchsreihen, die nicht in der Datenbasis berücksichtigt wurden, wurde bisher nicht umgesetzt. Weiterhin sollte eine Verifizierung der neuen Methode zur Bruchvorhersage an Beispielen erfolgen, die unterschiedliche Arten des Werkstoffversagens aufweisen, da so der Anwendung dieser neuen Methode über einen weiten Bereich von Umformprozessen sichergestellt werden kann.

9 Modellverifikation

Model Verification

Das in Kapitel 8.2 entwickelte KNN wurde bisher nur anhand von Validierungsdaten bewertet. Diese sind mit einem experimentell ermittelten Werkstoffversagen abgeglichen worden und charakterisieren daher nur Werkstückbereiche, die einer Schädigung von 100 % entsprechen. Daher konnte bisher nicht überprüft werden, wie hoch das KNN die Bruchwahrscheinlichkeit für Bauteilbereiche bestimmt, die im Experiment nicht versagen. Im Folgenden soll dies an verschiedenen Umformprozessen untersucht werden. Diese Umformprozesse sollen dabei unterschiedliche Arten des Werkstoffversagens hervorrufen. So soll überprüft werden, ob das KNN in der Lage ist, sowohl eine oberflächennahe als auch eine innere Werkstückschädigung korrekt vorherzusagen. Weiterhin soll das KNN auch an Umformexperimenten verifiziert werden, die unterschiedliche Belastungsarten aufweisen, wie beispielsweise einsinnig und mehrsinnig. Da das KNN nicht mit Analogieversuchen trainiert wurde, die ein inneres Werkstückversagen aufgrund einer mehrsinnigen Belastung hervorrufen, stellt dieses Werkstückversagen dabei einen Extremfall dar.

Die Bewertung der vom KNN ermittelten Schadenswerte erfolgt dabei auf zwei Arten. Zum einen wird der vom KNN ermittelte Versagenszeitpunkt experimentell überprüft und die Werkstückbereiche, für die das KNN Werte von ca. 1 ermittelt, näher untersucht. Zum anderen kann eine qualitative Bewertung der Schadensverteilung über den restlichen Werkstückquerschnitt durch eine Korrelation mit einem konventionellen Schadenskriterium erfolgen. Dazu wird das modifizierte Schadenskriterium nach Cockcroft and Latham (Gleichung 2.10) herangezogen, da dieses die qualitativ besten Aussagen bezüglich der Werkstoffschädigung liefern kann, wie in Abbildung 2.9 gezeigt wurde.

9.1 Vorhersage oberflächennaher Werkstückschädigung

Prediction of Workpiece Damage Close to the Surface

Die Vorhersage einer oberflächennahen Werkstückschädigung stellt für die neue Methode die geringste Herausforderung dar, da die Mehrzahl der Umformgeschichten, mit denen das KNN trainiert wurde, eine oberflächennahe Werkstückschädigung erzeugen. Eine größere Herausforderung bildet dabei eine mehrsinnige Belastung, da fast alle trainierten Umformgeschichten nur eine einsinnige Belastung aufweisen.

9.1.1 Oberflächennahe Werkstückschädigung aufgrund einsinniger Belastung

Workpiece Damage Close to the Surface due to One-Directional Loading

Eine Verifikation des KNN zur Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung soll zuerst anhand einer oberflächennahen Werkstückschädigung aufgrund einsinniger Belastung erfolgen. Umformprozesse, die ein solches Versagen und auch ein einsinniges Belastungskollektiv aufweisen, sind Stauchversuche. Von der Vielzahl an Probengeometrien, die sich für eine Verifikation eignen, werden zwei näher untersucht und zwar die Schulterprobe und die Schulterkragenprobe. Beiden Probengeometrien ist gemein, dass sie kontinuierlich gestaucht werden und eine

9 Modellverifikation

erste Rissinitiierung an der Bauteiloberfläche auftritt. Während die Schulterkragenprobe auf der Oberfläche des Kragens aufgrund einer zweiachsigen Zugbeanspruchung Längsrisse aufweist, zeigt die Schulterprobe im mittleren Bereich eine kreuzförmige Rissbildung (siehe auch Abbildung 6.2). Diese beiden Versagensarten stellen aufgrund ihrer Belastungsart jeweils ein Extremum dar, so dass sich diese beiden Probengeometrien für eine Verifikation besonders gut eignen.

In **Abbildung 9.1** ist die Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung mittels KNN am Beispiel der Schulterprobe dargestellt. Von der Vielzahl der vom KNN ausgewerteten Werkstückbereiche sind einige besonders charakteristische dargestellt. In der Simulation wird vom KNN im mittleren Bereich der Schulterprobe eine erste Rissinitierung bei einer gestauchten Probenhöhe von 30,1 mm vorhergesagt. Dies wird in der unteren Bildhälfte in der Abbildung 9.1 ersichtlich, da bei einer Probenhöhe von 30,1 mm das KNN in der Randzone an mehreren Stellen eine Risswahrscheinlichkeit von 0,99 und somit von 99 % berechnet.



Abbildung 9.1: Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN im mittleren Bereich der Schulterprobe Damage prediction using the ANN in the middle area of the shoulder testpiece

Eine experimentelle Überprüfung zeigt, dass die Probenoberfläche in diesem Bereich deutliche Kreuzrisse aufweist, die nach dem Schädigungsmaßstab aus Kapitel 4.3.1 einer Schädigung von 100 % entsprechen. Dabei wurde eine Schulterprobe mit einer Ausgangshöhe von 75 mm auf die Probenhöhe von 30,1 mm gestaucht. Der obere Bildabschnitt in Abbildung 9.1 zeigt die Schadensverteilung bei einer Probenhöhe von 41,2 mm. Dabei berechnet das KNN in der Randzone eine Schadenswahrscheinlichkeit von 0,78, so dass das Restformänderungsvermögen mindestens 22 % beträgt. Experimentell konnte nachgewiesen werden, dass bei einer Probenhöhe von 41,2 mm die Werkstückoberfläche zwar eine Schädigung aufweist, diese Schädigung aber deutlich geringer als 100 % ist. Eine nähere Untersuchung der übrigen Werkstückbereiche, die vom KNN ausgewertet wurden, zeigt, dass zum einen das KNN für fast alle Punkte, ausgehend von der Probenhöhe 41,2 mm hin zur Probenhöhe 30,1 mm, eine Steigerung der Schadenswahrscheinlichkeit ermittelt. Eine solche Steigerung ist ebenso in dem Schadenswert nach Cockcroft and Latham festzustellen. Weiterhin zeigt die Abbildung 9.1 auch, dass bei jeder untersuchten Probenhöhe die vom KNN berechneten Werte fast ausschließlich von der Werkstückoberfläche hin zur Probenachse abfallen. So berechnet das KNN beispielsweise bei einer Probenhöhe von 41,2 mm in der Werkstückrandzone einen Schadenswert von 0,78 und im Werkstückinneren einen Wert von 0,31. Eine solche vom KNN ermittelte Verteilung der Schadenswahrscheinlichkeit zeigt eine gute qualitative Übereinstimmung mit den nach Cockcroft und Latham berechneten Schadenswerten. Zusammenfassend zeigt dieses erste Verifikationsbeispiel, dass mittels KNN eine quantitativ gute Schadensvorhersage möglich ist.

Bei einer weiteren Reduzierung der Probenhöhe auf 23,6 mm wird im Bereich der Schulter vom KNN ebenfalls eine Rissinitiierung vorhergesagt. Dazu ist in **Abbildung 9.2** die Schadensvorhersage mittels KNN für den Schulterbereich dargestellt. Bei einer Probenhöhe von 23,6 mm berechnet das KNN in der Randzone der Schulter Schadenswerte zwischen 1,00 und 0,97, siehe untere Bildhälfte in Abbildung 9.2. Eine experimentelle Überprüfung zeigt, dass in der Oberfläche der Schulter bei einer Probenhöhe von 23,6 mm Risse detektiert werden können.



Abbildung 9.2: Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN im Bereich der Schulter Damage prediction using the ANN in the area of the shoulder

Weiterhin ist in Abbildung 9.2 ersichtlich, dass die vom KNN ermitteltet Schadenswahrscheinlichkeiten auch im Bereich der Schulter eine gute qualitative Übereinstimmung mit den nach Cockcroft und Latham berechneten Schadenswerten aufweisen. So wird vom KNN nicht nur der Versagenszeitpunkt bei einer Probenhöhe von 23,6 mm richtig vorhergesagt, sondern auch im Bereich der Schulter fallen die vom KNN berechneten Werte fast ausschließlich von der Werkstückoberfläche hin zur Probenachse ab. Gleichzeitig zeigt die Auswertung bei den Probenhöhen 30,1 mm und 23,6 mm, dass die vom KNN ermittelten Schadenswahrscheinlichkeiten für fast alle berechneten Punkte mit sinkender Probenhöhe zunehmen.

Die Auswertung dieser beiden Bereiche bei der Schulterprobe macht bereits jetzt deutlich, dass bei einer Schadensvorhersage mittels KNN eine Steigerung der Vorhersagegenauigkeit gegenüber dem Kriterium nach Cockcroft und Latham erwartet werden kann. So berechnet das KNN in den beiden Bereichen der Schulterprobe, in denen eine Rissinitiierung auftritt, Schadenswahrscheinlichkeiten von 0,99 und 0,97. Das Schadenskriterium nach Cockcroft und Latham hingegen ermittelt für diese beiden Bereiche maximale Schadenswerte von $D_{C\&Lmax} = 0,39$ und $D_{C\&Lmax} = 0,31$. Somit weist das Kriterium nach Cockcroft und Latham eine Abweichung von ca. 20 % auf, während das KNN nur eine Vorhersageungenauigkeit von 3 % aufweist.

Als weiteres Verifikationsbeispiel für eine Vorhersage einer oberflächennahen Schädigung bei einer einsinnigen Belastung soll die Schulterkragenprobe untersucht werden. Die Schulterkragenprobe unterscheidet sich von der zuvor untersuchten Schulterprobe dadurch, dass aufgrund der Kragengeometrie ein völlig anderer Spannungs- und Dehnungszustand in der Probe vorherrscht. So liegt im Bereich der Kragenoberfläche ein dreiachsiger Zugspannungszustand vor, während bei der Schulterprobe nur in Umfangsrichtung eine Zugspannung auftritt. Da dies für das KNN eine neue Randbedingung darstellt, wird das KNN anhand der Schulterkragenprobe ebenfalls verifiziert.

Die Abbildung 9.3 zeigt, dass vom KNN bei einer Probenhöhe von 43,2 mm im Kragenbereich ein maximaler Schadenswert von 0,94 berechnet wird. Eine experimentelle Überprüfung zeigt, dass bereits zu diesem Zeitpunkt die Kragenoberfläche nach dem Schädigungsmaßstab aus Kapitel 4.3.1 einer 100 % Schädigung entspricht. Ähnlich wie bei der Schulterprobe zeigt sich auch bei der Schulterkragenprobe mit sinkender Probenhöhe ein Anstieg der vom KNN berechneten Schadenswerte. Während dieser Anstieg im Probeninneren sehr klein ausfällt, wächst im Bereich der Kragenoberfläche die vom KNN ermittelte Schadenswahrscheinlichkeit von 53 % bei einer Probenhöhe von 54,8 mm auf 79 % und schließlich auf 94 % bei einer Probenhöhe von 43,2 mm an. Somit zeigt die Schulterkragenprobe eine ebenso gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen wie die Schulterprobe.

Eine Auswertung aller vom KNN untersuchten Punkte in der Schulterkragenprobe zeigt weiterhin, dass nicht nur mit zunehmender Umformung ein Anstieg der vom KNN ermittelten Schadenswerte einhergeht, sondern auch, dass ausgehend von der Probenachse hin zur Werkstückoberfläche im Bereich des Kragens nahezu alle vom KNN berechneten Werte ansteigen. Weitenhin kann festgestellt werden, dass sowohl das Schadenskriterium nach Cockcroft und Latham als auch das KNN innerhalb des Kragens drei Bereiche identifiziert, die eine erhöhte Risswahrscheinlichkeit aufweisen. Dies sind zum einen die Oberfläche im mittleren Bereich des Kragenumfangs und zum andern die obere und untere Stirnfläche des Kragens.

Diese beiden Verifikationsbeispiele zeigen, dass das KNN eine Rissinitiierung mit einem maximalen Fehler von 6 % richtig vorhersagen kann. Das Schadenskriterium nach Cockcroft und Latham hingegen berechnet bei diesen beiden Beispielen maximale Schadenswerte im Bereich von $D_{C\&Lmax} = 0,31$ bis $D_{C\&Lmax} = 0,39$. Dies entspricht einem prozentualen Fehler von ca. 20 %. Somit zeigt bereits eine erste Verifikation, dass diese neue Methode der Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung zukünftig eine mögliche Alternative zu den konventionellen Schadenskriterien bilden könnte. Um diese neue Methode allerdings zu validieren, müssen noch weitere Verifizierungen durchgeführt werden, da die beiden bisher dargestellten Beispiele eine Rissinitiierung an der Bauteiloberfläche sowie eine nur einsinnige Belastung aufweisen.



Abbildung 9.3: Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN im Kragenbereich einer Schulterkragenprobe Damage prediction using the ANN in the collar area of a shoulder-collar testpiece

9.1.2 Oberflächennahe Werkstückschädigung aufgrund mehrsinniger Belastung

Workpiece Damage Close to the Surface due to Multiple-Directional Loading

Nachdem im vorangegangenen Kapitel nachgewiesen werden konnte, dass eine oberflächennahe Schädigung, die aufgrund einer einsinnigen Belastung hervorgerufen wird, vom KNN gut vorhergesagt werden kann, soll nun gezeigt werden, dass auch bei mehrsinnigen Belastungen eine gute Schadensvorhersage mittels KNN möglich ist. Charakteristisch für eine mehrsinnige Belastung ist, dass der rissbehaftete Werkstückbereich während der Umformung eine Änderung der Belastungsrichtung erfahren hat. Bei einem 4-Punkt-Biegeversuch mit Umstülpung und Niederhalter tritt in mehreren Bereichen der Biegeprobe eine solche Belastungsumkehr auf, siehe linke Bildhälfte in Abbildung 9.4.

Durch den eingebauten Gegenstempel erfahren einige Bereiche des Werkstücks während der Biegeumformung eine Belastungsumkehr. So befinden sich die Bereiche A und C zu Beginn der Umformung auf der Zugseite der Biegeprobe und der Bereich B im Druckbereich. Nachdem die Umformung der Bereiche B und C auf der Matrizenseite abgeschlossen ist, werden in einer zweiten Umformphase diese beiden Bereiche auf der Stempelseite weiter umgeformt. Dabei ändert sich die Belastungsrichtung so, dass der Bereich B nun auf der Zugseite liegt und der Bereich C auf der Druckseite der Biegeprobe vorzufinden ist. Der Bereich A erfährt keine Belastungsum-



Abbildung 9.4: Darstellung des 4-Punkt-Biegeversuchs mit Umstülpung Representation of the 4-point bending test with rebending

kehr. So liegt der Bereich A während der ersten Umformung auf der Zugseite der Biegeprobe und wird im Anschluss in der zweiten Umformphase weiterhin auf Zug belastet. Bei dünnen Biegequerschnitten und geringen Reib- und Niederhalterkräften ist diese Zugbelastung während der zweiten Umformphase zu gering, um eine plastische Verformung hervorzurufen. Hingegen kann bei großen Biegequerschnitten in dem Bereich A auch eine plastische Verformung auftreten, so dass dies zu einer Rissinitiierung führt und die Biegeprobe vollständig bricht, so wie es auf der rechten oberen Bildhälfte in Abbildung 9.4 an einer 10 mm dicken Biegeprobe dargestellt ist. Bei einer Reduzierung der Blechdicke auf 8 mm, versagt die Probe zwar nicht vollständig, dennoch ist in einigen Bereichen eine deutliche Schädigung der Oberfläche feststellbar.

Links in **Abbildung 9.5** ist daher der zeitlicher Verlauf der ersten Hauptnormalspannung σ_1 und des Vergleichsumformgrads für die beiden Bereiche C und B dargestellt. Beide Bereiche weisen zwei aufeinander folgende Umformungen auf, die durch eine Pause von einander getrennt sind. Während in dem Bereich C während der ersten Umformung σ_1 positiv ist und damit einer Zugbelastung entspricht und anschließend bei der zweiten Umformung in den Druckbereich wechselt, verhält es sich bei der Umformung im Bereich B genau umgekehrt. Bei der Betrachtung der Umformgeschichte wird dieser Wechsel in der Belastungsrichtung ebenfalls deutlich, siehe Abbildung 9.5 rechts unten. Was im Gegensatz zu der zeitlichen Darstellung nicht mehr erkennbar ist, ist die zeitliche Trennung zwischen den beiden Umformungen. Dies ist dadurch zu erklären, dass zwischen den beiden Umformungen der Umformgrad konstant ist.

Inwieweit das KNN nun für eine solche wechselnde Umformung eine Schadensvorhersage richtig vorhersagt, zeigt die **Abbildung 9.6**. So ermittelt das KNN bei einer 7 mm dicken Probe für einen Stempelweg von 18 mm einen maximalen Schadenswert von 0,53. Dieser Wert tritt in dem zuvor definierten Bereich A auf. Experimentell konnte dabei nachgewiesen werden, dass in dem Bereich A keine Schädigung der Oberfläche feststellbar ist, die einem Maß von 100 % ent-



Abbildung 9.5: Spannungsverlauf beim 4-Punkt-Biegeversuch mit Umstülpung bei einer Blechdicke von 8 mm Stress development during the 4-point bending test with rebending at a sheet thickness of 8 mm

spricht. Eine Schädigung von nahezu 100 % wird vom KNN bei einem Stempelweg von 48 mm vorhergesagt, siehe Abbildung 9.6 links unten. So berechnet das KNN für diesen Stempelweg Werte von 0,95 und 0,98, was einer Schadenswahrscheinlichkeit von 95 % bzw. 98 % entspricht. Die Punkte, für die das KNN eine solche Schadenswahrscheinlichkeit berechnet, liegen in dem Bereich B, der zuerst auf Druck und anschließend auf Zug belastet wird. D. h. die beiden Punkte, die einen Schadenswert von 0,95 bzw. 0,98 aufweisen, wurden in einer ersten Umformung an der Matrizenkante gestaucht und anschließend gestreckt. Die Auswertung der übrigen Punkte zeigt, dass das KNN für alle anderen Punkte deutlich geringere Schädigungen berechnet. So ermittelt das KNN für den Bereich C beispielsweise eine Schädigung von 0,87 bzw. 0,74. Somit weist der Bereich C, der zuerst gestreckt und anschließend gestaucht wird, ein Restformänderungsvermögen von mindestens 13 % auf. Somit wird in diesem Bereich noch kein Riss erwartet. Eine experimentelle Überprüfung der vom KNN ermittelten Schadenswahrscheinlichkeit zeigt eine gute Übereinstimmung. So ist die Oberfläche im Bereich B zu 100 % geschädigt, siehe Abbildung 9.6 rechts unten.

Dieses Beispiel macht deutlich, dass das KNN einerseits in der Lage ist, eine Rissinitiierung auch bei einer mehrsinnigen Belastung richtig vorzusagen. Andererseits zeigen die vom KNN ermittelten Schadenswerte im Vergleich mit dem Schadenskriterium nach Cockcroft und Latham eine qualitativ gute Übereinstimmung bei der Schadensverteilung über dem Probenquerschnitt, so dass die nach Cockcroft und Latham als kritisch identifizierten Werkstückbereiche vom KNN als ebenso kritisch dargestellt werden.

Somit konnte bisher nachgewiesen werden, dass mittels KNN eine quantitative Schadensvorhersage für oberflächennahe Schädigungen möglich ist. Dies gilt sowohl für Werkstoffbereiche, die einer einsinnigen Belastung unterworfen werden, als auch für Bereiche in denen



Abbildung 9.6: Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN an einer 4-Punkt-Biegeprobe mit einer Blechdicke von 7 mm Damage prediction on a 4-point bending testpiece with a thickness of 7 mm using the ANN

sich die Belastungsrichtung während der Umformung ändert. Neben einer oberflächennahen Werkstückschädigung kann bei Kaltmassivumformprozessen allerdings auch eine innere Bauteilschädigung auftreten. Da eine solche Schädigung optisch nicht feststellbar ist, ist es umso entscheidender, dass ein Schadenskriterium das Formänderungsvermögen eines Werkstoffs auch im Werkstückinneren richtig bestimmen kann.

9.2 Vorhersage innerer Werkstückschädigung

Prediction of Inner Workpiece Damage

Da bisher nur nachgewiesen wurde, dass mittels KNN eine gute quantitative Schadensvorhersage für oberflächennahe Schädigungen möglich ist, soll im Folgenden ebenfalls gezeigt werden, dass auch innen liegende Risse mittels KNN gut vorhergesagt werden können. Dabei soll der Rissinitiierung sowohl eine einsinnige als auch eine mehrsinnige Belastung vorausgehen können.

9.2.1 Innere Werkstückschädigung aufgrund einsinniger Belastung

Inner Workpiece Damage due to One-Directional Loading

Ein Umformprozess, bei dem aufgrund einer einsinnigen Belastung eine innere Werkstückschädigung hervorgerufen wird, ist der Zugversuch. Des Weiteren unterscheidet sich der Bereich der Rissinitiierung im Zugversuch und im Stauchversuch dadurch, dass sich beim Zugversuch im Werkstückinneren ein dreiachsiger Spannungszustand einstellt, während auf der Werkstückoberfläche der Stauchproben ein ebener Spannungszustand vorliegt. Für eine quantitativ gute Schadensvorhersage muss das KNN in der Lage sein, diesen Unterschied zu erkennen und auch zu interpretieren.

Die Simulation der Schadenswahrscheinlichkeit in **Abbildung 9.7** zeigt, dass bei einer Zugprobenlänge von 78,8 mm bereits eine Verjüngung auftritt und vom KNN ein maximaler Schadenswert von 0,71 bestimmt wird. Somit sollte die Zugprobe noch keine Schädigung aufweisen, was experimentell auch nachgewiesen werden konnte. Eine Rissinitiierung wird vom KNN für eine Zugprobenlänge von 79,4 mm vorhergesagt, bei der im Zentrum der Brucheinschnürung der vom KNN ermittelte Schadenswert auf 0,99 ansteigt. In den Versuchen konnte dann gezeigt werden, dass die Zugprobe bei dieser Probenlänge versagt.



Abbildung 9.7: Schädigungsvorhersage an einer Zugprobe mit Hilfe des KNN Damage prediction on a tensile testpiece using the ANN

Weiterhin zeigt die Abbildung 9.7, dass bei einer Zugprobenlänge von 79,4 mm der Schadenswert vom KNN ausgehend vom Zentrum der Brucheinschnürung von 0,99 hin zur Probenoberfläche auf 0,92 sinkt. Unterhalb der Brucheinschnürung werden sogar nur Werte von 0,42 ermittelt. Zu großen Teilen stimmt die vom KNN ermittelte Schadensverteilung qualitativ gut mit den Schadenswerten nach Cockcroft und Latham überein.

Anhand der bisher gezeigten Verifikationsbeispiele konnte nachgewiesen werden, dass für eine einsinnige Belastung sowohl eine oberflächenahe als auch eine innere Werkstückschädigung richtig vorhergesagt werden kann. In der industriellen Praxis kann allerdings auch eine innere Werkstückschädigung aufgrund einer mehrsinnigen Belastung auftreten.

9.2.2 Innere Werkstückschädigung aufgrund mehrsinniger Belastung

Inner Workpiece Damage due to Multiple-Directional Loading

In der industriellen Praxis tritt sehr oft eine Aneinanderreihung unterschiedlicher Umformvorgänge auf, wie beispielsweise ein Reduzieren und anschließendes Querfließpressen. Um nachzuweisen, dass das KNN auch in der Lage ist, bei solchen Prozessen eine richtige Schadensvorhersage zu liefern, wird im Folgenden ein Druck-Zug-Versuch untersucht. Dieser Druck-Zug-Versuch

9 Modellverifikation

zeichnet sich dadurch aus, dass alle Werkstoffbereiche in einer ersten Umformstufe in achsialer Richtung gestaucht und in der zweiten Umformstufe gestreckt werden. Dies führt dazu, dass die Probe in der zweiten Umformstufe einschnürt und eine Rissinitiierung vom Zentrum der Brucheinschnürung ausgeht. Für einen solchen Druck-Zug-Versuch ist in **Abbildung 9.8** sowohl die Simulation der Schadensvorhersage mittels KNN als auch die experimentelle Verifikation dargestellt.



Abbildung 9.8: Schädigungsvorhersage an einer Druck-Zugprobe mit Hilfe des KNN Damage prediction on a testpiece subjected to compressive and tensile stresses using the ANN

In der ersten Umformstufe wird dazu eine zylindrische Probe von einer Ausgangshöhe von 75 mm auf eine Probenhöhe von 63 mm gestaucht. Das KNN berechnet für diese Umformstufe, dass das Umformvermögen zu ca. 45 % ausgenutzt wird. Eine experimentelle Analyse einer gestauchten Probe zeigt, dass in der Oberfläche zwar Schädigungen feststellbar sind, diese aber nach dem Schädigungsmaßstab aus Kapitel 4.3.1 einer Schädigung von ca. 10 % entsprechen. Damit wird zwar die reale Werkstückschädigung vom KNN einerseits überschätzt, was mit der linearen Schadensermittlung über φ erklärbar ist. Andererseits attestiert das KNN dem Werkstoff noch ein ausreichend hohes Restformänderungsvermögen. In der zweiten Umformstufe berechnet das KNN eine Rissinitiierung, wenn die bereits gestauchte Probe wieder auf eine Länge von 72.6 mm gestreckt wird. Dabei steigen die vom KNN ermittelten Schadenswerte im Zentrum der Probeneinschnürung auf 0,98 bzw. 0,99 an. Im umliegenden Werkstoffbereich, der kaum einschnürt, sinken die vom KNN ermittelten Schadenswerte auf 0.64 bzw. 0.44. Zum einen zeigt nun der experimentelle Beweis, dass die Probe bei einer gestreckten Länge von 72,6 mm versagt. Zum anderen stimmt der qualitative Vergleich der vom KNN und nach Cockcroft und Latham ermittelten Schadenswerte sowohl in der ersten als auch in der zweiten Umformstufe gut überein. Damit konnte mit diesem Beispiel gezeigt werden, dass auch innenliegende Risse mit Hilfe des KNN nachgewiesen werden können.

9.3 Zwischenfazit

Interim Conclusion

Anhand mehrerer Umformprozesse wurde gezeigt, dass eine gute quantitative Vorhersage des Formänderungsvermögens eines Stahlwerkstoffs mittels KNN möglich ist. Dabei wurde gezeigt, dass sowohl oberflächennahe Risse sowie auch innere Werkstückschädigungen mit der neuen Methode quantitativ vorhergesagt werden können. Dies ist unabhängig davon, ob die rissinduzierende Belastung einsinnig oder mehrsinnig ist. In **Abbildung 9.9** sind die Ergebnisse der untersuchten Umformprozesse zusammengefasst. Dabei wird die Steigerung der Vorhersagegenauigkeit mit dieser neuen Methode gegenüber dem Kriterium von Cockcroft und Latham deutlich. So schwanken bei den untersuchten Umformprozessen die maximalen Schadenswerte von Cockcroft und Latham zwischen 0,31 und 2,01. Damit ist der Fehler bei der Vorhersagegenauigkeit größer 600 %. Da dies, wie bereits in Kapitel 2.4 gezeigt wurde, für eine industrielle Anwendung inakzeptabel ist, kann ein solches Schadenskriterium nur für eine qualitative Schadensvorhersage herangezogen werden.



Abbildung 9.9: Vergleich der Genauigkeit bei der Schadensvorhersage mittels Cockcroft und Latham sowie dem KNN Comparison of the precision of the damage prediction using the criterion by Cockcroft and Latham as well the ANN

Die neue Methode der Schadensvorhersage auf Basis eines KNN ermittelt bei den untersuchten Umformprozessen maximale Schadenswerte zwischen 0,99 und 0,94. Da ein Wert von 1 definitionsgemäß einer Werkstückschädigung von 100 % entspricht, kann mit der neuen Methode der Fehler bei der Vorhersagegenauigkeit auf 6 % reduziert werden. Sie erlaubt damit sowohl eine qualitative als auch eine quantitative Schadensvorhersage. Damit ist die in dieser Arbeit entwickelte Methode zur Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung zwar ganzheitlich erforscht und auch verifiziert, allerdings sind die Modellannahmen innerhalb dieser neuen Methode noch nicht vollständig validiert worden.

10 Validierung der Modellannahmen

Validation of the Model Assumptions

Bei der Modellbildung wurden die beiden Größen Formänderungsgeschwindigkeit und Werkstücktemperatur von vornherein ausgeschlossen. Zum einen da angenommen wird, dass die Temperaturentwicklung im Werkstück zu gering ist, als dass sie das Formänderungsvermögen signifikant beeinflussen kann. Zum anderen sind die Hauptformänderungsgeschwindigkeiten nach dem Fließgesetz von Lévy-Mises (Gleichung 5.4) mit den Hauptspannungen verknüpft und liefern somit keine neue Information, die in die Umformgeschichte mit einfließen würde. Weiterhin wurde in Kapitel 6.2 und 6.3 gezeigt, dass die erzeugten Umformgeschichten eine gewisse Ähnlichkeit aufweisen, auch wenn die Temperaturentwicklung im Werkstück mit berücksichtigt wird oder wenn der Umformprozess bei unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten durchgeführt wird. Daher sollten diese Umformgeschichten ebenfalls vom KNN richtig ausgewertet werden. In den folgenden zwei Abschnitten wird daher gezeigt, dass das KNN in der Lage ist, diese Variationen in den Prozessen richtig zu bewerten.

10.1 Vernachlässigung der Umformgeschwindigkeit

Neglecting the Strain Rate

In Kapitel 6.2 wurde bereits am Beispiel einer Zugprobe gezeigt, dass die Umformgeschichten bei unterschiedlichen Formänderungsgeschwindigkeiten sehr ähnlich sind. Dabei wurde ebenfalls festgestellt, dass mit steigender Stempelgeschwindigkeit der Bruchumformgrad sinkt. In Abbildung 10.1 ist daher nochmals die Auswirkung unterschiedlicher Stempelgeschwindigkeiten auf das Formänderungsvermögen dargestellt. So sinkt mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit die bis zum Risseintritt erzielbare Probenlänge. Wird für die Bestimmung des Formänderungsvermögens das Schadenskriterium nach Cockcroft und Latham zugrunde gelegt, so werden zum Zeitpunkt der experimentell ermittelten Rissinitiierung bei höheren Umformgeschwindigkeiten geringere Schadenswerte berechnet. Eine Zunahme der Umformgeschwindigkeit um das Hundertfache führt dabei zu einer Reduzierung des maximalen Schadenswertes um ca. 5 %, da bei höheren Umformgeschwindigkeiten geringere Bruchumformgrade realisierbar sind. Damit zeigt sich, dass bei dem Kriterium nach Cockcroft und Latham eine starke Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit gegeben ist, so dass nur eine qualitative Vorhersage bzgl. des erzielbaren Formänderungsvermögens möglich ist, obwohl die Umformgeschichten eine große Übereinstimmung aufweisen.

Im Vergleich dazu ist in **Abbildung 10.2** eine detaillierte Auswertung der Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN dargestellt. Unabhängig von der Stempelgeschwindigkeit und damit von der Formänderungsgeschwindigkeit berechnet das KNN im Zentrum der Brucheinschnürung immer einen Wert von 0,99. Auch bei der Auswertung der übrigen Punkte ist bei einer variierenden Stempelgeschwindigkeit eine sehr hohe Konstanz der berechneten Werte festzustellen.

Zum einen stellt das KNN somit eine Verbesserung gegenüber den konventionellen Schadenskriterien dar, da auch bei unterschiedlichen Umformgeschwindigkeiten nicht nur eine qualitative





Schadensvorhersage möglich ist, sondern gleichzeitig auch eine gute quantitative Vorhersage erzielt wird. Zum anderen wird mit diesem Beispiel der Beweis erbracht, dass die vorgeschlagene Modellannahme, bei der die Formänderungsgeschwindigkeit nicht direkt in die Umformgeschichte mit einfließt, zulässig ist.

10.2 Vernachlässigung der Werkstücktemperatur

Neglecting the Workpiece Temperature

Eine weitere Modellannahme besteht darin, dass die Temperaturentwicklung infolge der inneren und äußeren Reibung bei der Schadensvorhersage vernachlässigt wird. Bei allen durchgeführten Versuchsreihen wurde eine Temperaturerhöhung bzw. eine Wärmeabgabe an die Umgebung zugelassen. Im Gegensatz dazu liegt allen bisherigen Auswertungen mittels KNN eine isotherme Simulation zugrunde. Für eine Validierung dieser Modellannahme wird allerdings von einer isothermen Versuchsdurchführung abgesehen, da dies zu aufwändig ist. Vielmehr wird in der Simulation eine Temperaturentwicklung berücksichtigt und auf Basis dieser Simulationsergebnisse eine Validierung des KNN durchgeführt.

In Abbildung 10.3 ist der Einfluss der Werkstücktemperatur am Beispiel einer Zylinderprobe dargestellt. Experimentell konnte nachgewiesen werden, dass die Zylinderprobe bei einer Probenhöhe von 8 mm an der Oberfläche versagte. Die Temperaturverteilung, die sich aufgrund der Simulation innerhalb des gestauchten Zylinders bei einer Höhe von 8 mm einstellt, ist auf der linken Bildhälfte in Abbildung 10.3 dargestellt. Die obere Darstellung ist isotherm gerechnet und die untere mit Temperaturentwicklung. So bleibt im einen Fall die Temperatur bei 20 °C und im andern Fall stellt sich eine maximale Werkstücktemperatur von 278 °C ein.



Abbildung 10.2: Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN beim Zugversuch mit unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten

Damage prediction in the tensile test with different tool velocities using the ANN

Auf der rechten Bildhälfte ist nun für diese beiden Fälle die ermittelte Schädigungsverteilung nach Cockcroft und Latham sowie mit Hilfe des KNN dargestellt. Für den Fall einer isothermen Simulation berechnet das Kriterium nach Cockcroft und Latham einen maximalen Schadenswert von 0,51. Bei der Simulation mit Temperaturentwicklung steigt dieser Wert um ca. 4 % auf 0,53 an. Dies liegt unter anderem daran, dass die Vergleichspannung bei einer Simulation mit Temperaturberücksichtigung stärker sinkt als die erste Hauptnormalspannung, wie dies in Abbildung 6.10 ersichtlich ist. Damit steigt bei dem Kriterium nach Cockcroft und Latham der Quotient aus erster Hauptnormalspannung und Vergleichspannung. Für eine Bestimmung des Formänderungsvermögens mit Hilfe des Kriteriums nach Cockcroft und Latham bedeutet dies, dass die Ergebnisse einer isothermen und einer Simulation mit Temperaturberücksichtigung nicht quantitativ vergleichbar sind.

Bei einer Auswertung der Schadensverteilung mittels KNN zeigt sich hingegen, dass diese Abweichung auf ca. 1 % reduziert werden konnte. So ermittelt das KNN bei einer isothermen Simulation einen maximalen Schadenswert von 0,95 und dieser reduziert sich bei der Simulation mit Temperaturentwicklung nur auf 0,94. Bei den weiteren ausgewerteten Punkten ist diese Differenz vergleichbar gering.

Somit stellt das KNN auch bei dem Vergleich einer isothermen Simulation mit einer nicht isothermen Simulation eine Verbesserung gegenüber den konventionellen Schadenskriterien dar. Des Weiteren konnte mit diesem Beispiel gezeigt werden, dass eine Vernachlässigung der Werkstücktemperaturentwicklung bei den Modellannahmen zulässig ist. Dies bedeutet im Gegenzug allerdings nicht, dass auch die Prozesse der Halbwarmumformung mit dem trainierten KNN richtig vorhergesagt werden können. Die Vernachlässigung der Werkstücktemperaturentwicklung gilt nur vor dem Hintergrund der Kaltmassivumformung.



Abbildung 10.3: Vergleich der Schädigungsvorhersage mit Hilfe des KNN am Beispiel einer Zylinderprobe mit und ohne Temperaturberücksichtigung im Werkstück Comparison of the damage prediction with the aid of the ANN using the example of a cylindrical testpiece with and without taking the temperature in the workpiece into account

10.3 Zwischenfazit

Interim Conclusion

Anhand der durchgeführten Validierungsversuche konnte somit nicht nur nachgewiesen werden, dass die bei der Modellbildung getroffenen Annahmen zulässig sind. So darf die Formänderungsgeschwindigkeit ebenso in der Umformgeschichte vernachlässigt werden wie die Werkstücktemperatur. Weiterhin konnte nochmals gezeigt werden, dass eine Schadensvorhersage mittels KNN eine deutliche Verbesserung gegenüber den konventionellen Schadenskriterien darstellt. Damit ist die Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung bei Kaltmassivumformprozessen mit Hilfe künstlicher neuronaler Netze erstmalig erforscht worden und es konnte bewiesen werden, dass der gewählte Modellansatz richtig ist.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Summary and Outlook

Bei der prädiktiven Auslegung von Kaltmassivumformprozessen hat sich die Finite-Elemente-Methode (FEM) sehr gut bewährt. Sie erlaubt es, qualitative und quantitative Aussagen über die Prozess- und Zielgrößen des Umformprozesses zu tätigen. Für die Vorhersage des Formänderungsvermögens sind dazu eine Reihe von Schadenskriterien entwickelt worden, die allerdings nur eine qualitative Aussage zulassen. Eine quantitative Aussage über den Werkstückbereich und den Zeitpunkt einer Rissinitiierung ist anhand dieser Kriterien bisher nicht möglich. Eine solche numerische Bestimmung des Formänderungsvermögens würde eine verbesserte wirtschaftliche Auslegung von Kaltmassivumformprozessen ermöglichen.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war daher die Entwicklung, Verifikation und Validierung eines neuen Modells zur numerischen Bestimmung des Formänderungsvermögens kaltmassiv umgeformter Metallwerkstoffe. Um dieses Ziel zu erreichen, wurde eine mehrstufige Vorgehensweise umgesetzt. Im Rahmen der Modellentwicklung wurde ein völlig neues Schadensmodell entwickelt, welches sich von den bisherigen makromechanischen und mikromechanischen Schadensmodellen vollständig löst. Nur so war es möglich, die Vorteile der bisherigen Modellansätze in das neue Schadensmodell mit aufzugreifen und gleichzeitig deren Nachteile auszuschließen. Die Grundlage des Modellansatzes besteht in der Erstellung einer Umformgeschichte, die das Formänderungsvermögen des Werkstoffs beschreibt. Auf der Basis einer Vielzahl an Analogieversuchen wurde das Formänderungsvermögen des Werkstoffs 16MnCr5 experimentell ermittelt und anschließend für jeden Analogieversuch durch jeweils eine Umformgeschichte numerisch beschrieben. Somit wurde eine Datenbasis generiert, welche das Formänderungsvermögen des Werkstoffs 16MnCr5 auf Basis mehrerer Umformgeschichten numerisch darstellt. In einem weiteren Schritt wurde dann eine Methode auf Basis der Mustererkennung grundlegend erforscht, die in der Lage ist, die im Vorfeld generierte Datenbasis an Umformgeschichten mit dem Ziel der Schadensvorhersage auszuwerten. Dazu wurde ein künstliches neuronales Netz (KNN) ausgewählt. In einer Groboptimierung mit dem Ziel des Netzaufbaus und einer Feinoptimierung zur Auswahl geeigneter Lernalgorithmen sowie Lernparameter wurde ein einsatzfähiges KNN entwickelt. Anhand mehrerer Analogieversuche sowie Realbauteile wurde abschließend das einsatzfähige KNN verifiziert und auch validiert.

Im Detail sieht das in dieser Arbeit entwickelte Schadensmodell vor, anhand von plastomechanischen Kenngrößen, wie den Komponenten des Spannungs- und Dehnungstensors, eine Umformgeschichte zu erzeugen, in der die zeitliche Änderung dieser Größen beschrieben wird. Als relevante Kenngrößen wurden die Hauptspannungen σ_1 , σ_m und σ_v sowie die normierte Rotation der Hauptspannungen gegenüber der Koordinatensystemachse α_{norm} und der Vergleichsumformgrad φ_v identifiziert. Bei der grafischen Darstellung der Umformgeschichte werden die Spannungsgrößen und die Winkeländerung gegen den Vergleichsumformgrad aufgetragen. So kann der zeitliche Verlauf berücksichtigt werden, ohne dass die Zeit als zusätzliche Information in der Umformgeschichte mit einfließen muss. Dieses Modell geht von den verifizierten Vereinfachungen aus, dass neben der Werkstücktemperatur auch die Randzoneneigenschaften des Werkstücks vernachlässigt werden können, da bei der Kaltmassivumformung ihr Einfluss auf das Formänderungsvermögen zu gering ist, um dieses signifikant zu beeinflussen. Die Formänderungsgeschwindigkeit wurde ebenso aus der Umformgeschichte ausgeschlossen, da die Hauptformänderungsgeschwindigkeiten nach dem Fließgesetz von Lévy-Mises mit den Hauptspannungen verknüpft sind und daher keine neuen Informationen für die Umformgeschichte liefern würden.

Mit der vorliegenden Arbeit gelang es erstmals, auf Basis von künstlicher Intelligenz eine qualitativ und auch quantitativ sehr gute Vorhersage einer duktilen Werkstückschädigung bei Kaltmassivumformprozessen zu erzielen. Anhand mehrerer Analogieversuche wurde gezeigt, dass die entwickelte Methode zur Bruchvorhersage sowohl oberflächennahe Schädigungen als auch innenliegende Risse präzise vorhersagen kann. Weiterhin kann auch das Formänderungsvermögen in Werkstückbereichen, die während der Umformung eine Änderung der Belastungsrichtung erfahren, richtig interpretiert werden. Damit stellt die entwickelte Methode eine wesentliche Verbesserung gegenüber allen bisherigen Schadenskriterien dar. Zusätzlich zeigte die Schädigungsvorhersage mittels KNN bei einer Variation der Stempelgeschwindigkeit sowie einer Berücksichtigung der Temperaturentwicklung im Werkstück ebenfalls eine Verbesserung gegenüber dem Schadenskriterium nach Cockcroft und Latham. Damit wurde im Rahmen dieser Arbeit eine ganzheitliche Erforschung der neuen Methode auf Basis von KNN zur Vorhersage duktiler Werkstückbrüche umgesetzt.

Das vollständige Potenzial dieser Methode wird an einem Beispiel aus der industriellen Praxis, ein zweistufiger fließgepresster Zapfen, deutlich. Eine solches Bauteil neigt zu einem sehr kritischen werkstückinneren Versagen und die dabei entstehenden Risse werden als Chevronrisse bezeichnet [HING95]. Die Ursachen, die zu einer solchen Rissbildung führen, wurden bereits in Kapitel 2.2.6.2 näher beschrieben. In Abbildung 11.1 ist auf der linken Bildhälfte ein Vollvorwärtsfließpressvorgang in der ersten Stufe und ein Reduzieren in der zweiten Stufe dargestellt. Im Zentrum des reduzierten Zapfens ist ein deutlicher Anstieg der Schadenswerte nach Cockcroft und Latham zu erkennen. Damit tritt die wahrscheinlichste Rissinitierung bei diesem Werkstück im Kern des fließgepressten Bereichs auf. Anhand des Schadenswertes nach Cockcroft und Latham kann keine sichere Aussage getroffen werden, ob es dort zu einer Chevronrissbildung kommt oder ob das Formänderungsvermögen des Werkstoff ausreicht. Eine Auswertung mit Hilfe des KNN allerdings zeigt, dass bei einer Herstellung dieses Zapfens aus 16MnCr5 keine Chevronrissbildung zu erwarten ist. Dies ist auf der rechten Bildhälfte in Abbildung 11.1 ersichtlich, da das KNN für diesen Bereich einen maximalen Wert von 0,85 ermittelt. Somit beträgt das Restformänderungsvermögen im fließgepressten reduzierten Zapfen mindestens 15 %.

Damit diese neue Methode für den Einsatz in der industriellen Praxis anwendbar ist, muss eine Implementierung des KNN in die FEM sichergestellt werden. Daher wurde für die Ermittlung der Umformgeschichte eine User-Subroutine entwickelt, die gegenüber einer Auswertung im Post-Processing den Vorteil einer vollautomatischen Auswertung hat, die zeitgleich mit der Simulation erfolgen kann. Der Datentransfer zum KNN und die Rückgabe der vom KNN ermittelten Schadenswerte erfolgt bisher manuell. Für eine einfachere Handhabung sollte daher zukünftig ein automatisierter Datenaustausch realisiert und eine Rückführung der vom KNN ermittelten Werte in die FEM sichergestellt werden.

Das KNN bietet die Möglichkeit, unterschiedlichste Größen innerhalb der Umformgeschichte zu berücksichtigen. Somit können auch Größen berücksichtigt werden, wie lokale Rekristallisationsvorgänge, die u. a. durch die Randbedingungen Temperatur, Dehnung, Dehnungsgeschwindigkeit sowie Spannung beeinflusst werden. Da solche Vorgänge bei der Halbwarmumformung einen entscheidenden Einfluss auf das Formänderungsvermögen haben, bietet sich hierbei der



Abbildung 11.1: Schädigungsvorhersage bei einem zweistufigen fließgepressten Zapfen mit Hilfe des KNN Damage prediction with the aid of the ANN using the example of an extrusion that has been carried out in two stages

Einsatz eines KNN zur Vorhersage eines Werkstückversagens bei der Halbwarmumformung an. Für weitergehende Untersuchungen in diesem Bereich ist die interdisziplinäre Zusammenarbeit der Bereiche Fertigungs- und Werkstofftechnik notwendig.

Summary and Outlook

Zusammenfassung und Ausblick

The Finite Element Method (FEM) has proven its value in the predictive design of cold-forging processes. It allows qualitative and quantitative statements to be made about the process values and results of the forging operation. In order to predict the formability, a whole range of damage criteria has been developed. These only permit a qualitative statement to be made, however. A quantitative statement about the workpiece area in which a crack is initiated and the point in time when it is initiated has not been obtained to date using these criteria. Such a numerical determination of formability would enable a more cost-efficient design of cold-forging processes.

The objective of this thesis was therefore to develop, verify and validate a new model for the numerical determination of the formability of cold-forged metallic materials. In order to achieve this objective, a procedure consisting of several stages was implemented. Within the framework of developing the model, a completely new damage model was generated that is completely different from the macromechanical and micromechanical damage models used to date. This made it possible to incorporate the advantages of the previous model approaches into the new damage model, while at the same time omitting their drawbacks. The basis of the new model approach lies in generating a forming history which describes the formability of the material. On the basis of a number of analogy tests, the formability of the material, 16MnCr5, was determined experimentally and subsequently described numerically for every analogy test by one forming history each time. This allowed a database to be generated which provides a numerical description of the formability of the material, 16MnCr5, on the basis of several forming histories. During the next step, a method that works on the basis of pattern recognition was sought. This method needed to be able to evaluate the database of forming histories generated in advance with the objective of predicting damage. To achieve this, an artificial neural network (ANN) was chosen. A usable ANN was developed by means of a rough optimisation for designing the network and a fine optimisation in order to select appropriate learning algorithms and learning parameters. With the aid of several analogy tests as well as real parts, the ANN was subsequently verified and validated.

In detail, the damage model developed within the framework of this thesis is intended to generate a forming history using plastomechanical characteristic values, such as the components of the stress and strain tensor, in which the development of these values over time is captured. The relevant characteristic values were identified as being the principal stresses, σ_1 , σ_m and σ_v , as well as the normalised rotation of the principal stresses compared to the coordinate system axis, α_{norm} , and the equivalent strain, φ_v . The graphical representation of the forming history involves plotting the stress values and the development of rotation over the equivalent strain. This enables the development over time to be taken into account without the time factor having to be incorporated into the forming history as additional information. This model is based on the verified simplifications that, besides the workpiece temperature, the rim-zone properties of the workpiece may also be neglected. This is because the effect of the workpiece temperature and the rim-zone properties on formability during cold-forging processes is too negligible for it to influence the model in any significant way. The strain rate was also excluded from the

forming history, as the principal strain rates according to the flow law of Lévy-Mises are linked to the principal stresses and would thus not supply any new information to the forming history.

Within the framework of this thesis, it was possible for the first time to use artificial intelligence to achieve a very good qualitative and quantitative prediction of ductile workpiece damage during cold-forging operations. With the aid of several analogy tests, it was revealed that the method developed for fracture prediction is able to correctly predict both damage that is close to the surface as well as internal cracks. Furthermore, the formability in those workpiece areas which undergo a change in load direction during deformation may also be correctly interpreted. Thus the model which has been developed represents an improvement compared to all the damage criteria used to date. In addition, the damage prediction using the ANN upon varying the tool speed as well as upon taking the temperature development in the workpiece into account also revealed an improvement compared to the damage criterion according to Cockcroft and Latham. For these reasons, comprehensive research into the new methods on the basis of an ANN for predicting ductile workpiece fracture was carried out within the framework of this thesis.

The potential which this method holds should be briefly highlighted again using the example of a part used in industry. This part is a forward extrusion. Such parts are prone to failure on the interior of the workpiece. The cracks which arise as a result are referred to as chevron cracks [HING95]. The causes of such crack formation have already been described in detail in Chapter 2.2.6.2. The left half of **Figure 11.2** shows a forward extrusion process in the first stage and a reducing operation in the second stage. In the centre of the reduced shaft, a significant increase in the damage values according to Cockcroft and Latham is discernible. Thus, the most probable crack initiation occurs in this workpiece in the core of the extruded area. Using the damage value according to Cockcroft and Latham, no definitive statement can be made as to whether chevron crack formation will occur or whether the formability of the material is sufficient. By contrast, an evaluation using the ANN revealed that no chevron crack formation is to be expected when producing this shaft from 16MnCr5. This may be seen on the right half of Figure 11.2, as the ANN determines a maximum value of 0.85 for this area. The remaining formability in the extruded and reduced shaft thus amounts to at least 15 %.

So that this new method may be used in an industrial context, the implementation of the ANN in the FEM needs to be ensured. For this reason, a User Subroutine was developed for determining the forming history. Compared to an evaluation in the Post Processing, this has the advantage that the evaluation is fully automatic and can be carried out at the same time as the simulation. The data transfer to the ANN and the return of damage values from the ANN continues to be carried out manually. Thus, in order to simplify the procedure, it is necessary to achieve automated data exchange in the future and to ensure the feedback of the values determined by the ANN into the FEM.

The ANN provides the possibility of taking various values within the forming history into account. Thus even values such as local recrystallisation processes, which are influenced by boundary conditions like temperature, strain, strain rate and stress, among other things, may also be considered. As such processes have a decisive influence on formability during warmforging processes, the use of an ANN would lend itself well to predicting workpiece failure during warm forging. To carry out further analyses in this area, an interdisciplinary collaboration between the areas of production and materials engineering is necessary.



Figure 11.2: Damage prediction with the aid of the ANN using the example of an extrusion that has been carried out in two stages Schädigungsvorhersage bei einem zweistufigen fließgepressten Zapfen mit Hilfe des KNN

Literaturverzeichnis

Bibliography

- [ADLO05] ADLOF, W.W.: Potenziale massivumgeformter Bauteile. In: Schmiede Journal März (2005), S. 11–14 (genannt auf den Seiten 1, 3)
- [AF97] ALBRECHT-FRÜH, U.: Prozeßdatengestützte Modellbildung des Banddickenprofils beim Dünnbandgießen nach dem Zweirollenverfahren. Dissertation, RWTH Aachen, 1997 (genannt auf Seite 84)
- [ALTA97] ALTAN, T.; VASQUEZ, V.: Status of process simulation using 2D and 3D finite element method. What is practical today? What can we expect in the future? In: Journal of Materials Processing Technology 71 (1997), S. 49–63 (genannt auf Seite 34)
- [ARZT05] ARZT, E.; BUEHLER, M.J.; BALK, T.J.; GAO, H.: Constrained grain boundary diffusion in thin copper films. In: Handbook of Theoretical and Computational Nanotechnology 10 (2005), S. 1–35 (genannt auf Seite 41)
- [AURI78] AURICH, D.: Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen. Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft mbH, Karlsruhe, 1978 (genannt auf Seite 48)
- [AVIT68] AVITZUR, B.: Analysis of center bursting defects in drawing and extrusion. In: Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME, Series B 90 (1968), Nr. 1, S. 79–81 (genannt auf Seite 16)
- [AVIT87] AVITZUR, B.: A model for the characterization of friction resistance to sliding as a function of load, speed and viscosity, and geometry. In: Advanced Technology of Plasticity 2 (1987) (genannt auf Seite 35)
- [AYAD84] AYADA, T.; HIGASHINO, K.; MORI, K.: Central bursting in extusion of inhomogeneous materials. In: Proceedings of the 1st International Conference on Technology of Plasticity (ICTP). 1984, Band 1, S. 553–558 (genannt auf Seite 20)
- [BARG05] BARGEL, H.J.; SCHULZE, G.; HILBRANS, H.; HÜBNER, K.; KRÜGER, O.: Werkstoffkunde. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005 (genannt auf den Seiten 7, 8, 9, 16)
- [BAY87] BAY, N.: Friction stress and normal stress in bulk meta forming processes. In: Journal of Mechanical Working Technology 14 (1987), S. 203–223 (genannt auf Seite 35)
- [BAY00] BAY, N.: Modelling and testing of friction and lubrication in bulk metal forming. In: CIRP International Workshop on Friction and Flow Stress in Cutting and Forming. 2000 (genannt auf Seite 35)
- [BEHR97] BEHRENS, A.; LANDGREBE, D.: Vorhersage des Werkstoffversagens bei Massivumformprozessen durch Risskriterien. In: MARC Benutzertreffen. 1997, S. 21.1–21.12 (genannt auf Seite 23)

[BEHR03]	BEHRENS, A.; JUST, H.: FE-based fracture analysis with the integrated damage model of effective stresses for the extension of the forming limits in cold and semi-hot forging operations. In: <i>Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity</i> 44 (2003), Nr. 507, S. 341–344 (genannt auf Seite 23)
[BEHR04]	BEHRENS, A.; JUST, H.: Investigations on the use of damage indicating criteria in FE simulations of cold and semi-hot bulk forging operations. In: <i>Proceedings of IMECE</i> . AS-ME International Mechanical Engineering Conggress and RD&D Exposition, Anaheim, CA USA, 2004 (genannt auf Seite 25)
[BEHR05]	BEHRENS, B.A.; MEINERS, F.; HAGEN, T.; RÖHR, S.: Gesenkschmieden von hoch- festen Aluminiumlegierungen mit überlagerten Druckspannungen. In: Abschlussbericht zum DFG-Schwerpunktprogramm 1074 "Erweiterung der Formgebungsgrenzen bei Um- formprozessen". 2005, S. 159–166 (genannt auf Seite 43)
[BEHR06]	BEHRENS, B.A.; KOBLITZ, R.; GUE, J.: Einsatz von Simulationssystemen zur genaueren Auslegung von Schmiedewerkzeugen. In: <i>Schmiede Journal</i> März (2006), S. 14–17 (genannt auf den Seiten 1, 3)
[BERG00]	BERGMANN, W.: Werkstofftechnik – Teil 1: Grundlagen. Carl Hanser Verlag, 2000 (genannt auf den Seiten 63, 73)
[BERN99]	BERNAUER, G.; ET AL.: Hinweise zur Anwendung des Gurson-Tvergaard-Needleman- Modells. In: <i>Technical Note GKSS/WMG/99/10 Geesthacht</i> . 1999 (genannt auf Sei- te 23)
[BERN06]	BERNHARDT, R.; CHRISTOFFEL, T.; HEIZMANN, J.; JANSCHECK, P.; BAUER- PARTENHEIMER, K.; PORR, M.; BARZ, O.; KRÄMER, J.; LUTZ, M.; STOCKHAUSEN, A.: Simulation in der Massivumformung. In: <i>Info-Reihe Massivumformung, Extraausgabe</i> (2006), S. 6–43 (genannt auf den Seiten 1,3)
[BETT01]	BETTEN, J.: Kontinuumsmechanik – Elastisches und inelastisches Verhalten isotroper und anisotroper Stoffe. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2001 (genannt auf Seite 10)
[BLEC01]	BLECK, W.: Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis. Verlag Mainz, Aachen, 2001 (genannt auf den Seiten 9,31)
[BOLL04]	BOLLIG, A.: Prädiktive Prozessregelung beim Schweißen mit Laserstrahlung. Dissertation, RWTH Aachen, 2004 (genannt auf Seite 84)
[BOLT89]	BOLT, P.: Prediction of ductile fracture. Dissertation, TU Eindhoven, Niederlande, 1989 (genannt auf den Seiten V, 22, 44)
[BRAS02]	BRASSEL, J.O.: Proze β kontrolle beim Laserstrahl-Mikroschwei β en. Dissertation, Universität Erlangen, Nürnberg, 2002 (genannt auf Seite 84)
[BRID52]	BRIDGMAN, P.W.: Studies in large plastic flow and fracture. McGraw-Hill Book Company, New York, 1952 (genannt auf den Seiten 19, 44)
[BROZ72]	BROZZO, P.; DELUCA, B.; RENCLINA, R.: A new method for prediction of the formabi- lity limits of metal sheets. In: <i>Proceedings of the 7th Biennial Congress of International</i> <i>Deep Drawing Research Group.</i> 1972, S. 3.1–3.5 (genannt auf den Seiten 20, 44)

- [BRÜG97] BRÜGGEMANN, K.: Methoden des Qualitätsmanagements beim Gesenkschmieden. Dissertation, Universität Hannover, 1997 (genannt auf Seite 84)
- [BUEH04] BUEHLER, M.: Atomistic and continuum studies of deformation and failure in brittle solids and thin film systems. Dissertation, Universität Stuttgart, 2004 (genannt auf den Seiten 40, 41)
- [BUNK97] BUNKE, J.: Künstliche neuronale Netze zur Systemidentifikation aus gestörten Meßwerten. Dissertation, Universität Bremen, 1997 (genannt auf Seite 84)
- [CAUC26] CAUCHY, A.L.: Lecons sur les applications du calcul infinitésimal à la géométrie. De Bure, 1826 (genannt auf Seite 10)
- [CHIL98] CHILDS, T.H.: Material property needs in modelling metal machining. In: Machining Science and Technology 2 (1998), Nr. 2, S. 303–316 (genannt auf Seite 34)
- [COCK65] COCKCROFT, M.G.; LATHAM, D.J.: The effect of the stress system on the workability of metals. In: National Engineering Laboratory Report 216 (1965) (genannt auf den Seiten 10, 11, 48)
- [COCK66] COCKCROFT, M.G.; LATHAM, D.J.: A simple criterion of fracture for ductile metals. In: National Engineering Laboratory Report 240 (1966) (genannt auf den Seiten 10, 19, 48)
- [COCK68] COCKCROFT, M.G.; LATHAM, D.J.: Ductility and the workability of metals. In: Journal of the Institute of Metals 96 (1968), Nr. 240 (genannt auf den Seiten 19, 20, 44)
- [COTT58] COTTRELL, A.H.: Theory of brittle fracture in steel and similar metals. In: Transactions of the Metallurgical Society of AIME 212 (1958), S. 192–203 (genannt auf den Seiten 41, 42)
- [COTT59] COTTRELL, A.: Fracture Conference. In: Mass. Technology Press and John Wiley (1959) (genannt auf den Seiten 10, 44, 48)
- [COUL85] COULOMB, C.: Theorie des machines simples, en ayant égard au frottement de leurs parties et a la roideur des cordages. In: Memoires de mathematique et de physique de L'Académie des Sciences. 1785, Band 10 (genannt auf Seite 34)
- [CZIC06] CZICHOS, H.; SAITO, T.; SMITH, L.: Springer handbook of materials measurement methods. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006 (genannt auf den Seiten 9,9)
- [DAHL74] DAHL, W.; ET AL.: Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhaltens. Verlag Stahleisen m. b. H. Düsseldorf, 1974 (genannt auf den Seiten 10, 13, 58, 63)
- [DAHL93] DAHL, W.; KOPP, R.; PAWELSKI, O.: Umformtechnik Plastomechanik und Werkstoffkunde. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1993 (genannt auf den Seiten 10, 11, 11, 47)
- [DAWN79] DAWNSON, D.: History of tribology. Langman, London New York, 1979 (genannt auf Seite 34)
- [DEMA01] DEMARSEA, T.; WAGENAAR, D.; BLAU, A.; POTTER, S.: The neurally controlled animal: Biological brains acting with simulated bodies. In: Autonomous Robots 11 (2001), S. 305–310 (genannt auf Seite 85)
- [DICK98] DICKERSBACH, J.T.: Einsatz neuronaler Netze zur Qualitätssicherung beim Widerstandspunktschweißen. Dissertation, RWTH Aachen, 1998 (genannt auf Seite 84)

[DIET88]	DIETER, G.E.: <i>Mechanical metallurgy</i> . McGraw-Hill Book Company, 1988 (genannt auf den Seiten 20, 21, 41)
[DIN03]	DIN 8582: Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Nor- menausschuss Technische Grundlagen (NATG), September 2003 (genannt auf Seite 5)
[DODD95]	DODD, B.; KONIECZNY, A.: Limiting phenomena in cold forging. In: Proceedings of the 9th International Cold Forging Congress. 1995, S. 259–268 (genannt auf Seite 5)
[DOEG86]	DOEGE, E.; MEYER-NOLKEMPER, H.; SAEED, I.: <i>Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe.</i> Hanser Verlag, 1986 (genannt auf den Seiten 33, 61)
[EM01]	EL-MAGD, E.; ABOURIDOUANE, M.: Einfluss der Umformgeschwindigkeit und Umform- temperatur auf das Umformvermögen metallischer Werkstoffe. In: <i>Kolloquium "Erwei-</i> <i>terung der Formgebungsgrenzen"</i> . 2001, S. 26–30 (genannt auf Seite 13)
[EM03]	EL-MAGD, E.; TREPPMANN, C.; KORTHÄUER, M.: Constitutive modelling of CK45N, AlZnMgCu1.5 and Ti-6Al-4V in a wide range of strain rate and temperature. In: <i>Journal</i> <i>de Physique IV</i> 110 (2003), S. 141–147 (genannt auf den Seiten 13, 60)
[FAYY96]	FAYYAD, U.; ET.AL.: From Data Mining to Knowledge Discovery: An overview. AAAI Press / The MIT Press, 1996 (genannt auf Seite 28)
[FELD90]	FELDMANN, H.D.; LIEBERGELD, R.: Die historische Entwicklung des Kaltmassivum- formens von Stahl zum wirtschaftlichen Fertigungsverfahren. In: <i>Sonderdruck Draht</i> 41 (1990), S. 3–39 (genannt auf Seite 5)
[FISC99]	FISCHER, M.: Fuzzy-modellbasierte Regelung nichtlinearer Prozesse. Dissertation, Universität Düsseldorf, 1999 (genannt auf Seite 84)
[FRAN98]	FRANZKE, M.: Zielgrößenadaptierte Netzdiagnose und -generierung zur Anwendung der Finite Elemente Methode in der Umformtechnik. Dissertation, RWTH Aachen, 1998 (genannt auf Seite 76)
[FREU50]	FREUDENTHAL, A.: The inelastic behavior of engineering metals and structures. In: Wiley, New York (1950) (genannt auf Seite 20)
[FRIE98]	FRIES, E.: Anwendung neuronaler Netze zur Werkzeugverschleißerkennung beim Fräsen. Dissertation, Universität Berlin, 1998 (genannt auf Seite 84)
[FROB86]	FROBIN, R.: Umformvermögen metallischer Werkstoffe in Abhängigkeit von der Art des Spannungszustands. In: <i>Neue Hütte</i> 31 (1986), Nr. 6, S. 201–205 (genannt auf Seite 29)
[FROE03]	FROEHLICH, M.H.: Informationstheoretische Optimierung künstlicher neuronaler Netze für den Einsatz in Steuergeräten. Dissertation, Eberhard-Karls-Universität Tübingen, 2003 (genannt auf Seite 90)
[GAO05]	GAO, H.; BUEHLER, M.: Ultra large scale simulations of dynamic materials failure. In: Handbook of Theoretical and Computational Nanotechnology 10 (2005), S. 1–41 (genannt auf den Seiten 40, 41)
[GOSH76]	GOSH, A.K.: A criterion for ductile fracture in sheets under biaxial loading. In: <i>Metall-urgical Transactions A</i> 7 (1976), S. 523–533 (genannt auf Seite 19)

- [GRÄF93] GRÄFEN, H.: VDI-Lexikon Werkstofftechnik. VDI-Verlag Düsseldorf, 1993 (genannt auf den Seiten 14, 15)
- [GRIF21] GRIFFITH, A.A.: Phenomenon of rupture and flow in solids. In: Philosopheal Transactions of the Royal Society. London A221 (1921), S. 163–176 (genannt auf Seite 41)
- [GROC90] GROCHE, P.: Bruchkriterien f
 ür die Blechumformung. Dissertation, Universit
 ät Hannover, 1990 (genannt auf den Seiten 18, 44)
- [GURS75] GURSON, A.: Plastic flow and fracture behavior of ductile material incorporation void nucleation growth and interaction. Dissertation, Brown University, 1975 (genannt auf Seite 22)
- [GURS77] GURSON, A.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth, Part 1 yield criteria and flow rules for porous ductile media. In: Journal of Engineering Materials an Technology - Transactions of the ASME 99 (1977), S. 2–15 (genannt auf Seite 22)
- [HASE78] HASEK, V.: Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflussgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild. In: Blech Rohre Profile 25 (1978) (genannt auf Seite 18)
- [HEMY99] HEMYARI, D.: Methode zur Ermittlung von Konstitutivmodellen f
 ür Reibvorg
 änge in der Massivumformung bei erh
 öhten Temperaturen. Dissertation, TU Darmstadt, 1999 (genannt auf Seite 35)
- [HERR96] HERRMANN, H.G.: Untersuchungen zur Anwendbarkeit neuronaler Netze in der Strukturmechanik. Dissertation, Universität Stuttgart, 1996 (genannt auf Seite 84)
- [HING95] HINGWE, A.K.; GERCZANIK, R.C.; KNOERR, M.: Prediction of internal defects by finite element analysis. In: Proceedings of the 9th International Cold Forging Congress. 1995, S. 209–216 (genannt auf den Seiten 16, 112)
- [HIRS03] HIRSCHVOGEL, M.; KETTNER, P.; LINDER, G.; DAHME, M.; LANDGREBE, D.; RAEDT, H.W.: Kaltmassivumformung: Präzision in großen Serien. In: Info-Reihe Massivumformung, Extraausgabe (2003), S. 7–18 (genannt auf Seite 5)
- [HIRT82] HIRTH, J.P.; LOTHE, J.: Theory of dislocations. Wiley-Interscience, 1982 (genannt auf Seite 41)
- [HÖLL87] HÖLLER, P.: Methoden der Prozessüberwachung durch physikalische Effekte. In: DVM-Tag. Bundesanstalt für Materialforschung und Materialprüfung (BAM), 1987 (genannt auf Seite 38)
- [HOOK78] HOOK, R.: Lectures de potentia restitutiva. In: London (1678) (genannt auf Seite 65)
- [JOCK95] JOCKUSCH, S.: Modellierung und Manipulation von Bild- und Grafikdaten mit neuronalen Netzen. Dissertation, Universität Bielefeld, 1995 (genannt auf Seite 84)
- [JUST05] JUST, H.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen rissbehafteter Halbwarm-Massivumformprozesse unter Anwendung der Schädigungsmechanik und der Finite Elemente Methode. Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg, 2005 (genannt auf den Seiten 23, 25, 29)

[KACH58]	KACHANOV, L.M.: On creep rupture time. In: IZV. Academii Nauk SSSR, Otdelenie Technicheski Nauk 8 (1958), S. 26–31 (genannt auf Seite 25)
[KALH98]	KALHÖFER, E.: Schnittwertoptimierung mit Hilfe künstlicher neuronaler Netze. Disser- tation, Universität Darmstadt, 1998 (genannt auf Seite 84)
[KIM02a]	KIM, D.J.; KIM, B.M.: Prediction of deformed configuration and ductile fracture for simple upsetting using an artificial neural network. In: <i>International Journal Advanced</i> <i>Manufacturing Technology</i> 19 (2002), S. 336–342 (genannt auf Seite 84)
[KIM02b]	KIM, I.: Einfluß des Spannungszustandes während des hydraulischen Tiefungsversuchs auf das Umformverhalten von Blechwerkstoffen. Dissertation, RWTH Aachen, 2002 (ge- nannt auf Seite 11)
[KINN94]	KINNEBROCK, W.: Neuronale Netze – Grundlagen, Anwendungen, Beispiele. Oldenburg Verlag München, 1994 (genannt auf Seite 85)
[KLOC97]	KLOCKE, F.; ET AL.: Fertigungsverfahren Band 1 – Drehen, Fräsen, Bohren. Springer- Verlag Berlin Heidelberg, 1997 (genannt auf Seite 14)
[KLOC02]	KLOCKE, F.; BREUER, D.; RAEDT, H.W.: Prediction of ductile fracture in cold forming processes. In: <i>Proceedings of the 7th International Conference on Technology of Plasticity (ICTP)</i> . Yokohama, Japan, 2002 (genannt auf Seite 29)
[KLOC04]	KLOCKE, F.; BREUER, D.: Using the finite element method and artificial neural networks to predict ductile fracture in cold forming processes. In: <i>Proceedings of the 8th Numiform</i> . Columbus, Ohio, USA, 2004 (genannt auf den Seiten 88, 90, 91)
[KLOC05a]	KLOCKE, F.; BREUER, D.: The influence of the surface preparation on cold formability of steel workpieces. In: <i>Proceedings of the 8th International Conference on Technology</i> of <i>Plasticity (ICTP)</i> . Verona, Italy, 2005 (genannt auf den Seiten 48,71)
[KLOC05b]	KLOCKE, F.; BREUER, D.: Vorhersage des duktilen Bruches in der Kaltmassivum- formung mit Hilfe der Finiten Elemente Methode. In: Abschlussbericht zum DFG- Schwerpunktprogramm 1074 "Erweiterung der Formgebungsgrenzen bei Umformprozes- sen". 2005, S. 23–31 (genannt auf den Seiten 88, 90, 91)
[KLOC06a]	KLOCKE, F.; BREUER, D.: Effetti del tipo di superficie sulla deformabilita a freddo die particolari in acciaio. In: <i>Italian Fastener</i> 35 (2006), S. 27–39 (genannt auf den Seiten 48, 63)
[KLOC06b]	KLOCKE, F.; BREUER, D.; ZEPPENFELD, C.: Prediction of ductile fracture in cold forming processes with the finite element method and artificial neural networks. In: <i>Proceedings of the 4th International Seminar on Precision Forging (ISPF)</i> . Nara, Japan, 2006 (genannt auf den Seiten 88, 90, 91)
[KLOC06c]	KLOCKE, F.; ET AL.: <i>Fertigungsverfahren Band 4 – Umformen.</i> Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006 (genannt auf den Seiten 5, 10, 13, 14)
[KOBA89]	KOBAYASHI, S.; OH, S.I.; ALTAN, T.: Metal forming and the finite-element method. Oxford University Press, 1989 (genannt auf Seite 75)
[KOPN02]	KOPNER, A.: Prozessmodellbasiertes Technologieplanungssystem für Autonome Produk- tionszellen. Dissertation, RWTH Aachen, 2002 (genannt auf den Seiten 84,86)

- [KOPP94] KOPP, R.: Gute Ergebnisse Simulationsprogramme optimieren das Massivumformen und steigern die Produktqualität. In: *Maschinenmarkt* 100 (1994), Nr. 37 (genannt auf den Seiten 1, 3)
- [KOPP99] KOPP, R.; WIEGELS, H.: Einführung in die Umformtechnik. Verlag Mainz, Aachen, 1999 (genannt auf den Seiten 8, 9, 10)
- [KUHN73] KUHN, H.A.; LEE, P.W.; ERTURK, T.: A fracture criterion for cold forming. In: Journal of Engineering Materials and Technology 100 (1973) (genannt auf den Seiten 18, 19, 20, 41)
- [LAGA04] LAGAO, P.: Einsatzpotenziale des Data Mining bei der Klassifikation komplexer Fertigungsprozesse am Beispiel des Radial-Axial Ringwalzens. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2004 (genannt auf Seite 49)
- [LAND99] LANDGREBE, D.: Bestimmung der Formänderungsgrenzen durch duktiles Werkstoffversagen bei Kaltumformverfahren mit Hilfe der FEM. Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg, 1999 (genannt auf den Seiten 23, 25, 29)
- [LANG90] LANGE, K.: Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 1: Grundlage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1990 (genannt auf den Seiten 13, 47, 47)
- [LANG01] LANGE, G.: Mikroskopische und makroskopische Erscheinungsformen des duktilen Gewaltbruches (Gleitbruch). In: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle 5. Auflage (2001), S. 63–77 (genannt auf den Seiten 15, 16, 21, 48)
- [LAWR92] LAWRENCE, J.: Neuronale netze Computersimulation biologischer Intelligenz. Systhema Verlag München, 1992 (genannt auf Seite 85)
- [LEMA85] LEMAITRE, J.: A continuous damage mechanics model for ductile fracture. In: Transactions of the ASME, Journal Of Engineering Materials and technology 107 (1985), S. 83–89 (genannt auf Seite 22)
- [LEMA96] LEMAITRE, J.: A course on damage mechanics. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1996 (genannt auf Seite 22)
- [LORE05] LORENZO, R.D.; MANISCALCO, A.; CORONA, V.; MICARI, F.: Prediction of ductile fracture in bulk metal forming: an artificial network based approch. In: Proceedings of the 8th International Conference on Technology of Plasticity (ICTP). Verona, Italy, 2005 (genannt auf den Seiten 79, 84)
- [MADE06] MADER, S.: Festwalzen von Fan- und Verdichterschaufeln. Dissertation, RWTH Aachen, 2006 (genannt auf den Seiten 65, 70)
- [MCCL68] MCCLINTOCK, F.A.: A criterion for ductile fracture by the growth of holes. In: Journal of Applied Mechanics (1968), S. 363–371 (genannt auf den Seiten 11, 21, 22, 44)
- [MEIE01] MEIER, H.; GÄNSICKE, B.: Verbesserung des Umformvermögens beim Walzrundbiegen mittels partieller Drucküberlagerung. In: Kolloquium "Erweiterung der Formgebungsgrenzen". 2001, S. 14–18 (genannt auf Seite 12)
- [MESS06] MESSNER, G.: Modeling metal cutting processes under consideration of elastic material properties. Dissertation, RWTH Aachen, 2006 (genannt auf Seite 70)

[METZ70]	METZLER, H.J.: Untersuchung der Abhängigkeit des Reibwertes von der Werkzeug- geschwindigkeit. In: <i>Industrie-Anzeiger</i> 92 (1970), Nr. 84 (genannt auf Seite 35)
[MISE13]	v. MISES, R.: Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. In: Nachricht der königlichen Gesellschaft der Wissenschaften in Göttingen, Mathematisch Physikalische Klasse (1913), S. 582–592 (genannt auf Seite 11)
[MÖLL98]	MÖLLER, W.: Virtuelle Umformpresse im Rechner erspart teure Probeläufe. In: Industrieanzeiger 42 (1998) (genannt auf den Seiten 1,3)
[MÜLL01]	MÜLLER, H.: Makroskopische und mikroskopische Erscheinungsformen des Spaltbruches. In: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle 5. Auflage (2001), S. 79–101 (genannt auf den Seiten 15,41)
[NEST01a]	NESTLER, A.: Techniken zur Verbesserung von KNN zur Schnittwertvorhersage – Fein- optimierung. In: <i>PAS-Forschungsergebnisbericht, IPT der TU Dresden.</i> 2001 (genannt auf Seite 86)
[NEST01b]	NESTLER, A.: Techniken zur Verbesserung von KNN zur Schnittwertvorhersage – Grobottmierung. In: <i>PAS-Forschungsergebnisbericht, IPT der TU Dresden.</i> 2001 (genannt auf den Seiten 86,88)
[OH79]	OH, S.I.; KOBAYASHI, S.; CHEN, C.C.: Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing. In: Journal of Engineering for Industry 101 (1979) (genannt auf den Seiten V, 20, 44)
[OROW43]	OROWAN, E.: The calculation of roll pressure in hot and cold flat rolling. In: <i>Proceedings</i> of the Institute of Mechanical Engineers 150 (1943), S. 140–167 (genannt auf Seite 35)
[OSAK78]	OSAKADA, K.; MORI, K.: Prediction of ductile fracture in cold forging. In: Annals of the CIRP 27 (1978), S. 135–139 (genannt auf Seite 22)
[OYAN72]	OYANE, M.: Criteria of ductile fracture strain. In: Bulletin of the JSME 15 (1972), Nr. 90 (genannt auf den Seiten 20, 22, 41)
[OYAN80]	OYANE, M.; SATO, T.; OKIMOTO, K.; SHIMA, S.: Criteria for ductile fracture and their applications. In: <i>Journal of Mechanical Working Technology</i> 4 (1980), S. 65–81 (genannt auf den Seiten 10, 22, 48)
[PETE97]	PETERSEN, S.B.; MARTINS, P.A.F.; BAY, N.: Friction in bulk metal forming: a gene- ral friction model vs. the law of constant friction. In: <i>Journal of Materials Processing</i> <i>Technology</i> 66 (1997), S. 186–194 (genannt auf Seite 35)
[PHIL93]	PHILIPP, M.C.T.: Entwicklung und Einsatz automatisierter optischer Inspektionssyste- me in der Kunststoff technik. Dissertation, RWTH Aachen, 1993 (genannt auf Seite 84)
[POSC00]	POSCHMANN, M.: Einsatz neuronaler Netze zur Optimierung der Prozeßführung bei der Blasstrahlerzeugung. Dissertation, RWTH Aachen, 2000 (genannt auf Seite 84)
[PUGH68]	$\rm PUGH,~D.:$ Die Anwendung hydrostatischen Druckes beim Umformen von Metallen. In: Industrieanzeiger 90 (1968), S. 1403–1407 (genannt auf den Seiten 43,44)
[PUGH70]	${\rm PUGH},$ H.: The mechanical behaviour of materials under pressure. In: Elsevier Publishing Co. FtD (1970) (genannt auf Seite 12)

- [RAED02] RAEDT, H.W.: Grundlagen f
 ür das schmiermittelreduzierte Tribosystem bei der Kaltumformung des Einsatzstahles 16MnCr5. Dissertation, RWTH Aachen, 2002 (genannt auf Seite 33)
- [RAED04] RAEDT, H.W.: Leichtbau durch Massivumformung. In: Info-Reihe Massivumformung, Extraausgabe (2004), S. 6–21 (genannt auf den Seiten 1, 3)
- [RASP05] RASP, W.; WICHERN, C.M.; JAMET, J.M.: Improvement of formability via superimposed hydrostatic pressure. In: Abschlussbericht zum DFG-Schwerpunktprogramm 1074 "Erweiterung der Formgebungsgrenzen bei Umformprozessen". 2005, S. 218–225 (genannt auf Seite 43)
- [REHS99] REHSE, M.: Flexibe Prozessüberwachung bei der Bohr- und Fräsbearbeitung in einer autonomen Produktionszelle. Dissertation, RWTH Aachen, 1999 (genannt auf den Seiten 84, 86)
- [REUB00] REUBER, M.: Prozessüberwachung beim Schlichtfräsen von Freiformflächen. Dissertation, RWTH Aachen, 2000 (genannt auf Seite 38)
- [RICE69] RICE, J.R.; TRACEY, D.M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. In: Journal of Mechanics and Physics of Solids 17 (1969), S. 201–217 (genannt auf den Seiten 21, 22, 44)
- [RICH73] RICHTER, F.: Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. In: Stahleisen – Sonderberichte – Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Mannesmann AG 8 (1973), S. 1–32 (genannt auf Seite 34)
- [RIED93] RIEDMILLER, M.; BRAUN, H.: A direct adaptive method for faster backpropagation learning: The RPROP algorithm. In: *Proceedings of the International Conference on Neural Networks*. 1993, S. 586–591 (genannt auf Seite 90)
- [ROBE98] ROBETS, S.M.; KUSIAK, J.; LIU, Y.L.; FORCELLESE, A.; WITHERS, P.J.: Prediction of damage evolution in forged aluminium metal matrix composites using a neural network approach. In: *Journal of Materials Processing Technology* 80 (1998), S. 507–512 (genannt auf Seite 84)
- [RUME86] RUMELHART, D.; MCCLELLAND, J.: Parallel distributed processing: Explorations in the microstructure of cognition, Volume 1: Foundations. In: PDP Models and General Issues in Cognitive Science. The MIT Press, 1986, 110-146 (genannt auf Seite 90)
- [RUME88] RUMELHART, D.; HINTON, G.; WILLIAMS, R.: Learning internal presentations by error propagation. In: *Neurocomputing: Foundations of Research*. The MIT Press, 1988, S. 696–700 (genannt auf Seite 90)
- [SAXL97] SAXLER, W.: Erkennung von Schleifbrand durch Schallemissionsanalyse. Dissertation, RWTH Aachen, 1997 (genannt auf Seite 84)
- [SCHA96] SCHATT, W.; WORCH, H.: Werkstoffwissenschaft, Band 8. Auflage. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 1996 (genannt auf Seite 14)
- [SCHE92] SCHEUNEMANN, W.: Ein Beitrag zum Einsatz neuronaler Netze in der Stereobildverarbeitung. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 1992 (genannt auf Seite 84)

[SCHL97]	SCHLOTT, S.: Spröde – na und? In: <i>Produktion</i> (1997), Nr. 27, S. 10 (genannt auf Seite 13)
[SCHM92]	SCHMOECKEL, D.; SHELJASKOW, S.; DÜBLER, A.: Studie - Entwicklungsstand und Einsatzbereiche der Halbwarmumformung. VDW - Verein Deutscher Werkzeugmaschinenfabriken e.V., 1992 (genannt auf Seite 13)
[SCHO91]	SCHOLTES, B.: Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen. DGM Informationsgesellschaft Verlag, 1991 (genannt auf Seite 63)
[SCHR04]	SCHRAG, J.C.: Modellierung des Drehrohrofenprozesses mittels künstlicher neuronaler Netze. Dissertation, RWTH Aachen, 2004 (genannt auf Seite 84)
[SCHW99]	SCHWANDER, H.: Simulation des Einflusses von Bewölkung auf die UV-Strahlung mittels Neuronaler Netze. Dissertation, Ludwig-Maximilians-Universität München, 1999 (ge- nannt auf Seite 90)
[SERG98]	SERGE, Z.: Neuronale Netze für Ingenieure: Arbeits- und Übungsbuch für regelungstechnische Anwendungen. Vieweg Verlag, 1998 (genannt auf Seite 90)
[SFTC06]	SFTC: DEFORM (TM) Version 2D 8.2 User's Manual. Scientific Forming Technologies Corporation, 2006 (genannt auf Seite 75)
[SHAW63]	SHAW, M.: The roule of friction in deformation processing. In: Wear 6 (1963), S. 140–158 (genannt auf Seite $35)$
[SPUR83]	SPUR, G.: Handbuch der Fertigungstechnik Band $2/1$ – Umformen. Carl Hanser Verlag München Wien, 1983 (genannt auf den Seiten $8,13,47,47,48)$
[STEI77]	STEINHAUSEN, D.; LANGER, K.: Clusteranalyse: Einführung in Methoden und Verfahren der automatischen Klassifikation, Band 1. Auflage. de Gruyter Berlin New York, 1977 (genannt auf den Seiten 49,50)
[STEN65]	STENGER, H.: Über die Abhängigkeit des Formänderungsvermögens metallischer Stoffe vom Spannungszustand. Dissertation, RWTH Aachen, 1965 (genannt auf den Seiten 10, 11, 12, 13, 43, 44, 60, 63)
[SVEJ98]	SVEJDA, P.: Berechnung charakteristischer Spritzbild- und Qualitätsmerkmale beim La- ckieren: Einsatz neuronaler Netze. Dissertation, Universität Stuttgart, 1998 (genannt auf Seite 84)
[SYRE75]	SYREN, B.: Der Einfluss spanender Bearbeitung auf die Biegewechselfestigkeit von CK45 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1975 (genannt auf Seite 63)
[TEKK86]	TEKKAYA, A.: Ermittlung von Eigenspannungen in der Kaltmassivumformung. Bericht aus dem institut für umformtechnik, Universität Stuttgart, 1986 (genannt auf Seite 63)
[TIPP49]	TIPPER, C.F.: The fracture of metals. In: $Metallurgia$ 39 (1949), S. 133–137 (genannt auf Seite 42)
[TREP01]	$\label{eq:TreppMann} \begin{array}{l} {\rm TreppMann, \ C.: \ Flie \beta verhalten \ metallischer \ Werkstoffe \ bei \ Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung. \ Dissertation, \ RWTH \ AAchen, \ 2001 \ (genannt \ auf \ den \ Seiten \ 13, 13, 60) \end{array}$
- [VDEH84] VEREIN-DEUTSCHER-EISEN-HÜTTENLEUTE: Werkstoffkunde Stahl Band 1 Grundlagen. Springer Verlag, 1984 (genannt auf Seite 14)
- [VDEH97a] VEREIN-DEUTSCHER-EISEN-HÜTTENLEUTE: Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe. Stahl und Eisen, 1997 (genannt auf den Seiten 14, 21, 40)
- [VDEH97b] VEREIN-DEUTSCHER-EISEN-HÜTTENLEUTE: Stahl-Eisen-Werkstoffblätter SEW310. Stahl und Eisen, 1997 (genannt auf den Seiten 33, 34, 34)
- [VDI76] VDI-Richtlinie 3137: Begriffe, Benennungen, Kenngrößen des Umformens. VDI-Gesellschaft Produktionstechnik, Januar 1976 (genannt auf Seite 9)
- [WALT97] WALTERS, J.; WU, W.T.; TANG, J.; KURTZ, S.: The 'state of the art' in cold forming simulation. In: Journal of Materials Processing Technology 71 (1997), S. 64–70 (genannt auf den Seiten 1, 3)
- [WILH69] WILHELM, H.: Untersuchungen über den Zusammenhang zwischen Vickershärte und Vergleichsformänderung bei Kaltumformvorgängen. Dissertation, Universität Stuttgart, 1969 (genannt auf Seite 68)
- [WOHL00] WOHLFAHRT, H.; KRULL, P.: Mechanische Oberflächenbehandlungen: Grundlagen-Bauteileigenschaften-Anwendungen. WILLEY-VCH, 2000 (genannt auf Seite 63)
- [ZELL94] ZELL, A.: Simulation neuronaler Netze. Addison-Wesley, 1994 (genannt auf Seite 90)
- [ZELL02] ZELL, A.; ET AL.: SNNS Stuttgart Neural Network Simulator User Manual, Version 4.2. In: http://www-ra.informatik.uni-tuebingen.de/SNNS/. 2002 (genannt auf den Seiten 83,88)
- [ZELL03] ZELL, A.; ET AL.: JavaNNS Java Neural Network Simulator User Manual, Version 1.1. 2003 (genannt auf Seite 83)
- [ZIMM95] ZIMMERMANN, H.J.: Datenanalyse Anwendung von DataEngine mit Fuzzy Technologien und neuronalen Netzen. Dissertation, 1995 (genannt auf Seite 50)
- [ZITZ95] ZITZ, U.: Abschätzung der Rissentstehung bei der Kaltmassivumformung. Dissertation, RWTH Aachen, 1995 (genannt auf den Seiten 23, 25, 29, 48)

Index

Avada, 18 Backprop-Momentum, 74 Backpropagation, 74 Brozzo, 18 Bruch, 12 Bruchumformgrad, 8, 10, 16, 51, 89 Chevron, 14, 94, 98 Chrom, 12 Clusteranalyse, 44 Cockcroft und Latham, 17, 18 Coulomb, 31 Data Mining, 43 duktil, 13, 36, 37 Einlagerungsatom, 6 Elastizitätsmodul, 30 Entscheidungsbaum, 44 erste Hauptnormalspannung, 38 Feedforward-Netz, 71, 74 Feinoptimierung, 74 FEM, 1, 37, 55, 63, 93, 97 Ferrit, 12 Finite-Elemente-Methode, 1, 37, 55, 63, 93, 97 Fließkurve, 30, 58 Fließspannung, 10-12, 15, 58, 61 Formänderungsgeschwindigkeit, 12, 13, 40, 41, 51, 89 Formänderungstensor, 42 Formänderungsvermögen, 8, 15 Freudenthal, 18 Fuzzy-Theorie, 45 Gestaltänderungsenergiehvpothese, 10 Gitterfehler, 6, 7 Groboptimierung, 73 Gurson, 20

Hauptspannung, 41 Hook, 55 hydrostatische Spannung, 38 Idealkristall, 6 innenliegender Riss, 14 Körperschallanalyse, 34 Künstliches Neuronales Netz, 45, 69 Kaltmassivumformen, 9 Kaltumformung, 5 KNN, 45, 69 Kohlenstoffgehalt, 12 Korngrenze, 7, 8, 36, 49, 60 Korrespondenzanalyse, 44 Kristallgitter, 6 Leerstelle, 6, 35 Leichtbau, 1 Lemaitre, 20 Mangan, 12 Massivumformung, 1 McClintock, 19, 20 Mehrachsigkeit, 10 Metallaufbau. 6 mittlere Normalspannung, 9, 11 Napfrückwärtsfließpressen, 32 Netzwerktopologie, 71 Normalspannung, 9, 40 oberflächennaher Riss, 14 Osakada, 20 Ovane, 20 Porenbildung, 18 Porenvereinigung, 18 Porenwachstum, 18 Querkontraktionszahl, 30 Rückgekoppeltes Netz, 71

Resilient Propagation, 74 Rice und Tracev, 19, 20 **Riss.** 12 Riss; innenliegend, 14 Riss; oberflächennah, 14 Rissform, 13 Schädigungsmaßstab, 33 Schadenskriterium, 15 Scherreibgesetz, 32 Schubspannung, 9, 41 Spannung, 9 Spannungsdeviator, 9 Spannungstensor, 9 spröde, 13, 36 SSE, 72 Substitutionsatom, 6 Umformen, 5, 70 Umformgeschichte, 10, 17, 23, 40, 42, 51 Umformgeschwindigkeit, 11 Umformindustrie, 1 Umformtechnik, 5 Umformvermögen, 5 User-Subroutine, 67 Vergleichsspannung, 10, 39 Vergleichsumformgrad, 38 Versetzung, 7 Versetzungswanderung, 7, 8 Vorverformung, 8 Wärmeausdehnungskoeffizient, 30 Wärmekapazität, 30 Wärmeleitfähigkeit, 30 Warmumformung, 5 Werkstückoberfläche, 42 Werkstücktemperatur, 11, 42, 51, 90 Werkstoff, 12 Zementit, 12 Zwillingsbildung, 7

Zwischengitteratom, 6

Lebenslauf

Curriculum vitae

Persönliche Daten

Breuer Dirk

Geb. am 28. August 1972 in Aachen verheiratet, zwei Kinder

Schulbildung

1983 - 1992	Franziskus Gymnasium Vossenack
	Abschluss: allgemeine Hochschulreife

Berufsausbildung

09	/92 - 0)6/95	Ausbildung zum	Industriemechaniker	am WZI	der R	WTH	Aachen
----	---------	-------	----------------	---------------------	--------	-------	-----	--------

Studium

10/95 - 03/99	Maschinenbaustudium, Fachrichtung Konstruktionstechnik, FH Aachen Abschluss: Diplom-Ingenieur (FH)
04/99 - 09/01	Maschinenbaustudium, Fachrichtung Produktionstechnik, RWTH Aachen Abschluss: Diplom-Ingenieur

Weiterbildung

10/98 – 12/98 Ausbildung zum Schweißfachingenieur an der SLV München

Berufstätigkeit

06/95 - 04/98	Industriemechaniker bei der Myrenne GmbH
07/00 - 09/01	Konstrukteur bei der Myrenne GmbH
seit 10/01	Wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Gruppe Umformtechnik am Lehrstuhl für Technologie der Fertigungsverfahren (Prof. Klocke) des Werkzeugma- schinenlabors (WZL) an der RWTH Aachen

Auszeichnungen

05/07	Wissenschaftspreis 2007 des Fördererkreis Umformtechnik Stuttgart e.V.
03/06	The 2006 ISPF Award for the Most Outstanding Presentation
11/99	Ehrenplakette der FH Aachen für herausragende Studienleistungen
09/95	Ehrenurkunde der IHK Aachen für sehr gute Ergebnisse bei den Abschlussprüfungen