

Entwicklung einer Methodik zur Kontrolle der Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen

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

zur Erlangung des akademischen Grades einer

Doktorin der Ingenieurwissenschaften

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Shuhan Wang, M. Sc. RWTH

Berichtende: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt, i.R.

Univ.-Prof. Dr. Sandra Korte-Kerzel

Tag der mündlichen Prüfung: 05.11.2024

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar

Institut für Bildsame Formgebung

Herausgeber:

Univ. Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt

Institut für Bildsame Formgebung der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule
Aachen

Umformtechnische Schriften Band 218

ISSN 1433-1551

Shuhan Wang

Entwicklung einer Methodik zur Kontrolle der Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen

ISBN: 978-3-95886-543-3

1. Auflage 2025

Bibliografische Information der Deutschen Bibliothek

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

Das Werk einschließlich seiner Teile ist urheberrechtlich geschützt. Jede Verwendung ist ohne die Zustimmung des Herausgebers außerhalb der engen Grenzen des Urhebergesetzes unzulässig und strafbar. Das gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen und die Einspeicherung und Verarbeitung in elektronischen Systemen.

Herstellung & Vertrieb:

© Druck und Verlagsgesellschaft Aachen (DVG)

Süsterfeldstr. 83, 52072 Aachen

Tel. 0241/87 34 34 00

Fax 0241/87 55 77

www.Verlag-Mainz.de

printed in Germany

D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2024)

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit am Institut für Bildsame Formgebung der RWTH Aachen University. Sowohl während meiner wissenschaftlichen Arbeit als auch bei der Ausarbeitung dieser Dissertation durfte ich die Unterstützung zahlreicher Personen erfahren, denen ich an dieser Stelle meinen herzlichen Dank aussprechen möchte.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt, der mir die Möglichkeit zur Promotion eröffnet und mich mit aufschlussreichen Diskussionen in meiner persönlichen und fachlichen Entwicklung unterstützt hat. Frau Prof. Sandra Korte-Kerzel danke ich herzlich für die sorgfältige Durchsicht meiner Dissertation sowie für die Übernahme des Korreferats. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Hauke Springer für den Vorsitz und die Moderation meiner Doktorprüfung.

Diese Dissertation basiert maßgeblich auf den Forschungsarbeiten im Rahmen des SFB/Transregio 188, die durch eine enge Zusammenarbeit mit Kolleginnen und Kollegen sowohl am Institut für Bildsame Formgebung als auch an zahlreichen anderen deutschen Forschungsinstituten geprägt war. In diesem Zusammenhang möchte ich mich besonders bei Dr. Johannes Lohmar, Dr. Marco Teller, Dr. Markus Grüber und Dr. Sven Schätzler bedanken, deren aktive Mitwirkung und fachliche Unterstützung wesentlich zum erfolgreichen Abschluss des Projekts beigetragen haben. Meinem Projektpartner und Bürokollegen Dr. Conrad Liebsch danke ich für die vielen inspirierenden und motivierenden Gespräche. Für die fachliche Unterstützung und die konstruktive Zusammenarbeit danke ich außerdem Xinyang Li, Anthony Dunlap, Kerstin Möhring sowie Dr. Muhammad Imran.

Die offene Diskussionskultur und die große Hilfsbereitschaft, die ich während meiner Zeit am Institut erleben durfte, haben wesentlich zum Erfolg dieser Arbeit beigetragen. Mein besonderer Dank gilt meinen Kolleginnen und Kollegen aus der Arbeitsgruppe Flach- und Langprodukte, insbesondere Aron Ringel, Pavlo Pavliuchenko und Dorothea Czempas, für die angenehme Arbeitsatmosphäre. Für ihre Unterstützung bei den experimentellen Untersuchungen danke ich Manuel Poelmeyer, Michael Bergen, Guido Sauder und Christopher Pavonet. Auch den Kolleginnen und Kollegen aus der Arbeitsgruppe Materialcharakterisierung/Werkstoffmodellierung, insbesondere Jens Dierdorf, Jürgen Nietsch, Holger Brüggemann und Angela Quadfasel, möchte ich für ihre fachliche Unterstützung und die zahlreichen hilfreichen Austausche danken.

Mein tiefster Dank gilt meiner Familie. Meinen Eltern Wenxia Yao und Xiaobin Wang danke ich von Herzen für ihre bedingungslose Unterstützung und ihren unerschütterlichen Rückhalt über all die Jahre. Mein besonderer Dank gilt meinem Mann Teng Sun, der meine Arbeit nicht nur mit großem Verständnis begleitet hat, sondern auch mit unzähligen Hin- und Rückfahrten zwischen Aachen und Stuttgart tatkräftig an meiner Seite stand.

Shuhan Wang

Korntal-Münchingen im Januar 2025

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Motivation	1
2	Stand der Technik	3
2.1	Kaliberwalzen	3
2.1.1	Walzprozess.....	3
2.1.2	Grundlage des Kaliberwalzens	5
2.1.3	Gängige Kaliberfolge und analytische Ansätze zur Kalibrierung.....	7
2.1.4	Modellierung von Kaliberwalzprozessen	10
2.2	Mikrostrukturentwicklung beim Warmwalzen	11
2.2.1	Thermisch aktivierte Vorgänge	12
2.2.2	Mikrostrukturentwicklung aufgrund Rekristallisation	14
2.3	Bedeutung und Evolution von duktiler Schädigung beim Kaliberwalzen	16
2.3.1	Beeinflussung der Schädigungsevolution durch Lastpfad	23
2.3.2	Einfluss der Rekristallisation auf Schädigungsevolution	29
2.3.3	Einfluss von Schädigung auf Leistungsfähigkeit.....	31
2.4	Vorhersage von Schädigungsevolution	33
2.4.1	Bruchkriterien für metallische Werkstoffe	34
2.4.2	Modelle zur Vorhersage der Schädigungsevolution	35
2.4.3	Schädigungsmodelle für Warmformung.....	37
2.4.4	Anwendung der Schädigungsmodelle bei Umformprozessen.....	38
2.5	Fazit	39
3	Aufgabenstellung und Zielsetzung	41
4	Prozessbedingungen und experimentelle Durchführung vom Kaliberwalzen	44
5	Methodik zur Schädigungsbeeinflussung beim Kaliberwalzen	45
5.1	Numerische Untersuchung des Kaliberwalzens.....	45
5.1.1	Modellaufbau im ABAQUS	45
5.1.2	Ausgangsmaterial aus 16MnCrS5.....	49
5.1.3	Experimentelle Validierung des Prozessmodells	52
5.2	Voruntersuchung zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung.....	53
5.2.1	Auslegung der industrienahen Referenzkalibrierung	53

5.2.2	Parametervariation zur Ermittlung der wesentlichen Einflussparameter auf den Lastpfad	55
5.3	Ermittlung der Variationsbreite des Lastpfads mit Rücksicht auf die Kaliberfüllung	60
5.4	Fazit	62
6	Untersuchung und Bewertung von Schädigungsmodelle	64
6.1	Anwendung von Bruchskriterien für schnellere Schädigungsvorhersage	64
6.2	Nicht gekoppeltes Lemaitre Modell	66
6.3	Einsatz von Schädigungsmodellen zur Abbildung der Schädigungsentwicklung	68
6.3.1	Modifiziertes GTN-Modell mit Berücksichtigung von DRX	68
6.3.2	Vorgehen zur Bewertung der Schädigungsmodelle/ -kriterien	73
6.4	Bewertung von Schädigungskriterien/ -modellen	73
6.5	Porenschluss beim Kaliberwalzen	78
6.6	Fazit	79
7	Schädigungskontrollierte Prozessauslegung	81
7.1	Vorgehen zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung	81
7.2	Prozessroute der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund mit variierten Schädigungen	83
7.3	Prozessroute einer anderen Kaliberfolge mit variiertes Schädigung	89
7.4	Fazit	92
8	Konzept zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung	94
8.1	Charakteristische Lastpfade beim Kaliberwalzen	95
8.2	Methode zur Abbildung der charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen mittels Torsionsplastometerversuche	96
8.2.1	Modellierung der Torsionsplastometerversuche	96
8.2.2	Auslegung der Probengeometrie für die Torsionsplastometerversuche	99
8.2.3	Vorgehen zur Auslegung der Lastbedingungen	103
8.3	Bewertung der Einsatzbarkeit des Torsionsplastometers	104
8.3.1	Validierung der Lastpfadabbildung mittels des Torsionsplastometers	104
8.3.2	Beschränkungen beim Einsatz des Torsionsplastometers	105
8.4	Experimentelle Untersuchung des Lastpfadeinflusses auf Schädigung und Bauteilleistungsfähigkeit	108
8.4.1	Durchführung von Torsionsplastometerversuch	109
8.4.2	Einfluss des Lastpfads auf Schädigung	109

8.4.3 Einfluss des Lastpfads auf Leistungsfähigkeit	112
8.5 Fazit	115
9 Zusammenfassung und Ausblick	117
Literaturverzeichnis	119

1 Einleitung und Motivation

Wir leben derzeit in einer Zeit, in der Nachhaltigkeit an erster Stelle steht und die Reduzierung von Emissionen dringend erforderlich ist. Als wesentlicher strategischer Ansatzpunkt erfordert das Leichtbauprinzip eine umfassende Betrachtung des gesamten Lebenszyklus metallischer Bauteile. Bei Umformprozessen, die einen wichtigen Bestandteil der Herstellung nahezu aller metallischen Komponenten darstellen, eröffnen sich durch die in den letzten Jahrzehnten stark vorangetriebenen Erkenntnisse über duktile Schädigung neue Potenziale für Leichtbau. Das Vorhandensein von Schädigung in Form von Mikroporen in umgeformten metallischen Komponenten beeinflusst wesentlich deren mechanische Eigenschaften und Lebensdauer. Es ist mittlerweile bekannt, dass äußerlich identische, einwandfreie Bauteile je nach Stärke der mikroskopischen Schädigung unterschiedliche Leistungsfähigkeiten aufweisen können. Die Schädigung wird mittlerweile als eine wesentliche Produkteigenschaft im Hinblick auf das Leichtbaukonzept beschrieben [1]. Der Entwicklungsprozess von duktiler Schädigung, der durch plastische Verformung verursacht wird, lässt sich bereits in der frühen Phase der Umformprozesskette kaum vermeiden. Die Vorhersage und Kontrolle solcher Vorschädigungen bei Umformprozessen sind daher von großer Bedeutung für die Herstellung leichter und leistungsfähiger Produkte und stehen im letzten Jahrzehnt immer stärker im Fokus der Untersuchungen.

Ein Umformverfahren, bei dem die Schädigung bis heute kaum als Kriterium bei der Prozessauslegung in Betracht gezogen wird, ist das Kaliberwalzen - ein Warmformverfahren zur Herstellung von Langprodukten mit Vollprofilen. Beim Herstellen von Massivprodukten wie beispielsweise Getriebewellen oder Konstruktionsprofilen erfolgt der Kaliberwalzprozess unmittelbar nach dem Gießvorgang und bildet somit die anfängliche Phase der Umformprozesskette. Bei der konventionellen Vorgehensweise der Prozessauslegung werden hauptsächlich Kriterien wie Formgenauigkeit (Kaliberfüllung) und Wirtschaftlichkeit (Anzahl der Walzstiche) berücksichtigt. Das Kaliberwalzen zeichnet sich durch einen hohen Grad an Flexibilität aus, da eine Vielzahl von Kaliberarten und -geometrien möglich sind. Aufgrund dieser Flexibilität bietet das Kaliberwalzen ein großes Potenzial zur Kontrolle von Schädigungen. Allerdings ist dies aufgrund der zahlreichen Freiheitsgrade (Kaliberart, -geometrie, Stichanzahl usw.) recht herausfordernd.

Eine weitere Herausforderung besteht darin, eine möglichst genaue Vorhersage der Schädigung beim Kaliberwalzen zu treffen, da dies für die Schädigungskontrolle unerlässlich ist. Die bestehenden mathematischen Modelle zur Vorhersage der Schädigungsentwicklung wurden bisher hauptsächlich anhand von Laborversuchen anstatt auf Prozessebene validiert. Dazu gehören zum Beispiel empirische Modelle bzw. Kriterien wie das Oyane-Kriterium sowie mechanismusbasierte Modelle wie das bekannte Gurson-Modell und seine Erweiterungen.

Die meisten Schädigungsmodelle bzw. -kriterien wurden jedoch zur Vorhersage von Materialversagen wie makroskopischen Rissen entwickelt. Es gibt jedoch nur wenige Studien, die sich auf die Schädigungsentwicklung und die Stärke sowie räumliche Verteilung von Mikroporen während des Umformprozesses konzentrieren. Für einen Warmumformprozess wie das Kaliberwalzen, bei dem das Material komplexen Spannungsfeldern und Effekten wie Rekristallisation und Erholung ausgesetzt ist, ist eine Bewertung der Eignung verschiedener Schädigungsmodelle bisher offen und dennoch erforderlich.

In dieser Arbeit wurde das Ziel verfolgt, eine Strategie für die Warmumformung mittels Kaliberwalzen zu entwickeln, mit der die Schädigungsentwicklung gezielt durch die Prozessauslegung beeinflusst werden kann. Zunächst wird die Frage aufgeworfen, inwieweit sich die Schädigungsentwicklung durch Variation der Prozessroute beim Kaliberwalzen beeinflussen lässt. Durch FE-Simulation wurde anhand einer Analyse der Spannungsentwicklung identifiziert, welche Prozessparameter einen Einfluss auf die Schädigungsentwicklung haben können. Im Hinblick auf die Schädigungsvorhersage wurden verschiedene Schädigungsmodelle/-kriterien anhand von Kaliberwalzen untersucht und hinsichtlich ihrer Eignung für das Kaliberwalzen bewertet. Um den Einfluss der Temperatur zu berücksichtigen, wurde bei der Untersuchung zur Schädigungsvorhersage ein Modell mit Berücksichtigung der dynamischen Rekristallisation ausgewählt und mit anderen Modellen/-kriterien verglichen. Basierend auf diesen Erkenntnissen wurden anschließend verschiedene Prozessrouten entworfen, um die Schädigung gezielt zu variieren. Bei der Variation der Prozessroute ist jedoch zu beachten, dass eine Anpassung der Werkzeuge mit hohen Kosten verbunden ist. Daher wurde in dieser Arbeit die Möglichkeit der Nachbildung des Kaliberwalzens in kostengünstigeren und effizienteren Laborversuchen diskutiert. Als zentrale Ergebnisse wurden verschiedene Prozessrouten entwickelt, mit denen geometrisch identische Bauteile mit unterschiedlichen Schädigungen hergestellt werden können. Diese Prozessrouten wurden experimentell untersucht und die Schädigungskontrolle wurde mittels einer hochauflösenden Messmethode zur Bestimmung der Schädigungsstärke und -verteilung validiert.

2 Stand der Technik

2.1 Kaliberwalzen

2.1.1 Walzprozess

Beim Walzen handelt es sich um ein Druckumformverfahren zur Herstellung von Langprodukten, bei dem das Werkstück bzw. das Walzgut zwischen sich drehenden Walzen in die gewünschte Form gebracht wird. Je nach Form und Anordnung der Walzen kann das Walzverfahren in Längswalzen, Querwalzen und Schrägwalzen unterteilt werden. Das Walzen ist ein äußerst wichtiger Umformprozess, der weltweit für mindestens 95 % der Metallprodukte eingesetzt wird [2].

Das Längswalzen ist das am häufigsten eingesetzte Walzverfahren. Dabei werden zwei sich in entgegengesetzter Richtung drehende Zylinderwalzen mit parallel zueinander liegenden Achsen verwendet, die den sogenannten Walzspalt bilden. Die Mantelfläche der Walzen kann entweder eine ebene Fläche aufweisen (Flachwalzen), um Bleche herzustellen, oder mit einer bestimmten Form eingekerbt sein (Kaliberwalzen/Profilwalzen), um stabförmige Bauteile zu erzeugen. Die vom Walzspalt eingeschlossenen Profile entsprechen der gewünschten Endgeometrie und werden in der Regel von den beiden Walzen mit identischen Profilen erzeugt.

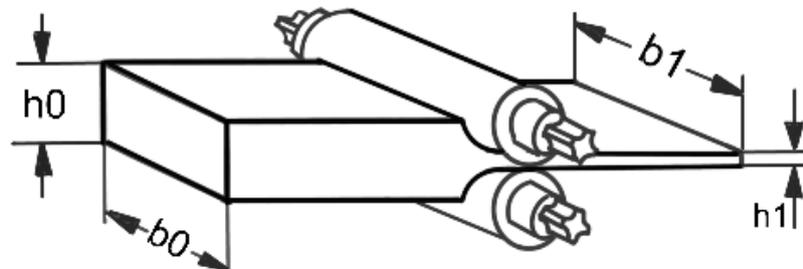


Abbildung 1: Längswalzen (Flachwalzen)

Während des Walzvorgangs wird das Walzgut aufgrund der Reibung zwischen dem Walzgut und der Walze in Längsrichtung durch den Walzspalt bewegt und erhält dabei seine Endform. Beim Längswalzen zeigt das Umformverhalten eine Abnahme der Höhe und eine Zunahme der Breite des Walzguts, was zu einem längeren und breiteren Bauteil führt. Die Zunahme der Länge ist in der Regel deutlich größer als die Zunahme der Breite [3].

Aufgrund der in der Regel großen Formänderung wird das Walzen üblicherweise als mehrstufiger Prozess durchgeführt, um die Gesamtumformung gleichmäßig auf mehrere Walzstufen zu verteilen. Sowohl die Wirtschaftlichkeit als auch die Produktqualität, insbesondere die Formgenauigkeit, spielen bei der sinnvollen Auslegung der Stichanzahl und

der Kalibergeometrie der Zwischenstufen eine entscheidende Rolle. Zur effizienten Prozessauslegung stehen eine Vielzahl von mathematischen Modellen zur Verfügung, die das Umformverhalten beim Walzen vorhersagen können. Ein wichtiger Parameter zur Beschreibung des Umformverhaltens ist die Breitung b_1/b_0 , die dem Verhältnis der Walzgutbreite vor und nach dem Walzen entspricht.

In der Metallindustrie besteht der gesamte Walzprozess aus mehreren aufeinanderfolgenden Prozessen (Walzstraßen), die eine schrittweise Umwandlung der Bauteilquerschnittsform ermöglichen. Als Ausgangsmaterial für den Walzprozess werden in der Regel Gussblöcke mit einem rechteckigen Querschnitt verwendet. In der Blockstraße werden zunächst Knüppel hergestellt, indem der Blockquerschnitt schrittweise reduziert wird, wobei das rechteckige Querschnittsprofil beibehalten wird. Anschließend werden die Knüppel, abhängig von der gewünschten Produktart, entweder durch Flachwalzen zu Metallblechen oder durch Kaliberwalzen zu stabförmigen Bauteilen mit nahezu beliebigen Querschnittsformen umgeformt. In der modernen Zeit besteht ein Trend darin, Knüppel mit kleineren Querschnitten direkt durch Stranggießen herzustellen, um den Blockstraße-Walzprozess zu umgehen [2]. Unabhängig von den Abmessungen und der Geometrie der Gießprodukte ist der Einsatz von Kaliberwalzen bei der Herstellung der meisten Massivprodukte erforderlich.

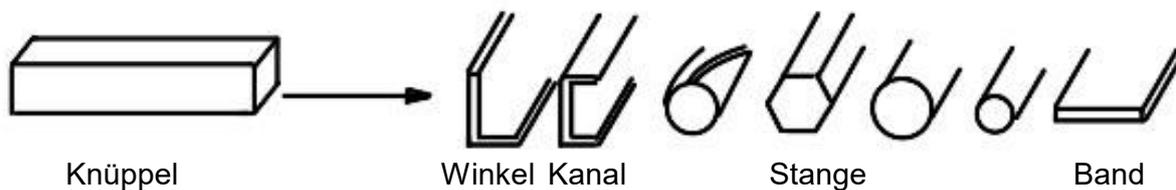


Abbildung 2: Beispiele von Produktgruppe beim Walzen

Ein Großteil der Walzprozesse wird bei einer Temperatur durchgeführt, die deutlich über der Rekristallisationstemperatur des Werkstoffes liegt. Denn mit zunehmender Umformung verfestigen sich die meisten Werkstoffe wie z.B. Stahl die nicht nur einen höheren Energiebedarf bedeuten, sondern auch eine weitere Umformung erschwert. Da es sich bei den meisten Walzerzeugnissen um Halbzeuge handelt, ist eine Erhöhung der Bauteilfestigkeit nicht erwünscht. Durch Warmumformung wird aufgrund thermisch aktivierter Effekte wie Erholung und Rekristallisation eine Entwicklung der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur ermöglicht. In **Kapitel 2.2** werden die Aspekte der Mikrostrukturentwicklung beim Warmwalzen näher erläutert.

2.1.2 Grundlage des Kaliberwalzens

Das Kaliberwalzen ist ein Längswalzverfahren, mit dem Vollprofile nahezu beliebiger Querschnittsform hergestellt werden können. In der Praxis wird der Kaliberwalzprozess in der Regel als Warmwalzen durchgeführt. Typische Kaliberwalzprodukte sind beispielsweise Schienen, Stäbe und Drähte. Im Gegensatz zum Flachwalzen werden dabei (nach DIN 8583-2) Walzen mit einer Form verwendet, die sich vom Kreiszyylinder- oder Kegelmantel unterscheidet [4]. In der Regel führt das Kaliberwalzen zu einer ungleichmäßigen Verteilung der Höhenabnahme über den gesamten Querschnitt, was zu einer ortabhängigen Streckung in Längsrichtung führt. Die Wechselwirkung der verschiedenen Streckungen zwischen benachbarten Bereichen verhindert bei großen Formänderungen den Werkstofffluss in Umfangsrichtung. Aus diesem Grund wird die gewünschte Endgeometrie beim Kaliberwalzen normalerweise durch mehrere Zwischenstufen erreicht. Die Auslegung der Zwischenschritte wird als Kalibrierung bezeichnet. Dabei müssen die Anzahl der Zwischenschritte, die Größe sowie die Form der Zwischengeometrie festgelegt werden. Als Leitlinie für die Kalibrierung gilt, dass bei jedem Walzschritt Formfüllungsfehler vermieden werden sollten, während gleichzeitig eine möglichst geringe Anzahl an Zwischenschritten angestrebt wird, um die Wirtschaftlichkeit zu gewährleisten. Die Kalibrierung ist ein erfahrungsbasierter Prozess, für den bereits zahlreiche Patente existieren [5].

Kaliber bezeichnet das formgebende Profil, das im Walzspalt entsteht. Die Einteilung der Kaliber erfolgt nach verschiedenen Kriterien, wie z.B. der Wirkungsweise oder dem Fertigungsablauf. Eine intuitive Methode ist die Einteilung nach Kaliberform, wie zum Beispiel Rund-, Oval- und Rautenkaliber [6]. Nach Tafel [7] lassen sich die Kaliber in reguläre und irreguläre Kaliber unterscheiden. Im Gegensatz zu den irregulären Kalibern weisen reguläre Kaliber, ähnlich wie beim Flachwalzen, eine gleichmäßige Höhenabnahme auf. Ein Beispiel für reguläre Kaliber sind Kastenkaliber, die in Blockstraßen zur Herstellung schwerer Halbzeuge verwendet werden. Bei den irregulären Kalibern, zu denen jedoch die meisten Kaliber gehören, muss die Wechselwirkung zwischen den ungleich gedrückten Querschnitten berücksichtigt werden, wie zuvor beschrieben. In *Abbildung 3* sind einige Beispiele für reguläre und irreguläre Kalibrierungen dargestellt.

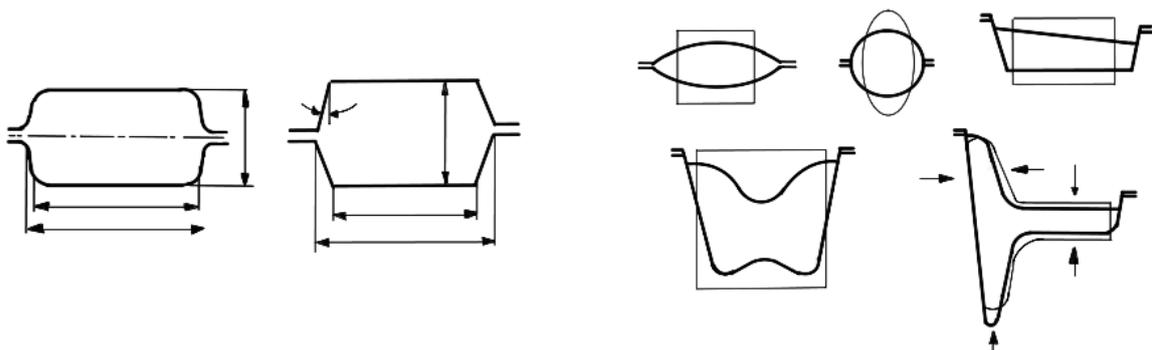


Abbildung 3: Beispiele von regulären (a) und irregulären Kaliber (b)

Für die Kalibrierung gibt es zahlreiche Prozess- und geometrische Parameter, die die Formänderung und die Kalibergeometrie charakterisieren. Ein wichtiger Parameter beim Kaliberwalzen ist der Streckgrad $\lambda = \frac{A_0}{A_1}$, der dem Verhältnis der Querschnittsfläche vor und nach der Umformung entspricht. Da die Querschnittsfläche nach der Umformung immer kleiner wird, ist λ immer größer als 1 anzunehmen. Für die geometrische Konfiguration der Kaliber gibt es je nach Art des Kalibers unterschiedliche Parametersätze, wie in **Abbildung 4** beispielhaft dargestellt wird. Zur Bewertung der Formgenauigkeit des Walzguts nach der Umformung wird der Füllungsgrad δ verwendet. Der Füllungsgrad wird als Verhältnis der Querschnittsfläche des Bauteils nach der Umformung zur Querschnittsfläche des Kalibers definiert: $\delta = \frac{A_1}{A_{kal}}$.

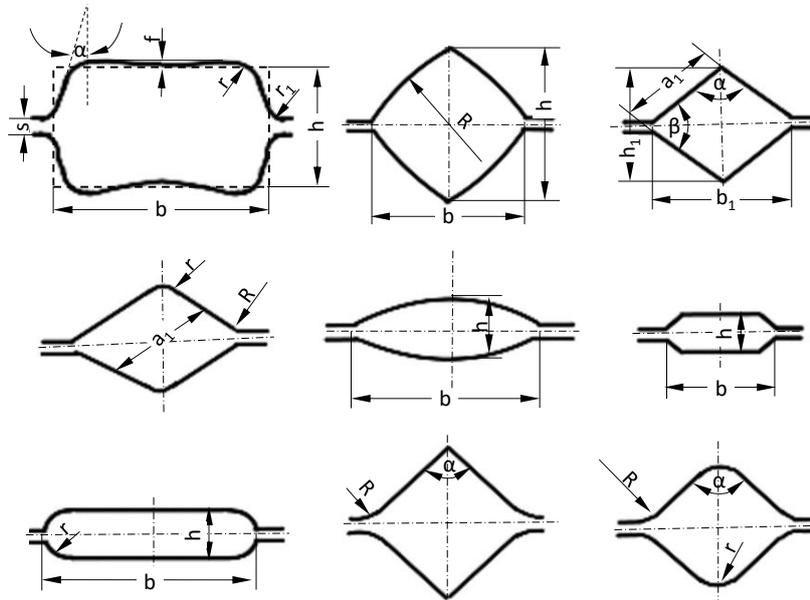


Abbildung 4: Geometrische Parameter für die Kaliberkonfiguration verschiedener Kaliberarten

Es ist anzustreben, dass der Füllungsgrad δ bei perfekter Kaliberfüllung den Wert 1 annimmt, während Unterfüllung bei $\delta < 1$ und Überfüllung bei $\delta > 1$ auftreten können. In der Praxis ist eine leichte Unterfüllung in der Regel unproblematisch, während eine Überfüllung vermieden werden sollte, um Schäden an den Werkzeugen zu verhindern. Bei der Prozessauslegung sollte ein Füllungsgrad von $\delta \geq 0,90$ für Zwischenstufen und $\delta \geq 0,98$ für den Endstich angestrebt werden [8].

2.1.3 Gängige Kaliberfolge und analytische Ansätze zur Kalibrierung

Für industrielle Anwendungen wie die Konstruktions- und Automobilindustrie werden häufig stabförmige Bauteile mit einfachen Profilen wie Rund oder Quadrat als Halbzeuge benötigt. In der Metallindustrie werden gängige Kaliberfolgen verwendet, um gegossene Knüppel auf die gewünschte Endgeometrie zu bringen.

Beispiele für wichtige Streckkaliberreihen zur Herstellung von langen stabförmigen Produkten, bei denen eine schnelle Flächenabnahme angestrebt wird, sind [6]:

- Rund-Oval: Die Kaliberfolge Rund-Oval wird für die Herstellung von Metallstäben mit rundem Profil eingesetzt und kommt in Fertigstaffeln kontinuierlicher Walzstraßen nach einer Quadrat-Oval-Folge zum Einsatz. Mit diesen Kaliberfolgen wird ein Streckgrad von 1,12 bis 1,7 erreicht. Das Ziel bei der Anwendung dieser Kaliberfolge ist eine gleichmäßige Verteilung von Temperatur und Spannung, um Risse und Verschleiß zu vermeiden, anstatt einen großen Streckgrad anzustreben. Weitere Vorteile dieser Kaliberfolge sind die günstigen Umformungs- und Greifbedingungen [8].
- Quadrat-Oval: Die Kaliberfolge Quadrat-Oval wird in kontinuierlichen, halbkontinuierlichen und offenen Draht- und Feinstahlstraßen für Querschnitte mit einer Seitenlänge zwischen 80 mm und 100 mm verwendet. Sie dient zur schnellen Reduzierung des Querschnitts, und der erreichbare Streckgrad liegt im Bereich von 1,37 bis 2,22.
- Quadrat-Raute: Diese Kaliberfolge wird ebenfalls zur schnellen Verringerung der Querschnittsfläche bei einem quadratischen Querschnitt mit einer Seitenlänge von etwa 120 mm eingesetzt. Der erreichbare Streckgrad liegt in der Regel zwischen 1,16 und 1,41 und ist somit geringer als bei der Quadrat-Oval-Folge [8] [3].

Bei der Durchführung der oben genannten Kaliberfolge wird das auslaufende Walzgut in der Regel um 90° um die Längsachse gedreht, bevor es im nächsten Walzstich angestoßen wird. Um die erforderliche Breitung zu ermöglichen und einen stabilen Walzvorgang sicherzustellen, ist es wichtig, auf die richtige Anstoßlage zu achten. Typische Anstoßlagen für die oben genannte Kaliberfolge sind in **Abbildung 5** dargestellt.

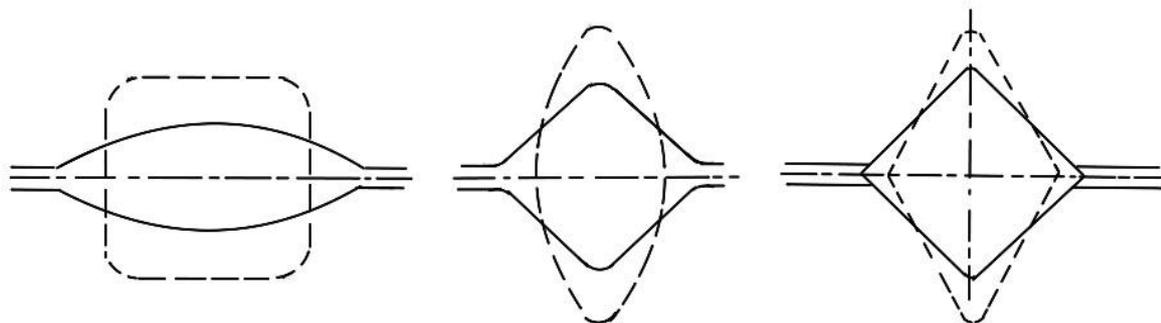


Abbildung 5: Anstoßlage für die Kaliberfolge Quadrat-Oval (links), Oval-Rund (mittel) und Raute-Quadrat (rechts)

Bei der Kalibrierung werden alle erforderlichen Kaliber für die Herstellung eines Zielprofils ausgelegt. Die Kaliber werden in die Walzen eingeschnitten und parallel zur Walzenachse sinnvoll verteilt, um eine gleichmäßige Kraftverteilung zu gewährleisten. Ein Walzstich bezieht sich auf den Durchgang eines Walzstabs zwischen zwei Walzen [6]. In industriellen Anwendungen werden in der Regel sowohl die Ausgangs- als auch die Endgeometrie vor der Prozessauslegung entsprechend den Produktanforderungen festgelegt. Es gibt typischerweise mehrere mögliche Prozessrouten, um die Zielgeometrie zu erreichen. In **Abbildung 6** werden beispielsweise einige mögliche Prozessrouten zur Herstellung von runden Stäben mit identischer Ausgangs- und Endgeometrie dargestellt.

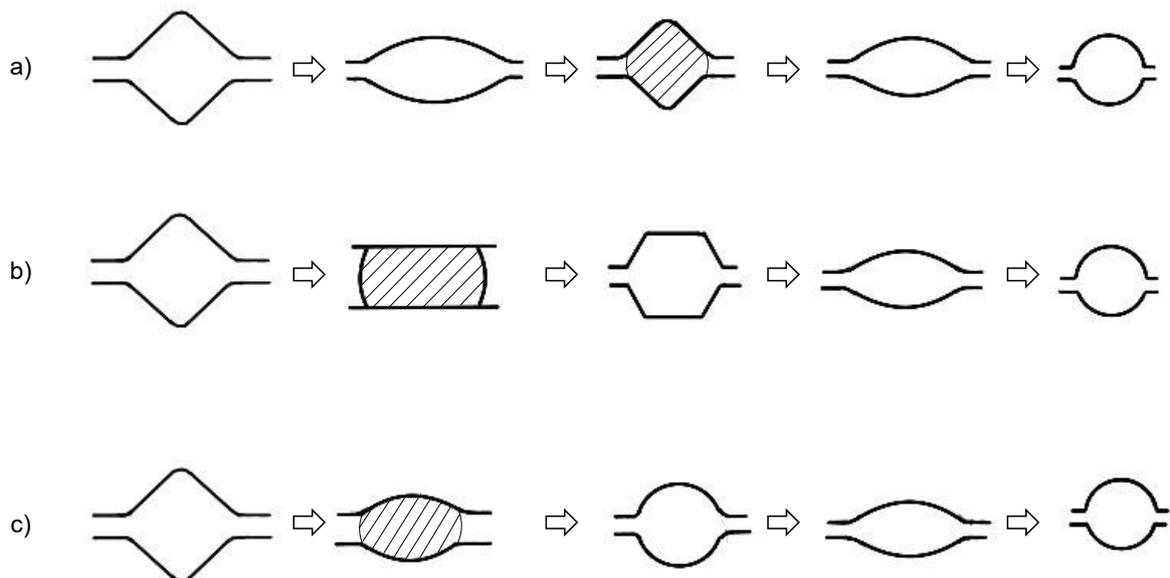


Abbildung 6: Variation von Prozessrouten bei vorgegebenen Ausgangs- und Zielgeometrie beim Kaliberwalzen

Trotz der hohen Flexibilität gibt es bestimmte Richtlinien für die Kalibrierung, um eine hohe Formgenauigkeit, geringe Kosten in Bezug auf Energie- und Personalaufwand sowie geringen Verschleiß der Walzen zu erreichen:

- Eine sinnvolle Auswahl von Kaliberprofilen darf den Werkstofffluss in den aufeinanderfolgenden Stichen nicht behindern.
- Es muss darauf geachtet werden, die erforderliche Breitung während der Umformung zu berücksichtigen, um Überfüllung zu vermeiden, die zu einem erhöhten Walzverschleiß führen kann.
- Mögliche ungleichmäßige Abkühlung im Profil, insbesondere bei Profilen mit scharfen Kanten wie zum Beispiel Rautenkalibern, sollte berücksichtigt werden.

- Es sollte nach der optimalen Anzahl von Stichen gesucht werden, um eine zu geringe Walzleistung (bei zu vielen Stichen) und eine zu starke Abnutzung der Walzen (bei zu wenigen Stichen) zu vermeiden. Die optimale Anzahl von Stichen kann nach Wusatowski [6] unter Verwendung der Anfangs- und Endquerschnittsfläche (A_0 und A_u) sowie des durchschnittlichen Streckgrades λ_m berechnet werden:

$$n = \frac{\log A_0 - \log A_u}{\log \lambda_m}$$

- Es muss sichergestellt werden, dass die Walzen während der Umformung nicht überlastet werden, indem beispielsweise die maximal zulässige Walzkraft oder das maximale Walzmoment berücksichtigt werden.
- Bei der Verteilung der Kaliber in der Walze sollte die Belastung der Walzenhöhe berücksichtigt werden. Zum Beispiel sollte ein Walzstich mit höherer Walzkraft in der Mitte der Walzenachse platziert werden.

Neben einer sinnvollen Prozessauslegung ist auch die richtige Prozessführung von großer Bedeutung. Es ist wichtig, während des Walzvorgangs eine stabile Führung des Walzstabs zu gewährleisten, um beispielsweise ein Kippen des Walzguts zu vermeiden.

Basierend auf den oben beschriebenen Punkten lässt sich folgern, dass die Prozessauslegung des Kaliberwalzens sowohl eine genaue Vorhersage des Werkstoffflusses in Umfangsrichtung erfordert als auch die Vorhersage von Kraft- und Momentbelastungen. In der Vergangenheit, als präzise Prozessanalysen durch FE-Simulationen noch nicht weit verbreitet waren, gab es viele Bemühungen, die beobachteten Fließgesetze mathematisch zu formulieren und die gewonnenen Erfahrungen wissenschaftlich zu verallgemeinern [8]. Bisher gibt es jedoch kaum ein allgemeingültiges mathematisches Modell, das alle Einflussfaktoren, insbesondere bei komplexen Profilen, erfassen kann und eine ausreichend präzise Vorhersage der Endgeometrie ermöglicht. Dennoch haben viele dieser analytischen Methoden eine gute Annäherung an die gängigen Kaliberfolgen mit relativ einfachen Kaliberformen ermöglicht und dadurch die Prozessauslegung erleichtert.

Im Gegensatz zur FE-Simulation konzentrierten sich diese erfahrungsbasierten, analytischen Methoden nicht auf das lokale Materialfließen, sondern auf die gesamte Verformung des Walzguts. Ein wesentlicher Zielparameter dabei ist die Breitung, die das Umformverhalten beschreibt. Beim Kaliberwalzen gibt es jedoch das Problem, dass aufgrund einer ungleichmäßigen Verteilung der Höhenabnahme keine intuitive Bestimmung der Breitung möglich ist. Aus diesem Grund wurden verschiedene Methoden entwickelt, um ein äquivalentes Rechteck zu berechnen, das dem Flachwalzen entspricht. In **Abbildung 7** sind beispielsweise äquivalente Rechtecke für verschiedene Kaliberformen dargestellt. Es gibt zahlreiche rechnerische Methoden zur Berechnung des äquivalenten Rechtecks. Eine relativ

einfache Methode ist die Methode nach Wusatowski [6], bei der eine mittlere Höhe h_m durch das Verhältnis des Kaliberquerschnitts zur größten Breite b ermittelt wird. Mit h_m werden neben der Breitung des äquivalenten Querschnitts auch die Walzkraft und die Walzleistung analysiert. Weitere Methoden, die das äquivalente Rechteck nutzen, sind beispielsweise die Methode nach Lendl [9] und die Methode nach Holzweiler [3]. Es ist erwähnenswert, dass es kaum allgemeingültige Formeln gibt, die für alle Kaliberfolgen gelten. Einige Beispiele für kaliberfolgenspezifische Methoden sind die Methode nach Smirnow [10] und Siebel [11] für die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund sowie die Methode der Hütte [12] und Tafel [7] für die Kaliberfolge Quadrat-Oval-Quadrat.

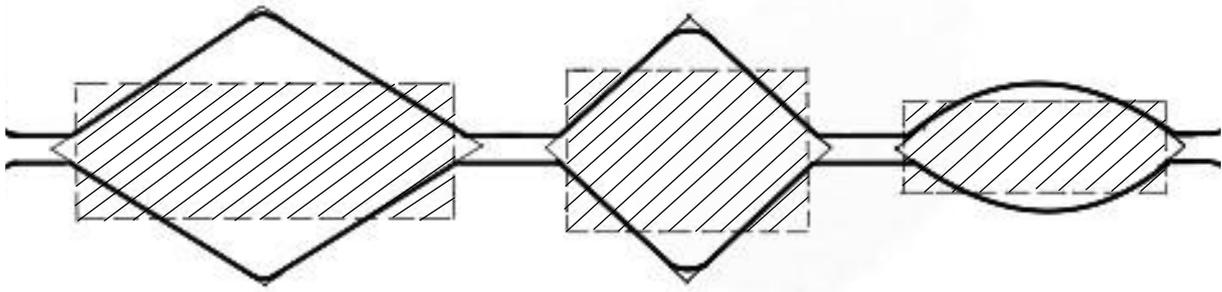


Abbildung 7: Flächenäquivalentes Rechteck unterschiedlicher Kaliberarten

Bei den oben genannten Methoden wird häufig ausgehend von der Endgeometrie rückwärts die Kalibergeometrie der Zwischenschritte berechnet. Neben den analytischen Methoden zur Auslegung von Kaliberfolgen gibt es auch Methoden, die darauf abzielen, einen Gültigkeitsbereich für fehlerfreie Prozessabläufe zu ermitteln. Ein Beispiel dafür ist die Arbeit von Eriksson [13], die versucht, eine Obergrenze bzw. Untergrenze für geometrische Faktoren wie die Querschnittsfläche und das Achsenverhältnis in Bezug auf die Stichanzahl zu bestimmen.

Durch jahrzehntelange empirische Erfahrungen mit gängigen Kaliberfolgen wurden spezifische Leitlinien zur Vereinfachung der Prozessauslegung entwickelt. Zum Beispiel besagt die Arbeit von Nyström [14], dass ein höheres Achsenverhältnis des Ovalkalibers zu einer größeren Stichabnahme bei der Kaliberfolge Oval-auf-Rund führt.

2.1.4 Modellierung von Kaliberwalzprozessen

Alle der oben beschriebenen generischen Modelle unterliegen starken Vereinfachungen, während die realen Prozessbedingungen deutlich komplexer sind und das Umformverhalten bei jedem Einzelfall unterschiedlich ausfallen kann. Insbesondere bei der Warmformung laufen eine Vielzahl von physikalischen Vorgängen parallel ab, die eine lokale Betrachtung erfordern. Um dies zu ermöglichen, werden heutzutage hauptsächlich Finite-Elemente-Simulationen (FE-Simulation) zur Darstellung der Prozesse eingesetzt, die eine realitätsnahe

Abbildung von Bedingungen wie Zeit und Temperatur ermöglichen. Dank der immer weiter steigenden Rechenleistung ist eine effizientere Prozessauslegung möglich. Die Abbildung des "Digital Twin" des Walzprozesses ermöglicht neben der Vorhersage des Umformverhaltens auch die Visualisierung des Spannungs- und Dehnungsfeldes. Durch Multi-Skalen-Modellierung wird ein tiefergehendes Verständnis des Prozesses von makroskopischer bis hin zu mikroskopischer Sicht ermöglicht.

Modellierungstechnisch ist das Kaliberwalzen im Vergleich zum Flachwalzen deutlich komplexer. Beim Kaliberwalzen gilt aufgrund ungleichmäßiger Höhenabnahme im Querschnitt keine Annahme von ebener Spannung, im Gegensatz zum Flachwalzen. Dementsprechend wird das Kaliberwalzen als ein 3D-Problem betrachtet, das jedoch einen deutlich höheren Rechenaufwand erfordert. Es wurden zahlreiche FE-Applikationen für das Kaliberwalzen entwickelt, wie beispielsweise die Arbeit von Komori et al. [15] [16] [17], in der die Finite-Element-Methode (FEM) mit der Energie-Methode und der Finite-Difference-Methode (FDM) kombiniert wurde, um Probleme wie Kontaktflächenmodellierung und Temperaturentwicklung zu adressieren.

Um den Rechenaufwand zu reduzieren, setzte die Arbeit von Aksenov et al. [18] eine 2,5D FE-Methode ein, wobei die relativ geringe Änderung in der Walzrichtung im Steady-State genutzt wurde.

Eine weitere Herausforderung bei der Modellierung des Kaliberwalzens besteht in der starken lokalen Verformung des Netzes während der fortlaufenden Durchführung von Walzstichen. Dies kann zu Stabilitätsproblemen sowie Rechenungenauigkeiten führen [19]. Daher ist eine Neuvernetzung (Remeshing) bei der Modellierung dieses mehrstufigen Prozesses notwendig. Bei der Neuvernetzung müssen Daten vom verformten Netz auf das neue Netz übertragen werden. Dies kann entweder als ein 3D-Problem betrachtet werden, wie es beispielsweise in [20] gemacht wurde, oder durch Ausnutzung des quasi-statischen Verhaltens des Walzens in 2D erfolgen, was eine höhere Effizienz ermöglicht [21].

2.2 Mikrostrukturentwicklung beim Warmwalzen

Während der Warmumformung wird dem Werkstoffgefüge Energie zugeführt, indem die Prozesstemperatur erhöht wird. Bei Werkstoffen mit niedriger Stapelfehlerenergie werden durch das Erreichen der kritischen Temperatur eine Reihe von mikrostrukturellen Vorgängen aktiviert. In den folgenden Abschnitten wird zunächst ein Überblick über verschiedene thermisch aktivierte Vorgänge gegeben. Anschließend wird die Rekristallisation näher erläutert, da sie der wichtigste Vorgang hinsichtlich der Schädigungsentwicklung ist und die Warmumformung von der Kaltumformung unterscheidet.

2.2.1 Thermisch aktivierte Vorgänge

Thermisch aktivierte Vorgänge hängen immer mit mikrostrukturellen Platzwechselfvorgängen zusammen, die durch die Zufuhr einer Aktivierungsenergie Q ausgelöst werden. Die Veränderung des Mikrostrukturzustands wird durch eine Temperaturerhöhung vorangetrieben, um das System von freier Energie zu befreien. Betroffen sind Teilchen wie Atome, Moleküle wie N_2 , H_2 sowie Leerstellen. Die benötigte Aktivierungsenergie hängt von der Art des Teilchens ab, und die Geschwindigkeit der Platzwechselfvorgänge nimmt mit steigender Temperatur immer zu [22].

Ein thermisch aktiver Vorgang ist die Diffusion, die dem Massentransport in inhomogenen Festkörpern (z.B. Metalllegierungen) entspricht, um Konzentrationsgefälle auszugleichen. Die Diffusion ist ein dynamischer und nicht stationärer Prozess, der vorzugsweise an Korngrenzen stattfindet und relativ lange dauern kann. Bei Wärmebehandlungsprozessen wie dem Einsatzhärten spielt die Diffusion eine bedeutende technische Rolle.

Bei mehrstufigen Warmformprozessen wie dem Warmwalzen spielen die thermisch aktivierten Vorgänge der Erholung und Rekristallisation eine bedeutende Rolle. Die Erholung tritt sowohl während der Warmformung (dynamische Erholung) als auch nach der Warmumformung (statische Erholung) auf. Dabei wird die elastische Verzerrungsenergie der Versetzungen durch Prozesse wie die Ausheilung von Leerstellen und das Umordnen von Versetzungen abgebaut. Die Versetzungsdichte und die Form der umgeformten Körner bleiben dabei kaum verändert. Daher lassen sich die mechanischen Eigenschaften des Materials nach der Erholung kaum verändern. Allerdings werden die physikalischen Eigenschaften, wie zum Beispiel der elektrische Widerstand, aufgrund der Änderung der Leerstellendichte auf den Wert vor der plastischen Verformung zurückgehen [22]. Die Warmfließkurve von Werkstoffen wie beispielsweise Aluminium, die von dynamischer Rekristallisation dominiert werden, zeichnet sich durch eine monotone Steigerung der Fließspannung bis zum Erreichen eines Plateaubereichs aus, wie in **Abbildung 8** zu sehen ist.

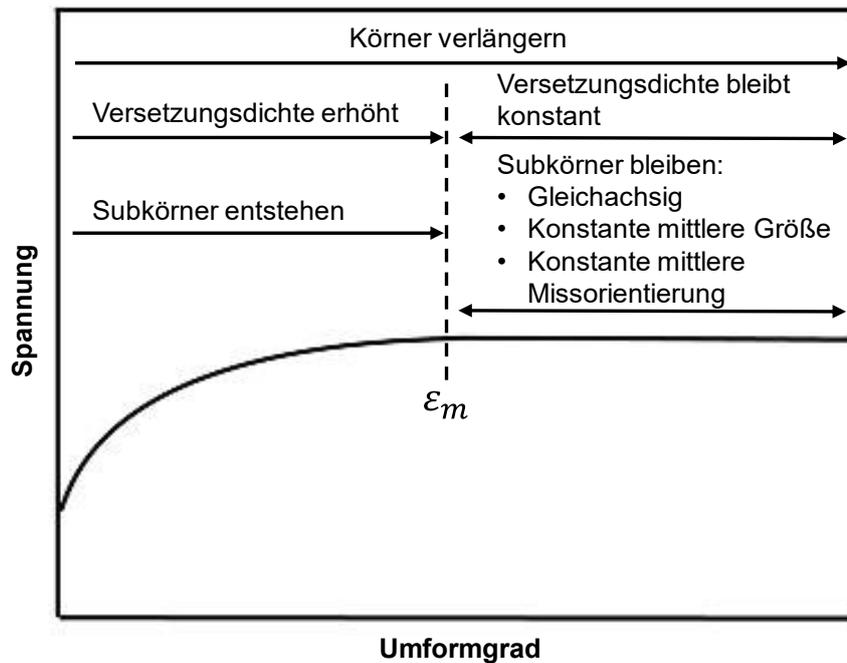


Abbildung 8: Mikrostrukturentwicklung während der dynamischen Erholung [23]

Bei der Rekristallisation handelt es sich um die Bildung von neuen, nicht verzerrten Kristalliten. Ähnlich wie bei der Erholung kann die Rekristallisation während (dynamische Rekristallisation) und nach der Umformung (statische Rekristallisation) auftreten. Im Gegensatz zur Erholung führt die Rekristallisation zu einem völlig anderen Gefüge, das sich typischerweise durch eine feinere und homogenere Kornverteilung im Vergleich zum umgeformten Gefüge auszeichnet. Während der Rekristallisation werden Versetzungen und Leerstellen ausgeheilt, wodurch das Material entfestigt wird. Typische Fließkurven von Werkstoffen, die von Rekristallisation geprägt sind, wie beispielsweise Stahllegierungen, zeigen eine Spannungssenkung nach Erreichen des Spannungsmaximums (Peak Stress). In **Abbildung 9** sind typische Warmfließkurven dargestellt, die eine durch DRX (Dynamische Rekristallisation) ausgelöste Entfestigung erkennen lassen.

Bei vielen Werkstoffen treten Erholung und Rekristallisation je nach Prozessbedingungen in gemischter Form auf, was zu Teilrekristallisation und dementsprechend zu einer inhomogenen Mikrostruktur führt. Bei Warmformprozessen ist jedoch eine vollständige Rekristallisation des Materials und ein homogenes Gefüge angestrebt, um optimierte Bauteileigenschaften zu erhalten.

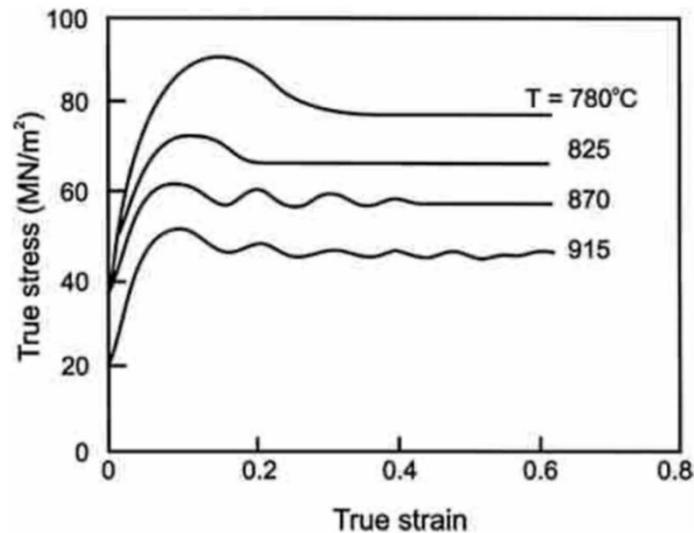


Abbildung 9: Temperatureinfluss auf die Spannung-Dehnungsverläufe für 0,68% C - Stahl im Stauchversuch. $\dot{\epsilon} = 1,3 \cdot 10^{-3} \cdot s^{-1}$ [24]

Neben Erholung und Rekristallisation findet während der Warmformung auch eine Phasenumwandlung statt. Bei Werkstoffen wie Stahl ist die Wechselwirkung zwischen Deformation, Erholung/Rekristallisation und Phasenumwandlung bei den thermomechanischen Behandlungen von besonders großer Bedeutung. Diese äußerst komplexen Vorgänge bleiben bis dato der Fokus vieler wissenschaftlicher Studien, um ein umfassendes Verständnis darüber zu erlangen [25].

2.2.2 Mikrostrukturentwicklung aufgrund Rekristallisation

Wie bereits erwähnt, erfolgt die Unterscheidung zwischen Warmumformung und Kaltumformung dadurch, ob die plastische Deformation oberhalb der Rekristallisationstemperatur stattfindet. Die Rekristallisationstemperatur wird als die Temperatur definiert, bei der ein kaltverformter Werkstoff innerhalb einer Stunde rekristallisiert, und hängt stark vom Material ab [22]. Während der plastischen Deformation wird ein Teil der Umformenergie in Form von neu gebildeten Versetzungen im Material gespeichert. Die Gebiete mit zunehmender Versetzungsdichte an den Korngrenzen wirken als Keime. Neue Korngrenzen werden durch die sich allseitig ausbreitenden Kristallisationsfronten der wachsenden Körner gebildet. Durch diesen Prozess wachsen neue sphärische Kristallite aus den alten Gefügen heraus. Die Bewegung der Korngrenzen durch Rekristallisation wird durch Verunreinigungen, Legierungselemente und nicht gelöste Partikel erschwert.

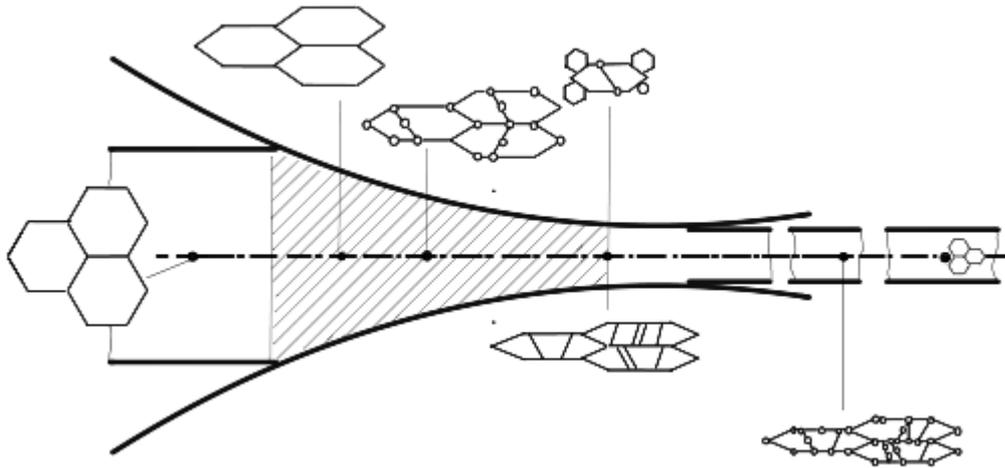


Abbildung 10: Rekristallisation während Walzprozess

Die Rekristallisationstemperatur hängt vom Vorumformungsgrad ab und beträgt etwa 0,4-mal die Schmelztemperatur des Metalls [2]. Nach vollständiger Rekristallisation ergibt sich ein homogenes Gefüge mit feineren Körnern. Die Größe der rekristallisierten Körner steigt mit zunehmender Temperatur und verringert sich mit zunehmendem Vorumformungsgrad.

Beim längeren Halten des Materials nach dem Abschluss der Rekristallisation über der Rekristallisationstemperatur findet Kornwachstum statt. Beim Walzen von Stahl erfolgt das Kornwachstum zwischen den Walzstichen so schnell, dass die mittlere Korngröße zu Beginn jedes Walzschrittes nahezu konstant bleibt [25].

Bei mehrstufigen Umformprozessen werden häufig sowohl die statische (SRX) als auch die dynamischen Rekristallationen (DRX) erwartet. Voraussetzungen für beide Arten der Rekristallisation sind das Erreichen der Rekristallisationstemperatur und der kritischen Dehnung ε_{krit} . Die kritische Dehnung für die Aktivierung der dynamischen Rekristallisation liegt etwas vor dem Peak Strain. Das Wachstum der neu gebildeten Körner ist ein nicht kontinuierlicher Prozess. Mit weiterer Deformation nimmt die Versetzungsdichte der neuen Körner wieder zu und schwächt die treibende Kraft des Kornwachstums. Demzufolge bleibt die Korngröße nach einer Wachstumsphase konstant [25]. Die resultierende Korngröße (**Abbildung 11**) hängt stark von der Fließspannung ab und nimmt mit abnehmender Spannung ab. Mathematische Modelle zur Beschreibung der Mikrostrukturentwicklung bzw. der Kinetik bei dynamischer Rekristallisation sind z.B. das Modell nach Sandström und Lagneborg [26] [27], Roberts und Ahlblom [28] sowie das Beynon & Sellars Modell [29].

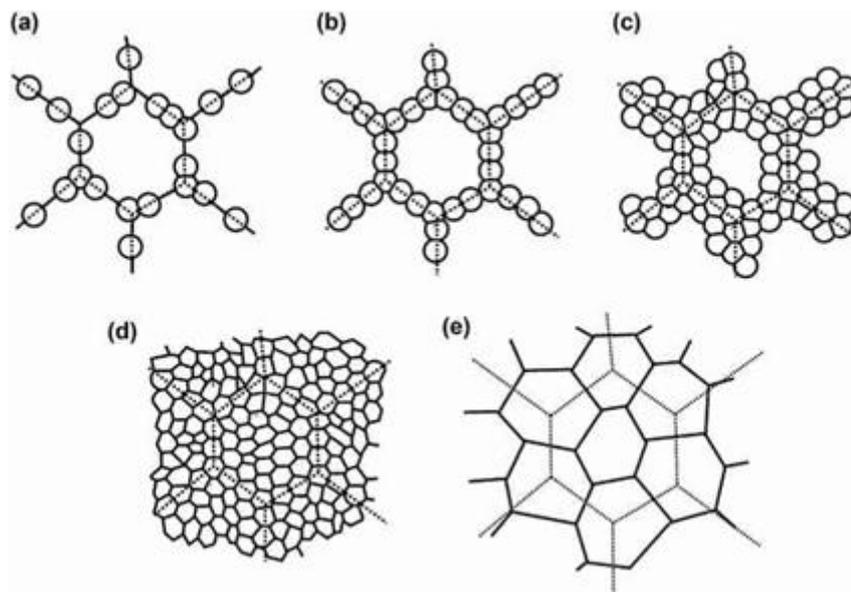


Abbildung 11: Mikrostrukturentwicklung bei dynamischer Rekristallisation. a - d: große Ausgangskorngröße; e: kleine Ausgangskorngröße. Korngrenze vor der Rekristallisation werden mittels gestrichelter Linie gekennzeichnet [30]

Beim Warmwalzprozess mit zahlreichen Walzstichen können aufeinanderfolgende Walzstufen SRX stattfinden. Die SRX ist abhängig vom Vorumformungsgrad, der initialen Korngröße und den Materialeigenschaften. Es ist auch entscheidend, ob bei der Warmumformung die kritische Dehnung für die Aktivierung der DRX bereits überschritten wird. Falls bereits DRX aktiviert wurde, gelten die Einflüsse der Dehnung und initialen Korngröße nicht mehr, da die Mikrostruktur bereits stark vom umgeformten Zustand abweicht. Zur Modellierung der SRX-Kinetik bei der Umformung gibt es zahlreiche Ansätze, wobei das Johnson-Mehl-Averami-Kolmogorov (JMAK) Modell [31] [32] [33] als das bekannteste mathematische Modell gilt.

Neben der statischen und dynamischen Rekristallisation gibt es auch die metadynamische Rekristallisation. Diese tritt auf, wenn die Umformung nach Erreichen der kritischen Dehnung für DRX abgebrochen wird und das Material weiterhin bei hoher Temperatur gehalten wird. In diesem Fall entsteht ein inhomogenes, teilweise rekristallisiertes Gefüge nach der Umformung. Nach der metadynamischen Rekristallisation enthält die resultierende Mikrostruktur drei Arten von Körnern – 1. feinere, rekristallisierte Körner, 2. gröbere, bereits gewachsene rekristallisierte Körner und 3. nicht rekristallisierte, jedoch erholte Körner.

2.3 Bedeutung und Evolution von duktiler Schädigung beim Kaliberwalzen

In der Bruchmechanik wird der Materialbruch als makroskopische Trennung eines Werkstoffs bezeichnet, die auf der Trennung von Atombindungen auf mikroskopischer Ebene basiert [34]. Die Lebensdauer eines metallischen Bauteils wird durch das Auftreten von Materialbrüchen oder die Bildung von makroskopischen Rissen bestimmt. In dieser Arbeit wird der Begriff

"Schädigungsevolution" verwendet, um die fortschreitenden mikroskopischen Prozesse zu beschreiben, die vor der makroskopischen Rissbildung oder dem Materialbruch stattfinden. Diese Prozesse werden als besonders bedeutsam erachtet, da die Lebensdauer eines Bauteils im Einsatz durch die Rate der Schädigungsentwicklung bestimmt wird.

Die physikalischen Prozesse, die bei der Schädigungsentwicklung auftreten, variieren je nach Art des Bruchs. Bei metallischen Werkstoffen sind zwei gängige Brucharten der Zähbruch und der Spröbruch. Die Schädigungsentwicklung beim Spröbruch ist oftmals mit inter- oder transkristalliner Spaltung verbunden, die durch die Bewegung von Versetzungen bedingt ist. Unter dem hochauflösenden Mikroskop präsentiert sich die Spröbruchfläche als glatte Kristallflächen, die aufgrund der Spaltung von Körnern entlang kristallographischer Ebenen entstanden sind (siehe **Abbildung 12a**). Der Spröbruch führt zu einem abrupten Verlust der Belastungstragfähigkeit, oft bei minimaler oder gar keiner plastischen Verformung.

Anders als beim Spröbruch durchgeht der Werkstoff beim Zähbruch vor dem Materialversagen eine Entfestigungsphase, welche sich durch einen Verfall des Spannungs-Dehnungsverlaufs nach der Verfestigung bis zum Bruch auszeichnen lässt. Die mikroskopischen Aufnahmen der Bruchfläche beim Zähbruch weisen hohlrumenthaltende Struktur auf (**Abbildung 12b**), welche auf einen unterschiedlichen Schädigungsentwicklungsprozess gegenüber dem Spröbruch hindeutet. Der fortschreitende Prozess des Verlustes an Materiallasttragfähigkeit bis hin zum Zähbruch wird als duktile Schädigung bezeichnet und betrifft nahezu alle metallischen Werkstoffe bei der Umformung. Die Entwicklung von duktiler Schädigung wird durch Faktoren wie Gefüge, chemische Zusammensetzung und Spannungsentwicklung (Lastpfad) maßgeblich beeinflusst.

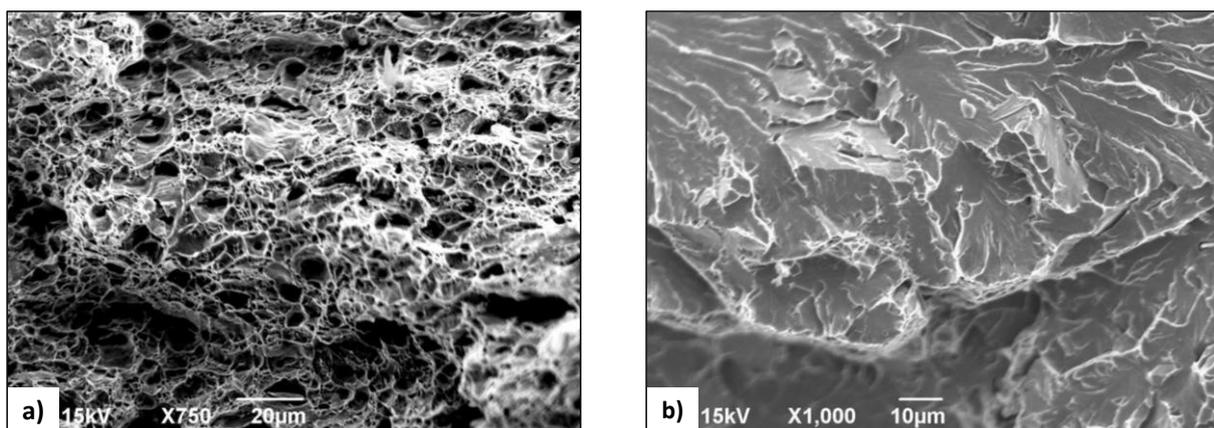


Abbildung 12: Aufnahme der Bruchfläche bei a) Zähbruch und b) Spröbruch mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) [35]

Im praktischen Einsatz von Bauteilen treten häufig die zuvor genannten Schädigungsmechanismen in gemischter Form auf und interagieren im Prozess der

Schädigungsentwicklung. Es ist beispielsweise möglich, dass Mikrorisse, die durch die Vereinigung von Poren entstanden sind, aufgrund der Kerbwirkung einen Sprödbruch auslösen [36]. In diesem Kontext gewinnt die Entwicklung von duktiler Schädigung immer mehr an Bedeutung. In den folgenden Abschnitten werden die Definition, die Mechanismen und die Beeinflussung der duktilen Schädigung detaillierter erläutert.

Porenbildung

Abbildung 13 veranschaulicht schematisch den fortschreitenden Prozess der duktilen Schädigung im Zusammenhang mit der makroskopischen Beobachtung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs beim klassischen einachsigen Zugversuch. Dieser Prozess besteht im Allgemeinen aus drei Phasen:

1. Die Porenbildung an materiellen Inhomogenitäten wie beispielsweise nicht-metallischen Einschlüssen. Während dieser Phase verfestigt sich der Werkstoff aufgrund plastischer Dehnung. Es gibt keine sichtbare Dehnungslokalisierung.
2. Das Wachstum der bereits existierenden Poren. Das Matrixmaterial verfestigt sich weiter bis zur maximalen Spannung (Peak Stress). Eine leichte Einschnürung tritt aufgrund starker Lokalisierung der Dehnung im zentralen Bereich der Probe auf.
3. Die Porenvereinigung oder Bildung von Mikrorissen. Ab der maximalen Spannung kann die umformungsinduzierte Materialverfestigung nicht mehr mit dem Verlust an Lasttragfähigkeit aufgrund der Schädigungsentwicklung Schritt halten. Der Werkstoff entfestigt sich drastisch bis zum Materialbruch oder bis makroskopische Risse auftreten.

Die gestrichelte Linie in **Abbildung 13** repräsentiert den Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines ideal reinen Metalls, das theoretisch keine Inhomogenitäten aufweist und nur in der Theorie existiert. Dieser Verlauf ist durch eine monotone Steigerung des Spannungs-Dehnungs-Verhältnisses gekennzeichnet und erreicht extrem hohe Dehnungen. Im Gegensatz dazu versagen die meisten realen Werkstoffe bei deutlich geringeren Dehnungen.

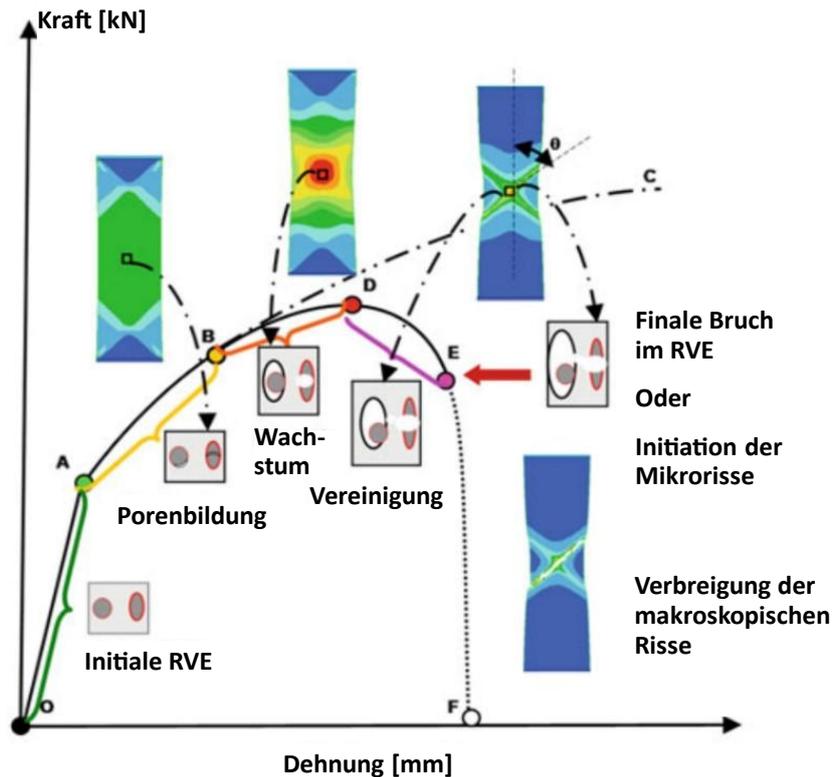


Abbildung 13: Entwicklung der duktilen Schädigung auf mikroskopische und makroskopische Ebene im einachsigen Zugversuch [37]

Wie oben beschrieben, lässt sich die Entwicklung der duktilen Schädigung durch Porenbildung bzw. Entstehung von freien Grenzflächen innerhalb des Materials initiieren. Bis dato sind bereits mehrere Mechanismen nachgewiesen, die zu Nukleation von Mikroporen in der Mikrostruktur führen. Bereits in früheren Studien von Tipper und Puttick [38] [39] wurde Porenentstehung aufgrund Partikel-Matrix-Dekohäsion (**Abbildung 14a**) an nicht metallischen Einschlüssen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) beobachtet. Die Ablösung des Matrixmaterials vom Partikel findet statt, wenn die Verbundfestigkeit der Partikel-Matrix-Grenzfläche von der Belastung überwunden wird. Die Untersuchung von Argon [40] zeigte, dass Mikroporen auch durch den Bruch von spröden Partikeln im Gefüge entstehen, wie in **Abbildung 14b** demonstriert wird. Porenentstehung durch Partikelbruch kommt nachweislich bei Zug-, Druck- und Torsionsbelastungen vor. Die dadurch entstandenen Mikrorisse stehen stets senkrecht zu der Richtung der max. Hauptdehnung [41]. Bei niedriglegierten Stählen wird Partikel-Matrix-Dekohäsion am häufigsten an nicht-metallischen Einschlüssen wie Mangansulfid beobachtet [42].

Die Entstehung von Poren tritt bereits bei sehr geringer Dehnung auf und ist daher beim Umformen kaum zu vermeiden. Laut einer Studie von Roberts [43] beträgt die kritische Dehnung für die Dekohäsion von Matrix-Partikel-Verbindungen während des Warmwalzens

von C-Mn-Stählen an MnS-Einschlüssen bei $\varepsilon_{krit} \leq 0,05$. Faktoren wie Größe, Form und Ausrichtung der Einschlüsse sowie die Festigkeit des Matrix-Partikel-Verbunds haben wesentlichen Einfluss auf die kritische Dehnung [44]. Während der Umformung tritt die Porenbildung vorzugsweise bei größeren Einschlüssen auf. Mit zunehmender Dehnung entstehen jedoch auch Poren an Einschlüssen kleinerer Größe. Durch Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) konnte die Porenbildung an Partikeln mit einem Durchmesser von nur wenigen Nanometern nachgewiesen werden [45].

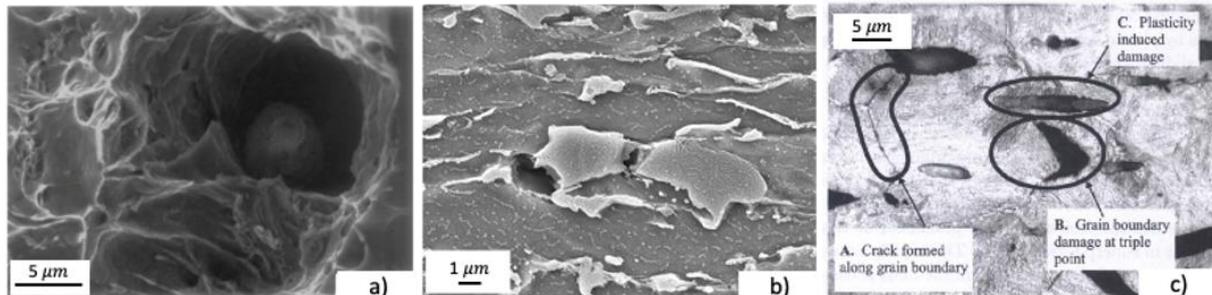


Abbildung 14: Porenentstehung durch a) Matrix-Partikel Dekohäsion [36] b) spröder Bruch von Partikel [46] und c) an die Korngrenze [47]

Neben den zuvor beschriebenen Mechanismen zur Porenbildung wurden in jüngerer Zeit weitere Mechanismen beobachtet. Bei reinem Metall entstehen beispielsweise Poren trotz fehlender Einschlüsse an mikrostrukturellen Grenzflächen wie Korngrenzen [48] oder durch plastische Verformung induzierten "cell block boundaries" [49]. Auch in Metalllegierungen, die Einschlüsse enthalten, können sich Poren neben Matrix-Partikel-Schnittstellen auch an Korngrenzen und "triple points" bilden, wie in **Abbildung 14c** dargestellt. Welche Porenbildungsmechanismen auftreten, hängt von der Mikrostruktur, der chemischen Zusammensetzung, der Temperatur sowie der Dehnrates ab [50]. Die Arbeit von Liu et al. [47] zeigte beispielsweise anhand eines MnS-haltigen Automatenstahls, dass die Porenbildung bei hoher Dehnrates (10 s^{-1}) vorzugsweise an Einschlüssen, bei niedriger Dehnrates ($0,1 \text{ s}^{-1}$) jedoch vorzugsweise an Korngrenzen stattfindet. In den letzten Jahrzehnten wurden verschiedene Modellierungsansätze zur Beschreibung bzw. Vorhersage der Porenbildung entwickelt. Modelle nach Gurland und Plateau [51], Fisher und Gurland [52] [53] sowie Argon et al. [40] zielen auf die Vorhersage der kritischen Spannung für die Porenbildung ab, basierend auf energetischen Betrachtungen bei der Entstehung von freien Oberflächen innerhalb des Materials (Kontinuummodelle). Zahlreiche weitere Modelle konzentrieren sich auf die Bewegung von Versetzungen an die Partikel-Matrix-Grenzfläche [54] [55] [56]. Die Versetzungsmodelle werden vorzugsweise bei kleineren Partikeln angewendet, die in etwa die Größe von Versetzungen haben, während die Kontinuummodelle in der Regel bei größeren Partikeln eingesetzt werden [57].

Porenwachstum und -vereinigung

Während des plastischen Fließens des Werkstoffs können Form, Position und Volumen der vorhandenen Mikroporen in Abhängigkeit von der Art der Belastung variieren. Bei einem einachsigen Zugversuch wurde eine kontinuierliche Zunahme des Porenvolumens beobachtet, die zu einer Lokalisierung der plastischen Dehnung führt. Das Porenwachstum ist ein energieintensiver Prozess, der nach Schätzungen von Shockey et al. [58] 87% der aufgebrauchten Energie verbraucht. Es gibt zwei wichtige Mechanismen für das Porenwachstum:

1. In einem Fall wachsen die vorhandenen Poren aufgrund der plastischen Verformung des Matrixmaterials.
2. In einem anderen Fall führt das Wachstum einer Pore zur Dekohäsion der Partikel-Matrix-Verbindung bei benachbarten, kleineren Partikeln.

Dieser Mechanismus des Porenwachstums wurde bereits in zahlreichen Studien [59] [42] beobachtet und zeichnet sich durch unregelmäßige Porenformen aus (siehe **Abbildung 15**).

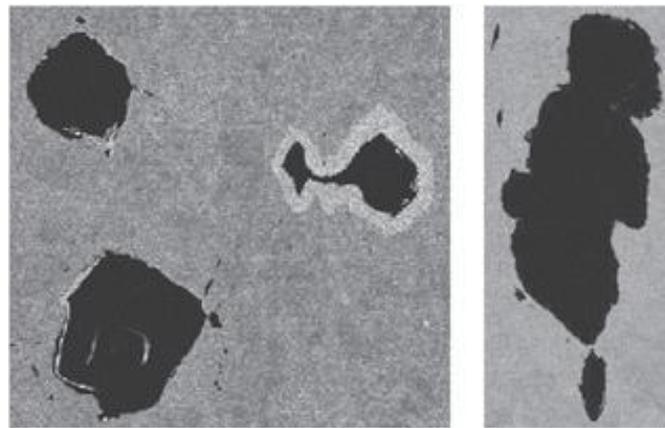


Abbildung 15: Irreguläre Porenformen aufgrund von Porenwachstum [60]

Die Rate des Porenwachstums hängt stark von der Anfangsgröße der Poren und dem Spannungszustand ab. Bei gleicher makroskopischer Dehnung nehmen größere Poren schneller an Volumen zu als kleinere Poren. Zahlreiche Studien legen nahe, dass sowohl die Wachstumsrate der Poren als auch die Porenform stark von der Mehrachsigkeit der Spannung beeinflusst werden [42].

Ein katastrophaler Verlust der Belastungstragfähigkeit tritt ab dem Beginn der Porenvereinigung auf. Dabei entstehen Mikrorisse durch die Vereinigung benachbarter Poren. Drei mögliche Mechanismen der Porenvereinigung sind bekannt - das Zusammenwachsen der Hohlräume (**Abbildung 16a**), die Bildung von Sekundärhohlräumen (**Abbildung 16b**) und die Bildung von Scherbändern (**Abbildung 16c**) [34].

Im ersten Fall verhält sich das Matrixmaterial zwischen zwei Poren wie reines Metall ohne Nukleationsquelle. Die Poren wachsen durch fortschreitende Einschnürung des Matrixmaterials zwischen den Poren zusammen. Die Querschnittsfläche des Bandes aus Matrixmaterial verkleinert sich kontinuierlich, ähnlich wie beim Zugversuch eines ideal reinen Metalls [61]. Wenn das Material zwischen den benachbarten Poren kleinere Partikel enthält, können weitere Porenbildungsprozesse ausgelöst werden. Dadurch entstehen Sekundärporen in der Scherzone zwischen den beiden größeren Poren. Das Band aus Sekundärporen bildet einen Riss, der die beiden Poren verbindet [59] [62]. Neben diesen beiden Mechanismen besteht auch die Möglichkeit, dass sich die wachsenden Poren durch den Scherbruch des eingeschnürten Bandes aus Matrixmaterial miteinander vereinigen. Dieser Mechanismus wurde ebenfalls in zahlreichen Studien durch Fraktographie experimentell identifiziert [63] [64].

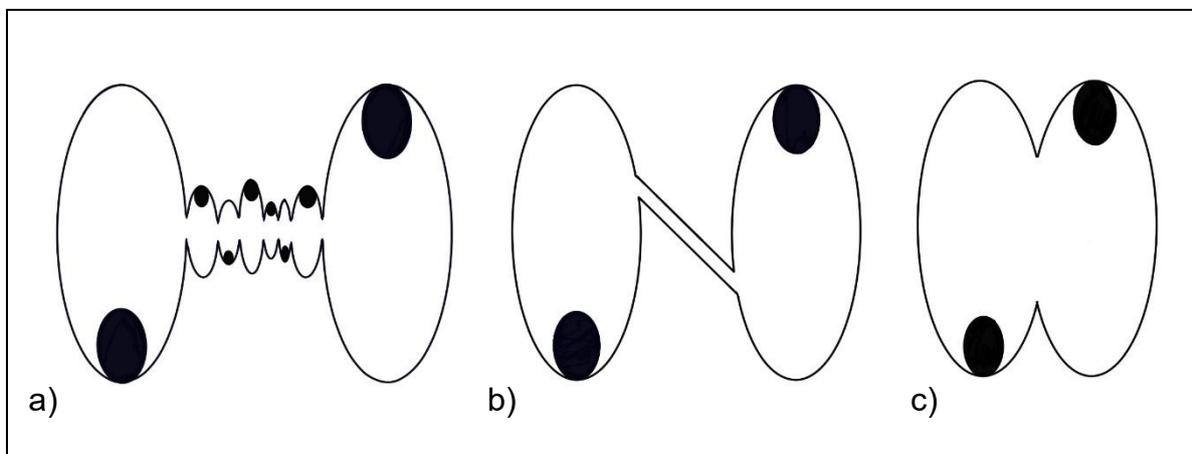


Abbildung 16: Mechanismen der Hohlraumvereinigung. a) Bildung von Sekundäre Hohlräumen b) Bildung von Scherbändern c) Zusammenwachsen der Hohlräume [34]

Bei Modellierungsansätzen zur mathematischen Beschreibung des Porenwachstums und der Porenvereinigung wird häufig das Kontinuumplastizitätstheorie eingesetzt. Als ein Beispiel stellte McClintock [65] ein Bruchkriterium vor, wobei das Wachstum und die Vereinigung zylindrischer Poren während der Umformung vorhergesagt werden. Ein Überblick der Modellierungsansätze von duktiler Schädigung wird in **Kapitel 2.4** gegeben.

Porenschluss während der Umformung

Bei der Schädigungsevolution während der Umformung kann nicht von einer reinen Zunahme der Schädigung ausgegangen werden. Analog zum Fall des Porenwachstums bei schädigungskritischen Spannungszuständen, wie beispielsweise Zugspannung, kann das Volumen einer bestehenden Pore bei "günstigen" Spannungszuständen auch reduziert werden. In diesem Fall tritt der sogenannte Porenschluss auf. Saby et al. [66] zeigten mittels

FE-Modellierung auf der Mesoebene, dass ein Lode-Parameter von Eins und eine Triaxialität von Null optimale Bedingungen für den Porenschluss darstellen. Neben dem Lastpfad wird der Porenschluss im Wesentlichen auch von der Porenmorphologie, d.h. Form und Ausrichtung der Pore, beeinflusst. Modelle bzw. Kriterien für den Porenschluss, wie beispielsweise die Arbeit von Tanaka et al. [67], wurden entwickelt und liegen skalenübergreifenden Modellierungen zugrunde.

2.3.1 Beeinflussung der Schädigungsevolution durch Lastpfad

Wie zuvor diskutiert, ist die Porenevolution von vielen Faktoren abhängig. Neben der Größe, Form und Verteilung der Einschlüsse spielen auch das Gefüge, die chemische Zusammensetzung und die Dehnrates eine wichtige Rolle. Ein sehr bedeutsamer Einflussfaktor auf die Schädigungsevolution, insbesondere im Hinblick auf das Prozessdesign, ist der Lastpfad. Dieser beschreibt die Historie des Spannungszustands eines Materialpunktes während der Umformung. Die Bedeutung des Lastpfads für die Schädigungsevolution wurde bereits in früheren Studien, wie beispielsweise den Arbeiten von Hancock und Mackenzie [68], Johnson und Cook [69] sowie Mirza et al. [70], hervorgehoben. In diesen Studien wurde festgestellt, dass die Duktilität von Proben mit Einkerbungen stark von der Kerbgeometrie abhängt. Um den Spannungszustand zu charakterisieren, führte zunächst McClintock [65] den dimensionslosen Parameter Triaxialität als entscheidenden Einflussfaktor für die Schädigungsevolution ein. Dieser wurde danach in zahlreichen weiteren Studien untersucht. Die Triaxialität bezieht sich auf das Verhältnis zwischen dem hydrostatischen Spannungsanteil σ_H und der Vergleichsspannung σ_V :

$$\eta = \frac{\sigma_H}{\sigma_V} \quad \text{Gl. 1}$$

Die Größe sowie das Vorzeichen der Triaxialität hängt im Wesentlichen von der Belastungsart ab, wobei es sich bei negativer Triaxialität um Druckspannung bzw. bei positiver Triaxialität um Zugspannung handelt. Bei gleicher Belastung lässt sich die Triaxialität durch die Probengeometrie einstellen, wie z.B. beim Zugversuch mit Rundvollproben lässt sich die Triaxialität durch Änderung der Kerbgeometrie beeinflussen. Bei der Triaxialitätseinstellung mittels Probengeometrie bleibt das Vorzeichen unverändert. Die ergebende Triaxialität lässt sich anhand von Methoden wie z.B. nach Bridgman [71] analytisch ermitteln.

Während frühere Studien zur Duktilität hauptsächlich auf einachsiger Zugbelastung bzw. positiver Triaxialität basierten, wurde der Fokus auf prozessnahe, komplexere Belastungsarten gelegt. Um dies zu ermöglichen, wurden Laborversuche mit höherer Komplexität entwickelt. Dabei werden Proben unter Zug-/Druckspannung mit Torsion umgeformt, um breitere Lastpfadspektren auch im negativen Triaxialitätsbereich abzubilden. Bao und Wierzbicki [72] ermöglichten mit innovativen Laborversuchen die Abbildung von

Triaxialität bis zum $-1/3$. Die experimentellen Ergebnisse zeigten eine Diskontinuität in Bezug auf die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Triaxialität. Während die Bruchdehnung bei negativer und stark positiver Triaxialität wie bisher bekannt mit steigender Triaxialität abnimmt, steigt sie im Bereich von $0 \leq \eta \leq 0,4$ mit der Triaxialität an. Eine mögliche Erklärung für dieses Phänomen liefert die Fraktographie der Bruchfläche, die einen Wechsel des Bruchmechanismus von duktiler Deformation zu Scherbruch beim Übergang von positiver zu negativer Triaxialität zeigt. Diese Studie beleuchtete einen neuen Forschungsaspekt, und eine Vielzahl von Studien [73] [74] [75] [76] legte nahe, dass die Triaxialität allein nicht ausreicht, um den Spannungszustand zu beschreiben. Es wurde vorgeschlagen, einen weiteren Parameter, das Lode-Parameter ξ , zur Charakterisierung des Spannungszustandes einzuführen.

Der Lode-Parameter ist ein normierter Parameter, der sich auf den Lode-Winkel [77] bezieht. In der Literatur existiert jedoch keine einheitliche Definition dieses Parameters. In dieser Arbeit wird die Formulierung gemäß **Gl. 2** verwendet. J_3 entspricht der dritten deviatorischen Spannungsinvariante, weshalb ξ in vielen Studien [78] [79] [80] als die normierte dritte deviatorische Spannungsinvariante bezeichnet wird.

$$\xi = -\frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_v^3} = -\frac{27}{2} \eta \left(\eta^2 - \frac{1}{3} \right) \quad \text{Gl. 2}$$

Der Lode-Parameter ist durch $\xi = \cos(3\theta)$ mit dem Lode-Winkel θ [77] verbunden und bewegt sich stets innerhalb des Bereichs $-1 \leq \xi \leq 1$. Die Charakterisierung des Spannungszustands durch die Triaxialität und den Lode-Parameter wird in **Abbildung 17** veranschaulicht. Hier wird der Spannungsvektor OP in der Haigh-Westergaard-Koordinate dargestellt. OP lässt sich in den hydrostatischen Teil ON und den deviatorischen Teil NP zerlegen, die jeweils der hydrostatischen Spannung σ_H und der Vergleichsspannung σ_V entsprechen. Die Bezugsebene für die Definition des Lode-Winkels θ variiert in der Literatur, beschreibt jedoch im Wesentlichen die Orientierung des Spannungsvektors in der Koordinate. Generell beschreibt die Triaxialität die Position und Größe des Spannungsvektors, während der Lode-Parameter die Unterscheidung zwischen Zug, Druck und Torsion ermöglicht [80].

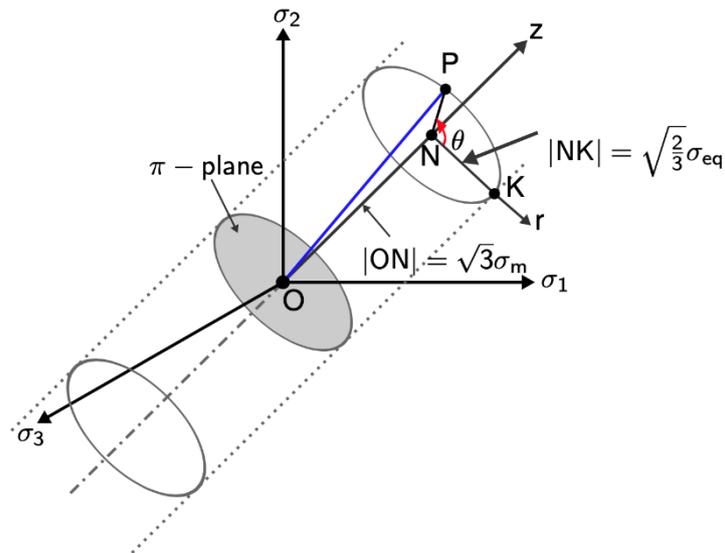


Abbildung 17: Darstellung der Fließzylinder in die Haigh-Westergaard-Koordinate [80]

Um ein möglichst breites Spektrum von Spannungszuständen abzudecken, ist eine sorgfältige Planung von Laborversuchen notwendig. Dies beinhaltet sowohl die Variation und gegebenenfalls Überlagerung von Belastungsarten als auch ein durchdachtes Design der Probengeometrie. **Abbildung 18** zeigt die resultierenden Spannungszustände bei häufig durchgeführten Laborversuchen [78]. Bei axialsymmetrischer Zug- oder Druckbelastung ergibt sich immer ein Lode-Parameter von $\xi = 1$ bzw. $\xi = -1$, während die Triaxialität durch die Probengeometrie variiert werden kann. Bei reiner Torsion ergeben sich $\eta = 0$ und $\xi = 0$. Um andere Spannungszustände in dem dargestellten Feld einzustellen, ist eine Überlagerung von Zug-/Druck- und Torsionsspannungen sowie eine Anpassung der Probengeometrie notwendig. Um dies zu ermöglichen, wurden in zahlreichen Studien innovative Laborversuche entwickelt, die flexiblere Einstellungen der Spannungen ermöglichten. Als Probengeometrien wurden in diesen Studien häufig Schmetterlingsproben [81] für die Blechumformung und gekerbte Voll- bzw. Hohlprofile [73] [82] für die Massivumformung verwendet.

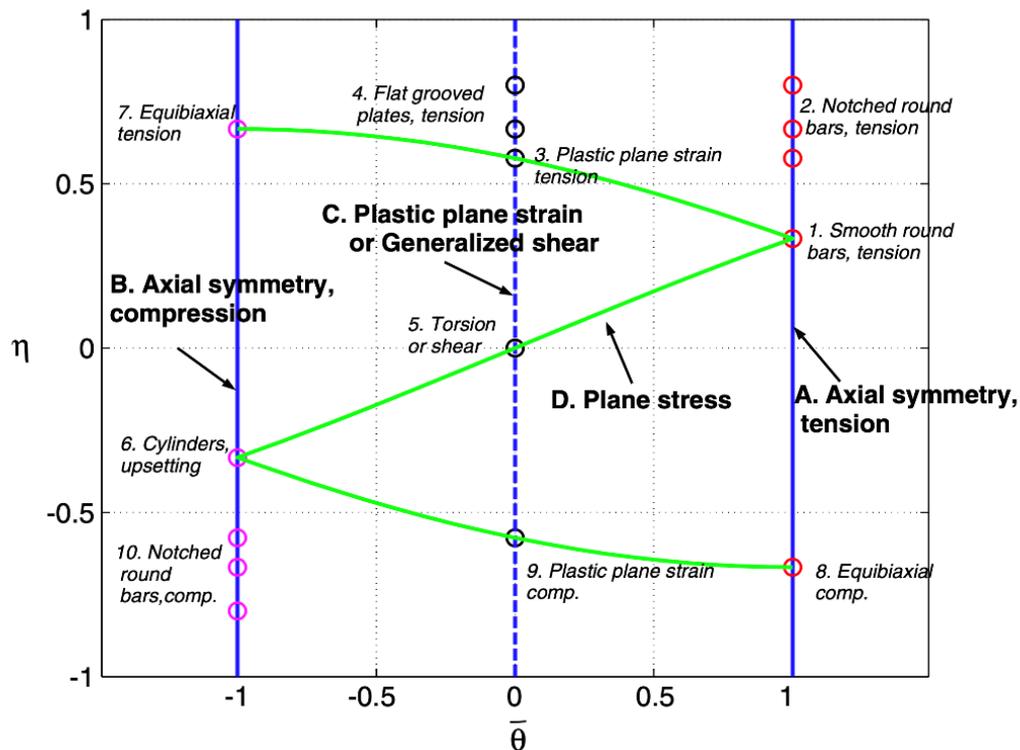


Abbildung 18: Feld der Spannungszustände in Zusammenhang mit den klassischen Laborversuchen [78]

Die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Triaxialität und dem Lode-Parameter wurde in vielen Studien [69] [78] [83] in Form einer dreidimensionalen Fläche, dem sogenannten 3D-Bruchlokus, anhand umfangreicher experimenteller Daten dargestellt. In **Abbildung 19a** werden zwei vorgeschlagene 3D-Bruchflächen als Beispiele gezeigt. In vielen früheren Studien [69] [83] wurde von einer um die Achse $\xi = 1$ symmetrischen Fläche ausgegangen. Neuere Studien, wie beispielsweise die Arbeit von Bai und Wierzbicki [78], legen jedoch eine unsymmetrische Fläche nahe, wie in **Abbildung 19b** dargestellt. Bemerkenswert ist, dass sich diese Art von Studien nur auf den makroskopischen Bruch konzentrieren, der durch den Verlust der Tragfähigkeit gekennzeichnet ist. Es bleibt jedoch unklar, wie sich die Schädigung in Abhängigkeit vom Lastpfad auf mikroskopischer Ebene entwickelt und welche Schädigungsmechanismen eine Rolle spielen.

Angesichts dieser Fragestellungen wurde der Zusammenhang zwischen Lastpfad und Schädigungsentwicklung in einer Vielzahl von Studien in den Fokus gerückt. Methodisch wird dabei häufig die mikroskopische FE-Modellierung von Einheitsvolumen mit Poreninhalt verwendet. Dies ermöglicht es, die Entwicklung des Porenvolumens während der einzelnen Phasen der Schädigungsentwicklung, also die Entstehung, das Wachstum und die Vereinigung von Poren bei der Umformung in Abhängigkeit vom Lastpfad, darzustellen.

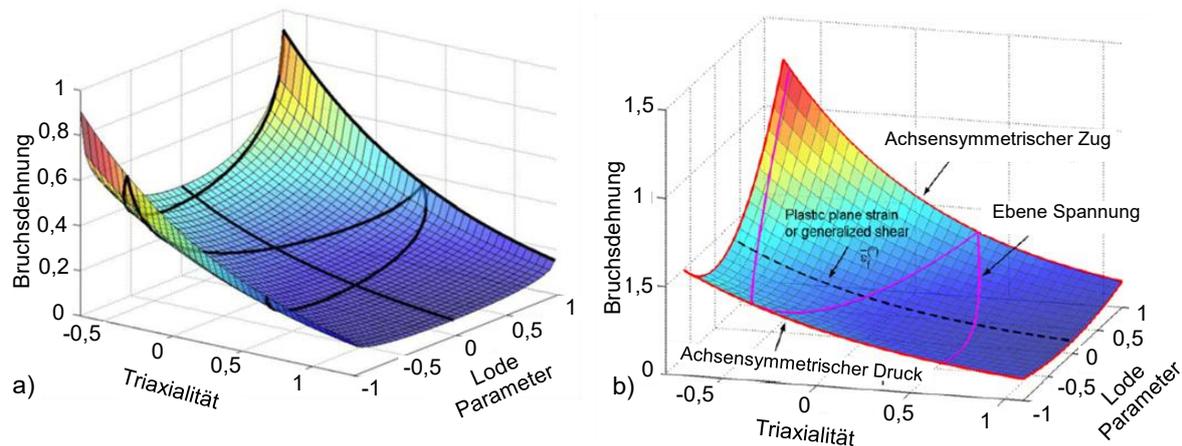


Abbildung 19: 3D-Bruchlokus in Abhängigkeit von der Triaxialität nach a) Wierzbicki und Xue [83] [81] und b) Bai und Wierzbicki [78]

Needleman [84] entwickelte ein numerisches Kontinuummodell für die Partikel-Matrix-Grenzfläche zur Vorhersage der kritischen Dehnung für die Porenentstehung ε_N durch Ablösung des Partikel-Matrix-Verbundes. Hierbei wurde die Triaxialität als das steuernde Parameter für ε_N angenommen. Pathak et al. [85] berücksichtigten neben der Triaxialität auch das Lode-Parameter und konnten mittels Röntgentomographie an Mehrphasenstählen (**Abbildung 20a**) zeigen, dass auch das Lode-Parameter ε_N beeinflusst. Auf Grundlage der experimentellen Daten erweiterten sie das Porenentstehungskriterium von Chu und Needleman in ihrer Studie [86] und schlugen eine neue 3D-Fläche zur Darstellung der Lastpfadabhängigkeit der kritischen Dehnung für die Porenbildung vor (**Abbildung 20b**). Eine ähnliche Aussage wurde auch in der Studie von Yu [87] getroffen, in der der vollständige Prozess der Partikel-Matrix-Dekohäsion modelliert wurde. Die numerische Untersuchung deutete darauf hin, dass sowohl der Ort der Poreninitiierung als auch der vollständigen Ablösung der Partikel vom Matrixmaterial im Wesentlichen vom Lastpfad abhängen. In beiden Studien wurde analog zum makroskopischen Bruchlokus (**Abbildung 20b**) eine Abschwächung des Einflusses des Lode-Parameters mit steigender Triaxialität beobachtet. Needleman [84] schlägt vor, dass eine Änderung des Lastpfades auch eine Änderung des Mechanismus der Porenbildung bewirken kann. Seine Studien legen nahe, dass die Ablösung von Partikel-Matrix vorzugsweise an einem gestreckten Einschluss auftritt, wenn dieser quer zur Hauptbelastungsrichtung liegt, während der Partikelbruch der dominierende Mechanismus ist, wenn der Partikel parallel zur Hauptbelastungsrichtung ausgerichtet ist.

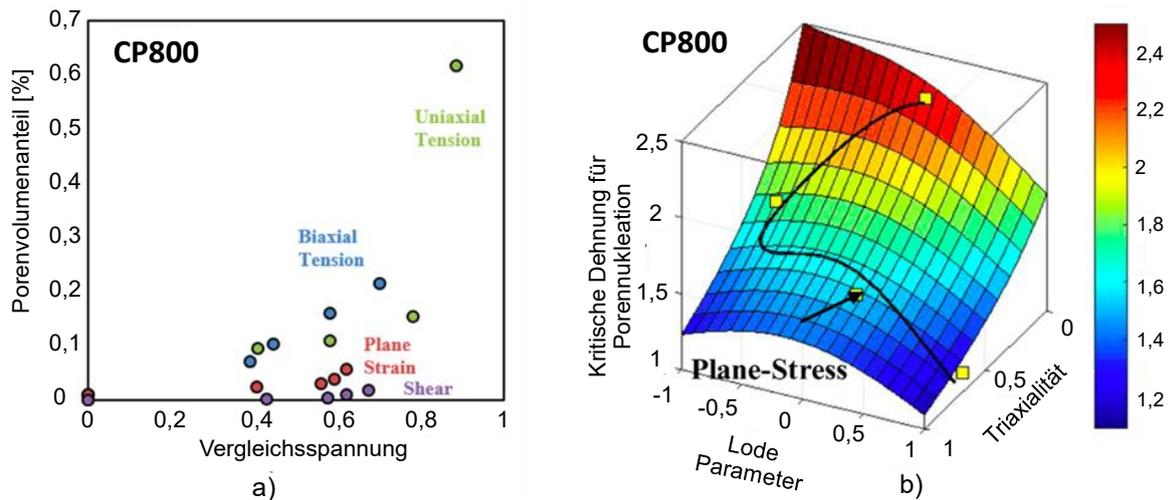


Abbildung 20: a) Schädigungsevolution bei unterschiedlichen Belastungsarten mittels Röntgentomographie. [85] b) Kritische Dehnung für Porenbildung in Abhängigkeit von Triaxialität und Lode Parameter [88]

Der Einfluss des Lode-Parameters auf die Porenbildung und das Porenwachstum ist in zahlreichen Studien belegt. Zhang et al. [89] demonstrierten in einer numerischen Untersuchung des repräsentativen Volumenelements (RVE), in dem eine sphärische Pore unter verschiedenen Kombinationen von Triaxialität und Lode-Parameter belastet wurde, dass sowohl die Wachstumsrate der Poren als auch die kritische Dehnung durch den Lode-Parameter beeinflusst werden. Ähnliche Beobachtungen wurden von Barsoum und Faleskog [90] sowie Gao und Kim [91] gemacht.

Brüinig et al. [92] erweiterte die RVE-Untersuchung einer sphärischen Pore durch die Berücksichtigung eines breiteren Spektrums von Lastpfaden, wobei die Triaxialität im Bereich $-1 \leq \eta \leq 3$ und der Lode-Parameter im Bereich $-1 \leq \xi \leq 1$ variiert wurden. Laut dieser Studie hat der Lode-Parameter nur bei $\eta \leq 1/3$ einen signifikanten Einfluss auf die Porenform. Bei hoher Triaxialität ($\eta = 1$) bleibt die Pore nach der Vergrößerung nahezu sphärisch, während eine negative Triaxialität ($\eta = -1$) immer zu einer Reduzierung der Porengröße führt. Die Änderungen in der Porenform und dem Porenvolumen in Abhängigkeit von der Triaxialität und dem Lode-Parameter sind in **Abbildung 21** dargestellt.

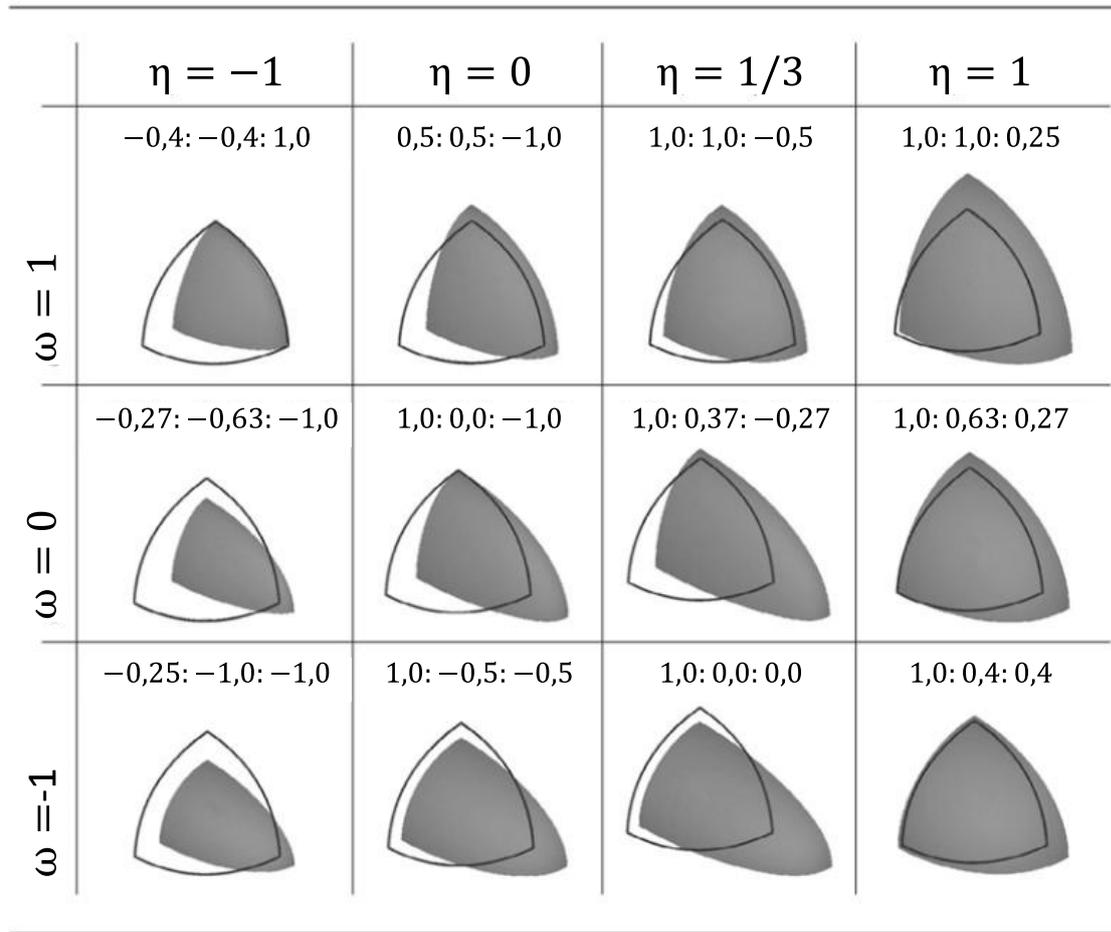


Abbildung 21: Änderung der Porenform und des Porenvolumens in Abhängigkeit von dem Spannungszustand mittels einer RVE-Untersuchung [92]

2.3.2 Einfluss der Rekristallisation auf Schädigungsevolution

Wie bereits in **Kapitel 2.2.1** erörtert, treten bei der Warmumformung thermisch aktivierte Mechanismen wie Erholung und Rekristallisation im metallischen Material auf. Diese bewirken mikroskopische und makroskopische Veränderungen im Vergleich zur Kaltumformung. Insbesondere die Rekristallisation verändert die Mikrostruktur des Werkstoffs und interagiert während des Umformprozesses mit der Entwicklung von Schäden. Aufgrund der mikrostrukturellen Evolution, hauptsächlich durch die Rekristallisation, ist bei der Warmumformung eine unterschiedliche Entwicklung von Schäden zu erwarten.

Eine Abhängigkeit der Werkstoffduktilität von der dynamischen Rekristallisation (DRX) ist seit langem bekannt. In den Studien von White und Rossard [93] sowie Sunter und Burman [94] wurde eine Steigerung der Duktilität mit erhöhter DRX bei Warmformung beobachtet. Basierend auf dem immer tiefergehenden Verständnis über Schädigungsevolution und das immer größere Interesse zur Schädigungskontrolle in der Industrie erhält der Einfluss der Rekristallisation auf duktile Schädigung immer mehr Aufmerksamkeit in der Forschung.

Wie bereits erwähnt, ist die Rekristallisation mit der Migration von Korngrenzen assoziiert. In diesem Prozess entstehen aus den verformten Körnern feinere, homogen verteilte Körner, wodurch das Material nach der Rekristallisation an Festigkeit verliert. Die kleinere Korngröße wirkt sich je nach dem betrachteten Schädigungsmechanismus unterschiedlich aus. DeMelfi [95] vermutete auf Basis von Untersuchungen an γ -TiAl, in den Poren überwiegend an Korngrenzen entstehen, dass kleinere Körner die Porenbildung begünstigen. Dies sei auf die erhöhte Anzahl von Gleitvorgängen an den Korngrenzen sowie der Rotation der Körner zurückzuführen. Noell et al. [96] zeigten jedoch durch EBSD- und REM-Messungen, dass die durch Versetzungen induzierte Porenbildung in hochreinem Aluminium durch die Dynamische Rekristallisation (DRX) verhindert wird.

Bei den meisten duktilen Werkstoffen, wie beispielsweise Stahl, entstehen Poren hauptsächlich durch die Dekohäsion der Grenzfläche zwischen (nicht-metallischen) Einschlüssen und dem Matrixmaterial. In diesem Zusammenhang wurde in zahlreichen Studien eine schädigungshemmende Wirkung der Dynamischen Rekristallisation (DRX) berichtet. Shang et al. [97] und Gao et al. [98] führten experimentelle Untersuchungen von Warmzugversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen durch und stellten fest, dass DRX eine entscheidende Rolle in der gesamten Evolution der Schädigung spielt. Die entfestigende Wirkung der DRX löst die Spannungslokalisierung auf und verhindert somit den Prozess der Porenbildung, des Porenwachstums und der Porenvereinigung.

Wenn die Rekristallisation unter bestimmten Bedingungen nur teilweise im Matrixmaterial stattfindet (siehe **Abbildung 22a**), wird lediglich der angrenzende Teil der Pore von der Weiterentwicklung abgehalten. In diesem Fall dehnt sich die Pore in eine bestimmte Richtung aus und die Porenmorphologie wird dadurch von der DRX beeinflusst [97]. Bei vollständiger DRX (**Abbildung 22b**) wird die Ausbreitung der Pore während der Rekristallisation aus allen Richtungen verhindert, sodass weder das Porenvolumen noch die Porenform in dem sonst üblichen Maße verändert werden. Nach der Rekristallisation wird die Pore entlang der Zugrichtung gestreckt und es entstehen am Versuchsende vorwiegend wurmförmige Poren.

Imran et al. [99] untersuchten den Einfluss der DRX auf die Partikel-Matrix-Dekohäsion durch numerische Simulation eines repräsentativen Volumenelements (RVE). Sie entwickelten ein Kontinuummodell und setzten das bekannte Beynon-Sellars Modell zur Vorhersage des DRX-Anteils ein. Die mikroskopische Simulation bestätigte die Verhinderung der Porenbildung und des Porenwachstums durch DRX.

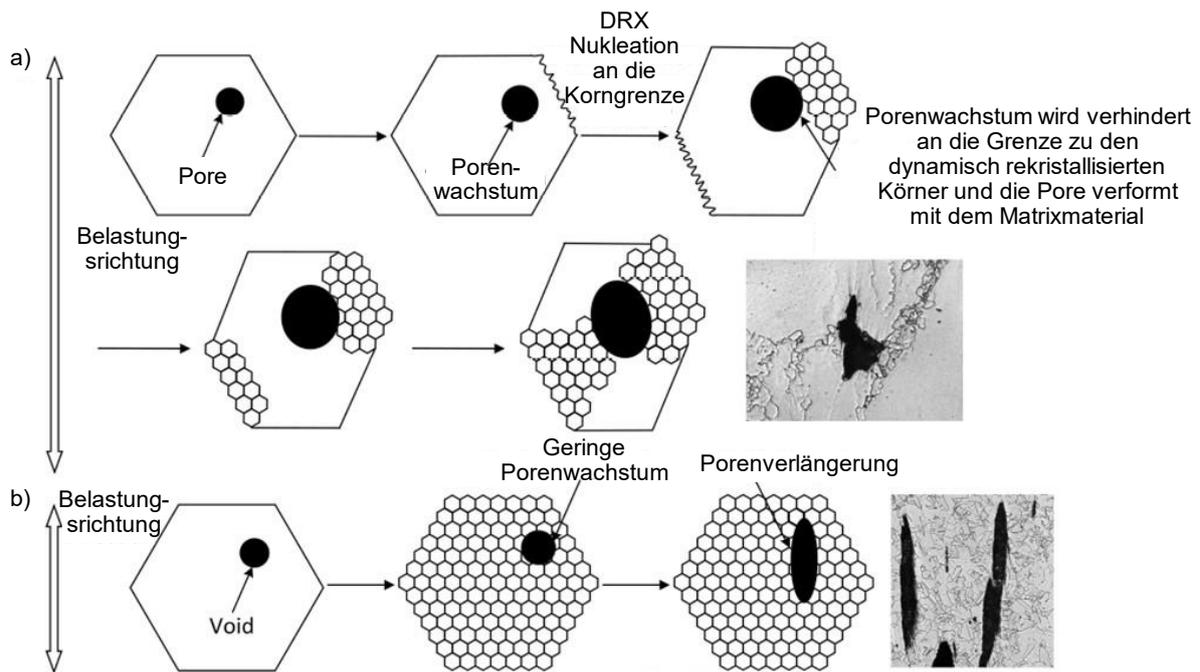


Abbildung 22: Wechselwirkung zwischen Porenevolution und DRX im Warmzugversuch mit a) Teilrekristallisation und b) vollständiger Rekrystallisation [97]

2.3.3 Einfluss von Schädigung auf Leistungsfähigkeit

Die Leistungsfähigkeit eines mechanischen Bauteils bestimmt seine Lebensdauer im Einsatz, in dem das Bauteil je nach Anwendungsfall unter verschiedenen Belastungsarten dauerhaft belastet wird. Bei der Konstruktion eines Bauteils muss einerseits eine ausreichende Sicherheitsreserve gewährleistet werden, andererseits sollte eine möglichst hohe Effizienz hinsichtlich des Materialverbrauchs angestrebt werden. Hierbei spielen neben einer cleveren Bauteilkonstruktion auch die intrinsischen Eigenschaften des Bauteils eine entscheidende Rolle.

Zur Charakterisierung der Leistungsfähigkeit eines Bauteils existieren eine Vielzahl von Prüfmethoden. Ermüdungsversuche ermöglichen beispielsweise die Bewertung der Dauerfestigkeit eines Bauteils bei zyklisch wechselnder Last, die in vielen Fällen die reale Belastung während des Einsatzes simuliert. Während eines Ermüdungstests wird der sogenannte Ermüdungsschädigungsprozess hervorgerufen, welcher aus den Phasen der Rissbildung, Rissausbreitung und des Restbruchs besteht [34].

Eine Korrelation zwischen Dauerfestigkeit und Materialschädigung wurde bereits in den Studien der 70er Jahre etabliert. Defekte wie Poren, Risse und Einschlüsse, die während des Gießprozesses entstanden sind, wurden als Mikrokerben innerhalb des Materials betrachtet und in Ermüdungsmodellen wie [100] und [101] durch Einführung eines Kerbfaktors berücksichtigt. In den weiterführenden Studien von Murakami und Endo [102] [103] wurde

der Einfluss der mikroskopischen Schädigung mittels eines Spannungsintensitätsfaktors modelliert, wobei die Schädigungsgröße berücksichtigt wurde. Alle diese Studien gingen davon aus, dass Schädigungen die Dauerfestigkeit beeinträchtigen. Denn Schädigungen wie Gussporen und Einschlüsse fungieren nachweislich als Ausgangspunkte für Mikrorisse und lösen somit Ermüdungsschäden aus. Diese negative Auswirkung auf die Leistungsfähigkeit nimmt jedoch mit abnehmender Schädigungsgröße ab [104].

In neueren Studien wurde die negative Auswirkung von Gussporen auf die Leistungsfähigkeit durch uniaxiale [105] und Torsionsbelastungen [106] bei Ermüdungstests mit anschließenden SEM-Messungen bestätigt. In all den genannten Studien wurden Poren mit einem Durchmesser von mindestens 40 μm berücksichtigt. Des Weiteren wurden in diesen Studien zur Ermittlung des Einflusses von Schädigungen auf die Leistungsfähigkeit eine oder wenige Poren künstlich im Material platziert. Die Entwicklung der Schädigung bzw. der mögliche Einfluss der Porosität, der Verteilung und Morphologie von Mikroporen wurden dabei nicht berücksichtigt.

Die negative Auswirkung der Porosität auf die Dauerfestigkeit wurde in jüngster Zeit anhand von Betonstudien von Vicente et al. [107] nachgewiesen. Allerdings gibt es derzeit nur wenige solche Studien für duktile metallische Werkstoffe, in denen die durch den in **Kapitel 2.3** beschriebenen Entwicklungsprozess entstandenen Vorschädigungen nur wenige Mikrometer groß sind und sich bei der Warmumformung sogar im Nanometerbereich befinden. Diese durch die Umformung induzierten Mikroporen entwickeln sich und sammeln sich während des Umformprozesses abhängig von der Umformhistorie und fungieren als potenzielle Auslöser von Ermüdungsschäden während des Einsatzes des Bauteils. In Studien wie beispielsweise [108] und [109], in denen der Einfluss der Umformhistorie auf die Dauerfestigkeit untersucht wurde, lag der Fokus jedoch auf den mikrostrukturellen Entwicklungen.

Der Einfluss der durch Umformung induzierten Vorschädigung auf die Dauerfestigkeit von metallischen Werkstoffen wurde erstmals von Tekkaya et al. [110] hervorgehoben. Sie untersuchten Komponenten aus dem Werkstoff 16MnCr5, die in Kaltumformprozessen, wie Kaltfließpressen und Biegen, hergestellt wurden und Mikroporen von $\leq 5 \mu\text{m}$ enthielten. Durch gezieltes Prozessdesign und -steuerung konnte die Schädigung variiert und von anderen Effekten wie Eigenspannungen getrennt werden. Signifikante Unterschiede in der Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von der Menge und Verteilung der Mikroporen wurden aufgezeigt und eröffnen damit neue Forschungsperspektiven.

Aufbauend auf diesen Erkenntnissen führten Möhring und Walther systematische Untersuchungen durch, um den Einfluss der durch Umformung induzierten Schädigung auf die Leistungsfähigkeit des gleichen Werkstoffs mittels Dauerschwingversuchen mit Stauch- bzw.

Stauch-Zug-Belastung [111] sowie Torsionsbelastung [112] zu ermitteln. Die experimentellen Daten bestätigten, dass die Schädigung die Leistungsfähigkeit des Bauteils wesentlich beeinflusst. Allerdings hängt dieser Einfluss von der Art der Belastung ab - bei Stauchbelastung tritt eine gravierende Materialdegradierung bei höherer Schädigung auf, während bei Zug- und Torsionsbelastung keine deutliche Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von der Schädigung beobachtet wurde. In diesen einleitenden Studien wurden weitere Fragestellungen hinsichtlich der Wechselwirkungsmechanismen zwischen duktiler Schädigung und Dauerfestigkeit sowie der Rolle der Anisotropie angemerkt.

2.4 Vorhersage von Schädigungsevolution

Die Vorhersage von Materialschädigungen ist ein besonders wichtiges Thema für die Fertigungsindustrie, da sie angesichts des heutigen, immer höheren Qualitätsanspruchs an metallische Komponenten bei der Konstruktion und Prozessauslegung berücksichtigt werden muss. Dank des fortgeschrittenen und weit verbreiteten Einsatzes von Finite-Elemente-Analysen, besteht heute ein wachsendes Interesse an der Entwicklung von Schädigungsmodellen, die eine Visualisierung der Schädigungsentwicklung auf mikroskopischer Ebene ermöglichen. Diese mathematischen Modelle können je nach Komplexitätsgrad mit mehr oder weniger Aufwand programmiert und in Prozesssimulationen integriert werden. Sie ermöglichen bereits in hohem Maße eine präzise Vorhersage des Auftretens von makroskopischen Schädigungen, wie Rissen und Brüchen.

Die bisher vorhandenen mathematischen Ansätze zur Modellierung von Schädigungen bei duktilen Werkstoffen lassen sich grundsätzlich in Bruchkriterien und Schädigungsmodelle unterteilen. Bruchkriterien zielen auf die Vorhersage des Materialbruchs ab, also das Auftreten von makroskopischen Rissen. Dabei wird in der Regel ein kritischer Schädigungswert eingeführt, bei dessen Erreichen der Materialbruch eintritt. Dies kann entweder ein dimensionsloser Schädigungsparameter oder die kritische Bruchdehnung sein. Bemerkenswert ist, dass bei den Bruchkriterien der Einfluss der Schädigungsevolution auf die Materialeigenschaften, wie beispielsweise die durch die Schädigung verursachte makroskopische Entfestigung, nicht berücksichtigt wird.

Im Gegensatz dazu konzentrieren sich Schädigungsmodelle auf die Darstellung der Schädigungsevolution und ermöglichen eine sogenannte "Rückkopplung" der Schädigung auf das Fließverhalten. Daher ist bei den Schädigungsmodellen von einer realitätsnäheren Vorhersage auszugehen. Die Herausforderung dabei liegt jedoch in den deutlich höheren Implementierungs- und Rechenaufwänden im Vergleich zu den Bruchkriterien.

2.4.1 Bruchkriterien für metallische Werkstoffe

Mit dem Ziel, die Duktilität von Werkstoffen zu beschreiben, entstanden aus früheren Studien zahlreiche phänomenologische Bruchkriterien mit relativ einfacher Formulierung. In Übereinstimmung mit der konventionellen Mises-Fließfunktion, der Theorie des plastischen Potentials sowie der Fließregel, wird die Degradation des Werkstoffs als eine Zeitintegration der Spannung beschrieben. Als maßgebende Spannungsparameter werden bei Freudenthal [113] die Vergleichsspannung, bei Cockroft und Latham [114] die maximale Hauptspannung und bei Brozzo et al. [115] die maximale Hauptspannung und die hydrostatische Spannung verwendet. Der kritische Wert, bei dem der Materialbruch eintritt, wird als eine materialabhängige Konstante angenommen und muss experimentell identifiziert werden.

Bei den oben genannten Bruchkriterien wurde die fortschreitende Materialdegradierung aus rein energetischer Sicht ohne Rücksicht auf die Schädigungsentwicklung betrachtet. Demgegenüber wurde das Bruchkriterium nach Oyane [116] von der mikroskopischen Betrachtung der Schädigungsentwicklung, i.e. Entstehung, Wachstum und Vereinigung von Poren, motiviert. Als maßgebende Spannungsparameter gilt die Spannungstriaxialität, welche bekannterweise die Schädigungsevolution beeinflusst.

Bruchkriterien, die auf Schädigungsmechanismen basieren und die Schädigungsevolution aufgrund der Kontinuumtheorie beschreiben, wurden von McClintock [65] und Rice und Tracy [117] entwickelt. In McClintocks Arbeit wurde die Schädigungsevolution anhand von zylindrischen Poren mit elliptischem Querschnitt analysiert. Diese Poren sind von solidem Matrixmaterial umgeben und ihre Achsen sind parallel zur Belastungsrichtung ausgerichtet. Per Definition tritt ein Materialbruch auf, wenn sich eine gewachsene Pore durch Einschnürung des Matrixmaterials mit einer benachbarten Pore vereinigt. Bei der Formulierung des McClintock-Kriteriums wurden Einflüsse der Triaxialität, der Kaltverfestigung sowie der Porenform und -verteilung berücksichtigt. Das Kriterium von Rice und Tracy ermöglicht die Vorhersage der Entwicklung von sphärischen Poren in ähnlicher Weise. Als eine Erweiterung dieser Arbeiten wurde ein Bruchkriterium von Hancock und Mackenzie [68] vorgestellt, das neben dem Wachstum von sphärischen Poren auch den Anfangsporenvolumenanteil sowie kritische Dehnungen für Porennukleation berücksichtigt.

Mittlerweile wurden auf Basis von experimentellen Daten zahlreiche empirische Bruchkriterien entwickelt. Johnson und Cook [69] erarbeiteten ein Bruchkriterium basierend auf Zug- und Torsionsversuchen, mit dem Ziel, die fortschreitende Materialdegradierung als Folge der Schädigungskumulierung in Abhängigkeit von der Triaxialität zu beschreiben. Le Roy et al. [118] nutzten Zugversuche und REM-Messungen, um die Entstehung und das Wachstum von Poren mathematisch zu beschreiben. Auf dieser Grundlage wurde ein Bruchkriterium abgeleitet. Bao und Wierzbicki [72] führten Laborversuche unterschiedlicher Art durch, um

einen breiteren Bereich der Triaxialität zu erzielen. Sie zeigten, dass die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Triaxialität in drei Regime unterteilt werden kann. Auf Grundlage dieser Arbeit und der Arbeit von Bai und Wierzbicki [78] wurde ein Bruchkriterium entwickelt, das im Prinzip einen 3D-Bruchloкус mit monotoner Triaxialitätsabhängigkeit und unsymmetrischer Lode-Abhängigkeit darstellt. Bai und Wierzbicki [119] präsentierten einen weiteren, etwas unkonventionellen Ansatz. Sie modifizierten das ursprünglich für spröde, nicht-metallische Werkstoffe wie Beton entwickelte Mohr-Coulomb Kriterium für die Anwendung bei duktilen Werkstoffen. Dieses Kriterium ermöglicht eine präzise Vorhersage des Ortes und der Ausrichtung der Rissentstehung bei Prozessen unter monotoner Belastung mit ebenem Spannungszustand.

2.4.2 Modelle zur Vorhersage der Schädigungsevolution

Wie bereits erwähnt, unterscheiden sich die Schädigungsmodelle von den Bruchkriterien vor allem dadurch, dass sie den Einfluss der Schädigungsentwicklung auf die mechanischen Eigenschaften, insbesondere das Fließverhalten, berücksichtigen. Bei der mathematischen Formulierung dieses Prozesses gibt es generell zwei Ansätze.

Mikromechanische Modelle beschäftigen sich mit der Darstellung von Schädigungsprozessen, analog zu den Bruchkriterien nach McClintock [65] und Rice und Tracy [117]. Eines der am häufigsten verwendeten mikromechanischen Schädigungsmodelle ist das Gurson-Tvergaard-Needleman-Modell, bekannt als GTN-Modell. Dieses Modell ist eine Zusammenführung der Pionierarbeiten von Gurson, Tvergaard und Needleman und wird bis heute weiterentwickelt. Gurson [120] entwickelte das konstitutive Materialmodell, das dem GTN-Modell zugrunde liegt, für poröses Material. Die Analyse gilt für Werkstoffe mit Poren, wobei das inkompressible Matrixmaterial der Von Mises Fließregel unterliegt. Es wird angenommen, dass sich das Porenvolumen unter dem Einfluss von hydrostatischen Spannungen während der Umformung ändert und dabei stets sphärisch bleibt. Die duktile Schädigung wird über den Porenvolumenanteil f erfasst. Der neu berechnete Porenvolumenanteil wird als Input für die Berechnung des Fließpotenzials verwendet, wodurch das plastische Verhalten kontinuierlich aktualisiert wird.

Das Gurson-Modell berücksichtigt jedoch keine Porenbildung und -vereinigung, sondern nur das einfachste Szenario für das Porenwachstum. Tvergaard und Needleman optimierten und erweiterten das Modell hinsichtlich der Porenbildung und -vereinigung. Basierend auf dem von Rogers [59] diskutierten Mechanismus der Porenbildung bei ebener Dehnung [121] und Achsensymmetrie [122] wurden weitere Konstanten (q_1, q_2, q_3) in das Gurson-Fließmodell eingeführt, um eine verbesserte und flexiblere Vorhersage des makroskopischen Fließverhaltens zu ermöglichen. Die Modellerweiterung hinsichtlich der Porenbildung wurde von Chu und Needleman [88] durchgeführt, wobei das Schädigungsincrement nun von dem

Porenwachstum und der Porenbildung abhängt. Ein Kriterium für die Porenbildung wurde darauf basierend vorgeschlagen. Die katastrophalen Auswirkungen der Porenvereinigung auf die Tragfähigkeit des Werkstoffs wurden von Needleman [123] ergänzt, wobei eine typische kritische Dehnung für die Porenvereinigung von 0,15 angenommen wurde. Neben den auf Mechanismen basierenden Erweiterungen gibt es zahlreiche Modifikationen des GTN-Modells, die Werkstoffeigenschaften berücksichtigen, wie zum Beispiel Erweiterungen hinsichtlich der Anisotropie von Benzerga et al. [124] [125] und Rivalin et al. [126].

Eine wesentliche Schwäche des GTN-Modells besteht in der unzureichenden Vorhersagekraft bei niedriger Triaxialität bzw. scherungsdominierten Belastungsfällen, in denen Scherbandlokalisierung anstelle von Porenwachstum als dominierender Schädigungsmechanismus gilt [127]. Um dieses Problem zu adressieren, modifizierte Xue [128] das GTN-Modell, um die Schädigungsevolution bei Scherbelastung bzw. die Beschreibung der Lode-Abhängigkeit zu berücksichtigen. Der Porenvolumenanteil f wird dabei durch einen generalisierten Schädigungsparameter D ersetzt, wobei $D = 1$ analog zu $f = f_f$ beim klassischen GTN dem Materialbruch entspricht. Nahshon und Hutchinson [129] modifizierten f zur Beschreibung der Werkstoffentfestigung aufgrund scherungsinduzierter Schädigungsevolution, wobei f nach der Modifikation ebenfalls an physikalische Bedeutung verliert und eher als ein generalisierter Schädigungsparameter gilt. Das Modell von Nahshon und Hutchinson wurde von Nielsen und Tvergaard [130] optimiert, um die Abhängigkeiten von Triaxialität und Lode sowie ihre interagierenden Einflüsse zu berücksichtigen.

Der zweite Modelltyp, der häufig als „Continuum Damage Mechanics“ (CDM) bezeichnet wird, basiert auf einer thermodynamischen Betrachtung von Materialdegradierung in einem repräsentativen Volumen und ermöglicht eine orts aufgelöste Kopplung der Schädigung mit dem Fließverhalten [131].

Im Vergleich zu mikromechanischen Modellen sind die sogenannten CDM (Continuum Damage Mechanics) Modelle phänomenologische Modelle, die die Entwicklung von Schädigung auf makroskopischer Ebene betrachten [132]. Der Schädigungsparameter D wird mit dem von Kachanov [133] eingeführten thermodynamischen Dissipationspotenzial assoziiert und repräsentiert den Anteil der Porenfläche am betrachteten Querschnitt im porösen Material. Ein bekanntes und stetig weiterentwickeltes Modell ist das Lemaitre-Modell [134], das eine stets positive Schädigungsdissipation gewährleistet und die Schädigung in Abhängigkeit von der Triaxialität formuliert. Die Rückkopplung der Schädigung auf die Materialeigenschaften wird durch die Einführung der sogenannten effektiven Spannung unabhängig von der verwendeten Fließfunktion ermöglicht. Das Lemaitre-Modell bietet den Vorteil eines relativ unkomplizierten Vorgehens bei der Parameteridentifikation im Vergleich zum GTN-Modell. In den letzten Jahren gab es auch zahlreiche Erweiterungen und

Modifikationen auf Basis des Lemaitre-Modells, wie beispielsweise die Modellerweiterung in Bezug auf die Lode-Abhängigkeit [135] [136] [137] sowie für optimierte Anwendungen bei Umformprozessen unter Berücksichtigung der Anisotropie [138].

Neben den mikromechanischen Modellen und CDM-Modellen gibt es weitere Modelle, die andere Herangehensweisen verfolgen. Ein Beispiel davon ist das Rousselier Modell [139] [140] [141] – ein konstitutives Modell, welches auf thermodynamische Theorie abgeleitet wird. Dabei wird ein Schädigungsteil bei der Formulierung des thermodynamischen Potentials eingeführt, womit das Fließpotential berechnet wird. Wachstum von Porenvolumen wird durch Annahme von Massenerhaltung ermöglicht.

2.4.3 Schädigungsmodelle für Warmformung

In **Kap. 2.2** wurde erörtert, wie sich die Schädigungsentwicklung bei der Warmformung von der Kaltformung unterscheidet. Dies geschieht durch thermisch aktivierte Mikrostrukturentwicklungen, beispielsweise durch Rekristallisation. Für Anwendungen bei hohen Temperaturen existieren zahlreiche Modellierungsansätze, die speziell auf die Vorhersage von Schäden bei der Warmformung abzielen. Als einer der ersten Ansätze berücksichtigten Johnson und Cook [69] den Einfluss von Temperatur und Dehnrage bei der Formulierung des Bruchkriteriums. He et al. [142] erweiterten das Oyane-Sato-Kriterium für Warmformprozesse, indem sie den Schädigungsparameter mit Faktoren wie Temperatur, Dehnrage und thermischer Aktivierungsenergie für die dynamische Rekristallisation (DRX) in Verbindung brachten.

Als ein gekoppeltes Schädigungsmodell für die Warmformung gilt beispielsweise das Modell von Lin et al. [143]. Hierbei wurde ein konstitutives Modell für die Viskoplastizität mit einem Mikrostrukturmodell [144] kombiniert, um die Auswirkungen von Rekristallisation, Versetzungsdichte und Korngrößenentwicklung auf die Schädigungsentwicklung zu simulieren. Dabei kann zwischen Schädigung an Korngrenzen und plastizität-induzierter Schädigung unterschieden werden. Rüb et al. [145] untersuchten die Anwendbarkeit verschiedener Schädigungskriterien und -modelle, erweitert durch ein Mikrostrukturmodell vom Avrami-Typ, um den Einfluss der dynamischen Rekristallisation (DRX) darzustellen. Nur das erweiterte Lemaitre-Modell ermöglicht eine zuverlässige Vorhersage des Materialbruchs bei unterschiedlichen Laborexperimenten.

In den letzten Jahren wurde der Fokus auf bestimmte mikromechanische Schädigungsmechanismen in zahlreichen Studien adressiert. Shang et al. [97] erweiterten das kombinierte GTN-Thomason-Modell unter Berücksichtigung der Einflüsse der dynamischen Rekristallisation (DRX) auf die Entstehung und Vereinigung von Poren. Dies geschah anhand von experimentellen Daten und FE-Simulationen auf Mikroskala, während die Temperatur-

und Dehnungsabhängigkeit des DRX-Anteils dargestellt wurde. Bambach und Imran [146] modifizierten die Formulierung der Porenentstehung f_{ent} des GTN-Modells basierend auf den Erkenntnissen, die Imran et al. [147] aus den durchgeführten RVE-Simulationen bezüglich des Einflusses des Lastpfads auf die Matrix-Partikel-Kohäsivzone gewonnen haben.

2.4.4 Anwendung der Schädigungsmodelle bei Umformprozessen

Bei der Entwicklung und Validierung von Schädigungsmodellen wird häufig ein experimenteller Ansatz verfolgt, der sich auf Laborversuche stützt. Typischerweise kommen dabei Zug-, Stauch- und Torsionsversuche zum Einsatz. Diese können jedoch die komplexen Spannungs- und Dehnungsentwicklungen, die bei realen Umformprozessen auftreten, nicht ausreichend abbilden. Dies führt zu Schwierigkeiten bei der Anwendung der Schädigungsmodelle oder -kriterien in industriellen Umformprozessen.

Die Mehrheit der existierenden Studien zur Schädigungsmodellierung konzentriert sich auf Kaltformprozesse. Hierbei sind in der Regel ein relativ einfaches Fließmodell und die Entwicklung der Mikrostruktur für die Anwendung ausreichend. In der Arbeit von Cao et al. [148] kam das Xue-Modell [128] zum Einsatz, das eine Erweiterung des Lemaitre-Modells hinsichtlich der Lode-Abhängigkeit darstellt. Dieses Modell wurde beim Drahtziehen und Kaltwalzen angewendet. Eine vergleichende Analyse basierend auf FE-Simulationen zeigte, dass das Xue-Modell eine verbesserte Vorhersagegenauigkeit hinsichtlich der Rissinitiierung im Vergleich zum klassischen Lemaitre-Modell aufweist. Komischke et al. [149] untersuchten das von der Triaxialität abhängige Johnson-Cook (JC)-Kriterium sowie die mit Lode-Abhängigkeit erweiterten Mohr-Coulomb (MC) und Hosford-Coulomb (HC) Kriterien im Kontext des Querwalzens. Obwohl das JC-Kriterium bei Laborversuchen gute Vorhersagen lieferte, zeigte es beim Walzprozess eine unzureichende Genauigkeit. Im Gegensatz dazu bot das MC-Kriterium in diesem speziellen Anwendungsfall (niedrige Triaxialität und Lode-Parameter) die beste Vorhersagegenauigkeit.

Im Gegensatz zur Kaltformung entsteht während der Warmformung in dem vorgeheizten Bauteil ein stark inhomogenes, zeitabhängiges Temperaturfeld aufgrund der typischerweise nicht-isothermen Bedingungen. In diesem Zusammenhang ist die Berücksichtigung der thermischen Effekte in Verbindung mit dem makroskopischen Fließverhalten und den zuvor beschriebenen mikrostrukturellen Entwicklungen ein sinnvoller Ansatz bei der Schädigungsmodellierung von Warmformprozessen. Eine der Herausforderungen besteht jedoch in dem hohen analytischen und programmiertechnischen Aufwand, der den komplexeren physikalischen Vorgängen zugrunde liegt.

Einige Arbeiten haben sich bereits der Vorhersage von Schädigungen bei Warmformungsprozessen gewidmet. Silva et al. [150] nutzten das Cockcroft-Latham-Kriterium, um die Bildung von makroskopischen Kavitäten in der Bauteilmittelachse beim

Querkeilwalzen, das bei 1100 °C durchgeführt wird, zu prognostizieren. Allerdings wurde keine Anpassung des Modells hinsichtlich der thermischen Einflüsse vorgenommen. Novella et al. [151] setzten in ihrer numerischen Untersuchung des Warmquerkeilwalzens das Oyane-Sato-Kriterium ein, welches eine Kopplung von thermomechanischen Effekten ermöglichte. Die Lode-Abhängigkeit wurde in diesem Fall mit der Begründung vernachlässigt, dass in dem betrachteten Bereich vorwiegend positive Triaxialität herrscht. Für die Untersuchung der Schädigungsentwicklung beim Warmringwalzen verwendeten Wang et al. [152] den Schädigungsparameter des Oyane-Kriteriums als Indikator für den Schädigungszustand. Sie stellten eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen hinsichtlich der Vorhersage von makroskopischen Schäden in den Ringwalzbauteilen fest.

In den oben genannten Studien wurden vorwiegend Schädigungskriterien verwendet, wobei makroskopische Schädigungen im Fokus stehen. Es gibt bisher nur wenige Studien, die die mikroskopischen Schädigungen bei Warmformung anhand von gekoppelten Schädigungsmodellen untersuchten. Ein Beispiel ist die Arbeit von Imran et al. [153], wobei mikroskopische Schädigungsentwicklungen beim Warmkaliberwalzen mittels des hinsichtlich DRX-Einflusses modifizierten GTN-Modells numerisch untersucht wurde. Eine qualitative Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment wurde anhand von SEM-Messungen bestätigt.

2.5 Fazit

Auf Grundlage des zuvor erläuterten Forschungsstands zu den relevanten Themen lassen sich derzeit folgende Schlussfolgerungen hinsichtlich der Schädigungsevolution ziehen:

- Obwohl die Grundmechanismen der duktilen Schädigungsentwicklung durch Untersuchungen von einfachen Laborversuchen bereits bekannt sind, bleibt die Interaktion dieser Mechanismen mit der Mikrostrukturentwicklung, insbesondere bei der Warmformung, noch weitgehend unerforscht.
- Der Lastpfad, d. h. die Triaxialität und der Lode-Parameter, spielen eine wesentliche Rolle bei der Schädigungsentwicklung. Der Einfluss des Lode-Parameters hängt von der Triaxialität ab und zeigt ein unsymmetrisches Verhalten im negativen und positiven Triaxialitätsbereich.
- Erste Studien haben einen unerlässlichen Zusammenhang zwischen der duktilen Schädigung und der Bauteillebensdauer bei Dauerschwingversuchen aufgezeigt. Die konkreten Auswirkungen der während der Umformung entwickelten duktilen Schädigung auf die Leistungsfähigkeit des Bauteils in der Anwendungsphase sollten jedoch unter Berücksichtigung der jeweiligen Anwendungsfälle weiter untersucht werden.

- Die Hauptkriterien für die Prozessauslegung des Kaliberwalzens sind bis heute vor allem die Formgenauigkeit und die Wirtschaftlichkeit. Eine Prozessauslegung, die auf der Kontrolle von Schädigung durch Beeinflussung des Lastpfads basiert, bleibt ein unerforschtes Gebiet.
- Die derzeit vorhandenen Schädigungsmodelle und -kriterien wurden hauptsächlich für die Kaltumformung entwickelt und anhand von Laborversuchen experimentell validiert. Die wenigen Studien zur Schädigungsvorhersage bei Warmformprozessen konzentrierten sich auf die Vorhersage von makroskopischen Schäden, wie beispielsweise makroskopischen Rissen.

3 Aufgabenstellung und Zielsetzung

Wie in **Kapitel 2.2** diskutiert, beginnt die Entstehung von Schädigungen, wie beispielsweise Mikroporen, an Einschlüssen bereits mit der kleinsten plastischen Dehnung und lässt sich daher während der Umformung kaum vermeiden. Die Entwicklung dieser Poren während des Prozesses hängt stark von der lokalen Entwicklung des Spannungszustands ab. Die kumulative Schädigung im Bauteil beeinflusst Eigenschaften wie die Dauerfestigkeit, die statische Festigkeit und die Streckgrenze, und lässt sich mittels zerstörungsfreier Messmethoden nur schwer ermitteln [1]. Daher ist es sinnvoll, die Schädigung bei der Prozessauslegung als Zielgröße zu berücksichtigen und zu kontrollieren. Ein Vorteil der schädigungskontrollierten Prozessauslegung ist die potenzielle Erhöhung der Bauteillebensdauer bei Anwendung. Darüber hinaus besteht bei schädigungsoptimierten Bauteilen durch die Auswahl einer sinnvollen Sicherheitsreserve das Potenzial, zukünftig leichtere und umweltbewusstere Produkte herzustellen.

In **Kapitel 2.3.2** wurde erläutert, dass die Evolution der Schädigung während plastischer Verformung stark vom Lastpfad, d.h. der Spannungstriaxialität und dem Lode-Parameter, beeinflusst wird. Das Kaliberwalzen bietet aufgrund seiner hohen Flexibilität in der Kalibrierung ein großes Potenzial zur Schädigungskontrolle durch Beeinflussung des Lastpfads. Bei der Warmformung ist die Evolution der Schädigung kontinuierlichen Mikrostrukturveränderungen ausgesetzt, die beispielsweise durch Rekristallisation hervorgerufen werden und durch Prozessparameter wie Temperatur und Dehnrage beeinflusst werden können. Allerdings ist die Entwicklung der Mikrostruktur ein komplexer Vorgang und es ist bisher unbekannt, inwiefern die Evolution der Schädigung beim Kaliberwalzen im Vergleich zum Einfluss des Lastpfads wirkt. Um eine schädigungskontrollierte Prozessauslegung zu erreichen, sollen in dieser Arbeit die folgenden Fragestellungen beantwortet werden:

1. Welche Einstellungsparameter beeinflussen den Lastpfad beim Kaliberwalzen und wie wirken sie sich auf diesen aus?
2. Welcher Variationsbereich des Lastpfads lässt sich beim Kaliberwalzen realisieren, ohne die Kaliberfüllung negativ zu beeinflussen?
3. In welchem Ausmaß lässt sich die Entwicklung der Schädigung durch Variation des Lastpfads beeinflussen?
4. Gibt es hinsichtlich des Aufwands und der Kosten bessere Methoden zur Untersuchung des Lastpfads beim Kaliberwalzen?

Für die Prozessauslegung mit dem Fokus auf die Schädigung sind eine ausreichend präzise Schädigungsvorhersage sowie zuverlässige Messmethoden zur Schädigungscharakterisierung unerlässlich. Zur Schädigungsvorhersage sind bereits zahlreiche Schädigungsmodelle bzw. -

kriterien vorhanden (**Kapitel 2.4**), die je nach Herangehensweise von unterschiedlicher Komplexität sind. Diese Modelle/ Kriterien sind vorwiegend anhand von Laborversuchen mit relativ unkomplizierten Prozessbedingungen validiert und zum Großteil für die Kaltumformung entwickelt. Bei den Arbeiten, in denen Schädigungsmodelle bei Umformprozessen angewendet wurden, erfolgte die Modellvalidierung meistens hinsichtlich des Ortes des makroskopischen Materialbruches. Modellbewertung mit Hinblick auf den Schädigungszustand auf mikroskopischer Ebene, was in dieser Arbeit im Vordergrund steht, bleibt bisher deutlich weniger erforscht. Dementsprechend sind zum Thema Schädigungsvorhersage die folgenden Fragen gestellt

1. Können die Entwicklungen von Schädigung beim Kaliberwalzen durch zeiteffiziente und leicht zu implementierende Schädigungskriterien ausreichend genau dargestellt werden?
2. Wie signifikant sind die Unterschiede in den Schädigungsvorhersagen zwischen verschiedenen Schadensmodellen bzw. -kriterien?
3. Wie sollten Schädigungsmodelle bzw. -kriterien im Kontext einer schädigungskontrollierten Prozessgestaltung sinnvoll bewertet werden?
4. Welche Methoden zur Charakterisierung eignen sich für die Quantifizierung von Schädigung

Wie oben diskutiert, schädigungskontrollierte Umformprozesse – das übergeordnete Ziel, lassen sich im Hinblick auf verschiedene Aspekte (Lastpfad, Mikrostruktur, Materialdesign) umgehen. Um die Komplexität in Grenzen zu halten, wird in dieser Arbeit der Fokus auf den Lastpfad gelegt. Damit gilt als Ziel dieser Arbeit, Kaliberfolge auszulegen, um stabförmige Bauteile mit unterschiedlichen Schädigungen gezielt auszulegen. Als Randbedingungen gelten hier, dass die Ausgangs- und Endgeometrie unverändert bleibt, während die Formgenauigkeit (Kaliberfüllung) entlang der Kaliberfolge gewährleistet werden soll.

In den folgenden Abschnitten dieser Arbeit wird zunächst im **Kapitel 4** die Beeinflussung des Lastpfads mittels FE-Simulationen untersucht. Nach der Identifizierung der Einflussparameter wird der Variationsbereich des Lastpfads in Bezug auf die Kaliberfüllung ermittelt. Basierend auf diesen Erkenntnissen wird im **Kapitel 5** das Verfahren zur Prozessauslegung dargestellt. Im **Kapitel 6** werden verschiedene Schädigungsmodelle bzw. -kriterien untersucht und anhand von experimentellen Schädigungsuntersuchungen bewertet. Besonders hervorzuheben ist ein Modell, das explizit für Warmumformprozesse entwickelt wurde und den Einfluss der dynamischen Rekristallisation berücksichtigt. Hier liegen unterschiedliche Kaliberfolgen vor, um formgleiche Bauteile mit verschiedenen Schädigungen herzustellen. Die Konzeption und Ergebnisse der Kaliberfolgenauslegung werden in **Kapitel 7** anhand von experimentellen Untersuchungen und Simulationen dargestellt und diskutiert. Im Rahmen dieser Arbeit

wurden zu Forschungszwecken zwei Kaliberwalzpaare angeschafft. In der Praxis ist es jedoch aus wirtschaftlicher Sicht nicht immer sinnvoll, neue Werkzeuge zur Prozessoptimierung zu kaufen. Daher werden als Erweiterung der Studien in **Kapitel 8** kostengünstigere und flexiblere Modellversuche (Laborversuche) untersucht, um Lastpfade beim Kaliberwalzen zu simulieren und deren Einfluss auf die Schädigungsentwicklung zu ermitteln. Die Umsetzbarkeit dieser Modellversuche wird anschließend durch eine FE-Untersuchung und experimentelle Untersuchung diskutiert.

4 Prozessbedingungen und experimentelle Durchführung vom Kaliberwalzen

Im Rahmen des Forschungsprojekts SFB/Transregio 188 zum Thema "Schädigungskontrollierte Umformprozesse", das den Kontext dieser Arbeit bildet, wird eine Untersuchung der Schädigungsentwicklung entlang der gesamten Umformprozesskette angestrebt. Vor diesem Hintergrund wird der Kaliberwalzprozess als Methode zur Herstellung eines stabförmigen Halbzeugs mit einem Enddurchmesser von 40 mm für die betrachtete Massivroute in Betracht gezogen. Als Ausgangsgeometrie wird ein Rundmaterial mit einem Durchmesser von 60 mm vorgesehen. Für die schädigungskontrollierte Prozessauslegung wird die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund ausgewählt, die für ein relativ homogenes Temperaturfeld und ein entsprechend geringes Risiko von Oberflächenrissen bekannt ist. Freiheitsgrade bei der Kalibrierung sind beispielsweise die Kalibergeometrie, die Anzahl der Zwischenstiche, etc..

Alle in dieser Arbeit experimentell untersuchten Kaliberwalzprozesse werden mit dem Universalwalzwerk des Herstellers Bühler Redex GmbH durchgeführt, das eine maximale Walzkraft von 4000 kN und eine maximale Walzgeschwindigkeit von 30 m/min bietet. Bei der Durchführung von Kaliberwalzversuchen wird das Walzgut auf 1200 °C erhitzt und zum Walzspalt transportiert. Nach jedem Walzstich wird das Walzgut um 90 Grad gedreht, bevor es in den nächsten Walzspalt geführt wird. Der Kaliberwalzprozess wird unter nicht-isothermen Bedingungen ohne Zwischenerwärmung durchgeführt. Daher ist von einem konstanten Wärmeverlust des Bauteils auszugehen. In **Abbildung 23** wird das verwendete Walzwerk mit einer ausgezoomten Ansicht der Walzspalten während der Durchführung der industrienahen Referenzkalibrierung (siehe **Kapitel 5.2.1**) dargestellt.

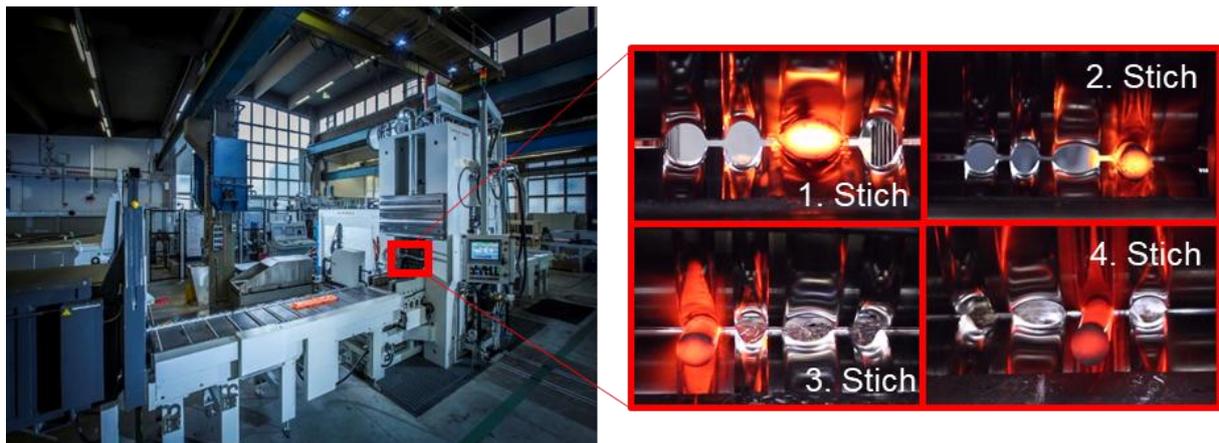


Abbildung 23: Versuchsdurchführung entsprechend der industrienahen Referenzkaliberfolge (Kapitel 5.2.1) am Bühler Universalwalzwerk

5 Methodik zur Schädigungsbeeinflussung beim Kaliberwalzen

Die Untersuchung zur Schädigungsbeeinflussung mittels Lastpfadvariation beim Kaliberwalzen erfordert eine Visualisierung der lokalen Lastpfadentwicklung während der Umformung, welche nur durch eine numerische Untersuchung möglich ist. In dieser Arbeit wird die Finite-Element Methode in ABAQUS dafür eingesetzt. In **Kapitel 5.1.1** wird das FE-Modell zur Untersuchung des Kaliberwalzprozesses vorgestellt.

Die Untersuchung zur Beeinflussung des Lastpfads beginnt mit der Identifizierung wesentlicher Einflussfaktoren, die mittels einer Parameterstudie ermittelt werden sollen. Als Ausgangspunkt der Parameterstudie dient ein Referenzprozess, der aufgrund leichter Modifikationen aus einer industriell etablierten Kaliberfolge entstanden ist.

Angesichts der Vielfalt an Kaliberarten gibt es eine große Anzahl möglicher Kaliberfolgen, mit denen die Zielgeometrie erreicht werden kann. Das Ziel dieser Arbeit besteht jedoch nicht darin, alle Varianten zu finden, sondern eine Optimierungsstrategie für eine gängige Kaliberfolge in der Industrie zu entwickeln. In diesem Sinne wurde die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund ausgewählt, die häufig bei der Fertigstellung in kontinuierlichen Walzstraßen verwendet wird.

Nach der Identifizierung der wichtigsten Einflussfaktoren des Lastpfads soll untersucht werden, in welchem Maße diese Prozessparameter variiert werden dürfen, ohne die Kaliberfüllung entlang der Kaliberfolge negativ zu beeinflussen. Da die entsprechenden Einflüsse kombiniert auftreten und sich gegenseitig beeinflussen können, erhöht die Anzahl der betrachteten Parameter die Komplexität dieser Studie. Im **Kapitel 5.3** wird das Vorgehen zur Ermittlung des Bereichs der Lastpfadvariation für die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund anhand der zwei wichtigsten Einflussparameter vorgestellt.

5.1 Numerische Untersuchung des Kaliberwalzens

5.1.1 Modellaufbau im ABAQUS

ABAQUS ist ein kommerzielles FE-Programm, das speziell für fortgeschrittene Struktur- und thermische Analysen entwickelt wurde. Es eignet sich sowohl für lineare als auch nichtlineare Spannungsanalysen [154]. Aufgrund seiner leistungsstarken Materialmodellierung, die durch den Einsatz von User-Subroutinen beliebig erweitert werden kann, ist es besonders geeignet für die Analyse von Umformprozessen, die mit thermischen Vorgängen einhergehen, wie zum Beispiel das Kaliberwalzen.

ABAQUS bietet verschiedene Module an, die auf unterschiedlichen analytischen Ansätzen basieren und somit die Analyse verschiedener physikalischer Vorgänge ermöglichen. Für die Simulation von Umformprozessen stehen zwei Module zur Verfügung: ABAQUS/Standard und

ABAQUS/Explicit. Die Vorteile von ABAQUS/Standard liegen vor allem in einer umfangreicheren Sammlung von Elementtypen im Vergleich zu ABAQUS/Explicit sowie einem bedingungslos stabilen, steifigkeitsbasierten Lösungsansatz. Das bedeutet, dass die iterative numerische Herangehensweise immer zuverlässige Ergebnisse liefert. Allerdings treten bei komplexeren Kontaktbedingungen häufig Konvergenzprobleme bei ABAQUS/Standard auf. In solchen Fällen ist der Einsatz von ABAQUS/Explicit mit der expliziten Integrationstechnik sinnvoller. Da das Kaliberwalzen mit mäßiger Umformgeschwindigkeit als ein quasistatisches Problem betrachtet werden kann, kann es von beiden Modulen simuliert werden [155].

Für die Untersuchung der Beeinflussung des Lastpfads beim Kaliberwalzen wird ABAQUS/Standard aufgrund seiner Zuverlässigkeit bei der Lösungsfindung ausgewählt. Das erstellte 3D-Modell für das Kaliberwalzen besteht aus den Kaliberwalzen, dem Werkstück und einem Pusher, der verwendet wird, um das Walzgut anzustoßen, wie in **Abbildung 24** dargestellt ist.

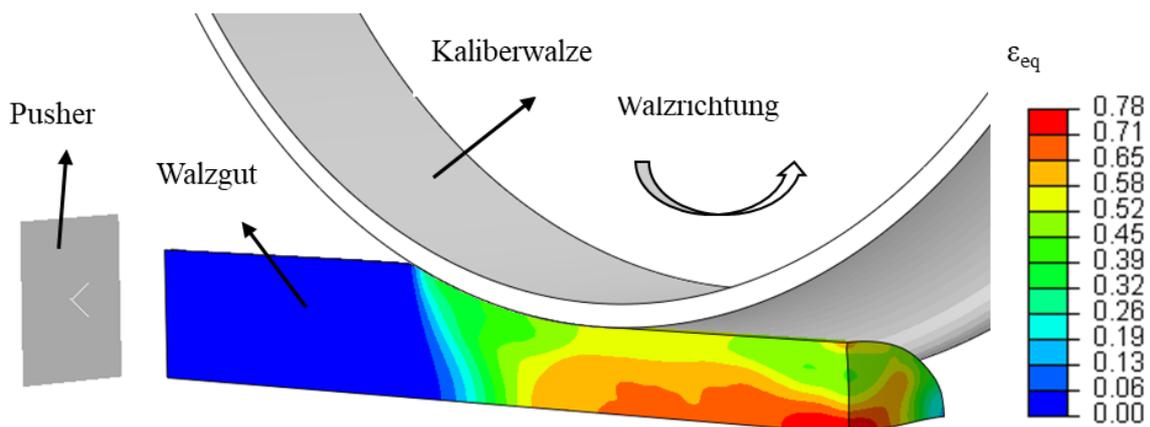


Abbildung 24: 3-D FE-Modell des Kaliberwalzens

Um den Rechenaufwand zu reduzieren, wird ein Viertel des Systems durch die Verwendung von Symmetrie-Randbedingungen abgebildet. Um die thermischen Effekte zu berücksichtigen, wird die Analysemethode "Coupled-Temperature-Displacement" verwendet, und als Elementtyp werden thermisch gekoppelte C3D8RT-Elemente mit reduzierter Integration eingesetzt. Um die geeignete Kantenlänge zu bestimmen, wird eine Konvergenzanalyse anhand der Triaxialität und des Lode-Parameters durchgeführt, die die wichtigsten schädigungssteuernden Parameter in dieser Arbeit sind (siehe **Abbildung 25**). Basierend auf der Konvergenzanalyse wird für den ersten Walzstich des Referenzprozesses (siehe **Kapitel 5.2.1**) eine Kantenlänge von 4 mm gewählt. Für jeden weiteren Walzstich wird die Kantenlänge um 0,5 mm reduziert, um ungefähr die gleiche Anzahl von Elementen über den Bauteilquerschnitt nach der Flächenabnahme zu gewährleisten. Für die Kaliberwalze wird entlang der Kaliberfolge eine Kantenlänge von 5 mm ausgewählt.

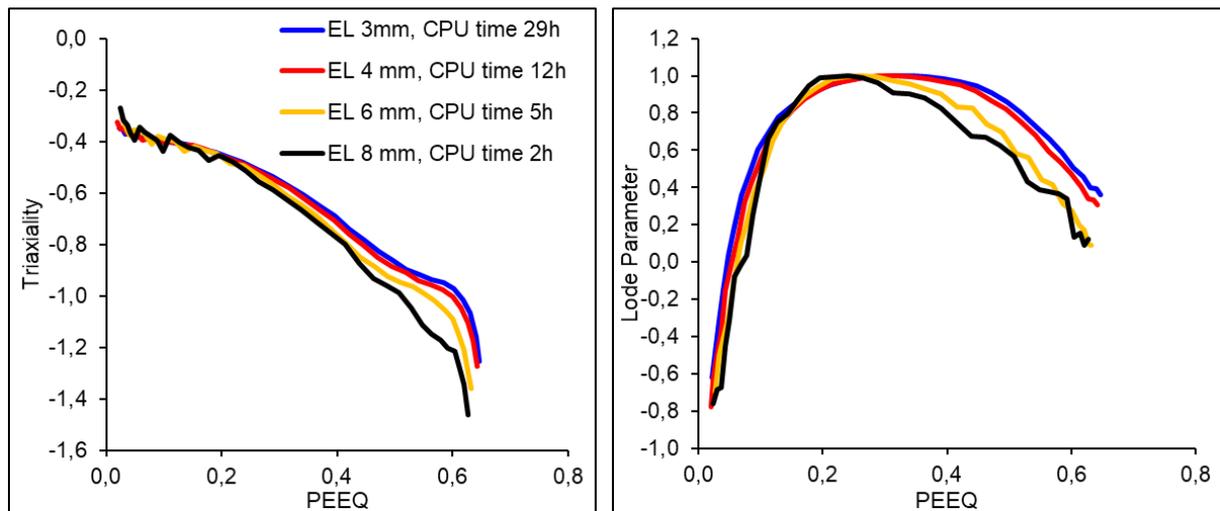


Abbildung 25: Konvergenzanalyse zur Ermittlung der optimalen Kantenlänge anhand von einem Element in die Mitte des Walzgutes

Bei der Modellierung der physikalischen Vorgänge an der Kontaktfläche zwischen den Walzen und dem Walzgut wird Reibung mit einem Reibkoeffizienten von 0,3 und Wärmeübergang mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von $10000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ berücksichtigt. Der Wärmeübergangskoeffizient hängt von Faktoren wie z.B. der Kontaktfläche, dem Temperaturunterschied zwischen Walze und Walzgut ab und ändert sich vom Stich zu Stich. Zur Vereinfachung wurde ein konstanter Wert basierend auf Literatur [153] genommen. Weitere thermische Effekte, die bei der Simulation berücksichtigt werden, sind Wärmestrahlung an die Umgebung (Emissivität = 0,89) und Inelastic Heat Fraction (0,9). Die Abbildung dieser thermischen Vorgänge ermöglicht eine Vorhersage des Wärmeverlusts während der Pausenzeit und die Abbildung der plastischen Dissipation während der Umformung.

Nach jedem Walzschritt werden die quadratischen Elemente stark deformiert, indem sie entlang der Walzrichtung in die Länge gezogen werden. Um den Genauigkeitsverlust sowie Konvergenzprobleme zu vermeiden, soll das Bauteil am Anfang jedes Walzstiches erneut vernetzt werden und die Zustandsvariablen wie Spannungen, Temperatur sowie Schädigungsparameter sollen von dem Endzustand des letzten Stiches auf den neuen Stich übertragen werden. Die im ABAQUS/ Standard eingebaute Funktion „mesh-to-mesh solution mapping“ erfüllt zwar diesen Zweck, allerdings setzt der Übertragungsalgorithmus voraus, dass alle neu generierten Knoten innerhalb des Elementes des alten Netzes liegen [156]. Dies bedeutet, dass bei der vom ABAQUS zur Verfügung gestellten Solution-Mapping Methode im Folgestich immer eine kleinere Kantenlänge verwendet werden muss. Dementsprechend wird die Flexibilität bei der Auswahl der Kantenlänge des neuen Netzes beschränkt.

In dieser Arbeit wird eine am Institut für Bildsame Formgebung (IBF) entwickelte Methode zur Datenübertragung für die Simulation der Stichfolgen beim Kaliberwalzen eingesetzt. Diese Methode ermöglicht eine beliebige Auswahl der Kantenlängen für den neuen Stich und anhand von Kaliberwalzexperimente validiert (**Abbildung 29**). Sie basiert auf der Tatsache, dass Änderungen der Zustandsgrößen in der Walzrichtung, sofern sich die Umformzone im Steady-State-Bereich befindet, vernachlässigbar sind. Daher wird die Datenübertragung auf den Folgestich als ein 2D-Problem betrachtet. Die Datenübertragung vom alten auf das neue Netz erfolgt, indem eine repräsentative Scheibe aus der mittleren Position in Längsrichtung extrahiert wird. Diese Scheibe enthält alle Informationen (Temperatur, Spannung, Dehnung, Schädigungswerte usw.), die für den Steady-State relevant sind. Das 3D-Modell des neuen Bauteils, das als Ausgangszustand für den Folgestich verwendet wird, wird durch die Extrusion der neu vernetzten Scheibe generiert. Das entsprechende Algorithmus wird in [157] detailliert beschreiben.

Da sich die Anzahl und Position der Knoten nach der Neuvernetzung von denen zuvor unterscheiden, ist eine Dateninterpolation von den alten auf die neuen Knoten für die Datenübertragung erforderlich. Das Vorgehen zur Dateninterpolation wird in **Abbildung 26** dargestellt. Zunächst wird das alte Netz des Bauteilquerschnitts auf das neue Netz projiziert. Anschließend werden die Elementbruchteile des alten Netzes identifiziert, die mit dem entsprechenden Element des neuen Netzes überlappen. Der zu übertragende Parameter (wie z.B. die Vergleichsspannung) des neuen Elements X_{new} kann mithilfe der folgenden Gleichung berechnet werden:

$$X_{new} = \frac{\sum_1^n A_{old,i} \cdot X_{old,i}}{A_{new}}$$

Für jedes neue Element wird die Anzahl der überlappenden Elemente aus dem alten Netz n ermittelt. Hierbei entspricht $A_{old,i}$ der Überlappungsfläche zwischen dem alten und dem neuen Element, während $X_{old,i}$ der Größe des Parameters des alten Elements i entspricht. Das bedeutet, dass das Verhältnis der jeweiligen Überlappungsfläche zu der Fläche des neuen Elements $A_{old,i}/A_{new}$ als ein Gewichtungsfaktor für die Berechnung des neuen Parameters gilt. Bei dieser Methode ist es auszugehen, dass jedes Element einen einzigen Integrationspunkt abbildet (reduced integration) und dementsprechend gleichmäßige Werte über die gesamte Elementfläche aufweist.

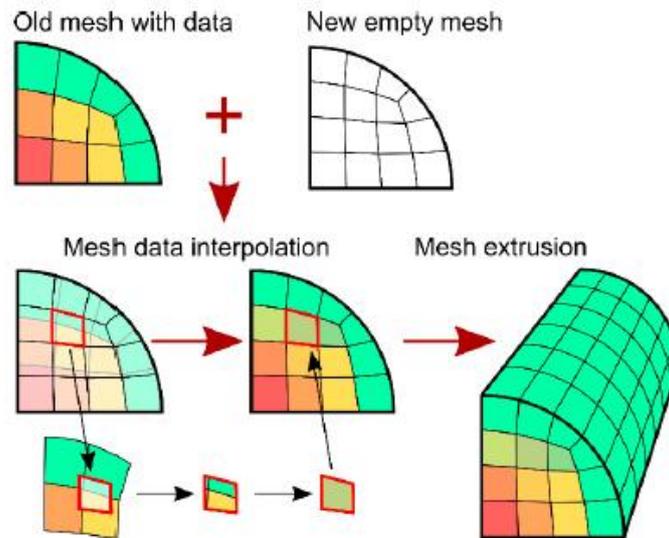


Abbildung 26: Vorgehen zur Datenübertragung bei der Simulation der Kaliberwalzstichfolge [157]

5.1.2 Ausgangsmaterial aus 16MnCr5

Die vorliegende Arbeit basiert auf Untersuchungen, die mit dem Werkstoff 16MnCr5 durchgeführt wurden. Dieser wurde aufgrund seiner weit verbreiteten Verwendung in der Industrie als repräsentativer Werkstoff ausgewählt. Er zeichnet sich durch eine gute maschinelle Bearbeitbarkeit und eine relativ hohe Festigkeit aus, weshalb er als Einsatzstahl häufig für Lastübertragungskomponenten wie Getriebewellen oder Getrieberäder verwendet wird [158]. Das Ausgangsmaterial besteht aus vorgewalzten stabförmigen Bauteilen mit einem Durchmesser von 60 mm. Die chemischen Zusammensetzungen des untersuchten Werkstoffes, die durch Stückanalyse ermittelt wurden, sind in **Tabelle 1** aufgeführt. Die Mikrostruktur des Ausgangsmaterials weist ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf. Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur in Quer- und Längswalzrichtung, die Unterschiede in der Mikrostruktur zwischen den beiden Richtungen aufzeigen, sind in **Abbildung 27a und b** dargestellt. Im Querschnitt des Bauteils sind Ferritkörner von Perlitkörnern (dunklere Farbe) umgeben, die sich in der Längsrichtung zu Bändern formieren, die parallel zur Walzrichtung verlaufen.

C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Fe [%]
0,2	0,17	1,2	0,03	0,03	1,05	Balanced

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des Einsatzstahls 16MnCr5

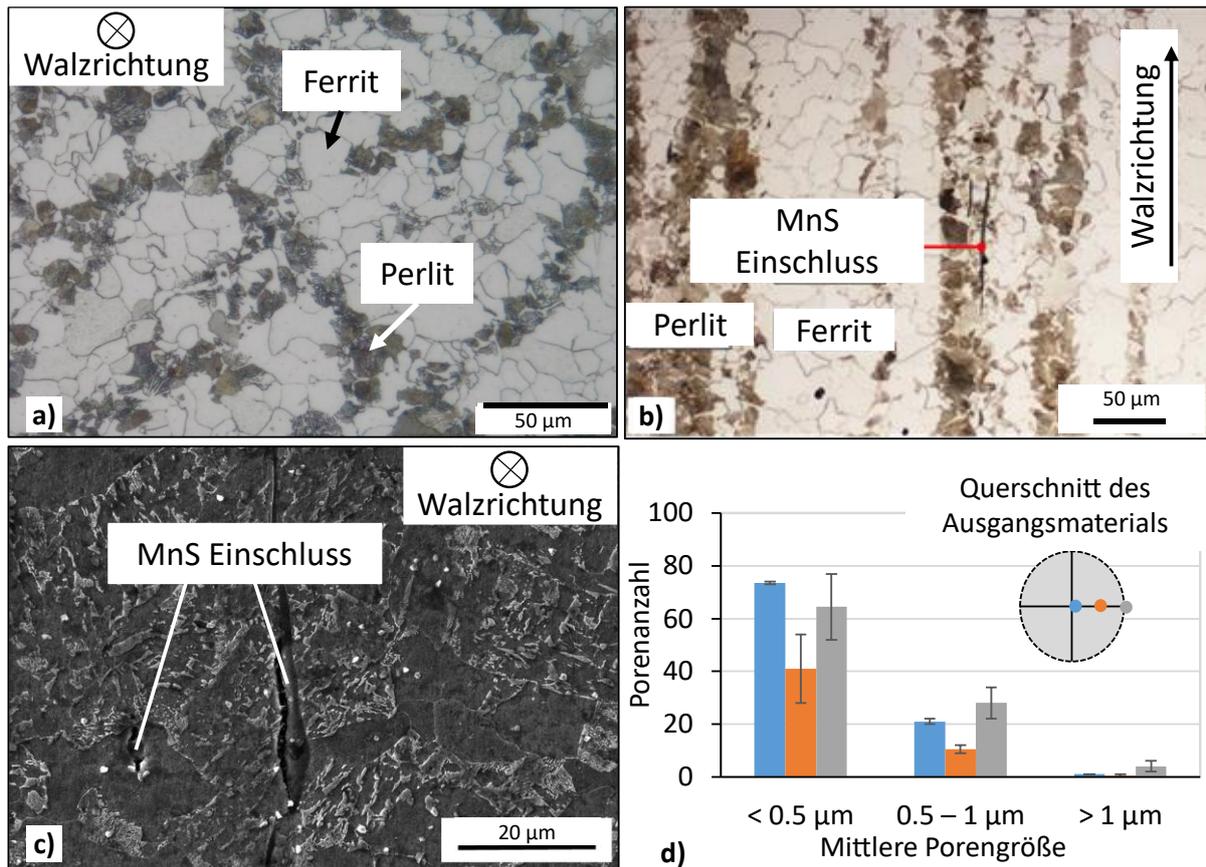


Abbildung 27: a) u. b) Mikrostrukturaufnahme mittels lichtoptischer Mikroskopie. c) REM (am GFE durchgeführt). d) Porengrößenverteilung des Ausgangszustands vom 16MnCrS5

Die Mikrostrukturuntersuchungen, wie beispielsweise die lichtoptische Mikroskopie, zeigen eine bemerkenswerte Präsenz von MnS-Einschlüssen im Gefüge des Materials (siehe **Abbildung 27c**). Diese Einschlüsse sind in der Walzrichtung gestreckt und variieren in ihrer Größe von wenigen Mikrometern bis zu mehreren hundert Mikrometern. Wie bereits in **Kapitel 2.3** erörtert, fungieren MnS-Einschlüsse häufig als Ursprungsorte für Mikroporen. Diese können insbesondere an den Spitzen der Einschlüsse beobachtet werden. Die Entstehung dieser Mikroporen ist in der Regel auf ungünstige Spannungszustände zurückzuführen, die eine Dekohäsion zwischen Einschluss und Matrix hervorrufen.

Um das Fließverhalten bei der Warmumformung zu untersuchen, wurden Stauchversuche im Temperaturbereich von 800 °C bis 1200 °C durchgeführt. Hierfür kamen Zylinderstauchproben zum Einsatz, die einen Durchmesser von 10 mm und eine Höhe von 15 mm aufweisen. Die Stauchung erfolgte mithilfe einer servohydraulischen Prüfmaschine. Um das Materialverhalten beim Kaliberwalzen adäquat darzustellen, wurden die Stauchproben aus der Querrichtung des Bauteils entnommen. Als Schmiermittel diente Glaspulver. Entsprechend dieser Anforderungen wurden die Proben mit einer Rastegaev-Geometrie hergestellt.

Um die Dehnratenabhängigkeit des Fließverhaltens darzustellen, wurden in den Stauchversuchen drei verschiedene Dehnraten - $0,1 \text{ /s}$, 1 /s und 10 /s - untersucht. Die Versuche fanden an einer servohydraulischen Prüfmaschine (Servotest TMTS) unter nichtisothermen Bedingungen statt. Aufgrund des dabei auftretenden Temperaturverlustes wurden die gemessenen Fließkurven rechnerisch angepasst. Die erfasste Fließkurve für die zuvor beschriebenen Versuchsbedingungen ist in **Abbildung 28** dargestellt. Diese Daten wurden zur Werkstoffmodellierung in allen im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Prozesssimulationen herangezogen.

Eine wichtige Annahme dieser Arbeit ist das schädigungsfreie Ausgangsmaterial. Um diese Annahme zu überprüfen, wurden REM-Messungen im Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie (GFE) der RWTH Aachen durchgeführt. Die REM-Messungen fanden an drei Positionen der Querschnittfläche statt – im Zentrum ($R = 0$), an der Oberfläche ($R = R$) und dazwischen ($R = R/2$). Für jede Messposition wurden zwei Messungen durchgeführt, wobei jede Messung eine Fläche von $0,72 \text{ mm}^2$ abdeckte.

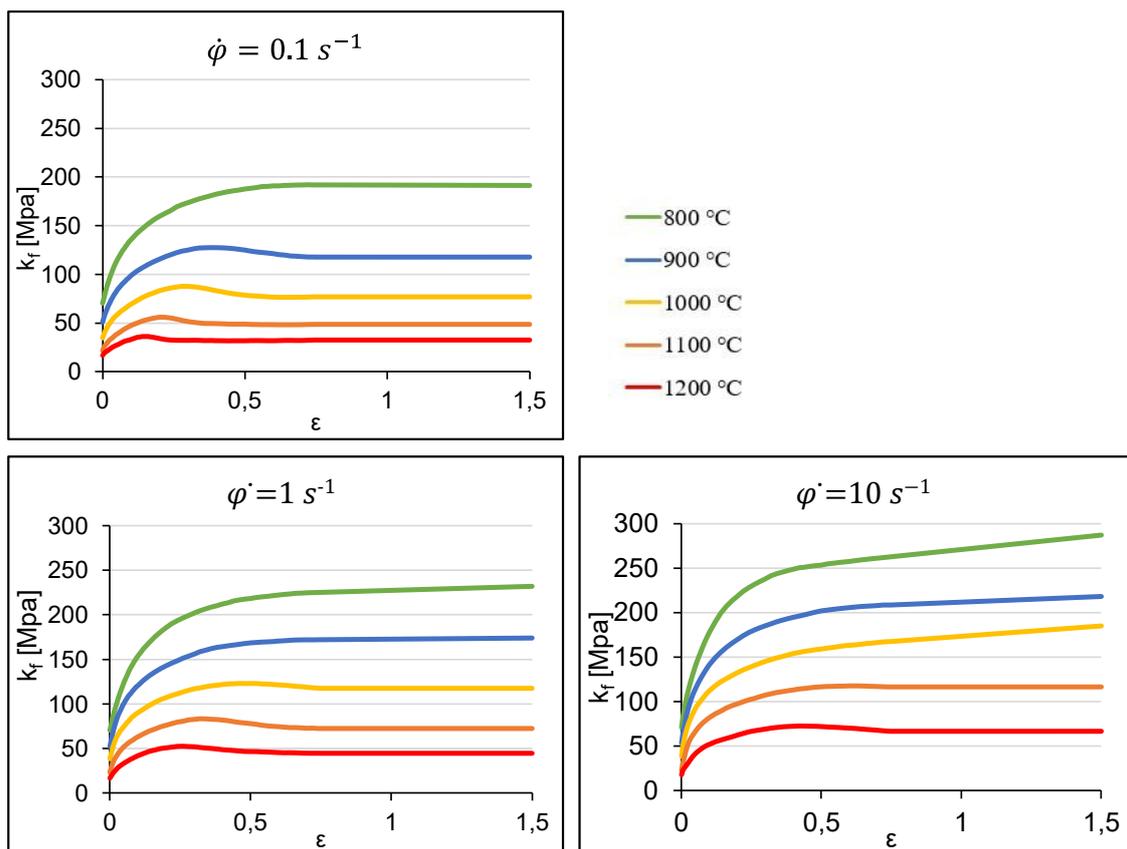


Abbildung 28: Warmfließkurve vom 16MnCr5S5, die mittels Stauchversuche ermittelt wurden

Die gemessene Anzahl der Poren in Abhängigkeit von ihrer Größe sowie der Anteil der Porenfläche an der jeweiligen Messposition sind in **Abbildung 27d** dargestellt. Durchschnittlich wurden insgesamt 244 Poren detektiert, von denen 98 % einen Durchmesser von $d < 1 \mu\text{m}$ aufweisen. Dies entspricht einem durchschnittlichen Anteil der Porenfläche

von 0,002 %. Die Messergebnisse legen nahe, dass die meisten kleineren Poren (mittlerer Porendurchmesser von $d < 1 \mu\text{m}$) im Zentrum und am Rand des Bauteilquerschnitts lokalisiert sind. Relativ größere Poren ($d > 1 \mu\text{m}$) befinden sich hingegen an der Oberfläche des Bauteils, was zum größten Anteil der Porenfläche im Randbereich führt. Trotz der relativ großen Messabweichungen wird für die weiteren Untersuchungen eine homogene Verteilung der Schädigung im Ausgangszustand angenommen.

In der Realität existiert keine Stahllegierung, die absolut porenfrei ist. In Anbetracht der geringen Porenanzahl wird der Ausgangszustand als schädigungsfrei für die Simulation angenommen. Ein möglicher Einfluss dieser kleinen Menge von Poren auf die Schädigungsentwicklung kann jedoch nicht ausgeschlossen werden. Es stellt eine große messtechnische Herausforderung für zukünftige Arbeiten dar, diesen Einfluss durch eine präzise Ermittlung der Verteilung und Morphologie der Poren in Massivbauteilen zu bestimmen.

5.1.3 Experimentelle Validierung des Prozessmodells

Für die experimentelle Validierung des zuvor vorgestellten Kaliberwalzmodells wurden Kaliberwalzversuche durchgeführt, die auf der in **Kapitel 5.2.1** vorgestellten Referenzkaliberfolge basieren. Die experimentell ermittelten Walzkräfte im Steady-State-Bereich entlang der Kaliberfolge werden den durch die Simulationen vorhergesagten Walzkräften (**Abbildung 29a**) gegenübergestellt. Die Walzkräfte der ersten drei Walzstiche konnten von der Simulation mit hoher Genauigkeit vorhergesagt werden. Beim vierten Walzstich ergab sich jedoch eine relativ große Abweichung, da die benötigte Walzkraft von der Simulation unterschätzt wurde. Dies könnte möglicherweise darauf zurückzuführen sein, dass das Werkstück beim letzten Walzstich in der Realität stärker an Temperatur verloren und somit fester geworden ist. Dies könnte wiederum auf die vergrößerte Oberfläche zurückzuführen sein, die zu einer stärkeren Konvektion an der Oberfläche führt.

Neben den Walzkräften wurde die experimentelle Validierung auch hinsichtlich der Vorhersagegenauigkeit der Formgebung durchgeführt. Die in den Kaliberwalzexperimenten resultierenden Bauteilquerschnittsformen wurden beispielhaft für den ersten und vierten Walzstich, wie in **Abbildung 29b** dargestellt, ebenfalls in der Simulation gut wiedergegeben. Die in den Simulationen dargestellten Bauteilhälften repräsentieren die vorhergesagten Temperaturverteilungen im Bauteilquerschnitt am Austritt der Umformzone.

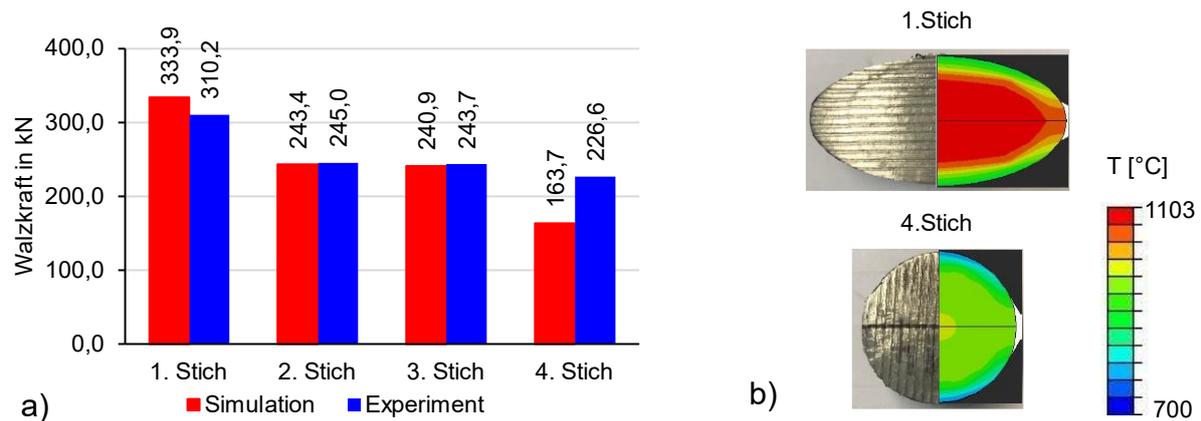


Abbildung 29: Experimentelle Validierung des FE-Modells vom Kaliberwalzen

5.2 Voruntersuchung zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung

Bisher wurden bei der traditionellen Kalibrierung hauptsächlich die Formgenauigkeit, Oberflächenqualität und Wirtschaftlichkeit als Zielmerkmale festgelegt. Besonderes Augenmerk wurde dabei auf eine optimale Kaliberausfüllung und Temperaturverteilung gelegt. Wie bereits erläutert, zielt diese Arbeit darauf ab, die Schädigung als zusätzliches Zielkriterium einzuführen, während die zuvor genannten Kriterien weiterhin sichergestellt werden sollen. In dieser Untersuchung soll ermittelt werden, inwiefern der Lastpfad - der maßgebliche Einflussfaktor auf die Schädigung - variiert werden kann, ohne negative Auswirkungen auf die Kaliberausfüllung zu haben.

In dieser Untersuchung werden zunächst die wesentlichen Einflussfaktoren des Lastpfads beim Kaliberwalzen mittels FE-Simulation ermittelt. Dabei wird analysiert, wie sich die lokale Entwicklung der Triaxialität und des Lode-Parameters durch Variation dieser Einflussfaktoren verändert und inwiefern sie die globale Lastpfadverteilung beeinflussen können. Als Ausgangspunkt der Untersuchung wird eine industriennahe Referenzkaliberfolge mit der vordefinierten Kaliberfolge Rund-Oval-Rund konzipiert. In den folgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der Untersuchung präsentiert und diskutiert.

5.2.1 Auslegung der industriennahen Referenzkalibrierung

Für die Gestaltung der industriennahen Referenzkalibrierung existiert bereits eine in der Industrie festgelegte Kalibrierung der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund. Diese weist die gleiche Ausgangsgeometrie auf, allerdings mit einem geringfügig abweichenden Enddurchmesser. Um die angestrebte Zielgeometrie zu erreichen und gleichzeitig eine optimale Kaliberausfüllung in jedem Walzstich sicherzustellen, wurde diese Kaliberfolge auf Basis einer FE-Studie dezent modifiziert.

Die resultierende Kaliberfolge ist in **Abbildung 30** dargestellt. Als geometrische Spezifikationen werden die folgenden Parameter in **Tabelle 2** aufgeführt. Das Achsenverhältnis $a_k = b/h$ definiert sich durch das Verhältnis zwischen der Breite b und der Höhe h des Kalibers. Bei einem Ovalkaliber ist $a_k > 1$, während bei einem Rundkaliber $a_k = 1$ gilt. Zusätzlich zum Walzspalt t werden auch die Flächenabnahme $\Delta\varepsilon_A = \frac{A_{n-1} - A_n}{A_{n-1}}$ - wobei A_n und A_{n-1} jeweils die Fläche des aktuellen und vorherigen Kalibers repräsentieren - sowie der globale Umformgrad φ in jedem Walzstich angegeben.

Die Gestaltung der Referenzkaliberfolge wird durch die FE-Simulation durchgeführt, welche ermöglicht, die Kaliberausfüllungen vorauszusagen. Für diesen Zweck wurde das FE-Modell, das in **Kapitel 5.1.1** dargelegt ist, herangezogen. Den Simulationsergebnissen entsprechend weisen alle Walzvorgänge eine Kaliberfüllung von mindestens 98% auf, wie in **Abbildung 31** dargestellt. Die experimentelle Validierung, die in **Kapitel 5.1.3** diskutiert wird, bestätigt die hinreichende Präzision der durch die FE-Simulation ermöglichten Vorhersagen.

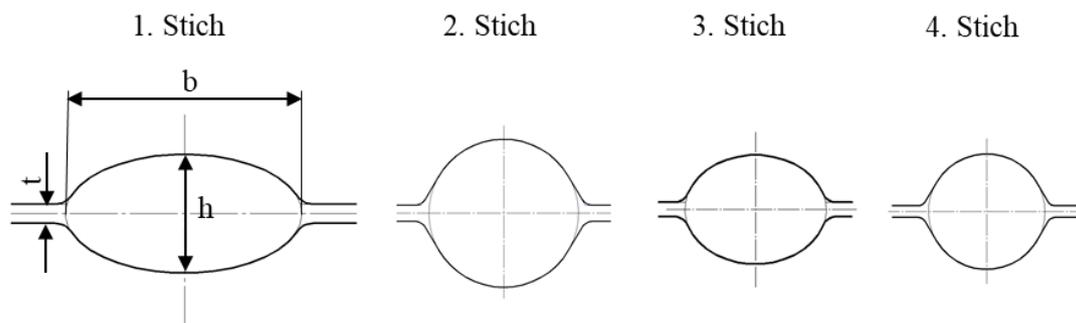


Abbildung 30: Industrienähe Referenzkalibrierung

Ausgangsmaterial	1. Stich	2. Stich	3. Stich	4. Stich
$a_k = 1,00$	$a_k = 1,98$	$a_k = 1,00$	$a_k = 1,29$	$a_k = 1,00$
$b = 60$	$b = 73,1$	$b = 46,0$	$b = 48,5$	$b = 40,0$
-	$t = 6,0$	$t = 5,0$	$t = 5,0$	$t = 4,0$
-	$\Delta\varepsilon_A = 0,25$	$\Delta\varepsilon_A = 0,25$	$\Delta\varepsilon_A = 0,12$	$\Delta\varepsilon_A = 0,11$
-	$\varphi = 0,29$	$\varphi = 0,24$	$\varphi = 0,15$	$\varphi = 0,11$

Tabelle 2: Geometrische Spezifikationen der Referenzkalibrierung

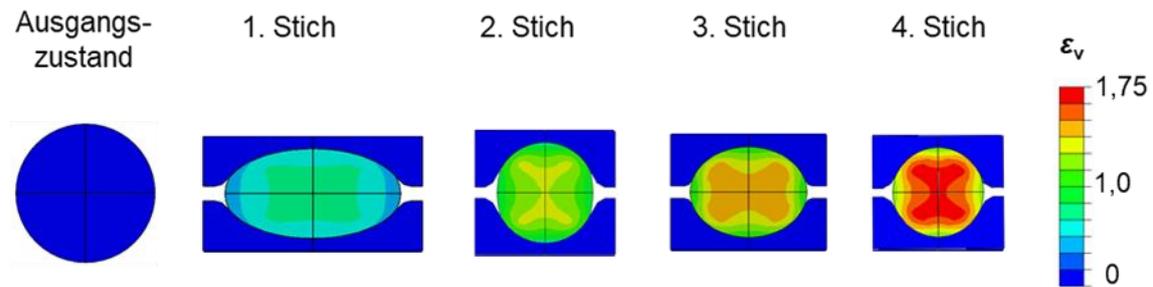


Abbildung 31: Numerische Simulation der industrienahen Referenzkalibrierung mit Darstellung der Vergleichsdehnung ϵ_v

5.2.2 Parametervariation zur Ermittlung der wesentlichen Einflussparameter auf den Lastpfad

Um die wesentlichen Parameter, die den Lastpfad beeinflussen, zu untersuchen, wurden verschiedene Prozessparameter als potentielle Einflussfaktoren identifiziert. Diese umfassen die Kalibergeometrie, die durch das Achsenverhältnis a_k charakterisiert wird, den Umformgrad oder die Flächenabnahme $\Delta\epsilon_A$, den Durchmesser der Walze d und die Walzgeschwindigkeit v .

Um die Auswirkungen der untersuchten Prozessparameter auf den Lastpfad, d.h. die Triaxialität und den Lode-Parameter, zu bestimmen, wurden alle anderen Parameter konstant gehalten, während jeder Parameter variiert wurde. Zusätzlich zu den Standardparametern, die bereits in **Kap. 5.2.2** aufgeführt sind, wurden ein Walzendurchmesser von $d = 400 \text{ mm}$ und eine Walzgeschwindigkeit von $v = 0,5 \frac{\text{m}}{\text{s}}$ als Referenzzustand festgelegt. Es ist zu beachten, dass Änderungen in der Kalibergeometrie möglicherweise unterschiedliche Auswirkungen auf den Lastpfad in den Walzstichen Rund-auf-Oval und Oval-auf-Rund haben. Aus diesem Grund wurden die Einflüsse von a_k und $\Delta\epsilon_A$ getrennt nach der Kaliberfolge untersucht. Bei den anderen Prozessparametern, wie dem Walzendurchmesser und der Walzgeschwindigkeit, wurde keine Unterscheidung aufgrund der Kaliberfolge vorgenommen. Da eine Parameterstudie mit allen vier Walzstichen zu komplex wäre, wurde der Prozess bewusst auf zwei Kaliberwalzstiche (die ersten zwei Stiche der Referenzkalibrierung) reduziert. Der Enddurchmesser beträgt dementsprechend 45 mm .

Aufgrund der dynamischen und ortsabhängigen Verteilung der Lastpfade wurde die Variation dieser Lastpfade anhand eines repräsentativen Punktes untersucht. Dieser Punkt wurde so ausgewählt, dass er sich idealerweise im schädigungskritischen Bereich befindet und somit ein hohes Optimierungspotenzial bietet. Zur Ermittlung des schädigungskritischen Bereichs wurde das Oyane-Schädigungskriterium herangezogen, da es auf der über die Dehnung integrierten Triaxialität basiert – das heißt, ein höherer Schädigungswert ergibt sich, wenn sich eine Stelle vorwiegend unter Zugbelastung befindet.

In **Abbildung 32** wird die resultierende Schädigungsverteilung mit Fokus auf die Entwicklung der Triaxialität dargestellt, wobei die roten Bereiche die schädigungskritischen Bereiche repräsentieren. Punkt A wurde als repräsentativer Punkt ausgewählt, da er im Vergleich zu anderen Stellen kontinuierlich einer vergleichsweise ungünstigen Triaxialität ausgesetzt ist.

Die **Abbildung 33** illustriert die Variation des Achsenverhältnisses a_k , wobei ein Variationsbereich zwischen 1,5 und 2,25 gewählt wurde. Bei allen a_k -Werten tritt eine konstante Flächenabnahme von $\Delta\varepsilon_{A1} = 0,25$ im Verlauf der Kaliberfolge von Rund auf Oval auf. Dementsprechend resultiert eine Flächenabnahme von $\Delta\varepsilon_{A2} = 0,25$ im zweiten Walzstich von Oval auf Rund. Die beiden Diagramme zeigen die Entwicklung der Triaxialität (links) und des Lode-Parameters (rechts) am Punkt A in der Umformzone.

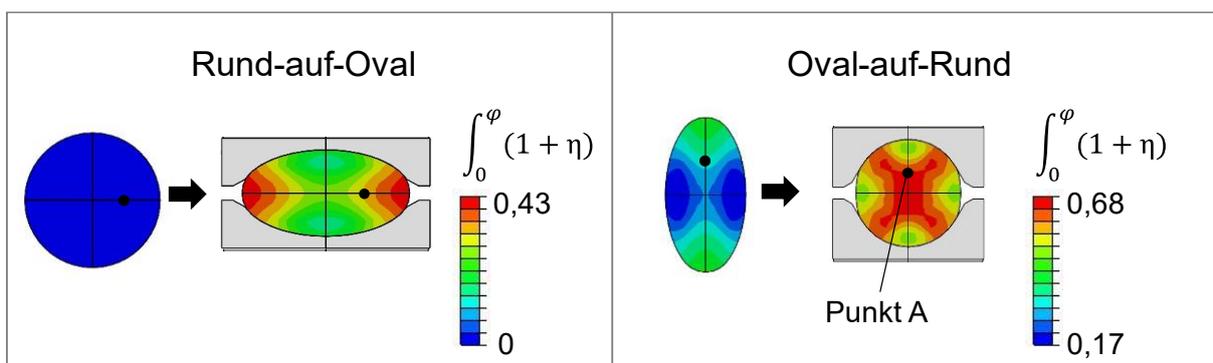


Abbildung 32: Triaxialitätsverteilung bei der ersten beiden Walzstichen der Referenzkalibrierung. Die beobachtete Stelle bei der Untersuchung der Lastpfadvariation wird als Punkt A gekennzeichnet

Beim Beobachten der Entwicklungen der Lastpfade fällt insgesamt auf, dass sich alle Triaxialitätsverläufe entlang der untersuchten Kaliberfolge im negativen (Druck-) Bereich befinden, speziell für die untersuchte a_k . Während des Walzschriffs von Rund auf Oval (dargestellt durch durchgezogene Linien) ist eine kontinuierliche Abnahme der Triaxialität zu beobachten, wobei eine deutliche Absenkung sowohl beim Eintritt als auch beim Austritt der Umformzone auftritt. Im zweiten Walzschriff von Oval auf Rund (gekennzeichnet durch gestrichelte Linien) ist ebenfalls eine starke Absenkung der Triaxialität beim Eintritt in die Umformzone festzustellen. Allerdings ist beim Austritt eine sofortige Zunahme der Triaxialität zu erkennen.

Bei der Beobachtung der Entwicklungen des Lode-Parameters fällt auf, dass dieser trotz überwiegend negativer Werte mit dem Umformgrad in beiden Kaliberfolgen vorwiegend ansteigt. Eine Ausnahme bildet hier lediglich die instabile Phase beim Eintritt in die Umformzone. Darüber hinaus ist beim Austritt aus der Umformzone stets ein deutlicher Anstieg des Lode-Parameters zu verzeichnen.

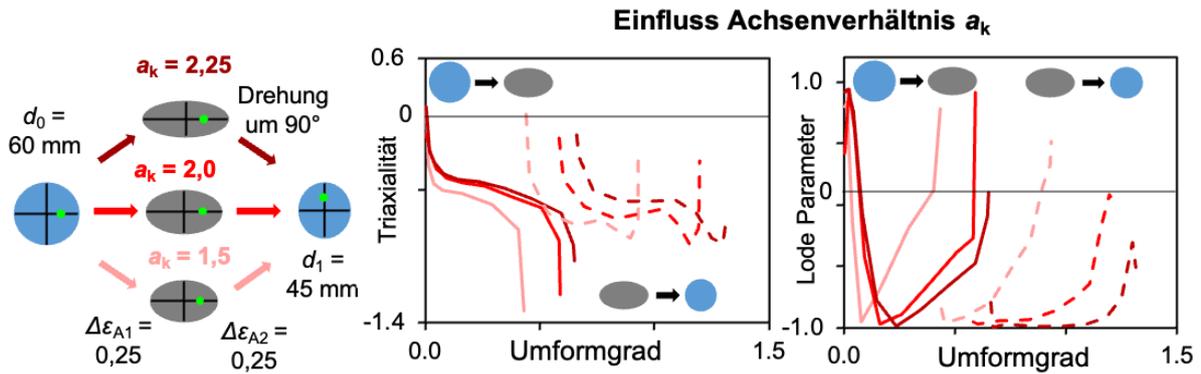


Abbildung 33: Parametervariation des Achsenverhältnis a_k des Ovalkalibers und sein Einfluss auf den Lastpfad

In Bezug auf den spezifischen Einfluss von a_k ergibt sich folgende Beobachtung: Erstens führt eine Reduzierung von a_k bei der Triaxialität zu einer Verschiebung des gesamten Triaxialitätsverlaufs in eine negativere Richtung, also tiefer in den Druckbereich. Beim Lode-Parameter ist die Tendenz erkennbar, dass eine kleinere a_k zu einer schnelleren und teilweise stärkeren Steigerung des Lode-Parameters führt. So zeigt im zweiten Walzschritt (Oval-auf-Rund) der Lode-Parameter bei $a_k = 2,25$ bis kurz vor dem Ende der Umformung einen Wert von -1 , während dieser bei $a_k = 1,5$ bereits bei Erreichung von 50% der gesamten Dehnung von -1 auf $-0,5$ gestiegen ist.

Im Hinblick auf das Ziel einer schädigungskontrollierten Prozessgestaltung erscheint es an dieser Stelle sinnvoll, eine Prognose über den Einfluss der durch Änderungen von a_k hervorgerufenen Lastpfadvariation auf die Schädigungsentwicklung zu treffen. Hierzu wurden zwei Hypothesen aus den vorhandenen Erkenntnissen abgeleitet.

Erstens deutet der Einfluss von a_k auf die Triaxialität darauf hin, dass ein kleineres a_k aufgrund der stärker negativen Triaxialität möglicherweise einen Porenschluss begünstigt. Zweitens sollte im Hinblick auf die Schädigungsentwicklung auch der Lode-Parameter berücksichtigt werden. In der Literatur, wie beispielsweise bei Bai & Wierzbicki [78], wird angedeutet, dass der Lode-Parameter insbesondere bei negativer Triaxialität eine wesentliche Rolle spielt. Je näher der Lode-Parameter an der Nulllinie liegt, desto stärker ist der Spannungszustand von Scherung geprägt, was laut Literatur zu einer stärkeren Schädigungsentwicklung führt. Die zuvor diskutierten potenziellen Auswirkungen eines kleineren a_k in Bezug auf den Porenschluss durch eine günstigere Triaxialität und die Schädigungsentwicklung durch ungünstige Lode-Parameter könnten sich teilweise ausgleichen. Welcher dieser beiden Effekte in der Schädigungsentwicklung dominiert, kann jedoch erst durch weitere Untersuchungen mit zuverlässigen Schädigungsmodellen geklärt werden.

Analog zu a_k wurde die Verminderung der Fläche, $\Delta\varepsilon_{A1}$, im ersten Walzstich (Rund-auf-Oval) bei $a_k=2$ im Bereich von 0,18 bis 0,3 variiert. Die resultierende Lastpfadvariation wird in **Abbildung 34** dargestellt. Da die Anfangs- und Endgeometrie festgelegt sind, ist auch der gesamte Umformgrad vorbestimmt. Folglich muss jede Erhöhung der Flächenabnahme im ersten Walzstich im zweiten Walzstich entsprechend ausgeglichen werden. Bei den gezeigten Lastpfadentwicklungen ist erkennbar, dass eine größere $\Delta\varepsilon_A$, ähnlich wie kleinere a_k , eine stärkere negative Triaxialität sowie eine Verschiebung des Lode-Parameters in die positive Richtung bewirkt. Dieser Einfluss ist bei der Kaliberfolge Oval-auf-Rund signifikanter als bei Rund-auf-Oval, wobei dieser Effekt hauptsächlich gegen Ende der Umformung und kaum beim Lode-Parameter sichtbar ist.

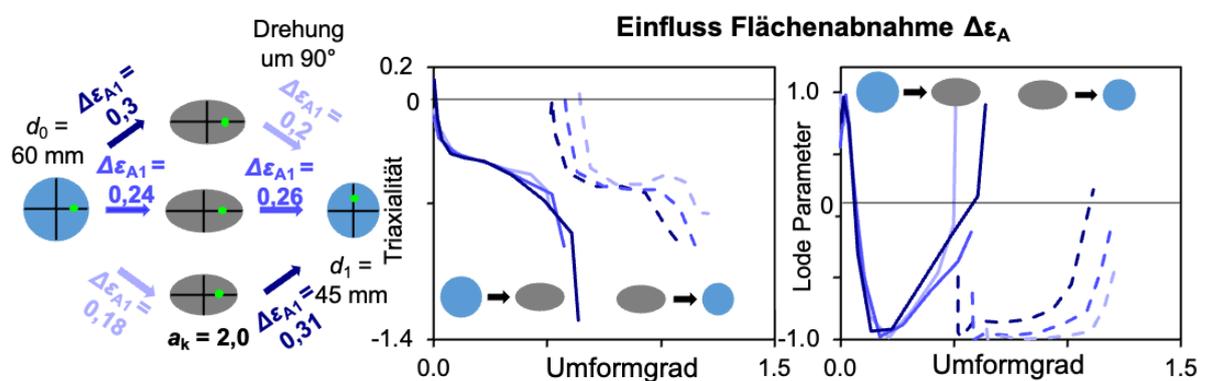


Abbildung 34: Parametervariation der Flächenabnahme $\Delta\varepsilon_A$ und ihr Einfluss auf den Lastpfad

Die Untersuchung der geometrischen Parameter der Kaliber legt nahe, dass ein möglichst kleines Achsenverhältnis und eine möglichst große Flächenabnahme gewählt werden sollten, um stärkere Druckspannungen zu erzeugen und somit die Entwicklung von Schädigung positiv zu beeinflussen.

Abbildung 35a und b zeigen den Einfluss des Walzendurchmessers d auf den Lastpfad. Es zeigt sich, dass ein größerer d gegen Ende der Umformung zu einer leichten Verschiebung der Triaxialität in die negative Richtung führt, während der Lode-Parameter kaum von d beeinflusst wird. Es ist jedoch zu beachten, dass sich die gedrückte Länge l_d bzw. die gedrückte Fläche A_d durch eine Variation des Walzendurchmessers d ändert. Gemäß der Gleichung zur Abschätzung der Walzkraft $F = A_d k_W$ [159] ist die Walzkraft direkt proportional zur gedrückten Fläche A_d . **Abbildung 35c** zeigt die Kraftvorhersagen der FE-Simulationen bei unterschiedlichen Walzendurchmessern. Mit steigendem d erhöht sich die Walzkraft deutlich, obwohl dies nur zu einer vergleichsweise geringen Verschiebung der Triaxialität in die negative Richtung führt. In Anbetracht des durch die höhere Kraft erhöhten Energieaufwands und des relativ geringen Einflusses wird d nicht als wesentlicher Faktor bei der Prozessauslegung betrachtet.

Beim Untersuchen der Walzgeschwindigkeit v ist zunächst die Annahme zu berücksichtigen, dass diese das Fließverhalten des Materials beeinflusst. Es ist zu erwarten, dass eine erhöhte Umformgeschwindigkeit zu einer stärkeren Verfestigung führt. Darüber hinaus tritt bei einem langsameren Prozess ein stärkerer Temperaturverlust in den oberflächennahen Bereichen auf, was zu einer inhomogenen Temperaturverteilung führt und dadurch Veränderungen der lokalen plastischen Verformungen hervorruft. Solche Veränderungen können zu unterschiedlichen Entwicklungen des lokalen Spannungszustands führen. Eine Variation der Walzgeschwindigkeit in der FE-Simulation zwischen 0,5 m/s und 10,5 m/s (siehe **Abbildung 36**) zeigt jedoch, dass der resultierende Lastpfad kaum von der Walzgeschwindigkeit beeinflusst wird. Es ist jedoch zu beachten, dass die durch eine Änderung der Walzgeschwindigkeit verursachte Mikrostrukturveränderung aufgrund dynamischer Rekristallisation hier nicht berücksichtigt wird.

Einfluss Walzendurchmesser d

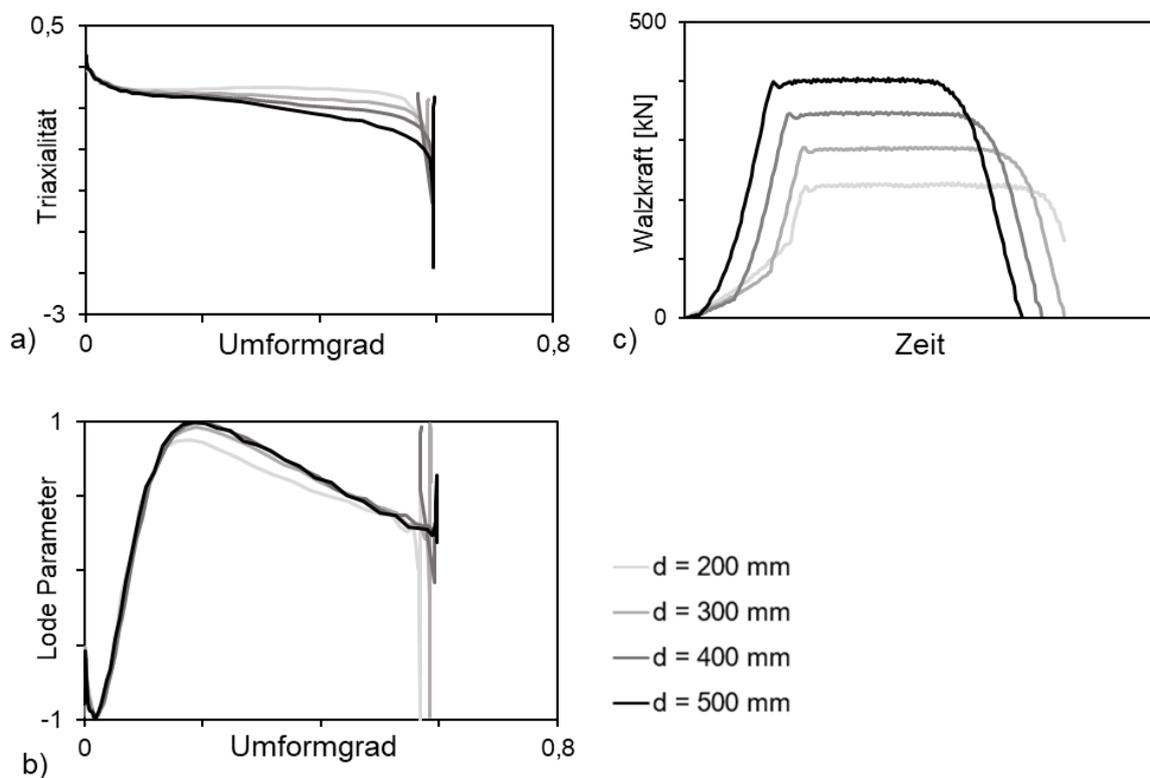


Abbildung 35: Einfluss vom Walzendurchmesser d auf den Lastpfad

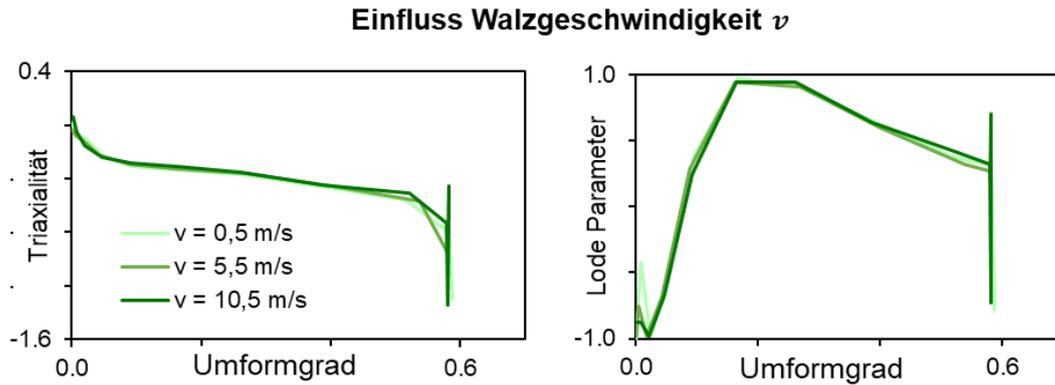


Abbildung 36: Einfluss von der Walzgeschwindigkeit auf den Lastpfad

Unter Berücksichtigung der Stärke der Einflüsse und der Umsetzbarkeit in der Praxis werden das Achsenverhältnis a_k und die Flächenabnahme $\Delta\varepsilon_A$ als wesentliche Einflussparameter des Lastpfads identifiziert und bei der Prozessauslegung zur Schädigungskontrolle als steuernde Variablen eingesetzt.

5.3 Ermittlung der Variationsbreite des Lastpfads mit Rücksicht auf die Kaliberfüllung

Nachdem die lastpfadsteuernden Freiheitsgrade - a_k und $\Delta\varepsilon_A$ identifiziert wurden, soll im nächsten Schritt der gültige Variationsbereich dieser Parameter ermittelt werden. Die FE-Studie hat aufgezeigt, dass Veränderungen in der Kalibergeometrie zu einer Anpassung der Kaliberfüllung führen können. Im Extremfall kann dies zu einer starken Über- oder Unterfüllung führen, wie beispielsweise in **Abbildung 37** dargestellt.

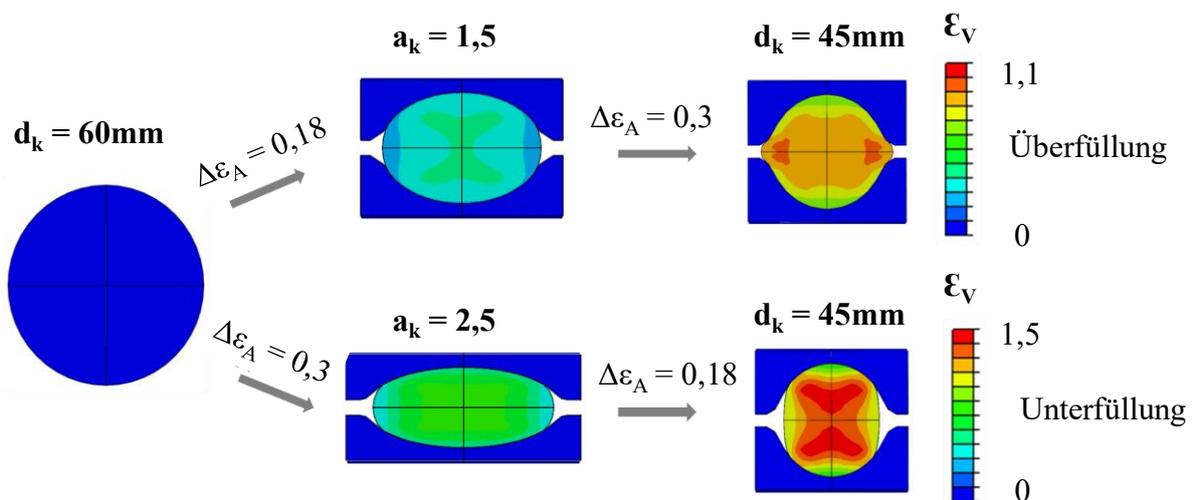


Abbildung 37: Füllungsfehler aufgrund ungünstiger Auswahl von geometrischen Parameter

Um den für die Kaliberfüllung gültigen Variationsbereich zu bestimmen, wurde auf Grundlage der FE-Simulation eine erweiterte Parameterstudie durchgeführt. Hierbei wurden a_k und $\Delta\varepsilon_A$ variiert, um die resultierenden Kaliberfüllungen zu analysieren. Es wird angenommen, dass

die Formfüllung hauptsächlich von der Kalibergeometrie, also von a_k und $\Delta\varepsilon_A$, sowie von der Reihenfolge der Kaliber abhängt. Es wird nicht davon ausgegangen, dass die Position des jeweiligen Stiches im Prozess oder die gesamte Kaliberfläche einen Einfluss hat. Zum Beispiel zeigt das Ovalkaliber mit den Werten $a_k = 2$ und $\Delta\varepsilon_A = 0,25$ stets dieselbe Lastpfadentwicklung, unabhängig davon, ob es sich beim zweiten oder vierten Stich befindet. Basierend auf dieser Herangehensweise wurde für jede betrachtete Kaliberfolge – in diesem Fall Rund-auf-Oval und Oval-auf-Rund – eine Parameterstudie durchgeführt. Der Variationsbereich wurde für a_k auf 1,25-2,5 und für $\Delta\varepsilon_A$ auf 0,16-0,3 festgelegt. Parametersets außerhalb dieses Bereichs sind in der Praxis selten anzutreffen.

Die in **Abbildung 38** dargestellten Diagramme illustrieren die Veränderung der Kaliberfüllung in Abhängigkeit von den Parametern a_k und $\Delta\varepsilon_A$ für die jeweilige Kaliberfolge. Die resultierenden Füllungsgrade sind in den Diagrammen farblich in drei Kategorien unterteilt: Rot steht für Überfüllung, Schwarz für Unterfüllung und Blau für eine optimale Füllung. Diese Analyse dient als Grundlage für die Gestaltung des Prozesses zur Beeinflussung von Schädigungen, welche in **Kapitel 7** näher erläutert und diskutiert wird. Für die Kategorisierung der Kaliberfüllgrade wurde der Bereich $0,95 < \delta < 1,0$ als optimal definiert, wobei berücksichtigt wurde, dass eine leichte Unterfüllung üblicherweise keine negativen Auswirkungen in der Praxis hat. Für den letzten Walzstich wird jedoch oft eine höhere Formgenauigkeit angestrebt, in solchen Fällen sollte der definierte Bereich für eine optimale Füllung entsprechend angepasst werden.

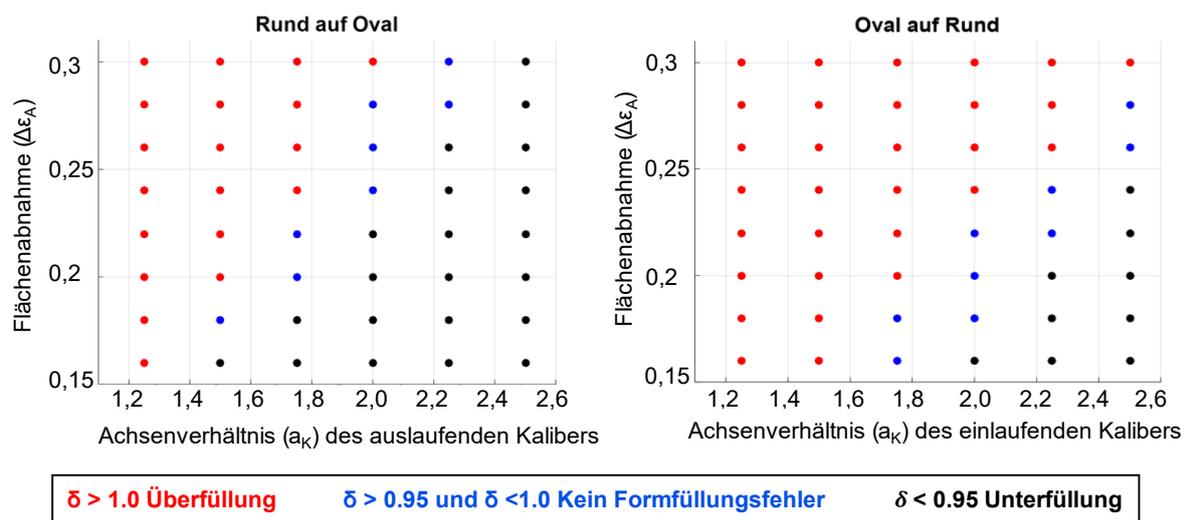


Abbildung 38: Analyse der Kaliberausfüllung in Abhängigkeit vom a_k und $\Delta\varepsilon_A$ zur Ermittlung der Variationsbreite des Lastpfads

Die Ergebnisse dieser Analyse zeigen für beide Kaliberfolgen, dass mit steigendem Achsenverhältnis a_k die Flächenabnahme $\Delta\varepsilon_A$ entsprechend vergrößert werden muss, um eine optimale Kaliberfüllung zu gewährleisten. Ein Blick auf **Abbildung 33** und **Abbildung 34**

offenbart jedoch, dass eine Vergrößerung von a_k und $\Delta\varepsilon_A$ die Lastpfadentwicklung in jeweils entgegengesetzten Richtungen beeinflusst. Während zum Beispiel ein kleineres a_k eine stärkere negative Triaxialität für beide Kaliberfolgen zur Folge hat, bewirkt eine Reduzierung von $\Delta\varepsilon_A$ eine leichte Verschiebung der Triaxialität in die positive Richtung. Bei genauerer Betrachtung der lokalen Lastpfadentwicklung am Punkt A wird deutlich, dass a_k in diesem Kontext einen stärkeren Einfluss auf den Lastpfad ausübt. Daraus ergibt sich die Hypothese, dass Kaliberfolgen mit einem geringeren a_k zu einer für die Schädigungsentwicklung vorteilhafteren Lastpfadentwicklung beitragen.

5.4 Fazit

Die in diesem Kapitel präsentierten numerischen Untersuchungen vermitteln die notwendigen Grundlagen für eine schädigungskontrollierte Prozessauslegung des Kaliberwalzens durch Beeinflussung des Lastpfads. Eine durchgeführte Parameterstudie zur Variation des Lastpfads zeigte, dass insbesondere die Kalibergeometrie, hier repräsentiert durch das Achsenverhältnis a_k und die Flächenabnahme $\Delta\varepsilon_A$, den Lastpfad maßgeblich bestimmt. Die Anpassung dieser beiden Parameter ermöglicht es, ein verändertes makroskopisches Spannungsfeld zu erzeugen. Gleichzeitig wurde jedoch beobachtet, dass sie auch entscheidend die Kaliberausfüllung beeinflussen. Dies machte eine ergänzende Studie notwendig, um den zulässigen Variationsbereich (in diesem Kontext als "Variationsbreite des Lastpfads" bezeichnet) des identifizierten Einflussparameters in Bezug auf den Kaliberfüllgrad zu definieren.

Für die Untersuchung der Variationsbreite wurde vereinfachend ausschließlich die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund in Betracht gezogen. Die Ergebnisse dieser Analyse legen nahe, dass beide Einflussparameter – a_k und $\Delta\varepsilon_A$ – einen erheblichen Einfluss auf die Kaliberfüllung ausüben und entsprechend angepasst werden müssen, um eine optimale Kaliberfüllung sicherzustellen. Hierbei ist anzumerken, dass die in dieser Arbeit identifizierten Einflussparameter speziell für die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund Gültigkeit besitzen. Für andere Kaliberfolgen ist eine erneute Bestimmung der relevanten Einflussparameter erforderlich. Aus der Analyse geht hervor, dass die Einflussparameter in Bezug auf Lastpfadbeeinflussung und Kaliberfüllung bei den Kaliberfolgen Rund-auf-Oval und Oval-auf-Rund unterschiedliche Auswirkungen haben. Während ein möglichst kleines Achsenverhältnis a_k und eine möglichst große Flächenabnahme $\Delta\varepsilon_A$ aufgrund einer günstigeren Triaxialität bevorzugt werden, tendieren diese Einstellungen zu einer Kaliberüberfüllung. Um diesen Konflikt zu adressieren, dient das in **Abbildung 38** dargestellte Diagramm, welches die zulässigen Bereiche der beiden Parameter (durch blaue Punkte gekennzeichnet) zeigt, als Richtschnur für die Parameterauswahl.

In diesem Kapitel wurde im Rahmen der Diskussion eine Hypothese zur Schädigungsentwicklung in Abhängigkeit von der Lastpfadvariation formuliert. Zur Überprüfung dieser Hypothese bedarf es eines zuverlässigen Schädigungsmodells. Dementsprechend wird im nächsten Kapitel die numerische Vorhersage von Schädigungen beim Kaliberwalzen behandelt.

6 Untersuchung und Bewertung von Schädigungsmodelle

Die Entwicklung von Schädigung beim Kaliberwalzen ist ein dynamischer, ortaufgelöster Prozess, der mit experimentellen Methoden schwer zu erfassen ist. Für diese Arbeit ist eine genaue Darstellung der Schädigungsentwicklung auf makroskopischer Ebene jedoch unerlässlich, um die Unterschiede in der Schädigung durch Parametervariationen zu erkennen. Deshalb wurde eine numerische Methode verwendet, die es erlaubt, die Schädigungsentwicklung mithilfe einer in die Prozesssimulation integrierbaren User-Subroutine mathematisch darzustellen und anschließend zu visualisieren.

Wie in **Kapitel 2.4** dargestellt, wurden in den letzten Jahrzehnten mehrere mathematische Modelle entwickelt, um die Entwicklung duktiler Schädigungen in metallischen Werkstoffen vorherzusagen. Grundsätzlich lassen sich diese mathematische Modelle in zwei Kategorien einteilen: Schädigungskriterien und Schädigungsmodelle. Jede dieser Kategorien umfasst zahlreiche Ansätze, die sich in ihrem Fokus unterscheiden. Generell sind Schädigungsmodelle prinzipiell besser für Umformprozesse geeignet. Sie erfordern jedoch aufgrund der Rückkopplung der Schädigung auf das Materialfließverhalten einen erhöhten Aufwand bei der Implementierung und Berechnung. Schädigungskriterien hingegen bieten eine verhältnismäßig einfachere Implementierung und einen geringeren Rechenaufwand, was besonders vorteilhaft ist, wenn es primär um eine qualitative Bewertung der Schädigung geht. durch Schädigungskriterien wird anhand von den Ergebnissen diskutiert.

Im Folgenden werden ausgewählte Schädigungskriterien und Schädigungsmodelle im Kontext des Kaliberwalzens betrachtet. Die daraus resultierenden Schädigungsvorhersagen werden miteinander verglichen und abschließend anhand hochauflösender experimenteller Messungen beurteilt. Die Möglichkeit, Schädigungsmodelle durch Schädigungskriterien zu ersetzen, wird basierend auf den Ergebnissen diskutiert.

6.1 Anwendung von Bruchkriterien für schnellere Schädigungsvorhersage

Wie bereits erläutert, zielen Schädigungskriterien darauf ab, makroskopisches Materialversagen vorherzusagen. In den meisten dieser Kriterien wird die kumulative Schädigung als Schädigungsparameter entlang des Umformungspfads berechnet. Wenn dieser Parameter einen materialabhängigen Schwellwert erreicht, tritt ein lokaler Materialbruch auf. Da bei Umformprozessen jedoch nicht der Materialbruch, sondern die kumulierte Schädigung im Vordergrund steht, wird in dieser Betrachtung die Entwicklung des Schädigungsparameters fokussiert.

Drei Schädigungskriterien wurden entlang der auslegten Referenzkaliberfolge untersucht. Das Kriterium nach Cockroft & Latham [160] wird wie folgend definiert:

$$D_{CL} = \int_0^{\varepsilon} \sigma_1 d\varepsilon \quad \text{Gl. 3}$$

Dabei wird der Schädigungsparameter D_{CL} als Integration der höchsten Normalspannung σ_1 über Dehnung berechnet. Bei Druckspannung wird $\sigma_1 = 0$ angesetzt, sodass nur eine Zunahme von D_{CL} möglich ist. Bei Scherspannung steigt D_{CL} implizit durch Verfestigung.

Ein weiteres Schädigungskriterium ist das Kriterium nach Freudenthal [161]. Dabei wird die Integration der Vergleichsspannung über die Dehnung als Maß für die Schädigungskumulation herangezogen [162]:

$$D_{Fr} = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq} \quad \text{Gl. 4}$$

Zuletzt wird das Kriterium nach Oyane [116] untersucht:

$$D_{Oy} = \int_0^{\varepsilon} \left(1 + \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon \quad \text{Gl. 5}$$

Der Term $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ gibt das Verhältnis der hydrostatischen Spannung σ_m zur Vergleichsspannung σ_{eq} an, was auch als Spannungstriaaxialität bezeichnet wird. Da die Triaxialität bei hoher Druckspannung kleiner als -1 werden kann, ist dabei eine Abnahme von D_{Oy} möglich, was den Porenschluss bedeutet.

Die drei genannten Schädigungskriterien wurden über eine USBFLD (User Defined Field) Subroutine in das in **Kapitel 5.1.1** vorgestellten FE-Modell implementiert. Wie bereits erwähnt, liegen die Vorteile in einer einfachen Implementierung sowie einer schnellen Vorhersage. Eine Rückkopplung der Schädigung auf die Werkstoffeigenschaften ist nicht vorgesehen. Diese erleichtert die Implementierung der temperatur- sowie dehnratenabhängigen Warmfließkurven, die durch Vorversuche (Stauchversuche) ermittelten wurden und in **Abbildung 28** dargestellt sind.

Abbildung 39 zeigt die Schädigungsentwicklungen, die durch die oben genannten Schädigungskriterien vorhergesagt wurden, basierend auf der Referenzkalibrierung. Es fällt auf, dass die resultierenden Schädigungsverteilungen sowie -entwicklungen nach dem Kriterium von Cockroft & Latham im Vergleich zu den anderen beiden Kriterien deutlich differieren. Laut Cockroft & Latham konzentriert sich die Schädigungsentwicklung hauptsächlich in den oberflächennahen Bereichen des Walzguts. Am Ende des Prozesses ist nur eine geringfügige Schädigung in der Nähe der Mittelachse zu erkennen. Im Gegensatz dazu prognostizieren sowohl Freudenthal als auch Oyane einen schädigungskritischen Bereich mit einer Schmetterlingsförmiger Ausprägung im Kern des Walzguts. Ein gemeinsames Merkmal der drei Schädigungskriterien ist die Vorhersage einer kontinuierlichen Zunahme der Schädigung entlang der Kaliberfolge. Es ist zu beachten, dass die dargestellte Werte des

Schädigungsparameters dimensionslose sind und keine physikalischen Bedeutungen haben. Daher sind sie nicht direkt miteinander vergleichbar.

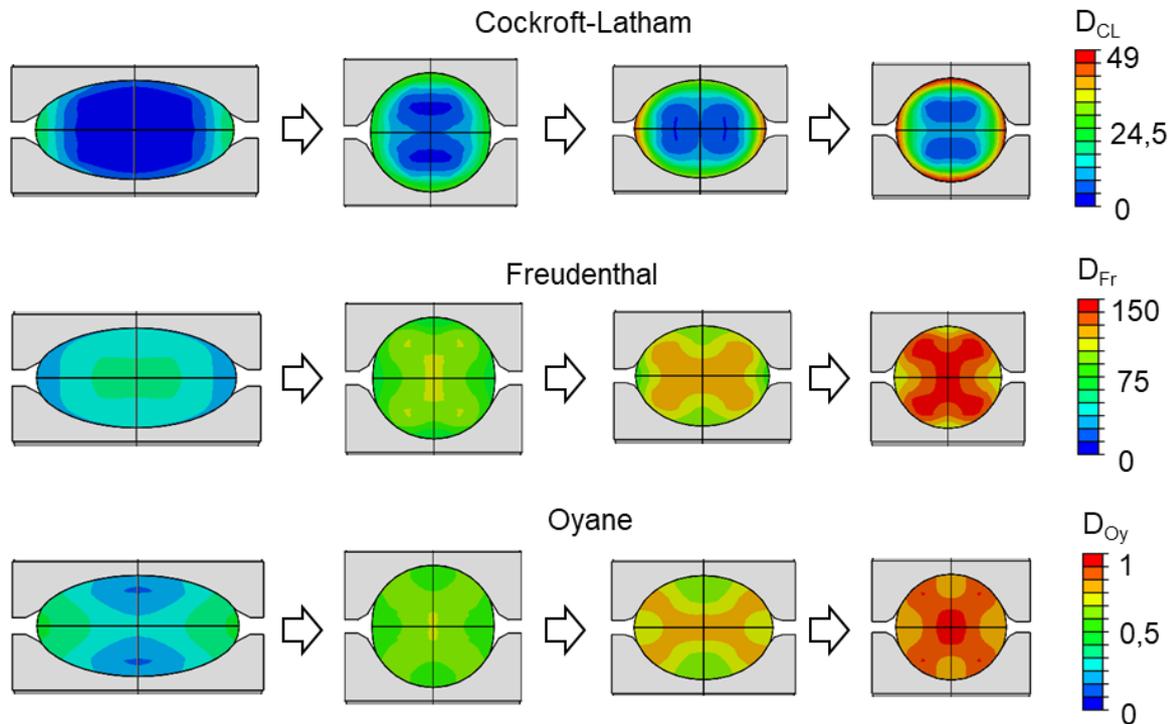


Abbildung 39: Schädigungsvorhersage bei der industrienahen Referenzkalibrierung nach drei Schädigungskriterien

6.2 Nicht gekoppeltes Lemaitre Modell

Das Kaliberwalzen befindet sich am Beginn der Umformprozesskette. Die Schädigungszustände, die durch das Kaliberwalzen entstehen, beeinflussen maßgeblich die Schädigungsentwicklung in nachfolgenden Kaltumformungsverfahren, wie beispielsweise das Fließpressen. Die Größe der Schädigung beim Kaliberwalzen ist jedoch im Vergleich zu den Schädigungen, die durch Kaltumformung entstehen, von deutlich geringerer Größenordnung und daher oft vernachlässigbar. An dieser Stelle wurde ein nicht gekoppeltes, Lemaitre-artiges Schädigungsmodell verwendet, um die moderate Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen zu beschreiben. Um einen hohen Rechenaufwand zu vermeiden, wurde die makroskopische Materialdegradation nicht berücksichtigt, da es sich beim Kaliberwalzen vorrangig um eine Porenevolution auf der Mikroebene handelt.

Die Implementierung des nicht gekoppelten Lemaitre Modells erfolgte ebenfalls über eine USDFLD User Subroutine bei ABAQUS Standard. Nach dem klassischen Lemaitre Model [134] gelten die Definitionen für Gl. 6 bis Gl. 8:

Der Schädigungswert D wird als das Verhältnis zwischen der Porenfläche und der gesamten betrachteten Flächen definiert:

$$D = \frac{A_D}{A} \quad \text{Gl. 6}$$

Aufgrund der Schädigung reduziert sich die lasttragende Fläche, was zu einer erhöhten Spannung führt. Um dies zu berücksichtigen, wird das Konzept der „effektiven Spannung“ $\tilde{\sigma}$ eingeführt:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad \text{Gl. 7}$$

Um die Schädigungsevolution zu ermitteln, ergibt sich aus der thermodynamischen Theorie die Bedingung für die mechanischen Dissipation:

$$-y\dot{D} > 0 \quad \text{Gl. 8}$$

Wobei der Term $-y\dot{D}$ der im Schädigungsvorgang verbrauchten Energie entspricht. $-y$ wird als „damage strain energy release rate“ bezeichnet. Nach einer leichten Modifikation [163] wird dieser wie folgend definiert:

$$-y = \frac{1+\nu}{2E} \sum_{i=1}^3 [(\tilde{\sigma})^2 + h(-\tilde{\sigma})^2] - \frac{\nu}{2E} \sum_{i=1}^3 [(\tilde{\sigma}_h)^2 + h(-\tilde{\sigma}_h)^2] \quad \text{Gl. 9}$$

Um die unterschiedlichen Einflüsse von Zug- und Druckspannung auf die Schädigung zu berücksichtigen, wird basierend auf dem klassischen Lemaitre Modell ein Gewichtungsfaktor h für die Druckspannung eingeführt.

Für die Berechnung der Schädigungsevolution gilt nach Lemaitre [134]:

$$\dot{D} = \dot{\lambda} \left\langle \frac{-y}{S} \right\rangle^{\kappa} \frac{1}{[1-D]^{\beta}} \quad \text{Gl. 10}$$

S , κ und β sind dabei Materialkonstante und müssen experimentell ermittelt werden. $\dot{\lambda}$ entspricht dem Plastikmultiplikator.

Die für das verwendeten Material genutzten Materialparameter wurden bereits in der Arbeit von Schowtjak et al. [163] ermittelt. Dort wurde die Methodik und der Vorgang der Parameteridentifikation detailliert beschrieben. Die Parameteridentifikation wurde als inverses Problem dargestellt und mithilfe von quasistatischen Warmzugversuchen durchgeführt. Ein optimales Parameterset wurde definiert, sobald das Minimum des Unterschieds zwischen der experimentell ermittelten Werten und den von der Simulation vorhergesagten Kräften gefunden war. Es sollte jedoch betont werden, dass die ermittelten Materialparameter weder Temperatur- noch Dehnratenabhängig sind und bei einer Temperatur $T = 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ identifiziert wurden. Das in dieser Arbeit für das Kaliberwalzen herangezogene Parameterset lautet: $S = 267,3$, $\kappa = 0,6$, $\beta = 1,01$, $h = 0$.

Die resultierende Schädigungsvorhersage gemäß dem nicht gekoppelten, leicht modifizierten Lemaitre Modell (**Abbildung 40**) zeigt, ähnliche wie bei den anderen untersuchten Schädigungskriterien, eine kontinuierliche Zunahme der Schädigung entlang der Kaliberfolge.

Der schädigungskritische Bereich befindet sich laut Lemaitre in der Nähe der Walzgutoberfläche. Es ist bemerkenswert, dass die resultierende Schädigungsverteilungen nach Lemaitre eine hohe Ähnlichkeit mit denen nach Cockroft-Latham haben.

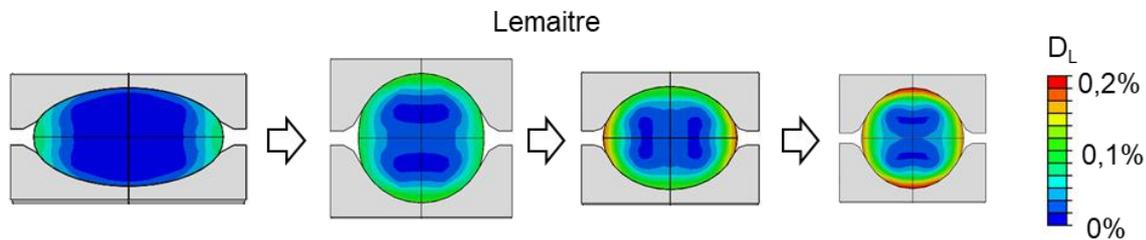


Abbildung 40: Schädigungsvorhersage der Referenzkalibrierung nach dem Lemaitre Modell

6.3 Einsatz von Schädigungsmodellen zur Abbildung der Schädigungsentwicklung

Viele Schädigungsmodelle, wie zum Beispiel das renommierte Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) Modell, widmen sich der Erfassung des fortschreitenden Porenentwicklungsvorgangs auf mikroskopischer Ebene während der Umformung und ermöglichen eine aussichtsreiche, physikalisch fundierte Schädigungsvorhersage bei Umformprozessen unter komplexen Spannungszuständen. Die meisten Modelle dieser Art sind allerdings für die Kaltumformung entwickelt worden und berücksichtigen keinen Einfluss der thermisch aktivierter Mikrostrukturentwicklung auf die Schädigung. Es existieren jedoch Modifizierungen der bestehenden Schädigungsmodelle, die Effekte wie die Rekristallisation einbeziehen. In der vorliegenden Arbeit wurde das modifizierte GTN-Modell nach Bambach [164] analysiert, bei dem die Beschreibung des Porenentstehungsprozesses so abgeändert wurde, dass sie den Einfluss der dynamischen Rekristallisation berücksichtigen.

6.3.1 Modifiziertes GTN-Modell mit Berücksichtigung von DRX

Im Folgenden sind die Gleichungen aufgeführt, welche mittels einer „User-defined Material Model (VUMAT)“ Subroutine beim Kaliberwalzen implementiert wurden:

Aus dem klassischen GTN-Modell wird die folgende Formulierung verwendet:

Wie bereits erläutert, beschreibt das klassische GTN-Modell die vollständige Evolution der Schädigung, die aus der Entstehung, dem Wachstum und der Koaleszenz von Poren besteht und diese Vorgänge mit der Materialplastizität verknüpft. Die lokale Fließbedingung in Abhängigkeit vom Porenvolumenanteil f^* wird im klassischen GTN-Modell [120] [165] [84] wie folgt dargestellt:

$$\phi = \frac{\sigma_v^2}{\sigma_0^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_H}{2\sigma_0}\right) - (1 + q_3 f^{*2}) \quad \text{Gl. 12}$$

Dabei entspricht σ_0 der Fließspannung des Matrixmaterials, während σ_v und σ_H der Vergleichsspannung und der hydrostatischen Spannung zugeordnet sind. Diese auf dem von-

Miseses-Material basierende Fließbedingung wurde ursprünglich von Gurson [120] vorgeschlagen und später von Tvergaard [166] [167] durch die Parameter q_1 , q_2 und q_3 ergänzt. Um den zunehmenden Verlust der Tragfähigkeit des Materials nach dem Beginn der Porenkoaleszenz zu berücksichtigen, wurde das Modell von Tvergaard und Needleman erweitert:

$$f^* = \begin{cases} f & , \text{für } f \leq f_c \\ f_c + K(f - f_c) & , \text{für } f > f_c \end{cases} \quad \text{Gl. 13}$$

Mit

$$K = \frac{f_U^* - f_c}{f_F - f_c} \quad \text{Gl. 14}$$

Der Porenvolumenanteil f_c kennzeichnet den Beginn der Porenvereinigung. Der Wert $f_U^* = 1/q_1$ definiert den Porenvolumenanteil, bei dem der vollständige Ausfall der makroskopischen Lasttragfähigkeit eintritt, während f_F dem Porenvolumenanteil bei Materialversagen entspricht.

Die Zunahme der Schädigung setzt sich aus zwei Komponenten zusammen: die Bildung neuer Poren und das Wachstum bereits existierender Poren:

$$\dot{f} = \dot{f}_{nuc} + \dot{f}_{growth} \quad \text{Gl. 15}$$

Mit der Formulierung des Porenwachstums nach dem klassischen GTN-Modell:

$$\dot{f}_{growth} = (1 - f)\dot{\epsilon} \quad \text{Gl. 16}$$

Der vom Bambach et al. modifizierte Anteil [164]:

Die Modifizierung nach Bambach konzentriert sich primär der Rate der Porenentstehung. Während diese nach dem klassischen GTN-Modell ein materialabhängiges Verhalten aufweist, wurde die modifizierte Porenentstehung an den Verbund von Matrix und Einschluss sowie den Spannungszustand gekoppelt. Basierend auf der Beschreibung der Verbundfestigkeit an der Grenzfläche zwischen Einschluss und Matrix nach [168] ergibt sich folgendes:

$$\dot{f}_{nuc} = \sigma_Y \frac{\dot{\epsilon} \sqrt{d}}{K_{IC}} f \{0,177 - a_1 \xi - a_2 \xi^2 + b_1 |\eta|\} \quad \text{Gl. 17}$$

Dabei entspricht σ_Y der makroskopischen Fließspannung des porösen Werkstoffes. \sqrt{d} berücksichtigt den Einfluss der Einschlussgröße, und K_{IC} steht für die Bruchzähigkeit des Matrix-Einschluss-Verbundes. Beide dieser Parameter, sowie a_1 , a_2 und b_1 , sind Materialkonstanten, wobei a_1 , a_2 und b_1 zur Berücksichtigung der Einflüsse der Triaxialität η und des Lode-Parameters ξ dienen. Ein Warmfließmodell unter Berücksichtigung der dynamischen Rekristallisation (DRX) nach Beynon u. Sellars [29] wurde verwendet, wobei die DRX-Kinetik wie folgt beschrieben wird:

$$X = 1 - e^{-p_1 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\varepsilon_p} \right)^{p_2}} \quad \text{Gl. 18}$$

Dabei sind p_1, p_2 Materialkonstante, welche ebenfalls am KuF für das untersuchte Material ermittelt wurde. ε_p steht für die Spitzenfließspannung (peak flow stress), welche in Abhängigkeit von der Dehnrage und der Temperatur berechnet wird.

Die resultierenden Rekristallisationsanteile X_{DRX} entlang der beiden Achsen, sowohl in Belastungsrichtung als auch quer dazu, nach der Umformung des jeweiligen Walzstiches sind in **Abbildung 41** dargestellt. Die Anzahl der Knoten variiert je nach Stich und Ausrichtung aufgrund des Remeshings zu Beginn jedes Stiches. Um die lokale Verteilung der DRX zu berücksichtigen, wird der über den gesamten Querschnitt gemittelte X_{DRX} -Wert in **Tabelle 3** dargestellt. Es ist erkennbar, dass in den ersten beiden Walzstichen eine höhere DRX auftrat, wobei im zweiten Walzstich im Kernbereich die höchste DRX (ca. 50%) verzeichnet wurde. Im letzten liegen die Rekristallisationsanteile mit etwa 10% deutlich niedriger. Die flachen Verläufe entlang der beiden Achsen bei den dritten und vierten Stichen deuten auf eine relative homogene Entwicklung der dynamischen Rekristallisation hin.

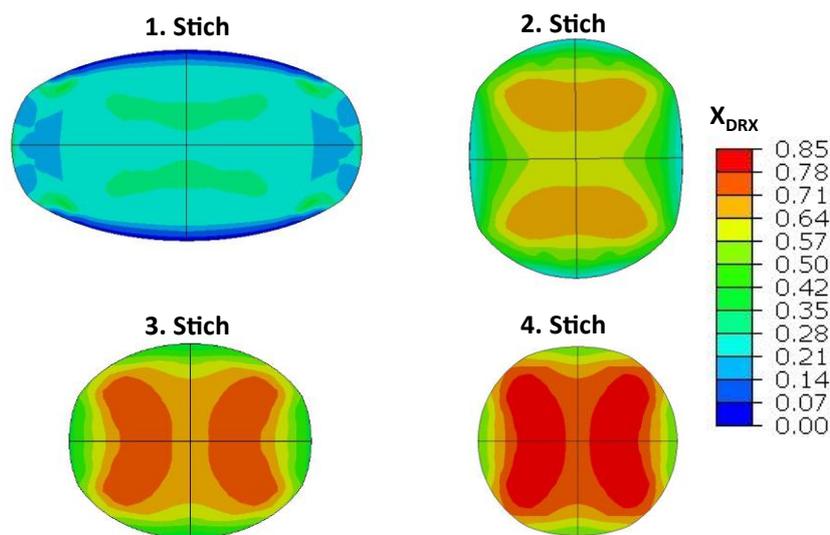


Abbildung 41: Rekristallisationsanteile am Prozessende des jeweiligen Kaliberwalzstiches der Referenzkalibrierung an den dargestellten Knotenpunkten für a) entlang der Belastungsrichtung und b) quer zur Belastungsrichtung

	1. Stich	2. Stich	3. Stich	4. Stich
Mittlere X_{DRX}	0,22	0,35	0,10	0,09

Tabelle 3: Über den gesamte Walzgutquerschnitt gemittelte dynamische Rekristallisationsanteile am Prozessende entlang der Stichfolge

Das Materialparameterset für den Werkstoff 16MnCrS5 wurde vom KuF¹, wie in [164] beschrieben, anhand von Zugversuch identifiziert. Das optimale Parameterset wurde ebenfalls durch einen Inverse-Modellierungsansatz ermittelt, wobei der prognostizierte Kraft-Weg-Verlauf mit den experimentellen Daten eine sehr gute Übereinstimmung zeigt. Entsprechend wurde es für den Kaliberwalzprozess verwendet. Auch hier erfolgte die Identifikation des Parametersets bei einer konstanten Temperatur von $T = 1100\text{ °C}$. Die eingesetzten Parameter lauten: $q_1 = 0,5$, $q_2 = 1,0$, $q_3 = 0,25$, $f_C = 0,2$, $f_F = 0,3$, $d = 4,25\text{ }\mu\text{m}$, $K_{IC} = 71\text{ Mpa}\sqrt{\text{m}}$, $a_1 = -0,01$, $a_2 = -1,2$, $b_1 = 5,89$.

In **Abbildung 42** wird die Schädigungsevolution im Rahmen der Referenzkalibrierung im Bezug auf die Schädigungsverteilung am Austritt der Umformzone entlang der Kaliberfolge dargestellt. Im Gegensatz zu den bisher untersuchten Schädigungskriterien tritt die Schädigung nach dem modifizierten GTN-Modell hauptsächlich im ersten Walzstich auf. Die dabei entstandene Schädigung verringert sich in den folgenden Walzstichen kontinuierlich. Dies könnte mit der dynamischen Rekristallisation zusammenhängen, die gemäß dem modifizierten GTN-Modell zu einer geringeren Schädigungsentstehung beiträgt. Die Verringerung der bereits vorhandenen Schädigung ist mit negativen Porenwachstumswerten verbunden, die wiederum vom Verlauf des Spannungszustandes abhängen. Auffällig ist, dass am Prozesses gemäß der Schädigungsvorhersage überall ein Porenvolumenanteil von $f \leq 0,1\%$ besteht, verglichen mit dem anfänglichen Porenvolumenanteil vom hauptsächlich $f \geq 0,1\%$ beim ersten Stich. Bezüglich der Schädigungsverteilung finden sich am Ende des Prozesses höhere Schädigungen auf der horizontalen Symmetrieachse des Bauteilquerschnittes, sowohl im Kern als auch in oberflächennahen Bereichen.

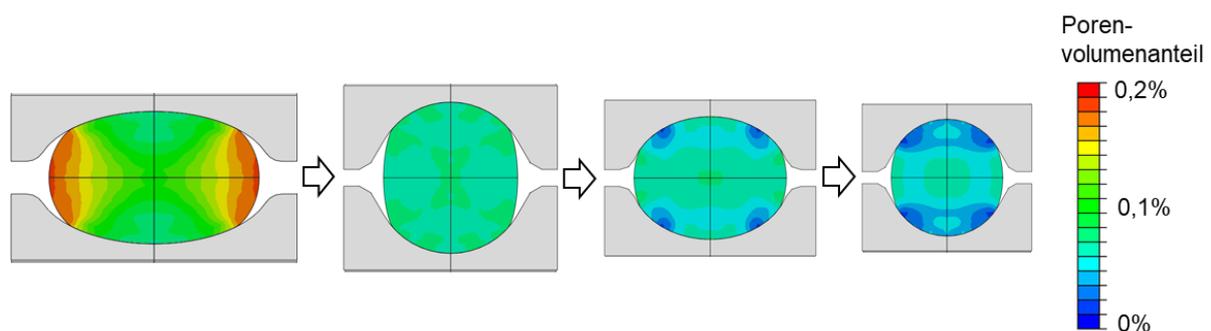


Abbildung 42: Schädigungsverteilung am Austritt der Umformzone entlang der Referenzkalibrierung nach dem modifizierten GTN-Modell

Um die prognostizierte Schädigungsentwicklung besser zu veranschaulichen, wurde der Porenvolumenanteil entlang der gesamten Kaliberfolge an drei repräsentativen Positionen

¹ Chair of Mechanical Design and Manufacturing, Brandenburg University of Technology Cottbus-Senftenberg

aufgezeichnet, wie in **Abbildung 43** dargestellt. Ein Ausgangsporenvolumenanteil von 0,8% wurde auf Basis von experimentellen Untersuchungen, die am KuF durchgeführt wurden, ausgewählt. Alle drei Positionen befinden sich auf der Symmetrieachse, um ihre Verfolgung während des Prozesses zu erleichtern. Es ist außerdem anzumerken, dass sich Pos. 1 und Pos. 3 aufgrund der Änderung der Belastungsrichtung bei zwei aufeinanderfolgenden Walzstichen abwechselnd auf der vertikalen bzw. horizontalen Achse befinden.

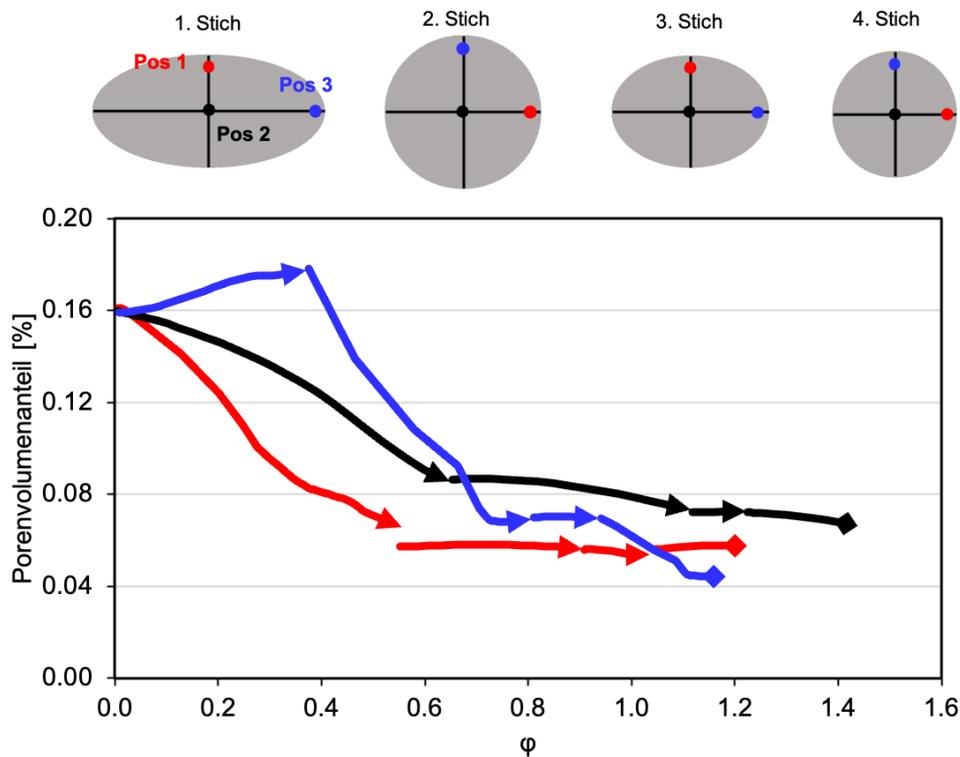


Abbildung 43: Lokale Schädigungsentwicklung an drei repräsentativen Positionen nach dem modifizierten GTN-Modell

Das Diagramm zeigt, dass im ersten Walzstich nur an Pos. 3, vermutlich aufgrund starker lokaler Zugspannungen, positive Schädigungswachstum entstanden ist. An Pos. 1 und Pos. 2 werden die bereits vorhandenen Poren kontinuierlich geschlossen, wobei die stärkste Reduktion des Porenvolumenanteils an diesen beiden Stellen im ersten Walzstich erfolgt. Bemerkenswert ist, dass an Pos. 3 trotz der Porenentstehung im ersten Walzstich eine deutlich stärkere Schädigungsreduktion in den folgenden Walzstichen stattfindet, insbesondere bei der Kaliberfolge Oval-auf-Rund. Die vorhergesagte Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen, die stark vom Porenschluss beeinflusst wird, führt dazu, dass am Ende des Prozesses die höchste Schädigung dort auftritt, wo vergleichsweise weniger Porenvolumenanteil reduziert wird. In diesem Fall ist das an Pos. 3. Die entscheidenden Walzstiche für die stärkste Schädigungsreduktion an Pos. 3 sind die zweiten und vierten Stiche, beide mit der Kaliberfolge Oval-auf-Rund.

6.3.2 Vorgehen zur Bewertung der Schädigungsmodelle/ -kriterien

Für die Bewertung der Schädigungsmodelle bzw. -kriterien ist die experimentelle Erfassung der Schädigungsentwicklung notwendig. Da zerstörungsfreie in-situ Messungen von Warmumformprozessen aufgrund der Bauteilgröße, der Art der Prozessführung und der hohen Prozesstemperatur schwer durchzuführen sind, besteht der Ansatz darin, den

¹⁾ Chair of Mechanical Design and Manufacturing, Brandenburg University of Technology Cottbus-Senftenberg

Schädigungszustand jeweils vor und nach der Umformung zu vergleichen, um so die untersuchten Schädigungsmodelle zu evaluieren.

Es existiert eine Vielzahl von Messmethoden zur Charakterisierung von Schädigungen, von denen jede ihre Vor- und Nachteile aufweist. Eine häufig in der Literatur verwendete Methode, die sich durch hohe Auflösung und zuverlässige Messgenauigkeit auszeichnet, ist die Rasterelektromikroskopie (REM). Diese Technik ermöglicht die Identifizierung von Mikroporen im Mikro- und sogar Nanometerbereich und erlaubt es, zwischen Poren und mikrostrukturellen Unreinheiten wie nicht-metallischen Einschlüssen zu differenzieren. Ein Nachteil der REM ist allerdings die vergleichsweise lange Messdauer, die je nach Einstellung mehrere Stunden bis Tagen pro Messung betragen kann und direkt mit hoher Ortsauflösung zusammenhängt. In dieser Arbeit wurde die REM trotz ihrer langen Messdauer als Methode zur Quantifizierung von Schädigungen gewählt, da andere gängige Messmethoden wie Röntgen oder optische Mikroskopie bei der Warmformung nicht die erforderliche Auflösung bieten. Zudem bieten andere hochauflösende Methoden wie beispielsweise die Transmissionselektromikroskopie (TEM) keinen Vorteil hinsichtlich einer kürzeren Messdauer.

Aufgrund der langen Messdauer war es nicht möglich, eine Flächenmessung des gesamten Bauteilquerschnitts mittels REM durchzuführen. Stattdessen wurde als Kompromiss die resultierende Schädigungsverteilung durch die Darstellung von Steigungen der Linien, welche die Änderungen der lokalen Schädigungen erfassen. Lokale Schädigungen wurden dabei über die vermessene Porenfläche und den daraus berechneten Porenflächenanteil charakterisiert. Sämtliche in dieser Arbeit durchgeführten REM-Messungen fanden am Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie (GFE) der RWTH Aachen statt. Hierbei wurden feinpolierte Oberflächen von kleinen, würfelförmigen Proben in Walzrichtung analysiert.

6.4 Bewertung von Schädigungskriterien/ -modellen

Für die Modellbewertung wurden REM-Messungen an zwei bis drei Positionen auf dem Querschnitt des umgeformten Walzgutes durchgeführt. Die Auswahl der Messpositionen erfolgt so, dass sie entsprechend den Schädigungsvorhersagen der meisten untersuchten Modellen bzw. Kriterien signifikante Unterschiede in der Schädigung aufzeigen. **Abbildung 44** veranschaulicht die Messpositionen für jeden Walzstich. An jeder Messposition wurden zwei

Messungen durchgeführt, wobei jedes Messfeld eine Fläche von $0,72 \text{ mm}^2$ umfasst. Die in den nachfolgenden Diskussionen erwähnten Schädigungswerte repräsentieren den Mittelwert aus beiden Messungen an derselben Position.

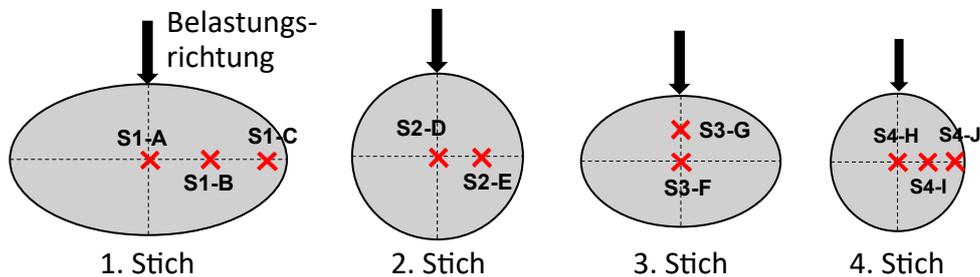


Abbildung 44: Positionen, an denen REM-Messungen zur Bewertung des Schädigungsmodells durchgeführt wurden

Abbildung 45 zeigt die Charakterisierung der Schädigung mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) für den Zustand nach dem ersten und vierten Walzstich. Es ist erkennbar, dass die gemessenen Poren in beiden Fällen überwiegend Durchmesser kleiner als $1 \mu\text{m}$ aufweisen. Es ist anzumerken, dass die untersuchten Stellen nicht spezifisch ausgewählt wurden, um dieselben Materialpunkte entlang der Stichfolge zu verfolgen. Dies ist, mit Ausnahme des Zentrums, aufgrund des komplexeren Materialflusses in Umfangsrichtung kaum möglich. Vielmehr erfolgt ein Vergleich der experimentell identifizierten Schädigungsverteilung, mit der in Simulationen vorhergesagten Schädigungsverteilung. Die Messergebnisse zeigen, dass sowohl die Anzahl als auch die Größenverteilung der Poren nach vier Walzstichen keine wesentlichen Unterschiede aufweisen. Die meisten Poren weisen am Ende des Prozesses weiterhin Durchmesser kleiner als $1 \mu\text{m}$ auf. Die Anzahl der Poren am Prozessende ist in ihrer Größenordnung vergleichbar mit der zu Beginn des Prozesses.

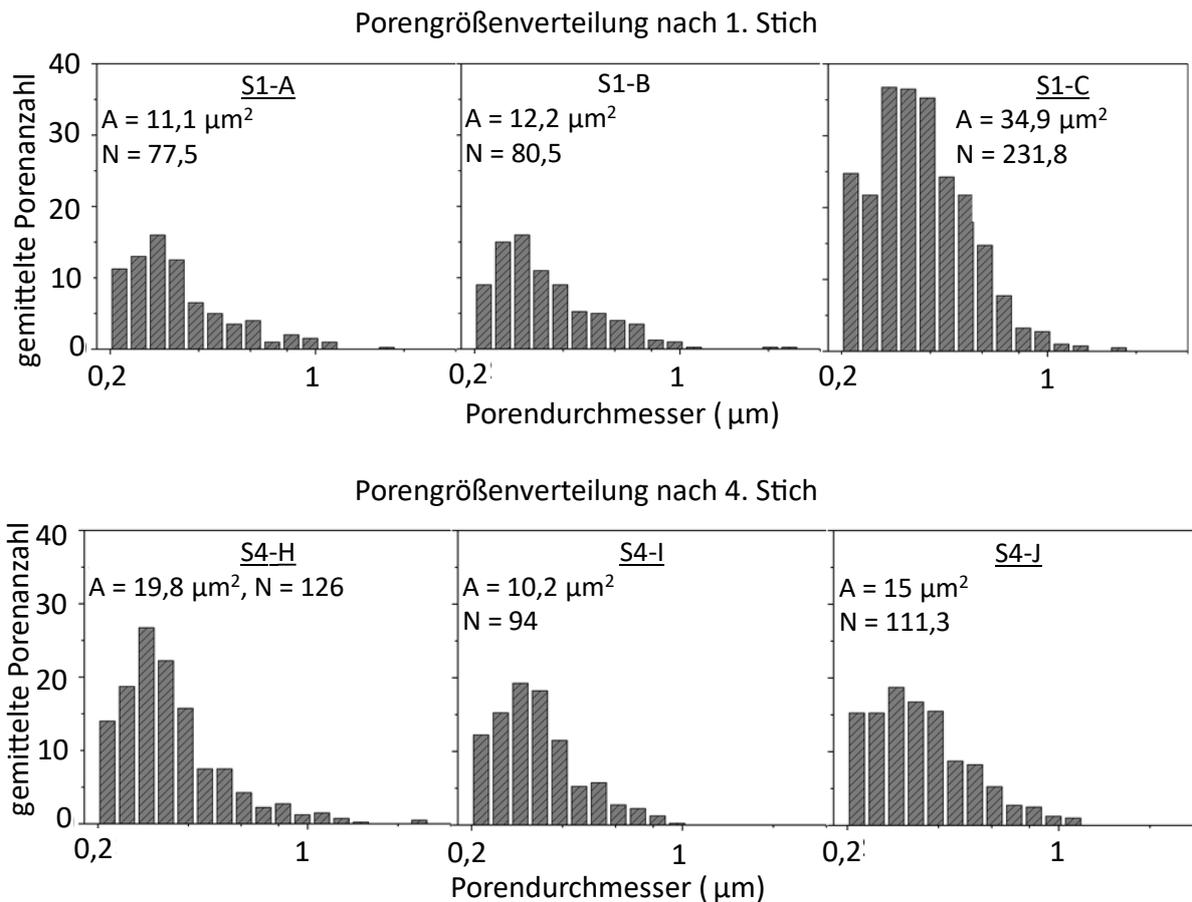


Abbildung 45: In REM vermessene Porenfläche (A) und Porenanzahl (N) in Abhängigkeit von Porenfläche. Messungen wurden jeweils für den ersten und vierten Walzstich der Referenzkalibrierung durchgeführt

Zur Bewertung der Schädigungskriterien wurden die prognostizierten Schädigungsverteilungen mit den mittels REM ermittelten Porenflächenanteilen des ersten und vierten Walzstiches der Referenzkalibrierung gegenübergestellt und in **Abbildung 46** dargestellt. Die Schädigungsvorhersagen sind jeweils durch durchgezogene Linien in unterschiedlichen Farben visualisiert, während die Porenflächenanteile nach REM als Balkendiagramm präsentiert werden. Die Messwerte des ersten Walzstichs zeigen eine Tendenz zu leicht erhöhter Schädigung ausgehend vom Zentrum des Bauteilquerschnitts (S1-A) hin zu einem signifikanten Anstieg nahe der Oberfläche (S1-C). Diese Beobachtung stimmt qualitativ mit der Schädigungsvorhersage nach Cockroft-Latham (D_{CL}) überein. Auch im zweiten Walzstich, wo laut REM ein leichter Schädigungsanstieg von S1-A zu S1-B festgestellt wurde, zeigt es eine Übereinstimmung mit dem Cockroft-Latham Kriterium. Diese Kongruenz finden sich jedoch nur in den ersten beiden Walzstichen. Im dritten Stich entsprachen die gemessenen Schädigungsverteilung eher den Kriterien nach Freudenthal und Oyane, während im letzten Walzstich keine qualitative Übereinstimmung mit den untersuchten Kriterien

festgestellt wurde. Zusammengefasst lässt sich sagen, dass das Cockroft-Latham Kriterium in der Lage ist, die Schädigungsverteilungen bei zwei von vier Walzstichen qualitativ vorherzusagen, während eine qualitative Übereinstimmung bei den anderen beiden Kriterien nur bei einem Fall beobachtet wurde.

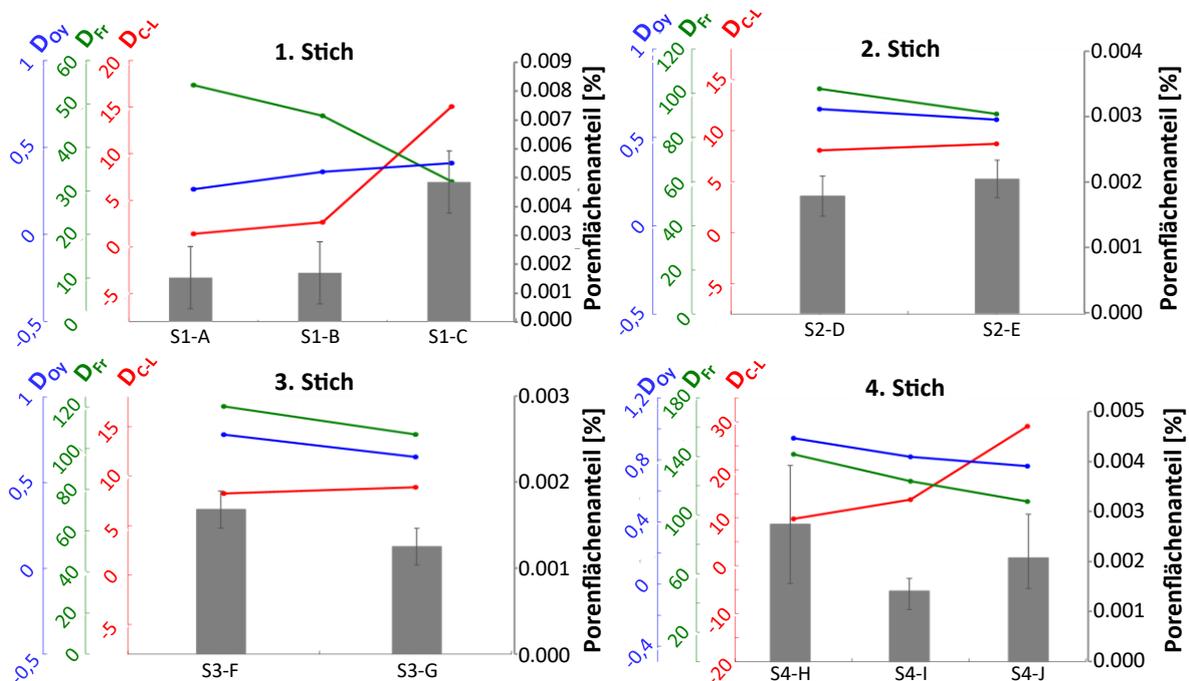


Abbildung 46: Bewertung der Schädigungskriterien mittels REM-Messungen. Die Schädigungswerte sind als Linien dargestellt, während die REM-Ergebnisse als Balken visualisiert werden

Analog zu den Schädigungskriterien wurden die untersuchten Schädigungsmodelle – das modifizierte GTN und das Lemaitre-Modell – in **Abbildung 47** den Messergebnissen aus dem REM gegenübergestellt, um eine Bewertung vorzunehmen. Dabei wurden die Schädigungsvorhersagen des nicht-gekoppelten Lemaitre-Modells und des erweiterten GTN-Modells gemeinsam präsentiert. Dies erfolgte, da beide Modelle Schädigungsparameter liefern, die per Definition eine physikalische Bedeutung haben: beim GTN-Modell ist es der Porenvolumenanteil f und beim Lemaitre der Porenflächenanteil D , definiert in Gl. 6.

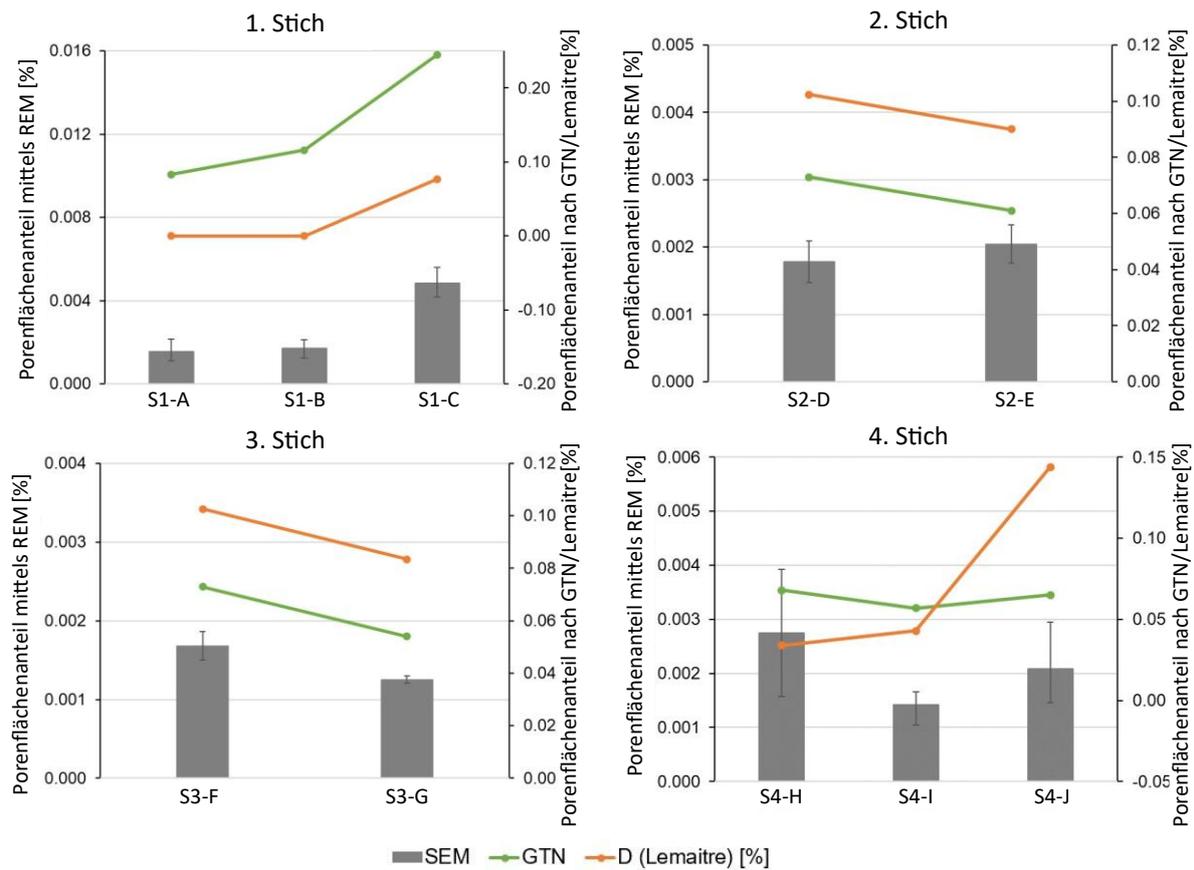


Abbildung 47: Bewertung von dem modifizierten GTN-Modell und dem Lemaitre Modell anhand von REM-Messungen

Die resultierenden Schädigungsverteilungen nach dem Lemaitre Modell und dem erweiterten GTN-Modell unterscheiden sich vor allem beim ersten und vierten Walzstich. In dem ersten Stich wurde die Zunahme von Schädigung vom Zentrum in Richtung Oberfläche von beiden Modellen abgebildet, wobei das erweiterte GTN-Modell eine bessere Übereinstimmung der Schädigungsänderung zeigte. Im zweiten und dritten Stich wiesen beide Modelle ähnliche Tendenzen der Schädigungsänderung auf. Beim zweiten Stich gab es jedoch keine Übereinstimmung zwischen den vorhergesagten und der experimentell ermittelten Schädigungsverteilungen, während beim dritten Stich eine gute Übereinstimmung zwischen Modellen und Experimenten festzustellen war. Auffällig ist, dass im zweiten Walzstich keine klare Tendenz in den REM-Ergebnissen erkennbar war, was auf den relativ geringen Unterschied zwischen den Messpositionen und auf nicht vernachlässigbare Messfehler zurückzuführen ist. Im vierten Stich stellte das erweiterte GTN-Modell das Einzige der untersuchten Modelle/Kriterien dar, das eine qualitative Übereinstimmung mit den REM-Messungen zeigte. Es zeigt sich, dass die höchste Schädigung nach dem vierten Walzstich nun im Zentrum (S4-H) des Bauteils lokalisiert ist und der Porenvolumenanteil nach einer Abnahme von S4-H zu S4-I wieder im oberflächennahen Bereich (S4-J) ansteigt.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass das um die dynamische Rekristallisation (DRX) erweiterte GTN-Modell im Vergleich zu anderen Modellen/ Kriterien die höchste Vorhersagegenauigkeit bietet. Nicht nur im Vergleich der Schädigungsverteilungen bei jedem einzelnen Walzstich, sondern auch die REM-Ergebnisse zeigten eine kontinuierliche Abnahme der Schädigung entlang der Kaliberfolge. Dies könnte auf die durch die DRX gehemmte Schädigungsentstehung zurückzuführen sein. Die entlang der Kaliberfolge beobachtete Schädigungsreduktion wurde vom erweiterten GTN-Modell qualitativ vorhergesagt. Im folgenden Abschnitt wird die bekannte Schädigungsevolution auf mikroskopischer Ebene analysiert. Dies bietet ein tieferes Verständnis für die Vorhersage der Schädigungsentwicklung gemäß dem erweiterten GTN-Modell.

6.5 Porenschluss beim Kaliberwalzen

Obwohl der Schwerpunkt dieser Arbeit auf der Entstehung von Schädigungen beim Kaliberwalzen liegt, ergab die oben beschriebene Untersuchung zur Schädigungsvorhersage, dass die Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen hauptsächlich durch Schädigungsreduktion oder Porenschluss charakterisiert ist. Zur genaueren Betrachtung des Porenschlussverhaltens beim Kaliberwalzen wurde eine ergänzende Studie durchgeführt. Diese basiert auf einem skalenübergreifenden Modellansatz, bei dem das im **Kapitel 5.1.1** präsentierte makroskopische Prozessmodell zur Bestimmung der lokalen Entwicklung des Spannung- und Dehnungszustandes im Walzspalt eingesetzt wurde. Die resultierende Spannung- und Dehnungsentwicklungen dienen als Randbedingungen für ein repräsentatives Volumenelement (RVE) Modell. Das am IBF entwickelte RVE-Modell stellt eine einzige Pore dar und ermöglicht die Vorhersage ihrer Volumenänderung unter Berücksichtigung der Porenform und -orientierung. Dieser Ansatz wird detailliert von Liebsch et al. in [169] beschrieben. Die Methode zur Rückkopplung des Prozessmodells mit dem RVE-Modell wird von Wei et al. in [170] illustriert.

In dieser erweiterten Untersuchung wurde das Porenschlussverhalten der Referenzkalibrierung (siehe Kapitel 5.2.1) an drei repräsentativen Punkten entlang der Stichfolgen analysiert. Um den Einfluss der Porenform und -orientierung einzubeziehen, wurden drei unterschiedliche Porentypen untersucht, wie in **Abbildung 48** dargestellt. Die Bezeichnung der jeweiligen Porentypen basiert auf dem Verhältnis der Achsenlängen in Walzrichtung (RD), Belastungsrichtung (ND) und Umfangsrichtung (TD). Die resultierenden Porenschlusskurven wurden für jede der repräsentativen Stellen (A, B und C) in einem Diagramm gezeigt.

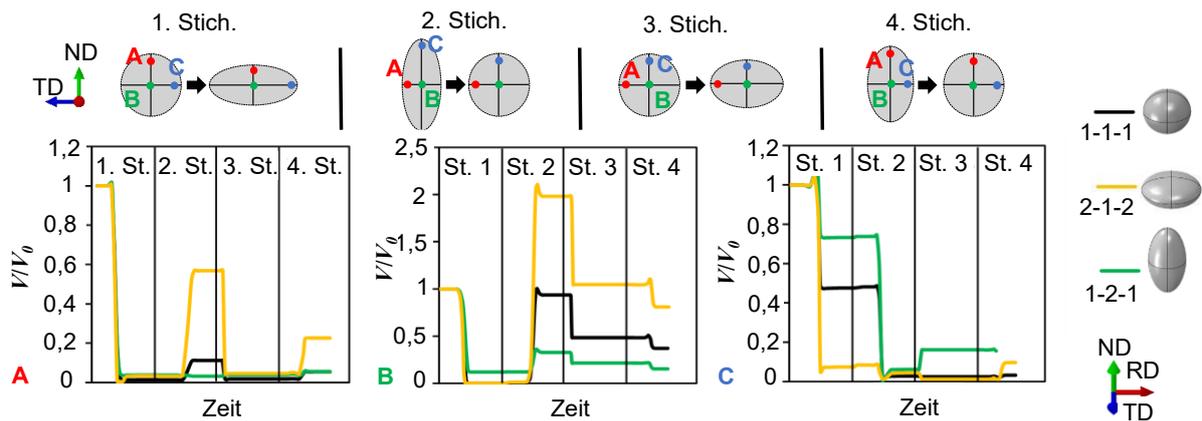


Abbildung 48: Untersuchung des Porenschlussverhaltens mit Betracht auf drei Porenformen entlang der Referenzkaliberfolge an drei repräsentative Positionen (A, B und C)

Die aufgezeichneten Porenschlusskurven zeigen eine abwechselnde Abnahme und Zunahme des Porenvolumens entlang der Stichfolge, wie beispielsweise bei der Pore 2-1-2 (gelbe Kurve) an Position A ersichtlich ist. Diese deutet darauf hin, dass die während des Umformprozesses (teilweise) geschlossenen Poren im nächsten Walzstich aufgrund einer Änderung der Belastungsrichtung wieder geöffnet wurden. Dennoch ist eine allgemeine Tendenz erkennbar, dass sich das Porenvolumen am Ende des Prozesses im Vergleich zum Ausgangszustand reduzieren lässt. Eine deutliche Abhängigkeit des Porenschlussverhaltens von der Porentyp und der jeweiligen Position ist ebenfalls festzustellen. Beispielsweise schließt sich eine flache Pore (2-1-2) an Position C deutlich schneller, während sie an den Position A und B am langsamsten geschlossen wird.

Diese Diagramme erleichtern zudem die Interpretation der Schädigungsvorhersage des untersuchten erweiterten GTN-Modells. Es zeigt sich, dass am Ende des Prozesses eine Pore im Kern des Bauteils (Punkt B) im Vergleich zu anderen Positionen immer am wenigsten geschlossen werden konnte, während sie an den Punkten A und C stärker, aber nicht vollständig, geschlossen wurde. Diese Beobachtung steht im Einklang mit der in **Abbildung 47** für den vierten Stich dargestellten Tendenz, die sich sowohl in den Ergebnissen der REM-Untersuchung als auch in der GTN-Vorhersage widerspiegelt.

6.6 Fazit

In diesem Kapitel wurden die Vorhersagefähigkeiten verschiedener Schädigungsmodelle bzw. -kriterien beim Kaliberwalzen anhand experimenteller Schädigungsquantifizierungen (REM-Messungen) bewertet. Das hinsichtlich der dynamischen Rekristallisation (DRX) modifizierte GTN-Modell liefert die beste Vorhersage, da es die experimentell erfassten Schädigungsverteilungen bei den meisten Walzstichen qualitativ abbilden konnte. Trotz der Vorteile bezüglich Implementierungs- und Rechenaufwand ermöglichte keines der

untersuchten Schädigungskriterien eine hinreichend genaue Schädigungsvorhersage. Zudem zeigt diese Untersuchung, dass es bei druckspannungsdominierenden Umformverfahren wie dem Kaliberwalzen essenziell ist, ein Schädigungsmodell zu verwenden, das die Abbildung von Schädigungsreduktion ermöglicht.

Bemerkenswert ist, dass bei allen untersuchten Modellen und Kriterien, einschließlich des modifizierten GTN-Modells, keine quantitative Übereinstimmung festzustellen ist. Für eine präzise Schädigungsvorhersage bei Warmumformprozessen, bei denen die meisten Poren während des Umformprozesses im Nanometer- oder Mikrometerbereich verbleiben, sind die genaue Erfassung der Porenverteilung am Ausgangszustand und die korrekte Übertragung dieser Informationen auf das Prozessmodell notwendig. Diese Anforderungen sind jedoch aufgrund der langen Dauer der vorhandenen hochauflösenden Messmethoden derzeit extrem aufwendig.

7 Schädigungskontrollierte Prozessauslegung

In diesem Kapitel werden mehrere neue Prozessrouten vorgestellt, die entwickelt wurden, um gezielt von der Referenzkalibrierung abweichende Schädigungen einzustellen. Wie in der Zielsetzung bereits erwähnt, soll dabei eine Änderung der Ausgangs- oder Endgeometrie vermieden werden. Entsprechend wurden bei den neuen Prozessrouten lediglich die Zwischenschritte modifiziert. Zunächst wird das Vorgehen zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung erläutert. Anschließend werden zwei Prozessrouten der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund vorgestellt, welche gezielt zur Erhöhung bzw. Reduzierung der Schädigung konzipiert sind. Abschließend wird eine weitere Prozessroute präsentiert, bei der eine andere Kaliberfolge mit praxisüblichen Kalibergeometrien zum Einsatz kam. Das modifizierte GTN-Modell, welches bereits in Kap.6.3.1 detailliert erörtert wurde, fand bei der Überprüfung der Ergebnisse aller neuen Prozessrouten Anwendung.

7.1 Vorgehen zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung

Bei der Schädigungskontrolle durch Lastpfadbeeinflussung sind zwei wichtige Aspekte zu berücksichtigen, für die Vorkenntnisse erforderlich sind. Der erste Aspekt betrifft die wesentlichen Einflussparameter des Lastpfads. Wie die Parameterstudie in **Kap. 5.2.2** zeigt, sind für die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund insbesondere das Achsenverhältnis a_K des Ovalekalibers sowie die Stichabnahme $\Delta\epsilon_A$ entscheidend für den Lastpfad. Der zweite Aspekt umfasst die Sicherstellung des Kaliberfüllgrades. In Kap. 5.3 wurde dies durch eine numerische Studie untersucht, welche die Variationsbreite des Lastpfades in Abhängigkeit von a_K , $\Delta\epsilon_A$ sowie dem Kaliberfüllgrad aufzeigt.

Auf der Grundlage zahlreicher Literaturquellen über den Zusammenhang zwischen Lastpfad und Schädigung sowie den in Kap. 5.2.2 erworbenen Vorkenntnissen wurde eine Hypothese abgeleitet, die bereits in Kapitel 5 diskutiert wurde. Diese Hypothese behandelt, wie die Schädigung durch Variation von a_K und $\Delta\epsilon_A$ beeinflusst werden kann. Bei der Prozessauslegung wurde insbesondere die Triaxialität als der entscheidende Parameter zur Schädigungskontrolle betrachtet, da der monotone Zusammenhang zwischen Triaxialität und duktiler Schädigung weitgehend anerkannt ist. Folglich liegt der Fokus bei der Prozessauslegung primär auf der Triaxialität, und es wurden gezielt eine Prozessroute mit hoher und eine mit niedriger Triaxialität entwickelt. Es ist bekannt, dass neben der Triaxialität auch andere Faktoren wie der Lode-Parameter und die Mikrostrukturentwicklung eine Rolle spielen. Die Gründe für den Verzicht auf die Berücksichtigung dieser Faktoren bei der Prozessauslegung sind folgende:

1. Der Einfluss des Lode-Parameters auf die Schädigungsentwicklung wurde zwar in zahlreichen Studien untersucht, weißt jedoch im Vergleich zur Triaxialität eine deutlich

höhere Komplexität auf und ist selbst von der Triaxialität abhängig. Die Literatur zeigt jedoch, dass die Schädigung mit steigender Triaxialität generell zunimmt und der Lode-Parameter lediglich das Ausmaß dieses Einflusses der Triaxialität modifiziert.

2. Bisher gibt es nur wenige Belege dafür, dass die Mikrostrukturentwicklung eine ebenso signifikante Rolle in der Schädigungsentwicklung spielt wie die Triaxialität. In dieser Arbeit wird angenommen, dass bei ähnlicher Prozessführung, insbesondere in Bezug auf den Temperaturverlauf, der Einfluss der Mikrostrukturentwicklung gering ist. Allerdings kann aufgrund der begrenzten Anzahl an Studien die Möglichkeit ihres Einflusses nicht vollständig ausgeschlossen werden.

In **Abbildung 49** wird das Verfahren zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung veranschaulicht, wobei die Prozedur für die angestrebte Prozessroute mit niedriger Triaxialität dargestellt ist. Es ist zu beachten, dass die Anzahl der Freiheitsgrade davon abhängt, ob der zu konzipierende Walzschnitt der letzte im Prozess ist. Beispielsweise ist bei dem letzten Walzstich eine Variation der Stichabnahme nicht mehr möglich, da der Umformgrad bei vorgegebenem Gesamtumformgrad durch die vorherige Stichabnahme bereits festgelegt ist. Bei vorangehenden Walzschnitten hingegen muss die Kombination von a_K und $\Delta\varepsilon_A$ mit Hilfe der in **Abbildung 38** dargestellten Diagramme ermittelt werden, um eine optimale Kaliberfüllung zu sichern. Eine solche Kombination von a_K und $\Delta\varepsilon_A$ entspricht einem Punkt im Diagramm und sollte idealerweise im Bereich „Gute Kaliberfüllung“ liegen. Zudem hängt die Definition einer guten Kaliberfüllung auch von der Anzahl der Walzstiche ab. Während beim letzten Walzstich eine hohe Formgenauigkeit angestrebt wird, ist bei den vorherigen Walzstichen eine geringfügige Unterfüllung akzeptabel. Folglich wird für den letzten Stich ein Schwellwert von $\delta \geq 0,96$ für eine gute Kaliberfüllung angesetzt, während bei den übrigen Walzstichen ein Schwellwert von $\delta \geq 0,9$ festgelegt wurde.

Bei der Auswahl des Parameter-Sets wurde zunächst a_K aus dem Diagramm entnommen, da sich in der Parameterstudie gezeigt hat, dass a_K den größten Einfluss auf den Lastpfad hat. Um eine niedrige Triaxialität zu erreichen, war es notwendig, eine möglichst kleines a_K zu wählen, da diese in beiden Kaliberfolgen niedrigere Triaxialität im Druckbereich während der Umformung zur Folge hat. Nach der Festlegung von a_K wurde, unter Berücksichtigung des Füllgrades, eine möglichst große $\Delta\varepsilon_A$ bei diesem a_K ausgewählt, da eine größere $\Delta\varepsilon_A$ ähnliche Effekte wie kleineres a_K aufweist. Bei der Auslegung aller Kaliber bis hin zum letzten Walzstich bestand jedoch das Risiko, dass beim letzten Stich eine $\Delta\varepsilon_A$ erforderlich wird, die zu einer unzureichenden Kaliberfüllung führt. In einem solchen Fall muss eine neue Iteration der Prozessauslegung beginnend vom ersten Walzstich durchgeführt werden.

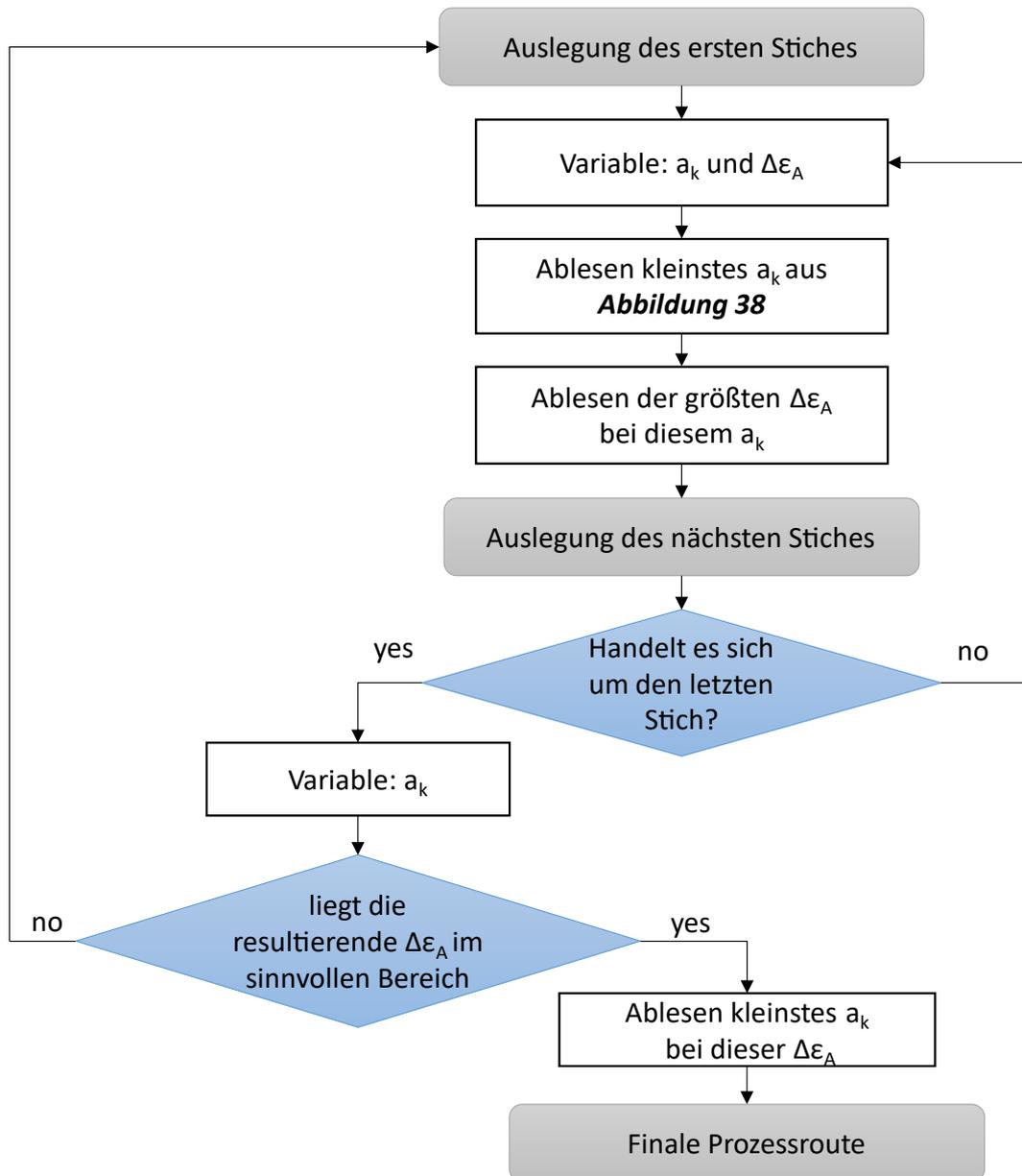


Abbildung 49: Vorgehen zur schädigungskontrollierten Auslegung von Kaliberwalzprozessroute der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund

7.2 Prozessroute der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund mit variierten Schädigungen

Entsprechend dem oben beschriebenen Verfahren wurde eine Prozessroute mit der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund konzipiert, die eine niedrigere Triaxialität als die Referenzkalibrierung aufweisen soll. Die spezifischen Parameter wie das Achsenverhältnis a_k , die Höhe h_k und die Breite b_k des Kalibers sowie die Flächenabnahme $\Delta\epsilon_A$ jedes Kalibers werden in **Tabelle 4** detailliert aufgeführt. Um zu verifizieren, ob bei dieser neuen Kaliberfolge tatsächlich eine niedrigere Triaxialität erreicht wird, kam das Oyane-Schädigungskriterium zum Einsatz. Dieses Kriterium basiert auf der Integration der Triaxialität über die Dehnung und zeigt beispielsweise hohe Schädigungswerte an, wenn das Material während der Umformung einer hohen Triaxialität ausgesetzt ist.

	1. Stich	2. Stich	3. Stich	4. Stich
a_K	1,5	1	1,6	1
b_K [mm]	66,5	49	55,5	20
h_K [mm]	44,4	49	34,7	20
$\Delta\varepsilon_A$	0,18	0,18	0,2	0,18

Tabelle 4: Geometrische Spezifikationen der neuen Kaliberfolge zur Einstellung von niedriger Triaxialität. a_K : Achsenverhältnis, b_K : Breite des Kalibers, h_K : Höhe des Kalibers, $\Delta\varepsilon_A$: Flächenabnahme

Die numerische Simulation zeigt eine deutlich niedrigere Triaxialität bei der neuen Prozessroute über alle Walzstiche hinweg, wie in **Abbildung 51** ersichtlich ist. Bei dieser Prozessroute zeigt sich eine der Referenzkalibrierung ähnliche Verteilung der Schädigungswerte: beim ersten Walzstich tritt eine höhere Triaxialität in einem oberflächennahen Bereich entlang der langen Achse des Ovals auf, während bei den nachfolgenden Walzstichen eine X-förmige Verteilung um die Symmetrieachse vorherrscht. Diese charakteristische Verteilung der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund kennzeichnet potenziell schädigungskritische Bereiche im Bauteil. In der neuen Prozessroute sind die kritischen Felder der Triaxialität sind deutlich an Größe und Stärke reduziert, somit können homogenere Verteilungen der Triaxialität über dem Bauteilquerschnitt erzielt werden.

Analog zu der Prozessroute mit niedriger Triaxialität wurde auch eine Prozessroute mit hoher Triaxialität entwickelt, welche in **Abbildung 51** und **Tabelle 5** dargestellt wird. Diese Prozessroute dient als Vergleichsprozess zu den anderen Routen. Gemäß der Simulation war es möglich, mit dieser Prozessroute durchgehend eine höhere Triaxialität im Bauteil zu erreichen. Sie zeichnet sich durch deutlich größere Schädigungswerte in den kritischen Bereichen aus, welche durch eine dunkelrote Verfärbung erkennbar sind.

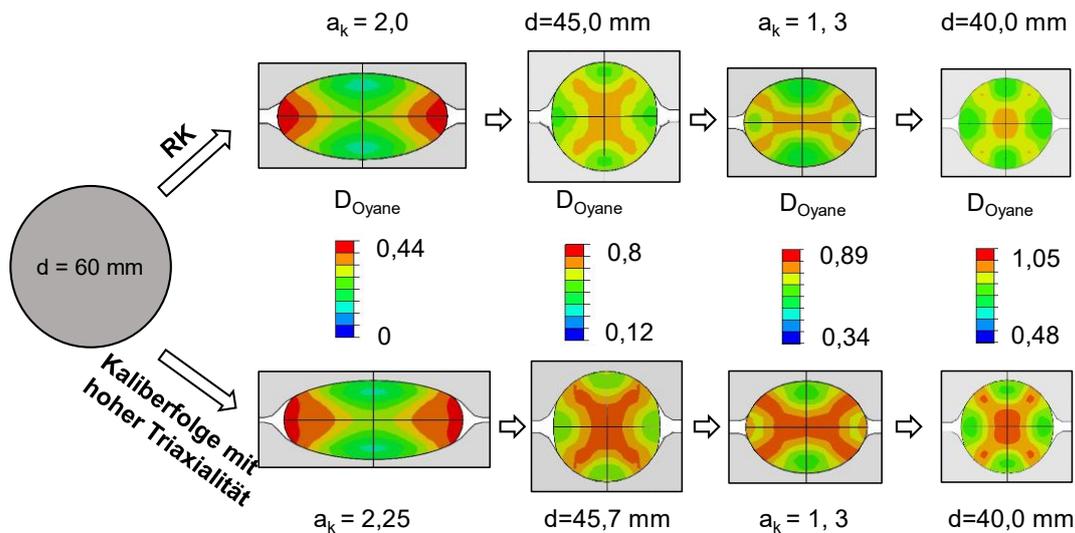


Abbildung 50: Verteilung der Schädigungswerte nach Oyane-Kriterium am Austritt der Umformzone entlang der Referenzkalibrierung (RK), bzw. der neu ausgelegten Kaliberfolge mit hoher Triaxialität

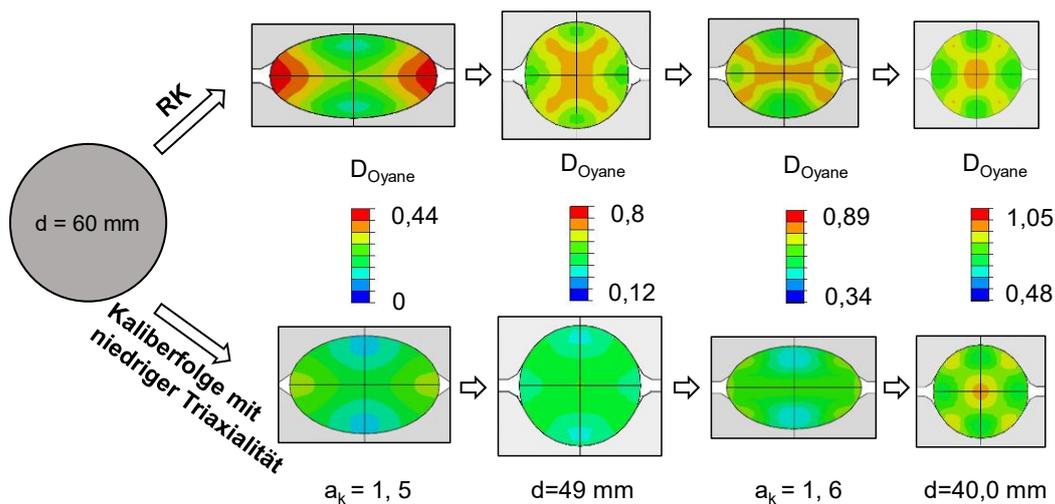


Abbildung 51: Vergleich der Triaxialitätsverteilungen zwischen RK und der neuen Prozessroute zur Einstellung von niedriger Triaxialität

	1. Stich	2. Stich	3. Stich	4. Stich
a_k	2,25	1	1,3	1
b_k [mm]	79,5	45,7	47,9	40
h_k [mm]	35,3	45,7	36,9	40
$\Delta\varepsilon_A$	0,22	0,18	0,11	0,11

Tabelle 5: Geometrische Spezifikationen der neuen Prozessroute zur Einstellung von niedriger Triaxialität

Der Einsatz des Oyane-Kriteriums macht deutlich, dass sich die Entwicklung der Triaxialität beim Kaliberwalzen durch die Prozessauslegung in der gewünschten, definierten Richtung beeinflussen lässt. Offen bleibt jedoch die Frage, ob sich die Schädigungsentwicklung durch die Änderung der Triaxialität wie erwartet gezielt steuern lässt. Zur Beantwortung dieser Frage wurde das in **Kapitel 6.3.1** vorgestellte, hinsichtlich der dynamischen Rekristallisation modifizierte GTN-Modell bei den beiden neuen Prozessrouten angewandt, da dieses Modell eine qualitativ hochwertige Schädigungsvorhersage ermöglicht. Die prognostizierten Schädigungsentwicklungen dieser neuen Prozessrouten werden in **Abbildung 52** und **Abbildung 53** veranschaulicht.

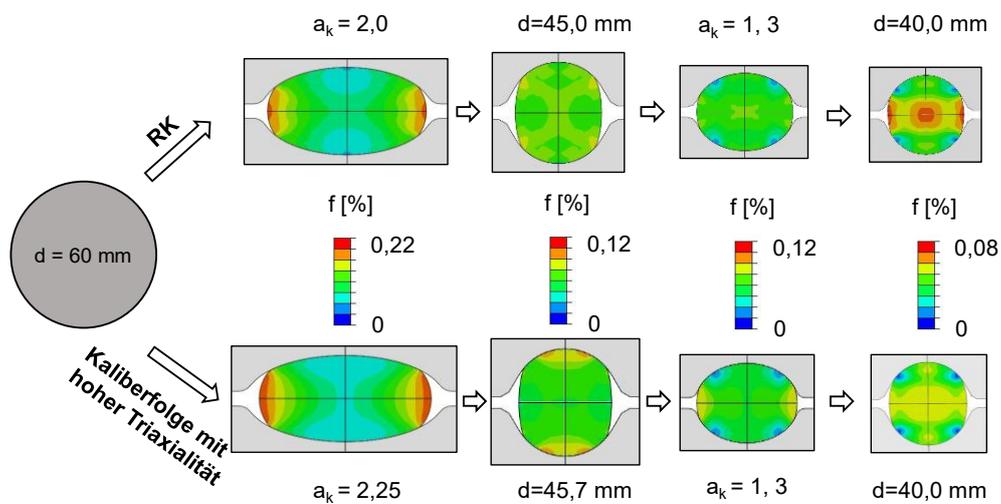


Abbildung 52: Vergleich der Schädigungsentwicklung zwischen RK und der Prozessroute mit hoher Triaxialität nach dem modifizierten GTN-Modell

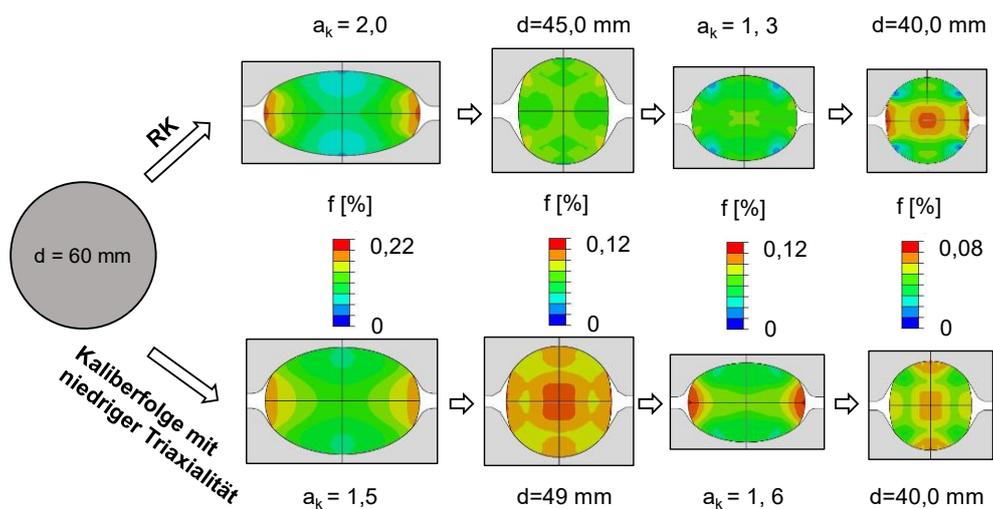


Abbildung 53: Vergleich der Schädigungsentwicklung zwischen RK und der Prozessroute mit niedriger Triaxialität nach dem modifizierten GTN-Modell

Die durch das modifizierte GTN-Modell prognostizierten Schädigungsentwicklungen bei den neuen Prozessrouten zeigen im Vergleich zu den Entwicklungen der Triaxialität unterschiedliche Tendenzen. Bei der Prozessroute mit hoher Triaxialität treten in den ersten beiden Walzstichen leicht höhere Schädigungen auf als bei der Referenzkalibrierung. Diese können jedoch in den letzten beiden Walzstichen so stark reduziert werden, dass am Ende des Prozesses deutlich geringere Schädigungen im Querschnitt des Bauteils zu verzeichnen sind.

Beim zweiten Walzstich der Prozessroute mit niedriger Triaxialität entsteht eine deutlich stärkere Schädigung über den gesamten Querschnitt im Vergleich zu den anderen beiden untersuchten Prozessrouten. Diese Schädigung lässt sich in den folgenden Walzstichen teilweise reduzieren, jedoch verbleiben am Ende des Prozesses immer noch relativ hohe Schädigungswerte. Bemerkenswert ist zudem, dass die Verteilung der Schädigung bei dieser Prozessroute anders aussieht: Während sich der Bereich kritischer Schädigung (dargestellt in Rot und Orange) bei der Referenzkalibrierung entlang der horizontalen Achse konzentriert, befindet er sich bei der Prozessroute mit niedriger Triaxialität entlang der vertikalen Achse.

Die unterschiedlichen Ergebnisse sind einerseits auf die präzisere Erfassung der Porenevolution durch das GTN-Modell zurückzuführen, welche auf den Entwicklungsmechanismen der Poren basiert. Andererseits spielt die dynamische Rekristallisation (DRX) eine wichtige Rolle: die DRX kann die Schädigungsentstehung unterdrücken und somit den Fortschritt der Schädigungsentwicklung erheblich verhindern.

Um die Vorhersagen der Schädigung gemäß dem erweiterten GTN-Modell besser zu verstehen, werden in **Abbildung 54** die am Prozessende prognostizierten Porenvolumenanteile dargestellt. Diese betreffen die gesamte Porenentwicklung (VVF), das Porenwachstums (Growth) sowie die Porenentstehung (Nucleation) entlang aller drei Prozessrouten. Es ist anzumerken, dass die dargestellten Porenvolumenanteile den über den gesamten Querschnitt gemittelten Werten entsprechen und aufgrund von Remeshing nicht immer von denselben Elementsets berechnet werden. Wie erwartet, zeigen allen drei Prozessrouten durchgehend sehr geringe Werte für die Porenentstehungen, und die Schädigungsentwicklung wird stark durch die Reduktion des Porenvolumens (negatives Porenwachstum) bestimmt. Bei der Prozessroute mit niedriger Triaxialität treten bei einigen Schritten höhere Schädigungswerte auf, wo die Porenvolumenreduktion weniger stark ausgeprägt ist. Diese steht im Gegensatz zu der Annahme, dass eine niedrigere Triaxialität im Druckbereich zu einem stärkeren Porenschluss führt. Dies Ergebnis ist auf das spezifischen Fließmodell des GTN-Modells zurückzuführen, welches den makroskopischen Spannungstensor, den mikroskopischen Spannungszustand im Matrixmaterial und den vorliegenden Porenvolumenanteil berücksichtigt.

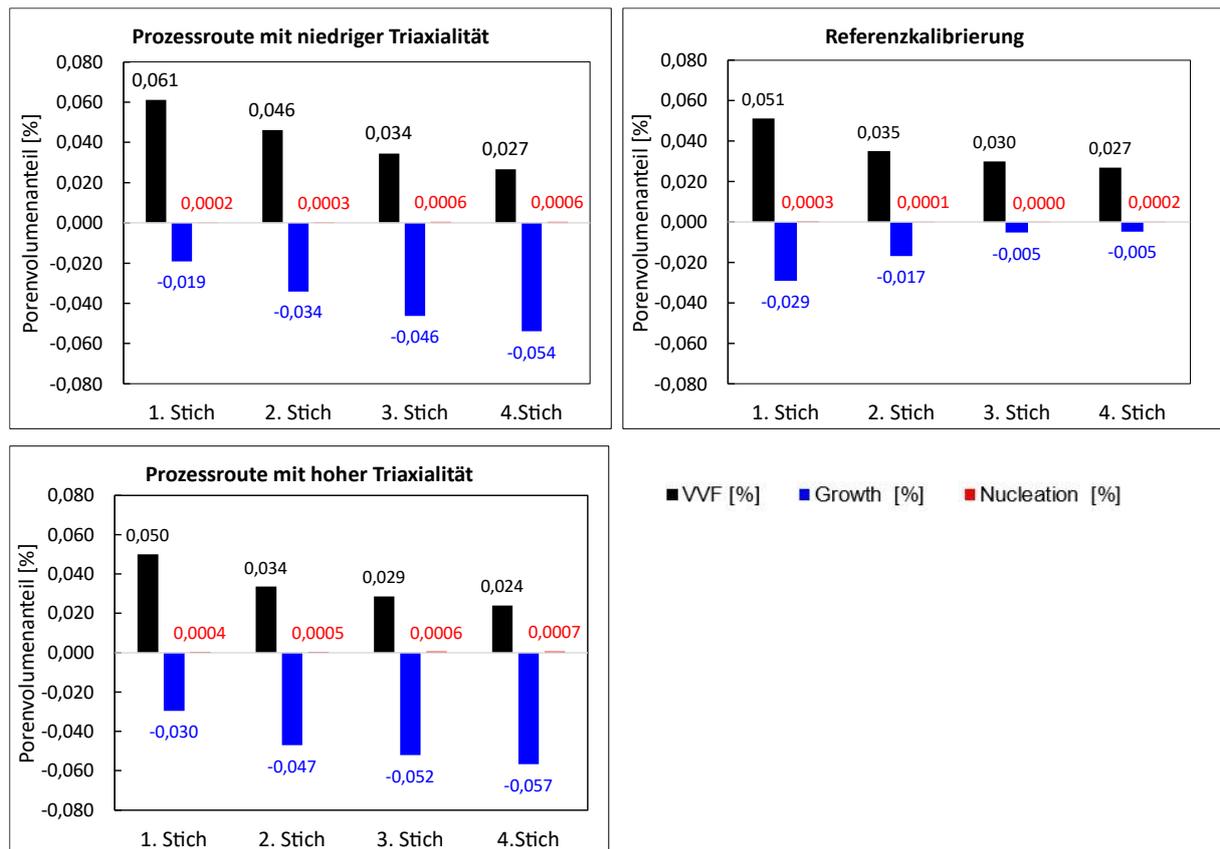


Abbildung 54: vom erweiterten GTN-Modell prognostizierten Porenvolumenanteil (VVF), Porenwachstum (Growth), und Porenentstehung (Nucleation) als Flächenmittelwert am Ende jedes Umformschrittes entlang aller drei Prozessroute

Die unerwarteten Zusammenhänge zwischen den Vorhersagen zur Triaxialität und Schädigung weisen darauf hin, dass neben der Triaxialität weitere Faktoren existieren, die die Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen maßgeblich beeinflussen. Vermutlich gehören dazu der Lode-Parameter und durch Prozesse wie Rekristallisation ausgelösten Mikrostrukturentwicklungen. Diese Untersuchung bestätigt zwar die Möglichkeit, durch Anpassung der Triaxialität unterschiedliche Schädigungsentwicklungen zu realisieren, jedoch bedarf es weitere Untersuchungen zu anderen Einflussfaktoren beim Kaliberwalzen. In diesem Kontext wird im folgenden Kapitel die durch unterschiedliche Lastpfade induzierte Mikrostrukturentwicklung einhergehender betrachtet, um deren Einfluss auf die Schädigung besser zu verstehen.

Es ist bemerkenswert, dass bei allen bisher untersuchten Prozessrouten der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund eine kontinuierliche Reduktion der Schädigung entlang der Prozessroute festgestellt wird. Die prozentualen Unterschiede im mittleren Porenvolumenanteil zwischen dem Ausgangs- und Endzustand jedes Walzschrittes entlang jeder Prozessroute werden in **Tabelle 6** dargestellt. Besonders auffällig ist, dass die stärkste Schädigungsreduktion meist in den ersten beiden Walzstichen auftritt. Zudem ist erkennbar, dass eine signifikant stärkere

Schädigungsreduktion bei jenen Walzschritten erfolgt, in denen das ovale Profil ein größeres Achsenverhältnis aufweist, insbesondere in den ersten beiden Walzstichen bei RK und PR mit hoher Triaxialität.

	Δf_{0-1} (Rund auf Oval)	Δf_{1-2} (Oval auf Rund)	Δf_{2-3} (Rund auf Oval)	Δf_{3-4} (Oval auf Rund)
RK	-37,5%	-31%	-14,5%	-18%
PR mit hoher TRIAX	-37,5%	-33%	-15%	-15,8%
PR mit niedriger TRIAX	-25%	-25%	-23,3%	-23,2%

Tabelle 6: Prozentuale Unterschiede des Porenvolumenanteils zwischen den End- und Ausgangszustand jedes Walzstiches nach der Schädigungsvorhersage (minus Zeichen entspricht Schädigungsabnahme)

7.3 Prozessroute einer anderen Kaliberfolge mit variierter Schädigung

Bisher lag der Fokus bei der Schädigungskontrolle während der Prozessauslegung hauptsächlich auf denselben Kaliberfolgen, nämlich Rund-Oval-Rund. In der Praxis werden jedoch auch andere Kaliberfolgen mit unterschiedlichen Profilen verwendet. Kaliberfolgen wie Raute-auf-Quadrat und Quadrat-auf-Oval sind beispielsweise in der Vor-, Mittel- und Fertigstraße der Metallindustrie weit verbreitet [8]. Diese Kaliberprofile bieten zwar Vorteile, wie etwa einen besonders hohen Streckgrad bei der Kaliberfolge Quadrat-auf-Oval, sie neigen jedoch auch zu Kantenabkühlungen, welche ungünstige Spannungszustände verursachen können. Um die Möglichkeit der Schädigungsbeeinflussung durch Änderung der Kaliberart zu erforschen, wurde eine weitere Prozessroute entwickelt, die verschiedene Kaliberfolgen mit Raute-, Quadrat-, Oval- und Rundprofilen beinhaltet.

Bei der Auslegung der Kaliberfolge, ausgehend von einem vorgegebene Ausgangs- und Endprofil, muss besondere Aufmerksamkeit auf die erforderliche Breitung bei jedem Walzschritt gelegt werden. Deshalb ist eine Kaliberfolge wie z.B. Rund-auf-Quadrat nicht umsetzbar. Eine numerische Untersuchung hat die Kaliberfolge Rund-Raute-Quadrat-Oval-Rund ergeben, bei der in jedem Walzstich eine gute Kaliberfüllung erzielt wird. Die resultierenden Parameter werden in **Tabelle 7** zusammengefasst, und die Schädigungsvorhersage gemäß dem modifizierten GTN-Modell wird in **Abbildung 55** dargestellt. Die entstehenden Schädigungsverteilungen weichen deutlich von der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund ab. Wie erwartet treten bei den Rauten-, Quadrat- und Ovalkalibern nach jedem Umformschritt hohe Schädigungen an den Kanten auf. Beim letzten Walzstich mit dem

Rundkaliber kann jedoch die Schädigung in den oberflächennahen Regionen so stark reduziert werden, dass der schädigungskritische Bereich im Kern des Bauteils verlagert wird.

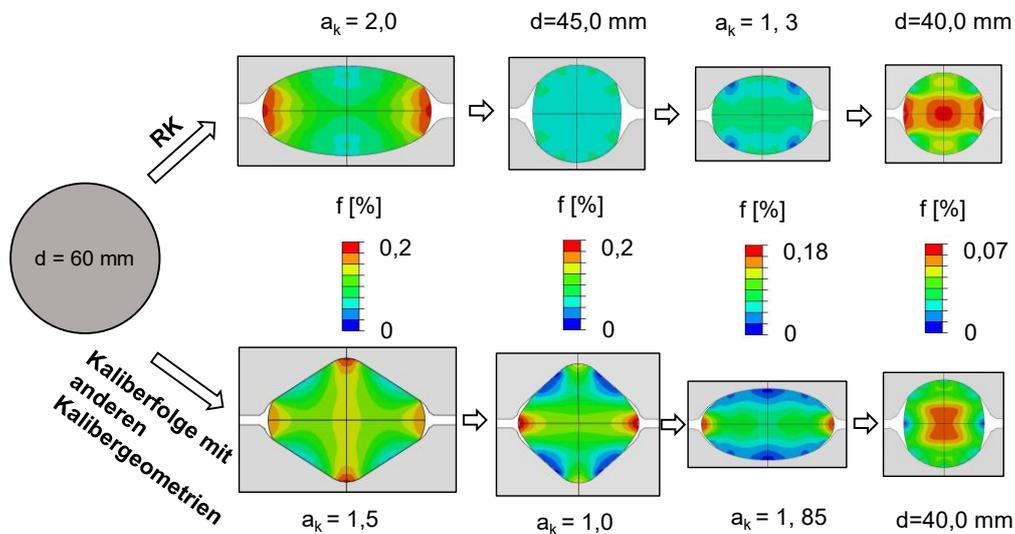


Abbildung 55: Schädigungsvorhersage für die Prozessroute mit geänderter Kaliberfolge nach dem modifizierten GTN-Modell

	1. Stich	2. Stich	3. Stich	4. Stich
a_k	1,5	1	1,85	1
b_k [mm]	85,2	62,5	60,4	40
h_k [mm]	56,7	62,5	32,6	40
$\Delta\varepsilon_A$	0,17	0,22	0,17	0,22

Tabelle 7: Geometrische Spezifikationen der neuen Prozessroute mit geänderter Kaliberfolge

Das modifizierte GTN-Modell zeigt, dass sowohl der maximale als auch der mittlere Porenvolumenanteil (dargestellt in **Abbildung 56** bzw. **Abbildung 57**) auf eine hohe Schädigung im zweiten Walzstich von Raute-auf-Quadrat hindeuten. Diese Schädigung kann jedoch im dritten Walzstich Quadrat-auf-Oval und im vierten Stich Oval-auf-Rund erheblich reduziert werden. Am Ende des Prozesses sind sowohl der maximale als auch der mittlere Porenvolumenanteil jeweils um 14 % und 16 % niedriger im Vergleich zur Referenzkaliberfolge (RK).

Diese Untersuchung zeigte, dass der Einsatz von Kalibern mit kantigen Profilen, wie bei der Kaliberfolge Raute-auf-Quadrat beobachtet, zwar negative Auswirkungen auf die Schädigungsentwicklung haben kann, jedoch überwiegt der Effekt der Porenausheilung beim Kaliberwalzen. Dies führt dazu, dass am Ende des Prozesses kaum signifikante Unterschiede in der Schädigung zwischen verschiedenen Prozessrouten bestehen. Generell lässt sich feststellen, dass das Kaliberwalzen, unabhängig von der gewählten Kaliberfolge, eher durch

Schädigungsreduktion als durch Schädigungsentwicklung gekennzeichnet ist. Das Ausmaß der Schädigungsreduktion hängt von der jeweiligen Kaliberfolge ab. Bei den untersuchten Kaliberfolgen zeigen sich insbesondere bei Quadrat-auf-Oval und Rund-auf-Oval (mit großem Achsenverhältnis) relative größere Schädigungsreduktionen.

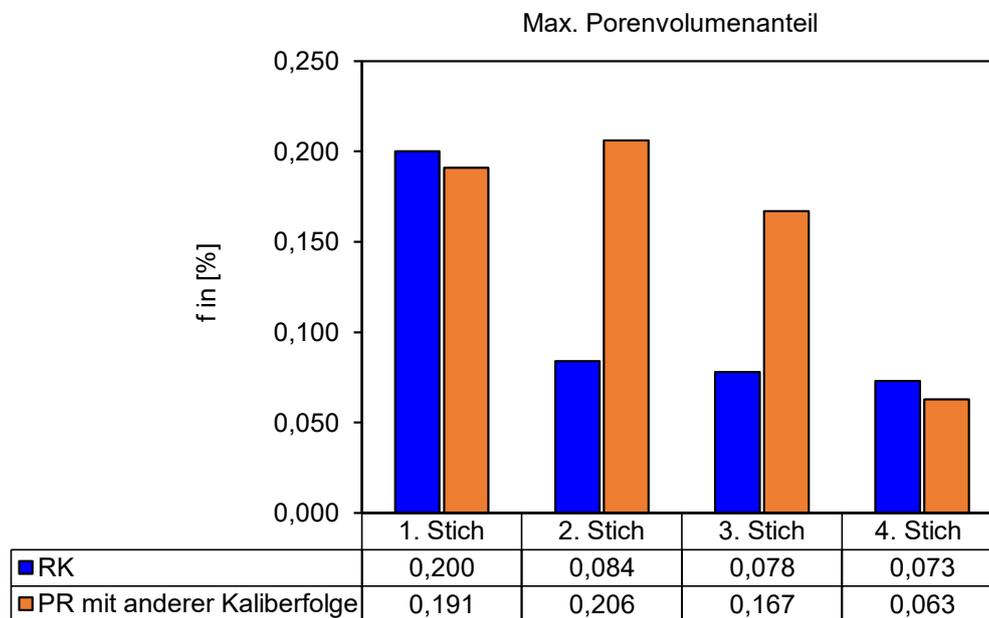


Abbildung 56: Max. lokale Schädigung gemäß der Schädigungsvorhersage für die RK und die neue Prozessroute mit modifizierter Kaliberfolge

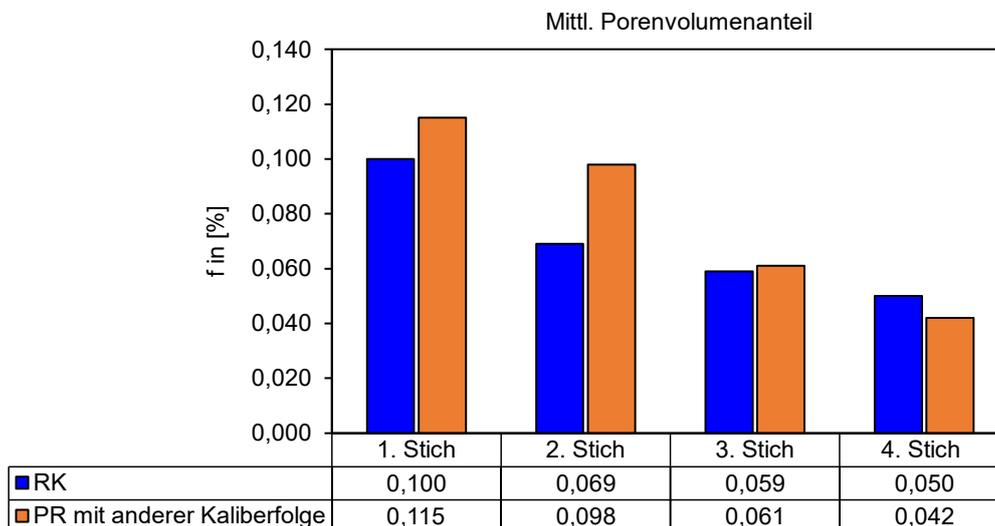


Abbildung 57: Über den Bauteilquerschnitt gemittelte Porenvolumenanteile gemäß der Schädigungsvorhersage für die RK und die neue Prozessroute mit modifizierter Kaliberfolge

	Δf_{0-1} (Rund auf Raute)	Δf_{1-2} (Raute auf Quadrat)	Δf_{2-3} (Quadrat auf Oval)	Δf_{3-4} (Oval auf Rund)
PR mit anderer Kaliberfolge	-28,1%	-14,8%	-37,8%	-31,1

Tabelle 8: Vorhersagte prozentuale Veränderung des Porenvolumenanteils zwischen Ausgangszustand und Endzustand nach jedem Walzstich in der neuen Kaliberfolge mit modifizierter Kaliberfolge

7.4 Fazit

In diesem Kapitel wurde dargelegt, wie zwei neue Prozessrouten mit der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund entstanden sind, sowie eine Prozessroute mit modifizierten Kaliberarten, die spezifisch zur gezielten Schädigungsbeeinflussung entwickelt wurde. Es wird auch aufgezeigt, inwiefern sich die Schädigung beim Kaliberwalzen durch unterschiedliche Prozessgestaltung beeinflussen lässt. Bei der Auslegung der Prozessroute mit der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund wurde gewonnene Erkenntnisse über die Beeinflussung des Lastpfades sowie die Variationsmöglichkeiten berücksichtigt. Das angepasste GTN-Modell kam zur Überprüfung der Schädigungskontrolle zum Einsatz.

Bei der Gestaltung des Prozesses wurde die Triaxialität als dominierender Faktor für die Entwicklung von Schädigungen angenommen. Diese Annahme stützt sich auf zahlreiche Quellen aus der Fachliteratur, die einen wesentlichen Einfluss der Triaxialität auf die Schädigungsentwicklung nahelegen.

Die Schädigungsvorhersage gemäß dem modifizierten GTN-Modell berücksichtigt die Einflüsse der dynamischen Rekristallisation und des Lastpfades auf die Entstehung von Poren. Die qualitativ hochwertigen Simulationsergebnisse, basierend auf dem modifizierten GTN-Modell und bestätigt durch REM-Experimente, zeigen, dass neben der Triaxialität auch andere wesentliche Faktoren die Schädigung beeinflussen, wie etwa die dynamische Rekristallisation (DRX) und der Lode-Parameter. Die Simulation legt nahe, dass die dynamische Rekristallisation insbesondere in den ersten beiden Walzstichen auftritt und die Schädigung auf verschiedene Weise beeinflussen kann. Einerseits kann die DRX die Verbundfähigkeit zwischen Einschluss und Matrix verbessern und somit die Schädigungsentstehung verhindern, wie im erweiterten GTN-Modell angenommen wird. Andererseits ist es möglich, dass sie durch Beeinflussung der Mikrostruktur des Materials die Schädigungsmechanismen verändert. Diese Hypothese wird in **Kapitel 8.4** durch eine Mikrostrukturuntersuchung weiter erforscht.

Ein weiterer möglicher Einflussfaktor auf die Schädigung ist der Lode Parameter. Es ist zu beachten, dass der Lode-Parameter im modifizierten GTN-Modell nur bei der Porenentstehung berücksichtigt wird. Die Auswirkungen dieses Parameters auf das

Porenwachstum oder den Porenschluss werden in dieser Arbeit nicht betrachtet. Es ist allerdings empfehlenswert, das modifizierte GTN-Modell in Zukunft hinsichtlich des Einflusses des Lode-Parameters auf das Porenwachstum zu erweitern.

Bei der Untersuchung der numerisch ermittelten Schädigungsentwicklung entlang der Prozessrouten, insbesondere in Bezug auf die maximale lokale Schädigung und die über den gesamten Bauteilquerschnitt ermittelte Schädigung, lassen sich folgende Beobachtungen feststellen:

- Bei fast allen untersuchten Kaliberfolgen ist die Entwicklung der Schädigung stärker von der Reduktion als vom Wachstum der Schädigung geprägt
- Das Ausmaß der Schädigungsreduktion hängt von der jeweiligen Kaliberfolge und geometrischen Merkmalen wie dem Achsenverhältnis ab
- Am Prozessende zeigen sich bei allen untersuchten Kaliberfolgen, trotz deutlich unterschiedlicher Lastpfade, keine signifikanten Unterschiede in Bezug auf die Schädigung

8 Konzept zur schädigungskontrollierten Prozessauslegung

Eine zentrale Fragestellung dieser Arbeit besteht darin, den Einfluss des Lastpfads auf die Schädigungsevolution zu untersuchen. Wie bereits in **Kapitel 5** dargelegt, kann der Lastpfad beim Kaliberwalzen insbesondere durch die Kalibergeometrie beeinflusst werden. Zudem erfordert die inhomogene Spannungsverteilung beim Kaliberwalzen, dass der Lastpfad lokal betrachtet wird. Die Herstellung neuer Werkzeuge sowie die starke Ortsabhängigkeit des Lastpfades erschweren die Untersuchung. Daher wird eine flexiblere und leistungsfähigere Methode für diese Art von Analyse benötigt.

Der Torsionsplastometer bietet eine mögliche Lösung für dieses Problem. Als Laborversuch verwendet der Torsionsplastometer Vollproben, die im Vergleich zu Kaliberwalzproben deutlich kleiner sind und eine einfachere Handhabung ermöglichen. Dies bietet den Vorteil, dass die umgeformten Proben leicht für die Untersuchung des Lastpfades und der Schädigungsentwicklung eingesetzt werden können. Wie in **Abbildung 58a** dargestellt, ist der Torsionsplastometer (STD 812) mit einer Induktionsspule und einer Vakuumkammer ausgestattet, die die Umformung bei hohen Temperaturen bis zu 1200 °C unter isothermen Bedingungen ermöglichen. **Abbildung 58b** zeigt eine mögliche Probengeometrie, bei der der Zylinderdurchmesser (16 mm) und die Probenlänge (210 mm) als Standard beibehalten werden. Die Proben werden an beiden Enden eingespannt und durch Torsion, Zug und Stauchung einzeln oder in Kombination belastet. Als Variablen in den Torsionsplastometerversuchen können die Kerbgeometrie, die Belastungsart sowie die Temperatur angepasst werden.

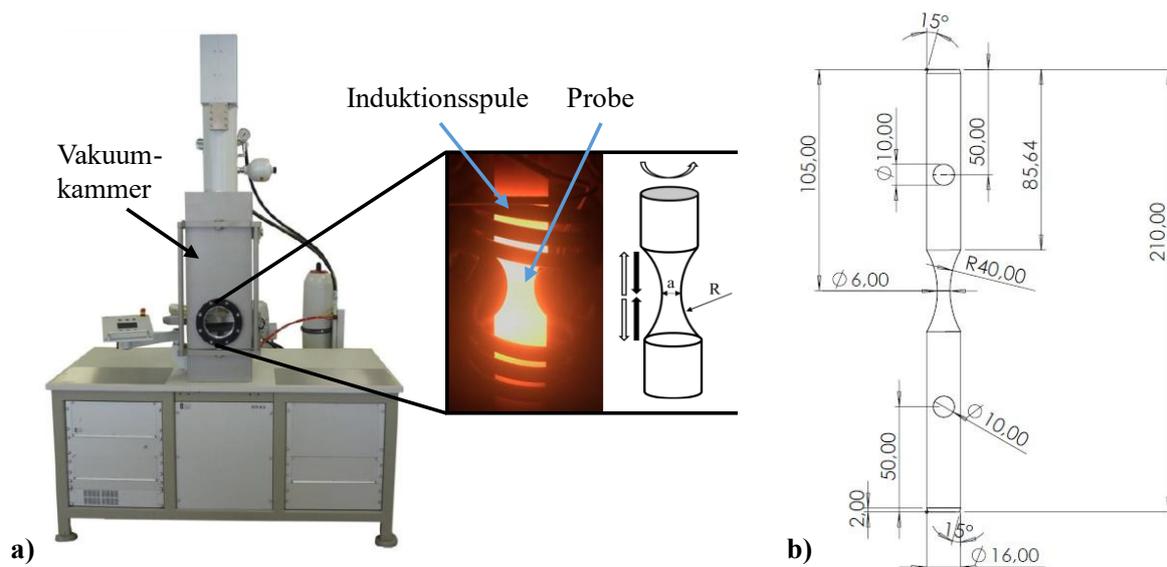


Abbildung 58: a) Torsionsplastometer STD 812 hergestellt von TA Instruments. b) Beispielprobengeometrie der Torsionsplastometerprobe

Die oben beschriebenen Freiheitsgrade des Torsionsplastometers ermöglichen eine gezielte Einstellung des Lastpfads mit anschließender Quantifizierung der Schädigung mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM). Dadurch können die beim Kaliberwalzen auftretenden Lastpfade und deren Einflüsse auf die Schädigung ermittelt werden. Im Folgenden werden Torsionsplastometerversuche basierend auf numerischen Studien konzipiert, um die charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen abzubilden. Anschließend wurden Schädigungsmessungen mittels REM sowie Ermüdungsversuche an den Proben durchgeführt. Diese dienen dazu, die Beziehung zwischen dem Lastpfad, der Schädigungsentwicklung und der Leistungsfähigkeit zu untersuchen. Abschließend wird die Einsatzfähigkeit des Torsionsplastometers im Hinblick auf die Grenzen der Anlagentechnik diskutiert.

8.1 Charakteristische Lastpfade beim Kaliberwalzen

Die charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen repräsentieren die Entwicklungen der Triaxialität und des Lode-Parameters eines Materialpunktes während der Umformung. Sie sind stark abhängig von Faktoren wie der Kalibergeometrie. In dieser Untersuchung wurde der erste Walzstich (Rund-auf-Oval) des in Kapitel 5.2.1 vorgestellten Referenzprozesses betrachtet. Das in Kapitel 5.1.1 beschriebene FE-Modell wird zur Analyse des Lastpfads herangezogen. Das resultierende Feld der Triaxialität- bzw. des Lode-Parameters in der Umformzone wird in **Abbildung 59a und c** dargestellt. Dabei wird deutlich, dass starke inhomogene Felder zur Folge haben, dass der Lastpfad an jedem Materialpunkt einen einzigartigen Verlauf nimmt. Für die methodische Untersuchung zur Nachbildung des Lastpfads werden drei stark voneinander abweichende Verläufe ausgewählt. Entsprechend werden voneinander unterscheiden. Dementsprechend werden Lastpfade an drei Punkten (P1, P2 und P3) ausgewählt, die stark unterschiedlichen Entwicklungen von Triaxialität und Lode-Parameter aufweisen und somit als repräsentative Lastpfade dienen.

In **Abbildung 59b und d** werden die Entwicklungen der Triaxialität und des Lode-Parameters in Bezug auf den Umformgrad für die drei ausgewählten Materialpunkte dargestellt. Auffällig bei diesen Entwicklungen ist, dass es häufig zu Instabilitäten am Anfang bzw. Ende der Umformzone kommt, wenn das Material in die Zone eintritt oder sie verlässt. Dies äußert sich in schnellen Steigerungen/ Absenkungen. Die Triaxialität bei P1, die nahe der Oberfläche auf der vertikalen Oval-Achse liegt, befindet sich überwiegend im positiven Bereich mit einem maximalen Wert von 0,57. Im zentralen Punkt (P2) herrscht vorwiegend Druckspannung, was zu einer negativen Triaxialität führt. Abgesehen von den Instabilitäten beim Ein- und Austritt aus der Umformzone, sinkt die Triaxialität bei P2 kontinuierlich von -0,36 auf bis zu -0,96. Bei P3 wird eine vergleichsweise schwankende Triaxialität beobachtet, die nach einem starken Absinken im negativen Bereich bis auf -1,3 wieder in den positiven Bereich bis auf 1 ansteigt. Die Verläufe des Lode-Parameters an P1, P2 und P3 befinden sich durchgehend im negativen

Bereich. Der Verlauf bei P1 bleibt nahe der Nulllinie, was auf eine stärkere Überlagerung mit Scherspannung hindeutet.

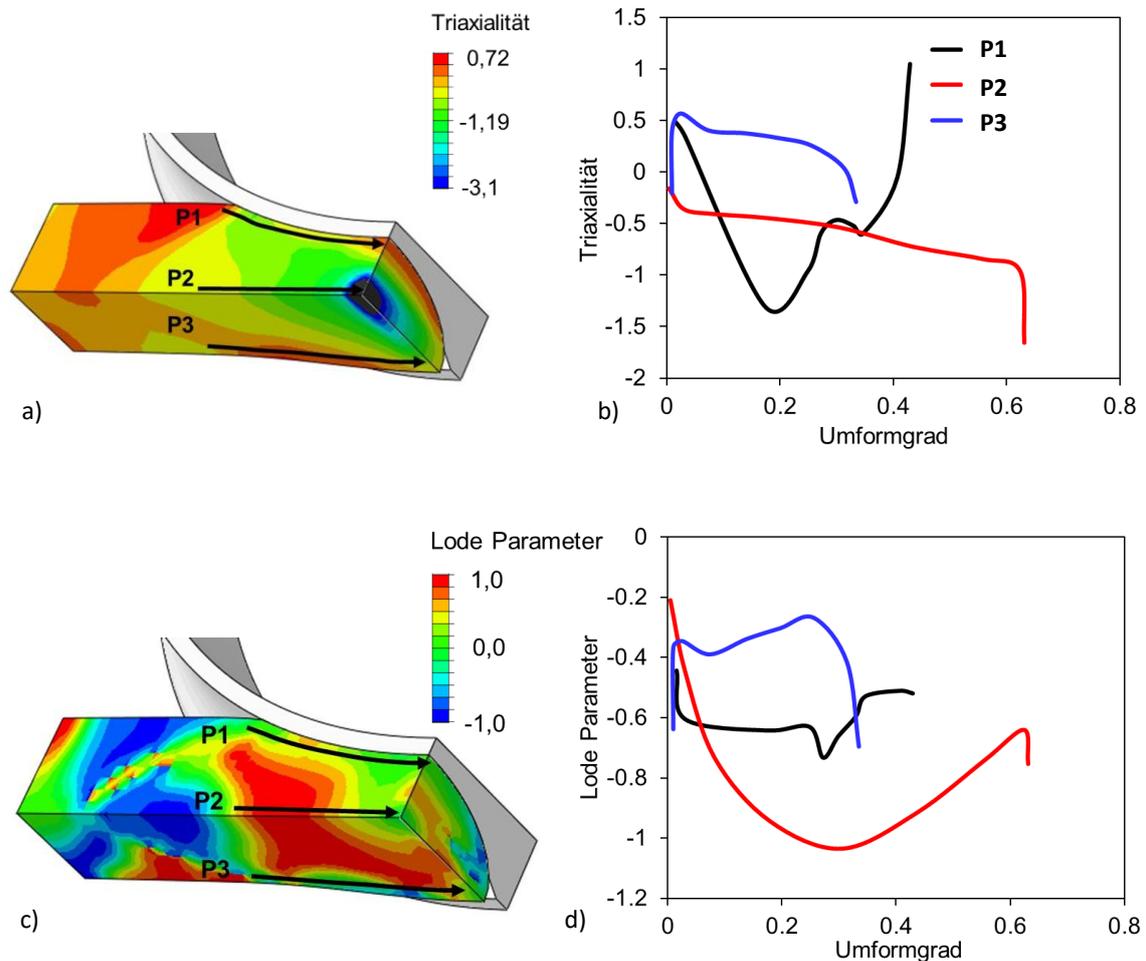


Abbildung 59: a)/c) Entwicklung der Triaxialität/des Lode Parameters in die Umformzone während des ersten Walzstiches der Referenzkalibrierung b)/d) Entwicklung der Triaxialität/des Lode Parameters an repräsentativen Materialpunkten

Gemäß der Literatur, beispielsweise [72] und [78], nimmt der Einfluss des Lode-Parameters mit abnehmender Triaxialität zu. Daher spielt der Lode-Parameter besonders bei Druckbelastungen eine wesentliche Rolle. Folglich ist die Darstellung der Triaxialität in allen Fällen von großer Bedeutung, während die Abbildung des Lode-Parameters insbesondere bei Fällen mit ausgeprägten Druckbelastungen relevant ist.

8.2 Methode zur Abbildung der charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen mittels Torsionsplastometerversuche

8.2.1 Modellierung der Torsionsplastometerversuche

Für die Untersuchung der Lastpfade beim Torsionsplastometerversuch wurde ein 2D-axialsymmetrisches FE-Modell im ABAQUS Standard erstellt. Zur Analyse der Lastpfade beim

Kaliberwalzen wurden Bedingungen angestrebt die dem realen Prozess so nahe wie möglich kommen, einschließlich der Prozesstemperatur. Für die Darstellung der thermo-mechanischen Effekte bei der Warmumformung wurde das Analyseverfahren „Coupled Temp-Displacement“ verwendet. Eine effektive Diskretisierung wurde durch den Einsatz des thermisch-gekoppelten, viereckigen Elementtyps CGAX4T erreicht. Dieser Elementtyp, der ausschließlich in ABAQUS Standard verfügbar ist, ermöglicht es, 2D-Elemente räumlich zu tordieren. Bei der Simulation kam die Rechnungstechnik „Full integration“ zum Einsatz. Da die Umformung hauptsächlich im Probenkerb stattfand, wurde für diesen Bereich ein feineres Netz gewählt. Entsprechend wurde für diesen Bereich eine Elementkantenlänge von 0,2 mm im Probenkerb und von 1 mm in den übrigen Bereich verwendet.

In dieser Untersuchung wurde von einer „quasi-isothermen Bedingung“ ausgegangen, da das System durch integrierte Mess- und Regelungssysteme eine Steuerung der Temperatur während der Umformung ermöglicht. Dadurch wird die Oberflächentemperatur der Probe konstant halten. Trotz der Temperatursteuerung führen der „Skin-Effekt“ bei der Induktionsaufheizung sowie die Wärmeleitung in Axialrichtung zu einem geringfügigen Temperaturprofil. Dieses lässt sich experimentell nur schwer präzise bestimmen. Eine Sensitivitätsanalyse hat jedoch ergeben, dass dieses Temperaturprofil (**Abbildung 60**) keinen signifikanten Einfluss auf das Umformverhalten hat.

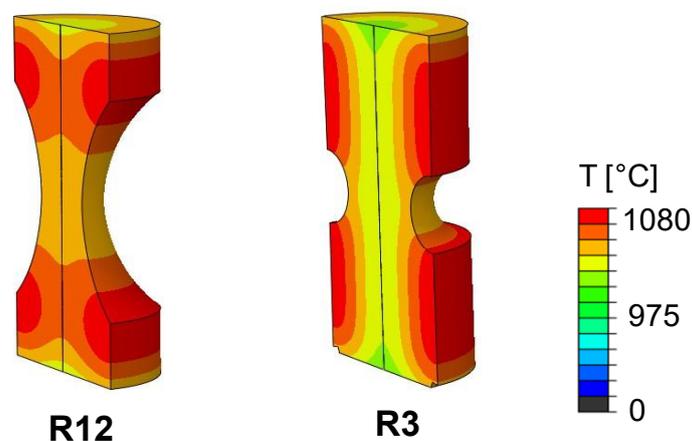


Abbildung 60: Temperaturprofil vor der Umformung bei beiden eingesetzten Probengeometrien

Um in der Simulation die Umformung möglichst exakt nachzubilden, wurde trotz des geringen Einflusses ein anfängliches Temperaturprofil in die Probe integriert. Dieses Profil wurde mittels einer Polynomfunktion implementiert. Die Auswahl der Parameter für diese Polynomfunktion basiert auf den Ergebnissen zweier Testversuche. Bei diesen Versuchen wurde die Temperatur an verschiedenen Stellen der Probenoberfläche sowie im Probenkern gemessen.

Als thermische Effekte während der Umformung wurden die Wärmestrahlung mit einer relativ niedrigen Emissivität von 0,2 sowie die plastische Dissipation mit einem Faktor von 0,9 berücksichtigt. Die Emissivitätswerte in der Vakuumschammer wurden aufgrund experimenteller Daten invers bestimmt. Eine direkte experimentelle Erfassung des Temperaturfeldes während der Versuche war technisch schwierig umzusetzen. Als alternative Lösung erfolgte die indirekte Validierung durch den Vergleich der Umformungsgeometrie nach der Umformung, da diese eine hohe Sensitivität für die Temperaturverteilung aufweist. In **Abbildung 61** wird beispielsweise die simulativ vorhergesagte Kerbgeometrie nach Zugbelastung für die Probe R12 mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Die prozentualen Unterschiede der umgeformten Probengeometrie zwischen Simulation und Experiment für alle untersuchten Versuche werden in **Tabelle 9** dargestellt. Diese zeigen eine gute Übereinstimmung zwischen den Simulationsergebnissen und den Experimenten.

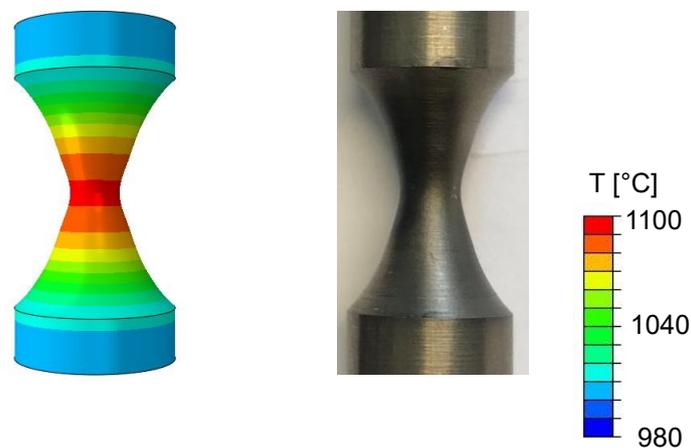


Abbildung 61: Validierung der Kerbgeometrie nach der Umformung mittels Zugversuch der Probe R12

Zusätzlich zur Validierung der Umformgeometrie und der Temperaturverläufe wurde eine experimentelle Validierung auch in Bezug auf die Umformkraft durchgeführt. Dies dient dazu, die Vorhersagenauigkeit des Torsionsplastometermodells zu überprüfen. **Abbildung 62** präsentiert für alle untersuchten Versuchsbedingungen (**Tabelle 10**) einen Vergleich der in den Simulationen prognostizierten Kraftentwicklungen mit den experimentell ermittelten Kraftverläufen. Dabei zeigt sich erneut eine gute Übereinstimmung zwischen den beiden Datenreihen.

Basierend auf den oben diskutierten Ergebnissen der experimentellen Validierung kann festgestellt werden, dass das entwickelte achssymmetrische Torsionsplastometermodell eine zuverlässige Vorhersage der Lastpfade ermöglicht.

Versuch	Durchmesser des Querschnitts in die Kerbmitte			Kerblänge		
	D_{exp} [mm]	D_{sim} [mm]	$\Delta D_{sim-exp}$	L_{exp} [mm]	L_{sim} [mm]	$\Delta D_{sim-exp}$
R12-T	5,95	6,86	+15%	21,38	20,16	-5,7%
R12-CT	10,53	9,7	-7,9%	13,81	13,95	+1%
R3-T	8,33	9,46	+13,6%	6,97	6,8	-2,4%
R3-C	12,10	11,48	-5,1%	3,62	3,57	-1,4%

Tabelle 9: Prozentuale Unterschiede der Probengeometrie nach Umformung für alle Versuchsbedingungen

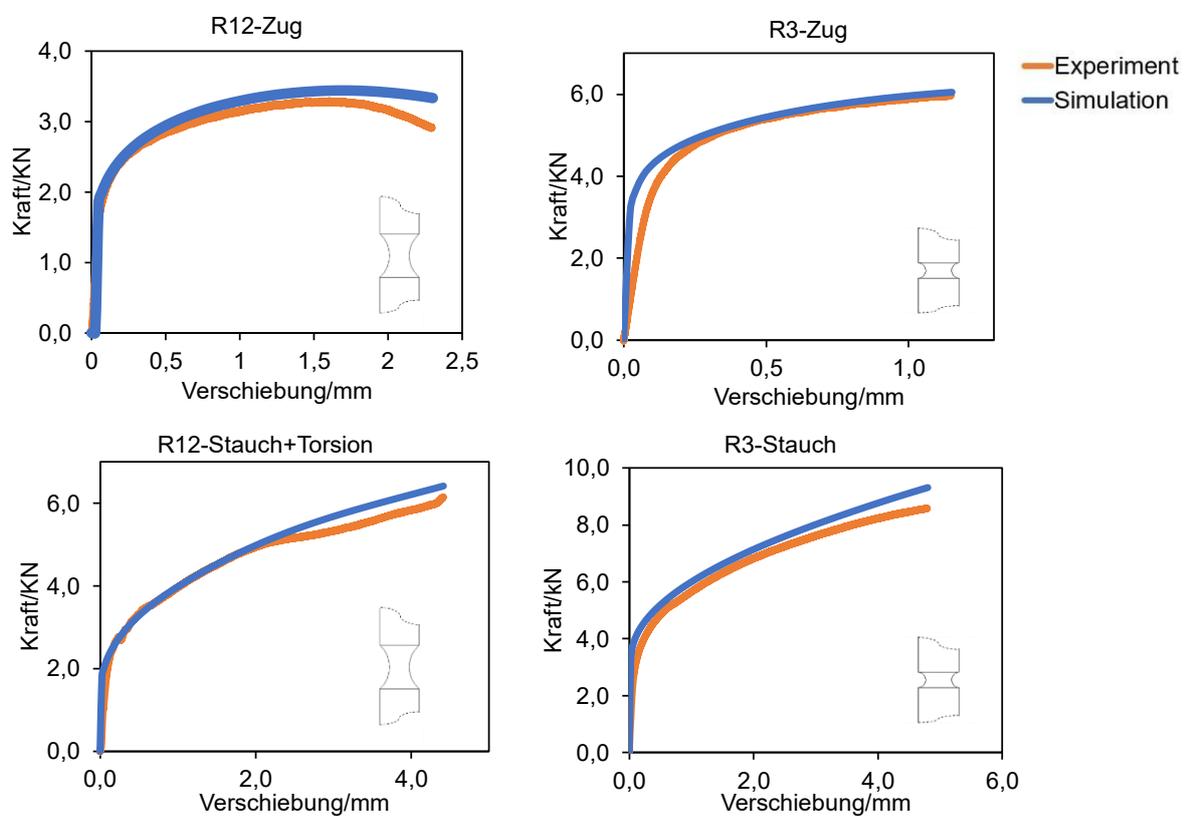


Abbildung 62: Experimentelle Validierung des Torsionsplastometersversuches hinsichtlich der Umformungskraft

8.2.2 Auslegung der Probengeometrie für die Torsionsplastometersversuche

Die Einstellung der Lastpfade beim Torsionsplastometersversuch wird einerseits durch die Variation der Probengeometrie und andererseits durch die Art der Belastung realisiert. In der Literatur ist es bekannt, dass das Vorzeichen der Triaxialität durch die Art der Belastung bestimmt werden kann – positive Triaxialität entsteht bei Zugbelastung und negative

Triaxialität bei Druckbelastung. Bei reiner Zug- oder Druckbelastung kann die Größe der Triaxialität durch die Probengeometrie beeinflusst werden. Hierzu existiert für gekerbte, runde Vollproben nach Bridgman [71] der folgende mathematische Zusammenhang:

$$\eta = \pm \left(\frac{1}{3} + \sqrt{2} \ln \left(1 + \frac{a}{2R} \right) \right) \quad \text{Gl. 18}$$

Nach Gl. 18 lässt sich die Triaxialität durch den Term $a/2R$ beeinflussen, wobei a und R , wie in **Abbildung 63** dargestellt, dem kleinsten Querschnittsradius der Kerbe und dem Kerbradius entsprechen. Basierend auf Gl. 18 wurden zur Darstellung der charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen zwei Probengeometrien für Torsionsplastometersversuche konzipiert. Diese beiden Geometrien wurden entsprechend ihrem Kerbradius als R12 und R3 bezeichnet und sind in **Abbildung 63** illustriert. Die ergebenden theoretischen Triaxialitätswerte liegen jeweils bei etwa $\pm 0,74$ für R12 und $\pm 1,72$ für R3.

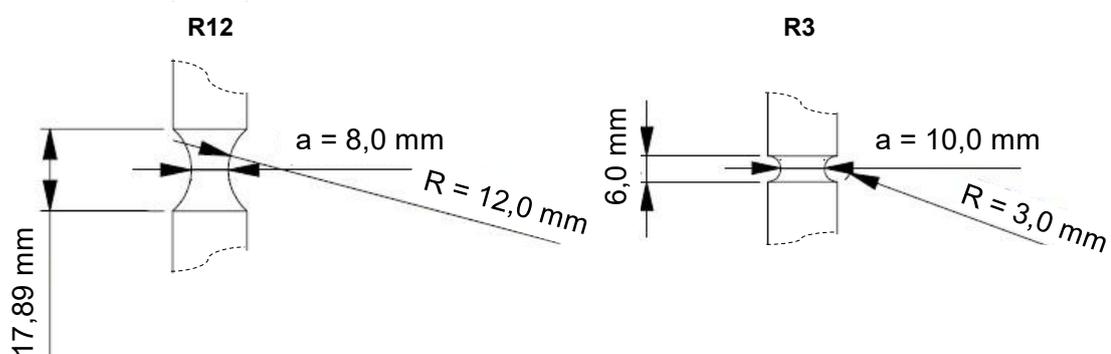


Abbildung 63: Ausgelegte Probengeometrie beim Torsionsplastometersversuch mit Darstellung der geometrischen Parameter a und R

Um die analytisch ermittelte Triaxialität zu validieren, wurden Zugversuche mit den beiden Probengeometrien unter Verwendung des oben beschriebenen FE-Modells simuliert. Die resultierenden Felder der Triaxialität und des Lode-Parameters nach der Umformung werden für die Geometrie R12 in **Abbildung 64** dargestellt. Zudem wurde die Entwicklung der Triaxialität sowie des Lode-Parameters an drei repräsentativen Punkten (Punkt A, B und C) in Abhängigkeit vom Umformgrades φ aufgezeigt. Die Triaxialität zeigt dabei sowohl in radialer als auch in axialer Richtung Gradienten. Im kleinsten Querschnitt der Kerbe befindet sich die höchste Triaxialität nach der Umformung auf der Symmetrieachse (Punkt A) mit einem Wert von 0,57, wobei die Triaxialität in Richtung zur Oberfläche abnimmt. Bei Punkt C an der Oberfläche reduziert sich die Triaxialität auf 0,4, was einer Reduktion um etwa 30 % im Vergleich zum Zentrum entspricht. Diese Verteilung bewirkt, dass die über den gesamten Querschnitt ermittelte Triaxialität (aus dem Diagramm als „Mean value“ dargestellt) mit einem Wert von 0,5 niedriger als die analytisch ermittelte Triaxialität (0,74) ist. Der Lode-Parameter

hingegen zeigt eine deutlich homogenere räumliche Verteilung. Bei Zugbelastung im kleinsten Querschnitt liegt überall ein Wert von $\xi = 1$ vor.

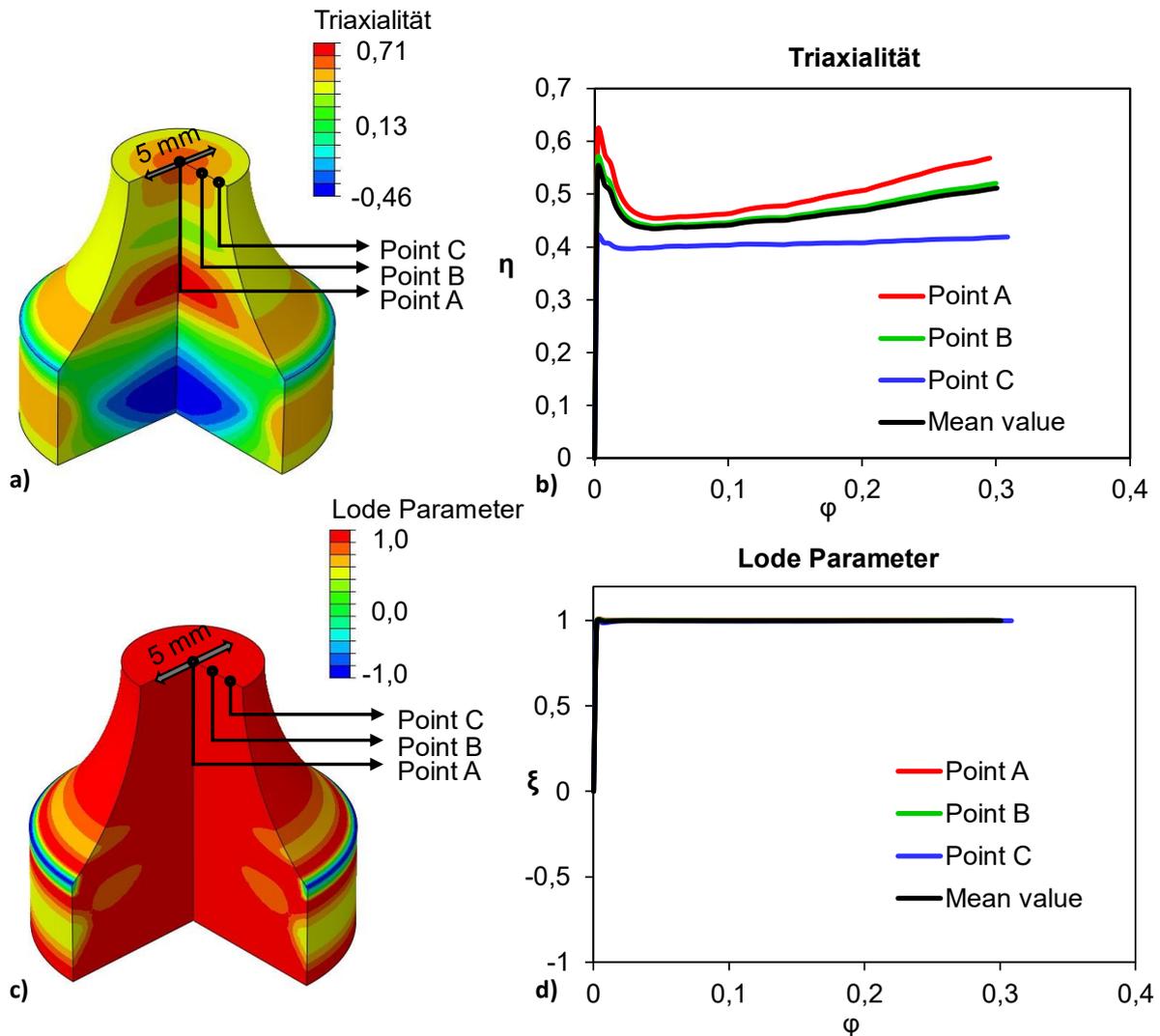


Abbildung 64: Räumliche Verteilung (a und c) und örtliche Entwicklungen (b und d) der Triaxialität und des Lode Parameters und bei Zugbelastung der Probe R12

Analog zu R12 werden die Entwicklung sowie die Verteilung der Triaxialität und des Lode Parameters für die Probe R3 in **Abbildung 65** dargestellt. Nach der Zugbelastung mit der Geometrie R3 zeigen sich in radiale Richtung ähnliche, jedoch deutlich weniger ausgeprägte Gradienten der Triaxialität. Die Triaxialität variiert zwischen 0,74 im Zentrum (Punkt A) und 0,6 an der Oberfläche (Punkt C). Aufgrund der homogenen Verteilung beträgt die durchschnittliche Triaxialität nach der Umformung 0,7, was ebenfalls stark von dem analytischen Wert (1,74) abweicht. Bei der Betrachtung der in den Diagrammen dargestellten Entwicklungen der Triaxialität fällt auf, dass in einer anfänglichen Phase der Umformung ($\varphi = 0,01$) die höchste Triaxialität von 0,88 erreicht werden kann. Eine ähnliche Verteilung zeigt

sich auch beim Lode-Parameter, wobei in einem Großteil der Querschnittsfläche, ähnlich wie bei der Geometrie R12, ein Wert von $\xi = 1$ vorherrscht.

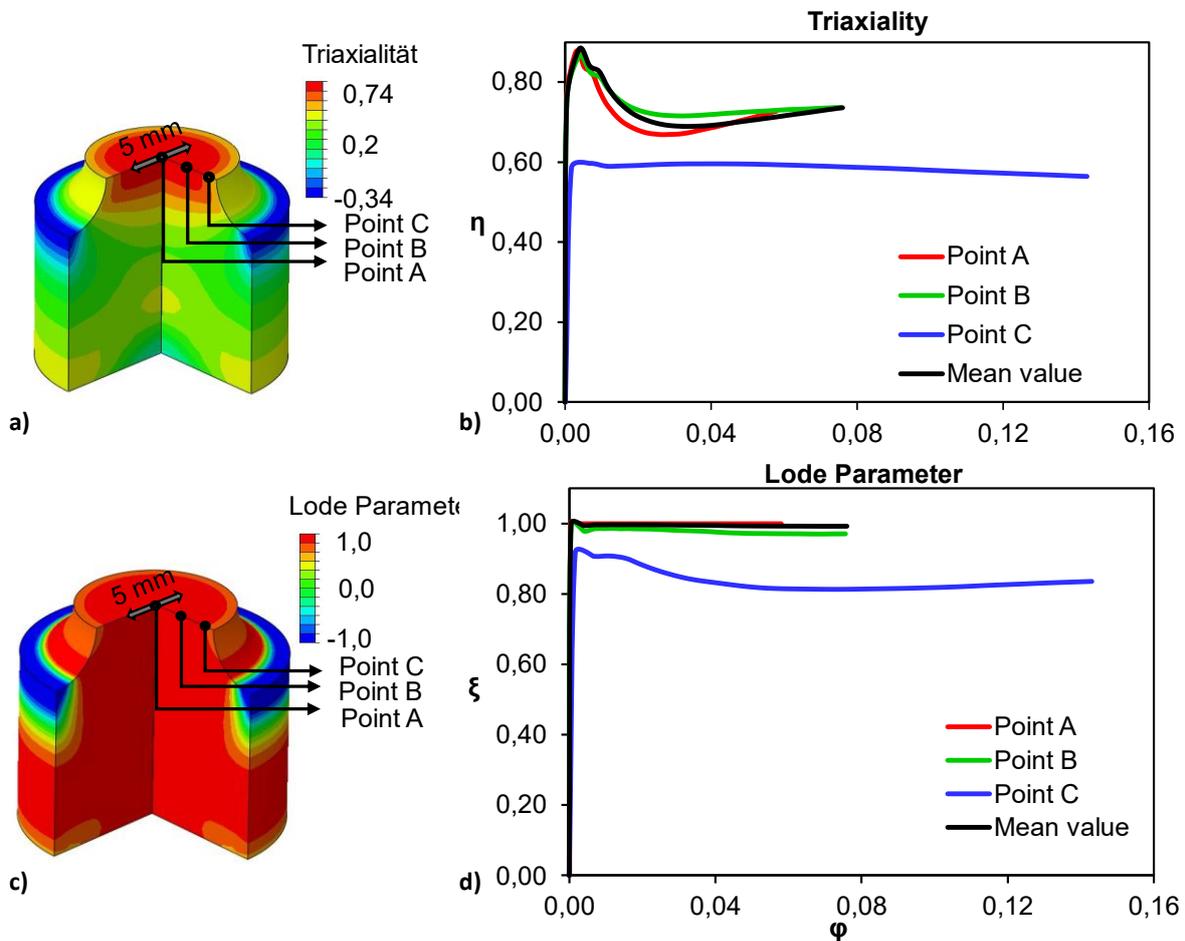


Abbildung 65: Räumliche Verteilung (a und c) und örtliche Entwicklungen (b und d) der Triaxialität und des Lode Parameters und bei Zugbelastung der Probe R3

Bei der Probengeometrie R3 ist bemerkenswert, dass die Dehnung im oberflächennahen Bereich deutlich größer als im übrigen Bereich ist – der Umformgrad an Punkt C ist mit 0,14 fast doppelt so hoch wie an Punkt A und Punkt B (jeweils 0,08). Zudem ist anzumerken, dass bei Proben mit kleinerem Kerbradius oder geringerer Kerbhöhe generell ein niedrigerer maximal erreichbarer Umformgrad beobachtet ist.

Die Simulationsergebnisse legen nahe, dass die verwendete analytische Methode eine grobe Abschätzung der Triaxialität in Verbindung mit der Probengeometrie ermöglicht. Um das Problem der inhomogenen Verteilung der Lastpfade zu adressieren, wird eine Fläche mit einem Durchmesser von 5 mm aus dem kleinsten Querschnitt der Kerbe genommen (wie in **Abbildung 64** und **Abbildung 65** dargestellt), wo annähernd homogene Lastpfadverteilungen bei allen Proben festgestellt werden können. In allen nachfolgenden Auswertungen werden die über diese Fläche gemittelte Werte (Triaxialität, Lode-Parameter und Umformgrad) herangezogen.

8.2.3 Vorgehen zur Auslegung der Lastbedingungen

Während die Einstellung der Triaxialität hauptsächlich durch die Anpassung der Probengeometrie erfolgt, ermöglicht das Torsionsplastometer eine Beeinflussung des Lode-Parameters durch die Überlagerung der Zug- oder Druckbelastung mit Torsion. Allerdings besteht hierbei das Problem, dass bei einer Torsionsbelastung ein Gradient der Dehnung in radialer Richtung unvermeidlich ist. Diese führt dazu, dass auch die resultierende Schädigungsverteilung Inhomogenität aufweist, was im Hinblick auf das Untersuchungsziel unerwünscht ist. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit vorzugsweise eine reine Zug- und Druckbelastung angewendet, und die Überlagerung mit Torsion kam nur gegebenenfalls und dann mit einem kleinen Drehwinkel zum Einsatz.

Eine weitere Herausforderung beim Nachfahren eines beliebigen Lastpfads ist das hochdynamische Verhalten der Triaxialität bzw. des Lode-Parameters beim Kaliberwalzen, wie es beim P1 in **Abbildung 59** ersichtlich ist. Die Nachbildung eines solchen Lastpfads wäre theoretisch durch dynamische Belastungen mit Überlagerung von Torsion im Torsionsplastometerversuch möglich. Allerdings ist dies aufgrund der hohen Anforderung an die Anlagesteuerung und der oben diskutierten Inhomogenität schwierig zu realisieren. Aus diesem Grund wurde dieser Ansatz in dieser Arbeit nicht weiterverfolgt.

In dieser Untersuchung wurden vereinfachend die relativ flachen Verläufe der Lastpfade, in diesem Fall an den Punkten P2 und P3 beim Kaliberwalzen gemäß **Abbildung 59**, für das Nachfahren ausgewählt. Zusätzlich wurden die im Torsionsplastometerversuch maximal bzw. minimal erreichbaren Lastpfade untersucht. Die für diese Zwecke spezifizierten Versuchsbedingungen sind in **Tabelle 10** aufgeführt. Die Auslegung dieser Versuchsbedingungen erfolgt durch ein Trial-and-Error-Verfahren mittels FE-Simulation. Bei der Versuchsauslegung lag der Fokus darauf, möglichst homogene Spannungs- und Dehnungsfelder zu erzeugen sowie Umformgrade zu erreichen, die mit denen beim Kaliberwalzen vergleichbar sind.

	R12-T	R12-CT	R3-T	R3-C
Probentyp	R12	R12	R3	R3
Belastungstyp	Zug	Stauch + Torsion	Zug	Stauch
Verschiebung	2,3 mm	4,42 mm + 27.6°	1,15 mm	4,8 mm
Umform- geschwindigkeit	2,4 mm/s	2,4 mm/s + 15°/s	2,4 mm/s	2,4 mm/s
Dehnung an die Mittelachse	0,36	0,62	0,14	0.14
Ziel	Nachfahren des Lastpfads an P3	Nachfahren de Lastpfads an P2	Untersuchung der max. mögliche Triaxialität	Untersuchung der min. mögliche Triaxialität

Tabelle 10: Ausgelegte Torsionsplastometerversuche zum Nachfahren der charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen bzw. zur Untersuchung der max./min. erreichbaren Lastpfade

8.3 Bewertung der Einsatzbarkeit des Torsionsplastometers

In der Mehrheit der Literatur beschränken sich die Untersuchung des Lastpfads auf Laborversuchen, bei denen einfache Lastpfade unter konstanter Belastung betrachtet werden. Die Nachbildung von prozessnahen Lastpfade mit Hilfe von Torsionsplastometern wurde bisher nur wenig erforscht. In diesem Abschnitt wird die Anwendbarkeit des Torsionsparameters unter Berücksichtigung zweier Aspekte bewertet und diskutiert. einerseits werden die bei Torsionsplastometerversuchen erzielten Lastpfade, die in den vorherigen Abschnitten vorgestellt wurden, mit den zu reproduzierenden Lastpfaden beim Kaliberwalzen verglichen. Andererseits werden die Einschränkungen dieser Methode in Bezug auf die maximal und minimal erreichbare Triaxialität, die Probengeometrie sowie andere Versuchsparameter diskutiert.

8.3.1 Validierung der Lastfadabbildung mittels des Torsionsplastometers

Abbildung 66 stellt einen Vergleich der aus den Torsionsplastometerversuchen resultierenden Lastpfaden mit denen an den Positionen P2 und P3 beim Kaliberwalzen dar. In den Torsionsplastometerversuchen werden die über den Querschnitt gemittelten Werte für Triaxialität, Lode-Parameter sowie Umformgrad verwendet, wie es in **Kapitel 8.2.2** erläutert wird.

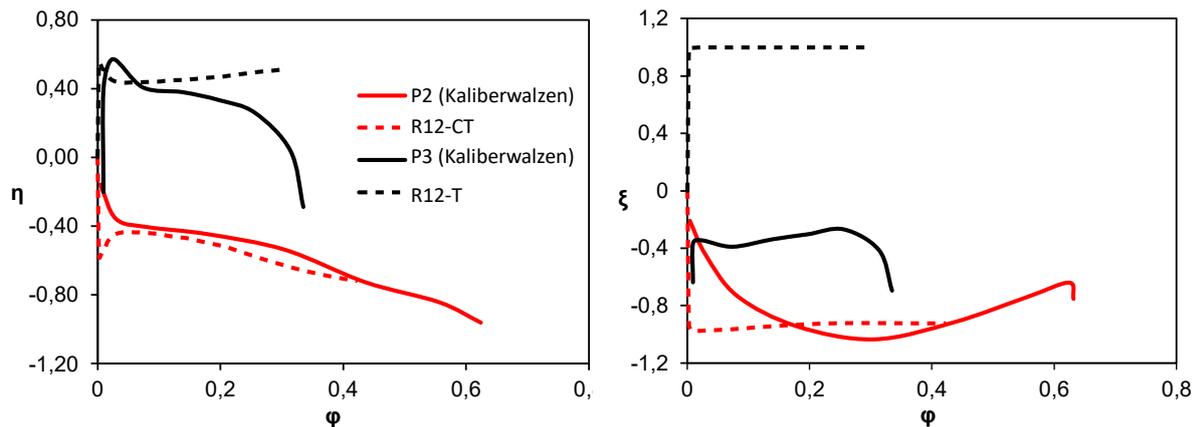


Abbildung 66: Vergleich der Lastpfadentwicklung bei Torsionsplastometerversuche (gestrichelte Linie) mit den Lastpfaden beim Kaliberwalzen (durchgezogene Linie)

Bei der Gegenüberstellung von R12-CT und P2 zeigen sich eine gute Übereinstimmung des Lastpfads. Die absteigende Tendenz der Triaxialität bei P2 wurde gut durch die Kombination von Stauchen und Torsion am Torsionsplastometer angenähert. Jedoch ist bemerkenswert, dass die maximale Dehnung bei P2 trotz der Torsionsüberlagerung nicht beim R12-CT erreicht werden konnte. Beim Lode-Parameter weist R12-CT einen konstanten Wert von -1,0 auf, was die parabolische Entwicklung bei P2 nicht präzise wiedergibt, obwohl sich beide im negativen bzw. Druckbereich befinden. In der Vergleichsgruppe R12-T und P3 gibt es bei der Entwicklung der Triaxialität nur in der Anfangsphase gute Übereinstimmungen. Ab einem Umformgrad von ca. 0,14 steigt die Triaxialität bei R12-T exponentiell an, jedoch mit einem kleinen Gradienten bis zu einem Wert von 0,5. Diese führt zu signifikanten Abweichungen bei zunehmendem Umformgrad. Wesentliche Unterschiede zeigen sich auch bei den Entwicklungen des Lode-Parameters zwischen R12-T und P3. Ähnlich wie bei der Triaxialität, zeigt der Torsionsplastometerversuch (R12-T) konstante Lode-Parameter bei $\xi = 1$, während diese bei P3 im Kaliberwalzen überwiegend im negativen Bereich liegen.

8.3.2 Beschränkungen beim Einsatz des Torsionsplastometers

Trotz größerer Flexibilität im Vergleich zu klassischen Laborversuchen, wie Zug- oder Stauchversuchen, bestehen beim Torsionsplastometerversuch gewisse Einschränkungen. Eine solche Einschränkung ist der maximal erreichbare Umformgrad, der stark von der Belastungsart und der Probengeometrie abhängt. Bei Zugbelastung bezieht sich der maximal erreichbare Umformgrad auf die Bruchdehnung, welche wiederum von der Kerbgeometrie (Kerbradius, Kerbhöhe) beeinflusst wird. Im Falle der Stauchbelastung wird üblicherweise ein kleinerer Verformweg im Vergleich zur Zugbelastung erreicht, da sich der Stauchweg bei kleinem Kerbradius durch die entsprechend kleinere Kerbhöhe limitiert. Zudem kann beim

Stauchversuch die Kerbhöhe oder der Kerbradius nicht beliebig groß gewählt werden, da bei zu großen Kerbhöhen die Gefahr des Ausknickens besteht.

Prinzipiell kann der maximal erreichbare Umformgrad durch die Kombination von Zug-/Stauchbelastung mit Torsion gesteigert werden. Diese führt jedoch gleichzeitig zu einer Verschiebung des Lastpfads. **Abbildung 67** zeigt die Entwicklungen der Triaxialität und des Lode-Parameters aus Versuchen, in denen gleiche Stauchwege mit unterschiedlichen Torsionsgraden kombiniert wurden. Es ist deutlich erkennbar, dass ein zunehmender Torsionsanteil nicht nur einen größeren Umformgrad bewirkt, sondern auch eine Verlagerung der Triaxialitätsentwicklung in Richtung $\eta = 0$. Zudem ist auffällig, dass bei erhöhtem Torsionsanteil die Triaxialität eine flachere Verlaufskurve aufweist. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass die Probe bei reinem Stauchen im Vergleich zu reiner Torsion stärker ausbaucht, was eine drastische Änderung der Triaxialität während der Umformung zur Folge hat. Ein noch stärkerer Einfluss der Torsion wird bei den Entwicklungen des Lode-Parameters beobachtet, wo er sich von $\xi = -0,9$ bei einer Torsionsüberlagerung von 30° bis zu $\xi = 0,2$ bei dem Torsionsgrad von 180° verändert. Eine Methode zur Erhöhung des maximal erreichbaren Umformgrads ohne Änderung des Lastpfads bei der Anwendung von Torsionsplastometern bisher noch nicht bekannt.

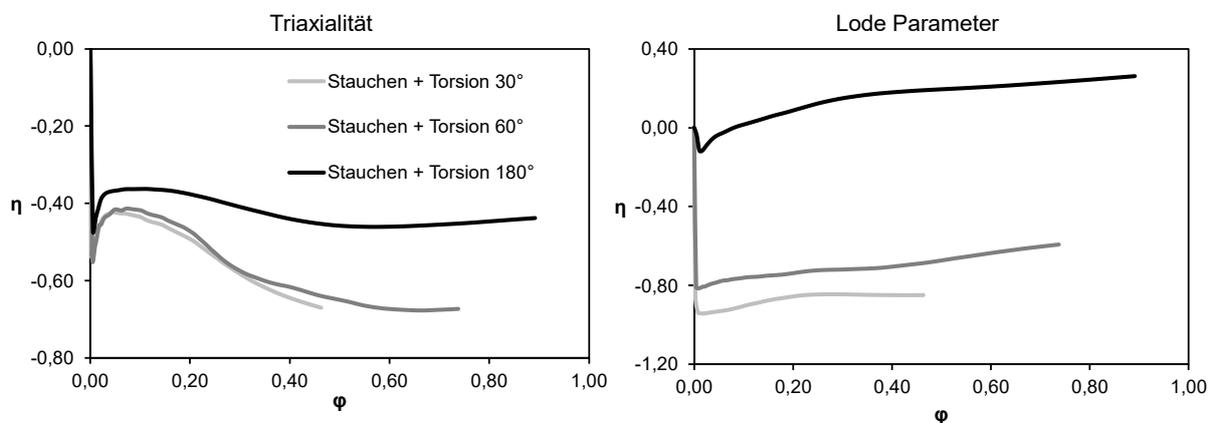


Abbildung 67: Einfluss des Torsionsgrads bei der Überlagerung mit Stauchen mit einem konstanten Stauchgrad auf die Triaxialität und das Lode Parameter

Eine weitere Einschränkung betrifft die maximal bzw. minimal erreichbare Triaxialität. Zwar ist es theoretisch möglich, sehr hohe oder niedrige Triaxialitätswerte durch extrem kleine Kerbradien zu erreichen, doch in der Praxis erhöht sich die Schwierigkeit der Probenfertigung mit abnehmendem Kerbradius. Dies liegt an den entsprechend kleineren Winkeln am Übergang zwischen dem Kerb und dem Schaft (Winkel θ in **Abbildung 68**). Bei dem in dieser Arbeit verwendeten Torsionsplastometerprobentyp ist die Herstellung eines Kerbradius von weniger als 3mm sehr anspruchsvoll.

Um den damit verbundenen Variationsbereich der Triaxialität zu bestimmen, wurden die maximal bzw. minimal erreichbaren Triaxialität beim Torsionsplastometerversuch jeweils durch Zug- bzw. Stauchbelastung mit einer Kerbgeometrie von $R = 3\text{mm}$ und $a = 10\text{mm}$ untersucht. Hierbei liegt der resultierende Winkel θ an der Grenze dessen, was hinsichtlich der Probenherstellung machbar ist. Bei diesen Versuchen wurde darauf geachtet, vergleichbare Umformgrade sowohl bei den Zug- als auch bei den Stauchversuchen zu erreichen werden, um deren Einfluss in späteren experimentellen Untersuchungen auszuschließen zu können. Die resultierenden Triaxialitäten werden in **Abbildung 69** dargestellt und liegen bei etwa $\pm 0,8$. Diese Werte erreichen jedoch nicht die bei Kaliberwalzen betrachteten maximalen und minimalen Triaxialitäten von $\eta = 1$ bzw. $\eta = -1,6$.

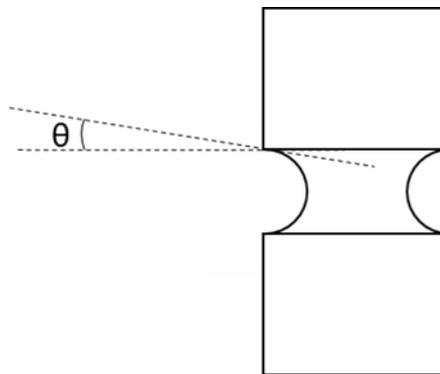


Abbildung 68: Winkel an den Übergang zwischen dem Kerb und der Schaft, welche die Fertigbarkeit der Torsionsplastometerprobe begrenzt

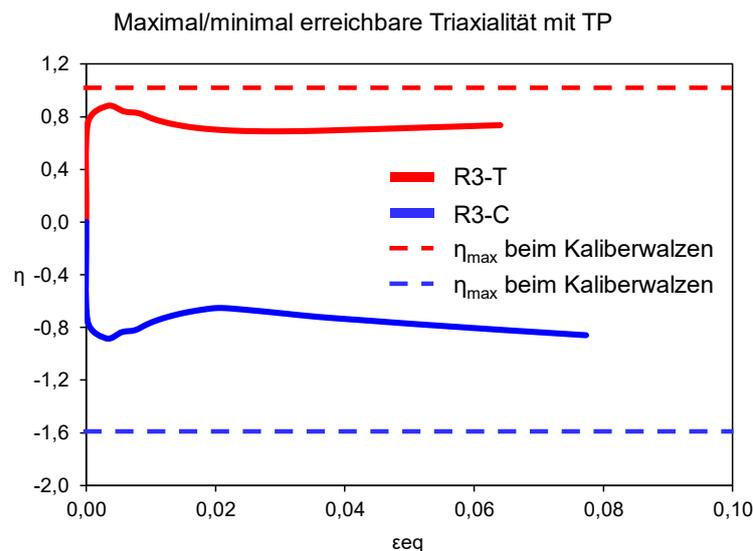


Abbildung 69: Maximal bzw. minimal erreichbare Triaxialität (durchgezogene Linien) mit Berücksichtigung der Herstellbarkeit der Torsionsplastometerprobe gegenüber der max. bzw. min. Triaxialität beim Kaliberwalzen (gestrichelte Linien)

Diese Untersuchung zeigt, dass es noch Herausforderungen beim Torsionsplastomerversuch gibt, um die beim Kaliberwalzen entstehenden Lastpfade exakt nachzubilden. Zukünftig besteht die Aufgabe darin, innerhalb der Anlagentechnik ein dynamisches Verhältnis von Zug, DDruck und Torsion zu ermöglichen. Dies stellt hohe Anforderung an die Anlagensteuerung. Zudem ist es eine Herausforderung, innovative Probengeometrie zu entwickeln, die eine stark positiv oder negative Triaxialität bei gleichzeitig hohem Umformgrad ermöglichen.

8.4 Experimentelle Untersuchung des Lastpfadeinflusses auf Schädigung und Bauteilleistungsfähigkeit

Trotz der bisher nur teilweise erfolgreichen Nachbildung charakteristischer Lastpfade beim Kaliberwalzen mittels Torsionsplastomerversuchen, war es möglich, durch die Versuchsreihen R12 und R3 (siehe **Tabelle 10**) stark unterschiedliche Triaxialitäten zu erreichen. Diese stehen in grober Übereinstimmung mit den ausgewählten Lastpfaden beim Kaliberwalzen. An dieser Stelle wäre es interessant zu untersuchen, wie sich diese Unterschiede in den Lastpfaden auf die Schädigungsentwicklung und die Leistungsfähigkeit der Proben auswirken. In diesem Zusammenhang wurden alle Torsionsplastomerversuche gemäß **Tabelle 10** hinsichtlich Schädigung und Dauerfestigkeit experimentell analysiert. Um Einflüsse der Probengeometrie auszuschließen, wurden alle Proben vor den Experimenten auf eine einheitliche Geometrie gebracht (siehe **Abbildung 70**). Dabei beträgt der kleinste Querschnittsdurchmesser in der Kerbmitte 5 mm. Dies ermöglicht gemäß der FE-Simulation die Erzeugung von homogenen Lastpfadfeldern in der Kerbmitte.

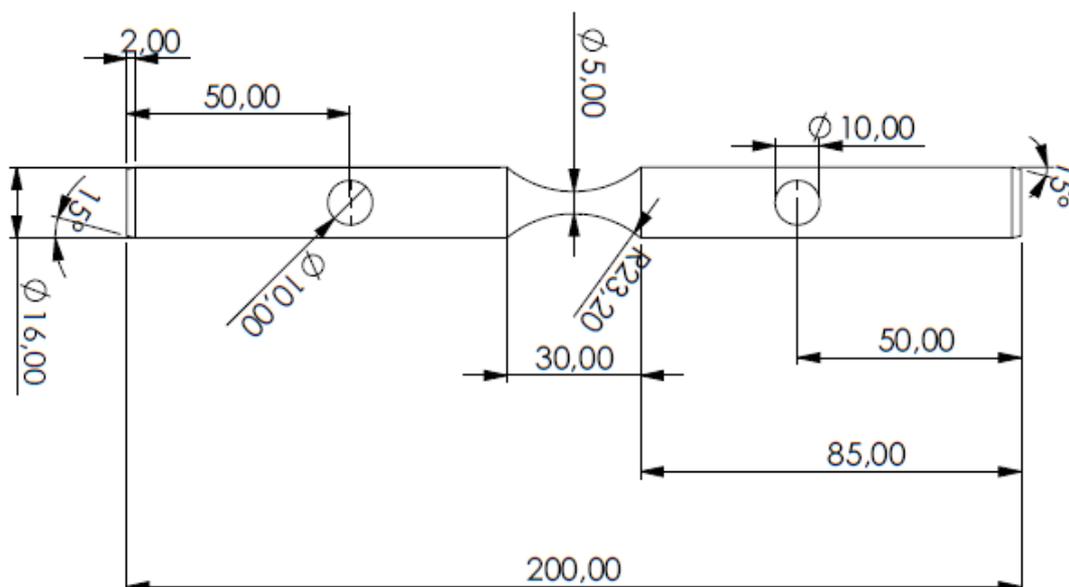


Abbildung 70: Standardgeometrie für die Nachverarbeitung der umgeformten Torsionsplastometerproben

8.4.1 Durchführung von Torsionsplastometerversuch

Die Torsionsplastometerversuche wurden mit dem Torsionsplastometer STD812 des Herstellers Bähr durchgeführt, welches in **Abbildung 58a** dargestellt ist. Um genügend Proben für alle geplanten Untersuchungen zur Verfügung zu haben, wurde jede Versuchsbedingung sechsmal wiederholt. Während des Versuches wurde die Probe zunächst mit einer Rate von $6,1\text{ °C/s}$ aufgeheizt. Nach einer Homogenisierungsphase von 3 Minuten erfolgte die Umformung, bei der die Temperatur im Kerbbereich mittels einer Induktionsspule konstant gehalten wurde. Nach der Umformung erfolgte das Abkühlen der Proben mit einer Rate von $0,52\text{ °C/s}$. Diese Kühlrate wurde gewählt, um eine ferritisch-perlitische Mikrostruktur ähnlich dem Ausgangszustand zu erhalten. Ziel war es, bei der anschließenden Untersuchung der Schädigung und Leistungsfähigkeit den Einfluss der Mikrostruktur auszuschließen.

Im Verlauf des Versuchs wird die Vakuumkammer mit Argon gefüllt, um die Bildung von Zunder an der Oberfläche der Proben zu verhindern. Wichtige Messdaten wie Umformkraft und Drehmoment wurden durch im System integrierte Sensoren erfasst. Für die Temperatursteuerung kam ein Thermoelement zum Einsatz, das auf die Oberfläche des Kerbes aufgebracht wurde, um die Oberflächentemperatur zu messen. Um eine mögliche, durch den Skin-Effekt verursachte, radiale Temperaturinhomogenität zu ermitteln, wurde in einem Versuch ein zweites Thermoelement in eine vorgefertigte Bohrung in der Mitte des Kerbs (an der Symmetrieachse) eingeführt. Der festgestellte Temperaturunterschied zwischen der Oberfläche und der Kerbmitte betrug während des gesamten Versuchs weniger als 10 °C und ist somit vernachlässigbar. Es wird daher von einer homogenen Temperaturverteilung im Bereich des Kerbs ausgegangen.

8.4.2 Einfluss des Lastpfads auf Schädigung

Schädigungsquantifizierungen mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) wurden am Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie (GFE) der RWTH Aachen durchgeführt. Dieses Verfahren, das auf der Aufnahme von rückgestreuten Elektronen und energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDS) basiert, ermöglicht die Detektion und Unterscheidung zwischen Poren, Einschlüssen sowie anderen Artefakten [171]. Für die REM-Messungen wurden nicht geätzte, mechanisch-chemisch polierte Proben verwendet, die aus den umgeformten Torsionsplastometerproben hergestellt wurden. Die Messposition befand in allen Fällen auf der Symmetrieachse im kleinsten Querschnitt, der als eine repräsentative Position unter der Annahme einer homogenen Schädigungsverteilung über den Querschnitt angesehen wird. Für jeden Zustand wurden zwei Messungen durchgeführt, wobei jede Messfläche von $0,72\text{ mm}^2$ betrug.

Wie bereits erwähnt, sind die langgestreckten MnS-Einschlüsse in der Walz- bzw. axialen Richtung der Torsionsplastometerproben ausgerichtet. Diese führt bei der Probenpräparation häufig zu einem spröden Bruch der Einschlüsse, was eine Verfälschung der Messergebnisse zur Folge haben kann. Aus diesem Grund wurde die Messfläche vorwiegend in der axialen Richtung der Torsionsplastometerproben ausgewählt, um das Risiko von herausgebrochenen Einschlüssen zu minimieren.

Die ermittelten Schädigungszustände bezüglich des Porenflächenanteils und der Porenzahl sind in **Abbildung 71** für beide Probengeometrien dargestellt. Dabei werden die Ergebnisse der untersuchten Torsionsplastometerversuche dem Ausgangszustand gegenübergestellt. In der R12-Versuchsreihe zeigt sich, dass sich die Schädigung nach der Belastung mit Druck und Torsion (R12-CT) im Vergleich zum Ausgangszustand um etwa 50% verringert hat. Im Gegensatz dazu wird bei der Belastung mit reinem Zug (R12-T) eine erhebliche Erhöhung der Schädigung beobachtet, die ungefähr 10-mal höher als bei R12-CT ist. Diese Beobachtungen legen nahe, dass bei R12-T die Schädigungsevolution hauptsächlich durch die Neubildung, das Wachstum und die Vereinigung von Poren geprägt ist, während bei R12-CT der Porenschluss und die Porenausheilung die dominierenden Mechanismen darstellen.

Bei der R3-Versuchsreihe ist auffällig, dass die gemessene Porenflächenanteile und Porenzahlen unterschiedliche Tendenzen zeigen. Der Porenflächenanteil deutet auf eine Zunahme der Schädigung bei beiden Zugbelastung (R3-T) und Druckbelastung (R3-C) im Vergleich zum Ausgangszustand hin. Jedoch zeigt sich gleichzeitig eine niedrigere Anzahl an Poren bei der Druckbelastung (R3-C). Diese Diskrepanz könnte auf unterschiedliche Porengrößenverteilungen zwischen den beiden Belastungsarten zurückzuführen sein.

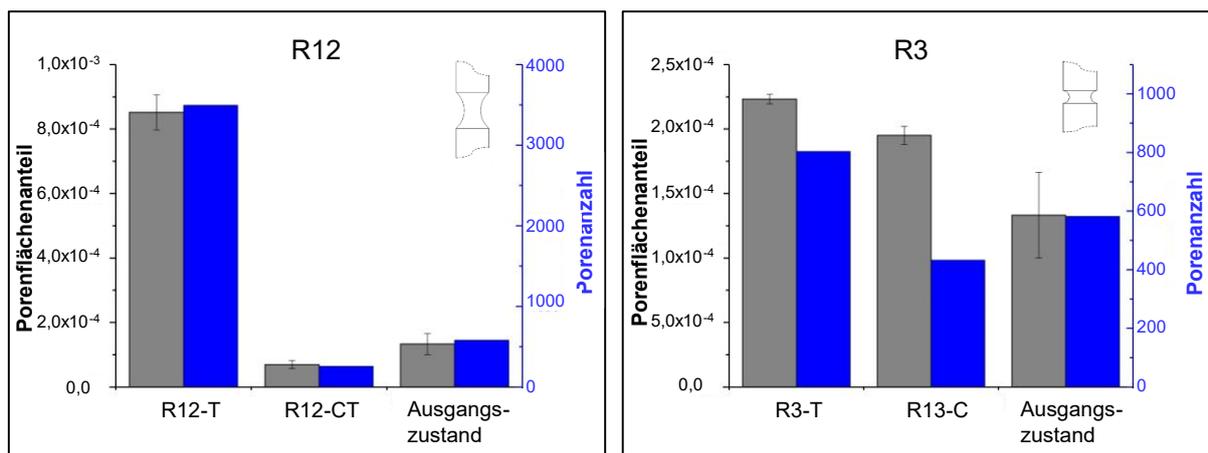


Abbildung 71: am RWTH Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie (GFE) ermittelte Schädigungen mittels REM-Analyse in die Kerbmitte bei verschiedenen Versuchsbedingungen

Um ein tieferes Verständnis der Schädigungsentwicklung zu erlangen, wurde basierend auf den REM-Ergebnissen eine Analyse der Porengrößenverteilung durchgeführt, die in **Abbildung**

72 dargestellt ist. In der R12-Versuchsreihe, die zur Nachbildung der charakteristischen Lastpfade beim Kaliberwalzen (P2 und P3) konzipiert wurde, zeigt sich erwartungsgemäß in allen Größenbereichen eine erheblich höhere Porenanzahl bei Zugbelastung (R12-T) und eine geringere Porenanzahl bei Druck-dominierte Belastung (R12-CT) im Vergleich zum Ausgangszustand.

Dieser Effekt ist in der R3-Versuchsreihe, die zur Darstellung der höchsten und niedrigsten Triaxialität beim Kaliberwalzen konzipiert wurde, nur bedingt zu beobachten. Die Messergebnisse zeigen, dass eine Schädigungszunahme durch Zugbelastung (R3-T) erst ab einer Porengröße von $0,2 \mu\text{m}^2$ feststellbar ist. Der Porenschlusseffekt durch Druckbelastung tritt nur bei kleineren Poren ($<0,2 \mu\text{m}^2$) auf, während die Anzahl an größeren Poren ($>0,2 \mu\text{m}^2$) im Vergleich zum Ausgangszustand gestiegen ist. Dies erklärt den höheren Porenvolumenanteil bei deutlich geringerer Porenanzahl bei R3-C, wie in **Abbildung 71** dargestellt, und deutet daraufhin, dass die Poren in der Probengeometrie R3 entweder durch Druckbelastung gewachsen sind oder sich an Form oder Ausrichtung verändert haben. Eine weitere mögliche Erklärung für das Ausbleiben des Porenschlusseffekt bei der Druckbelastung könnte der geringe Umformgrad sein, der, wie zuvor diskutiert, durch die Herstellbarkeit der Probengeometrie begrenzt ist.

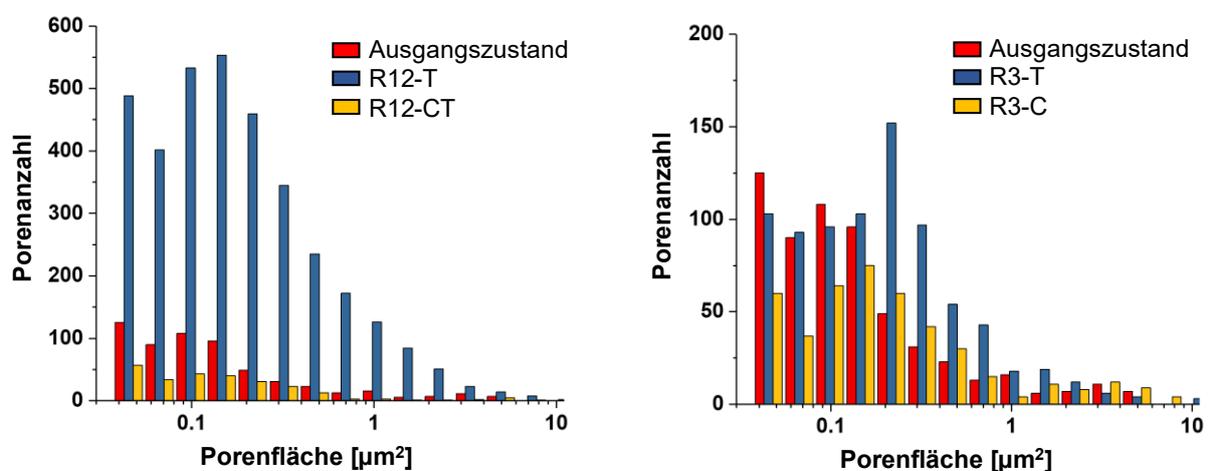


Abbildung 72: am RWTH Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie (GFE) ermittelte Porengrößenverteilung bei den Torsionsplastometerversuchen und dem Ausgangszustand

Diese Untersuchung zeigt, dass neben der Triaxialität auch andere Faktoren wie die Porenmorphologie (Porenform und -ausrichtung), Porenverteilung und Umformgrad die Schädigungsentwicklung beeinflussen können. Um deren Einflüsse besser zu verstehen, sind in die Zukunft angepasste Versuchsaufbau und der Einsatz innovativer Messmethoden erforderlich, die eine schnelle und präzise Erfassung der Porenmorphologie ermöglichen.

8.4.3 Einfluss des Lastpfads auf Leistungsfähigkeit

In der Arbeit von Tekkaya et al [172] wurde der Zusammenhang zwischen Schädigung und Leistungsfähigkeit untersucht. Dabei wurden kaltumgeformte Bauteile mit unterschiedlichen Schädigungsgraden mittels Dauerversuche mit steigender Lastamplitude getestet. Eine Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von duktiler Schädigung bei der Kaltumformung könnte so festgestellt werden. Um zu überprüfen, ob sich bei der Warmumformung ein ähnlicher Zusammenhang zwischen Schädigung und Leistungsfähigkeit ergibt, wurden Laststeigerungsversuche an Proben durchgeführt, die mittels Torsionsplastometerversuchen umgeformt wurden.

Vor dem Hintergrund des bekannten Zusammenhangs zwischen Schädigung und Leistungsfähigkeit bei der Kaltumformung wurde bei den Laststeigerungsversuchen erwartet, dass Proben nach druckdominierter Belastung, wie in den Fällen R12-CT und R3-C, eine höhere Leistungsfähigkeit bzw. eine größere Anzahl an Lastwechseln aufweisen würden. Entgegen dieser Annahme zeigen die ermittelten Lastwechselzahlen jedoch andere Tendenzen, wie in **Abbildung 73** dargestellt. Bei der druckdominierten Belastung ergaben sich für beide Probengeometrien die niedrigsten Lastwechselzahlen, wohingegen der Ausgangszustand stets die höchste Lastwechselzahl aufwies. In Anbetracht der relativ geringen Unterschiede ($\leq 20\%$) in den Leistungsfähigkeiten der verschiedenen Proben lässt sich schlussfolgern, dass keine deutliche Verbindung zwischen Leistungsfähigkeit und Schädigung erkennbar ist.

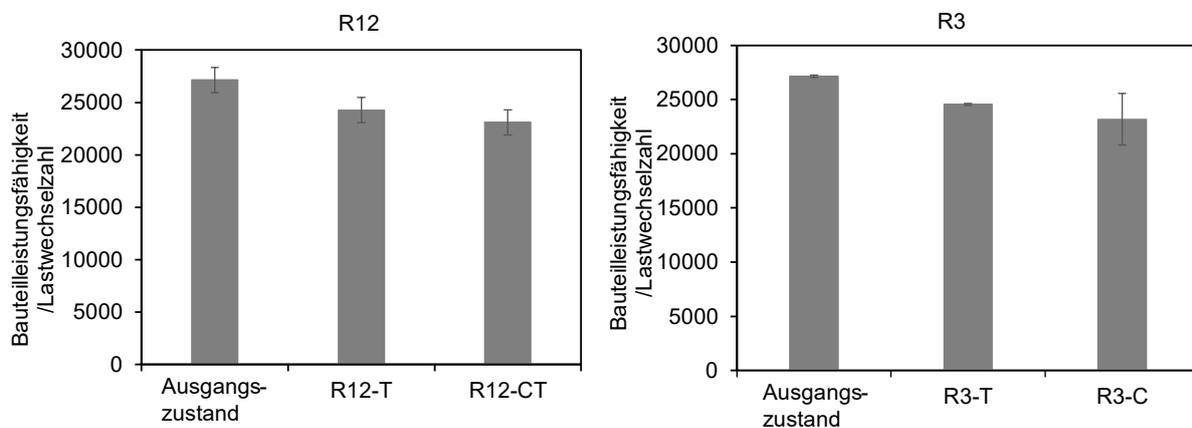


Abbildung 73: am Wertstoffprüftechnik (WPT) der TU Dortmund ermittelte Leistungsfähigkeiten der nach verschiedenen Lastbedingungen umgeformten Torsionsplastometerproben mit unterschiedlichen Schädigungsgraden

Um diese Ergebnisse untermauern, wurden zusätzlich metallographische Untersuchungen durchgeführt. Zuerst wurde die aus den Torsionsplastometerversuchen resultierende Gefüge mittels Elektronenrückstreubeugung (EBSD) am GFE analysiert, wobei die angewandte Methode in [171] beschrieben ist. Obwohl das Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm

(ZTU-Diagramm) des untersuchten Materials ein gleiches Gefüge wie im Ausgangszustand (ferritisch-perlitisch) vorhersagt, ergab sich, dass das resultierende Gefüge vorwiegend aus Ferrit und Bainit besteht. Die in der oberen Reihe von **Abbildung 74** dargestellte Mikrostrukturaufnahmen nutzen die Methode der Grain Average Image Quality (IQ) zur Charakterisierung von Martensit und die Kernel Average Misorientation (KAM) für die Charakterisierung von Ferrit und Bainit. In den IQ-Aufnahmen (links) wird Martensit in Dunkelgrau dargestellt, während in den KAM-Aufnahmen (rechts) Bainit in Grün und Ferrit in Blau zu sehen sind. In der unteren Reihe werden die Gefügezusammensetzungen für alle vier Lastbedingungen präsentiert.

Generell offenbart diese Analyse Unterschiede zwischen den beiden verwendeten Probengeometrien – bei der Probe R3 sind die Bainit-Anteile (grüne dargestellt) wesentlich größer als bei R12. Innerhalb derselben Probengeometrie sind die Unterschiede vergleichsweise gering – während die R12-Versuche untereinander ähnliche Gefüge aufweisen, variieren die Bainit/ Ferrit-Verhältnisse bei den R3-Versuchen um etwa 9 %. Trotz der ähnlichen Zusammensetzung bei den R12-Versuchen ist auffällig, dass der blaue Bereich (Ferrit) bei Stauch-Torsion-Belastung (R12-CT) nicht so intensiv blau erscheint wie bei Zugbelastung (R12-T). Dies ist auf eine mittlere Misorientierung von $0,3^\circ$ bei R12-CT zurückzuführen (bei allen anderen Versuchen liegt diese bei 0°), was auf nicht vollständig abgelöste Versetzungen hindeutet.

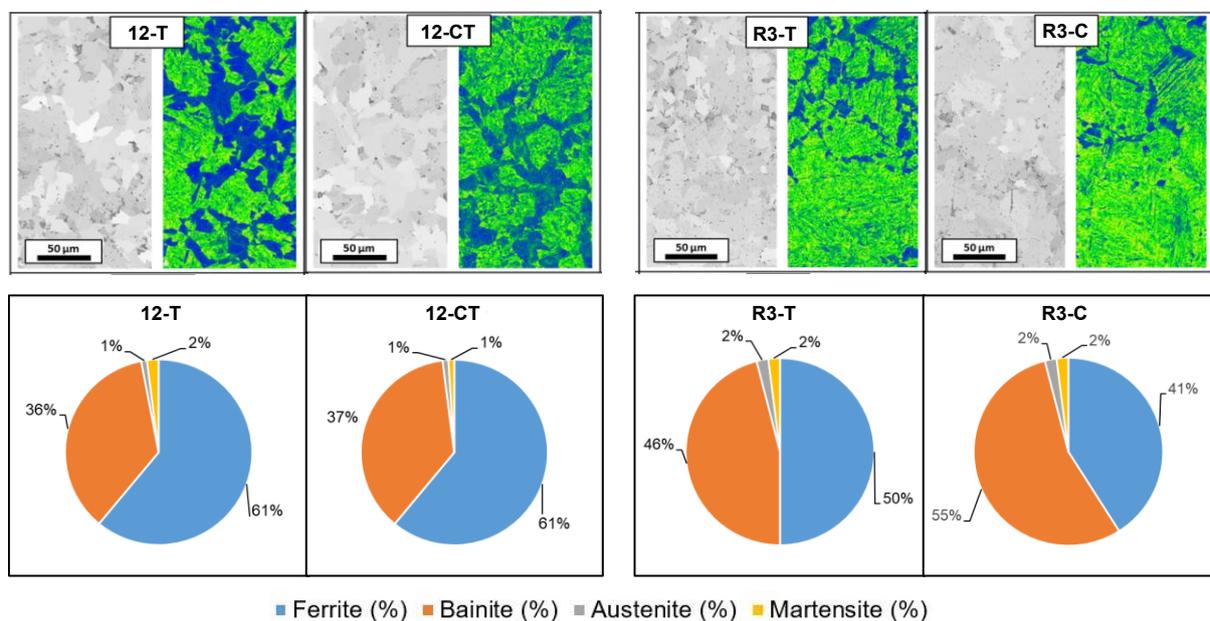


Abbildung 74: am RWTH Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie (GFE) durchgeführte Gefügeanalyse der Torsionsplastometerproben nach der Umformung anhand von EBSD

Da bei allen Versuchen derselben Temperaturverlauf angewendet wurde, kann ein möglicher Einfluss der Temperatur auf die unterschiedlichen Mikrostrukturentwicklungen

ausgeschlossen werden. Dies legt nahe, dass der Lastpfad nicht nur die Schädigung, sondern auch die Entwicklung der Mikrostruktur bei der Warmumformung maßgeblich beeinflusst. Die verschiedenen Mikrostrukturen könnten zu einer Veränderung der Schädigungsmechanismen führen. Die geringeren Leistungsfähigkeiten bei druckdominierten Belastungen (R12-CT und R3-C) könnten möglicherweise mit einer höheren Versetzungsdichte bei R12-CT bzw. einem kleineren Ferritanteil bei R3-C zusammenhängen, da Bainit spröder als Ferrit ist und möglicherweise anfälliger für die Initiierung von Schädigungen sein könnte.

Eine weitere Hypothese für die resultierenden Leistungsfähigkeiten bezieht sich auf die Formen und Orientierungen von MnS-Einschlüssen, die sich je nach Belastungsart unterschiedlich entwickeln können. Grundlage dieser Annahme ist, dass sich die vergleichsweise „weichen“ MnS-Einschlüsse zusammen mit dem Matrixmaterial während der Umformung verformen. Dadurch ändern sich Position und Morphologie der Einschlüsse, die im Ausgangszustand hauptsächlich in der Axialrichtung der Proben langgezogen sind, nach der Umformung in Abhängigkeit von der Belastungsart.

Abbildung 75 zeigt Beispiele für MnS-Einschlüsse mit charakteristischer Morphologie bei verschiedenen Belastungsarten. Nach Zugbelastung sind die Einschlüsse entlang der Axialrichtung weiter gestreckt (siehe **Abbildung 75a**), während sie nach dem Stauchen rundere und kompaktere Formen annehmen, wie in **Abbildung 75b** ersichtlich. Bei Belastungen mit Torsionsanteil ändert sich die Ausrichtung von Einschlüssen, die außerhalb der Symmetrieachsen liegen. Dies führt dazu, dass Einschlüsse, die zuvor parallel zur Symmetrieachse verliefen, nach der Umformung je nach Torsionsgrad schräg zur Symmetrieachse stehen, wie in **Abbildung 75c** dargestellt. Die mikrostrukturellen Aufnahmen zeigen zudem unterschiedliche Formen von Poren, die an den Einschlüssen entstehen. Bei den wurmförmigen Einschlüssen (**Abbildung 75a und c**) sind die Poren, die vorwiegend an der Spitze der Einschlüsse aufgrund von Spannungslokalisierung entstehen, deutlich kleiner als jene bei Druckbelastung (**Abbildung 75b**). Eine mögliche Erklärung hierfür ist, dass die ablösende Fläche zwischen Einschluss und Matrix während der Porenentstehungsphase aufgrund der fehlenden Spitze deutlich größer ist. Dies könnte auch bedeuten, dass es bei Druckbelastung schwieriger ist, neue Poren zu initiieren. Es ist außerdem erkennbar, dass die neu gebildeten Poren in der Regel nicht rund sind und über spitzige Stellen verfügen, die bei ungünstiger Belastung aufgrund von Kerbwirkung leicht zu Rissinitiierung und schneller Materialdegradierung führen können.

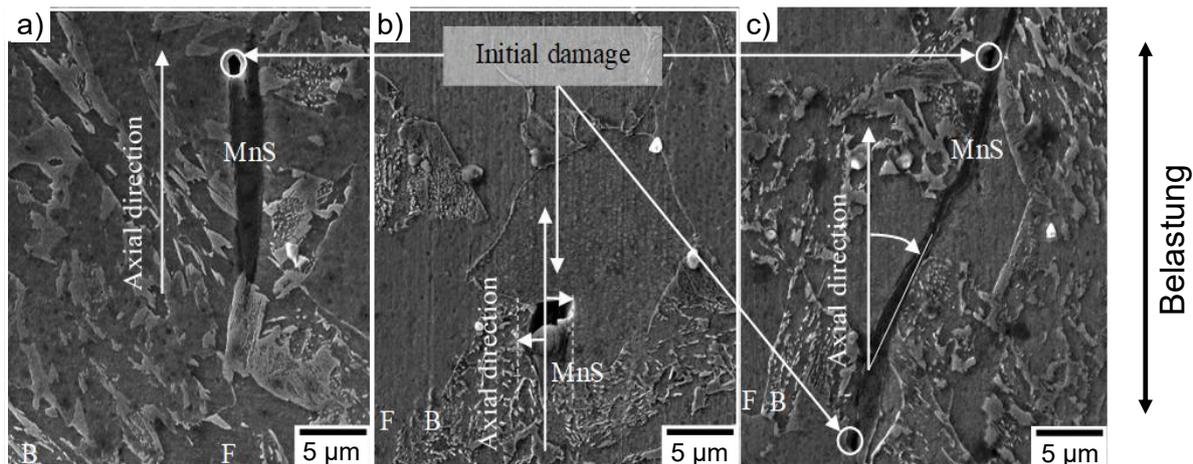


Abbildung 75: am Wertstoffprüftechnik (WPT) der TU Dortmund durchgeführte REM-Aufnahme der Rissinitiierung an Einschlüsse bei a) Zugbelastung, b) Druckbelastung und c) überlagerte Druck-torsionsbelastung. Aufnahme

8.5 Fazit

Diese Untersuchung belegt, dass das Torsionsplastometer eine effektive Methode darstellt, um die Schädigungsentwicklung bei der Warmumformung von Massivbauteilen zu analysieren. Es zeichnet sich nicht nur durch eine höhere Flexibilität bei der Abbildung von Lastpfaden aufgrund der Möglichkeit zur Überlagerung verschiedener Belastungen aus, sondern ermöglicht durch eine präzise Temperatursteuerung auch erweiterte Untersuchungen zur Mikrostrukturentwicklung während der Warmumformung.

Trotz der Möglichkeiten, die Torsionsplastometer bieten, bestehen nach wie vor viele Herausforderungen bei ihrem Einsatz. Dies liegt daran, denn die Lastpfade bei Warmumformprozessen häufig eine sehr hohe Komplexität aufweisen, die von Ort- und Dehnungsabhängigen Faktoren geprägt sind. Die Nachbildung von Lastpfaden, die über die Dehnung stark variieren und nicht nur durch Triaxialität und Lode-Parameter, sondern auch durch die Dehnung selbst charakterisiert sind, wird durch zahlreiche Faktoren eingeschränkt. Zu diesen einschränkenden Faktoren zählen die Probengeometrie, der max. Verfahrensweg sowie die Möglichkeit, das Verhältnis von Zug (Stauch)/Torsion zu steuern. Eine weitere Herausforderung stellt die Nachbildung eines Lastpfadfelds dar, beispielsweise in der Radialrichtung eines Kaliberwalzbauteils. Denn aus Sicht der Kontinuumsmechanik wird der Schädigungsentwicklungsvorgang in einem Festkörper nicht nur vom lokalen Lastpfad, sondern auch von benachbarten Lastpfaden beeinflusst.

Die nachfolgenden Untersuchungen zu Schädigungs- und Mikrostrukturcharakterisierung sowie zur Leistungsfähigkeit nach den Torsionsplastometerversuchen haben teilweise unerwartete Ergebnisse geliefert. Diese deuten auf komplexe Prozesse in Bezug auf die

Mikrostrukturentwicklung und deren erhebliche Einflüsse auf die Schädigung hin. Diese neuen Erkenntnisse werfen weitere Fragen auf. Zu den wichtigsten neuen Fragenstellungen gehören beispielsweise:

- Welche Aspekte der Mikrostrukturentwicklung üben einen starken Einfluss auf die Schädigungsentwicklung aus, und in welcher Form manifestieren sich diese Einflüsse?
- Auf welche Weise können die oben genannten Aspekte durch Prozesssteuerung gezielt hinsichtlich der Schädigungskontrolle beeinflusst werden?
- Gibt es weitere Schritte im Prozessablauf vor und nach der Umformung, wie beispielsweise den Aufheizvorgang und die anschließende Wärmebehandlung, die ebenfalls für eine effektive Schädigungskontrolle berücksichtigt werden sollen?

Diese neu abgeleiteten Forschungsfragen erfordern eine Ausweitung des aktuellen Untersuchungsfokus, der sich derzeit primär auf die Entwicklung von Lastpfaden konzentriert, und bedingen neue und systematische Untersuchungsansätze.

9 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde die Möglichkeit der Schädigungskontrolle durch Beeinflussung des Lastpfads beim Kaliberwalzen untersucht. Als Rahmenbedingungen wurde der Einsatzstahl 16MnCrS5 und die Kaliberfolge Rund-Oval-Rund mit definiertem Ausgangs- und Enddurchmesser festgelegt. Der Ausgangspunkt der Untersuchung war eine industrienahe konzipierte Referenzkalibrierung mit insgesamt vier Walzstichen. Hierbei kam ein 3D-FE-Modell zum Einsatz, das temperatur- und dehnratenabhängige Warmfließkurven integriert.

Um Schädigungen gezielt zu beeinflussen, war zunächst die Erkenntnis erforderlich, wie sich der Lastpfad bei der Prozessführung durch Prozessparameter variieren lässt. Eine Parameterstudie identifizierte das Achsenverhältnis des Ovalkalibers und die Flächenabnahme als die wesentlichen, lastpfadsteuernden Parameter. Eine weitere numerische Studie wurde durchgeführt, um den Variationsbereich dieser beiden Parameter unter Berücksichtigung der Kaliberfüllung zu ermitteln. Diese Methode stellte sicher, dass bei der Auslegung neuer Prozesse nur Kaliber ausgewählt werden, bei denen kein Formfüllungsfehler auftritt. Eine weitere notwendige Voraussetzung für die schädigungskontrollierte Prozessauslegung war die Ermittlung einer zuverlässigen Methode zur Schädigungsvorhersage. Durch die Bewertung und den Vergleich vorhandener Schädigungsmodellen bzw. -kriterien wurde ein hinsichtlich der dynamischen Rekristallisation modifiziertes GTN-Modell ausgewählt. Mit diesem speziell für Warmformung entwickelten Modell war es möglich, die Entwicklung von Schädigung entlang der Kaliberfolge qualitativ vorherzusagen. Sowohl die Verteilung der Schädigungen als auch deren Reduktion am Ende des Prozesses im Vergleich zum Prozessbeginn bei der Referenzkalibrierung konnten erfolgreich mit diesem Modell vorhergesagt werden.

Basierend auf den Erkenntnissen zur Variation des Lastpfads und der Schädigungsvorhersage wurden zwei weitere Prozesse in der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund entwickelt. Dabei wurde jeweils ein Lastpfad gewählt, der hinsichtlich der Schädigung einmal als kritisch und einmal als günstig betrachtet wurde. Das validierte Schädigungsmodell bestätigte die erwartete Schädigungsvariationen bei diesen neuen Prozessen in Bezug auf die Schädigungsverteilung. Trotz ausgeprägter Variation des Lastpfads bei allen Prozessen ergaben sich jedoch gemäß der Schädigungsvorhersage nur moderate Schädigungen am Ende des Prozesses, die in ähnlicher Größenordnung zum Ausgangszustand lagen. Eine erweiterte Prozessauslegung unter Einsatz einer anderen Kaliberfolge offenbarte, dass die durch Faktoren wie starke Kantenabkühlung induzierten Schädigungen im weiteren Umformungsvorgang signifikant reduziert werden können. Diese Ergebnisse deuteten darauf hin, dass es neben dem Lastpfad noch weitere wesentliche Einflussfaktoren auf die Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen gibt.

Die anschließenden Modellversuche mit dem Torsionsplastometer legten nahe, dass thermisch aktivierten Vorgänge, wie beispielsweise die Rekristallisation, während der Warmumformung das Gefüge je nach Belastungspfad Wesentlichen beeinflussen können. Diese Prozesse haben das Potenzial, die Auswirkung der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit des Bauteils zu überwinden. Da die Steigerung der Bauteilleistungsfähigkeit das zentrale Ziel dieser Arbeit ist, wurde deutlich, dass die alleinige Berücksichtigung der Lastpfadbeeinflussung bei der Warmformung nicht ausreichend ist, um dieses Ziel zu erreichen.

Basierend auf diesen Erkenntnissen wurden zwei wesentliche Aspekte identifiziert, durch die die Untersuchungen zur Schädigungskontrolle beim Kaliberwalzen zukünftig sinnvoll erweitert werden können. Erstens sollte bei der Schädigungskontrolle in der Warmformung die Entwicklung der Mikrostruktur berücksichtigt werden. Hierbei ist es wichtig, die Schädigungsmechanismen im Kontext thermisch aktivierter Vorgänge detaillierter zu betrachten und diese in die Schädigungsmodellierung zu integrieren. Die Entwicklung von auf die Warmformung-spezialisierten Schädigungsmodellen ist entscheidend für die quantitative Analyse der Schädigungsentwicklung entlang der Umformprozesskette. Zweitens eröffnet die nachgewiesene Auswirkung der Mikrostrukturentwicklung auf die Bauteilleistungsfähigkeit einen neuen Aspekt für die Schädigungskontrolle. In zukünftigen Arbeiten sollte der Fokus auch auf der Einstellung einer hinsichtlich der Schädigung widerstandfähigen Mikrostruktur liegen, die durch eine sinnvolle Auswahl von Warmformprozessparametern erreicht werden kann. Durch die Kombination dieser beiden Ansätze sollte es zukünftig möglich sein, das Leichtbaupotenzial durch optimiertes Umformprozessdesign maximal zu nutzen.

Literaturverzeichnis

- [1] A. Tekkaya, J. M. Allwood, P. Briani, S. Bruschi, J. Cao, S. Gramlich, P. Groche, G. Hirt, T. Ishikawa, C. Löbbbe, J. Lueg-Althoff, M. Merklein, W. Misiolek, M. Piertrzyk, R. Shivpuri und J. Yanagimoto, „Metal forming beyond shaping: Predicting and setting product properties,“ *CIRP*, Nr. 64, pp. 629-653, 2015.
- [2] S. Ray, *Principles and Applications of Metal Rolling*, Cambridge University Press , 2015.
- [3] Z. Wusatowski, *Bidsame Formung, Walzwerkswesen, Kleines Handbuch des Hüttenmannes*, Katowice: WGH, 1960.
- [4] H. Hoffmann, R. Neugebauer und G. Spur, *Handbuch Umformen*, München: Carl Hanser Verlag, 2012.
- [5] K. Lange, *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft Band 2: Massivumformung*, Springer Verlag, 1988.
- [6] Z. Wusatowski, *Fundamentals of Rolling*, London: Pergamon Press, 1969.
- [7] W. Tafel, *Walzen und Walzenkalibrieren*, Dortmund, 1923.
- [8] H. Neumann, *Kalibrieren von Walzen*, Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie , 1975.
- [9] A. E. Lendl, *Rolled bars, Iron and Steel*, 1948.
- [10] Smirnow, *Das kalibrieren von Walzen*, Moskau: Verlag Metallurgisdat , 1953.
- [11] E. Siebel, „Einfluss der Breitung auf den Werkstofffluss beim Walzen,“ *Stahl und Eisen*, p. 1049, 1934.
- [12] Hütte, *Taschenbuch für Eisenhüttenleute*, Berlin, 1930.
- [13] C. Eriksson, „Working range for sequences and series of two-symmetrical grooves in wire rold rolling,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 174, pp. 250 - 257, 2006.
- [14] A. Nyström, *Working range and stability in rolling in grooves*, Stockholm: Royal Institute of Technology, 1980.
- [15] K. Komori, K. Kato und T. Murota, „Analysis of rolling of bars bei the energy method.,“ *Bulletin of JSME*, Bd. 29, pp. 1412-1418, 1986.

-
- [16] K. Komori und K. Kato, „Analysis of temperature distribution in caliber rolling of a bar,“ *JSME International Journal*, Bd. 32, pp. 208-216, 1989.
- [17] K. Komori, „Simulation of deformation and temperature in multi-pass caliber rolling,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 71, pp. 329-336, 1997.
- [18] S. A. Aksenov, E. N. Chumachenko, I. V. Logashina und T. Kubina, „Numerical simulation in roll pass design for bar rolling,“ *Metallurgija*, Bd. 1, pp. 75-78, 2015.
- [19] J. J. Park und S. I. Oh, „Application of three dimensional finite element analysis to shape rolling processes,“ *Journal of Engineering for Industry*, Bd. 112, pp. 36-46, 1990.
- [20] D. Y. Kwak und Y. T. Im, „Remeshing for metal forming simulations - Part II: Three dimensional hexahedral mesh generation,“ *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Bd. 53, pp. 2429-2586, 2002.
- [21] L. Fourment, S. Gavoille, U. Ripert und K. Kpodzo, „Efficient formulations for quasi-steady processes simulation: multi-mesh method, arbitrary Lagrangian or Eulerian formulation and free surface algorithms,“ in *NUMIFORM*, Shenyang, China, 2013.
- [22] S. Bargel, *Werkstoffkunde*, Berlin: Springer, 2005.
- [23] C. Sellars, „Modelling of structural evolution during hot working processes,“ in *Riso Int. Symp. on Annealing Processes- Recovery, Recrystallisation and Grain Growth*, Roskilde, Denmark, 1986.
- [24] R. A. Petkovic, M. Luton und J. Johas, „Recovery and recrystallization of carbon steel between intervals of hot working,“ *Canadian Metallurgical Quarterly*, Bd. 14, pp. 137-145, 1975.
- [25] J. Humphreys, G. S. Rohrer und A. Rollett, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Elsevier, 2017.
- [26] R. Sandström und R. Lagneborg, „A model for static recrystallization after hot deformation,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 23, pp. 481-488, 1975.
- [27] R. Sandström und R. Lagneborg, „A model for hot working occurring by recrystallization,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 23, pp. 387-398, 1975.
- [28] W. Roberts und B. Ahlblom, „A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working,“ *Acta Metall.*, Bd. 26, pp. 801-813, 1978.

-
- [29] J. Beynon und C. Sellars, „Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling,“ *Isij International* , Bd. 32, pp. 359-367, 1992.
- [30] W. Bleck, *Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis*, 2016 .
- [31] N. Kolmogorov, „On the statistical theory of the crystallization of metals,“ *Bull. Acad. Sci. UssR, Math. Ser.*, Bd. 1, p. 355, 1937.
- [32] M. Avrami, „Kinetics of phase change. I general theory,“ *J. Chem. Phys.* , Bd. 7, pp. 1103-1112, 1939.
- [33] W. A. Johnson und R. F. Mehl, „Reaction kinetics in processes of nucleation and growth,“ *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, Bd. 135, pp. 416-442, 1939.
- [34] W. Bleck, *Werkstoffprüfung in Studium und Praxis*, Aachen, 2017.
- [35] C. Ziemian, M. M. Sharma und D. E. Whaley, „Effects of flashing and upset sequences on microstructure, hardness and tensile properties of welded structural steel joints,“ *Materials and Design*, pp. 175-184, 2012.
- [36] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, Boca Raton: CRC Press, 2005.
- [37] K. Saanouni, *Damage mechanics in metal forming: advanced modeling and numerical simulation*, Rrance: ISTE Ltd.#, 2012.
- [38] K. Puttick, „Ductile fracture in metals,“ *Philos. Mag.* , Nr. 4, p. 964, 1959.
- [39] C. Tipper, „the fracture of metals,“ *Metallurgia* , Nr. 39, p. 133, 1948.
- [40] A. S. Argon und J. Im, „Separation of second phase particles in pheroidized 1045 Steel, Cu-0.6Pct Cr Alloy, and maraging steel in plastic straining,“ *Metallurgical Transactions*, pp. 839-851, 1975.
- [41] J. Furland, *Acta Metall*, p. 735, 1972.
- [42] T. B. Cox und J. R. J. Low, „An investigation of the plastic fracture of AISI 4340 and 18 Nickel-200 grade maraging steels,“ *Metall. Rans.*, p. 1457, 1974.
- [43] W. Roberts, B. Lehtinen und K. E. Easterling, „An in situ study of void development around inclusions in steel during plastic deformation,“ *Acta Metallurgica*, Nr. 24, pp. 745 - 758, 1976.

-
- [44] W. M. Garrison und N. R. Moody, „Ductile fracture,“ *J. Phys. Chem. Solids*, Nr. 48, pp. 1035-1074, 1987.
- [45] I. G. Palmer, G. C. Smith und R. D. Warda, „Physical basis of yield and fracture,“ London, 1967.
- [46] G. Avramovic-Cingara, C. A. R. Saleh, M. K. Jain und D. S. Wilkinson, „Void nucleation and growth in dual-phase steel 600 during uniaxial tensile testing,“ *Metallurgical and materials transactions A*, pp. 3117 - 3127, 2009.
- [47] Z. Liu, A. D. Foster, J. Lin und T. A. Dean, „On micro-damage in hot metal working. Part 1: experimental investigation,“ *Engineering Transactions*, Nr. 54, pp. 271-287, 2006.
- [48] E. M. Bringa und M. A. M. S. Traiviratana, „Void initiation in fcc metals: effect of loading orientation and nanocrystalline effects,“ *Acta Materialia*, Nr. 58, pp. 4458-4477, 2010.
- [49] P. Noell, J. Carroll, K. Hattar, B. Clark und B. Boyce, „Do voids nucleate at grain boundaries during ductile rupture?,“ *Acta Materialia*, Nr. 137, pp. 103-114, 2017.
- [50] A. D. Foster, J. Lin, D. J. Farrugia und T. A. Dean, „Investigation into damage nucleation and growth for a,“ *JSA230*, Nr. 42, pp. 227-235, 2007.
- [51] J. Gurland und J. Plateau, „Ductile fracture of metallic materials,“ *Trans. ASM.*, p. 318, 1963.
- [52] J. R. Fischer und J. Gurland, „Void nucleation in spheroidized carbon steels Part 1: Experimental,“ *Metal Science*, Bd. 15, Nr. 5, pp. 185-192, 1981.
- [53] J. R. Fisher und J. Gurland, „Void nucleation in spheroidized carbon steels Part 2: Model,“ *Metal Science*, Bd. 5, Nr. 15, pp. 193-202, 1981.
- [54] T. B. Cox, PhD thesis, Pittsburgh: Carnegie-Mellon University, 1973.
- [55] L. M. Brown und W. Stobbs, „The work-hardening of copper-silica vs. equilibrium plastic relaxation by secondary dislocations,“ *Philosophical magazine*, Bd. 34, pp. 351-372, 1976.
- [56] S. B. L. Goods, „The nucleation of cavities by plastic deformation,“ *Acta Metallurgica*, Nr. 27, pp. 1-15, 1979.
- [57] R. D. Thomson und J. W. Hancock, „Ductile failure by void nucleation, growth and coalescence,“ *International Journal of Fracture*, Bd. 26, pp. 99-112, 1984.

-
- [58] D. A. Shockey, L. Seaman, K. C. Dao und D. R. Curan, „A computational fracture model for SA533, Grade B, Class 1 steel based upon microfracture processes,“ Electric Power Research Institute, Palo Alto, 1978.
- [59] H. Rogers, „The tensile fracture of ductile metals,“ *Trans. AIME*, Nr. 218, p. 498, 1960.
- [60] A. A. Benzerga und J.-B. Leblond, „Ductile fracture by void growth to coalescence,“ *Advances in applied mechanics*, pp. 169-305, 2010.
- [61] A. H. Cottrell, *Fracture*, New York: Technology Press of MIT and Wiley, 1959.
- [62] M. J. Druyresteyn, F. T. Klosterman, J. Roos, P. Van Dijk, P. Los und S. Radelaar, „Deformation bands in hard rolled copper foils,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 12, Nr. 4, pp. 219-230, 1964.
- [63] C. Crussard, J. Plateau, R. Tamhankar, G. Henry und D. LaJeunesse, *Fracture*, New York: John Wiley, 1959.
- [64] J. Plateau, G. Henry und C. Crussard, *Rev. Univ. Mines*, 1954.
- [65] F. A. McClintock, „A criterion for ductile fracture by the growth of holes,“ *Journal of Applied Mechanics*, pp. 363-371, 1968.
- [66] M. Saby, M. Bernacki, E. Roux und P.-O. Bouchard, „Three-dimensional analysis of real void closure at the meso-scale during hot metal forming processes.,“ *Computational Materials Science*, Bd. 77, pp. 194-201, 2013.
- [67] M. Tanaka, S. Ono, T. Tsuneno und T. Iwadate, „An Analysis of Void Crushing during Flat Die Free Forging,“ *Advanced Technology of Plasticity*, Bd. 11, pp. 1035-1042, 1983.
- [68] J. W. Hancock und A. C. Mackenzie, „On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states,“ *J. Mech. Phys. Solids*, Bd. 24, pp. 147-169, 1976.
- [69] G. R. Johnson und W. H. Cook, „Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures,“ *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 21, pp. 31-48, 1985.
- [70] M. S. Mirza, D. C. Barton und P. Church, „The effect of stress triaxiality and strain-rate on the fracture characteristics of ductile metals,“ *Journal of Material Science*, Bd. 31, pp. 453-461, 1996.
- [71] P. W. Bridgman, *Studies in large plastic flow and fracture*, McGraw-Hill, 1952.

- [72] Y. Bao und T. Wierzbicki, „On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space,“ *International Journal of Mechanical Sciences*, Bd. 46, pp. 81-98, 2004.
- [73] I. Barsoum und J. Faleskog, „Rupture mechanisms in combined tension and shear - Experiments,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 44, pp. 1768-1786, 2007.
- [74] I. Barsoum und J. Faleskog, „Rupture mechanisms in combined tension and shear—Micromechanics,“ *International Journal of Solids and Structures*, p. 5481–5498, 2007.
- [75] D. Mohr und F. Ebnoether, „Plasticity and fracture of martensitic boron steel under plane stress conditions.,“ *Int. J. Solids Struct.*, Bd. 46, pp. 3535-3547, 2009.
- [76] K. Danas und P. P. Castaneda, „Influence of the Lode parameter and the stress triaxiality on the failure of elasto-plastic porous materials,“ *international Journal of Solids and Structures*, Bd. 49, pp. 1325-1342, 2012.
- [77] W. Lode, „The influence of the intermediate principle stress on yielding and failure of iron, copper and nickel,“ *Zeit. Eng. Math. Mech.*, Bd. 5, p. 142, 1925.
- [78] Y. Bai und T. Wierzbicki, „A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence,“ *International Journal of Plasticity*, Bd. 24, pp. 1071-1096, 2008.
- [79] B. Xu und X. Liu, *Applied mechanics: elasticity and plasticity.*, Beijing: Tsinghua University Press, 1995.
- [80] M. Basaran, *Stress state dependent damage modeling with a focus on the Lode angle influence. PhD thesis.*, RWTH Aachen., 2011.
- [81] T. Wierzbicki, Y. Bao und Y. Bai, „A new experimental technique for constructing a fracture envelope of metals under multi-axial loading.,“ *Proceedings of the 2005 SEM annual conference and exposition on experimental and applied mechanics.*, pp. 1295-1303, 2005.
- [82] Y. P. Korkolis und S. Kyriakides, „Inflation and burst of anisotropic aluminum tubes for hydroforming applications.,“ *Int. J. Plast.*, Bd. 24, Nr. 3, pp. 509-543, 2008.
- [83] T. Wierzbicki und L. Xue, „On the effect of the third invariant of the stress deviator on ductile fracture. Technical report, Impact and crashworthiness laboratory,“ Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, 2005.
- [84] A. Needleman, „Continuum model for void nucleation by inclusion debonding.,“ *J. Appl. Mech.*, Bd. 54, pp. 525-531, 1987.

- [85] N. Pathak, J. Adrien, C. Butcher, E. Maire und M. Worswick, „Experimental stress state-dependent void nucleation behavior for advanced high strength steels,“ *International Journal of Mechanical Sciences*, Bd. 179, 2020.
- [86] C. Chu und A. Needleman, „Void nucleation effects in biaxially stretched sheets,“ *J. Eng. Mater. Technol.*, Bd. 56, pp. 102-249, 1980.
- [87] Q. M. Yu, „Influence of the stress state on void nucleation and subsequent growth around inclusion in ductile material,“ *In J Fract*, Bd. 193, pp. 43-57, 2015.
- [88] C. C. Chu und A. Needleman, „Void nucleation effects in biaxially stretched sheets,“ *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 102, pp. 249-256, 1980.
- [89] K. S. Zhang, J. B. Bai und D. Francois, „Numerical analysis of the influence of the Lode parameter on void growth,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 38, pp. 5847-5856, 2001.
- [90] I. Barsoum und J. Faleskog, „Micromechanical analysis on the influence of the Lode parameter on void growth and coalescence,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 48, pp. 925-938, 2011.
- [91] X. Gao und J. Kim, „Modeling of ductile fracture: significance of void coalescence,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 43, pp. 6277-6293, 2006.
- [92] M. Brünic, S. Gerke und V. Hagenbrock, „Micro-mechanical studies on the effect of the stress triaxiality and the Lode parameter on ductile damage,“ *International Journal of Plasticity*, Bd. 50, pp. 49-65, 2013.
- [93] F. E. White und C. Rossard, *Deformation under hot working conditions*, London: Iron and Steel Institute, 1968.
- [94] B. Sunter und N. Burman, „Development of improved hot workability of some Cu alloys,“ *J. Australian Inst. Metals*, Bd. 17, pp. 91-100, 1972.
- [95] R. J. DiMelfi, „Grain boundary sliding and its relation to ductility and fracture in fine-grained polycrystalline materials with a particular focus on TiAl,“ *Materials Science and Engineering*, Bd. 237, pp. 141-149, 1997.
- [96] P. J. Noell, R. B. Sills und B. L. Boyce, „Suppression of void nucleation in high-purity aluminum via dynamic recrystallization,“ *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, Bd. 51, pp. 154-166, 2019.

- [97] X. Q. Shang, Z. S. Cui und F. M. W., „Dynamic recrystallization based ductile fracture modeling in hot working of metallic materials,“ *International Journal of Plasticity*, Bd. 95, pp. 105-122, 2017.
- [98] P. F. Gao, J. Guo, M. Zhan, Z. N. Lei und M. W. Fu, „Microstructure and damage based constitutive modelling of hot deformation of titanium alloys,“ *Journal of Alloys and Compounds*, Bd. 831, pp. 1-15, 2020.
- [99] M. Imran, J. Szyndler, M. J. Afzal und M. Bambach, „Dynamic recrystallization-dependent damage modeling during hot forming,“ *International Journal of damage mechanics* , Bd. 29, pp. 335-363, 2019.
- [100] M. R. Mitchell, „Review of the mechanical properties of cast steels with emphasis on fatigue behavior and the influence of microdiscontinuities,“ *Journal of Engineering Materials and Technology*, pp. 329-343, 1977.
- [101] F. De Kazinczy, „Effect of small defects on the fatigue properties of medium-strength cast steel,“ *J Iron Steel Inst.* , 1970.
- [102] Y. Murakami und M. Endo, „Effects of hardness and crack geometries on of small cracks emanating from small defects,“ *Journal of the Society of Material Science*, pp. 275-293, 1986.
- [103] Y. Murakami und M. Endo, „Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength,“ *Fatigue*, Bd. 16, pp. 163-182, 1994.
- [104] Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of Small defects and Nonmetallic Inclusions.*, Academic Press , 2019.
- [105] L. Collini, A. Pironi, R. Bianchi, M. Cova und P. P. Milella, „Influence of casting defects on fatigue crack initiation and fatigue limit of ductile cast iron,“ *Procedia Engineering* , Bd. 10, pp. 2898-2903, 2011.
- [106] S. Baretta, S. Foletti und K. Valiullin, „Fatigue strength for small shallow defects/cracks in torsion,“ *International Journal of Fatigue*, Bd. 33, pp. 287-299, 2011.
- [107] M. A. Vicente, D. C. Gonzalez, J. Minguez, M. A. R. G. Tarifa und R. Hindi, „Influence of the pore morphology of high strength concrete on its fatigue life,“ *International Journal of Fatigue*, Bd. 112, pp. 106-116, 2018.
- [108] B. Das und A. P. S. K. Singh, „Low cycle fatigue performance of DP600 steel under various pre-straining paths,“ *International Journal of Fatigue* , Bd. 132, 2019.

- [109] D. Toscano, S. K. Shaha, B. Behravesh, H. Jahed und B. Williams, „Effect of forging on the low cycle fatigue behavior of cast AZ31B alloy.,“ *Materials Science & Engineering A*, Bd. 706, pp. 342-356, 2017.
- [110] A. E. Tekkaya, N. Ben Khalifa, O. Hering, R. Meya, S. Myslicki und F. Walther, „Forming-induced damage and its effects on product properties.,“ *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Bd. 66, pp. 281-284, 2017.
- [111] K. Moehring und F. Walther, „Load direction-dependent influence of forming-induced initial damage on the fatigue performance of 16MnCrS5 steel.,“ *Materials*, Bd. 13, 2020.
- [112] K. Moehring und F. Walther, „Performance-related characterization of forming-induced initial damage in 16MnCrS5 steel under a torsional forward-reverse loading path at LCF regime.,“ *Materials*, Bd. 13, 2020.
- [113] A. M. Freudenthal, *The inelastic behavior in solids.*, New York: Wiley, 1950.
- [114] M. Cockroft und D. J. Latham, „Ductility and the Workability of Metals.,“ *Journal of the Institute of Metals*, Bd. 96, pp. 33-39, 1968.
- [115] P. Brozzo, B. Deluca und R. Rendina, „A new method for the prediction of formability limits in metal sheets, sheet metal forming and formability.,“ *Proceedings of the Seventh Biannual Conference of the International Deep Drawing Research Group*, 1972.
- [116] M. Oyane, „Criteria of ductile fracture strain.,“ *The Japan Society of Mechanical Engineers*, pp. 1507-1513, 1970.
- [117] J. R. Rice und D. M. Tracy, „On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields.,“ *J. Mech. Phys. Solids*, Bd. 17, pp. 201-217, 1969.
- [118] G. Le Roy, J. D. Embury, G. Edward und M. F. Ashby, „A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids.,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 29, Nr. 8, pp. 1509-1522, 1981.
- [119] Y. Bai und T. Wierzbicki, „Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture.,“ *In J Fract*, Bd. 161, pp. 1-20, 2010.
- [120] A. Gurson, „Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - yield criterion and flow rules for porous ductile media.,“ *ASME*, pp. 2-15, 1977.
- [121] V. Tvergaard, „Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions.,“ *International Journal of Fracture*, Bd. 17, pp. 389-407, 1981.

- [122] V. Tvergaard, „On localization in ductile materials containing spherical voids.,“ *International Journal of Fracture*, Bd. 18, pp. 237-252, 1982.
- [123] A. Needleman und V. Tvergaard, „An analysis of ductile rupture in notched bars.,“ *J. Mech. Phys. Solids*, Bd. 32, pp. 461-490, 1984.
- [124] A. A. Benzerga und J. Besson, „Plastic potentials for anisotropic porous solids,“ *Eur. J. Mec. A/Solids*, Bd. 20, pp. 397-434, 2001.
- [125] A. A. Benzerga, J. Besson und A. Pineau, „Anisotropic ductile fracture,“ *Acta Materialia*, Bd. 52, pp. 4639-4650, 2004.
- [126] F. Rivalin, J. Besson, A. Pineau und M. Di Fant, „Ductile tearing of pipeline-steel wide plates II. Modeling of in-plane crack propagation.,“ *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 68, pp. 347-364, 2001.
- [127] J. Zhai, „Modeling ductile damage of metallic materials. PhD thesis.,“ The University of Akron, 2016.
- [128] L. Xue, „Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials.,“ Bd. 75, pp. 3343-3366, 2008.
- [129] K. Nahshon und J. W. Hutchinson, „Modification of the gurson model for shear failure.,“ *European Journal of Mechanics A/Solids*, Bd. 27, pp. 1-17, 2007.
- [130] K. Nielsen und V. Tvergaard, „Effect of a shear modified gurson model on damage development in a FSW tensile specimen.,“ *Int. J. Solids Struct.*, Bd. 46, pp. 587-601, 2009.
- [131] J. Besson, „Continuum models of ductile fracture: a review.,“ *International Journal of Damage Mechanics*, Bd. 19, pp. 3-52, 2010.
- [132] J. Lemaitre, *A course on Damage Mechanics.*, Springer, 1996.
- [133] L. Kachanov, „On creep rupture time,“ *Proc Acad Sci USSR Div Engng Sci*, Nr. 8, pp. 26-31, 1958.
- [134] J. Lemaitre, „A continuous damage mechanics model for ductile fracture,“ *Journal of Engineering Materials and Technology*, p. 83–89, 1985.
- [135] T. S. Cao, J. M. Gachet, P. Montmitonnet und P. O. Bouchard, „A Lode-dependet enhanced Lemaitre model for ductile fracture prediction at low stress triaxiality.,“ *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 124, pp. 80-96, 2014.

- [136] J. Lian, Y. Feng und S. Münstermann, „A Modified Lemaitre Damage Model Phenomenologically Accounting for the Lode Angle Effect on Ductile Fracture,“ *Procedia Materials Science*, Bd. 3, pp. 1841-1847, 2014.
- [137] C. Soyarslan, H. Richter und S. Bargmann, „Lode Parameter Dependence and Quasi-Unilateral Effects in Continuum Damage Mechanics,“ *KEM (Key Engineering Materials)*, pp. 651-653, 2015.
- [138] P. O. Bouchard, L. Bourgeon, S. Fayolle und K. Mocellin, „An enhanced Lemaitre model formulation for materials processing damage computation.,“ *International Journal of Material Forming*, Bd. 4, pp. 299-315, 2011.
- [139] G. Rousselier, „Finite deformation constitutive relations including ductile fracturedamage.,“ *Three-Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture, Holland*, p. 331–355, 1981.
- [140] G. Rousselier, „Ductile fracture models and their potential in local approach offracture.,“ *Nucl. Eng. Des.* , Bd. 105, pp. 97-111, 1987.
- [141] G. Rousselier, J.-C. Devaux, G. Mottet und G. Devesa, „A methodology for ductilefracture analysis based on damage mechanics: An illustration of a local approach of fracture.,“ *ASTM STP 995*, pp. 332-354, 1989.
- [142] J. He, Z. Cui, F. Chen, Y. Xiao und L. Ruan, „The new ductile fracture criterion for 30Cr2Ni4MoV ultra-super-critical rotor steel at elevated temperatures.,“ *Mater. Des.* , Bd. 52, pp. 547-555, 2013.
- [143] J. Lin, A. D. Foster, Y. Liu, D. C. J. Farrugia und T. A. Dean, „On micro-damage in hot metal working part 2: constitutive modelling,“ *Engineering Transactions*, Bd. 55, pp. 43-60, 2007.
- [144] J. Lin und Y. Liu, „A set of unified constitutive equations for modelling microstructure evolution in hot deformation.,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bde. %1 von %2143-144, pp. 281-285, 2003.
- [145] G. Rüb, C. Sommitsch und B. Buchmayr, „On the interaction of ductile damage and materials softening of a Ni-based alloy during hot deformation.,“ *Int. J. Mat. Res.*, Bd. 98, pp. 1146-1155, 2007.
- [146] M. Bambach und M. Imran, „Extended Gurson-Tvergaard-Needleman model for damage modeling and control in hot forming.,“ *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, pp. 249-252, 2019.

- [147] M. Imran, J. Szyndler, M. J. Afzal und M. Bambach, „Dynamic recrystallization-dependent damage modeling during hot forming.,“ *International Journal of Damage Mechanics*, pp. 1-29, 2019.
- [148] T. S. Cao, C. Bobadilla, P. Montmitonnet und P. O. Bouchard, „On the development and identification of phenomenological damage models - application to industrial wire drawing and rolling processes.,“ *Key Engineering Materials* , Bde. %1 von %2554-557, pp. 213-226, 2013.
- [149] T. Komischke, P. Hora, G. Domani, m. Plamondon und R. Kaufmann, „Prediciton of crack induced failure phenomena in rolling operations.,“ in *17th International Conference on Metal Forming*, Toyohashi, Japan, 2018.
- [150] M. L. N. Silva, G. H. Pires und S. T. Button, „Damage evolution during cross wedge rolling of steel DIN,“ *Procedia Engineering* , Bd. 10, pp. 752-757, 2011.
- [151] M. F. Novella, A. Ghiotti, S. Bruschi und P. F. Bariani, „Ductile damage modeling at elevated temperature applied to the cross wedge rolling of AA6082-T6 bars.,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 222, pp. 259-267, 2015.
- [152] C. Wang, H. J. M. Ceijselaers, E. Omerspahic, V. Recina und A. H. Van den Boogaard, „Influence of ring growth rate on damage development in hot ring rolling.,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 227, pp. 268-280, 2016.
- [153] M. Imran, M. J. Afzal, J. Buhl, M. Bambach, A. Dunlap, A. Schwedt, A. Aretz, S. Wang, J. Lohmar und G. Hirt, „Evaluation of process-induced damage based on dynamic recrystallization during hot caliber rolling.,“ *Production Engineering* , Bd. 14, pp. 5-16, 2020.
- [154] O. Stephansson, L. Jing und C.-F. Tsang, „Coupled Thermo-Hydro-Mechanical Processes of Fractured Media,“ *Developments in Geotechnical Engineering*, Nr. 79, p. 565, 1996.
- [155] SIMULIA, „Abaqus documentation: Getting started with Abaqus“.
- [156] SIMULIA, „Abaqus Analysis Usuer's Guide“.
- [157] T. Clausmeyer, A. Schowtjak, S. Wang, R. Gitschel, O. Hering, P. Pavliuchenko, J. Lohmar, G. H. R. Ostwald und A. Tekkaya, „Prediction of Ductile Damage in the Process Chain of Caliber Rolling and Forward Rod Extrusion,“ in *ESAFORM*, 2020.
- [158] W. Weißbach, *Werkstoffkunde - Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, Wiesbaden: Fridr. Vieweg&Sohn Verlag, 2007.

- [159] R. Kopp, Einführung in die Umformtechnik, Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1999.
- [160] M. Cockroft und D. Latham, „Ductility and the workability of metals,“ *Journal of the institute of metals*, Nr. 96, pp. 33 - 39, 1968.
- [161] A. Freudenthal, „The inelastic behavior of engineering materials and structures,“ *The Journal of the Royal Aeronautical Society*, Nr. 490, p. 657, 1951.
- [162] A. Schowtjak, T. Clausmeyer und A. Tekkaya, „Analysis of damage and fracture formulations in cold extrusion,“ in *XIV International Conference on Computational Plasticity*, Barcelona, 2017.
- [163] A. Schowtjak, S. Wang, O. Hering, T. Clausmeyer, J. Lohmar, R. Schulte, R. Ostwald, G. Hirt und A. Tekkaya, „Prediction and analysis of damage evolution during caliber rolling and subsequent cold forward extrusion,“ *Production Engineering*, Nr. 14, pp. 33-41, 2020.
- [164] M. Bambach und M. Imran, „Extended Gurson-Tvergaard-Needleman model for damage modeling and control in hot forming,“ *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Nr. 68, pp. 249-252, 2019.
- [165] V. Tvergaard und A. Needleman, „Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar,“ *Acta metall*, Bd. 32, pp. 157-169, 1984.
- [166] V. Tvergaard, „Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions,“ *International Journal of Fracture*, pp. 389-407, 1981.
- [167] V. Tvergaard, „On localization in ductile material containing spherical voids,“ *International Journal of Fracture*, pp. 237-252, 1982.
- [168] M. Imran, J. Szyndler, M. Afazal und M. Bambach, „Dynamic recrystallization-dependent damage modeling during hot forming,“ *International Journal of Damage Mechanics*, pp. 1-29, 2019.
- [169] C. Liebsch, X. Li, J. Lohmar und G. Hirt, „Influence of process conditions and pore morphology on the closure rate of pores in hot rolling of steel,“ in *the 13th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes (NUMIFORM)*, Portsmouth, 2020.
- [170] X. Wei, S. Hojda, J. Dierdorf, J. Lohmar und G. Hirt, „Crystal plasticity finite element analysis of texture evolution during cold rolling of a non-oriented electrical steel,“ in *10th Int. Roll. Conf.*, Graz, 2016.

- [171] S. Wang, A. Dunlap, K. Möhring, J. Lohmar, A. Schwedt, A. Aretz, F. Walther und G. Hirt, „Torsion plastometer trials to investigate the effect of non-proportional loading paths in caliber rolling on damage and performance of metal parts,“ *Prod. Eng. Res. Dev. (Production Engineering)*, p. 17–32, 2020.
- [172] A. E. Tekkaya, N. Ben Khalifa, O. Hering, R. Meya, S. Myslicki und F. Walther, „Forming-induced damage and its effects on product properties,“ *CIRP Annals*, p. 281–284, 2017.
- [173] M. Elices und J. Llorca, *Models of fibre fracture*, Madrid: Elsevier Science, 2002.
- [174] X. Gao, T. Wang und J. Kim, „On ductile fracture initiation toughness: Effects of void volume fraction, void shape and void distribution,“ *International Journal of Solids and Structures*, Nr. 42, pp. 5097-5117, 2005.
- [175] R. J. DiMelfi, „Grain boundary sliding and its relation to ductility and fracture in fine-grained polycrystalline materials with a particular focus on γ -TiAl,“ *Materials Science and Engineering*, Bd. 237, pp. 141-149, 1997.

Kurzzusammenfassung

In der heutigen Zeit, in der Nachhaltigkeit und die Reduzierung von Emissionen oberste Priorität haben, erweist sich das Prinzip des Leichtbaus als entscheidend für die industrielle Fertigung, insbesondere bei der Herstellung metallischer Komponenten. Die vorliegende Arbeit beleuchtet eingehend die Rolle duktiler Schädigungen bei Umformprozessen, ein Aspekt, der in der Vergangenheit oft übersehen wurde, jedoch großes Potenzial für die Verbesserung der Leistungsfähigkeit und Langlebigkeit von Bauteilen bietet. Besonderes Augenmerk wird auf das Kaliberwalzen gerichtet, ein Warmformverfahren zur Herstellung von Langprodukten, das trotz seiner Flexibilität und dem Potenzial zur Schädigungskontrolle bislang nur wenig Beachtung in dieser Hinsicht gefunden hat.

Die zentrale Fragestellung der Arbeit ist, wie durch eine gezielte Prozessauslegung beim Kaliberwalzen die Entwicklung von Schädigungen beeinflusst werden kann, um dadurch Bauteile mit optimierten mechanischen Eigenschaften herzustellen. Mithilfe von Finite-Element Simulationen zur Untersuchung der Spannungsentwicklung und durch die Evaluierung verschiedener Schädigungsmodelle wurde eine Methode entwickelt, die es zum Ziel hat, durch die Anpassung der Prozessparameter die Schädigungsentwicklung bewusst zu beeinflussen. Hierbei wurde speziell der Stahltyp 16MnCr5 und eine Kaliberfolge von Rund-Oval-Rund mit festgelegten Anfangs- und Enddurchmessern gewählt. Ausgangspunkt der Untersuchung war eine praxisnahe Referenzkalibrierung mit vier Walzstichen.

Für eine gezielte Beeinflussung der Schädigung war es zunächst notwendig, zu verstehen, wie der Lastpfad (Spannungstriaxialität und Lode Parameter) durch Anpassung der Prozessparameter modifiziert werden kann. Eine detaillierte Parameterstudie identifizierte das Verhältnis der Achsen des Ovalekalibers und die Flächenabnahme als Schlüsselfaktoren zur Steuerung des Lastpfads. Eine zusätzliche numerische Untersuchung ermittelte die Variationsmöglichkeiten dieser Parameter unter Berücksichtigung der Kaliberfüllung. Dieses Verfahren gewährleistet, dass bei der Konzeption neuer Prozesse ausschließlich Kaliber gewählt werden, die keine Füllungsfehler aufweisen.

Ein weiterer wichtiger Schritt für die gesteuerte Prozessauslegung war die Festlegung einer verlässlichen Methode zur Vorhersage der Schädigung. Durch den Vergleich und die Bewertung existierender Schädigungsmodelle wurde ein an die dynamische Rekristallisation angepasstes GTN-Modell ausgewählt. Dieses speziell für die Warmformung entwickelte Modell ermöglichte eine qualitative Vorhersage der Schädigungsentwicklung entlang der gewählten Kaliberfolge. Die Verteilung und die Reduzierung der Schädigungen am Prozessende im Vergleich zum Prozessstart bei der Referenzkalibrierung konnten erfolgreich mit diesem Modell prognostiziert werden.

Basierend auf den Erkenntnissen zur Variation des Lastpfads und der Schädigungsvorhersage wurden zwei weitere Prozesse in der Kaliberfolge Rund-Oval-Rund entwickelt. Dabei wurde jeweils ein Lastpfad gewählt, der hinsichtlich der Schädigung einmal als kritisch und einmal als günstig betrachtet wurde. Das validierte Schädigungsmodell bestätigte die erwartete Schädigungsvariationen bei diesen neuen Prozessen in Bezug auf die Schädigungsverteilung. Trotz ausgeprägter Variation des Lastpfads bei allen Prozessen ergaben sich jedoch gemäß der Schädigungsvorhersage nur moderate Schädigungen am Ende des Prozesses. Eine erweiterte Prozessauslegung unter Einsatz einer anderen Kaliberfolge offenbarte, dass die durch Faktoren wie starke Kantenabkühlung induzierten Schädigungen im weiteren Umformungsvorgang signifikant reduziert werden können. Diese Ergebnisse deuteten darauf hin, dass es neben dem Lastpfad noch weitere wesentliche Einflussfaktoren auf die Schädigungsentwicklung beim Kaliberwalzen gibt.

Die anschließenden Modellversuche mit dem Torsionsplastometer legten nahe, dass thermisch aktivierten Vorgänge, wie beispielsweise die Rekristallisation, während der Warmumformung das Gefüge je nach Belastungspfad Wesentlichen beeinflussen können. Diese Prozesse haben das Potenzial, die Auswirkung der Schädigung auf die Leistungsfähigkeit des Bauteils zu überwinden.

Basierend auf diesen Erkenntnissen lässt sich schlussfolgern, dass eine Leistungssteigerung von Bauteilen sich nicht allein durch die Anpassung des Lastpfades bei der Warmumformung erzielen lässt. Zwei Schlüsselfaktoren wurden für zukünftige Fortschritte in der Schädigungskontrolle beim Kaliberwalzen identifiziert: die Berücksichtigung der Mikrostrukturentwicklung bei der Warmformung und die detaillierte Untersuchung von Schädigungsmechanismen, die durch thermische Prozesse wie Rekristallisation beeinflusst werden. Die Erstellung spezifischer Schädigungsmodelle für die Warmumformung und die Auswahl prozessoptimierender Parameter zur Erzielung einer gegen Schädigungen widerstandsfähigen Mikrostruktur sind essentiell. Diese Ansätze ermöglichen eine umfassende Nutzung des Leichtbaupotenzials durch ein optimiertes Umformprozessdesign.

Abstract

Today, sustainability and the reduction of emissions are of the utmost priority. The principle of lightweight construction proves to be crucial for industrial manufacturing, especially in the production of metallic components. This work examines the role of ductile damage in forming processes, an aspect that has often been overlooked in the past but offers great potential for improving the performance and durability of components. Particular attention is paid to caliber rolling, a hot forming process for producing long products, which, despite its flexibility and potential for damage control, has so far received little attention in this regard.

The central question of this work is how the development of damage can be influenced through targeted process design in caliber rolling, thereby producing components with optimized mechanical properties. Utilizing Finite-Element Analysis, a method was developed with the goal of consciously influencing the development of damage by adjusting the process parameters. Specifically, the steel type 16MnCrS5 and a caliber sequence of round-oval-round with defined starting and ending diameters were chosen. The starting point of the investigation was a practice-oriented reference calibration with four rolling passes.

For a targeted influence on the evolution of micro-damages, it was first necessary to understand how the load path (stress triaxiality and Lode parameter) can be modified by adjusting the process parameters. A detailed parameter study identified the axis ratio of the oval caliber and the area reduction as key factors in controlling the load path. An additional numerical investigation determined the possibilities for varying these parameters without negatively impacting the caliber filling. This procedure ensures that only calibers that do not exhibit filling errors are selected for the design of new processes.

Another important step for the controlled process design was the establishment of a reliable method for predicting damage evolution. Through the comparison and evaluation of existing damage models, a modified GTN model accounting for dynamic recrystallization was selected. This model, developed specifically for hot forming, enabled a qualitative prediction of damage development along the selected caliber sequence. The distribution and reduction of damage at the end of the process compared to the start of the process in the reference calibration could be qualitatively predicted with this model.

Based on the findings regarding the variation of the load path and damage prediction, two additional processes with the round-oval-round caliber sequence were developed. For each, a load path was chosen that was considered critical for one and advantageous for the other in terms of damage. The validated damage model confirmed the expected variations in damage distribution for these new processes. However, despite significant variation of the load path in all processes, the damage prediction showed only moderate damages at the end of the

process. An extended process design using a different caliber sequence revealed that damages induced by factors such as intense edge cooling could be significantly reduced in the further forming process. These results suggested that besides the load path, there are other significant factors affecting damage development in caliber rolling.

The subsequent model experiments with the torsion plastometer suggested that thermally activated processes, such as recrystallization, can significantly influence the microstructure during hot forming, depending on the load path. These processes have the potential to overcome the impact of damage on the component's performance.

Based on these insights, it can be concluded that an increase in component performance cannot be achieved solely by adjusting the load path in hot forming. Two additional factors have been identified for future advancements in damage control during caliber rolling: the consideration of microstructure development in hot forming and the detailed examination of damage mechanisms influenced by thermal processes such as recrystallization. Developing specific damage models for hot forming and selecting process-optimizing parameters to achieve a damage-resistant microstructure are essential. These approaches allow for comprehensive utilization of the lightweight construction potential through an optimized forming process design.