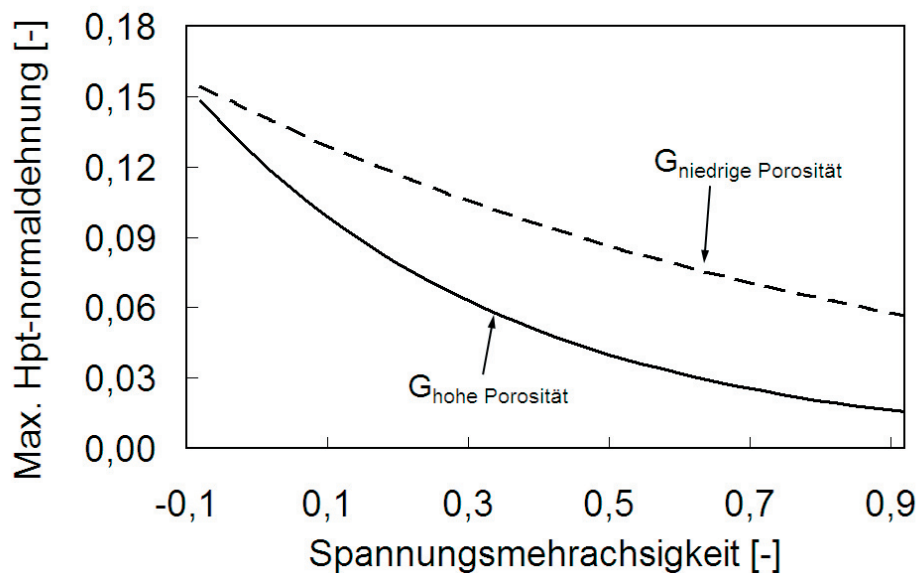


Roland Treitler

Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung

am Beispiel einer Aluminium-Magnesium-Druckgusslegierung



Roland Treitler

Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung

Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung

am Beispiel einer Aluminium-Magnesium-
Druckgusslegierung

von
Roland Treitler



universitätsverlag karlsruhe

Dissertation, Universität Karlsruhe (TH),
Fakultät für Maschinenbau, 2005

Impressum

Universitätsverlag Karlsruhe
c/o Universitätsbibliothek
Straße am Forum 2
D-76131 Karlsruhe
www.uvka.de



Dieses Werk ist unter folgender Creative Commons-Lizenz
lizenziert: <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/2.0/de/>

Universitätsverlag Karlsruhe 2005
Print on Demand

ISBN 3-937300-94-5

**Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung
am Beispiel einer
Aluminium-Magnesium-Druckgusslegierung**

Zur Erlangung des akademischen Grades
eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

bei der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Karlsruhe

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Roland Treitler
aus Weißenbrunn

Tag der mündlichen Prüfung:	03. November 2005
Hauptreferent:	Prof. Dr. rer. nat. P. Gumbsch
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. R. F. Singer

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand in der Abteilung „Werkstoffe und Betriebsfestigkeit“ der BMW AG in München und dem Institut für die Zuverlässigkeit von Bauteilen und Systemen der Universität Karlsruhe, dem ich als externer Doktorand angehörte.

Ich bedanke mich herzlich bei meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr. rer. nat. P. Gumbsch, dem Leiter des Instituts für die Zuverlässigkeit von Bauteilen und Systemen der Universität Karlsruhe, für die intensiven Diskussionen und die fachliche Betreuung der Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. R. F. Singer vom Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Technologie der Metalle der Universität Erlangen gilt mein Dank für die kritische Durchsicht der Arbeit und die bereitwillige Übernahme des Korreferats sowie den damit verbundenen Mühen. Herrn Prof. Dr. rer. nat. Wanner danke ich in seiner Funktion als Prüfungsvorsitzender.

Ein ausdrückliches Dankeschön geht an meine Kollegen und Vorgesetzten innerhalb der Abteilung „Werkstoffe und Betriebsfestigkeit“ der BMW AG, die durch ihre Hilfsbereitschaft und ihren Ideenreichtum zu dieser Arbeit beigetragen haben. Außerdem gilt mein Dank den Kollegen aus Labor, Werkstatt und Simulation der beteiligten BMW-Fachstellen, sowie allen Studenten, die durch unermüdliches Prüfen im Labor und einer Vielzahl von Variantenrechnungen zum Gelingen der Arbeit einen erheblichen Beitrag geleistet haben.

Desweiteren möchte ich mich bei den Mitarbeitern der MAGMA GmbH in Aachen und der KSM Castings GmbH in Hildesheim bedanken. Durch deren Erfahrung und Engagement konnte die vorliegende Arbeit realisiert werden.

Abschließend möchte ich noch meiner Familie und meiner Freundin einen ganz besonderen Dank aussprechen. Durch deren dauerhafte Unterstützung und dem entgegengebrachten Verständnis während meiner gesamten wissenschaftlichen Ausbildung ist ein erfolgreicher Abschluss dieser Arbeit erst möglich geworden. Vielen Dank!

München im November 2005

Roland Treitler

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis.....	4
Abkürzungsverzeichnis	6
1 Einleitung	9
2 Stand der Technik	11
2.1 Der Druckgussprozess und seine Modellierung	11
2.1.1 Das Druckgießen und seine Eigenschaften	11
2.1.2 Möglichkeiten der Gießprozesssimulation: Formfüllung, Erstarrung und Ansätze zur Prognose mechanischer Eigenschaften	17
2.2 Bruchmechanismen in Al-Druckgusslegierungen.....	23
2.3 Rissinitierungsmodelle für Al-Druckgusslegierungen	24
3 Vorgehensweise	29
4 Entwicklung von Modellen zur Prognose lokaler mechanischer Eigenschaften mittels Gießsimulation	31
4.1 Experimentelles und numerisches Untersuchungsprogramm	31
4.1.1 Geometrie-, Prozess- und Materialdaten des Musterbauteils	31
4.1.2 Experimentelle Ermittlung lokaler Eigenschaften mittels Zugversuch.....	33
4.1.3 Metallographische und computertomographische Untersuchungen zur Gefügeanalyse.....	34
4.1.4 Simulation von Formfüllung und Erstarrung.....	35
4.2 Experimentell ermittelte lokale mechanische Eigenschaften des Musterbauteils und numerische Ergebnisse des Gießprozesses.....	39
4.2.1 Lokale Gefügeausbildung und Streckgrenze $R_{p0,2}$	39
4.2.2 Lokale Porositätsverteilung und Bruchdehnung A_5	43
4.2.3 Beschreibung von Formfüllung und Erstarrung.....	46
4.3 Modellentwicklung zur Prognose lokaler mechanischer Eigenschaften für das Musterbauteil	48
4.3.1 Modell zur Prognose der Streckgrenze	50
4.3.2 Modell zur Prognose der Bruchdehnung.....	53
4.4 Diskussion der Modelle zur Prognose lokaler mechanischer Eigenschaften	56
4.4.1 Experimentelle und numerische Streckgrenze $R_{p0,2}$	56
4.4.2 Experimentelle und numerische Bruchdehnung A_5	64
4.5 Zusammenfassung.....	69
5 Phänomenologische Rissinitierungsmodelle unter Berücksichtigung lokaler mechanischer Eigenschaften	71
5.1 Experimentelles und numerisches Untersuchungsprogramm	71
5.1.1 Uniaxialer Zugversuch.....	71
5.1.2 Scherzug-/Scherdruckversuche: Experiment und FE-Modell.....	72

5.2	Versagensmechanismen bei niedrigen und hohen Spannungsmehrachsigkeiten	76
5.2.1	Versagensmechanismen bei niedriger Spannungsmehrachsigkeit.....	77
5.2.2	Versagensmechanismen bei hoher Spannungsmehrachsigkeit	78
5.3	Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle zur Beschreibung lokaler Werkstoffeigenschaften	79
5.3.1	Ermittelte Fließkurven	79
5.3.2	Experimentelle Ergebnisse der Scherzug-/Scherdruckversuche	80
5.3.3	Numerische Ergebnisse der Scherzug-/Scherdruckversuche.....	82
5.3.4	Rissinitiierungsmodell niedriger Porosität	85
5.3.5	Einfluss erhöhter Porosität auf das Rissinitiierungsmodell.....	88
5.3.6	Einfluss der Netzfeinheit auf das Rissinitiierungsmodell	90
5.4	Diskussion	94
5.4.1	Versagensmechanismen.....	94
5.4.2	Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle	97
5.4.3	Einfluss der Diskretisierung auf das Rissinitiierungsmodell	100
5.5	Zusammenfassung	102
6	Validierung und Übertragbarkeit der Modelle am Beispiel von zwei Komponentenversuchen	103
6.1	Modifizierungen des Musterbauteils	103
6.2	Datenübertragung vom Netz der Gießsimulation auf das der Festigkeitsberechnung	104
6.3	Vorgehensweise bei der Versagensbewertung	106
6.4	Experimentelles und numerisches Untersuchungsprogramm	107
6.4.1	Komponentenzugversuch: FE-Modell und experimenteller Versuchsaufbau.....	109
6.4.2	Komponentendruckversuch: FE-Modell und experimenteller Versuchsaufbau.....	110
6.5	Ergebnisse des Komponentenzugversuchs	111
6.5.1	Modellvalidierung im Hinblick auf das Deformationsverhalten	111
6.5.2	Modellvalidierung im Hinblick auf die Rissinitiierung.....	112
6.6	Ergebnisse des Komponentendruckversuchs	115
6.6.1	Modellvalidierung im Hinblick auf das Deformationsverhalten	115
6.6.2	Modellvalidierung im Hinblick auf die Rissinitiierung.....	118
6.7	Einfluss der Netzfeinheit beim Komponentenzugversuch	121
6.8	Diskussion der Komponentenversuche	123
6.9	Zusammenfassung	127
7	Zusammenfassung und Ausblick	129
8	Anhang	133
9	Literaturverzeichnis	141

Abkürzungsverzeichnis

A_5	Bruchdehnung
α	Prüfwinkel
$C_1, C_2 \dots C_n$	werkstoffabhängige Parameter
C_1, C_2	Parameter der Versagensgrenzkurven
C_P	spezifische Wärmekapazität
d_S	sekundärer Dendritenarmabstand
D	Korndurchmesser
D_i	Rissinitiierungsindikator
d_{Kolben}	Durchmesser Gießkolben
da	Risswachstum
EKL	Elementkantenlänge
ε_t	technische Dehnung
ε_W	wahre Dehnung
ε_f	Dehnung im Moment der Rissinitiierung
$\varepsilon_{W, \text{plast}}$	wahre, plastische Dehnung
ε_i	errechnete Dehnung am Finiten Element i
$\varepsilon_{i, \text{krit}}$	max. zulässige Dehnung bei gegebener Spannungsmehrachsigkeit
F	Kraft
\vec{F}	von außen auf eine Metallschmelze einwirkende Kräfte
G	Temperaturgradient
\vec{g}	Erdbeschleunigung
GHV	Globales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell
$G_{\text{niedrige Porosität}}$	Versagensgrenzkurve niedriger Porosität
$G_{\text{hohe Porosität}}$	Versagensgrenzkurve hoher Porosität
k	Wachstumskonstante der Oxidbildung
k_1, k_2	Parameter zur Berechnung der analytischen Erstarrungszeit
K	Verfestigungskoeffizient
K_H	horizontale Federsteifigkeit

K_V	vertikale Federsteifigkeit
K_{ini}	Anfangssteifigkeit
K_{Ic}^d	Bruchzähigkeit eines duktilen Werkstoffs
K_{Ic}^s	Bruchzähigkeit eines spröden Werkstoffs
L	Länge der Gießkammer
l	Fließlänge der Schmelze
λ_s	Lamellenabstand
λ	Wärmeleitfähigkeit
LHV	Lokales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell
n	Verfestigungsexponent
P	Porosität
p_G	Luftgegendruck
$p_{Gießen}$	Gießdruck
$R_{p0,2}$	Streckgrenze
$R_{p0,2}^0$	Streckgrenze eines porenfreien Materials
R_m	Zugfestigkeit
R_m^0	Zugfestigkeit eines porenfreien Materials
\dot{R}	Hohlraumwachstumsrate
R	aktueller Hohlraumradius
ρ	Dichte eines Mediums
s	Rundheitsfaktor
S	Newtonscher Spannungstensor
σ_m	hydrostatische Spannung
σ_V	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_m/σ_V	Spannungsmehrachsigkeit
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptnormalspannungen
σ_W	wahre Spannung
σ_t	technische Spannung
t	Zeit
$t_{Kontakt}$	Luftkontaktzeit
$t_{Füllung}$	Füllzeit

t_s	Erstarrungszeit
\dot{T}	Abkühlgeschwindigkeit
T	Temperatur
T_{Wasser}	Temperatur Kühlwasser
T_{solidus}	Solidustemperatur
T_{liquidus}	Liquidustemperatur
T_{Schmelze}	Temperatur der Schmelze
T_{Werkzeug}	Temperatur des Druckgießwerkzeugs
$t_{s,\text{analytisch}}$	analytische Erstarrungszeit
p	Druck
\vec{u}	Geschwindigkeitsfeld der Schmelze
u_x	horizontale Verschiebung
u_y	vertikale Verschiebung
u_f	Verschiebung zum Versagenszeitpunkt
v_K	Gießkolbengeschwindigkeit beim Druckgussprozess
v_{krit}	kritische Gießkolbengeschwindigkeit beim Druckgussprozess
V	spezifisches Volumen eines Werkstoffs
W	Leistungsdichte einer Wärmequelle
W_{el}	elastische Verzerrungsenergie
W_{plast}	plastische Verzerrungsenergie
W_{Ob}	Energie, die zur Schaffung neuer Rissoberflächen nötig ist
x	Oxidhautdicke

1 Einleitung

Druckgusskomponenten aus Aluminium und Magnesium haben sich in unterschiedlichsten Bereichen der Automobilindustrie etabliert. So werden Bauteile im Antriebsstrang (z.B. Kurbel- und Getriebegehäuse) und im Fahrwerk (z.B. Motortragbock) im Druckguss hergestellt wie auch Instrumententafelträger, B-Säule oder Federstütze, die zur Karosserie zählen. Als Beispiel soll hier der Aluminiumvorderwagen der aktuellen 5er Baureihe aus dem Hause BMW dienen (Abbildung 1-1), dessen Federstütze aus der Legierung AlMg5Si2Mn im Druckguss gefertigt wird.

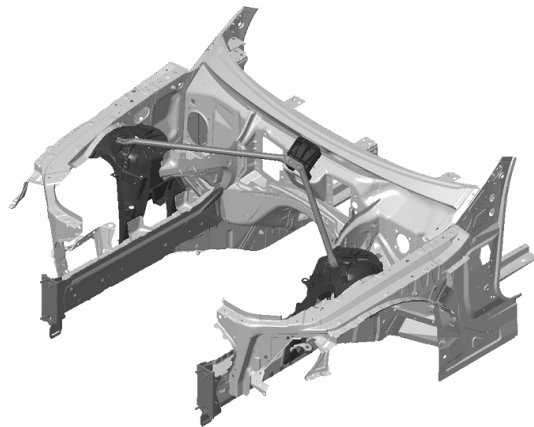


Abbildung 1-1: Aluminiumvorderwagen der aktuellen 5er Reihe

Gründe für den Einsatz von Druckgussteilen sind ein wirtschaftlicher Herstellungsprozess bei hohen Stückzahlen, der insbesondere bei komplexen Bauteilgeometrien gute Oberflächenqualität und Maßhaltigkeit sicherstellt. Ein hoher Grad an Funktionsintegration (Verrippungen, Anbindungsstellen für z.B. Niet- oder Schraubverbindungen) verringert zusätzlich die Anzahl von Fertigungsschritten, führt aber zu komplexen Belastungszuständen im Bauteil beispielsweise an für den Druckguss typischen Verrippungen. Hier muss die fertigungsbedingte Streuung von Guss- im Vergleich zu Knetlegierungen bedacht werden.

Wirtschaftliche Randbedingungen verlangen verkürzte Entwicklungszeiten bei gleichzeitiger Ausreizung des Leichtbaupotenzials, wodurch die virtuelle Funktionsabsicherung an Bedeutung gewonnen hat. Von ihr wird eine frühzeitige und zuverlässige Prognose der statischen Bauteilfestigkeit ebenso erwartet wie eine Aussage zum Crash- und Missbrauchverhalten (Schlaglochdurchfahrt, Bordsteinrempler). Aufgrund hoher Werkzeugkosten und langer Fertigungszeiten ist für mehrere Geometrievarianten eine experimentelle Absicherung oft nicht möglich. Hier erlaubt die Finite Elemente Berechnung in der frühen Phase die Identifikation von Schwachstellen und eine konstruktive Beseitigung, noch bevor erste Prototypen hergestellt werden.

Dazu sind geometrieunabhängige Materialmodelle notwendig, die das plastische Verformungsverhalten ebenso berechnen können wie den Zeitpunkt der Rissinitierung, der bei der Konstruktion von Sicherheitsbauteilen unbedingt ausgeschlossen werden muss.

In der Vergangenheit wurden für verschiedene Gusswerkstoffe wie z.B. Magnesium und Aluminium Materialmodelle entwickelt, die im wesentlichen verschiedene Belastungssituationen wie z.B. Druck-, Torsion-, Zug-, bi- und triaxiale Belastungen berücksichtigen [1][2][3][4][5]. Zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte wird typischerweise auf gekerbte Rundzugproben zurückgegriffen, die in Abhängigkeit vom Kerbradius den gewünschten Spannungszustand haben. Diese Vorgehensweise stellt sich bei typischen Druckgusskomponenten als schwierig dar, da deren Wandstärken im Bereich von zwei bis vier Millimeter liegen, wodurch die Entnahme und die Fertigung von Rundzugproben Probleme bereiten. Denkbar ist der Abguss von ausreichend dickwandigen Probekörpern für die Kennwertermittlung. Im Vergleich zu einem komplex gestalteten Realbauteil sind aufgrund unterschiedlicher Abkühlbedingungen und einer anderen Formfüllung die Gefügeausbildung und die Fehlstellenverteilung nicht vergleichbar und damit auch nicht beliebig übertragbar. Ziel muss es deshalb sein entweder an Realbauteilen oder an realitätsnahen Musterbauteilen mechanische Werkstoffkennwerte zu ermitteln.

Gegenwärtig wird bei der virtuellen Funktionsabsicherung mit einem Materialmodell für das gesamte Bauteil gerechnet, was aber die variierenden mechanischen Eigenschaften außer Acht lässt. Gerade der sehr dynamische Druckgussprozess mit seinen hohen Strömungsgeschwindigkeiten während der Formfüllung erzeugt Gaseinschlüsse in der Schmelze, die sich in Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie in bestimmten Bereichen anhäufen. Dort sind die mechanischen Eigenschaften - beeinflusst durch die Häufigkeit der Gießfehler - entsprechend schlechter einzustufen, was aber momentan in der FE-Berechnung vernachlässigt wird.

Aus diesem Grund laufen parallel Aktivitäten im Bereich der Gießprozesssimulation mit dem Ziel, die Verteilung der mechanischen Eigenschaften in Druckgussbauteilen [6][7] zu prognostizieren und diese Daten der Festigkeits- und Crashberechnung zur Verfügung zu stellen. Die Vision ist eine durchgängige virtuelle Prozesskette, die Entwicklungszeiten verkürzt, das Leichtbaupotenzial ausnutzt und Kosten reduziert bei gleichzeitiger Erfüllung der verschiedenen Bauteilanforderungen.

Die vorliegende Dissertation verfolgt das Ziel die Streuungen der mechanischen Eigenschaften in der FE-Berechnung zu berücksichtigen, indem Modelle zur Prognose mechanischer Eigenschaften mittels Gießprozesssimulation und Werkstoffmodelle zur Versagensbewertung von Bauteilbereichen unterschiedlicher Fehlstellenanteile entwickelt werden.

2 Stand der Technik

2.1 Der Druckgussprozess und seine Modellierung

In den folgenden Abschnitten wird der Druckgussprozess und seine Besonderheiten in Anlehnung an Brunhuber [8] dargestellt und durch aktuelle Entwicklungen im Druckgusssektor ergänzt. Anschließend wird auf die Möglichkeiten der Gießprozesssimulation eingegangen und Ansätze vorgestellt, die die Prognose mechanischer Eigenschaften (z.B. Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung A_5) in Druckgusskomponenten ermöglichen.

2.1.1 Das Druckgießen und seine Eigenschaften

Die Definition des Druckgießens lautet:

„Druckgießen ist ein Gießverfahren, bei dem flüssiges Metall unter relativ hohem Druck in eine geteilte metallische Dauerform gepresst wird.“

Das Druckgießen zählt somit zu den modellfreien Gießverfahren mit Dauerform und hat sich aus dem Kokillenguss entwickelt. Im Vergleich dazu erfolgt das Gießen nicht mehr allein durch die Schwerkraft, sondern durch die Erzeugung von hohen Gieß- bzw. Fülldrücken, wodurch hohe Strömungsgeschwindigkeiten entstehen. Aus diesen Gründen unterscheidet sich die Formfüllung deutlich von anderen Gießverfahren. Daraus resultieren auch spezifische Anforderungen an Gussteilgestaltung, Gussform und Anschnittsystem.

Das Verfahren erlaubt die Füllung engster Querschnitte und eine konturgenaue Formwiedergabe. Es können also sehr dünnwandige und maßgenaue Gussstücke mit hoher Oberflächenqualität hergestellt werden. Dadurch lässt sich eine Überdimensionierung vermeiden und somit auch Werkstoff einsparen.

Hoher maschineller Aufwand und insbesondere die hohen Werkzeugkosten führen dazu, dass der Druckgussprozess seine Anwendung immer in der Serienfertigung mit starker Automatisierung findet. Der Fertigungsprozess eines einzelnen Gussteiles besteht aus einer festen Folge von Einzelschritten, die den so genannten Gießzyklus bilden. Abbildung 2-1 zeigt einen typischen Gießzyklus:

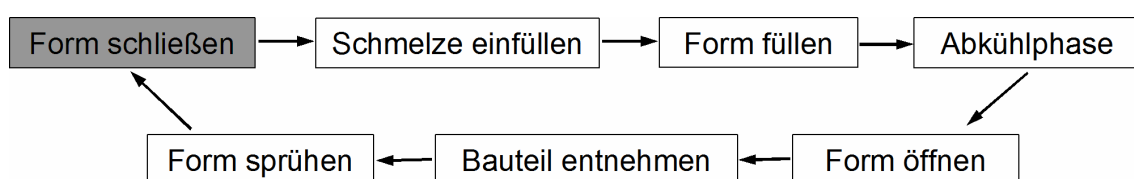


Abbildung 2-1: Typischer Zyklus des Druckgießverfahrens

Die Palette der Druckgussprodukte reicht von einfachen Massenartikeln aus Zink wie Rasierer, Modellautos, Türgriffe oder Armaturen bis hin zu komplexesten Bauteilen aus Aluminium (z.B. Getriebegehäuse, Motorblöcke, Lenkräder) und Magnesium (Instrumententafelträger, Laptop- und Handygehäuse, Lenkräder, Fahrradgabeln etc.).

Prozesstechnik des Druckgießens

Die Herstellung von Druckgusskomponenten erfolgt durch zwei Prozessvarianten: das Kaltkammer- und das Warmkammerverfahren. Sie unterscheiden sich dadurch, dass beim Warmkammerverfahren der Warmhalteofen mit der Gießkammer und dem Saugrohr Bestandteil der Maschine sind, während sie beim Kaltkammerverfahren außerhalb liegen. Der entscheidende Vorteil des Kaltkammerverfahrens liegt darin, dass die Schmelze nur kurzzeitig Kontakt mit den Stahlteilen der Gießgarnitur hat und somit kaum Eisen lösen kann. Die Bildung eisenhaltiger Phasen wird dadurch reduziert, was zu einer Verbesserung mechanischer Eigenschaften führt. Beispielsweise verdreifacht sich bei der Legierung AlSi7Mg0,7 die Bruchdehnung, wenn der Eisengehalt von 0,60 auf 0,12 Gewichtsprozent verringert wird [9]. Die je nach Anordnung der Gießkammer wird zwischen vertikalem und horizontalem Kaltkammergießverfahren differenziert. Aus Gründen der höheren Prozesssicherheit, hat sich die vertikale Anordnung durchgesetzt, auf deren Steuerung und Gießphasen kurz eingegangen wird, da hier eine wichtige Quelle für die Einbringung von Fehlstellen in das Gussstück liegt.

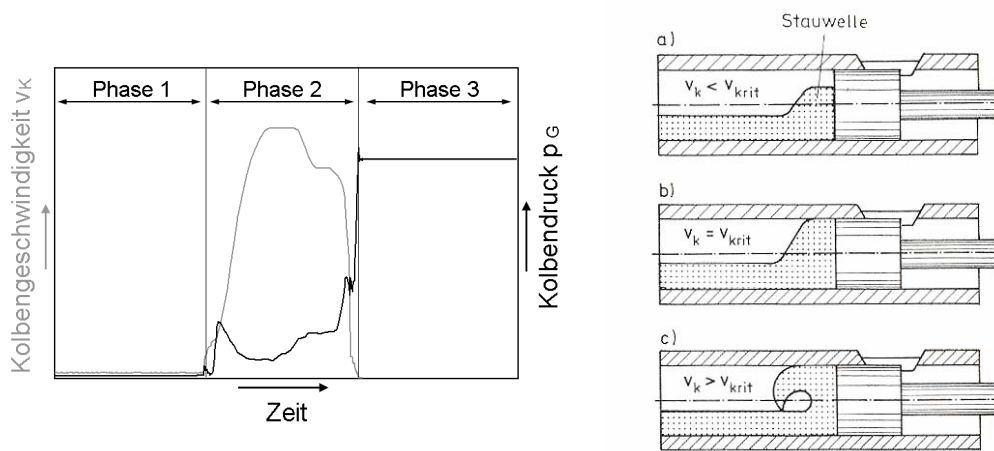


Abbildung 2-2: Links: Kolbengeschwindigkeit v_k und Gießdruck $p_{Gießen}$ über der Zeit [11], Rechts: Einfluss der Kolbengeschwindigkeit in der Vorlaufphase [8]

Der einzelne Gießvorgang („Schuss“) wird durch den Verlauf von Gießkolbengeschwindigkeit v_k und Gießdruck $p_{Gießen}$ über der Zeit charakterisiert. Abbildung 2-2 Links zeigt eine typische Gießkurve in den drei unterschiedlichen Gießphasen:

- Phase 1: Die Vorlaufphase dient der Aufstauung der Schmelze in der Gießkammer, ohne Füllung des Formhohlraums. Hier sollte eine angepasste Kolbengeschwindigkeit ($v_k = v_{krit}$) gewählt werden, so dass die entstehende Stauwelle die komplette Front des Gießkolbens bedeckt (Abbildung 2-2 Rechts (b)). Die in der Gießkammer befindliche Luft kann dann über Entlüftungskanäle in

der Form entweichen. Wird die Kolbengeschwindigkeit zu niedrig ($v_k < v_{krit}$, Abbildung 2-2 Rechts (a)) bzw. zu hoch ($v_k > v_{krit}$, Abbildung 2-2 Rechts (c)) gewählt, kann es zu Lufteinschlüssen im Gussstück kommen, was zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften führt.

- Phase 2: Phase der Formfüllung, in der die Kavität vollständig mit Schmelze gefüllt wird. Dazu erfolgt eine starke Beschleunigung des Gießkolbens, um die Schmelze durch den Anschnitt zu pressen. Aufgrund der hohen Strömungsgeschwindigkeiten kommt es bei der Formfüllung zu Lufteinwirbelungen, die Gasporosität erzeugen und sich damit qualitätsmindernd auf die mechanische Eigenschaften auswirken. Reibungskräfte in Anschnitt und Form bewirken einen Anstieg des Gießdrucks. Nach vollständiger Formfüllung wird der Kolben schlagartig auf Null abgebremst und der Druck steigt sprunghaft an.
- Phase 3: Nachverdichtungsphase, in der durch Zuschalten eines so genannten Multiplikators ein sehr hoher Druck erzeugt wird, um eingeschlossene Gase zu verdichten und erstarrungsbedingte Porositäten durch nachfließendes Material zu füllen.

Wird bei Gussbauteilen Wärmebehandelbarkeit und Schweißbarkeit gewünscht, so kann die dazu erforderliche minimale Porosität durch Verwendung von Vakuumdruckguss erreicht werden. In diesem Verfahren wird über ein Vakuumsystem während des Gießvorgangs die Luft aus der Kavität „abgesaugt“, so dass in der Form ein Unterdruck entsteht. Die Folge ist, dass weniger Luft in die Schmelze eingewirbelt wird und sich somit die unerwünschte Porosität verringert. Gleichzeitig ist der Gegendruck während der Formfüllung geringer, wodurch der erforderliche Gießdruck reduziert und eine homogenere Formfüllung erreicht werden kann. Experimentelle Untersuchungen [12] bestätigen, dass Größe und Anzahl der Gasporen deutlich verringert werden und homogener im Bauteil verteilt sind. Eine Erhöhung von Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A_5 sowie höhere Dichten sind die Folge.

Druckgießwerkstoffe

Für die Verarbeitung von Aluminium im Druckgussprozess werden im Wesentlichen zwei Legierungsgruppen verwendet: die Al-Si- und die Al-Mg-Gruppe. Für beide Legierungstypen sind in Abbildung 2-3 die Phasendiagramme dargestellt.

Legierungen mit dem Hauptlegierungselement Silizium zeichnen sich bei nahezu eutektischer Zusammensetzung (Si-Gehalt $\approx 11,7\%$) durch hervorragende Gießbarkeit aus und besitzen gleichzeitig gute Festigkeitseigenschaften. Ihr Anwendungsbereich liegt bei komplex gestalteten und dünnwandigen Gussstücken. Die am weitesten verbreitete Legierung ist die untereutektische Legierung GD- $AlSi9Cu3$, die zusätzlich noch eine sehr gute Zerspanbarkeit besitzt sowie durch eine hohe Fließfähigkeit der Schmelze gekennzeichnet ist. Durch eine fortschreitende Legierungs- und Prozessentwicklung [12] - [19] drängen neue Legierungen auf den Markt, die neben sehr guter Verarbeitbarkeit auch wärmebehandelbar [20] sind, wodurch sich das gewünschte Eigenschaftsprofil einstellen lässt. Gerade im Bereich crashrelevanter Karosseriestrukturen

ren, wo eine gute Verformbarkeit bei ausreichend hoher Festigkeit notwendig ist, wird die Legierung AlSi9MgMn bzw. AlSi10MgMn [17][18] eingesetzt.

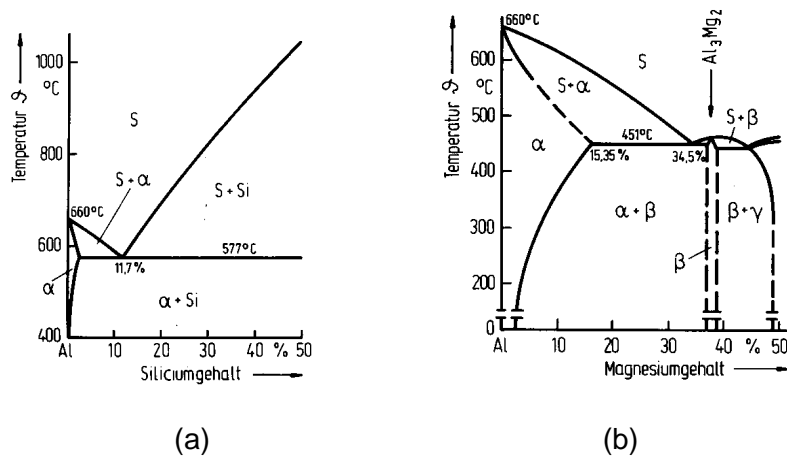


Abbildung 2-3: Phasendiagramm typischer Al-Druckgusslegierungen a) Al-Si-System b) Al-Mg-System [10]

Bei magnesiumhaltigen Legierungen bildet sich bei eutektischer Zusammensetzung (Mg-Gehalt $\approx 37,5\%$) die Al_3Mg_2 -Phase aus, die aus zweierlei Gründen unerwünscht ist. Zum einen besitzt sie eine hohe Härte und eine geringe Verformbarkeit und zum anderen geht sie aufgrund des Mg-Gehalts bei Korrosionsangriff bevorzugt in Lösung. Deshalb werden in der Praxis Gusswerkstoffe mit einem geringen Magnesium-Gehalt von ca. 5% eingesetzt. Hier hat sich im Automobilsektor in den letzten Jahren die Legierung AlMg5Si2Mn [15][16] etabliert, da sie bereits im Gusszustand sehr hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Dehnung besitzt. Die Gießbarkeit ist hier aber eingeschränkt.

Eigenschaften von Druckgusskomponenten

Kennzeichen fehlerfreier Druckgusserzeugnisse im Vergleich zu Sand- und Kokillenguss sind hohe Maßhaltigkeit und sehr gute Oberflächenqualität, weshalb im allgemeinen nur eine geringe Nachbearbeitung notwendig ist. Voraussetzung dafür ist jedoch die Bereitstellung konstruktiv und mechanisch einwandfreier Druckgießformen sowie die Verwendung optimaler Gießparameter. Die sehr schnelle Erstarrung bewirkt ein feinkörniges Gefüge, weshalb die mechanischen Eigenschaften tendenziell besser liegen als die vergleichbarer Sand- oder Kokillengusssteile.

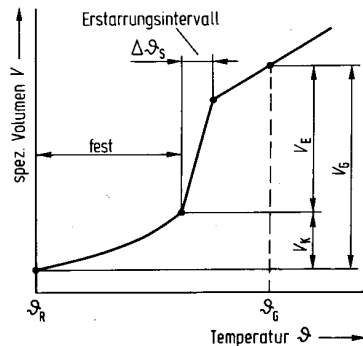
Die Praxis zeigt jedoch, dass die optimalen Randbedingungen nur selten einzuhalten sind, was zu verschiedenen Fehlstellen im Bauteil führt, von denen einige im weiteren erläutert werden, da sie einen nicht zu vernachlässigenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zeigen.

Fehlstellen im Druckgussprozess

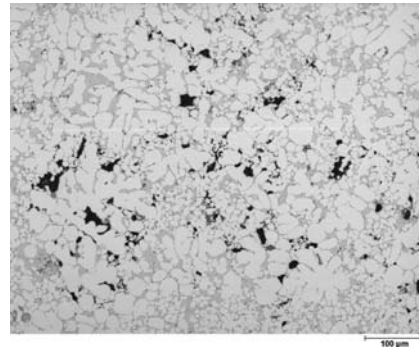
Im Wesentlichen treten zwei verschiedene Arten von Porositäten in Druckgussbauteilen auf: Erstarrungsporosität und Gasporosität [21].

- *Erstarrungsporosität*

Das spezifische Volumen V eines Werkstoffs sinkt mit abnehmender Temperatur T . Wie Abbildung 2-4 (a) zeigt, kommt es im Bereich des Erstarrungsintervalls zu einer verstärkten Volumenkontraktion, wodurch Erstarrungsporosität (Lunker) entsteht.



(a)



(b)

Abbildung 2-4: (a) Abhängigkeit des spezifischen Volumens von der Temperatur [10], (b) Erstarrungsporosität in einer AlSi – Druckgusslegierung

Bei anderen Gießverfahren wird dieses Defizit durch nachfließendes Material ausgeglichen, was aber beim Druckgießen aufgrund der sehr schnellen Erstarrung nur eingeschränkt möglich ist. Deshalb muss hier nach abgeschlossener Formfüllung schnellstmöglich ein sehr hoher Nachdruck aufgebaut werden, um noch flüssiges Material nachzupressen und Poren zu verdichten.

Weitere Einflussfaktoren auf die Lunkerbildung haben Schmelze- und Werkzeugtemperatur, welche eine möglichst gleichmäßige Erstarrung in Richtung Anschnitt bewirken müssen. Ansonsten kann es aufgrund zu hoher Temperaturen zu einer verzögerten Erstarrung und damit zu Lunkerbildung in angussfernen Bereichen kommen.

Erstarrungsporosität lässt sich in einem metallographischen Schliff anhand nicht gefüllter Bereiche zwischen den Dendritenarmen erkennen. Die Kontur ist meist gezackt, wie in Abbildung 2-4 (b) erkennbar ist.

- *Gasporosität*

Im Gegensatz zur Erstarrungsporosität lässt sich die Gasporosität durch ihre kreisrunde Form identifizieren (Abbildung 2-5 (a)). Die Hauptursache für Gasporosität in Druckgussbauteilen ist mitgerissene und eingewirbelte Luft während des Formfüllungsvorgangs. Wie bereits bei der Prozessbeschreibung erwähnt, kann der Lufteinschluss in der Gießkammer, im Gießlauf oder in der Kavität trotz entsprechender Formentlüftung nicht stattfinden. Weitere Ursachen können das Verdampfen von Trenn- und Schmiermitteln sein sowie das Freisetzen von in der Schmelze gelöstem Wasserstoff. Um Lufteinschlüsse zu minimieren, sollte in der ersten Gießphase eine langsame und

eventuell konstant beschleunigte Gießkolbengeschwindigkeit gewählt werden. Dadurch wird ein Überschlagen der Schmelze vor dem Gießkolben verhindert und der Einschluss großer Luftmengen vermieden. In der Nachdruckphase kann durch das Aufbringen sehr hoher Drücke das Gasvolumen noch zusätzlich komprimiert werden.

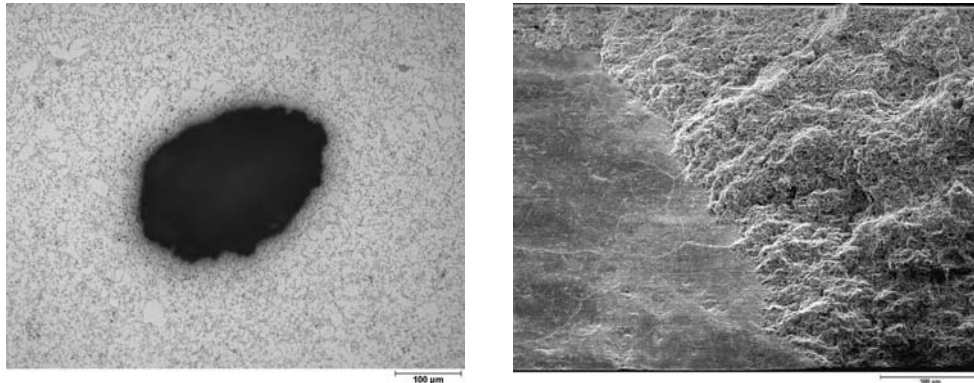


Abbildung 2-5: Links: Gasporosität in AlSi-Druckgusslegierung, Rechts: REM-Aufnahme einer Bruchfläche: linke Bildhälfte: Oxidhaut; rechte Bildhälfte: Restbruch

- *Oxidhäute und Kaltfließstellen*

Neben Porositäten kommt es während des Gießprozesses auch noch zur Bildung von Oxidhäuten, die aufgrund ihrer Geometrie eine innere Kerbe im Bauteil darstellen, den Querschnitt schwächen und sich somit festigkeitsmindernd auswirken (Abbildung 2-5 (b)). Durch die Affinität von Metallschmelzen zu Luft entstehen Oxidhäute bereits im Gießofen bzw. in der Gießkammer und werden in das Bauteil eingespült. Aber auch während der Formfüllung selbst kann es konstruktionsbedingt zu mehrfachen Umlenkungen, Teilen und wieder Zusammentreffen der Schmelze kommen, was Oxideinschlüsse oder Anhäufungen von Oxidhäuten bewirkt. Verringern lässt sich dieser Typ von Fehler durch gute Anschnittkonstruktion und eine wirbelreduzierte Formfüllung.

Während der Formfüllung gibt die Schmelze Wärme an die Umgebung ab, was bei langen Fließwegen zu einem Erkalten des Materials führt. Beim Zusammentreffen von Schmelzfronten ist dann nur noch eine mangelhafte Verbindung des Materials möglich. Es entstehen so genannte Kaltfließstellen, die zur Verschlechterung mechanischer Eigenschaften führen. Dies kann beispielsweise durch entsprechende Werkzeug- bzw. Schmelztemperatur vermieden werden.

- *Verteilung von Gießfehlern*

Die in den vorangegangenen Absätzen beschriebenen Fehlstellen in Druckgussbauteilen führen in Abhängigkeit ihres Vorkommens zu systematischen und statistischen Verteilungen der mechanischen Eigenschaften. Was darunter verstanden wird, soll anhand Abbildung 2-6 deutlich gemacht werden. Es handelt sich bei den Ergebnissen um Kurven aus Zugversuchen, die aus einem angussnahen und angussfernen Bereich eines großflächigen und dünnwandigen Druckgussbauteils entnommen wurden.

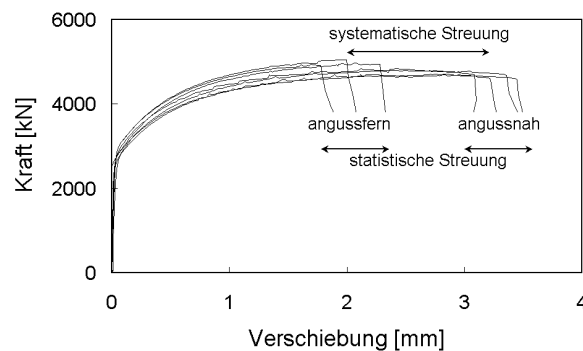


Abbildung 2-6: Systematische und statistische Streuungen mechanischer Eigenschaften in einem großflächigem und dünnwandigem Druckgussbauteil

1) Systematische Verteilung

Bauteilgeometrie, Gießparameter (z.B. Kolbengeschwindigkeit, Schmelz- und Werkzeugtemperatur) und Gießsystem (z.B. Anschnitt, Überlaufbohlen) geben den Ablauf der Formfüllung vor. Dadurch treten an bestimmten Positionen innerhalb des Druckgussbauteils vermehrt Fehlstellen auf – die mechanischen Eigenschaften variieren systematisch. In angussfernen Bauteilbereichen kann es beispielsweise aufgrund sehr hoher Strömungsgeschwindigkeiten, langer Fließwege und hoher Luftkontaktzeiten zu Einwirbelung von Verunreinigungen und auch zu einer verstärkten Oxidhautbildung kommen. Hinzukommt, dass nach Abschluss der Formfüllung kaum noch ein Nachdruck aufgebracht werden kann, der die Erstarrungsporosität nachspeist, da dünnwandige Bereiche bereits erstarrt sind. Somit kann die Auftretenswahrscheinlichkeit von Fehlstellen in angussfernen Bereichen deutlich höher sein, was dort geringere Bruchdehnungen zur Folge hat, als im Vergleich zu angussnahen Lagen.

2) Statistische Verteilung

Im Gegensatz zu der systematischen Verteilung der mechanischen Eigenschaften innerhalb eines Bauteils wird bei der statistischen Verteilung nur lokal eine Stelle im Bauteil betrachtet. Hier streuen die mechanischen Kennwerte ebenfalls, verursacht durch eine verschieden stark ausgeprägte Anhäufung von Fehlstellen pro Probe. Der sehr dynamische Prozess des Druckgießens mit Formfüllungszeiten im Bereich von ca. 100ms bewirkt diese zufällige Verteilung von Porositäten und Oxidhäuten.

2.1.2 Möglichkeiten der Gießprozesssimulation: Formfüllung, Erstarrung und Ansätze zur Prognose mechanischer Eigenschaften

Formfüllung und Erstarrung

Die Gießprozesssimulation beschreibt die auftretenden physikalischen Vorgänge durch partielle Differentialgleichungen [22]. Zur Beschreibung der strömungsmechanischen

Vorgänge von inkompressiblen Fluiden (Metallschmelzen) werden die Navier-Stokes-Gleichungen gelöst:

$$\frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + \left(\vec{u} \cdot \nabla \right) \vec{u} = -\frac{1}{\rho} \nabla p + \frac{1}{\rho} \nabla S + \vec{g} + \frac{1}{\rho} \vec{F} \quad (2-1)$$

In dieser Gleichung ist \vec{u} das Geschwindigkeitsfeld der Schmelze, ρ die Dichte des Mediums, p der Druck, S der Newtonsche Spannungstensor, \vec{g} die Erdbeschleunigung und \vec{F} von außen auf das Fluid einwirkenden Kräfte.

Die thermischen Vorgänge werden durch die Wärmeleitungsgleichung abgebildet:

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda \cdot \nabla T) + W \quad (2-2)$$

Darin ist c_p die spezifische Wärmekapazität, T die Temperatur, λ die Wärmeleitfähigkeit und W die Leistungsdichte einer Wärmequelle.

Desweiteren ist erstens eine möglichst genaue Abbildung der Geometrie von Bauteil und Form mit allen Details wie Kühlkanälen, Überlaufbohlen, Auswerferstiften, Entformungsschrägen und Entlüftungsbohrungen notwendig. Zweitens spielen die Prozessparameter und weitere Randbedingungen eine wichtige Rolle. Dazu zählen beispielsweise die Temperatur der Schmelze T_{Schmelze} , die Kolbengeschwindigkeit v_K in der ersten und zweiten Gießphase oder die Werkzeugtemperatur T_{Werkzeug} . Die meisten Materialwerte wie Dichte, Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität und die Wärmeübergangskoeffizienten sind dabei idealerweise temperaturabhängig anzugeben.

Während der Berechnung von Formfüllung und Erstarrung können zusätzlich verschiedene Zusatzkriterien berechnet werden. Die Wichtigsten werden im folgenden kurz vorgestellt.

- *Zusatzkriterien der Formfüllung*

1) *Fließlänge l* : Das ist der Weg den ein Schmelzepartikel zurücklegt, bis er seine endgültige Position im Bauteil gefunden hat. Je länger der Fließweg ist, desto kälter wird die Schmelze durch den Kontakt mit der kalten Form. Dies erhöht die Gefahr von Kaltfließstellen und die Porosität nimmt zu. Dies wiederum wirkt sich negativ auf die lokalen mechanischen Eigenschaften aus. Bis zu einem gewissen Grad lassen sich auch Wirbel und Rückströmungen anhand der Fließlänge erkennen. Für einen Gießer ist die Fließlänge eine wesentliche Größe, die das Füllverhalten der Form und insbesondere auch die Effektivität des Anschnittes beschreibt.

2) *Luftkontaktzeit t_{Kontakt}* : Zu Beginn des Füllvorgangs ist die Form noch mit Luft gefüllt, die die Schmelzefront vor sich herschiebt. Durch den Kontakt mit der Luft kommt es zur Oxidhautbildung, die sich nachteilig auf mechanische Eigenschaften auswirkt. Das Schichtwachstum wird von verschiedenen Parametern beeinflusst wie z. B. Zusammensetzung der Schmelze oder Umgebungsdruck, was zu Schwankungen bei der

Schichtdicke führt [23][24][25]. In erster Näherung kann die Oxidhautdicke x auf flüssigem Reinaluminium (z.B. $T = 800^\circ\text{C}$) aber durch ein parabolisches Wachstumsgesetz

$$x = \sqrt{k \cdot t} \quad (2-3)$$

abgeschätzt werden [23]. Unter Verwendung der Wachstumskonstanten $k = 10^{-12} \text{cm}^2/\text{s}$ [26] und einer exemplarischen Formfüllzeit im Druckguss ($t = 60 \text{ms}$) lässt sich eine Oxidhautdicke von ca. 2,5nm berechnen. Derartige Schichten an der Oberfläche zweier Fließfronten verhindern ein vollständiges Verschmelzen beim Zusammentreffen, weil sie einen sehr hohen Schmelzpunkt besitzen (z.B. Al_2O_3 : $T_S = 2045^\circ\text{C}$) und während der Formfüllung nicht wieder abgebaut werden können. Das Luftkontaktzeit-Kriterium gibt die Zeit an, die die Schmelze in unmittelbarem Kontakt zur Luft steht.

3) *Luftgegendruck* p_G : Durch die hohen Geschwindigkeiten während der Formfüllung beim Druckgussprozess wird die in der Form enthaltene Luft stark komprimiert. Über das ideale Gasgesetz

$$p_1 \cdot V_1 = p_2 \cdot V_2 \quad (2-4)$$

wird der sich aufbauende Druck berechnet, ohne dass das Medium Luft selbst in der Gießprozesssimulation abgebildet wird. Normalerweise kann das Gas durch die dafür vorgesehenen Kanäle entweichen. Falls die Luft in einer Ecke nicht entweichen kann, weil dort keine Entlüftung vorhanden ist, wird sie unweigerlich in der Schmelze gelöst und lagert sich zwischen den Dendriten an. Erhöhte Porosität ist die Folge, was eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften bewirkt. Stationäre Bereiche mit hohem Luftgegendruck-Anzeigen können daher hilfreiche Hinweise liefern bei der Bewertung des Gießprozesses und der daraus resultierenden Bauteilqualität.

- *Zusatzkriterien der Erstarrung*

1) *Abkühlgeschwindigkeit* \dot{T} : Die Abkühlgeschwindigkeit ist die zeitliche Ableitung der Temperatur, die für alle Zellen einzeln knapp oberhalb der Liquidustemperatur berechnet wird. Der Zusammenhang zwischen Abkühlgeschwindigkeit und Korngröße ist hinreichend bekannt (Hall-Petch). Je schneller die Schmelze abkühlt, desto feiner ist das Gefüge und desto besser sind die mechanischen Eigenschaften. Da die Abkühlgeschwindigkeit aus Temperaturen berechnet wird, die über ein energetisches Gleichgewicht bestimmt werden, sind die meisten Geometrieinflüsse in der Abkühlgeschwindigkeit enthalten: In der Nähe des massiven Anschnitts, der zusätzlich Wärme einspeist, wird die Abkühlgeschwindigkeit geringer sein als in der Nähe eines Kühlkanals. Typische Werte liegen zwischen $20\text{-}500^\circ\text{C}/\text{s}$, an Ecken und Kanten noch deutlich höher, wobei an der Oberfläche mit bis zu $2500^\circ\text{C}/\text{s}$ die größten Werte auftreten.

2) *Erstarrungszeit* t_S : Das ist die Zeit, bis die betreffende Zelle ausgehend von der Liquidustemperatur die Solidustemperatur unterschritten hat. Natürlich besteht ein enger Zusammenhang zwischen Erstarrungszeit und Abkühlgeschwindigkeit. Je höher die Abkühlgeschwindigkeit desto geringer die Erstarrungszeit. Trotzdem enthält die Erstarrungszeit wichtige zusätzliche Informationen, denn die Abkühlgeschwindigkeit ist eine

Momentaufnahme vor der eigentlichen Erstarrung, während die Erstarrungszeit den gesamten Erstarrungsverlauf darstellt. Ungenügende Kühlung oder vorzeitiges Auswerfen werden sich in der Abkühlgeschwindigkeit kaum wieder finden, aber die Erstarrungszeiten maßgeblich beeinflussen.

3) *Temperaturgradient G*: Der Temperaturgradient ist die örtliche Ableitung der Temperatur. Aufgrund des hohen Wärmeübergangs an der Formwand liegen die Werte hier entsprechend hoch und nehmen in Richtung Bauteilmitte kontinuierlich bis Null ab. Bei der Auswertung des Kriteriums ist zu beachten, dass dies sowohl für dünne als auch für dicke Querschnitte gültig ist. Für Proben aus dem Inneren hoher Wandstärken wird der Gradient daher insgesamt sehr flach verlaufen und wenig Aussagekraft besitzen

Die Qualität von Zyklus-, Formfüllungs- und Erstarrungssimulation und die vorgestellten Zusatzkriterien hängen von einer Vielzahl von Parametern ab. Bei Heckel und Klein [27] wird übersichtlich der Einfluss der Vernetzung, der verwendeten Materialdaten, der Randbedingungen und der physikalischen Modelle diskutiert. Ein Vergleich zwischen Experiment und Simulation findet sich z.B. bei Schmid [28], Hilbinger [29] und Sannes [30] und zeigt die Leistungsfähigkeit heutiger Softwarepakete.

Ansätze zur Prognose mechanischer Eigenschaften

In den Kurzbeschreibungen der verschiedenen Zusatzkriterien wurde bereits deren möglicher Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften angedeutet. In der Literatur finden sich verschiedene Ansätze, um Korrelationen zu mechanischen Eigenschaften wie Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung A_5 herzustellen. Bei Greve [31] wird anhand eines Magnesium-Getriebegehäuses ein Quotient aus der Abkühlgeschwindigkeit \dot{T} und der Fließlänge l vorgeschlagen, um eine Korrelation zur Bruchdehnung herzustellen. Je kleiner der Wert ist (geringe Abkühlgeschwindigkeit bei langen Fließwegen) desto niedriger ist die ermittelte Bruchdehnung (Abbildung 2-7 (a)). Ursachen sind zum einen verstärkte Erstarrungsporosität in dickwandigen Geometrien und zum anderen eingespülte Verunreinigungen (Trennmittel, Gase) in angussfernen Bereichen. Der Einfluss der Fließlänge bei Mg-Gusswerkstoffen findet sich auch in anderen Quellen [6][32][33][34].

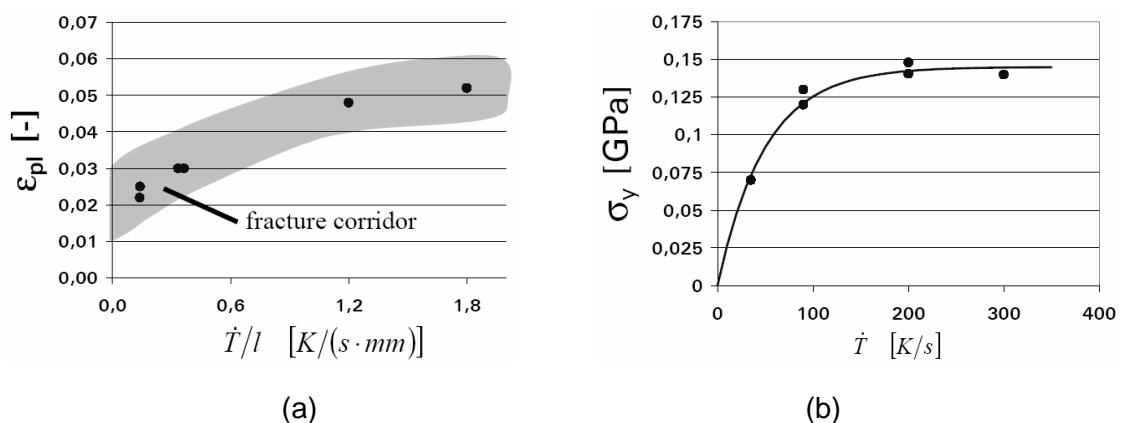


Abbildung 2-7: (a) Korrelation von Abkühlgeschwindigkeit und Fließlänge zur Bruchdehnung, (b) Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Streckgrenze [31]

Im Gegensatz zur Bruchdehnung ist bei Greve die Streckgrenze nur von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig (Abbildung 2-7 (b)). Hier spielt die Gefügefinesheit die entscheidende Rolle. Sie bildet sich umso feiner aus, je höher die Abkühlgeschwindigkeit ist. Die verstärkte Behinderung der Versetzungsbewegung führt zu höheren Festigkeiten. Bei Caceres [35] sowie Stroppe und Todte [36][37][38][39] wird die Streckgrenze $R_{p0,2}^0$ bzw. die Zugfestigkeit R_m^0 zusätzlich durch den Porositätsgrad P beeinflusst. Aufgrund der inneren Kerbwirkung von Poren und einer Verringerung des tragenden Querschnitts der Matrix beginnt das Material bei einer um den Faktor $(1-P)$ niedrigeren äußeren Belastung zu fließen.

$$R_{p0,2} = R_{p0,2}^0 \cdot (1 - P) \quad (2-5)$$

Im Vergleich zu experimentellen Werten wird jedoch ein schnellerer Abfall der Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit beobachtet, was bei Todte [38] durch die Abweichung der Poren von der idealen Kugelgestalt erklärt wird. Aus diesem Grund wird ein so genannter Rundheitsfaktor s eingeführt, der die komplexe Gestalt der Hohlräume berücksichtigt und werkstoffabhängig ist. Somit ergibt sich

$$R_{p0,2} = R_{p0,2}^0 \cdot (1 - s \cdot P) \quad (2-6)$$

was analog auch auf die Zugfestigkeit R_m angewendet werden kann. Adäquate analytische Beziehungen für die Bruchdehnung ermöglichen eine Prognose der mechanischen Eigenschaften für Gussteile in Abhängigkeit von lokaler Erstarrungszeit und Porosität. Hilbinger [6][29] weist in diesem Zusammenhang darauf hin, dass erstarrungsbedingte Porositäten relativ gut prognostiziert werden können, wohingegen bei füllbedingten Gießfehlern wie Gasporosität, Kaltfließstellen und Oxidhäuten noch deutlicher Forschungsbedarf besteht, da das Entstehen dieser Defekte durch komplexe Wechselwirkungen von Formfüllung, Erstarrung und Reaktionen mit der Umgebung entstehen. Dies gilt speziell für die schnelle und turbulente Formfüllung beim Druckgussprozess. Mangels geeigneter physikalisch basierter Modelle, die die einzelnen Effekte beschreiben könnten, werden bei Sturm [40] und Hepp [7] experimentelle Untersuchungen zur Ermittlung mechanischer Eigenschaften vorgeschlagen, die mit den weiter oben vorgestellten Zusatzkriterien (z.B. Abkühlgeschwindigkeit, Erstarrungszeit, Fließlänge oder Luftkontaktzeit) gekoppelt werden können. Als Ansatz werden funktionale Zusammenhänge der Form

$$R_{p0,2} = c_1 \cdot \text{Kriterium1}^{c_2} + c_3 \cdot \text{Kriterium2}^{c_4} + c_5 \cdot \text{Kriterium3}^{c_6} \dots \quad (2-7)$$

$$A_5 = c_1 \cdot \text{Kriterium1}^{c_2} + c_3 \cdot \text{Kriterium2}^{c_4} + c_5 \cdot \text{Kriterium3}^{c_6} \dots \quad (2-8)$$

verwendet, wobei c_1 bis c_n materialabhängige Konstanten sind und Kriterium 1 bis Kriterium n den während der Formfüllung und Erstarrung ermittelten Zusatzkriterien entsprechen.

Funktionen dieser Form gehen auf Taylor und Berry [41] zurück, die dafür bereits 1980 den Begriff „Kriteriumsfunktionen“ eingeführt haben. Dahinter steht ursprünglich die

Überlegung, dass Kriterien der Erstarrung (z.B. Abkühlgeschwindigkeit, Temperaturgradient) die Bildung von Porositäten beeinflussen; eine direkte Kopplung zu mechanischen Eigenschaften ist dabei noch nicht vorgesehen. Es wird eine Vielzahl von empirischen „Kriteriumsfunktionen“ zur Porositätsvorhersage entwickelt. Der bekannteste Ansatz stammt von Niyama [42], der erstarrungsbedingte Porositäten in Eisenwerkstoffen prognostiziert, wenn ein Quotient aus Temperaturgradient und Abkühlgeschwindigkeit eine werkstoffabhängige Konstante überschreitet:

$$\frac{G}{\sqrt{\dot{T}}} > const \quad (2-9)$$

Y. W. Lee [43] entwickelt für die Al-Kokillengusslegierung AlSi7Mg ein anderes Kriterium, das neben dem Temperaturgradienten G die Wachstumsgeschwindigkeit der Festphase V_s und die Erstarrungszeit t_s beinhaltet:

$$\frac{G \cdot \sqrt[3]{t_s^2}}{V_s} > const \quad (2-10)$$

Neben den „Kriteriumsfunktionen“ gibt es verschiedene physikalische Modellansätze. Einen Überblick zur Modellierung von Makroporositäten gibt Upadhyaya [44], während P.D. Lee [45] den Stand bei Mikroporositäten zusammenfasst. Fazit ist, dass die komplexen Einzelvorgänge im Verlauf der Erstarrung durch die bestehenden Modelle derzeit nur eingeschränkt abgebildet werden können. Eine Weiterentwicklung und Kopplung der Ansätze soll in Zukunft Simulationen auf verschiedenen Längen- und Zeitskalen ermöglichen, was exemplarisch bei P.D. Lee (Abbildung 2-8) beschrieben wird.

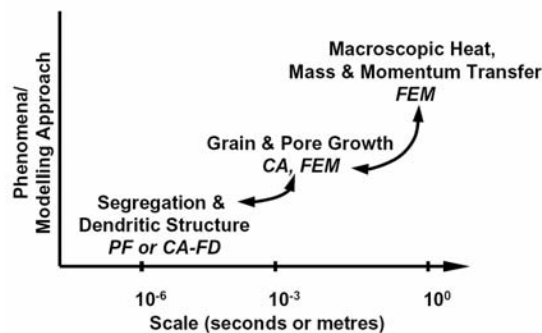


Abbildung 2-8: Multiskalen-Modellierung von Erstarrungsprozessen nach Lee [46]

In Abhängigkeit vom betrachteten Phänomen (Temperaturfeld, Poren- und Dendritenwachstum, Segregation) kommen verschiedene Berechnungsansätze zum Einsatz (FEM, CA, CA-FD), so dass eine Abbildung von der Nano- bis zur Makroebene realisierbar sein wird. Im industriellen Umfeld ist aufgrund der Komplexität und eines enormen Rechenaufwandes eine Anwendung noch nicht umsetzbar.

Im Gegensatz dazu ermöglichen „Kriteriumsfunktionen“ bereits heute teilweise die Berücksichtigung von Fertigungseinflüssen bei Kokillengussbauteilen aus Gusseisen bzw. Aluminium. Simulierte Parameter wie sekundärer Dendritenarmabstand und Eigen-

spannungen [47][48][49][50] werden auf FE-Modelle der Lebensdauerberechnung übertragen und verbessern dadurch die Aussagefähigkeit der Berechnung. Für den dynamischeren Druckgussprozess ist die Entwicklung dieser Modelle noch im Anfangsstadium.

2.2 Bruchmechanismen in Al-Druckgusslegierungen

In der Literatur findet sich eine Vielzahl von Untersuchungen, die sich mit dem Versagensverhalten der weit verbreiteten Aluminium-Kokillengusslegierung AlSi7Mg beschäftigen [51] - [55]. Der Ablauf des Versagens lässt sich in drei verschiedene Stufen unterteilen. Vor der Rissinitiierung sind bei Aufbringung einer Deformation zunächst Scherbänder im α -Mischkristall zu beobachten. Die eigentliche Rissinitiierung erfolgt durch Versagen der spröden, eutektischen Silizium-Partikel. Die entstandenen Mikrorisse wachsen mit zunehmender Deformation und vereinigen sich durch ein Abscheren der verbleibenden Werkstoffbrücken. Das endgültige Versagen ereignet sich bei Erreichen einer kritischen Risslänge.

Für die einzelnen Phasen finden sich bei folgenden Autoren übersichtliche Darstellungen. Yeh und Liu [56] fassen die wichtigsten Ergebnisse zur Mikrorissbildung durch Partikelbruch zusammen, während bei Mishnaevsky et al. [55] in in-situ-REM-Versuchen zusätzlich die Rissausbreitung in Abhängigkeit von einem globularen bzw. lamellaren Eutektikum diskutiert wird. Auch Caceres beschäftigt sich mit dem Einfluss der Mikrostruktur und zeigt, dass mit zunehmender Dendritengröße erstens der Anteil gebrochener Partikel schneller zunimmt [52] und zweitens der Risspfad von intergranular zu transgranular wechselt [53]. In einer weiteren Arbeit wird theoretisch gezeigt, dass unter Annahme einer größer werdenden kreisrunden Pore, sowohl die Streckgrenze als auch die Bruchdehnung abnehmen [35]. In der Realität ist eine Korrelation dieser Kennwerte zu Gießfehlern wie z. B. Erstarrungsporosität, Gasporosität, Oxidhäuten und Schlackeeinschlüssen allerdings problematisch, vor allem wenn formfüllungsbedingte Fehlstellen (Oxidhäute, Schlackeeinschlüsse) im Material vorhanden sind [54]. Die Aufzählung dieser Quellen erhebt nicht den Anspruch auf Vollständigkeit, sondern soll lediglich einen Überblick auf die vielfältigen Forschungsaktivitäten bei Kokillengusslegierungen verschaffen.

Das Versagensverhalten von Druckgusswerkstoffen hingegen wird in der Literatur kaum beschrieben, da sich deren Einsatz in sicherheitsrelevanten Strukturen erst in den letzten Jahren verstärkt hat, was auf die Weiterentwicklung von Legierungen und Prozesstechnologie zurückzuführen ist. Bei Mohr und Treitler [58] wird das Versagensverhalten der wärmebehandelten Druckgusslegierung AlSi10MgMn beobachtet, die aufgrund ihrer hohen Duktilität in crashrelevanten Strukturbauteilen, wie beispielsweise der B-Säule, eingesetzt wird. Eine spezielle Prüfvorrichtung wird verwendet, um Versagensmechanismen bei unterschiedlichen Spannungszuständen zu untersuchen. Der Matrixwerkstoff mit globularen Si-Partikeln zeigt einen Wechsel von Matrixversagen bei Scherbelastung zu Partikelversagen bei uni- bzw. biaxialer Zugbelastung.

Henn [2] beobachtet bei einer wärmebehandelten Kokillengusslegierung AlSi7Mg ebenfalls den Wechsel des Versagensmechanismus (Abbildung 2-9).

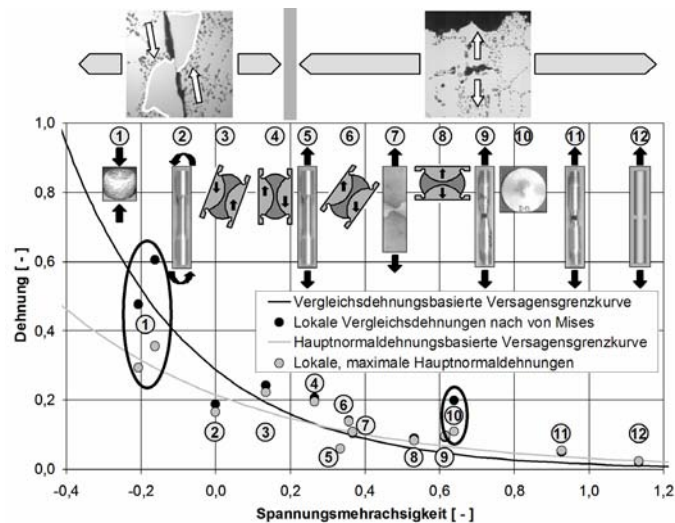


Abbildung 2-9: Wechsel von Matrixversagen bei Scherbelastung zu Partikelversagen bei uni- bzw. biaxialer Zugbelastung bei globularer Form der Si-Partikel [2]

Berdin et al. [9], der die Druckgusslegierung AlSi9Cu3 untersucht hat, beobachtet analog zur Kokillengusslegierung AlSi7Mg ebenfalls Mikrorissbildung und -wachstum, was letztlich zum Versagen des Materials führt. Neben den Si-Partikeln spielen zusätzlich eisenhaltige intermetallische Phasen sowie deren Form und Abstand zur freien Oberfläche eine Rolle für das Versagen. Dabei ist ein Ablösen der verschiedenen Partikel von der Al-Matrix nur selten zu beobachten, was Caceres [52] auch bei der Legierung AlSi7Mg nachgewiesen hat. Die Orientierung der Bruchflächen ist in den meisten Fällen senkrecht zur Belastungsrichtung. Bedingt durch die turbulente Formfüllung entstehen beim Druckgussprozess verschiedene Arten von Gießfehlern (siehe Kapitel 2.1.1). Berdin weist darauf hin, dass die Poren am Versagen beteiligt und auf untersuchten Bruchflächen zu finden sind, in ihrer unmittelbaren Umgebung bis kurz vor dem endgültigen Versagen jedoch keine Mikrorissbildung erfolgt. Daraus wird gefolgert, dass die Querschnittsreduzierung dominant und der Effekt der Spannungsüberhöhung um die Poren vernachlässigbar ist.

2.3 Rissinitierungsmodelle für Al-Druckgusslegierungen

Rissinitierungsmodelle für duktile Metalle wurden in der Vergangenheit intensiv untersucht, wobei zwischen mikromechanischen und phänomenologischen Modellen unterschieden wird.

Mikromechanische Modelle

Das wichtigste mikromechanische Modell basiert auf der Vorstellung von Hohlraumbildung, -wachstum und -vereinigung. Es handelt sich dabei um das am weitesten verbreitete Gurson-Tvergaard-Needleman-Schädigungsmodell (auch modifiziertes Gur-

son-Modell genannt), welches in FE-Codes wie z.B. ABAQUS, PAMCRASH und ADINA [59] implementiert ist. Die dahinter stehende Entwicklung wird auszugsweise dargestellt.

Die Phase der Hohlraumbildung wird durch einen Anteil hohlraumbildender Teilchen gesteuert, was bei Chu und Needleman [60] beschrieben wird. McClintock [61] liefert ausgehend von einem zylindrischen, unendlich langen Hohlraum in einer duktilen, sich verfestigenden Matrix die Basisarbeit für das Hohlraumwachstum. Weiterentwickelt wird das Modell von Rice und Tracey [62], die kugelförmige Hohlräume in einer idealplastischen Matrix betrachten. Unter Berücksichtigung der Übertragbarkeit auf verfestigende Werkstoffe und einer Verallgemeinerung ergibt sich bei Garrison und Moody [63] folgender Zusammenhang:

$$\frac{\dot{R}}{R} = c_1 \cdot \dot{\varepsilon}_{V,plast} \cdot \exp\left(c_2 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_V}\right) \quad (2-11)$$

Anhand dieser Formulierung wird deutlich, dass mikromechanische Modelle für duktilen Versagen den Einfluss des Spannungszustandes auf das Werkstoffverhalten berücksichtigen, der in dem Ausdruck σ_m/σ_V enthalten ist. Der Quotient aus der hydrostatischen Spannung σ_m und der Vergleichsspannung nach von Mises σ_V wird als Spannungsmehrachsigkeit bezeichnet und ist definiert als

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_V} = \frac{\frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\sqrt{\frac{1}{2} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}} \quad (2-12)$$

wobei σ_1 , σ_2 und σ_3 die Hauptnormalspannungen sind. Mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit σ_m/σ_V steigt die Hohlraumwachstumsrate \dot{R} an, wobei die Konstanten c_1 und c_2 werkstoffabhängig sind. Durch das ansteigende Hohlraumvolumen ist allerdings die Volumenkonstanz nicht mehr gewährleistet, weshalb zur Beschreibung des Fließverhaltens die von Mises-Fließbedingung nicht mehr erfüllt wird. Somit wird es notwendig Modelle zu entwickeln, die sowohl die plastische Verformung als auch die duktile Schädigung beschreiben. Gurson [64] löst dieses Problem für zylinder- und kugelförmige Hohlräume in einer idealplastischen Matrix. Mit wachsendem Hohlraumvolumen ist ab einer kritischen Hohlraumdichte die Wechselwirkung jedoch nicht mehr vernachlässigbar, weshalb von Tvergaard und Needleman [65][66][67] das Gurson-Modell empirisch modifiziert wird, damit dieser Effekt abgebildet werden kann. Das Überschreiten eines kritischen Hohlraumvolumens führt zur Hohlraumvereinigung und zur Abnahme der Tragfähigkeit der Struktur, was ebenfalls mit dem Modell abgebildet werden kann.

Eine Vielzahl von Arbeiten überprüft die Modelle hinsichtlich ihrer Aussagefähigkeit. Beispielsweise analysiert Agarwal [68] an der Al-Knetlegierung 6061 die Hohlraumwachstumsmodelle von McClintock sowie Rice und Tracey und stellt fest, dass das

reale Hohlraumwachstum von beiden Ansätzen falsch eingeschätzt wird. Hauptgrund dafür ist die vernachlässigte Wechselwirkung zwischen den Hohlräumen. Die Anwendbarkeit des modifizierten Gurson-Modells weist Sun [3] an einer geschweißten Konstruktion aus einer Aluminiumknetlegierung AlMgSi_{0,5} und einer Gusslegierung Al-Si₁₀MgMn nach. Bernauer [69] wendet das mikromechanische Schädigungsmodell auf den spröde-duktilen Übergangsbereich bei Stählen an. Er stellt in seiner Arbeit dar, dass für die Anwendung des modifizierten Gurson-Modells mikrostrukturelle Größen wie z.B. der Anteil hohlraumbildender Teilchen, das Anfangshohlraumvolumen oder das kritische Hohlraumvolumen bekannt sein müssen. Teilweise sind diese Größen experimentell zugänglich. Das Vorgehen zu ihrer Bestimmung wird unter anderem bei Öchsner [70] für die Aluminiumlegierung AlMgSi_{0,5} beschrieben. Die restlichen Parameter werden abgeschätzt oder iterativ in der FE-Berechnung an die Experimente angepasst. Dies kann dazu führen, dass mehrere Datensätze die Ergebnisse gleich gut beschreiben. Ein Grund ist in den komplexen physikalischen Abläufen beim Versagen zu sehen, die noch nicht im Detail verstanden sind. Mohr und Henn [71] weisen in diesem Zusammenhang darauf hin, dass die physikalische Bedeutung der notwendigen Parameter dadurch ignoriert wird. Stattdessen werden auf Basis der experimentellen Ergebnisse die benötigten Parameter kalibriert, was mit der Vorgehensweise bei den phänomenologischen Modellen vergleichbar ist.

Phänomenologische Modelle

Die Kalibrierung phänomenologischer Modelle basiert auf Experimenten mit verschiedenen Probengeometrien, um Versagenszeitpunkte bei unterschiedlichen Spannungsmehrachsigkeiten zu ermitteln. Die Bedeutung der Spannungsmehrachsigkeit wurde bereits bei den mikromechanischen Modellen angedeutet. Die parallele Modellierung der Probenversuche mit Hilfe der Finite Elemente Methode ermöglicht die Auswertung der am Versagensort vorherrschenden Spannungen und Dehnung. Dabei wird das Verhalten der einzelnen Gefügebestandteile und Fehlstellen vernachlässigt und stattdessen der Werkstoff als homogenes Kontinuum betrachtet. Die Basis für ein in der Praxis eingesetztes phänomenologisches Modell bildet das Hohlraumwachstumsgesetz (Gleichung 2-11), das über die Dehnung integriert wird [72]. Man erhält eine abfallende Exponentialfunktion der allgemeinen Form

$$\varepsilon_f = C_1 \cdot \exp\left(C_2 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_V}\right) \quad (2-13)$$

wobei ε_f der Dehnung im Moment der Rissinitierung und σ_m/σ_V der Spannungsmehrachsigkeit entspricht. C_1 und C_2 sind wiederum werkstoffabhängige Parameter. Einige Autoren verwenden bei der Kalibrierung ihrer Modelle die Vergleichsdehnung nach von Mises [73][74][75], während andere auf die maximale Hauptnormaldehnung zurückgreifen [1][2][58][71]. Die Auftragung der jeweiligen Dehnung über der Spannungsmehrachsigkeit liefert eine so genannte Versagensgrenzkurve. Es wird Rissinitierung prognostiziert, sobald die Kurve erreicht wird.

In der Praxis wird diese Vorgehensweise z.B. bei Hopperstad und Borvik [76][77] sowie bei Holland und Kong [78][79] auf Stahl angewendet. Bao [80][81][82], El-Magd [74] und Lanzerath [75] hingegen kalibrieren phänomenologische Modelle für Aluminium- und Magnesium-Knetlegierungen durch verschiedene Probenversuche, um einen großen Bereich an Spannungsmehrachsigkeiten abzudecken. Alle drei Autoren schlagen in Abhängigkeit vom Versagensmechanismus zwei unterschiedliche Versagensgrenzkurven vor. Im Bereich niedriger Spannungsmehrachsigkeit dominiert Scherbruchversagen, welches durch glatte Bruchflächen gekennzeichnet ist. Mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit wird duktiles Versagen dominant. Hohlrumbildung, -wachstum und -vereinigung wird hier beobachtet. In einem Übergangsbereich liegen beide Mechanismen parallel vor, was zu einer Unstetigkeit in den Versagensgrenzkurven führt (Abbildung 2-10 (a) und (b)). Eine genaue Betrachtung der zur Kalibrierung verwendeten Werte zeigt in beiden Fällen eine Zunahme der zulässigen Dehnungen im Bereich von $\sigma_m/\sigma_V \approx 0,0$ bis $\sigma_m/\sigma_V \approx 0,4$ ¹. Dies steht im Widerspruch zur Modellvorstellung, dass mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit die ertragbaren Dehnungen sinken (Gleichung 2-11 und 2-13). Eine Erklärung für dieses lokale Maximum wird nicht gegeben.

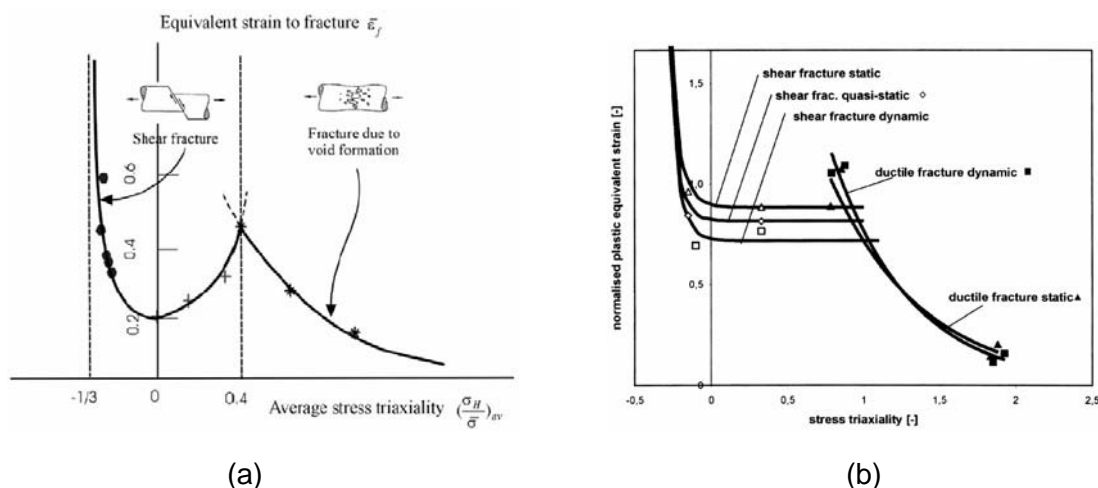


Abbildung 2-10: Versagensgrenzkurven in Abhängigkeit vom Versagensmechanismus: (a) Aluminiumknetlegierung 2024 T351 [82], (b) Aluminiumknetlegierung AlMg-SiCu T6 [74]

Im Gegensatz dazu beobachtet Henn [2] für die Kokillengusslegierung AlSi7Mg zwar ebenfalls unterschiedliche Versagensmechanismen. Die experimentellen Resultate lassen sich aber durch eine kontinuierlich abfallende Versagensgrenzkurve beschreiben. Mohr und Treitler [58] bestätigen dies für die wärmebehandelte Druckgusslegierung AlSi10MgMn. Die in diesen Arbeiten verwendete neuartige Scherzug-/Scherdruckapparat [71] ermöglicht es durch Rotation einer einzelnen, speziell entwickelten Probengeometrie Spannungsmehrachsigkeiten zwischen ca. 0,00 und 0,60 zu

¹ El-Magd verzichtet bei der Berechnung der Spannungsmehrachsigkeit auf den Faktor 1/3 im Zähler (siehe Gleichung 2-8). Deshalb wird z.B. für uniaxiale Zugbelastung nicht der Wert $\sigma_m/\sigma_V = 1/3$ sondern $\sigma_m/\sigma_V = 1$ verwendet.

untersuchen. Finanzieller und experimenteller Aufwand können dadurch gering gehalten werden. Ein weiterer Vorteil ist das Prüfen des Rissinitiierungszeitpunktes unter Scherbelastung. Sowohl bei Greve [1] als auch bei Jansen [5] wird berichtet, dass die Proben im Iosipescu- bzw. Arcan-Versuch nicht unter Scherung sondern im Bereich uniaxialer Zugbeanspruchung versagen (Abbildung 2-11 (a) und (b)), was eine Verfälschung der Werte zur Folge hat. Bei Jansen wird deshalb zur Prüfung von Scherung eine Kreuzzugprobe eingesetzt, die durch gleichzeitige Zug- und Druckbelastung eine Spannungsmehrachsigkeit von Null erzeugt. Bei der Kalibrierung von Versagensgrenzkurven unter Berücksichtigung unterschiedlicher Porengehalte für die Magnesiumdruckgusslegierung AZ91, beobachtet Greve zusätzlich sehr niedrige Werte bei uniaxialer Zugbelastung (Abbildung 2-11 (a)). Er verweist dabei auf das kritisch beanspruchte Volumen, welches bei Zugproben größer ist als z.B. bei gekerbten Proben. Dadurch steigt die Wahrscheinlichkeit, dass ein kritischer Fehler im Material enthalten ist, der vorzeitiges Versagen herbeiführt.

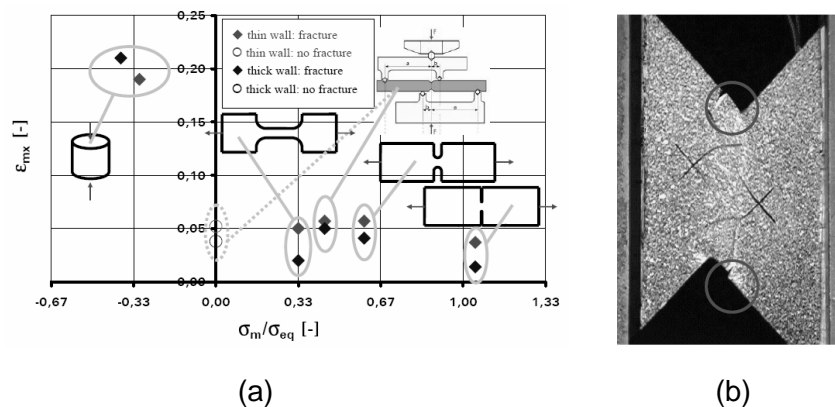


Abbildung 2-11: (a) Versagensgrenzkurven unter Berücksichtigung unterschiedlicher Porositätsgrade [1], (b) Versagen einer Proben im Arcan-Versuch im Bereich uniaxialer Zugbelastung [4]

Aus diesem Grund wird bei Henn [2] ein deterministisches Versagensmodell für Aluminiumgusslegierungen unter Berücksichtigung von Spannungsmehrachsigkeit und kritisch beanspruchtem Volumen zu einem statistischen Modell weiterentwickelt. Ein eindeutig definierter Versagenszeitpunkt wird durch Versagenswahrscheinlichkeiten ersetzt. Damit wird der Beobachtung Rechnung getragen, dass erstens fertigungs- und werkstoffbedingte Streuungen auftreten und zweitens das kritisch beanspruchte Volumen sowohl bei den Probenversuchen zur Kalibrierung der Versagensgrenzkurven als auch bei den Bauteiltests eine wichtige Rolle spielt. Speziell bei der kritischen Belastung großvolumiger Bauteilbereiche ist die Anwendung statistischer Modelle zielführend. Eine übersichtliche Vorgehensweise zur Kalibrierung der notwendigen Parameter findet sich bei Henn [2]. Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Art der zur Kalibrierung der phänomenologischen Modelle verwendeten Probenversuche einen entscheidenden Einfluss besitzt. Eine Übertragung dieser phänomenologischen Modelle auf beliebige Bauteilgeometrien und Lastfälle ist deshalb für den jeweiligen Anwendungsfall kritisch zu prüfen.

3 Vorgehensweise

Ziel dieser Arbeit ist es einen Beitrag zur virtuellen Prozesskette für Al-Druckgussbauteile zu leisten. Dazu sollen Modelle entwickelt werden, die in der Lage sind die variierenden mechanischen Eigenschaften innerhalb eines Druckgussbauteils zu prognostizieren (Kapitel 4). Des Weiteren benötigt die Festigkeitsberechnung Werkstoffmodelle, um wiederum diese systematischen Streuungen in der Versagensbewertung berücksichtigen zu können (Kapitel 5); dies stellt den zweiten Kernpunkt dieser Arbeit dar. In beiden Fällen wird eine Kombination aus experimentellen und numerischen Untersuchungen gewählt (Abbildung 3-1), bevor in Kapitel 6 anhand von Komponentenversuchen die Modelle verifiziert und auf ihre Übertragbarkeit geprüft werden.

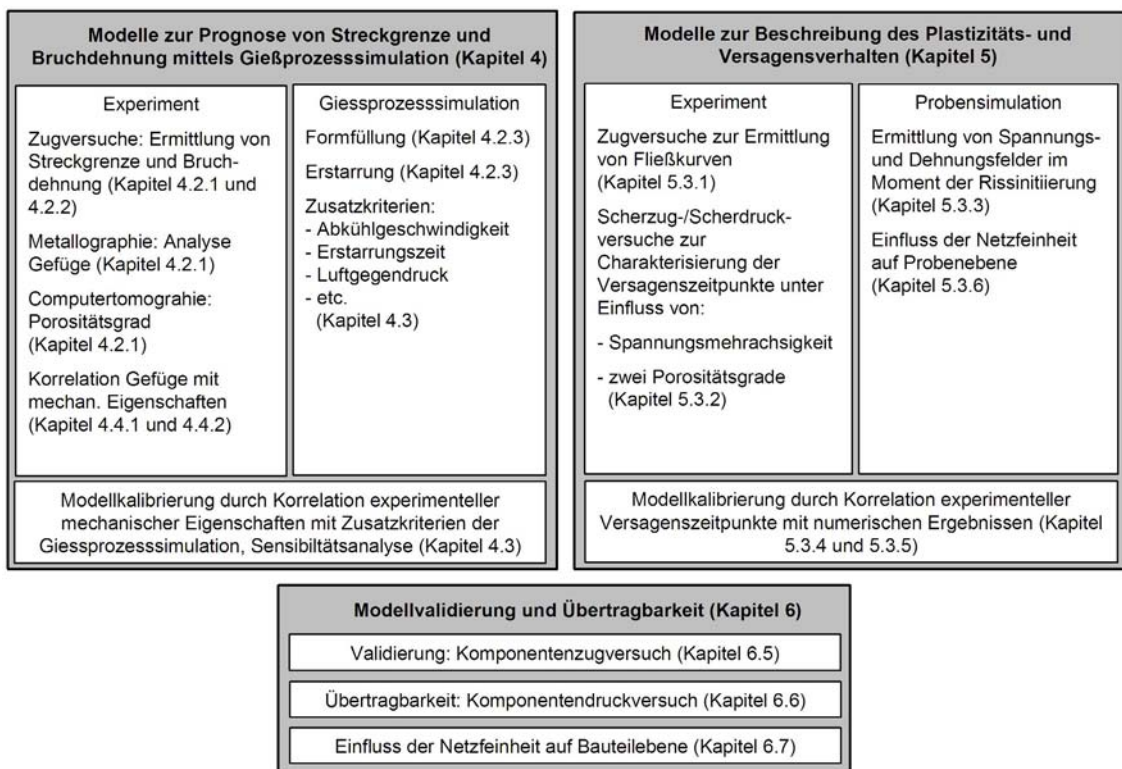


Abbildung 3-1: Experimentelle und virtuelle Vorgehensweise

Die Modellentwicklungen erfolgen anhand eines im Kaltammerdruckguss hergestellten Musterbauteils.

In Kapitel 4.2.1 und 4.2.2 wird die Verteilung von Streckgrenze und Bruchdehnung im Bauteil mittels statischer, uniaxialer Zugversuche an zehn verschiedenen Stellen ermittelt. Diese Proben werden auch verwendet, um erstens metallographische Untersuchungen zur Charakterisierung der Mikrostruktur durchzuführen und zweitens den Porositätsgrad mittels Computertomographie zu messen. Die Resultate sollen Zusammenhänge zwischen den makroskopischen Eigenschaften (Streckgrenze, Bruchdehnung) und mikrostrukturellen Größen (Lamellenabstand, Porosität) liefern (Kapitel 4.3).

Parallel wird eine Gießprozesssimulation (Kapitel 4.2.3 und 4.3) durchgeführt, in der Formfüllung und Erstarrung des Bauteils und weitere Zusatzkriterien (Abkühlgeschwindigkeit, Luftgedruckt etc.) berechnet werden. In Kapitel 4.3 werden an identischen Positionen im Musterbauteil die Zusatzkriterien mit den mechanischen Eigenschaften (Streckgrenze $R_{p0,2}$, Bruchdehnung A_5) korreliert und Modelle entwickelt, die die virtuelle Vorhersage der Kennwerte ermöglichen. Deren Aussagefähigkeit wird anhand von fünf weiteren Zugversuchen innerhalb des Musterbauteils überprüft und abschließend wird die Sensibilität der Modelle beurteilt (Kapitel 4.4.1 und 4.4.2).

In Kapitel 5 werden die Werkstoffmodelle zur Beschreibung des Deformations- und Versagensverhaltens ermittelt. Anhand statischer, uniaxialer Zugversuche (Kapitel 5.3.1) erfolgt die Kalibrierung von drei Fließkurven, um das Plastizitätsverhalten des Materials bei verschiedenen Mikrostrukturen beschreiben zu können. Eine spezielle Scherzug-/Scherdruck-apparatur ermöglicht die Prüfung der Versagenszeitpunkte unter verschiedenen Spannungsmehrachsigkeiten und zwei Porositätsgraden (Kapitel 5.3.2).

In Kapitel 5.3.3 werden diese Informationen in parallelen Probensimulationen verwendet, um die Spannungs- und Dehnungsfelder im Moment der Rissinitiierung zu berechnen, die für die Entwicklung der phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle (Kapitel 5.3.4 und 5.3.5) notwendig sind.

Abschließend wird in Kapitel 5.3.7 der Einfluss der Elementkantenlänge auf das phänomenologische Rissinitiierungsmodell untersucht und überprüft, inwieweit eine Extrapolation der Versagensmodelle auf Bauteile mit gröbereren Netzen möglich ist. Diese Fragestellung ist praxisrelevant, da für Bauteile auf Komponenten- oder Fahrzeugebene in der Regel Netze mit größeren Elementkantenlängen verwendet werden.

In Kapitel 6 werden sowohl die Modelle zur Prognose mechanischer Eigenschaften als auch die Modelle zur Beschreibung von Plastizität und Versagen anhand von Komponentenversuchen überprüft. Dazu wird das Musterbauteil modifiziert und auf Zug bzw. Druck belastet. Der Komponentenzugversuch (Kapitel 6.4) dient der Modellvalidierung, da ein Bauteilbereich kritisch belastet wird, aus dem auch die Proben zur Kalibrierung entnommen worden sind. In einem letzten Schritt erfolgt die Untersuchung der Übertragbarkeit der Modelle innerhalb des Musterbauteils (Kapitel 6.5) durch Prüfung eines Bereichs, in dem keine Werkstoffcharakterisierung stattgefunden hat.

In beiden Fällen wird die Aussagefähigkeit der FE-Berechnung anhand von Plastizität, Rissinitiierungszeitpunkt und -ort im Vergleich zum Experiment beurteilt. Abschließend wird in Kapitel 6.6 noch der Einfluss der Elementkantenlänge auf Bauteilebene untersucht.

4 Entwicklung von Modellen zur Prognose lokaler mechanischer Eigenschaften mittels Gießsimulation

4.1 Experimentelles und numerisches Untersuchungsprogramm

4.1.1 Geometrie-, Prozess- und Materialdaten des Musterbauteils

Das im Rahmen dieser Arbeit verwendete Musterbauteil, im Folgenden auch H-Profil genannt, besteht aus einer Stufenplatte, die in der Mitte mit 2 mm die geringste Wandstärke aufweist. Diese nimmt nach außen hin in 1 mm Schritten bis 6 mm zu. Umgeben wird diese Platte von einem Rahmen mit einer Wandstärke von ca. 4 mm (Längsrahmen) bzw. von ca. 12 mm (Querrahmen) (Abbildung 4-1 und Schnitt Z-Z). Um den Entformungsprozess sicherzustellen sind in den Rahmen neben Ausformschrägen von 2° einseitig Auswerferdome integriert. Die geringen Wandstärken von 2 bis 6 mm liegen im Bereich realer Druckgussbauteile und haben damit auch vergleichbare Abkühlungsgeschwindigkeiten, woraus eine ähnliche Mikrostruktur resultiert. Bedingt durch Geometrie, Formfüllung und Erstarrung streuen die mechanischen Eigenschaften über das Musterbauteil. Für die später im Detail beschriebenen Untersuchungen können die notwendigen Proben entnommen werden.

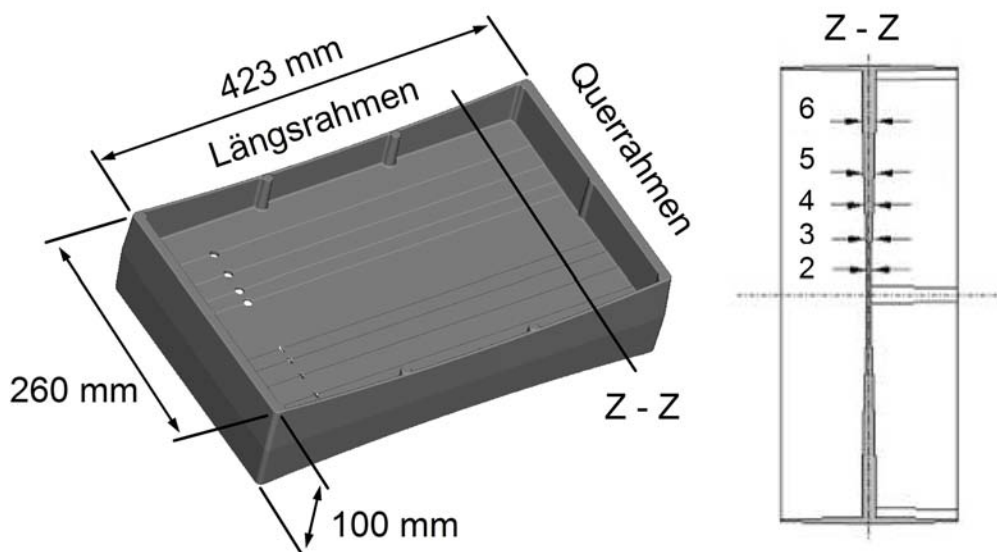


Abbildung 4-1: Musterbauteil im Überblick und Schnitt

Die im linken Bereich der Stufenplatte liegenden Kerben werden mit eingegossen und bewirken eine Verwirbelung der Schmelze und teilweise auch eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften durch Luft- und Oxidhauteinschlüsse, was vergleichbar ist mit in realen Bauteilen auftretenden Fließbehinderungen. Wie eingangs bereits erläutert, erfolgt die Herstellung des H-Profiles im Kaltammerdruckgussverfahren auf einer Maschine mit 600 Tonnen Schließkraft, wobei das Bauteil über einen Fächeranschnitt einseitig angegossen wird. Nachfolgende Tabelle zeigt die wichtigsten verwendeten Gießparameter.

Tabelle 1: Randbedingungen für die Herstellung des Musterbauteils

Randbedingungen	Wert
Werkzeug- bzw. Öltemperatur bewegliche Formhälfte $T_{\text{Werkzeug, beweglich}}$	150°C
Werkzeug- bzw. Öltemperatur stationäre Formhälfte $T_{\text{Werkzeug, stationär}}$	160°C
Temperatur Kühlwasser T_{Wasser}	30°C
Schmelzetemperatur T_{Schmelze}	680°C
Kolbendurchmesser d_{Kolben}	95mm
Kammerlänge L_{Kammer}	675mm
Kammerfüllgrad	42%
Gießkolbengeschwindigkeit Phase 1 $v_{K, 1. Phase}$	0,2m/s
Gießkolbengeschwindigkeit Phase 2 $v_{K, 2. Phase}$	3,0m/s
Formfüllzeit $t_{\text{Füllung}}$	71ms

Bei dem verwendeten Material handelt es sich um die Legierung AlMg5Si2Mn der Firma Rheinfelden, die im Gusszustand eingesetzt wird. Bei dünnwandigen Strukturen (Wandstärke 2,0mm) erreicht sie Streckgrenzen bis $R_{p0,2} = 200\text{MPa}$ bzw. Zugfestigkeiten bis $R_m = 300\text{MPa}$ bei gleichzeitig hohen Dehnungen bis $A_5 = 18\%$. Mit zunehmender Wandstärke nehmen die drei Kenngrößen normalerweise ab [15][16]. Aufgrund der Legierungszusammensetzung ist die Gießbarkeit eingeschränkt. Der Gehalt der einzelnen Legierungselemente ist in Tabelle 2 aufgelistet.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn

Element	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Ti	Zn
Masse %	5,31	2,35	0,59	0,19	0,04	0,09	0,03

(a)). Längs- und Querrahmen werden ausgehend von der linken unteren Ecke gegen den Uhrzeigersinn mit W01 bis W10 beschriftet. Liegen die Proben oberhalb der Stufenplatte erhalten sie das Kürzel „oben“ und entsprechend „unten“, wenn sie darunter liegen (Abbildung 4-3 (b)).

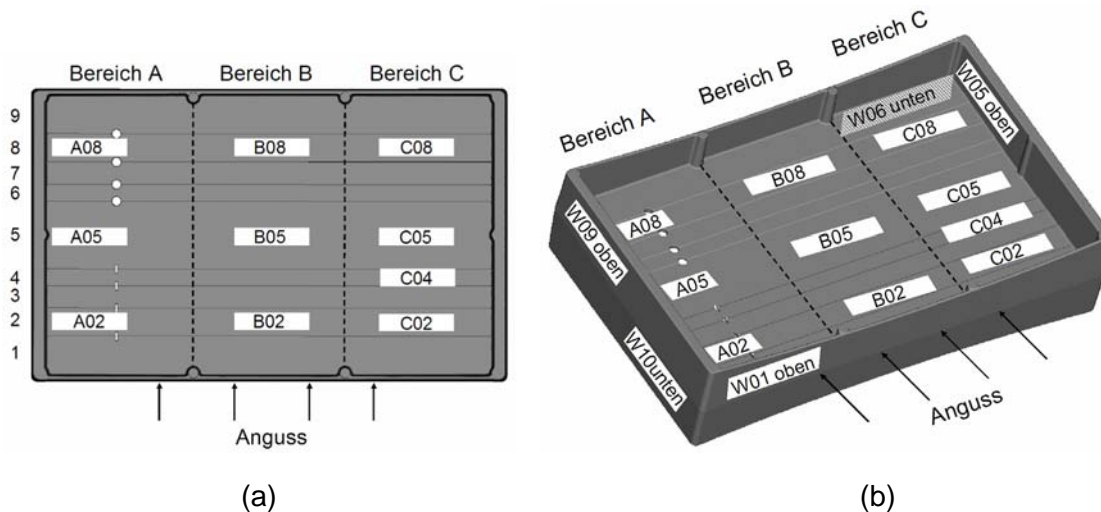


Abbildung 4-3: Entnahmeorte der Flachzugproben

4.1.3 Metallographische und computertomographische Untersuchungen zur Gefügeanalyse

Die Bestimmung von Gefügemerkmalen (Kapitel 4.2.1) und eine Bewertung der Versagensmechanismen (Kapitel 5.2) erfolgt anhand metallographischer Schlitte. Die einzelnen Bearbeitungsschritte sind in beiden Fällen gleich. Nach dem Einbetten der rechteckigen Proben (20mm x 10mm) in Technovit 4071 werden die Proben bis Körnung 600 mit SiC-Papier geschliffen und anschließend mit Diamantsuspension (Korngröße 9µm, 6µm und 1µm) bearbeitet. Abschließend wird mit einer OPS-Suspension poliert, die gleichzeitig das Material leicht anätzt und somit die Gefügebestandteile deutlich sichtbar macht. Die Anpresskraft beträgt bei allen Einzelschritten 150N.

Die Auswertung der Mikrostruktur erfolgt bei 200 und 1500 facher Vergrößerung unter einem Lichtmikroskop Axiophot der Firma Zeiss. Wie sich im Laufe der Arbeit gezeigt hat, ist diese sehr hohe Vergrößerung notwendig, um den Lamellenabstand des sehr feinen Eutektikums aufzulösen. Um aussagekräftige Messwerte zu erhalten werden an bestimmten Entnahmepositionen fünf Zugproben präpariert und jede Zugprobe an fünf Stellen mit Hilfe der Bildanalysesoftware Aquinto vermessen.

Zusätzlich zur Gefügeanalyse werden auch Porositätsmessungen durchgeführt. Die Bestimmung des Volumenanteils der Fehlstellen und der Porendurchmesser erfolgt für ausgewählte Entnahmeorte anhand von sechs Flachzugproben, von denen jede ein Volumen der Größe 2 x 8 x 20mm³ besitzt. Die Messungen werden in einem Computertomographen µCT 40 der Firma SCANCO mit einer Auflösung von 150µm durchgeführt. Um die Messzeiten möglichst gering zu halten werden gleichzeitig vier Proben

mit einer Beschleunigungsspannung $U = 50\text{kV}$, einer Stromstärke $I = 180\mu\text{A}$ und einer Belichtungsdauer $t = 400\text{ms}$ untersucht und anschließend getrennt ausgewertet. Somit ist eine quantitative Bestimmung des Porenvolumens und der Porendurchmesser möglich. Diese Werte können mit den im Zugversuch gemessenen Bruchdehnungen korreliert werden. Es sei noch darauf hingewiesen, dass die minimal detektierbare Porengröße bei den verwendeten Aufnahmeparametern laut Herstellerangaben bei $150\mu\text{m}$ liegt. Deshalb werden Messwerte die unterhalb dieser Grenze liegen nicht aufgetragen, da es sich dabei um vereinzelte Voxel oder kleinere Voxelanhäufungen handelt, die fälschlicherweise als Poren bei der Auswertung identifiziert werden.

In Kapitel 6 werden zur Validierung der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Modelle (Kriteriumsfunktionen, Rissinitiierungsmodelle) Komponentenversuchen durchgeführt. Ziel ist die gleichzeitige Belastung von Bauteilbereichen mit hoher bzw. niedriger Porosität. Dieser Unterschied findet sich in den angussnahen bzw. -fernen Bereichen des Abschnitts B im Musterbauteil wieder, wie die Verteilung der Bruchdehnung in Abbildung 4-24 (a) zeigt. Um sich ein Bild von der Porenverteilung und den Porositätsgraden machen zu können, werden exemplarisch an einem Bauteil der angussnahe (B01/B02 /W02 oben und unten) bzw. angussferne Bereich (B08/B09/W07 oben und unten) mittels Computertomographie mit einer Auflösung von $197\mu\text{m}$ untersucht. Verwendet wird ein Gerät der Firma Seifert vom Typ COMET DP 424 mit einer Röhrenspannung $U = 220\text{kV}$, einer Stromstärke $I = 3\text{mA}$ und einer Integrationszeit $t = 285\text{ms}$ des Fraunhofer Instituts für Integrierte Schaltungen (IIS). Die Auswertung findet mit der Software „Volume-Tool“ statt.

4.1.4 Simulation von Formfüllung und Erstarrung

Ein Ziel dieser Arbeit ist die Korrelation relevanter Parameter aus der Gießsimulation mit den mechanischen Eigenschaften, um Modelle für die Prognose von Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung A_5 für beliebige Bauteilgeometrien bereitzustellen.

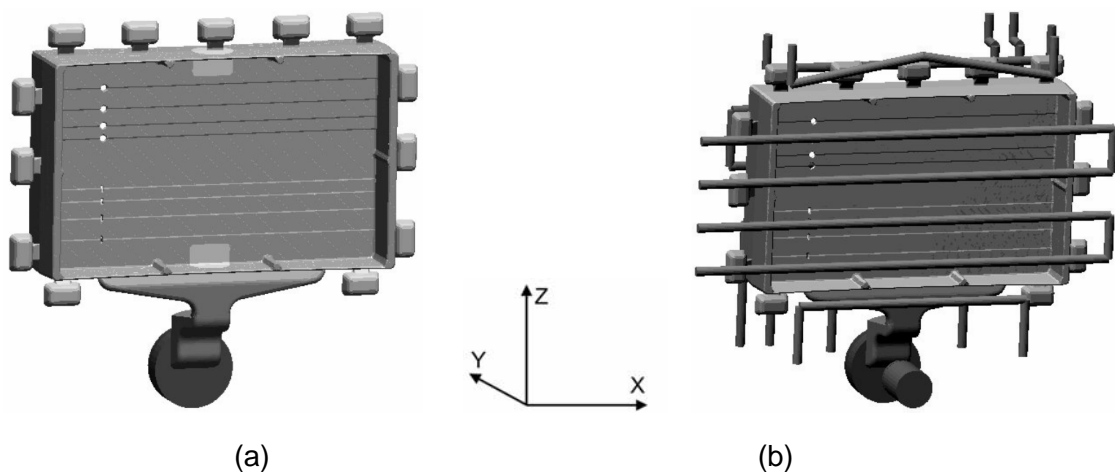


Abbildung 4-4: Modell zur Durchführung der Gießsimulation (a) Musterbauteil mit Anguss und Überlaufbohlen, (b) Musterbauteil mit Kühlsystem

Zur Klärung dieser Fragestellung werden bei der Firma MAGMA GmbH in Aachen Berechnungen des Temperaturhaushaltes der Form (Zyklusberechnung), der Formfüllung und der Erstarrung durchgeführt. Bei der verwendeten Software handelt es sich um MAGMASOFT® Version 4.2 [84]. Die Berechnungen erfolgen mit einem strukturierten Kontroll-Volumen-Netz mit einer durchschnittlichen Elementkantenlänge von 2,0mm. Insgesamt besteht das Modell (Bauteil + Werkzeug) aus 8257410 Zellen, von denen 716652 Zellen das Bauteil selbst beschreiben. Das verwendete Modell ist in Abbildung 4-4 (a) mit Anguss und Überlaufbohlen und in Abbildung 4-4 (b) mit Temperiersystem dargestellt.

Als Berechnungsgrundlage werden die in Tabelle 1 angegebenen Randbedingungen und der in Abbildung 4-5 dargestellte Gießzyklus verwendet.

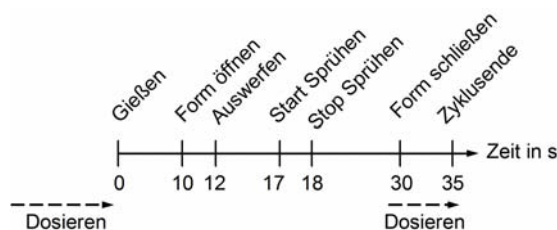


Abbildung 4-5: Gießzyklus des Musterbauteils

Sämtliche Werkstoffdaten für die vergossene Legierung AlMg5Si2Mn und den Werkzeugstahl X38CrMoV51 sind bei der Gießprozesssimulation idealerweise in Abhängigkeit von der Temperatur anzugeben. In Anhang A und B sind – entnommen aus der Datenbank der MAGMA GmbH - für beide Werkstoffe alle relevanten Größen temperaturabhängig dargestellt. Die wichtigsten thermophysikalischen Eigenschaften der Aluminiumlegierung sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3: Wichtige thermophysikalische Eigenschaften der Legierung AlMg5Si2Mn

Physikalische Größe	Einheit	AlMg5Si2Mn	
Solidustemperatur T_{solidus}	[°C]	593	
Liquidustemperatur T_{liquidus}	[°C]	622	
Schmelzwärme	[kJ/kg]	420	
		$T < T_{\text{solidus}}$	$T > T_{\text{liquidus}}$
Wärmeübergangskoeffizient	[W/K·m ²]	3000	7000
Kinematische Viskosität	[m ² /s]	1000	$4,5 \cdot 10^{-6}$

Die Viskosität und die Wärmeübergangskoeffizienten (Material/Form, Form/Kühlung, Form/Sprühen) spielen bei der Berechnung von Formfüllung und Erstarrung eine wesentliche Rolle [22]. Auf beide Größen wird im Folgenden kurz eingegangen.

Die Viskosität der Al-Schmelze beträgt $4,5 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ und steigt mit zunehmender Unterschreitung der Liquidustemperatur an, was auf die Zunahme des Festphasenanteils in der Schmelze zurückzuführen ist. Die Ausbildung einzelner Phasen während der Erstarrung wird nicht berücksichtigt. Stattdessen wird beim Durchlaufen des Erstarrungsintervalls insgesamt eine Schmelzwärme von 420 kJ/kg freigesetzt. Der zugrunde gelegte Erstarrungsverlauf ist in Anhang A Graphik (b) dargestellt. Nach der vollständigen Umwandlung in die feste Phase, wird die Viskosität auf einen beliebigen hohen Wert gesetzt (hier: $1000 \text{ m}^2/\text{s}$). Die für den Druckgussprozess typische schnell erstarrende Randschicht wird bei einer verwendeten Netzfeinheit von ca. 2 mm vernachlässigt. Dazu wäre eine starke Verfeinerung des Netzes im Randbereich (Dicke der Randschicht: $20 - 30 \mu\text{m}$) notwendig, was den Rechenaufwand enorm erhöhen würde, weshalb darauf verzichtet wird. An dieser Stelle sei auf die Arbeit von Sannes [30] hingewiesen, der erste Simulationen zur Ausbildung der Randschicht durchgeführt hat.

Beim Druckgussprozess treten mehrere verschiedene Wärmeübergänge auf, die durch Wärmeübergangskoeffizienten beschrieben werden können. Man unterscheidet dabei zwischen inneren (z.B. Schmelze/Form) und äußeren Wärmeübergängen (z.B. Form/Umgebung). Aufwendig und problematisch gestaltet sich die experimentelle Ermittlung der einzelnen Größen [39] und ist auch nicht Kernthema dieser Arbeit. Deshalb wird für die durchgeführten Simulationen auf die Datenbank der MAGMA GmbH zurückgegriffen. Die verwendeten Daten werden kurz diskutiert.

Für den Wärmeübergangskoeffizienten Material/Form wird oberhalb der Liquidustemperatur ($T_{\text{liquidus}} = 622^\circ\text{C}$) ein Wert von $7000 \text{ W/K}\cdot\text{m}^2$ verwendet, der mit zunehmender Unterschreitung linear abfällt bis ab der Solidustemperatur ($T_{\text{solidus}} = 593^\circ\text{C}$) mit einem Wert von $3000 \text{ W/K}\cdot\text{m}^2$ gerechnet wird. Dadurch soll zwei Beobachtungen Rechnung getragen werden. Erstens ist während der Formfüllung der Wärmeübergang an der Werkzeugwand zunächst deutlich höher, bis sich eine schnell erstarrte Randschicht gebildet hat. Zweitens schrumpft das Material beim Erstarren. Es kann sich ein Spalt zwischen Formwand und Bauteil bilden und die Wärme wird durch Strahlung abgegeben. In beiden Fällen verlangsamt sich der Abtransport der Wärme. Ein mögliches Aufschumpfen des Materials z. B. auf Kerne und eine dadurch bedingte Erhöhung des Wärmeübergangs wird durch diese Vorgehensweise aber vernachlässigt.

Die durchgeführte Gießsimulation berücksichtigt die Wärmeabfuhr sowohl durch die im Werkzeug vorhandenen Kühlkreisläufe als auch durch das Sprühen der Form. In Abhängigkeit von den Durchmessern der Kühlbohrungen, dem Kühlmedium und dessen Temperatur werden für das Versuchsbauteil Werte zwischen 1500 und $10000 \text{ W/K}\cdot\text{m}^2$ verwendet. Das Sprühen der Form wird durch einen temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten (Anhang C) abgebildet. Dabei wird von einer gleichmäßigen Auftragung des Trennmittels beim Sprühvorgang ausgegangen. Eine eventuelle Trennmittelansammlung in bestimmten Bereichen der Form und dadurch veränderte Wärmeübergänge werden nicht berücksichtigt.

Die Gießprozesssimulation ermöglicht während der Berechnung von Formfüllung und Erstarrung auch die Auswertung verschiedener Zusatzkriterien, die in Kapitel 2.1.2

bereits vorgestellt wurden. Diese Kriterien werden als Basis für die Modelle zur Prognose der mechanischen Eigenschaften herangezogen, weshalb sichergestellt sein muss, dass Formfüllung und Erstarrung realistisch durch die Berechnung abgebildet werden.

Ein Vergleich zwischen Experiment und Simulation der Formfüllung kann im wesentlichen auf drei Untersuchungsarten durchgeführt werden [22].

- *Kontaktmethode*

In der Form werden mehrere elektrische Kontakte angebracht, die mit einem Stromkreis verbunden sind. Berührt die Metallschmelze die Kontakte, so erfolgt die Schließung des Stromkreises. Aus der Reihenfolge und den zeitlichen Abständen, in denen die Kontakte geschlossen werden, kann der Ablauf der Formfüllung rekonstruiert werden. Vorteile sind ein einfacher Versuchsaufbau und die Verwendung realer Druckgusswerkzeuge und Metallschmelzen. Nachteile sind, dass die gewonnene Information relativ grob ist und keine Details über die Strömung bestimmt werden können.

- *Kurzschüsse/Teilformfüllung*

Die Form wird mit zu wenig Schmelze beschickt und somit nur teilweise ausgefüllt. Nach Erstarrung der Schmelze, werden die unvollständigen Gussteile entnommen und daraus kann die Formfüllung abgeleitet werden. Vorteile sind eine einfache Versuchsdurchführung in realen Druckgusswerkzeugen. Die Informationen über die Formfüllung sind jedoch sehr ungenau, da die Gestalt des unvollständigen Gussteils von Faktoren abhängt wie z.B. Gieß- und Formtemperatur oder der Geschwindigkeit der Schmelze. Eine Übereinstimmung mit der tatsächlichen Strömungsfront ist somit nicht unbedingt gegeben.

- *Filmaufnahmen*

Das Druckgusswerkzeug wird aus durchsichtigem Material (Glas) hergestellt und mit einer eingefärbten Modellflüssigkeit befüllt. Die Formfüllung wird mit einer Hochgeschwindigkeitskamera aufgezeichnet, die aufgrund der hohen Strömungsgeschwindigkeiten beim Druckgießen notwendig ist. Vorteil ist eine detaillierte Information über die Formfüllung (Lufteinschlüsse, Aufreißen und Zusammenwachsen des Gießstrahls, Verwirbelungen). Nachteilig sind der aufwendige Versuchsaufbau und die abweichenden physikalischen Eigenschaften des verwendeten Formmaterials und der Modellflüssigkeit vom realen Druckgusswerkzeug und der Metallschmelze.

Eine weitere Möglichkeit den Ablauf der Formfüllung abzuleiten, ist die Beurteilung sogenannter Fließlinien auf der Oberfläche abgegossener Bauteile. Es handelt sich dabei um Linien bzw. Muster auf der Gussteiloberfläche, die den Strömungsverlauf im Gussteil abbilden. Mögliche Entstehungsursachen sind eine zu niedrige Temperatur der Schmelze bzw. der Form, lange Formfüllzeiten, geringe Geschwindigkeit der Schmelze im Anschnitt, hohe Trennmitteldosierung oder eine ungünstige Lage des Anschnitts [22]. Nachteil bei der Bewertung der Fließlinien ist, dass der zeitliche Ablauf

der Formfüllung nicht im Detail nachvollzogen werden kann. Dennoch kann auf einfache Art und Weise aus der Orientierung der Fließlinien auf die Strömungsrichtung geschlossen werden. Ausserdem sind anhand chaotischer Muster in bestimmten Bauteilbereichen das Aufreißen des Schmelzestrahls, das Zusammenprallen von Schmelzefronten und Verwirbelungen gut erkennbar. Aufgrund der einfachen Umsetzbarkeit bei gleichzeitig akzeptabler Aussagefähigkeit werden im Rahmen dieser Arbeit Fließlinien und deren Muster mit der simulierten Formfüllung verglichen.

Eine Validierung der im Verlauf der Erstarrung auftretenden Temperaturen am Bauteil bzw. am Druckgusswerkzeug kann mittels Thermoelemente bzw. Thermografie erfolgen. Dazu existieren in der Literatur bereits eine Vielzahl von Untersuchungen für verschiedene Gießverfahren (Druckguss, Sandguss, Squeeze Casting etc.) und Werkstoffe (Aluminium- und Magnesiumgusslegierungen), die eine gute Übereinstimmung zwischen berechneten und experimentell gemessenen Temperaturverläufen zeigen [84][86][87][88][89][90]. Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit auf eine aufwendige Instrumentierung des Druckgusswerkzeugs mit Thermoelementen verzichtet und die simulierten Temperaturverläufe werden als realistisch eingestuft.

Die Zusatzkriterien werden für jeden Probeentnahmeort (Abbildung 4-3 (a) und (b)) im Musterbauteil an durchschnittlich 50 Zellen in einem quaderförmigen Volumen von $2 \times 8 \times 25 \text{mm}^3$ (entspricht der parallelen Messlänge der Zugproben (Abbildung 4-2 (a))) bestimmt. Anhand dieser Datenbasis soll eine Korrelation zur Streckgrenze bzw. zur Bruchdehnung hergestellt werden.

4.2 Experimentell ermittelte lokale mechanische Eigenschaften des Musterbauteils und numerische Ergebnisse des Gießprozesses

4.2.1 Lokale Gefügeausbildung und Streckgrenze $R_{p0,2}$

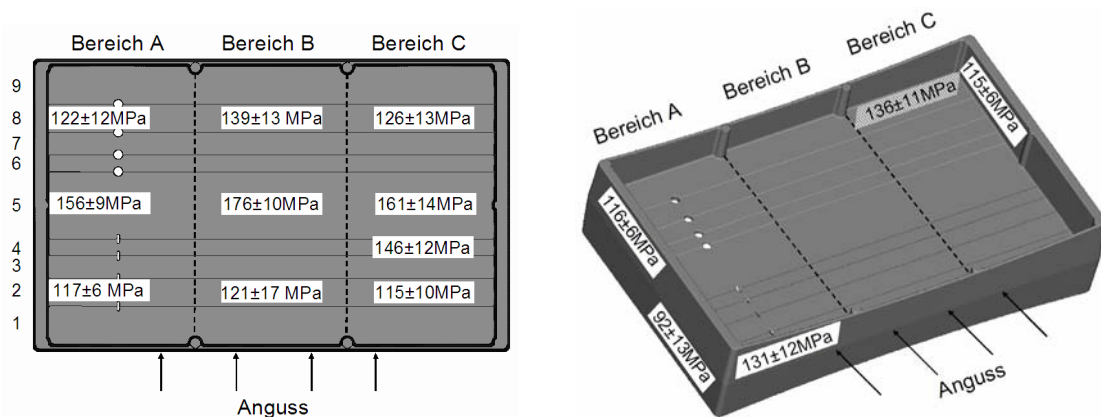


Abbildung 4-6: Streckgrenze $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit vom Entnahmeort

In Abbildung 4-6 sind die Entnahmeorte der Flachzugproben und die dazugehörigen Streckgrenzen $R_{p0,2}$ dargestellt. Bei den Werten handelt es sich um die Mittelwerte und die Standardabweichungen aus jeweils zehn Zugproben, die pro Entnahmeort getestet werden.

Der angussnahe Bereich der Stufenplatte zeigt im Mittel Streckgrenzen von ca. 118MPa (Bereich A02, B02 und C02). Mit dünner werdenden Wandstärken zur Bauteilmitte hin ist eine Zunahme der Werte über 146MPa (Bereich C04) bis hin zu etwa 166MPa (Bereich A05, B05 und C05) in der 2,0mm dicken Bauteilmitte zu beobachten. Zunehmende Wandstärken in Richtung des oberen Längsrahmens führen wieder zu einer Reduzierung der Streckgrenze auf etwa 130MPa. Unabhängig von der Wandstärke zeigen die Proben der Stufenplatte aus dem Bereich B eine im Mittel um ca. 10MPa höhere Streckgrenze als die Proben aus den Bereichen A und C. Oberer und unterer Längsrahmen haben vergleichbare Streckgrenzen (133MPa), was prinzipiell auch für die beiden Querrahmen zutrifft, die aber mit ca. 115MPa tiefer liegen. Auffällig ist die Probe W10unten, die mit einem Wert von 92MPa deutlich tiefer liegt.

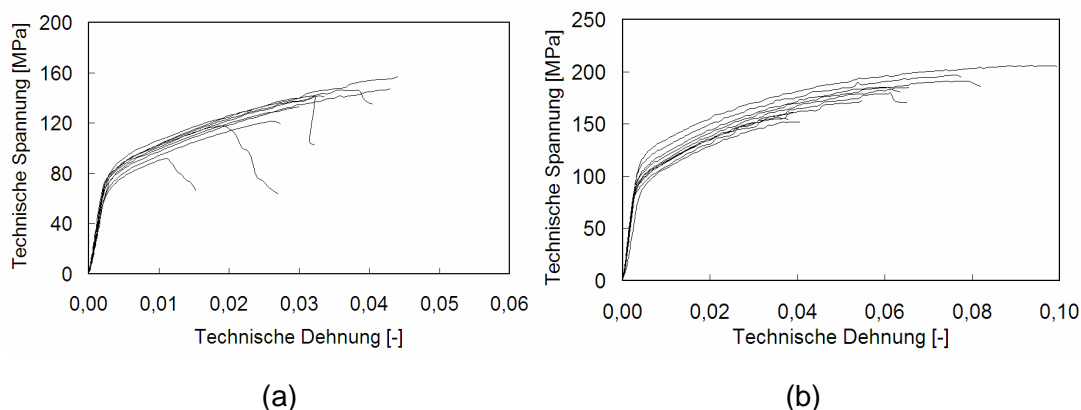


Abbildung 4-7: Streuungen bei Spannungs-Dehnungskurven unabhängig vom Entnahmeort (a) Entnahmeort A02, (b) Entnahmeort C04

Allen Probeentnahmeorten ist gemein, dass die ermittelten Streckgrenzen um bis zu 25MPa variieren und Streuungen bei den technischen Spannungs-Dehnungskurven im Spannungsniveau von ebenfalls bis zu 25MPa zu beobachten sind, was beispielhaft anhand von Position A02 (Abbildung 4-7 (a)) und C04 (Abbildung 4-7 (b)) dargestellt ist. Es ist auch zu beachten, dass bedingt durch die Probengeometrie die Prüfung der Proben aus dem 2,0mm dicken Bereich der Stufenplatte (Bereich A05, B05 und C05) mit Gusshaut erfolgt, während alle anderen Proben allseitig spanend bearbeitet sind. Einige der Zugproben brechen im Radius am Übergang von der parallelen Messlänge zur Probenschulter. Da die Messwerte keine auffälligen Unterschiede zu den restlichen Proben zeigen, werden sie zu Gunsten einer besseren Statistik ebenfalls ausgewertet.

Um einen Zusammenhang zwischen Streckgrenze und Mikrostruktur herzustellen, ist es denkbar an den fünfzehn Probenentnahmeorten im Musterbauteil (Abbildung 4-6) die relevanten Gefügeparameter zu ermitteln. Die Vermessung aller Positionen wäre aber mit einem hohen experimentellen Aufwand (Probenpräparation, Vermessung)

verbunden. Deshalb werden fünf charakteristische Positionen ausgewählt, die sich in den mittleren Streckgrenzen und den Entnahmeorten deutlich unterscheiden. Es handelt sich dabei um die Positionen A05 ($R_{p0,2} = 156\text{MPa}$), A08 ($R_{p0,2} = 122\text{MPa}$) und C02 ($R_{p0,2} = 115\text{MPa}$) aus der Stufenplatte, W09oben ($R_{p0,2} = 116\text{MPa}$) aus dem linken Querrahmen und W01oben ($R_{p0,2} = 131\text{MPa}$) aus dem unteren Längsrahmen. Pro Position werden fünf Zugproben in jeweils fünf Bereichen vermessen.

Vorab sei noch erwähnt, dass der Anteil des Eutektikums an den untersuchten Positionen immer im Bereich von 50% liegt. Neben den α -Mischkristallen und dem Eutektikum (α -Mischkristallen + Mg_2Si) enthält das Gefüge auch noch AlSi - und Al_6Mn -Phasen, die unabhängig von der Wandstärke und gleichmäßig verteilt im gesamten Bauteil auftreten (Abbildung 4-8 (a)).

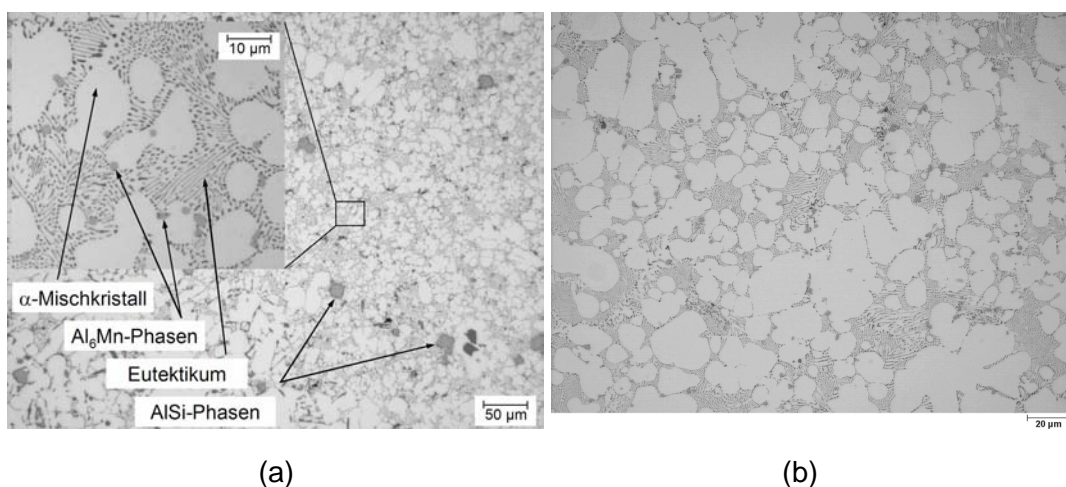


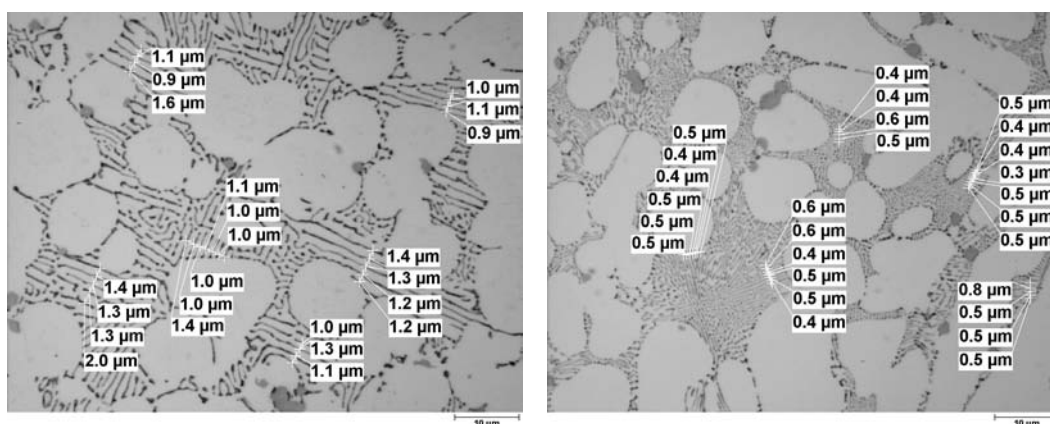
Abbildung 4-8: Mikrostruktur der Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn, (a) Übersicht- und Detailaufnahmen der Legierung AlMg5Si2Mn und (b) entartete Dendriten

Die Beschreibung von Gussgefügen erfolgt meist anhand des sekundären Dendritenarmabstand [15][91]-[99]. Betrachtet man das vorliegende Gefüge der Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn (Abbildung 4-8 (b)), so sind nur sehr vereinzelt Dendriten erahnbar und ihre Vermessung aufgrund der entarteten Form nicht möglich.

Einen weiteren Gefügeparameter stellt der Korndurchmesser D des α -Mischkristalls dar. Dieser soll mit der digitalen Bildanalysesoftware a4i analysis der Firma aquinto vermessen werden. Es zeigt sich aber, dass teilweise mehrere Körner über schmale Stege miteinander verbunden sind. Dies führt dazu, dass der ermittelte Korndurchmesser D deutlich größer ist als der tatsächliche. Deshalb wird eine Vorgehensweise gewählt, die beispielsweise zur Bestimmung von Korngrößen in Stahlwerkstoffen verwendet wird. Es handelt sich dabei um einen sogenannten Richtreihenvergleich in Anlehnung an DIN EN ISO 643 [100]. Durch einen visuellen Vergleich der zu bewertenden Gefügebildung mit bereits skalierten Bildern (Richtreihe, siehe Anhang D) kann eine Kornklasse ermittelt werden, die wiederum mit einem Korndurchmesser verknüpft ist. Die Anwendung dieser Vorgehensweise auf die fünf ausgewählten Positionen liefert unabhängig vom Entnahmeort Kornklassen im Bereich von 9 bis 11, was einem Korn-

durchmesser von 7,8 bis 15,6 μm entspricht. Zur Veranschaulichung sind in Anhang E pro Entnahmeort jeweils zwei Gefügeaufnahmen aus unterschiedlich dicken Wandstärken (2, 4, 5 und 10mm) dargestellt. An jedem Entnahmeort kann der Korndurchmesser feiner bzw. gröber ausfallen, der Unterschied ist aber gering. Es wird festgehalten, dass die untersuchten Proben keine signifikanten Unterschiede beim Korndurchmesser aufweisen.

Eine weitere Kenngröße zur Beschreibung der Mikrostruktur hat sich im Verlauf der Arbeit abgezeichnet. Es handelt sich dabei um die Bestimmung des Abstandes der parallel zueinander ausgerichteten Mg_2Si -Platten des Eutektikums (im Folgenden als λ_S bezeichnet), die im Schlibbild als Lamellen erscheinen. Aufgrund der feinen Struktur ist eine Auswertung erst bei 1500facher Vergrößerung möglich. Dazu wird vergleichbar zum Linienschnittverfahren, welches man typischerweise zur Korngrößenbestimmung verwendet, eine Messlinie senkrecht zu den parallel orientierten Mg_2Si -Ausscheidungen gelegt und anschließend jeweils der Abstand zwischen zwei benachbarten Lamellen vermessen. Zur Verdeutlichung sind in Abbildung 4-9, beispielhaft ein grobes (Lamellenabstand: $\lambda_S = 1,2\mu\text{m}$; $R_{p0,2} = 114\text{MPa}$) bzw. feines (Lamellenabstand: $\lambda_S = 0,5\mu\text{m}$; $R_{p0,2} = 140\text{MPa}$) Eutektikum sowie die gemessenen Abstände dargestellt. Es treten in allen Schliffen auch Bereiche auf, in denen die Mg_2Si -Ausscheidungen nicht parallel bzw. chaotische ausgerichtet sind. Eine Vermessung ist dann nicht möglich.



(a)

(b)

Abbildung 4-9: Ausbildung des Eutektikums (a) Wandstärke 10mm: mittlerer Lamellenabstand 1,2 μm , $R_{p0,2} = 114\text{MPa}$ (b) Wandstärke 2mm: mittlerer Lamellenabstand 0,5 μm , $R_{p0,2} = 140\text{MPa}$

Berechnet man für jede untersuchte Zugprobe einen Mittelwert aus den gemessenen Lamellenabständen und trägt die aus dem Zugversuch bekannte Streckgrenze $R_{p0,2}$ darüber auf, so erhält man das Diagramm in Abbildung 4-10. Es zeigt sich, dass ein kleiner Lamellenabstand von ca. 0,5 μm im Mittel eine Streckgrenze von 140MPa zur Folge hat, die mit zunehmendem Lamellenabstand kontinuierlich abnimmt. Bei 1,0 μm beträgt die Streckgrenze nur noch ca. 112MPa. Eine Verdopplung des Lamellenab-

standes λ_S bewirkt somit eine Reduzierung der Streckgrenze um 20%. Typisch für den Druckgussprozess sind die auftretenden Streuungen, die im Bereich von 20MPa liegen.

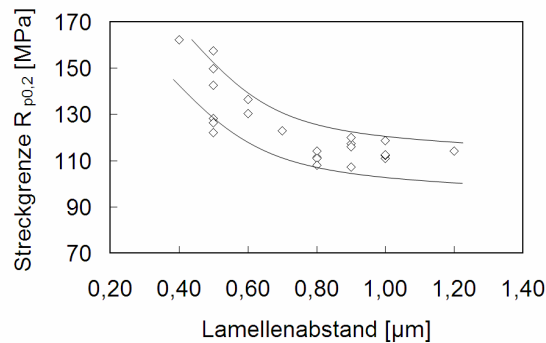


Abbildung 4-10: Streckgrenze $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit vom Lamellenabstand λ_S

4.2.2 Lokale Porositätsverteilung und Bruchdehnung A_5

Neben den Streckgrenzen liegen auch die Bruchdehnungen A_5 für das Musterbauteil vor (Abbildung 4-11). Analog sind auch hier die Mittelwerte und die Standardabweichungen aus zehn Flachzugproben pro Entnahmeort angegeben.

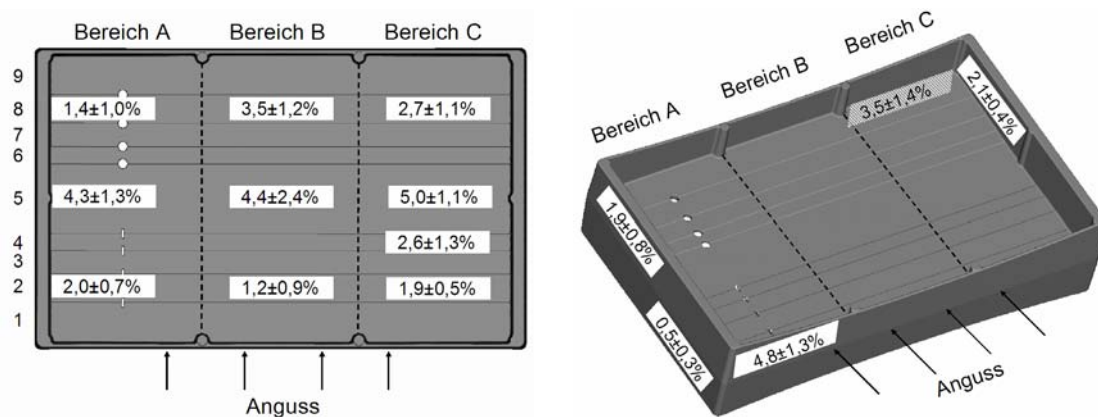


Abbildung 4-11: Bruchdehnungen A_5 im Musterbauteil

Ausgehend vom angussnahen Bereich liegt die Bruchdehnung in der Stufenplatte zunächst bei 1,2% bis 2,0% in den Bereichen A02, B02 und C02 und nimmt in Richtung der 2,0mm dicken Bauteilmittle bis auf etwa 4,5% (Bereich A, B und C05) zu. Mit ansteigender Wanddicke zum oberen Längsrahmen hin ist eine Abnahme auf im Mittel 3,0% in den Bereichen B08 und C08 zu beobachten. Hinter den eingegossenen Kerben (A08) ist der Abfall auf 1,4% deutlich höher. Unterer und oberer Längsrahmen zeigen im Randbereich W01oben bzw. W06unten Bruchdehnungen von 4,8% bzw. 3,5%. Im linken bzw. rechten Querrahmen (W05oben, W09oben) liegen die Werte mit ca. 2,0% niedriger. Wie bereits bei der Streckgrenze ist auch die Bruchdehnung im Bereich W10unten (0,5%) sehr niedrig.

Streuungen bei den Streckgrenzen sind auch bei den Bruchdehnungen in stärkerer Ausprägung zu beobachten (Abbildung 4-7 (a) und (b)). In allen Fällen erfolgt das Versagen ohne ein erkennbares Einschnüren.

Mittels computertomographischer Messungen wird der Porengehalt ermittelt und versucht eine Korrelation zur Bruchdehnung herzustellen. Dabei stehen zwei Einflussfaktoren im Mittelpunkt der Betrachtungen. Zum einen soll der Einfluss der Wandstärke auf den Porengehalt untersucht werden. Dazu werden die Werte aus den Bereichen C05 (Wandstärke 2,0mm), C08 (Wandstärke 5,0mm) und W05oben (Wandstärke 10,0mm) herangezogen. Zum anderen wird anhand von Position A08 (mit Kerben) und C08 (ohne Kerben) der Einfluss der eingegossenen Kerben, die Luftverwirbelungen bewirken, genauer beleuchtet.

Es zeigt sich, dass mit zunehmender Wandstärke (C05→C08→W05oben) der Volumenanteil der Poren tendenziell wächst und ebenfalls die auftretenden maximalen Porengrößen zunehmen. Anhand der Mittelwerte aus den sechs vermessenen Zugproben pro Position zeigt sich, dass bei einer Wandstärke von 2,0mm (Position C05) die maximal auftretenden Porendurchmesser in einem Bereich von ca. 360 bis 375µm liegen. Bei einer Wandstärke von 5,0mm (Position C08) erhöht sich der Wert auf 390 bis 435µm und erreicht sein Maximum bei einer Wandstärke von 10,0mm (W05oben) mit 495 bis 540µm. Die Bruchdehnung nimmt mit ansteigendem Porendurchmesser entsprechend von 5,0% über 2,7% auf 2,1% ab (Abbildung 4-12 (a)). Ein Vergleich zwischen den Bereichen ohne (Position C08) und mit Kerben (Position A08) zeigt nahezu eine Verdopplung von ca. 410µm auf ca. 750µm der maximal auftretenden Porengrößen im Bereich hinter den Kerben, was eine Reduzierung der Bruchdehnung von 2,7% auf 1,4% mit sich bringt (Abbildung 4-12 (b)).

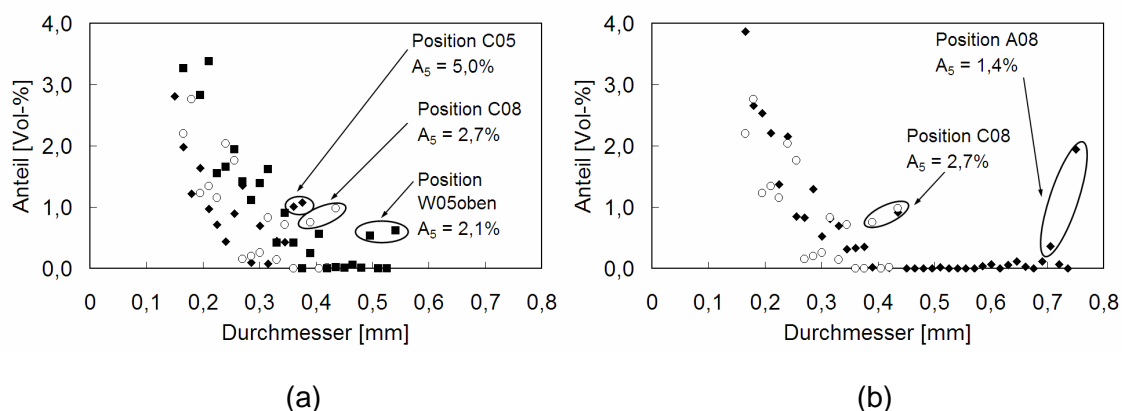


Abbildung 4-12: Porenanteil (a) in Abhängigkeit von der Wandstärke, (b) bei auftretenden Luftverwirbelungen

Die Betrachtung der maximal auftretenden Poren und der Bruchdehnungen hat einen Einfluss der Wandstärken und der mit eingegossenen Kerben gezeigt. Trägt man für jede computertomographisch vermessene Probe deren Bruchdehnung über dem dazugehörigen Porenanteil auf, dann erhält man das in Abbildung 4-13 dargestellte Diagramm.

Es zeigt sich der Trend, dass mit zunehmender Porosität die Bruchdehnung abnimmt. Aufgrund der sehr starken Streuungen lässt sich an dieser Stelle aber kein Zusammenhang ermitteln. Beispielsweise besitzen Proben mit einem vergleichbaren Porenanteil von 0,5% eine Bruchdehnung zwischen 2% und 7%. Bei einem höheren Porenanteil von 4% beträgt die untere Grenze immer noch ca. 2%, während die maximal erreichbaren Werte bei nur noch 3% liegen.

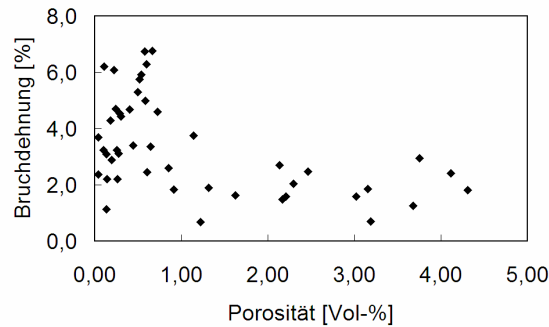


Abbildung 4-13: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Porosität

Zusätzlich zur Vermessung der einzelnen Zugproben werden der angussnahe (B01, B02, B03, W02 oben und unten) und angussferne Bereich (B07, B08, B09 und W07 oben und unten) durch Computertomographie untersucht. Eine Auswertung liefert im angussnahen Bereich einen Porositätsgrad von 0,82 Vol.-%, wohingegen der Wert im angussfernen Bereich bei 0,24 Vol.-% liegt (Abbildung 4-14 (a) und (b)). Während sich die Poren im angussnahen Bereich auch über Stufenplatte und Längsrahmen verteilen, liegen sie im angussfernen Bereich bevorzugt im Bereich des T-Stoßes und in den Auswerferdomen.

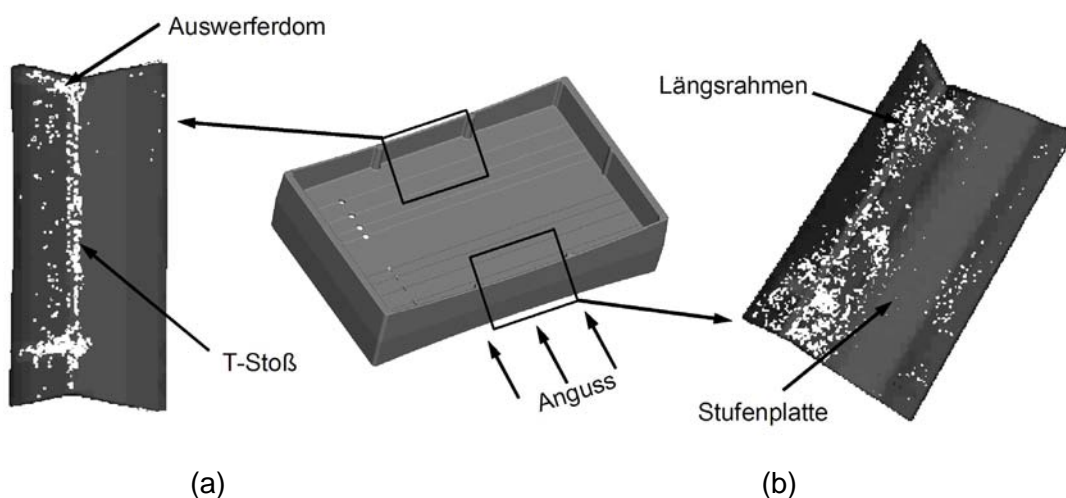


Abbildung 4-14: Computertomographische Messungen. Poren sind weiß dargestellt (a) angussferner Bereich: 0,24 Vol.-%, (b) angussnaher Bereich: 0,82 Vol.-%

4.2.3 Beschreibung von Formfüllung und Erstarrung

Formfüllung

Der komplexe Vorgang der Formfüllung, der innerhalb von 71ms erfolgt, wird übersichtlich anhand des kompletten Bauteils in Anhang F bei verschiedenen Füllgraden dargestellt. In den Abbildung 4-15 und Abbildung 4-16 sind detailliert aus verschiedenen Bereichen des Bauteils die auf der Gussteiloberfläche sichtbaren Fließlinien den simulierten Strömungsrichtungen der Schmelze im Verlauf der Formfüllung gegenübergestellt. Anhand des Vergleichs soll die Aussagefähigkeit der Berechnung beurteilt werden.

Die Simulation zeigt, dass die Schmelze vom Anguss, dessen Dicke 3mm beträgt, in die Stufenplatte der Stärke 6mm fließt und sich von dort aus zunächst U-förmig ausbreitet, wobei ein Teil der Schmelze nahezu ungehindert auf die gegenüberliegende Formwand durchströmt. Der dünnwandige Bereich in der Bauteilmitte mit einer Wandstärke von 2,0mm behindert die Strömung im weiteren Verlauf, so dass die Schmelze nach links und rechts in Richtung des dicken Querrahmen abgedrängt wird. Anhand der Fließlinien – hier dargestellt im unteren Teil des Bereichs C (Abbildung 4-15 (a)) - wird dies bestätigt. Zwischen Anguss und Querrahmen bildet sich dabei ein viertelkreisförmiger Bereich aus, der erst zu einem späteren Zeitpunkt gefüllt wird. Dieser ist ebenfalls auf der Gussteiloberfläche gut erkennbar.

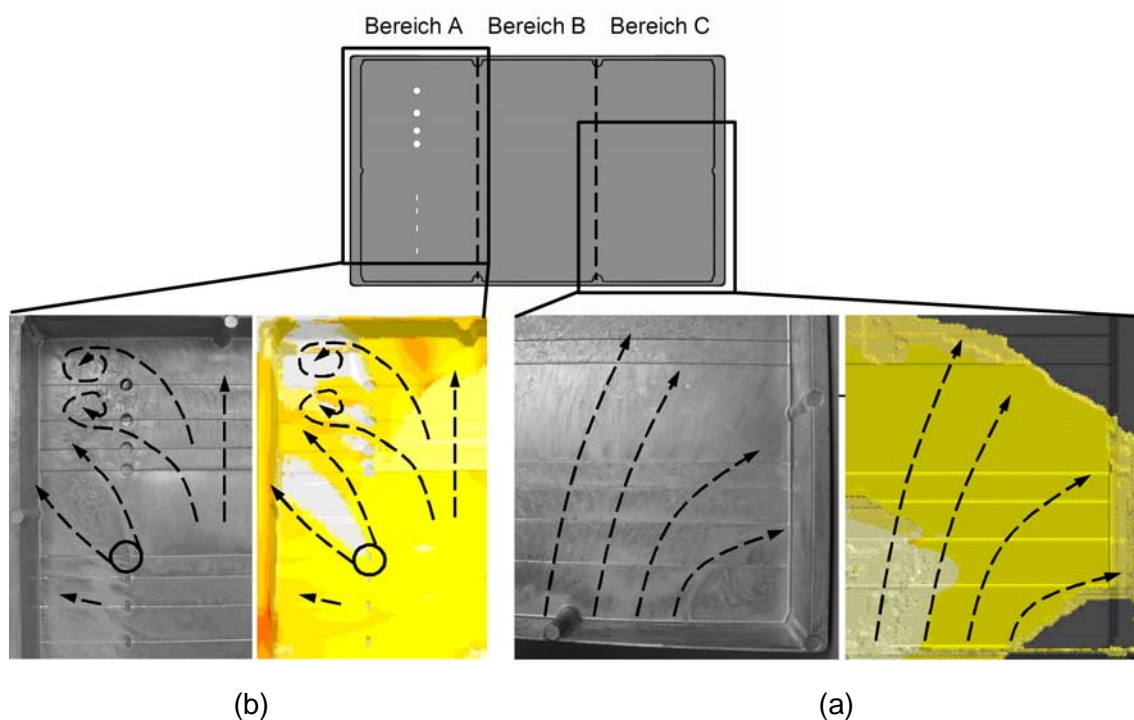


Abbildung 4-15: Vergleich der Fließlinien auf der Bauteiloberfläche mit der berechneten Formfüllung (links: Experiment, rechts: Simulation): (a) Formfüllgrad 35,0%, (b) Formfüllgrad 62,5%

Die im Bereich A eingebrachten Erhebungen zur Erzeugung von Kerben behindern vor allem im oberen Bereich der Form die Strömung. Die Simulation zeigt bedingt durch die oberste ovale Kerbe (markiert mit einem schwarzen Kreis in Abbildung 4-15 (b)) ein Aufreißen der Schmelzefront, was in der 2,0mm Wandstärke einen erst später gefüllten Bereich zur Folge hat. Dieser zeigt sich in identischer Gestalt auf der Gussteiloberfläche wieder. Die kreisrunden Kerben oberhalb der 2,0mm Wandstärke bewirken ebenfalls eine Teilung und eine Verwirbelung der Schmelze, was das chaotische Fließlinienmuster in diesem Bereich belegt (Abbildung 4-15 (b)).

Die Simulation zeigt, dass die weitere Füllung zum einen geprägt ist durch ein Aufsteigen der Schmelze über linken und rechten Querrahmen, bevor sie am Übergang zum oberen Längsrahmen auf die direkt durchgeflossene Schmelze trifft. Das Aufeinanderprallen der Schmelzefronten erzeugt Turbulenzen, die sich wieder anhand der Fließlinien in diesem Bereich durch ihr chaotisches Muster bestätigen (Abbildung 4-16 (a)). Zum anderen fließt ein Teil der Schmelze über linken und rechten Querrahmen zurück, bis die beiden Schmelzfronten im unteren Längsrahmen direkt über dem Fächeranguss aufeinander treffen (Abbildung 4-16 (b)). Auch hier werden chaotische Fließlinien beobachtet. Parallel werden die Überlaufbohlen gefüllt.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die auf der Gussteiloberfläche gefundenen Fließlinien eine gute Übereinstimmung mit der simulierten Formfüllung zeigen.

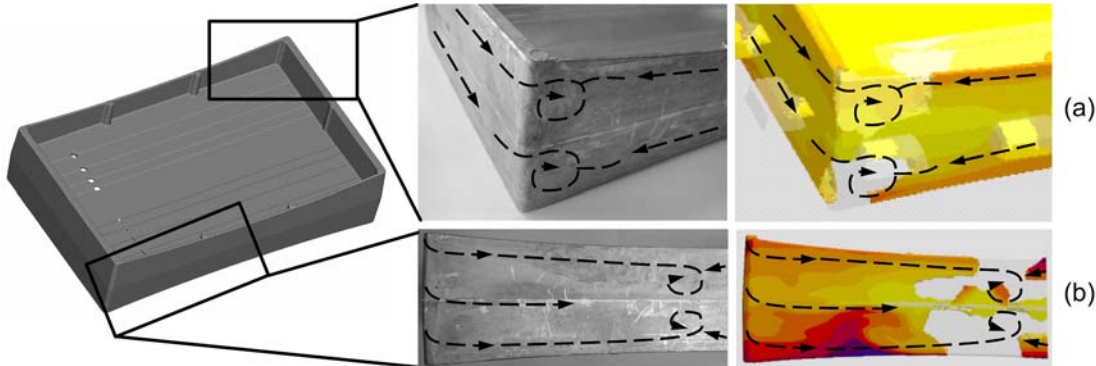


Abbildung 4-16: Vergleich der Fließlinien auf der Bauteiloberfläche mit der berechneten Formfüllung (links: Experiment, rechts: Simulation) (a) Formfüllgrad 70,0%, (b) Formfüllgrad 97%

Erstarrung

Der Erstarrungsverlauf des Musterbauteils wird anhand der Verteilung des Festphasenanteils dargestellt. Volumenbereiche, die einen Festphasenanteil größer 95% aufweisen werden dabei ausgeblendet (Abbildung 4-17 (a) bis (d)). Zunächst ist der 2,0mm dicke Bereich in der Bauteilmitte vollständig erstarrt (Abbildung 4-17 (a)). Ausgehend vom dünnwandigen Bereich schreitet die Erstarrung zu den dickwandigen Bereichen fort. Gleichzeitig erstarren der untere und obere Längsrahmen von oben bzw. unten in Richtung Übergang zur Stufenplatte (Abbildung 4-17 (b)). Sind Stufenplatte

und Längsrahmen vollständig erstarrt, befindet sich lediglich im dicken Querrahmen, in den T-Stößen (Übergang Stufenplatte/Längsrahmen) und im Anguss noch flüssiges Material (Abbildung 4-17 (c)). Der Ort der letzten Erstarrung ist abgesehen vom Anguss der linke bzw. rechte Querrahmen, der erst nach den Entlüftungsbohren fest wird (Abbildung 4-17 (d)).

Der berechnete Erstarrungsverlauf von dünnen in Richtung hoher Wandstärken erscheint plausibel. Er wird aufgrund einer Vielzahl von Untersuchungen zum Erstarrungsverhalten von Aluminiumgusslegierungen [84]-[90] als realistisch eingestuft.

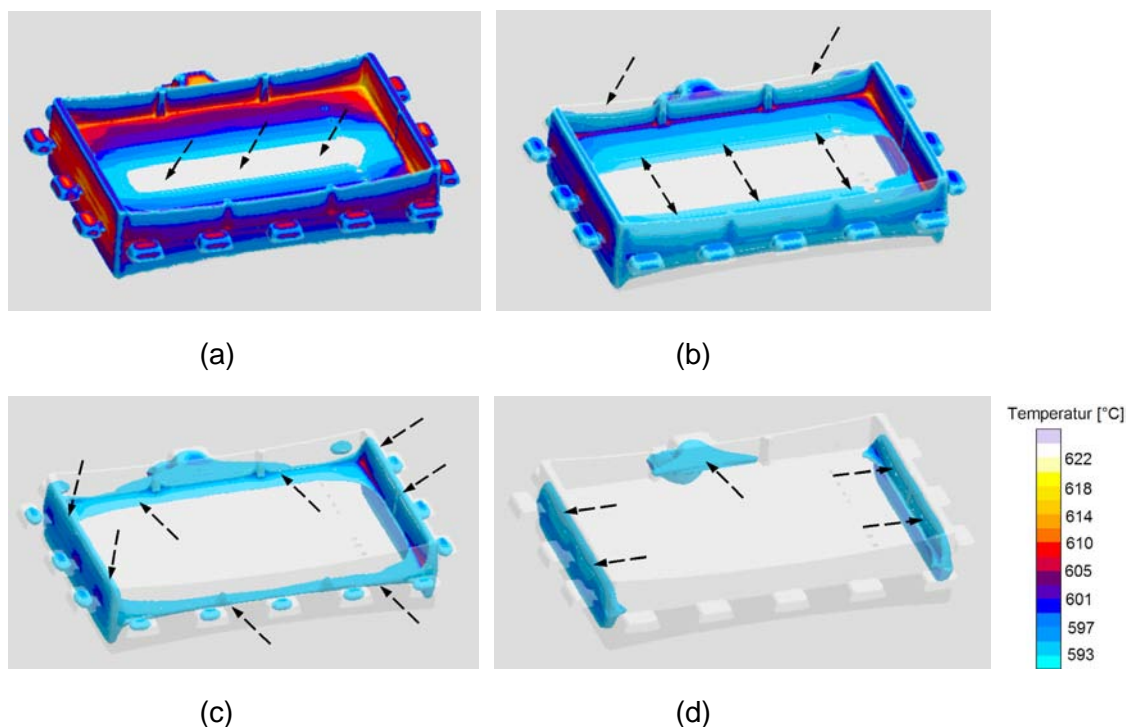


Abbildung 4-17: Verlauf der Erstarrung zu verschiedenen Zeitpunkten: (a) $t_1=3,3s$, (b) $t_2=4,8s$, (c) $t_3=7,8s$, (d) $t_4=12,0s$

4.3 Modellentwicklung zur Prognose lokaler mechanischer Eigenschaften für das Musterbauteil

Eine Möglichkeit zur Vorhersage mechanischer Eigenschaften bei Druckgusskomponenten sind Simulationen über mehrere Größen- und Zeitskalen. Zum Beispiel sind auf Bauteilebene die Formfüllung und die Temperaturverteilung zu berechnen, die als Eingangsgrößen für die Modellierung von Dendriten- und Porenwachstum dienen. Eine Kopplung der verschiedenen Simulationsmodelle ist derzeit aber nur eingeschränkt möglich [46]. Hinzukommt, dass eine Berücksichtigung aller ablaufenden Einzelprozesse (z. B. Oxidhautbildung, Entstehung der verschiedenen Phasen bei der Erstarrung, Segregation etc.) zu sehr komplexen Modellen führen würde, die in einem indus-

triellen Umfeld nicht mehr einsetzbar sind. Aus diesen Gründen werden im Rahmen dieser Arbeit Kriteriumsfunktionen entwickelt, die auf einer Korrelation der bereits standardmäßig berechneten Zusatzkriterien aus der Gießprozesssimulation (Kapitel 2.1.2 und 4.1.4) und experimentell ermittelten Werkstoffkennwerten (Kapitel 4.1.2) basieren. Ziel ist der Einsatz dieser Modelle in einer kommerziell erhältlichen Software zur Prognose von Streckgrenze und Bruchdehnung für die Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn. Deshalb wird im folgenden auf eine detaillierte Darstellung der werkstoffabhängigen Konstanten verzichtet; lediglich die Einflussgrößen werden erläutert, die in den Modellen Verwendung finden und die erzielten Resultate vorgestellt.

Bevor die Vorgehensweise zur Kalibrierung der Modelle erläutert wird, sei noch darauf hingewiesen, dass an jedem Probenentnahmeort die experimentellen Resultate von Streckgrenze bzw. Bruchdehnung Streuungen von etwa 10% bzw. 70% aufweisen (Abbildung 4-7). Auch die Resultate der Zusatzkriterien (Abkühlgeschwindigkeit, Luftgedrueck etc.) streuen an den Probeentnahmeorten. Ursache dafür ist, dass jedes virtuelle Auswerteggebiet (Volumen: $2 \times 8 \times 25\text{mm}^3$) ca. 50 Zellen enthält, die in Abhängigkeit von ihrer Position unterschiedliche Resultate liefern. Dies wird in Abbildung 4-18 (a) und (b) exemplarisch für den Luftgedrueck (Zusatzkriterium der Formfüllung) und die Abkühlgeschwindigkeit (Zusatzkriterium der Erstarrung) dargestellt.

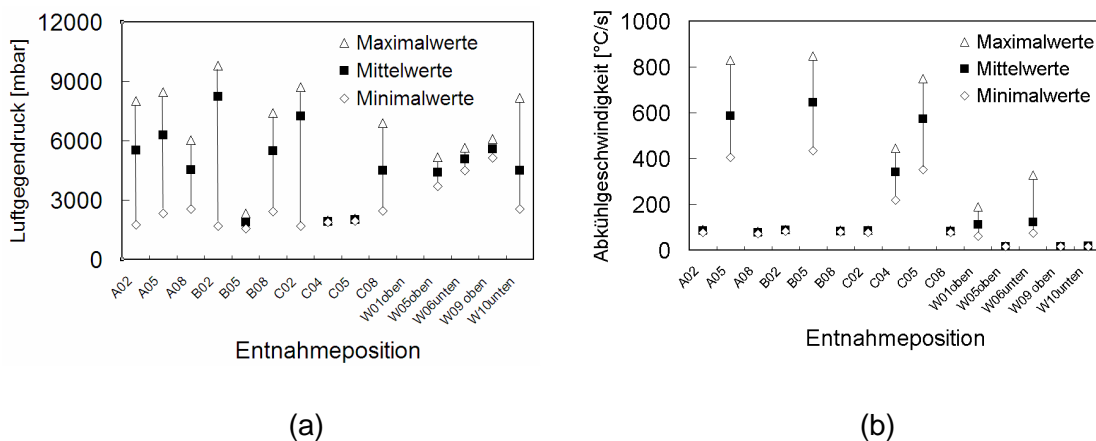


Abbildung 4-18: Streuungen an den Zellen innerhalb der virtuellen Auswerteggebiete (a) Luftgedrueck p_G , (b) Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}

Für jede Entnahmestelle sind zur Verdeutlichung der minimale und maximale Wert sowie der Mittelwert eingetragen. Der Luftgedrueck zeigt bevorzugt starke Streuungen im Bereich hinter den Kerben (Bereich A) und im angussnahen Bereich (B02, C02), wo sich Luftpneinschlüsse bilden. In den anderen Bereichen sind die Abweichungen gering. Die Abkühlgeschwindigkeit streut verstärkt bei dünnen Wandstärken (A05, B05, C05 und C04), da die Auswerteggebiete sowohl schnell erstarrende, oberflächen-nahe Gebiete als auch Bereiche aus der Mitte der Wandstärke enthalten, wo die Werte niedriger sind. Bei höheren Wandstärken sind kaum Schwankungen zu beobachten, da die Entnahme der Zugproben aus der Mitte der jeweiligen Wandstärke erfolgt.

Der Vergleich mit den Messwerten kann wahlweise anhand von Maximum, Minimum oder Mittelwert durchgeführt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wird der Mittelwert verwendet, weil sich bei einigen Zusatzkriterien lokal begrenzte Extrema ausbilden können, die für den gesamten Bereich nicht repräsentativ sind. In den folgenden Abschnitten werden für die einzelnen Entnahmeorte virtuelle Werte mit experimentellen verglichen. Diese diskreten Werte werden zugunsten einer anschaulicheren und verständlicheren Darstellung verbunden.

4.3.1 Modell zur Prognose der Streckgrenze

Die Prognose der Streckgrenze $R_{p0,2}$ soll anhand der in Kapitel 2.1.2 vorgestellten Zusatzkriterien der Formfüllung und Erstarrung erfolgen. Dazu wird eine Betrachtung der einzelnen Parameter durchgeführt. Erstens sollen die signifikanten Zusatzkriterien identifiziert und zweitens ein funktionaler Zusammenhang zu den experimentellen Resultaten hergestellt werden. Es wird ein linearer Ansatz der Form

$$y = a + b \cdot x \quad (4-1)$$

gewählt. y entspricht dabei der experimentell ermittelten Streckgrenze $R_{p0,2}$ und x einem der Zusatzkriterien am jeweiligen Entnahmeort. Die Parameter a und b werden mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate optimiert. Der Vorteil einer linearen Funktion im Vergleich zu Polynomen höheren Grades ist darin zu sehen, dass bei Extrapolation in einen nicht abgesicherten Datenbereich geringere Abweichungen zu erwarten sind, was die Übertragbarkeit der Modelle verbessert. Steht eine breitere Datenbasis zur Verfügung ist auch die Verwendung von Polynomen höheren Grades denkbar, da sie unter Umständen eine verbesserte Übereinstimmung zwischen gemessenen und berechneten Daten liefern.

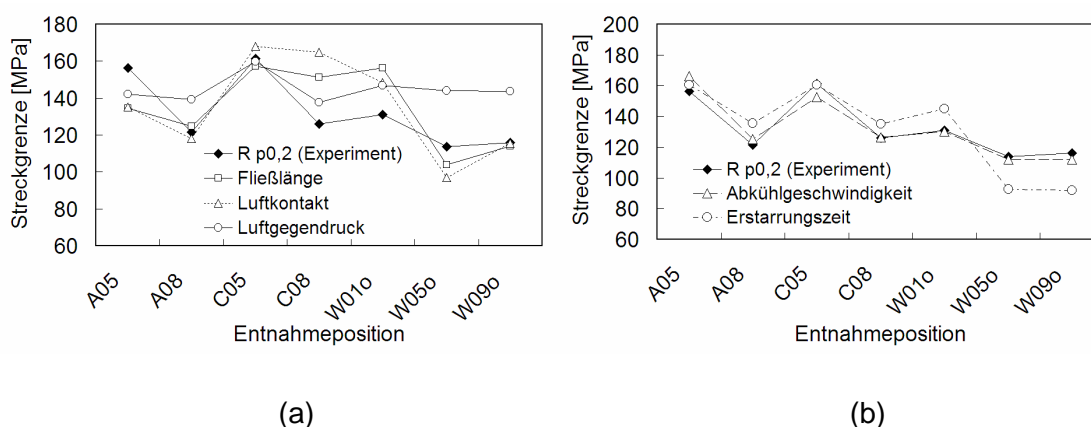


Abbildung 4-19: Skalierte Zusatzkriterien im Vergleich zu den experimentell ermittelten lokalen Streckgrenzen (a) Zusatzkriterien der Formfüllung, (b) Zusatzkriterien der Erstarrung

In Abbildung 4-19 (a) und (b) sind die auf Basis der einzelnen Zusatzkriterien prognostizierten Streckgrenzen den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. Eine Betrachtung der Kriterien der Formfüllung (Abbildung 4-19 (a)) zeigt, dass der Luftgedruck p_{Gegen} mit Ausnahme von Position C05 unabhängig vom Entnahmeort Streckgrenzen von ca. 140MPa liefern würde. Die Fließlänge l und die Luftkontaktzeit t_{Kontakt} verlaufen annähernd parallel, da ein langer Fließweg durch das Bauteil automatisch mit einer langen Luftkontaktzeit gekoppelt ist. Beide Größen zeigen an den Positionen A08, C05 und W09oben tendenziell eine gute Übereinstimmung, liegen aber z.B. bei Position A05 mit 135MPa zu tief (Experiment: 156MPa) und bei Position C08 mit 151MPa bzw. 165MPa zu hoch (Experiment: 126MPa).

Bei den Zusatzkriterien der Erstarrung (Abbildung 4-19 (b)) liegt das Modell auf Basis der Erstarrungszeit bei Wandstärken bis 5mm (A05, A08, C05, C08 und W010oben) 5 bis 15MPa oberhalb der experimentellen Werte. Bei Wandstärken von 10mm (W05oben und W09oben) etwa 20MPa darunter. Das Modell auf Basis der Abkühlgeschwindigkeit liefert sofort eine gute Übereinstimmung mit der örtlichen Verteilung der Streckgrenze. Dennoch ist beispielsweise an Position A05 die simulierte Streckgrenze 10MPa zu hoch (Simulation: 166MPa, Experiment: 156MPa), an Position C05 um 9MPa zu niedrig (Simulation: 152MPa, Experiment: 161MPa).

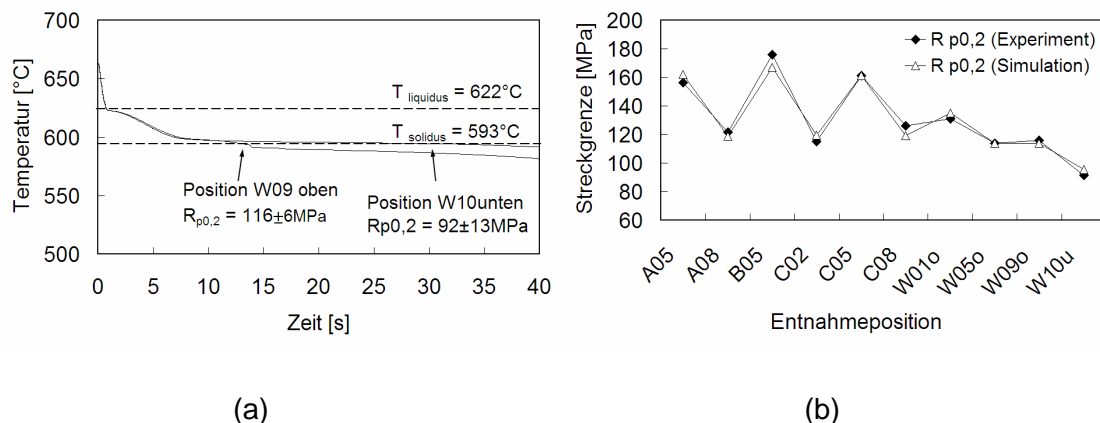


Abbildung 4-20: (a) Abkühlkurven an den Positionen W09oben und W10unten, (b) Die Mittelwerte der experimentellen Streckgrenzen zeigen eine gute Übereinstimmung mit den prognostizierten Werten.

Eine genauere Betrachtung des Abkühlverhaltens der Probe W10unten im Vergleich zur Probe W09oben liefert eine mögliche Erklärung (Abbildung 4-20 (a)). Bei vergleichbaren Abkühlgeschwindigkeiten von ca. $17,2^\circ\text{C/s}$ liegt die simulierte Erstarrungszeit t_s im Falle der Probe W10unten mit 33,5s trotz vergleichbarer Wandstärken mehr als doppelt so hoch wie bei der Probe W09oben (13,8s). Die Folge ist eine mit 92MPa deutlich niedrigere Streckgrenze an Position W10unten (Position W09oben: $R_{p0,2} = 116 \text{ MPa}$). Aufgrund dieser Beobachtung wird vorgeschlagen in einem Modell zur Prognose der Streckgrenze neben der Abkühlgeschwindigkeit zusätzlich die Erstarrungszeit zu berücksichtigen. Wie bei der Vorstellung der Kriterien bereits erwähnt, bildet die

Abkühlgeschwindigkeit lediglich eine Momentaufnahme vor dem eigentlichen Erstarrungsintervall, während die Erstarrungszeit den kompletten Verlauf der Erstarrung beinhaltet.

Ausgehend von den beschriebenen Beobachtungen wird eine Vorgehensweise gewählt, die im Rahmen der Arbeit zu guten Resultaten geführt hat. Die knapp oberhalb der Liquidustemperatur berechnete Abkühlgeschwindigkeit \dot{T} wird verwendet, um daraus für jeden Probenentnahmeort (Abbildung 4-3) eine sogenannte analytische Erstarrungszeit $t_{S,analytisch}$ zu berechnen. Es gilt

$$t_{S,analytisch} = \frac{k_1}{\dot{T} \cdot k_2} \quad (4-2)$$

wobei k_1 und k_2 werkstoffabhängige Parameter sind. Damit wird die Zeit berechnet, die der Werkstoff theoretisch bis zur vollständigen Erstarrung benötigen würde, wenn die Erstarrung mit gleicher Abkühlgeschwindigkeit fortschreiten würde. Zusätzlich stehen die simulierten Erstarrungszeiten t_S an allen Positionen für eine Auswertung zur Verfügung. Wie die Beobachtungen in Abbildung 4-20 (a) gezeigt haben, führt eine deutlich längere Erstarrungszeit – als man auf Basis der analytischen Erstarrungszeit $t_{S,analytisch}$ zunächst erwarten würde - zu einer Verringerung der Streckgrenze. Analog wird angenommen, dass eine signifikant kürzere Erstarrungszeit zu einer Erhöhung der Streckgrenze führt. Bei einem deutlichen Unterschied zwischen analytischer und simulierter Erstarrungszeit, muss die Erstarrungszeit t_S zur Prognose der Streckgrenze berücksichtigt werden. Deshalb wird eine kritische Zeitdifferenz Γ eingeführt. Ist der Betrag der Differenz von analytischer und simulierter Erstarrungszeit gering, so kann die Streckgrenze nur mittels der Abkühlgeschwindigkeit berechnet werden. Überschreitet aber der Betrag der Differenz den Wert Γ - was gleichbedeutend ist mit einer deutlich schnelleren bzw. langsameren Erstarrung - so wird ergänzend zur Abkühlgeschwindigkeit auch noch die Erstarrungszeit berücksichtigt. Somit gilt für die Streckgrenze:

$$R_{p0,2} = \begin{cases} f(\dot{T}) & \text{für } |t_{S,analytisch} - t_S| \leq \Gamma \\ f(\dot{T}, t_S) & \text{für } |t_{S,analytisch} - t_S| > \Gamma \end{cases} \quad (4-3)$$

Im Unterschied zu bisherigen Kriteriumsfunktionen für Al-Kokillenguss [39] oder Mg-Druckguss [31], die entweder die Abkühlgeschwindigkeit oder die Erstarrungszeit verwenden, berücksichtigt das neu entwickelte Modell beide Größen. Dies ist notwendig, da der Erstarrungsverlauf die entscheidende Rolle für die Festigkeit spielt. Wie die Untersuchungen gezeigt haben, kann trotz gleicher Abkühlgeschwindigkeit die Erstarrungszeit deutlich unterschiedlich sein (Abbildung 4-20 (a)), was sich auf die Streckgrenze auswirkt.

Auf Basis dieser Korrelation werden für die jeweiligen Probenentnahmeorte die Streckgrenzen neu berechnet und mit den experimentellen Werten verglichen (Abbildung 4-20 (b)). Die Abweichungen an Position A05 konnte um 40% (10MPa → 6MPa) und an Position C05 um 100% (9MPa → 0MPa) reduziert werden. Lediglich an Position B05 und C08 sind noch größere Abweichungen von 10MPa bzw. 7MPa vorhanden. Insgesamt zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation. Anhand des kalibrierten Modells für die Streckgrenze ist nun für alle Zellen des Musterbauteils die Berechnung der Streckgrenze möglich. In Abbildung 4-21 (a) und (b) ist erstens ein Schnitt parallel und zweitens senkrecht zur Stufenplatte dargestellt. Ausgehend von der 2mm Wandstärke in der Mitte der Stufenplatte nimmt die prognostizierte Streckgrenze von ca. 160MPa in Richtung zunehmender Wandstärke auf ca. 120MPa (Wandstärke 6,0mm) ab. In den Bereichen A und C liegen die Werte geringfügig niedriger. In den zuletzt erstarrten Querrahmen liegt die Streckgrenze mit ca. 105MPa noch tiefer. Anhand des Schnitts senkrecht zur Stufenplatte ist beispielsweise im Bereich der 6mm Wandstärke ein Gradient der Streckgrenze zu beobachten. Aufgrund der höheren Abkühlgeschwindigkeiten am Übergang zur Formwand liegen die Werte hier bei 130MPa, während sie in der Mitte der Wandstärke ca. 120MPa betragen.

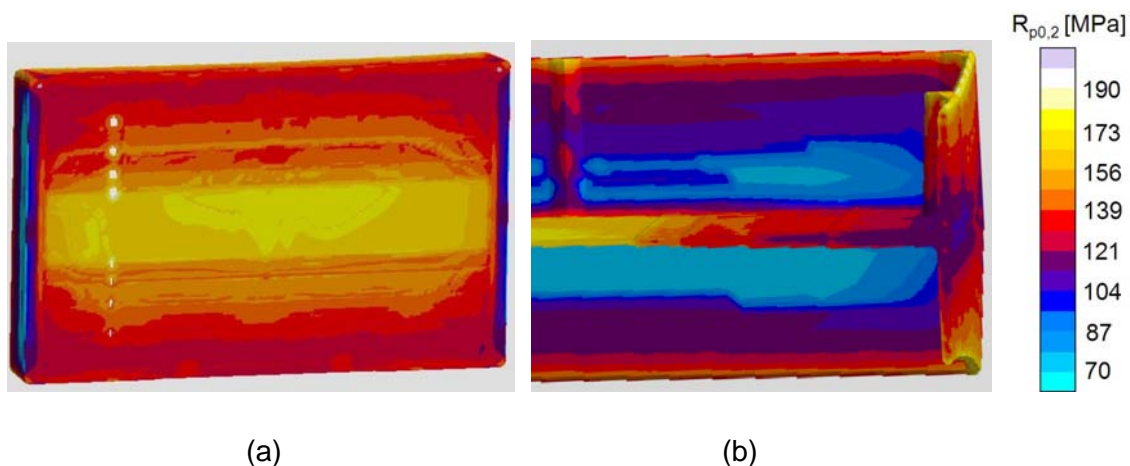


Abbildung 4-21: (a) Streckgrenze in einem Schnitt parallel zur Stufenplatte, (b) Streckgrenze in einem Schnitt senkrecht zur Stufenplatte

4.3.2 Modell zur Prognose der Bruchdehnung

Im Unterschied zur Streckgrenze $R_{p0,2}$ hängt die Bruchdehnung A_5 nicht nur von der Erstarrung sondern auch vom Verlauf der Formfüllung [31] ab. Dabei können verschiedene Arten von Gießfehlern durch thermische Schrumpfung, Einspülung von Gasen oder Oxidhautbildung entstehen. Position und Ausbildung vieler dieser Gießfehler hängen von der Formfüllung ab, die im Druckguss aufgrund der hohen Geschwindigkeiten sehr turbulent verläuft. Dieser zusätzliche Einfluss ist auch der Grund für die deutlich höheren Schwankungen in den Messwerten. Die Abweichungen der Streckgrenze

betragen maximal 5-10% vom Mittelwert, während bei der Bruchdehnung Schwankungen bis zu 70% auftreten.

Physikalisch basierte Modelle stehen derzeit zur Beschreibung der Entstehung solcher Gießfehler nicht zur Verfügung. Beispielsweise kann die Reaktion zwischen Schmelze und Luft in der Kavität, die zur Bildung von Oxidhäuten führt, nicht abgebildet werden, da lediglich die flüssige Phase modelliert wird. Deshalb wird zur Vorhersage von Gießfehlern auf Kriteriumsfunktionen zurückgegriffen, die die Tendenz zur Bildung von Fehlstellen vorhersagen können. In der Literatur wird bei Magnesiumlegierungen mit zunehmender Fließlänge ein Abfall der Bruchdehnung beobachtet [30][33][34] und findet auch bei Greve [31] in einem Modell Verwendung. Eine Betrachtung der Verteilung der Bruchdehnung im vorliegenden Musterbauteil zeigt jedoch im Bereich kurzer Fließwege mit $A_5 = 1,2\%$ (Abbildung 4-11, Bereich B02) auch niedrige Bruchdehnungen. Dieses Zusatzkriterium der Formfüllung ist im hier untersuchten Fall also nicht geeignet, um Bruchdehnungen zu prognostizieren.

Niyama verwendet zur Prognose von Porositäten bei Eisenwerkstoffen eine Kriteriums-funktion, die einen Quotienten aus Temperaturgradient und Abkühlgeschwindigkeit enthält (Gleichung 2-9). Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Modell auf Basis der Wurzel der Erstarrungszeit – im folgenden Erstarrungszeitkriterium genannt - der Firma MAG-MA GmbH untersucht, welches bereits im ersten Schritt eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Bruchdehnungen zeigt. Lediglich geringe Abweichungen von 1,0% treten auf. Eine Ausnahme bilden die Positionen A08 und C02, die im Versuch deutlich niedrigere Bruchdehnungen zeigen als auf Basis des Erstarrungszeitkriteriums vorhergesagt wird (Abbildung 4-22 (a)).

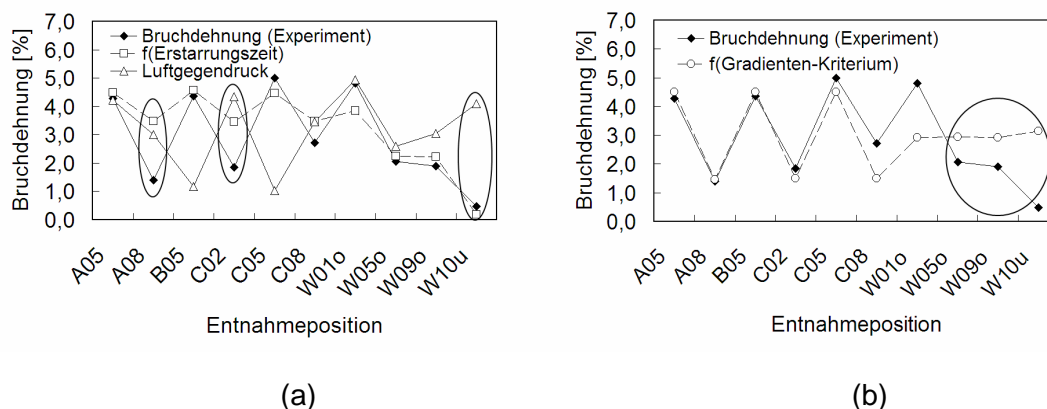


Abbildung 4-22: (a) Modell auf Basis Wurzel der Erstarrungszeit, (b) Modell auf Basis der Funktion Abkühlgeschwindigkeit, Erstarrungszeit und Temperaturgradient

Eine plausible, aber experimentell nicht absicherbare Erklärung liefern während der Formfüllung eingespülte Gase. Der Bereich A08 befindet sich hinter den Kerben, wo Luftverwirbelungen auftreten (Abbildung 4-15 (b)), während sich im angussnahen Bereich C02 bedingt durch das Angussssystem Luftpolster ausbilden (Abbildung 4-30 (a)). In beiden Fällen kann die Luft nicht mehr aus der Form entweichen und eine erhöhte Porosität sowie eine dadurch reduzierte Bruchdehnung sind die Folge. Bestätigt wird

dies durch einen erhöhten Luftgedruck in der Gießsimulation, der derartige Luftansammlungen identifiziert (Abbildung 4-22 (a)). Im Bereich dünner Wandstärken (Position A05) mit hohen Abkühlgeschwindigkeiten und dicken Wandstärken (Position W10 unten) mit langsamen Abkühlgeschwindigkeiten bestätigt sich diese Beobachtung jedoch nicht. Hier scheint die Erstarrung dominant zu sein, weshalb trotz erhöhtem Luftgedruck, die Übereinstimmung grundsätzlich gut ist. Diese Beobachtungen legen die Vermutung nahe, dass für Bereiche in denen ein erhöhter Luftgedruck in Kombination mit einer mittleren Abkühlgeschwindigkeit auftritt eine andere Kriteriumsfunktion gültig ist.

Eine Modifikation der Kriteriumsfunktion von Lee (Gleichung 2-10) liefert unter Verwendung der Zusatzkriterien Abkühlgeschwindigkeit, Erstarrungszeit und Temperaturgradient (auch Gradientenkriterium genannt) speziell bei den Positionen A08 und C02 gute Übereinstimmung mit dem Experiment. Beide Bereiche haben eine Wandstärke von 5mm und damit Abkühlgeschwindigkeiten im mittleren Bereich. Im Bereich hoher Wandstärken (W05oben, W09oben und W10unten) sind die Abweichungen höher im Vergleich zum vorher betrachteten Erstarrungszeitkriterium. Die Übereinstimmung der betrachteten Modelle bei unterschiedlichen Teilgruppen der Proben legt die Vermutung nahe, dass die Kopplung beider Modelle eine zuverlässige Beschreibung der Bruchdehnungen innerhalb des Musterbauteils ermöglicht. Vergleichbar zur Streckgrenze wird bei Überschreiten eines kritischen Luftgedrucks $p_{G,krit}$ und innerhalb eines Intervalls einer minimalen und maximalen Abkühlgeschwindigkeit das Gradientenkriterium verwendet, während in den anderen Fällen die Prognose auf Basis des Erstarrungszeitkriteriums erfolgt. Es gilt:

$$A_5 = \begin{cases} f(\dot{T}, t_s, G) & \text{wenn } p_G \geq p_{G,krit} \text{ und } \dot{T}_{min} \leq \dot{T} \leq \dot{T}_{max} \\ f(\sqrt{t_s}) & \text{in allen anderen Fällen} \end{cases} \quad (4-4)$$

Wendet man die Gesamtkorrelation auf die experimentellen Untersuchungen an, ergibt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den gemessenen und den prognostizierten Werten, was anhand von Abbildung 4-23 gezeigt wird. Bei den Positionen C05, C08 und W01oben müssen lediglich geringe Abweichungen akzeptiert werden.

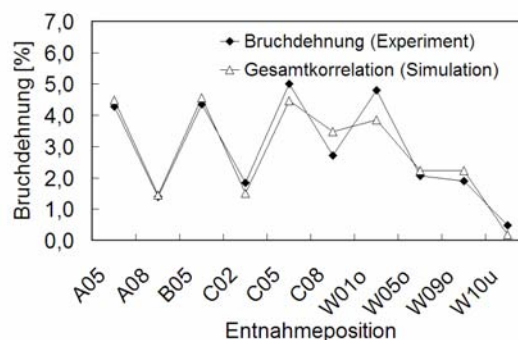


Abbildung 4-23: Vergleich prognostizierter und experimenteller Bruchdehnung A_5

Eine Berechnung der Bruchdehnung für die restlichen Zellen des Musterbauteils liefert folgende Verteilung (Abbildung 4-24 (a)). In der Mitte der Stufenplatte liegen die Werte mit ca. 4,5% am höchsten und nehmen mit zunehmender Wandstärke auf ca. 3,0% ab. Im angussnahen Bereich und hinter den Kerben bzw. in den Eckbereichen sind die Werte mit ca. 2,0% niedriger. Die geringsten Bruchdehnungen (ca. 1,0%) treten in den T-Stößen des linken bzw. rechten Querrahmens auf. Ein Schnitt senkrecht zur Stufenplatte im angussnahen Bereich zeigt (Abbildung 4-24 (b)), dass die Bruchdehnung in diesem Bereich einen Gradienten von der Mitte der Wandstärke ($A_5 = 1,5\%$) zur Bauteiloberfläche ($A_5 = 3,5\%$) aufweist.

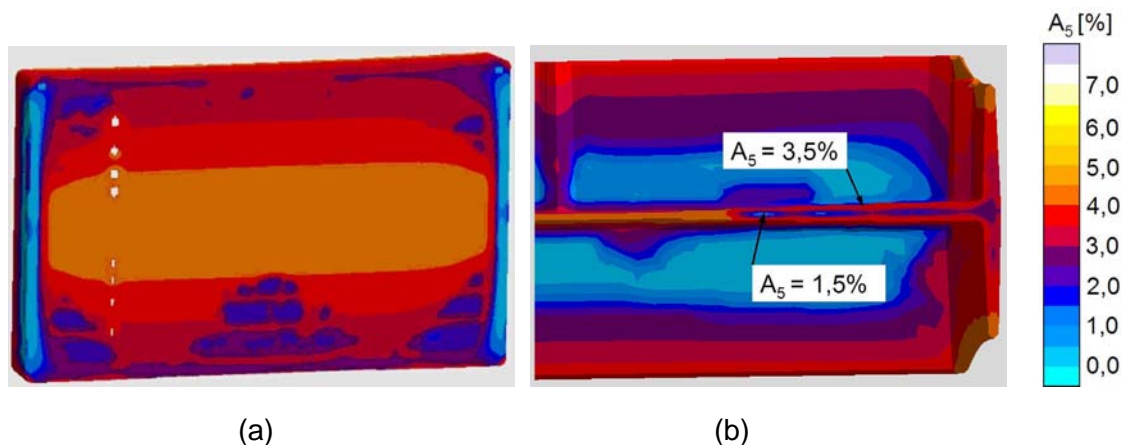


Abbildung 4-24: Berechnete Bruchdehnung: (a) Schnitt parallel zur Stufenplatte, (b) Schnitt senkrecht zur Stufenplatte im angussnahen Bereich

4.4 Diskussion der Modelle zur Prognose lokaler mechanischer Eigenschaften

In den folgenden beiden Kapiteln wird die Verteilung von Streckgrenze und Bruchdehnung aus experimenteller Sicht diskutiert und jeweils mit den numerischen Modellen verglichen. Dabei wird deutlich, dass im Druckgussprozess die Streckgrenze im Wesentlichen von der Erstarrung gesteuert wird, während die Bruchdehnung zusätzlich durch die Formfüllung beeinflusst wird. Außerdem wird noch die Sensibilität der numerischen Modelle hinsichtlich Probenentnahmeorte untersucht und die Eignung des verwendeten Musterbauteils zur Kalibrierung der Modelle diskutiert, was für die Übertragbarkeit auf weitere Druckgussbauteile aus der Legierung AlMg5Si2Mn wichtig ist.

4.4.1 Experimentelle und numerische Streckgrenze $R_{p0,2}$

Die Verteilung der Streckgrenzen hängt maßgeblich von den Wandstärken der Entnahmeorte und damit von der Erstarrung ab. Deshalb liegen Proben aus der Bauteilmittelpunkt (Wandstärke 2,0mm) bei Werten von über 156MPa. Mit zunehmender Wandstärke fallen die ermittelten Streckgrenzen bis auf 115MPa bzw. 92MPa in den 10mm dicken Querrahmen ab. Zur Veranschaulichung sind in Abbildung 4-25 (a) die mittels

Erstarrungssimulation berechneten Abkühlkurven in der Mitte der jeweiligen Wandstärke für die Bereiche C05, C08 und W05oben aufgetragen. Es zeigt sich, dass im dünnwandigen Bereich C05 die Temperatur mit 1,3s am schnellsten unter die Solidustemperatur von 593°C abfällt, während die Bereiche C08 (4,8s) bzw. W05oben (13,8s) deutlich langsamer abkühlen. Aufgrund des großen experimentellen Aufwandes (Instrumentierung der Druckgussform mit Thermoelmenten) wird hier auf eine Überprüfung verzichtet. Die Vielzahl der durchgeführten Untersuchungen in der Literatur [84]-[89] belegen aber die gute Aussagefähigkeit heutiger Berechnungsmodelle. Desweiteren kann davon ausgegangen werden, dass auch bei quantitativen Abweichungen z.B. aufgrund ungenauer physikalischer Materialwerte dennoch das qualitative Verhalten richtig abgebildet wird.

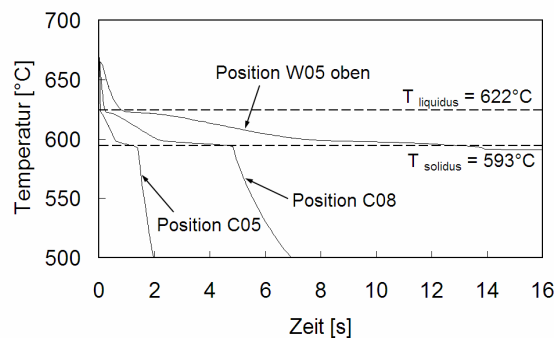


Abbildung 4-25: Abkühlkurven in den Probeentnahmeorten C05, C08 und W05oben,

Die eben beschriebenen Erstarrungsbedingungen (Abkühlgeschwindigkeit oder Erstarrungszeit) steuern die Ausbildung von Gefügestrukturen (Dendritenarmabstand, Korn Durchmesser und Lamellenabstand), die wiederum die Festigkeit der vorliegenden Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn beeinflussen. Diese Zusammenhänge sind bei Al-Si-Gusslegierungen umfangreich untersucht worden [51][91]-[94]. Für die erst in jüngster Zeit eingesetzten Al-Mg-Legierungen hingegen gibt es kaum Ergebnisse [15]. Deshalb werden im folgenden für Al-Mg-Gusslegierungen die relevanten Gefügeparameter identifiziert und in Beziehung zu Abkühlbedingungen und Streckgrenze $R_{p0,2}$ gesetzt.

Gusslegierungen zeichnen sich durch eine dendritische Erstarrung aus. Bei langsam abkühlenden Prozessen wie z.B. Sand- oder Kokillenguss findet man in metallographischen Schliffen diese Dendriten wieder. Üblicherweise wird der sekundäre Dendritenarmabstand d_s vermessen und in Beziehung zur Erstarrungszeit [91]-[93] oder Abkühlgeschwindigkeit [98][99] gesetzt. Verschiedene Untersuchungen bestätigen folgenden funktionalen Zusammenhang:

$$d_s = B \cdot \dot{T}^{-C} \quad (4-5)$$

B und C sind werkstoffspezifische Kennwerte. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit verringert sich der sekundäre Dendritenarmabstand. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Gefügeanalysen lassen jedoch im Material keine Dendriten erkennen. Dies ist auf die turbulente Formfüllung im Druckgussprozess in Verbindung mit dünnen

Wandstärken zurückzuführen, was bedingt durch Scherkräfte zwischen den entstehenden Dendriten teilweise zu einem Abbrechen und Einformen der einzelnen Dendritenarme führt. Die Folge ist, dass im Schlibbild α -Mischkristallkörner sichtbar sind. Alternativ kann der sekundären Dendritenarmabstand in Gleichung 4-5 durch den Korndurchmesser D ersetzt werden. Da dieser aber trotz verschiedener Abkühlgeschwindigkeiten nahezu konstante Werte von 7,8 bis 15,6 μm zeigt (Anhang D und E), ist dieser Gefügeparameter auch nicht zielführend. Die Hauptursache für die Schwankungen der Korndurchmesser ist darin zu sehen, dass je nach Schnittebene im Schlibbild primäre bzw. sekundäre Dendriten sichtbar sind.

Neben sekundären Dendritenarmabstand bzw. Korndurchmesser wird auch noch die Morphologie des Eutektikums durch die Erstarrung gesteuert [95]. Aufgrund der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen hat sich der Lamellenabstand zwischen den eutektischen Mg_2Si -Phasen als aussagefähig erwiesen. Diese Beobachtung wurde auch analog für Al-Si-Legierungen bei Tensi [96] und Paul [97] gemacht, weshalb eine zu Gleichung 4-5 äquivalente Formel vorgeschlagen wird:

$$\lambda_s = \gamma \cdot \dot{T}^{\frac{1}{\eta}} \quad (4-6)$$

Die Parameter γ und η sind wieder legierungsspezifisch und sind aus den experimentellen Untersuchungen bestimmt worden. Es gilt $\gamma = 2,0$ und $\eta = -4,5$. Dieser Zusammenhang ermöglicht es für Al-Mg-Gusslegierungen die Abkühlgeschwindigkeit mit einem Gefügeparameter zu koppeln.

Im nächsten Schritt wird eine Verknüpfung zwischen den Gefügemerkmalen und der Festigkeit hergestellt werden. Bei der hier vorliegenden Legierung handelt es sich um einen typischen metallischen Werkstoff der von einer Vielzahl von Fehlstellen durchsetzt ist. Dazu zählen Leerstellen bzw. eingelagerte Fremdatome (nulldimensionale Fehler), Versetzungen (eindimensionale Fehler) und Korn- bzw. Phasengrenzen (zweidimensionale Fehler). Diese beeinflussen bekanntermaßen die mechanischen Eigenschaften, da z.B. Korngrenzen die Versetzungsbewegung behindern. Für ein vielkristallines Material, das im wesentlichen aus unterschiedlich orientierten Körnern mit den dazwischenliegenden Korngrenzen besteht, setzt sich die zur Erzeugung einer plastischen Verformung benötigte Spannung aus zwei Anteilen – Kornanteil σ_K und Korngrenzenanteil σ_G – zusammen [101]:

$$\sigma = \sigma_K + \sigma_G \quad (4-7)$$

Der Kornanteil σ_K hängt ab von der Anzahl der gelösten Fremdatome. Der α -Mischkristall enthält in erster Linie Al-Atome, wobei Legierungsatome (siehe Tabelle 2) diese teilweise substituieren bzw. auf Zwischengitterplätzen eingelagert werden. Der festigkeitssteigernde Mechanismus ist die Mischkristallhärtung, die einen Teil zur Festigkeit beiträgt.

Der Korngrenzenanteil σ_G wird durch die Korngröße D beeinflusst. Je kleiner der Korndurchmesser ist, desto stärker wird die Versetzungsbewegung durch den höheren

Korngrenzenanteil behindert. Der Verfestigungsbeitrag nimmt dementsprechend zu. Aus der Versetzungstheorie lässt sich die Hall-Petch-Beziehung ableiten [102]:

$$\sigma_G = k \cdot D^{-\frac{1}{2}} = \frac{k}{\sqrt{D}} \quad (4-8)$$

Wie die Vermessungen des Korndurchmessers D gezeigt haben, ist er für die Legierung AlMg5Si2Mn im gesamten Bauteil nahezu gleich und somit liefert die Korngrenzenhärtung einen konstanten Beitrag zur Festigkeit.

Empirische Untersuchungen [101] haben gezeigt, dass der Korndurchmesser D durch vergleichbare Gefügekenngößen ersetzt werden kann. Denkbar ist bei Gusslegierungen der sekundäre Dendritenarmabstand d_s , der für den hier vorliegenden Werkstoff aber nicht bestimmbar ist. Stattdessen kann der Lamellenabstand λ_s als eine für die Streckgrenze $R_{p0,2}$ entscheidende Größe identifiziert werden (Abbildung 4-9). Somit kann Gleichung 4-8 auch folgendermaßen formuliert werden:

$$\sigma_{\lambda_s} = k \cdot \lambda_s^{-\frac{1}{2}} = \frac{k}{\sqrt{\lambda_s}} \quad (4-9)$$

Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt der Lamellenabstand ab, was zu einer der Korngrenzenhärtung vergleichbaren Lamellenhärtung führt. Diese Beobachtung steht im Widerspruch zu den Aussagen bei Hielscher [15]. Er beschreibt, dass für die Legierung AlMg5Si2Mn die Feinheit des Eutektikums unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit ist.

Die Verknüpfung der Gleichungen 4-7, 4-8 und 4-9 führt zu einer Beziehung, die den Kornanteil σ_K , den Korngrenzenanteil σ_G und den Lamellenanteil σ_{λ_s} berücksichtigt:

$$\sigma = \sigma_K + \sigma_G + \sigma_{\lambda_s} = \sigma_K + \frac{k_1}{\sqrt{D}} + \frac{k_2}{\sqrt{\lambda_s}} \quad (4-10)$$

Das vorgestellte Modell zeigt, dass die Festigkeit von Al-Mg-Druckgusslegierungen analog zu Al-Si-Legierungen beschrieben werden kann. Die drei festigkeitssteigernden Mechanismen sind Mischkristall-, Korngrenzen- und Lamellenhärtung. Die Darstellung in Abbildung 4-10 muss deshalb korrigiert werden. Die Graphik suggeriert, dass die Streckgrenze nur vom Lamellenabstand λ der Mg_2Si -Phasen abhängig ist. Tatsächlich liefern aber auch Mischkristall- und Korngrenzenhärtung einen jeweils konstanten Beitrag zur Festigkeit, was in Abbildung 4-26 dargestellt ist. Die Parameter k_1 und k_2 in Gleichung 4-10 sind legierungsspezifische Konstanten, die im Rahmen dieser Arbeit nicht ermittelt wurden, da sich alle drei festigkeitssteigernden Mechanismen bei den untersuchten Proben überlagern. Eine Separierung der einzelnen Effekte ist nur über umfangreiche Abgüsse von Proben und deren Charakterisierung möglich. In Abbildung 4-26 sind die drei Anteile deshalb nur schematisch dargestellt.

Beim schnell erstarrenden Druckgussprozess bietet sich der Korndurchmesser D zur Materialcharakterisierung an. Bei geringeren Abkühlgeschwindigkeiten - wie z.B. Sand-

oder Kokillenguss - empfiehlt es sich, den Korndurchmesser D durch den sekundären Dendritenarmabstand d_s zu ersetzen. Außerdem erlaubt diese Beziehung auch eine Parallele zu ferritisch-perlitischen Stählen zu ziehen. Im Ferrit sind Mn-Atome eingelagert, während im Perlit Si- und N-Atome gelöst sind. Diese leisten durch Mischkristallhärtung einen Beitrag zur Festigkeit. Die Korngrenzen zwischen den Ferritkörnern liefern durch Korngrenzenhärtung gemäß der Hall-Petch-Beziehung ihren Anteil. Die Lamellenhärtung wird durch einen Aufstau der Versetzungen an den α -/ Fe_3C -Phasengrenzen bewirkt [103].

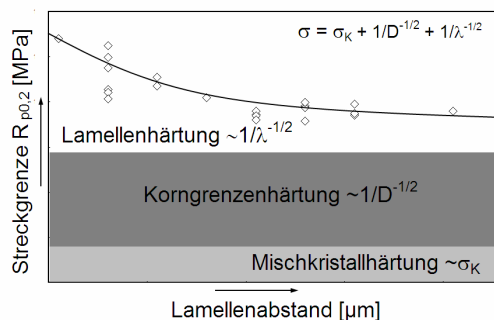


Abbildung 4-26: Schematische Darstellung der Anteile der drei festigkeitssteigernden Mechanismen bei Al-Mg-Gusslegierungen. Es handelt sich dabei um Mischkristall-, Korngrenzen- und Lamellenhärtung.

Der Randbereich von Druckgussbauteilen, die so genannte Speckschicht, ist aufgrund des schnellen Wärmeabtransports sehr fein ausgebildet (Abbildung 4-27 (a)). Die Eigenschaften dieser Randschicht könnten prinzipiell für die Lebensdauerberechnung von Druckgussbauteilen von Interesse sein, eine Werkstoffcharakterisierung ist aufgrund einer Breite von nur ca. 20 – 30 μm aber problematisch. Eine Abschätzung der Streckgrenze im Randbereich durch die in der Gießsimulation ermittelte Abkühlgeschwindigkeit ist denkbar. Man würde dabei aber den im Rahmen dieser Arbeit abgesicherten Datenbereich von ca. 20 bis 600 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ verlassen, da an der Bauteiloberfläche Werte bis zu 2000 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ auftreten können. Die berechneten Festigkeiten sind somit fraglich. Hinzukommt, dass zwei Aspekte in der Realität berücksichtigt werden müssen. Zum einen schwanken die Abkühlgeschwindigkeiten durch lokale Effekte an der Bauteiloberfläche. Zum anderen spielt die Wechselwirkung zwischen Schmelze und Trennmittel, die zur Kühlung der Form und zum Entformen des Bauteils eingesetzt werden, eine nicht zu vernachlässigende Rolle bei der Erstarrung. Beide Effekte beeinflussen die Ausbildung der Speckschicht.

Die Komplexität des Entstehungsprozesses der Randschicht in Druckgussbauteilen ist derzeit nicht im Detail verstanden. Erste experimentelle und numerische Untersuchungen finden sich bei Sannes [30] für die Magnesiumlegierung AM60B und bei Chen [104] für die Aluminiumlegierung AlSi11Cu2Fe1.

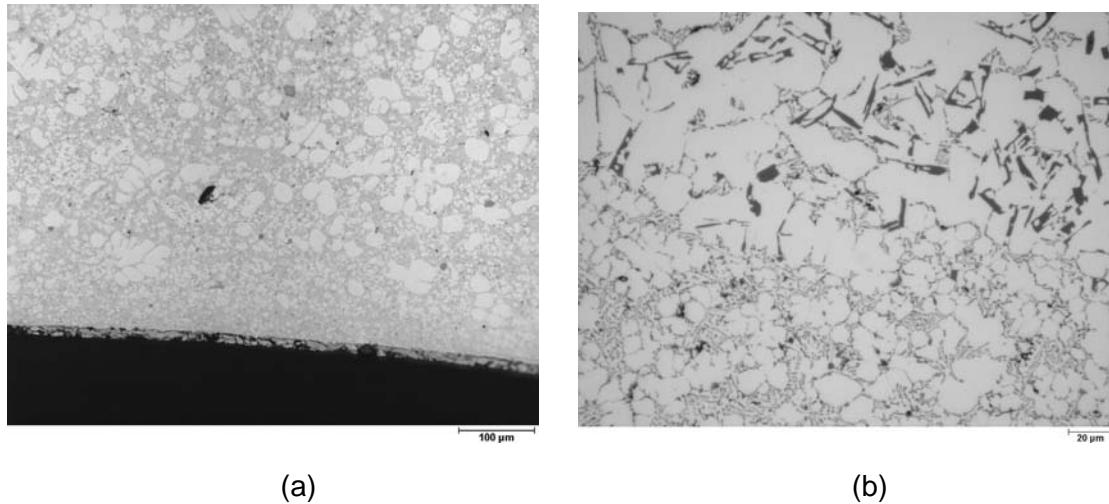


Abbildung 4-27: (a) Randschicht mit sehr feiner Gefügestruktur bedingt durch sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten an der Formwand, (b) Vorerstarrtes Material (obere Bildhälfte) mit grober Gefügestruktur

Für die tendenziell niedrigere Streckgrenze im angussnahen Bereich B02 im Vergleich zur angussfernen Position B08 sind vier Aspekte denkbar. Erstens könnte der voluminöse Anguss, der sehr spät erstarrt, als Wärmequelle wirken und eine langsamere Abkühlung in der Umgebung bewirken. Zweitens ist der Fließweg im angussnahen Bereich kürzer und damit der Zeitraum kleiner, in dem sich die Schmelze an der Formwand entlang bewegt und Wärme abgeben kann; daraus resultieren niedrigere Abkühlgeschwindigkeiten. Drittens wird möglicherweise kurz vor Ende der Formfüllung Material in das Bauteil gedrückt, das bereits in der Gießkammer teilweise erstarrt ist. Dadurch findet sich in der Nähe des Angusses verstärkt gröber ausgebildetes Gefüge (α -Mischkristall und Eutektikum) neben sonst deutlich feinerem Gefüge (Abbildung 4-27 (b)). Detaillierte Untersuchungen zum Phänomen der Vorerstarrung findet man für Magnesium bei Sannes [30]. Und viertens bilden sich Luftpolster aus, die veränderte Abkühlgeschwindigkeiten bewirken könnten. Die Betrachtung der letzten drei Punkte zeigt, dass in einigen Bauteilbereichen weitere Faktoren die Streckgrenze beeinflussen könnten, die die vorgestellte Kriteriumsfunktion zur Prognose der Streckgrenze aber nicht berücksichtigt. Deren Einfluss wird aufgrund einer guten Übereinstimmung zwischen den experimentell gemessenen und den berechneten Werten (Abbildung 4-20 (b)) aber als relativ gering eingestuft.

Zusätzlich zu den niedrigen Streckgrenzen im angussnahen Bereich, liegen auch die Werte über die gesamte Bauteilhöhe in den Bereichen A und C leicht unter den Werten aus dem Bereich B. In diesem Fall wirkt nicht der Anguss als Wärmequelle sondern vermutlich die dicken Querrahmen, die sehr spät erstarren (Abbildung 4-17 (d)). Eine Rolle spielt auch die Temperaturverteilung im Werkzeug nach Erreichen einer konstanten Formtemperatur, die im Rahmen der Zyklenberechnung ermittelt wurde. Liegt die Formtemperatur in der Bauteilmitte bei ca. 200°C (bewegliche Formhälfte, Abbildung 4-28 (a)) bzw. 235°C (stationäre Formhälfte, Abbildung 4-28 (b)), nimmt sie in beiden

Fällen in Richtung der Längs- und Querrahmen bis auf maximal 320°C zu. Die Folge ist ein langsamerer Wärmeabtransport; dies bringt wiederum einen größeren Lamellenabstand und eine niedrigere Streckgrenze in den Bereichen A und C mit sich. Die Temperaturunterschiede zwischen stationärer und beweglicher Formhälfte resultieren aus dem Temperiersystem.

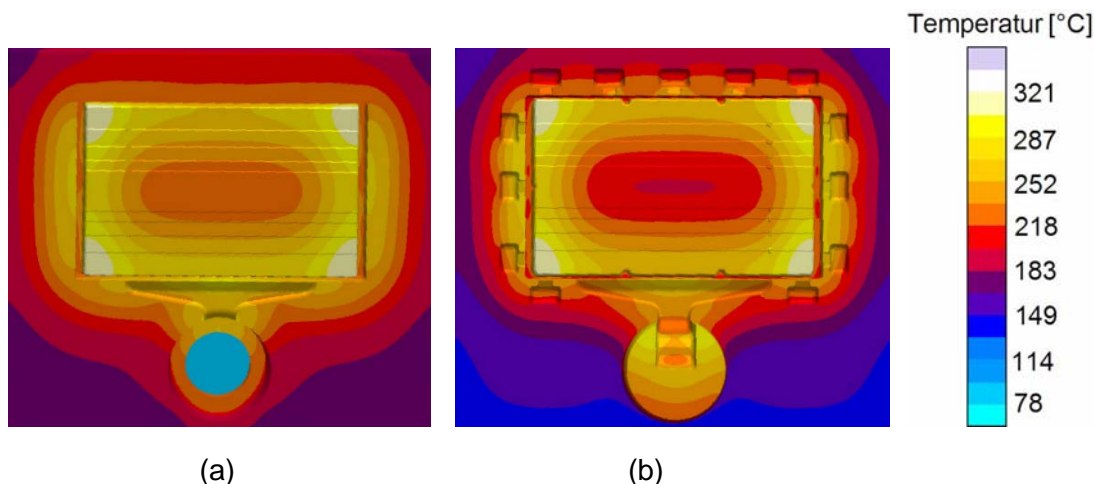


Abbildung 4-28: Temperaturverteilung im Werkzeug (a) bewegliche Formhälfte, (b) stationäre Formhälfte

Die entwickelte Kriteriumsfunktion (Gleichung 4-3) ermöglicht an den zur Kalibrierung verwendeten Positionen eine zuverlässige Vorhersage der experimentell gemessenen Streckgrenzen (Abbildung 4-20 (b)). Für eine zusätzliche Validierung werden Proben aus den Positionen A02, B02, B08, C04 und W06 unten herangezogen, die nicht zur Kalibrierung des Modells verwendet wurden, und mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Das Resultat ist in Abbildung 4-29 (a) dargestellt und zeigt mit geringen Abweichungen eine gute Übereinstimmung. Position B02 liegt im Experiment unter dem prognostizierten Wert, was auf die Ausbildung von Luftpolstern und den Anguss, der als Wärmequelle wirkt, zurückgeführt werden kann.

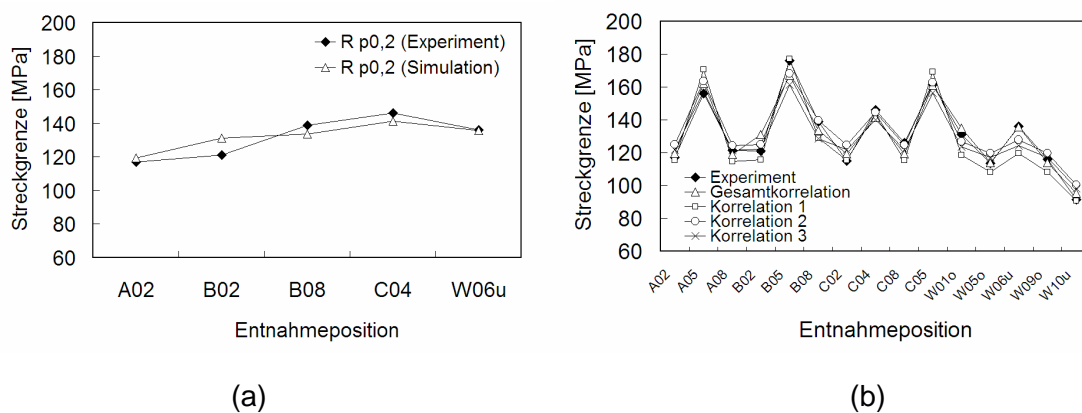


Abbildung 4-29: (a) Validierung des Modells zur Prognose der Streckgrenze, (b) Sensibilität des Modells zur Prognose der Streckgrenze ist hinsichtlich der zur Kalibrierung verwendeten Proben gering

Die Korrelation der Streckgrenze besteht aus einer Funktion, deren werkstoffabhängige Parameter sich aus den zur Kalibrierung verwendeten Messwerten ergeben. Die komplexen Geometrien dünnwandiger Druckgusskomponenten ermöglichen in den meisten Fällen nur eine begrenzte Entnahme von Proben. Deshalb stellt sich die Frage nach der Sensibilität des gefundenen Modells und des Einflusses der Probenentnahmeorte. Dazu werden mit der gleichen Vorgehensweise drei Korrelationen kalibriert, die jeweils nur auf einer Untermenge der bisher verwendeten Proben basieren. Die Untersuchungen beziehen sich auf folgende Gruppen:

- 1) Proben diagonal durch das Musterbauteil: Es handelt sich dabei um die Proben W10unten, A02, B05, C08 und W05oben. Somit sind verschiedene Wandstärken aus Querrahmen und Stufenplatte (Randbereiche A und C und mittlerer Bereich B) vertreten.
- 2) Proben aus dem Bereich C: Die Auswahl besteht aus den Proben C02, C04, C05, C08 und W06unten. Die hohen Wandstärken von linken und rechten Querrahmen werden nicht berücksichtigt.
- 3) Proben aus vergleichbaren Wandstärken (5mm): vier aus den Ecken des Bauteils (A02, A08, C02, C08) und eine aus dem Längsrahmen (W01oben).

Für die einzelnen Korrelationen gilt das gleiche Vorgehen wie beim Aufstellen der Gesamtkorrelation. Zuerst werden mittels Methode der kleinsten Fehlerquadrate die Parameter für die Abkühlgeschwindigkeit berechnet, dann wird eine analytische Erstarrungszeit bestimmt und mit der simulierten verglichen. Überschreitet der Betrag die Zeitdifferenz Γ , so wird zusätzlich die Erstarrungszeit berücksichtigt. In Abbildung 4-29 (b) sind die drei einzelnen Korrelationen der Gesamtkorrelation für alle Entnahmeorte im Bauteil gegenübergestellt. Die einzelnen Korrelationen verlaufen in einem Abstand von maximal 15MPa an den einzelnen Stützpunkten parallel. Auch die Proben aus den dicken Querrahmen, die in den Korrelationen 2 und 3 gar nicht enthalten waren, werden gut abgebildet. Das Modell der Streckgrenze lässt sich somit als stabil einstufen. Es ist nur geringfügig von den Entnahmeorten der zur Kalibrierung verwendeten Proben abhängig. Generell gilt, dass sich die Genauigkeit mit der Anzahl der Stützstellen verbessern lässt.

Das entwickelte Modell beinhaltet als Haupteinflussgröße die Abkühlgeschwindigkeit, die auch bei Greve [31] und Hilbinger [29] vorgeschlagen wird. Durch zusätzliche Berücksichtigung der Erstarrungszeit wird die Aussagefähigkeit noch verbessert. Die Ursache ist darin zu sehen, dass sich beispielsweise bei sehr langen Erstarrungszeiten, wie es bei Position W10unten zu beobachten ist, das Material deutlich länger im Zweiphasengebiet aufhält und verstärkte Diffusion zu einer Vergrößerung des Eutektikums führt. Die Folge ist ein Absinken der Streckgrenze. Analog dazu reduzieren kurze Erstarrungszeiten die Diffusion und bewirken mehr im Primärkristall gelöste Atome bzw. ein feineres Gefüge mit erhöhten Streckgrenzen.

Der bei Stroppe [37] und Todte [38] eingeführte Korrekturfaktor $(1-P)$ bzw. $(1-s-P)$, der eine Reduzierung der Streckgrenze aufgrund erhöhter Porosität vorhersagt, kann mit den vorliegenden Untersuchungen bestätigt werden. Zur Verdeutlichung werden die

beiden Positionen A08 und C08 (Abbildung 4-3) betrachtet. Metallographische Untersuchungen zeigen, dass die Porosität im Bereich hinter den Kerben (A08) aufgrund eingespülter Gase mit 3,5% um fast 1% höher liegt als auf der gegenüberliegenden Seite (C08, 2,6%). Deshalb ist die Streckgrenze im Bereich A08 ($R_{p0,2} = 122\text{MPa}$) um ca. 4MPa niedriger als im Bereich C08 ($R_{p0,2} = 126\text{MPa}$). Geht man von einem porenfreien Werkstoff mit einer Streckgrenze $R_{p0,2}^0 = 130\text{MPa}$ aus, so liefert die Beziehung

$$R_{p0,2} = R_{p0,2}^0 \cdot (1 - s \cdot P) \quad (2-6)$$

mit dem Rundheitsfaktor $s = 1,4$ [39] und der Porosität $P = 0,035$ bzw. $0,025$ unter Berücksichtigung der im Experiment auftretenden Streuungen eine gute Vorhersage.

4.4.2 Experimentelle und numerische Bruchdehnung A_5

Im Gegensatz zur Streckgrenze, die maßgeblich durch die Erstarrung gesteuert wird, hängt die Bruchdehnung zusätzlich noch von der Formfüllung ab. Beide Einflussgrößen lassen sich anhand des Musterbauteils untersuchen.

Der Einfluss der Erstarrung wird anhand der vermessenen Porengrößen in Abbildung 4-12 (a) deutlich. Der maximal auftretende Porendurchmesser nimmt von Position C02 (Wandstärke 2mm: $\varnothing \approx 365\mu\text{m}$) über Position C05 (Wandstärke 6mm: $\varnothing \approx 420\mu\text{m}$) bis Position W05oben (Wandstärke 10mm: $\varnothing \approx 520\mu\text{m}$) zu. Ursache dafür ist, dass zwischen Liquidus- und Solidustemperatur eine verstärkte Volumenkontraktion stattfindet, die bei dickeren Wandstärken eine höhere Erstarrungsporosität zur Folge hat. Ist das Angusssystem bereits erstarrt, so können die Poren in der Nachdruckphase nicht mehr verdichtet werden und verbleiben somit im Bauteil. Die Folgen sind sowohl eine Querschnittsminderung als auch Spannungskonzentrationen am Kerbgrund der Poren, was zur Abnahme der Bruchdehnung führt. Berdin [9] hat das Versagensverhalten der Druckgusslegierung AlSi9Cu3 durch in-situ-REM-Versuche untersucht. Er weist darauf hin, dass der Einfluss der Spannungsüberhöhung vernachlässigt werden kann, da in unmittelbarer Umgebung der Poren keine Rissinitiierung beobachtet wurde. Es überwiegt die Querschnittsreduzierung, was ein Versagen entlang des schwächsten Querschnitts bewirkt. Natürlich wird die Bruchdehnung bei den hier gemachten Betrachtungen auch vom Entnahmeort beeinflusst; dieser muss variiert werden, um überhaupt Proben verschiedener Wandstärken bzw. Erstarrungsbedingungen untersuchen zu können. Damit ist auch der Ablauf der Formfüllung von Bedeutung. Eine Separierung des Einflusses der Effekte ist hier nicht möglich.

Wie wichtig zusätzlich die Formfüllung ist, wird an zwei Beispielen gezeigt. Erstens wird der angussnahe Bereich B01 bis B03 und zweitens der Bereich hinter den Kerben im Bereich A06 bis A09 genauer untersucht.

In der Literatur wird für eine Stufenplatte [6] bzw. ein Mg-Getriebegehäuse [31] beschrieben, dass mit zunehmender Fließlänge der Schmelze im Bauteil Bruchdehnungen abnehmen. Als Ursache dafür kommen eingewirbelte Gase, Oxidhäute und Einspülung von Trennmittel in Frage. Das vorliegende Musterbauteil zeigt im Bereich kur-

zer Fließwege in unmittelbarer Angussnähe ein anderes Verhalten als in der Literatur beschrieben. Die computertomographischen Untersuchungen liefern einen Porositätsgrad von 0,82 Vol.-% im angussnahen Bereich. Dem gegenüber liegt der Wert im angussfernen Bereich bei 0,24% (Abbildung 4-14 (a) und (b)). Die Auswirkungen der Porosität lassen sich anhand der Bruchdehnungen ablesen. Liegen die Werte im angussfernen Bereich noch bei 3,5% (B08) so reduzieren sie sich auf ein Drittel (1,2%, B02) in Angussnähe. Eine plausible Erklärung für die erhöhte Porosität und die niedrigen Bruchdehnungen im angussnahen Bereich liefert eine genauere Betrachtung der simulierten Formfüllung im frühen Stadium (Anhang F (a)). Die Schmelze strömt mit hoher Geschwindigkeit aus dem 3mm dicken Anguss in die 6mm dicke Wandstärke der Stufenplatte. Im Bereich ober- und unterhalb des Schmelzestroms bilden sich Luftpolster (Abbildung 4-30 (a)), die im weiteren Verlauf der Formfüllung nicht mehr aus dem Bauteil entweichen können, da keine Überlaufbohren in diesem Bereich zur Verfügung stehen (Abbildung 4-30 (b)). Absicherbar ist diese These nicht, da beim Abgießen des Musterbauteils das Druckgusswerkzeug geschlossen und dieser Bereich für Untersuchungen somit nicht zugänglich ist.

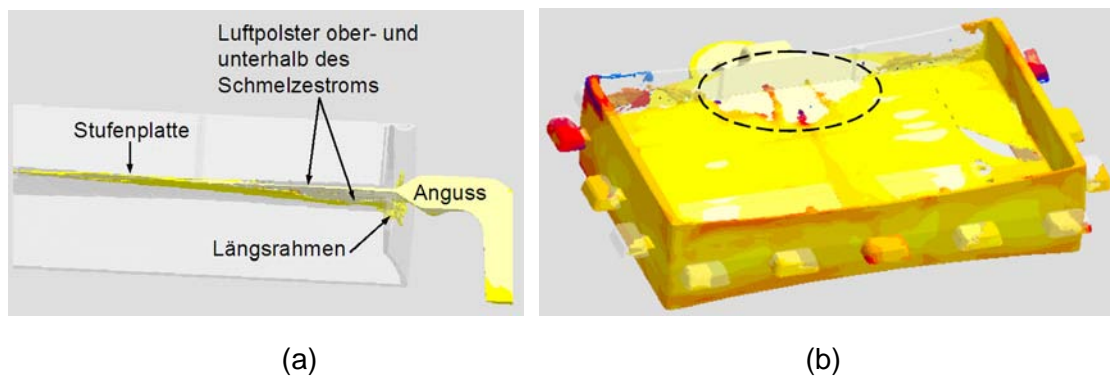


Abbildung 4-30: (a) Frühes Stadium der Formfüllung im angussnahen Bereich B01 bis B03, Schnitt durch Anguss und Stufenplatte zeigt die Ausbildung von Luftpolstern ober- und unterhalb des Schmelzestroms, (b) Am Ende der Formfüllung kann aufgrund mangelnder Entlüftungsbohren die Luft nicht entweichen, Bild bei einem Formfüllgrad von 85%

Bei einem Füllgrad der Form von ca. 40% trifft die Schmelze auf die Hindernisse im Bereich A05 bis A09. Sie wird zunächst abrupt abgestoppt und fließt dann zwischen den Hindernissen hindurch. Hinter den Kerben bilden sich Hohlräume aus, die im weiteren Verlauf sehr spät gefüllt werden. Auch hier können Gase nicht mehr entweichen und werden in das Material eingeschlossen. Bei der Entwicklung des Modells zur Prognose der Bruchdehnung zeigt sich im Bereich A08 deshalb ein erhöhter Luftgedruck (Abbildung 4-22 (a)). Die Folge ist, dass die im Bereich hinter den kreisrunden Kerben auftretende maximale Porengröße mit 750µm (Bereich A08) deutlich größer ist als auf der kerbfreien Seite (Bereich C08: 410µm). Die Bruchdehnung reduziert sich entsprechend um 50% von 2,7% (kerbfreie Seite C08) auf 1,4%.

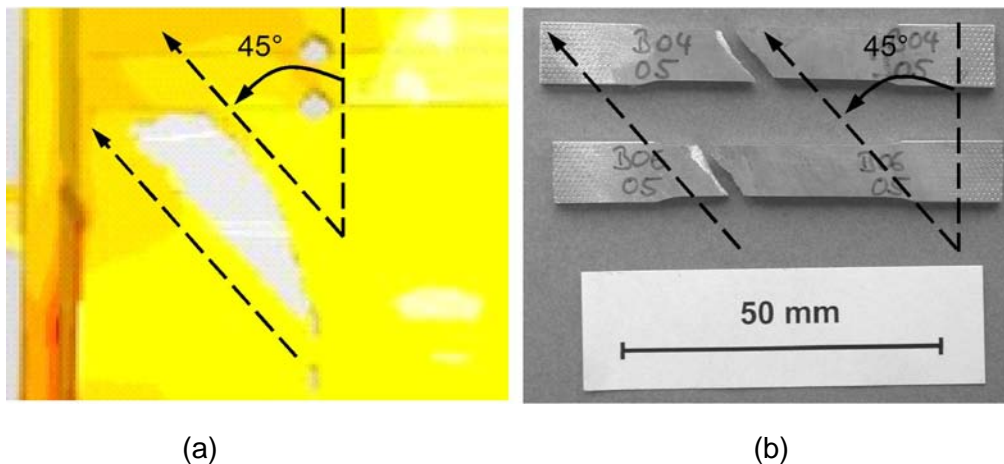


Abbildung 4-31: (a) Simulation zeigt im Bereich hinter einer Kerbe die Ausbildung eines Hohlraums unter einem Winkel von ca. 45°, der im Verlauf der Formfüllung erst sehr spät gefüllt wird, (b) Zugproben aus diesem Bereich brechen ebenfalls unter einem Winkel von 45° zur Belastungsrichtung aufgrund der Anwesenheit von Oxidhäuten

Im Bereich A05 liegt die Bruchdehnung mit 4,3% nur geringfügig niedriger als auf der gegenüberliegenden, kerbfreien Seite mit 5,0%. Hier spielen Oxidhäute eine Rolle für das Versagen. In Abbildung 4-31 sind zur Verdeutlichung einem Ausschnitt der Formfüllsimulation (Formfüllgrad: 82,5%) gebrochene Zugproben aus diesem Bereich gegenübergestellt. Zusätzlich ist die Strömungsrichtung durch die gestrichelten Pfeile in beiden Bildern gekennzeichnet. Es fällt auf, dass sich während der Formfüllung im Bereich hinter den Kerben unter einem Winkel von 45° ein Hohlraum ausbildet, der erst sehr spät gefüllt wird (Abbildung 4-31 (a)). Dadurch steht ausreichend Zeit für die Ausbildung von Oxidhäuten zur Verfügung. Diese schwächen den Werkstoff und bewirken, dass die Proben nicht senkrecht zur Zugbelastung brechen, sondern ebenfalls unter einem Winkel von 45° versagen (Abbildung 4-31 (b)). Die Bruchflächen erscheinen entsprechend glatt und glänzend. Auf eine detaillierte Analyse der Schichten wird aber verzichtet. Bei Sonntag [105] wurde ebenfalls bei der Legierung AlMg5Si2Mn gezielt der Einfluss der Fließrichtung untersucht, die sich auf der Bauteiloberfläche abzeichnet, indem Proben parallel, senkrecht und diagonal zu den Fließfiguren entnommen wurden. Es konnte jedoch kein signifikanter Unterschied in den Bruchdehnungen ermittelt werden, was sich mit den hier gefundenen Ergebnissen deckt.

Für die Verteilung der Bruchdehnung im Bauteil lässt sich festhalten, dass neben der Erstarrung auch die Formfüllung wichtig ist. Dies zeigt auch das Modell zur Prognose der Bruchdehnung. Signifikante Abweichungen treten speziell in den Bereichen auf, in denen die Formfüllung dominant wird und Gase in das Material eingespült werden. Während die Vorhersage erstarrungsbedingter Porosität mit heutigen Softwarepaketen möglich ist [6], gibt es noch keine physikalischen Modelle, um Gasporosität - bedingt durch eingewirbelte Luft oder Oxidhäute - während einer Gießprozesssimulation zu berechnen. Neben der Tatsache der unterschiedlichen Typen von Gießfehlern spielen auch noch deren Form, räumliche Anordnung und Größe eine Rolle. Alle diese Para-

meter streuen aber innerhalb einer Probe und auch von Bauteil zu Bauteil, wobei die unterschiedlichen Einflüsse nur durch großen experimentellen Aufwand zu separieren sind, was bei der Komplexität des hier vorliegenden Bauteils nicht möglich ist. Die Ermittlung einer Korrelation zwischen der Bruchdehnung und einem Fehlstellenanteil analog zu Streckgrenze und Lamellenabstand ist aus diesem Grund nicht möglich. Die Streuungen sind dafür zu groß (Abbildung 4-13). Caceres macht für eine Kokillengusslegierung die gleiche Beobachtung. Hinzukommt, dass die Ermittlung des Fehlstellenanteils selbst problematisch ist. Die Autoren Wendt, Sülflow und Eisenberg [106] haben dazu verschiedene Verfahren (Thermographie, Röntgen, Computertomographie etc.) verglichen, wobei sich die Computertomographie als sehr geeignet gezeigt hat, um Gasporosität zu detektieren. Trotz des Einsatzes dieser Technik im Rahmen der Arbeit erweist es sich dennoch nicht als praktikabel, da Oxidhäute oder Schlackeeinschlüsse dadurch nicht identifiziert werden können.

Deshalb wird im Rahmen dieser Arbeit der Werkstoff als ein Kontinuum betrachtet, bestehend aus der Mikrostruktur (α -Mischkristall, Eutektikum) und Gießfehlern (Erstarungs- und Gasporosität, Oxidhäute). Eine Unterscheidung der Fehlstellen entfällt, und nur der Einfluss der Gesamtheit der Fehler auf die Bruchdehnung bzw. den Versagenszeitpunkt wird betrachtet und mit Kriteriumsfunktionen berechnet. Gleiches gilt auch im nächsten Kapitel bei der Ermittlung von phänomenologischen Rissinitiierungsmodellen unter Berücksichtigung unterschiedlicher Gehalte von Gießfehlern.

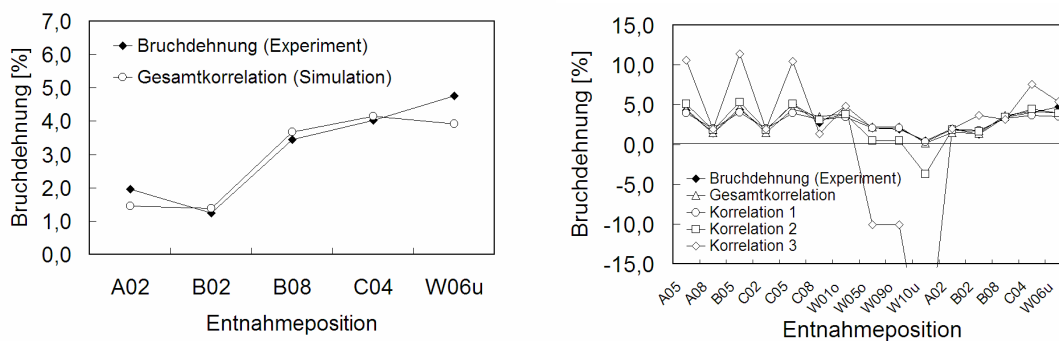


Abbildung 4-32: (a) Validierung des Modells für die Bruchdehnung, (b) Modell der Bruchdehnung zeigt sich enorm sensibel bezüglich der Probenentnahmeorte

Die Überprüfung der Aussagefähigkeit des Modells für die Bruchdehnung erfolgt analog zur Streckgrenze zweistufig. In einem ersten Schritt wird an fünf Positionen, die nicht zur Kalibrierung verwendet werden, die prognostizierte Bruchdehnung mit der nachträglich experimentell ermittelten verglichen. Das Resultat ist in Abbildung 4-32 (a) dargestellt. Es zeigt sich an allen Positionen eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation. Die geringfügigen Abweichungen im Bereich A02 (0,51%) und W06unten (0,84%) sind angesichts der auftretenden Streuungen im Experiment noch akzeptabel. Somit steht eine Kriteriumsfunktion zur Verfügung, mit der innerhalb des untersuchten Musterbauteils die Bruchdehnung gut vorhergesagt werden kann.

Zweitens wird die Sensibilität betrachtet, indem wiederum die drei bereits vorgestellten Untergruppen (siehe Seite S. 62) zur Modellkalibrierung verwendet werden. Im Gegensatz zur Streckgrenze ist ein starker Einfluss der zur Kalibrierung verwendeten Entnahmeorte der Proben erkennbar (Abbildung 4-32 (b)). Korrelation 1 (Proben diagonal entnommen) liefert noch zur Gesamtkorrelation vergleichbare Ergebnisse, während Korrelation 2 (Proben aus Bereich C) speziell bei erhöhten Wandstärken (W09oben und W10unten) sogar negative Bruchdehnungen prognostiziert. Korrelation 3 (Proben aus den Eckbereichen und Längsrahmen) liefert an den verwendeten Stützstellen (A02, A08, C02, C08 und W01oben) zwar ähnliche Werte wie die Gesamtkorrelation, zeigt aber bei erhöhten Wandstärken (W05 oben, W09oben und W10unten) negative Bruchdehnungen zwischen -10% und -32%. Im Bereich dünner Wandstärken (A05, B05, C04 und C05) liegen die Werte hingegen deutlich zu hoch.

Die Ursache ist darin zu sehen, dass zusätzlich zur Erstarrung auch noch die Formfüllung eine wichtige Rolle spielt. Beispielsweise zeigen Proben die aufgrund vergleichbarer Wandstärken und Lage auch nahezu identische Abkühlbedingungen besitzen, deutlich unterschiedliche Bruchdehnungen. Als Beispiel seien hier die Positionen A08 und C08 oder B02 und C02 erwähnt. In beiden Fällen kommt es aufgrund der Formfüllung zu Gaseinschlüssen (Lufteinwirbelungen hinter den Kerben, Ausbildung von Luftpolstern), was eine deutliche Reduzierung der Bruchdehnung bewirkt, obwohl die Abkühlbedingungen vergleichbar sind. Diese Überlegung macht deutlich, dass für den Druckgussprozess das Zusatzkriterium des Luftgedrucks eine hilfreiche Größe ist, um derartige Phänomene abbilden zu können. Für weniger dynamisch ablaufende Gießprozesse wie Sand- oder Kokillenguss hat die Formfüllung nicht diese Bedeutung. Dies wird anhand der Arbeiten von Todte deutlich, der zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften eines im Kokillenguss hergestellten Zylinderkopfes lediglich Kriteriumsfunktionen verwendet, die auf dem Zusatzkriterium der Erstarrungszeit aufbauen.

Das im Rahmen dieser Arbeit vorgestellte Modell zur Prognose der Bruchdehnung liefert die Möglichkeit innerhalb des Musterbauteils die Bruchdehnung vorherzusagen; die Übertragbarkeit ist aufgrund der starken Sensibilität des Ergebnisses aber im Detail zu prüfen. Eine Anwendung der Modelle auf große dünnwandige Strukturbauteile ist kritisch einzustufen, da hier beispielsweise die Fließlänge einen Einfluss haben wird, die im vorhandenen Modell keine Berücksichtigung findet. Dieses Zusatzkriterium der Formfüllung ermöglicht die Unterscheidung zwischen angussnahen und angussfernen Bereichen. Erste Untersuchungen an einem großflächigen Strukturbauteil bestätigen diese Vermutung.

Abschließend ist zu erwähnen, dass die Streckgrenzen bei Wandstärken im Bereich von 2,0 bis 5,0mm im Mittel 30MPa unter den Literaturwerten liegen. Bei höheren Wandstärken stimmen sie gut mit den Literaturangaben überein. Die Bruchdehnungen hingegen bewegen sich selbst bei Auswahl der jeweils höchsten Werte im gesamten Musterbauteil mit maximal ca. 5% auf einem sehr niedrigen Niveau. Damit liegen die Werte fast 70 bis 80% unter den Literaturwerten, die in Abhängigkeit von der Wandstärke mit 6 bis 18% dokumentiert werden (Abbildung 4-33, [16]).

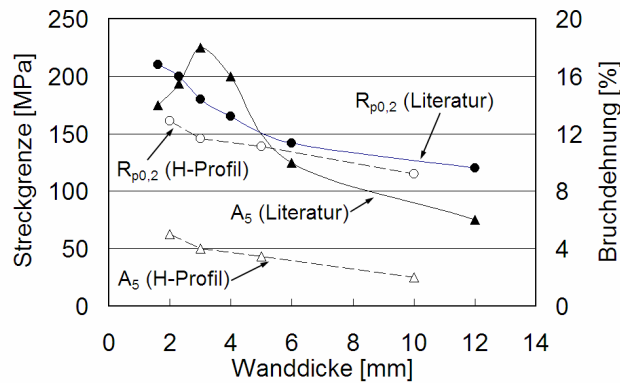


Abbildung 4-33: Streckgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wandstärke – Vergleich der vorliegenden Ergebnisse mit Literaturwerten

Ursache dafür ist, dass das Bauteil auf eine einfache Probenentnahme hin konzipiert wurde und gießtechnische Aspekte wie beispielsweise eine optimale Entlüftung oder eine gezielte Erstarrung in Richtung des Angusses nicht berücksichtigt wurden. Hinzu kommt, dass auch die Formtemperierung auf ein notwendiges Minimum reduziert wurde, um die Herstellungskosten gering zu halten. Mangels aufwendiger Kühlkreisläufe kommt es dann im Übergang von der Stufenplatte zu Längs- und Querrahmen zu erhöhten Temperaturen und zu tendenziell geringeren Streckgrenzen; dies erklärt auch die Abweichungen bei niedrigeren Wandstärken.

4.5 Zusammenfassung

Die Verteilung von Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung A_5 der Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn wird mittels Zugversuchen an definierten Probeentnahmeorten im Musterbauteil bestimmt. Es erfolgt deren Diskussion in Abhängigkeit von Formfüllung und Erstarrung, die parallel mit dem Softwarepaket MAGMASOFT® simuliert werden. An den identischen Positionen werden Zusatzkriterien (z.B. Fließlänge, Füllzeit, Abkühlgeschwindigkeit, Erstarrungszeit) ausgewertet, die mit den mechanischen Kennwerten korreliert werden, um Kriteriumsfunktionen zur Prognose von Streckgrenze und Bruchdehnung zu ermitteln. Die Kernaussagen werden im folgenden kurz dargestellt:

- 1) Die neu entwickelte Kriteriumsfunktion zur Prognose der Streckgrenze $R_{p0,2}$ berücksichtigt erstmalig sowohl die Abkühlgeschwindigkeit als auch die Erstarrungszeit und damit den gesamten Erstarrungsablauf. Bisherige Modelle für Al-Kokillen- [39] bzw. Magnesiumdruckguss [31] beinhalten nur eine der beiden Parameter. Die Haupteinflussgröße ist auch beim neuen Modell die Abkühlgeschwindigkeit. Treten aber signifikante Unterschiede auf zwischen einer auf Basis der Abkühlgeschwindigkeit analytisch berechneten und der simulierten Erstarrungszeit, so wird zusätzlich die Erstarrungszeit berücksichtigt. Durch Variation der zur Kalibrierung verwendeten Proben konnte gezeigt werden, dass die vorliegende Kriteriumsfunktion nahezu unabhängig von der Probenauswahl ist. Das Modell ermöglicht somit eine zuverlässige Vorhersage der Steckgrenze

- $R_{p0,2}$ für Druckgusskomponenten der Legierung AlMg5Si2Mn. Die Anwendbarkeit auf andere Legierungen und Gießverfahren gilt es zu prüfen.
- 2) Untersuchungen von Gefügemerkmalen (z.B. Korndurchmesser, eutektischer Lamellenabstand) zeigen, dass die Festigkeit von Al-Mg-Druckgusslegierungen das Resultat von Mischkristall-, Korngrenzen- und Lamellenhärtung ist. Für die vorliegende Legierung AlMg5Si2Mn liefern Mischkristall- und Korngrenzenhärtung einen konstanten Beitrag zur Festigkeit, während der Anteil der Lamellenhärtung gemäß der Hall-Petch-Beziehung mit abnehmendem Lamellenabstand zunimmt. Die Ergebnisse belegen, dass sich die wenig untersuchten [15] und erst in jüngster Zeit eingesetzten Al-Mg-Gusslegierungen analog zu Al-Si-Gusslegierungen beschreiben lassen. Für schnell erstarrende Druckgusslegierungen empfiehlt es sich den Durchmesser der primären α -Mischkristalle zu verwenden. Der sekundäre Dendritenarmabstand ist besser geeignet, um langsam abkühlende Sand- oder Kokillengusswerkstoffe zu beschreiben.
 - 3) Die Kriteriumsfunktion zur Prognose der Bruchdehnung basiert auf der neuentwickelten Kopplung des Erstarrungszeit- und des Gradientenkriteriums. Bei sehr schneller bzw. langsamer Abkühlgeschwindigkeit ist die Erstarrung dominant, so dass das Erstarrungszeitkriterium gute Resultate liefert. Im Bereich mittlerer Abkühlgeschwindigkeiten bei gleichzeitig hohem Luftgedrückt kann die Bruchdehnung durch das Gradientenkriterium vorhergesagt werden. Im Gegensatz zu Sand- oder Kokillenguss, bei denen die Formfüllung vergleichsweise langsam erfolgt, ist im Druckguss die Formfüllung dominant. Gase können in der Kavität eingeschlossen werden, die die Bruchdehnung reduzieren. Das Zusatzkriterium des Luftgedrückt identifiziert diese Bereiche. Im Gegensatz zum Modell für die Streckgrenze reagiert das Modell der Bruchdehnung sensibel auf die zur Modellkalibrierung verwendete Probenauswahl. Die Übertragbarkeit auf weitere Werkstoffe und Bauteile muss in jedem Fall kritisch überprüft werden.
 - 4) Eine Korrelation der auftretenden Porosität zur Bruchdehnung kann aufgrund der großen Streubreiten nicht gefunden werden. Zwar nimmt die Bruchdehnung mit zunehmendem Porositätsgrad tendenziell ab. Ein funktionaler Zusammenhang lässt sich aber nicht ableiten, da zusätzlich formfüllungsbedingte Fehlstellen wie Oxidhäute oder Schlackeeinschlüsse die Bruchdehnung beeinflussen, welche durch zerstörungsfreie Prüftechniken (Computertomographie, Röntgen) jedoch nicht erfasst werden können.

5 Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle unter Berücksichtigung lokaler mechanischer Eigenschaften

5.1 Experimentelles und numerisches Untersuchungsprogramm

Zur Ermittlung eines Materialmodells ist es notwendig, das Deformations- sowie das Versagensverhalten eines Werkstoffes beschreiben zu können.

Ersteres ergibt sich aus den elastischen und plastischen Eigenschaften eines Materials und wird im Rahmen dieser Arbeit anhand eines uniaxialen Zugversuches untersucht, wobei lokal unterschiedliche Gefügeausbildungen berücksichtigt werden.

Das zweite hängt im Wesentlichen vom Spannungszustand und der Anhäufung von Gießfehlern ab. Dazu werden mittels einer Scherzug-/Scherdruckapparatur experimentelle Untersuchungen durchgeführt, die aus zwei unterschiedlichen Perspektiven betrachtet werden. Zum einen werden Versagensmechanismen für unterschiedliche Spannungsmehrachsigkeiten diskutiert. Andererseits werden mittels einer kontinuumsmechanischen FE-Modellierung Spannungs- und Dehnungszustände analysiert, um daraus phänomenologische Rissinitiierungsmodelle abzuleiten, die es für die Al-Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn auf Komponentenebene erlauben, Rissorte vorauszuberechnen.

5.1.1 Uniaxialer Zugversuch

Die FE-Berechnung benötigt als Eingabeparameter zur Beschreibung des Deformationsverhaltens eines Materials den Elastizitätsmodul E und die Querkontraktionszahl ν für den elastischen Bereich und die wahre plastische Spannungs-Dehnungskurve (Fließkurve) für den plastischen Bereich.

Die elastischen Kennwerte E und ν werden der Literatur [107][108] entnommen. Für den E -Modul wird der Wert 70 GPa und für die Querkontraktionszahl 0,33 verwendet.

Die benötigten Fließkurven werden an den gleichen Flachzugproben bestimmt, die auch der Ermittlung der Werkstoffkennwerte für das Modell zur Prognose der mechanischen Eigenschaften dienen. Die Bauteilbereiche B02 und B08 dienen zur Kalibrierung der Fließkurven, da hier unter anderem auch die Probenentnahme erfolgt, die in Kapitel 5.3.4 und 5.3.5 zur Entwicklung der phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle verwendet werden.

Die aufgezeichneten Kraft-Weg-Verläufe werden unter Berücksichtigung von Querschnitt und Messlänge in technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme umgerechnet und hinsichtlich ihres Nullpunktes korrigiert, so dass die elastische Gerade durch den Ursprung verläuft. Die Berechnung der wahren Spannungen σ_w und der wahren, plastischen Dehnungen $\varepsilon_{w,pl}$ erfolgt mittels:

$$\sigma_w = \sigma_t \cdot (1 + \varepsilon_t) \quad (5-1)$$

$$\varepsilon_{w,pl} = \varepsilon_w - \frac{\sigma_w}{E} = \ln(1 + \varepsilon_t) - \frac{\sigma_w}{E} \quad (5-2)$$

Eine Extrapolation der Kurven hin zu höheren Dehnungen ist notwendig, da beispielsweise bei Scherbelastungen höhere Dehnungen auftreten als bei uniaxialen Zug. Dazu wird das Verfestigungsgesetz nach Ludwik [109] verwendet:

$$\sigma_w = \sigma_0 + K\varepsilon_{w,pl}^n \quad (5-3)$$

Dieses zeigt, dass das Verhalten der vorliegenden Werkstoffe genau genug beschrieben werden kann. Die Methode der Minimierung der Fehlerquadratsumme wird verwendet, um die Parameter σ_0 , K und n zu optimieren.

5.1.2 Scherzug-/Scherdruckversuche: Experiment und FE-Modell

In der Einleitung wurde bereits dargestellt, dass der Zeitpunkt der Rissinitiierung in Metallen von der Spannungsmehrachsigkeit abhängt. In der vorliegenden Arbeit wird eine spezielle Scherzug-/Scherdruckapparatur und eine eigens entwickelte Probengeometrie verwendet, um die Rissinitiierung der Al-Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn bei verschiedenen Spannungsmehrachsigkeiten und Porositätsgraden zu ermitteln. Die Versuchsapparatur und die Probengeometrie wurden bereits bei früheren Untersuchungen des Versagensverhaltens einer Al-Si-Kokillengusslegierung [2][71] und einer Al-Si-Druckgusslegierung [58] eingesetzt.

Probengeometrie und FE-Modell

In Abbildung 5-1 (a) bzw. (b) ist eine Drauf- bzw. Seitenansicht der verwendeten Probengeometrie dargestellt. Die Probe besteht in der Mitte aus einem 1,0mm dicken Prüfbereich, der von 3,0mm dicken Probenschultern umgeben ist. Der Übergang zwischen diesen unterschiedlich dicken Bereichen erfolgt entlang von zwei konkaven Kreissegmenten mit einem Radius von 20,00mm, wobei in den Kerben der Radius bedingt durch die Geometrie des Fräsers 0,50mm beträgt. Linke bzw. rechte Begrenzung des dünnen Prüfbereichs sind von konvexer Gestalt mit einem Radius von 14,38mm.

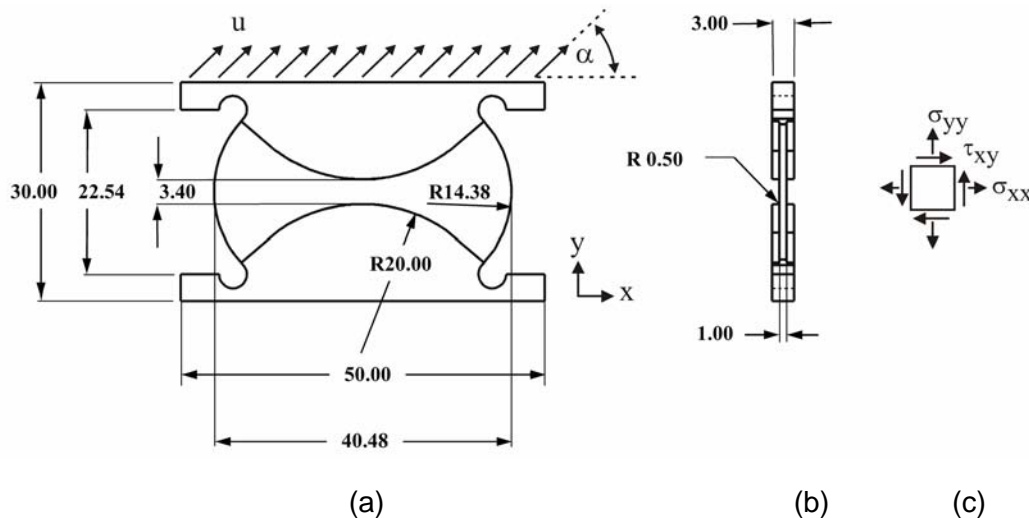


Abbildung 5-1: Technische Zeichnung der verwendeten Probengeometrie (a) Draufsicht, (b) Seitenansicht, (c) Spannungszustand im Prüfbereich

Die Herstellung der Proben erfolgt mit einer Bandsäge, indem das Rohmaterial mit ausreichend großem Aufmass an den zu untersuchenden Positionen im Bauteil entnommen wird. Durch CNC-Bearbeitung erfolgt die Fertigung auf das Endmaß. Entstehende Wärme ist dabei durch entsprechende Kühlung zu vermeiden, um eine Veränderung der Mikrostruktur und damit der mechanischen Eigenschaften zu verhindern. Außerdem ist zu berücksichtigen, dass die Oberflächenrauigkeiten möglichst gering zu halten sind ($R_z = 4 \mu\text{m}$), um Kerbwirkungen, die eine Verfälschung der zu ermittelnden Werte bewirken würden, auf ein Minimum zu reduzieren. Vor der Prüfung wird mittels einer Mikrometerschraube sichergestellt, dass die Probendicke im Toleranzbereich liegt.

Die Spannungs- und Dehnungsfelder die zur Entwicklung der phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle notwendig sind, werden innerhalb des 1,0mm dünnen Prüfbereichs durch Finite Elemente Modellierung berechnet. Das FE-Netz wurde bereits zur Charakterisierung einer wärmebehandelten Al-Si-Druckgusslegierung verwendet [58] und besteht aus 3500 vierknötigen Elementen vom Typ CPS4R [110]. Die charakteristische Elementkantenlänge im 1,0mm dicken Prüfbereich liegt bei ca. 0,5mm. Die Elemente der Probenschulter sind 3,0mm dick und die Kantenlänge liegt bei ca. 0,75mm. Die Vergrößerung im Randbereich dient der Rechenzeitverkürzung. Abbildung 5-2 (a) zeigt das FE-Netz und die gewählten Randbedingungen: alle Knoten in Kontakt mit dem unbeweglichen Probenhalter werden rotatorisch und translatorisch Null gesetzt (NSET *Fixed*), während alle Knoten in Kontakt mit dem beweglichen Probenhalter in der x-y-Ebene translatorisch frei sind und die restlichen Freiheitsgrade gesperrt sind (NSET *Movable*). Um den Einfluss der Netzfeinheit auf die Lage der Versagensgrenzkurve zu ermitteln wird anhand von vier verschiedenen Elementkantenlängen (1,70mm, 0,85mm, 0,43mm und 0,22mm) die Dehnungsverteilung innerhalb des Prüfbereichs untersucht (Abbildung 5-2 (b) bis (e)). Ausgehend von der größten Elementkantenlänge wird durch ein *Element Splitting* die jeweils nächst kleinere Elementgröße erzeugt,

indem die Kanten halbiert werden. Die Vernetzung erfolgt in HyperMesh 6.0. Elementtyp und Randbedingungen sind identisch mit den oben beschriebenen.

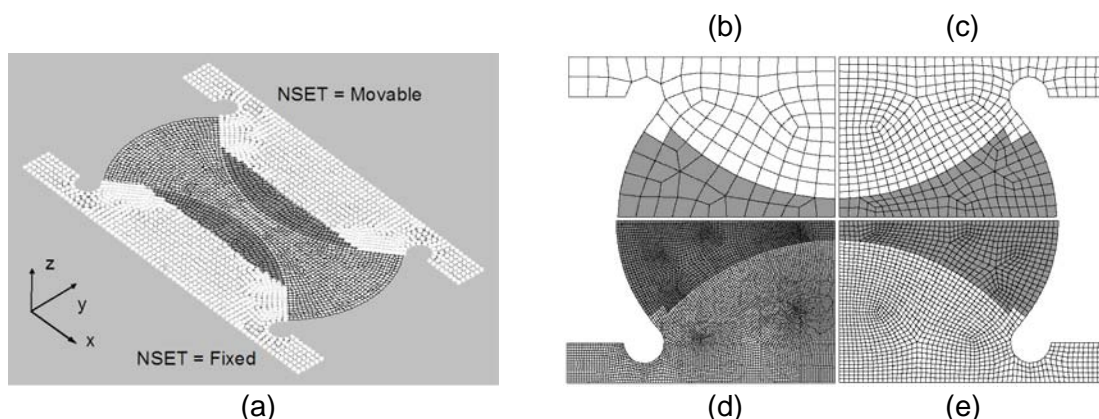


Abbildung 5-2: (a) FE-Netz und Randbedingungen; Untersuchung des Einflusses der Netzfeinheit an FE-Netzen mit einer mittleren Kantenlänge von (b) 1,70mm, (c) 0,85mm, (d) 0,43mm, (e) 0,22mm

Während der Prüfung wird auf die obere Probenschulter eine Verschiebung u aufgebracht (Abbildung 5-1 (a)), während die untere in der Prüfvorrichtung fixiert ist. Der Prüfwinkel α beschreibt die Orientierung der Verschiebung am oberen Probenrand. Es gilt

$$\tan \alpha = \frac{|u_x|}{|u_y|}, \quad 0^\circ \leq \alpha \leq 90^\circ \quad (5-4)$$

wobei u_x und u_y die horizontale und die vertikale Komponenten der Verschiebung darstellen. Für die Gesamtverschiebung gilt [71]:

$$u = \text{sign}(u_y) \sqrt{u_x^2 + u_y^2} \quad (5-5)$$

Wie schematisch in Abbildung 5-1 (c) gezeigt ist, treten im Probenzentrum Kombinationen aus Normal- und Scherspannungen auf. In Abhängigkeit von Prüfwinkel und Belastungsrichtung (Zug/Druck) können im Prüfbereich Spannungszustände mit verschiedenen Spannungsmehrsigkeitsrichtungen eingestellt werden. Diese Spannungsmehrsigkeitsrichtungen variieren innerhalb der Probe, aber bedingt durch die Kerbenform der Probe erfolgt die Rissinitiierung sehr wahrscheinlich in der näheren Umgebung des Probenzentrums, wo der Wert durch folgende Formel abgeschätzt werden kann [71]:

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_v} = \frac{\text{sign}(u_y)}{\sqrt{3}} \sqrt{1 + \frac{1}{4 \tan^2 \alpha}} \quad \text{für } 0^\circ \leq \alpha \leq 90^\circ \quad (5-6)$$

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass bei ansteigendem Prüfwinkel von $\alpha = 0^\circ$ bis $\alpha = 90^\circ$ auch die Spannungsmehrsigkeitsrichtung gleichmäßig von 0,00 auf 0,58 für Zug-

belastung ansteigt ($u_y > 0$), während sie für Druckbeanspruchung ($u_y < 0$) gleichmäßig von 0,00 auf -0,58 fällt.

Scherzug-/Scherdruckapparat und FE-Modell

Die vertikalen und horizontalen Verschiebungen werden mittels eines Prototypen einer Scherzug-/Scherdruckapparat auf die Probe aufgebracht. Abbildung 5-3 (a) zeigt den Versuchsaufbau.

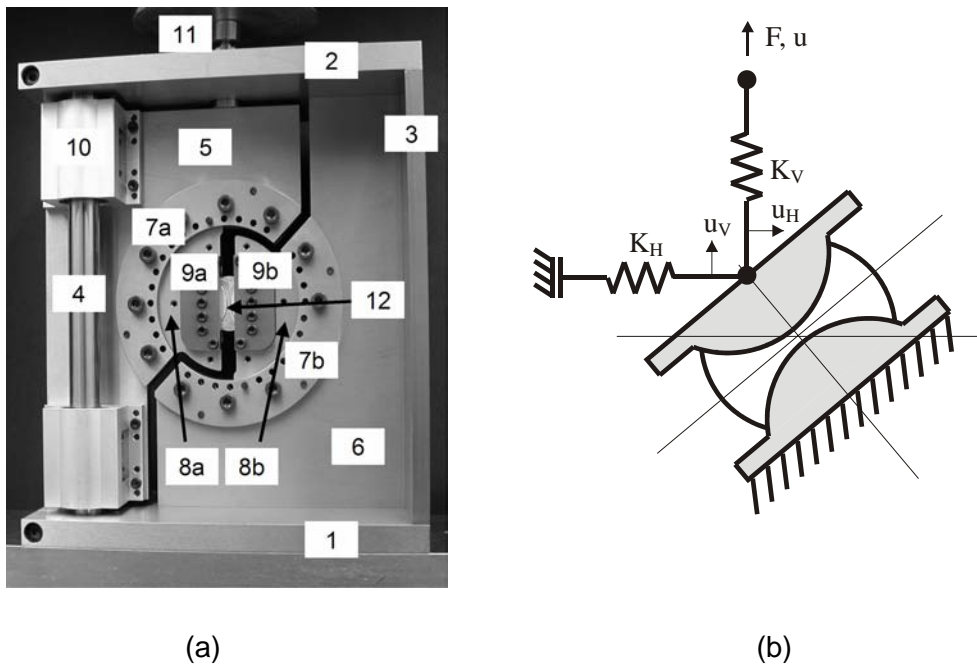


Abbildung 5-3: (a) Versuchsaufbau, (b) FE-Modell der Scherzug-/Scherdruckapparat

Die Prüfvorrichtung besteht aus einer festen und einer beweglichen Hälfte. Der feste Teil (1, 2, 3, 6, 7b, 8b, 9b) wird in einer Universalprüfmaschine (Zwick 1484) durch vier Spannbacken auf einer soliden Grundplatte fixiert. Durch entsprechend ausgelegte Adapter wird der bewegliche Teil (5, 7a, 8a, 9a) mit der Krafteinleitungsvorrichtung (11) verbunden und ist entlang einer vertikalen Führungsschiene (4) durch Rollenlager (10) verschiebbar. Der zu prüfende Spannungszustand lässt sich über den Prüfwinkel einstellen. Dies erfolgt durch eine feste Positioniermechanismus (7a, 7b) mit drehbaren Einsätzen (8a, 8b). Dazu sind die Löcher in der Positioniermechanismus (7a, 7b) um 11° versetzt angeordnet, während in den Einsätzen (8a, 8b) selbst ein Winkel von 10° vorgegeben ist. Diese Anordnung erlaubt Prüfwinkel von $0^\circ - 90^\circ$ in 1° -Schritten zu realisieren. Ist der gewünschte Winkel eingestellt, werden die Einsätze über Bolzen, die in die Bohrungen geschoben werden, fixiert. Die Schrauben der Positioniermechanismus werden mit 9Nm angezogen. Es ist zu beachten, dass aufgrund des nicht exakt symmetrischen Aufbaus der Vorrichtung von $0^\circ - 45^\circ$ und von $45^\circ - 90^\circ$ zwei unterschiedliche Anordnungen zu verwenden sind. Durch die zwei Spannbacken (9a, 9b), die jeweils mit sieben Schrauben befestigt werden, wird die Probe (12) zwischen dem starren und dem beweglichen Bereich der Prüfvorrichtung eingespannt und kann mit einer

gleichmäßigen Verschiebung an der oberen, beweglichen Probenschulter belastet werden. Ein Anziehen der Schrauben mit 9Nm mittels Drehmomentschlüssel sichert reproduzierbare Versuchsbedingungen und gewährleistet die notwendige Kraftübertragung. Zusätzlich werden auf die Einsätze (8a, 8b) noch Bolzen angeschraubt, die am Ende abgeflacht sind. Hier werden lokale Wegaufnehmer aufgesetzt, die die auftretenden Verschiebungen möglichst nah an der Probe messen, damit hier auftretende Fehler bedingt durch Nachgiebigkeiten bei der Universalprüfmaschine bzw. der Prüfapparatur vermieden werden. Die Kräfte werden über die in der Maschine integrierten 200kN Kraftmessdose aufgezeichnet.

Die Modellierung der Versuchsapparatur (Abbildung 5-3 (b)) erfolgt über ein Ersatzmodell. Dazu werden horizontale und vertikale Federn eingeführt, deren dazugehörigen Steifigkeiten durch Mohr und Henn [71] kalibriert wurden. Für die horizontale Steifigkeit gilt $K_H = 10\text{kN/mm}$. Die vertikale Steifigkeit K_V ist abhängig vom Prüfwinkel α und lässt sich wie folgt darstellen:

$$K_V = \left(\frac{1}{K_{ini}} - \frac{1}{K_{xy} \cos^2 \alpha + K_{yy} \sin^2 \alpha} \right)^{-1} \quad (5-7)$$

mit $K_{xy} = 94\text{kN/mm}$ und $K_{yy} = 306\text{kN/mm}$. Die Anfangssteifigkeit K_{ini} entspricht der Steigung in den experimentellen Kraft-Weg-Verläufen. Für das elastisch-plastische Materialverhalten wird das von Mises-Plastizitätsmodell aus ABAQUS [110] verwendet. Alle Berechnungen werden mit der Version 6.4.3 durchgeführt.

Die Proben mit hoher bzw. niedriger Porosität werden unter vier verschiedenen Prüfwinkeln getestet: (1) Scherzug bei $\alpha = 90^\circ$, (2) Scherzug bei $\alpha = 40^\circ$, (3) Scherzug bei $\alpha = 20^\circ$ und (4) Scherdruck bei $\alpha = 25^\circ$. Acht Proben werden für jede Belastungsrichtung geprüft, was in Summe 64 Prüfungen entspricht. Eine Übersicht der durchgeführten Versuche und der aus dem Experiment gemessenen Größen befindet sich in Anhang G und H.

5.2 Versagensmechanismen bei niedrigen und hohen Spannungsmehrsigigkeiten

Ziel dieses Abschnitts ist es die Versagensmechanismen bei niedrigen ($\sigma_m/\sigma_V \approx 0,00$) und hohen Spannungsmehrsigigkeiten ($\sigma_m/\sigma_V \approx 0,55$) für die AlMg5Si2Mn-Druckgusslegierung zu untersuchen, da diese die Auswahl der verwendbaren Modelle zur Beschreibung der Rissinitiierung beeinflussen. Dazu werden gezielt die Proben analysiert, die unter Scherdruck 25° ($\sigma_m/\sigma_V \approx 0,00$) bzw. Scherzug 90° ($\sigma_m/\sigma_V \approx 0,55$) geprüft werden.

In einem ersten Schritt werden die Scherdruck/Scherzug-Experimente gestoppt, bevor ein Kraftabfall zu beobachten ist. In beiden Fällen wird als Anhaltspunkt der Mittelwert

der experimentell ermittelten Versagenszeitpunkte gewählt (vgl. Anhang G und H). Anschließend erfolgt eine metallographische Präparation mit Untersuchungen der kritisch eingestuft Bereiche im Lichtmikroskop, wobei in beiden Fällen weder ein Bruch der spröden Mg_2Si -Ausscheidungen noch Risswachstum oder -vereinigung zu beobachten ist. Als schwierig gestaltet sich an dieser Stelle, dass der Rissbeginn im Inneren der Proben stattfindet [71] und zusätzlich die Mikrostruktur eine Streuung der Rissinitiierungsorte verursacht, wodurch eine exakte Lokalisierung erschwert wird.

Aus diesem Grund erfolgt eine Prüfung bis im Kraft-Weg-Verlauf ein Kraftabfall erkennbar ist und wird dann abgebrochen. Die Auswertung erfolgt in unmittelbarer Umgebung der Risspitze.

5.2.1 Versagensmechanismen bei niedriger Spannungsmehrachsigkeit

In Abbildung 5-4 sind Schliffbilder aus der Phase der Rissinitiierung und des Risswachstums dargestellt. Abbildung 5-4 (a) zeigt in einem sehr frühen Stadium, dass die Rissinitiierung durch das Versagen der spröden, lamellenförmigen Mg_2Si -Ausscheidungen ausgelöst wird und sich bevorzugt im spröden Eutektikum und an der Grenzfläche zum duktilen α -Mischkristall orientiert. Diese mikroskopischen Anrisse treten zunächst leicht versetzt in der Ebene der maximalen Schubspannungen auf.

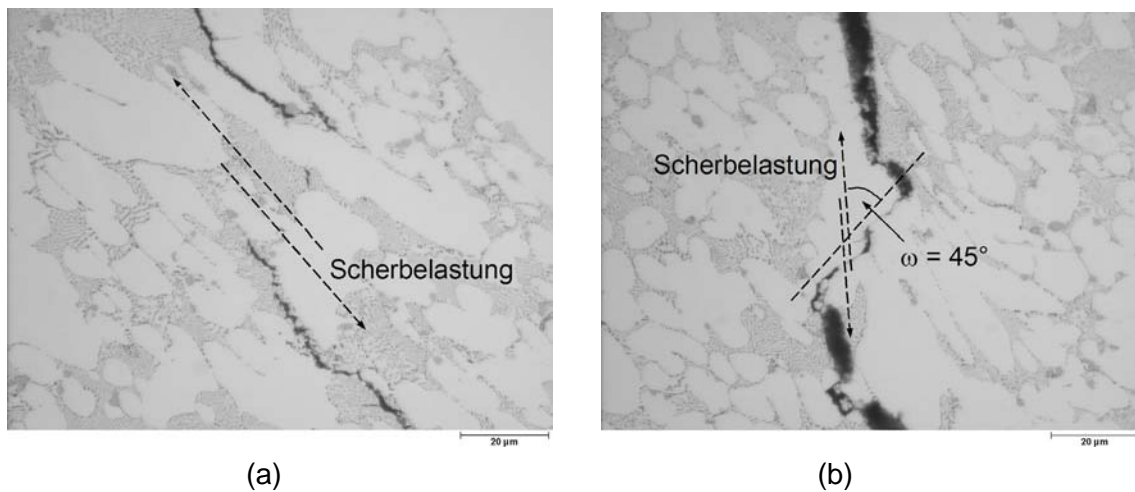


Abbildung 5-4: (a) Rissinitiierung durch Versagen der spröden, lamellenförmigen Mg_2Si -Ausscheidungen, (b) Mikrorissvereinigung durch Versagen des duktilen α -Mischkristall

Anhand eines Bildes einer weiteren Probe ist erkennbar, dass in einer zweiten Phase sich die Mikrorisse leicht öffnen und eine Vereinigung durch das Versagen des α -Mischkristalls erfolgt. Dies geschieht unter einem Winkel von etwa 45° zur maximalen Schubspannung (Abbildung 5-4 (b)). Das Aufbringen einer weiteren Deformation führt sukzessive zur Ausbildung neuer Mikrorisse vor der Risspitze und deren Vereinigung und bewirkt das endgültige Versagen der Probe.

Makroskopisch betrachtet verläuft der Riss nur durch die Scherbeanspruchung gesteuert geradlinig durch das Material. Die Anwesenheit von Poren in der näheren Umgebung beeinflussen die Orientierung des Risses kaum, was in Abbildung 5-5 (a) zu sehen ist. Die Ausbildung des Eutektikums wirkt sich nur in oben beschriebener Weise auf den Rissverlauf auf mikroskopischer Ebene aus.

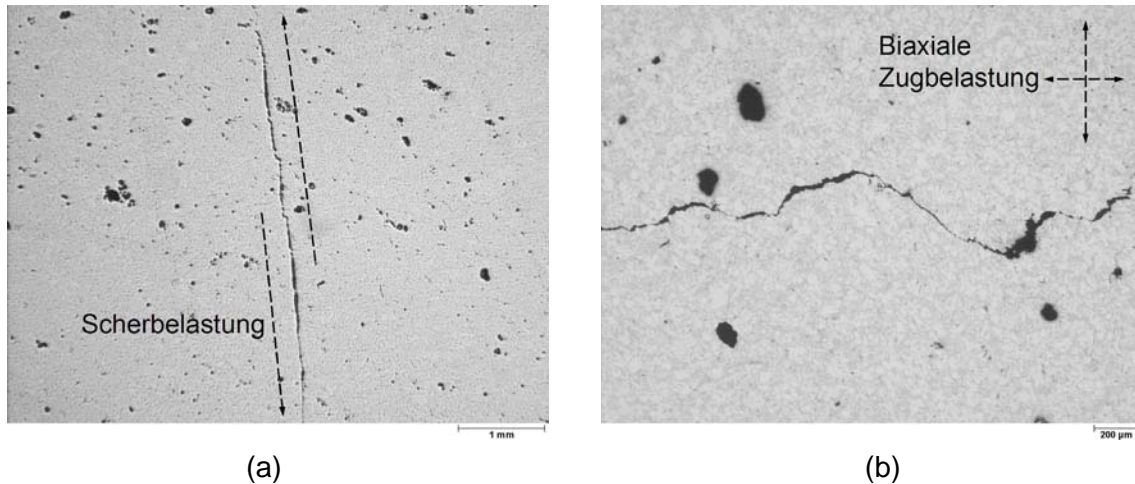


Abbildung 5-5: (a) Geradliniger Rissverlauf bei niedrigen Spannungsmehrachsigkeiten trotz Anwesenheit von Poren in der unmittelbaren Umgebung, (b) Einfluss der Poren bei hohen Spannungsmehrachsigkeiten führt zu terrassenförmigem Rissverlauf

5.2.2 Versagensmechanismen bei hoher Spannungsmehrachsigkeit

Der Hauptunterschied zwischen beiden Versagensmechanismen liegt im Einfluss von anwesenden Poren. Während bei niedrigen Spannungsmehrachsigkeiten kein signifikanter Einfluss erkennbar ist, wird der makroskopische Rissverlauf bei hohen Spannungsmehrachsigkeiten durch Poren gesteuert, was zu einem terrassenförmigen Rissverlauf führt (Abbildung 5-5 (b)).

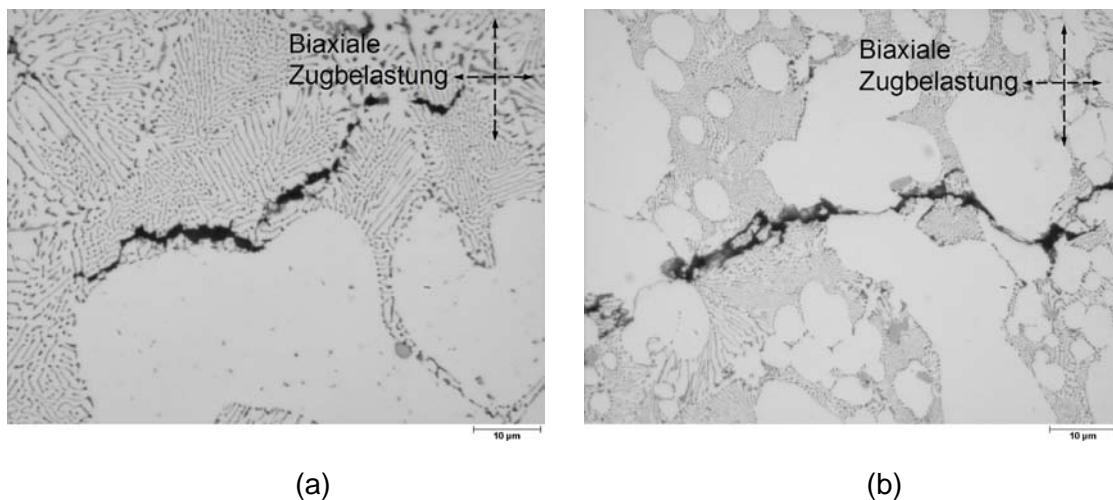


Abbildung 5-6: (a) Rissinitiierung im spröden Eutektikum, (b) Mikrorissvereinigung durch Versagen des duktilen α -Mischkristall

Ansonsten sind die Beobachtungen für hohe Spannungsmehrachsigkeiten vergleichbar mit den Ergebnissen für niedrige Spannungsmehrachsigkeiten. Bei Überschreitung einer kritischen Dehnung brechen die spröden Mg_2Si -Ausscheidungen auf und bilden kleine Mikrorisse, die sich bevorzugt im Eutektikum und an Grenzflächen zum duktilen α -Mischkristall ausbreiten bzw. dort gestoppt werden. Diese Anrisse liegen bevorzugt senkrecht zur maximalen Zugbelastung, wobei die lokale Rissorientierung durch die Ausbildung des lamellaren Eutektikums gesteuert wird (Abbildung 5-6 (a)). Deshalb sind hier durchaus Abweichungen beobachtbar. Die Mikrorissvereinigung erfolgt ebenfalls durch Versagen des duktilen α -Mischkristalls, was in Abbildung 5-6 (b) gut zu erkennen ist.

5.3 Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle zur Beschreibung lokaler Werkstoffeigenschaften

5.3.1 Ermittelte Fließkurven

In Abbildung 5-7 (a) bis (c) sind den experimentellen Fließkurven aus den Bereichen B02, B05 und B08 (durchgezogene Linien) die nach Ludwik [109] ermittelten Fließkurven (rechteckige Symbole) gegenübergestellt.

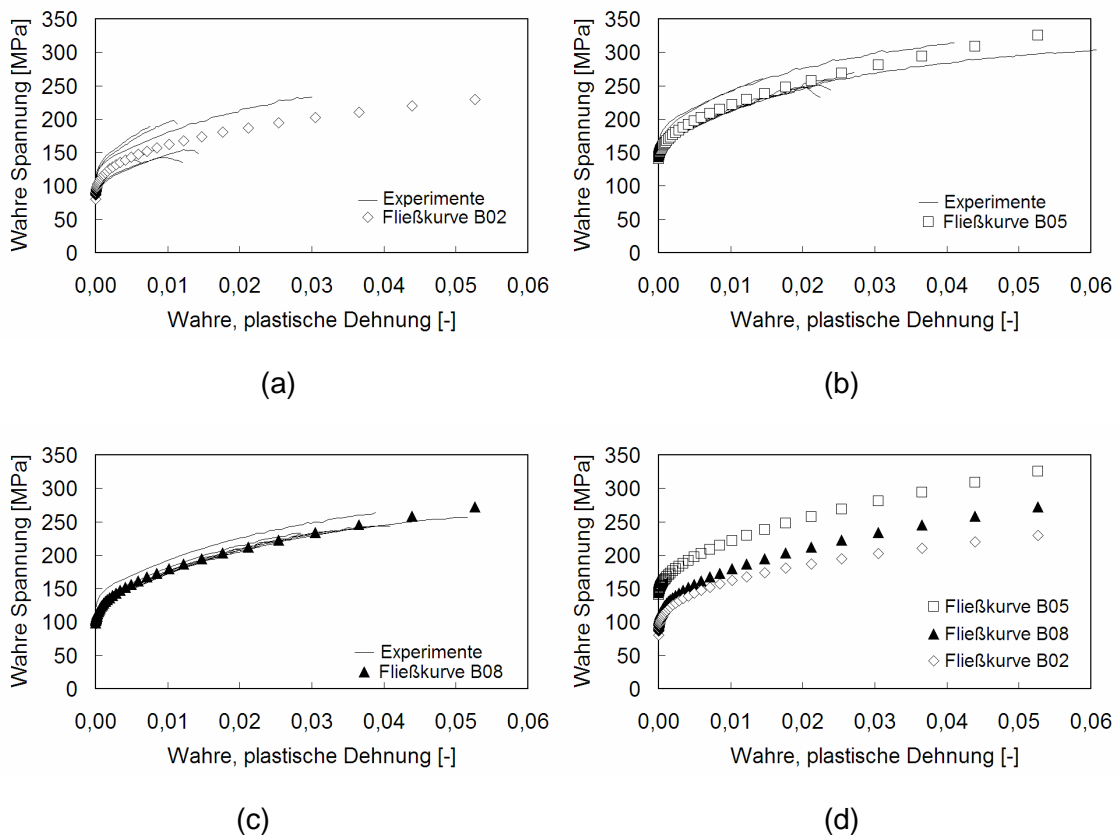


Abbildung 5-7: Vergleich der experimentellen Spannungs-Dehnungskurven mit den ermittelten Fließkurven (a) Bereich B02, (b) Bereich B05, (c) Bereich B08, (d) Vergleich der ermittelten Fließkurven B02, B05 und B08

Es zeigt sich in allen Fällen eine gute Übereinstimmung. Für die verschiedenen Bereiche wurden folgende Parameter gefunden:

(a) Bereich B02: $\sigma_w = 80,2 + 434,7 \cdot \varepsilon_{w,pl}^{0,3634}$

(b) Bereich B05: $\sigma_w = 140,2 + 800,3 \cdot \varepsilon_{w,pl}^{0,4976}$

(c) Bereich B08: $\sigma_w = 98,8 + 682,4 \cdot \varepsilon_{w,pl}^{0,4647}$

Wie bereits in Kapitel 4.4.1 diskutiert, bewirkt das feinere Gefüge im Bereich B05 die höchste Festigkeit, weshalb hier das Fließen erst bei 140,2 MPa einsetzt, während im Bereich B08 bzw. B02 die Fließgrenzen bei 98,8 bzw. 80,2 MPa liegen (Abbildung 5-7 (d)). Für alle Entnahmebereiche sind nach Einsetzen des Fließens Streuungen im Bereich von 25MPa im Spannungsniveau zu beobachten, wobei die Kurven nahezu parallel verlaufen. Dies zeigt sich auch anhand des Verfestigungsexponenten $n \approx 0,44$ der angesichts der Streuungen im Experiment als konstant betrachtet werden kann.

5.3.2 Experimentelle Ergebnisse der Scherzug-/Scherdruckversuche

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Proben aus dem angussfernen Bereich (B07/08/09) des Musterbauteils betrachtet, die - wie in Kapitel 4.4.1 bereits diskutiert - eine geringe Porosität besitzen. Der Einfluss einer erhöhten Anzahl von Gießfehlern auf den Versagenszeitpunkt, wie es im angussnahen Bereich zu beobachten ist, wird in Kapitel 5.3.5 besprochen.

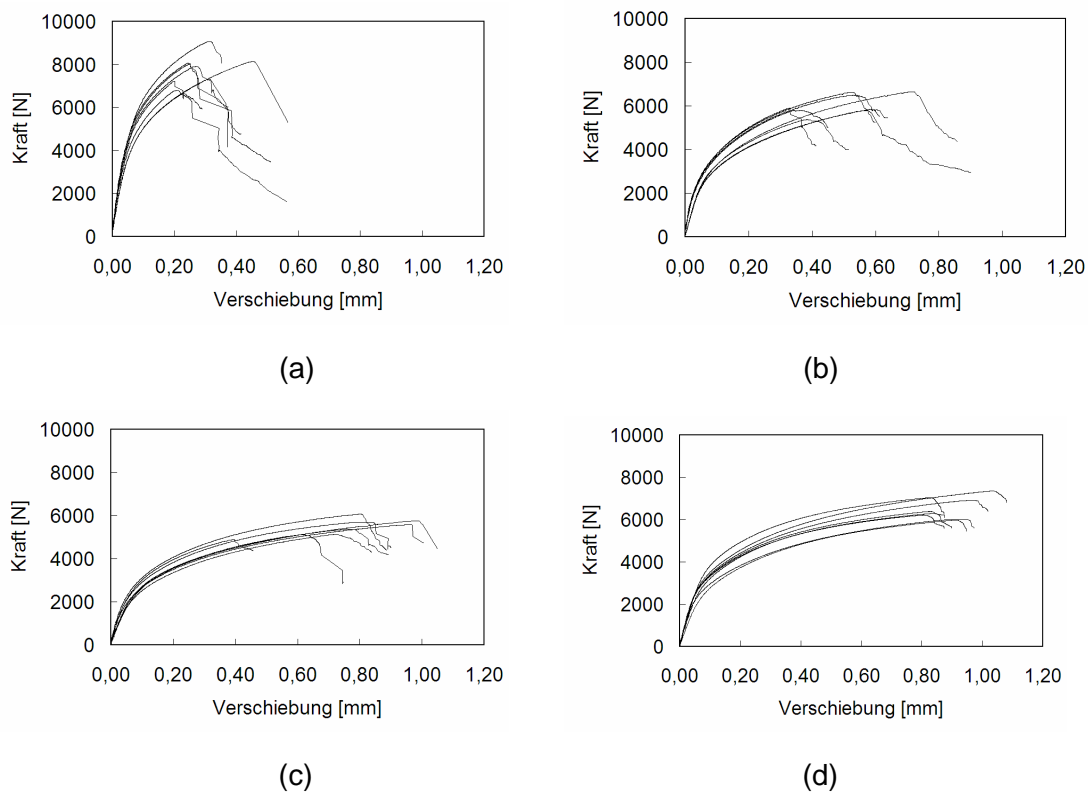


Abbildung 5-8: Experimentelle Kraft-Weg-Verläufe der Scherzug/Scherdruckversuche, (a) Scherzug 90°, (b) Scherzug 40°, (c) Scherzug 20° und (d) Scherdruck 25°

Die ermittelten Kraft-Weg-Verläufe für Scherzug 90° sind in Abbildung 5-8 dargestellt. Die Kurven zeigen einen linear-elastischen Verlauf, gefolgt von einem nicht-linearen aber monotonen Anstieg, bevor es bei ca. 8000N zu einem plötzlichen Kraftabfall kommt und ein Anriss im Probenzentrum sichtbar wird (Abbildung 5-9 (a)). Die Fortsetzung des weggeregelten Experiments nach Rissinitiierung zeigt ein allmähliches Abfallen des Kraftniveaus. Gleichzeitig wächst der Riss stabil vom Probenzentrum zu den konvexen Probenrändern. Ein vergleichbares Verhalten ist auch für die Scherzugversuche unter $\alpha = 20^\circ$ und $\alpha = 40^\circ$ zu beobachten. Bis auf die Versuche unter Scherzug 90° zeigen die restlichen Kurven einen nur sehr leichten Kraftanstieg bevor sie abfallen. Was die Experimente unter Scherdruck 25° betrifft, ist ein gleichmäßiger Kraftanstieg zu beobachten bevor das Kraftniveau, verursacht durch kleine Risse im Radius, langsam absinkt. Die Rissinitiierungsorte sind exemplarisch anhand einer Probe pro geprüften Winkel in Anhang I durch Pfeile markiert. Einschnürungen sind wie bei den Zugversuchen auch hier nicht zu finden.

Unabhängig von Prüfwinkel und -richtung zeigen die Kraft-Weg-Verläufe teilweise starke Streuungen (Abbildung 5-8). Erstens variiert das Kraftniveau von Probe zu Probe. Beispielsweise beträgt die Differenz bei Scherzug 90° zwischen der am niedrigsten und der am höchsten liegenden Kurve 2300N (Abbildung 5-8 (a)). Diese starke Streuung scheint zu kleineren Prüfwinkeln hin abzunehmen (vergleiche Scherzug 20° und 40° in Abbildung 5-8 (b) und (c)). Zweitens sind auch deutliche Unterschiede bei den gemessenen Verschiebungen zum Zeitpunkt der Rissinitiierung erkennbar. Speziell bei den Versuchen unter Scherzug 20° versagt eine Probe bereits bei einer Verschiebung von $u = 0,39\text{mm}$, während die maximale Verschiebung $0,98\text{mm}$ beträgt.

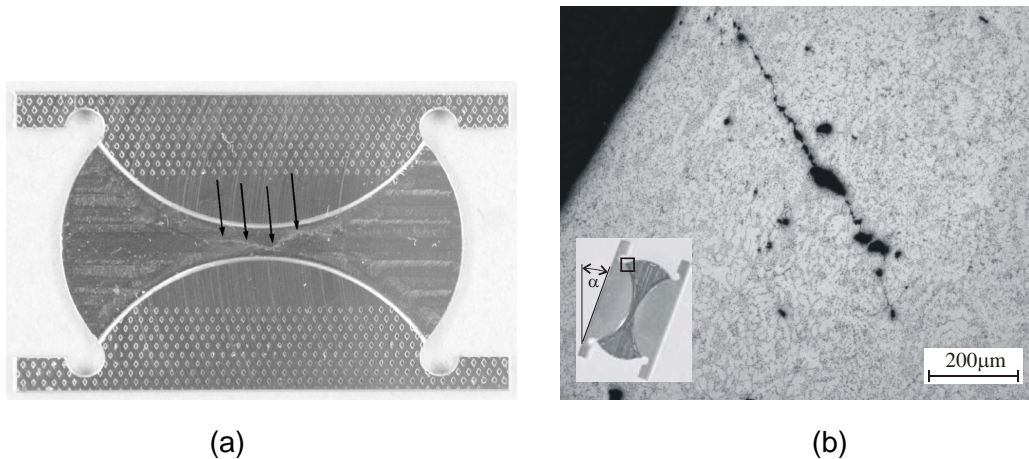


Abbildung 5-9: (a) Anriss im Probenzentrum unter einem Prüfwinkel von 90° (b) Anriss im Eckbereich bei Scherzug 20° bewirkt keinen Kraftabfall

Einige der getesteten Proben weisen kleine Risse auf mit ca. 1mm Länge in den Ecken am Übergang vom Prüfbereich zu den Probenschultern (Abbildung 5-9 (b)). Die Rissbildung findet hier bereits in einem frühen Stadium der Belastung statt, noch bevor ein Anriss im Probenzentrum erfolgt. Beispielsweise ist unter Scherzug 20° ein Anriss bereits bei einer Verschiebung von $0,20\text{mm}$ zu erkennen, obwohl ein Kraftabfall - bedingt

durch einen Anriss in der Nähe des Probenzentrums - erst bei 0,76mm zu beobachten ist. Die Ausbildung dieser Risse wird deshalb als ein lokales Phänomen betrachtet, welches das globale Verhalten nicht beeinflusst.

Basierend auf makroskopischen Beobachtungen wird der Versagenszeitpunkt gleichgesetzt mit Erreichen des Kraftmaximums. Dies bedeutet, dass für die Auswertung der Verschiebung zum Versagenszeitpunkt u_f die Bedingung

$$\frac{dF}{du} = 0 \quad (5-8)$$

verwendet wird.

Die Ergebnisse für jedes durchgeführte Experiment sind im Anhang G zusammengefasst. Der Zeitpunkt der Rissinitiierung variiert im Falle der unter Scherzug 90° geprüften Proben zwischen 0,20 und 0,45mm. Analog streut u_f zwischen 0,33 und 0,71mm für Scherzug 40° , von 0,39 bis 0,98mm für Scherzug 20° und von -0,81 bis -1,04mm für Scherdruck 25° . Es sei darauf hingewiesen, dass keine Korrelation zwischen dem Kraftniveau F und dem Versagenszeitpunkt u_f erkennbar ist. Zum Beispiel versagt bei Scherzugversuchen unter 20° die Probe mit dem höchsten anliegenden Kraftniveau bei $u_f = 0,80\text{mm}$. Andere Proben hingegen zeigen niedrigere Kraftniveaus, versagen aber teilweise früher ($u_f < 0,80\text{mm}$) bzw. später ($u_f > 0,80\text{mm}$).

Für die numerischen Berechnungen ist die Steigung K_{ini} im elastischen Bereich der Kurven notwendig, weshalb in Anhang G auch die gemessenen Anfangssteigungen für jede Probe angegeben werden. Auch hier sind Streuungen für jeden geprüften Winkel erkennbar.

5.3.3 Numerische Ergebnisse der Scherzug-/Scherdruckversuche

Mittels der Finite Elemente Modellierung werden für die Scherzug-/Scherdruckproben die Kraft-Weg-Verläufe sowie die Spannungs- und Dehnungsfelder berechnet. Um den beim Experiment auftretenden Streuungen bei Kraftniveau und Versagenszeitpunkt Rechnung zu tragen, wird zu jedem geprüften Winkel der früheste und der späteste Rissinitiierungszeitpunkt ($u_{f,min}$ bzw. $u_{f,max}$) mit der dazugehörigen Anfangssteifigkeit K_{ini} berechnet. Abbildung 5-10 (a) bis (d) zeigt die simulierten Kraft-Weg-Verläufe im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen. Für alle Belastungssituationen liegen die berechneten Kraft-Weg-Verläufe im Bereich der Streubreiten der experimentell gemessenen Kurven. Abweichungen zwischen Experiment und Simulation liegen in den Streuungen der Materialeigenschaften begründet, die nicht im numerischen Modell berücksichtigt werden können. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass das durchschnittliche plastische Materialverhalten anhand von Zugproben unter uniaxialer Zugbelastung kalibriert worden ist.

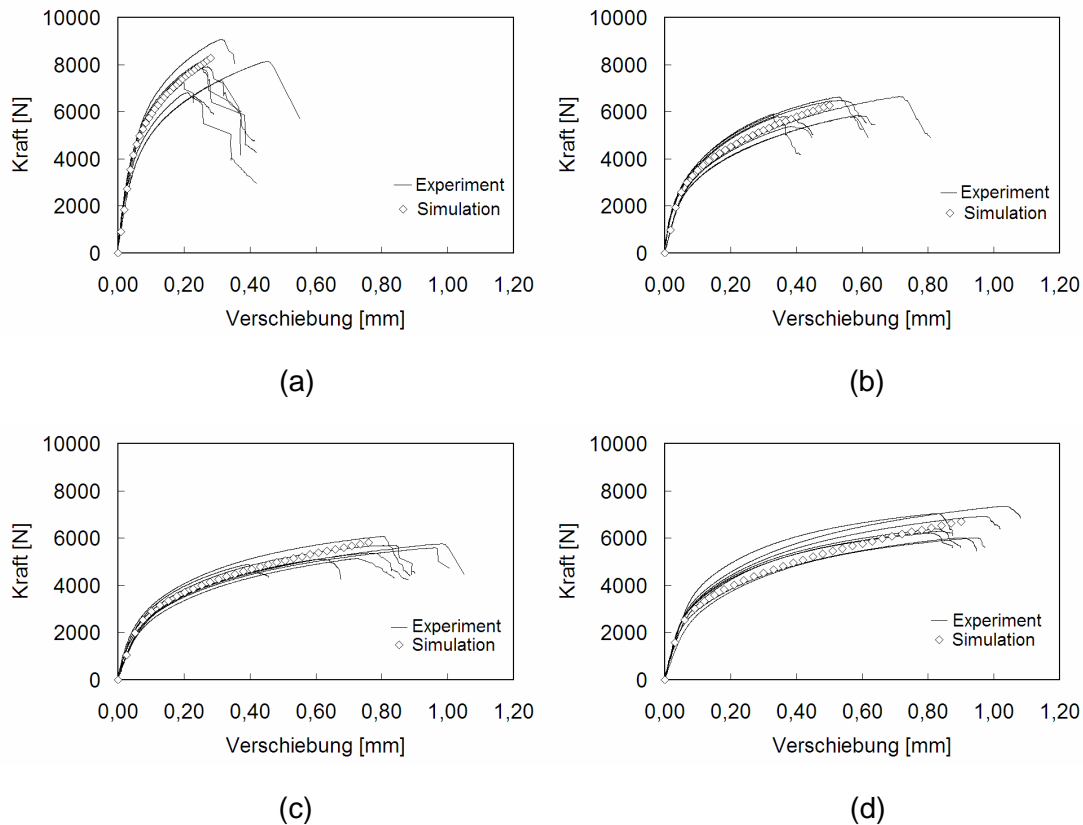


Abbildung 5-10: Vergleich der experimentellen und simulierten Kraft-Weg-Verläufe, (a) Scherzug 90°, (b) Scherzug 40°, (c) Scherzug 20° und (d) Scherdruck 25°

Die FE-Modellierung ermöglicht eine Abschätzung von Spannungen und Dehnungen innerhalb der Probe. Die auftretenden Deformationen innerhalb des 1,0mm dicken Prüfbereichs sind in Abbildung 5-11 (a) bis (d) anhand der maximalen Hauptnormaldehnung ε_1 im Moment der jeweils maximalen Verschiebungen $u_{f,max}$ für die vier verschiedenen Belastungssituationen ($\alpha=90^\circ \rightarrow u_f = 0,45\text{mm}$, $\alpha=40^\circ \rightarrow u_f = 0,71\text{mm}$, $\alpha=20^\circ \rightarrow u_f = 0,98\text{mm}$, $\alpha=25^\circ \rightarrow u_f = -1,04\text{mm}$) dargestellt. Bedingt durch die Probengeometrie ist die maximale Hauptnormaldehnung in der Nähe des Probenzentrums am größten und nimmt nach außen hin kontinuierlich ab.

Für die gleichen Verschiebungen sind in Abbildung 5-12 die Spannungsmehrachsigkeiten abgebildet. Die charakteristischen Spannungsmehrachsigkeiten bewegen sich im Bereich: +0,20 bis +0,60 für Scherzug 90°, -0,30 bis +0,40 für Scherzug 40°, -0,30 bis +0,30 für Scherzug 20° und -0,50 bis 0,20 für Scherdruck 25°. Im Bereich der plastischen Verformung bleiben die Werte der Spannungsmehrachsigkeiten bei zunehmender Verschiebung nahezu unverändert. Im Gegensatz dazu steigt die maximale Hauptnormaldehnung kontinuierlich an, wenn eine Verschiebung aufgebracht wird.

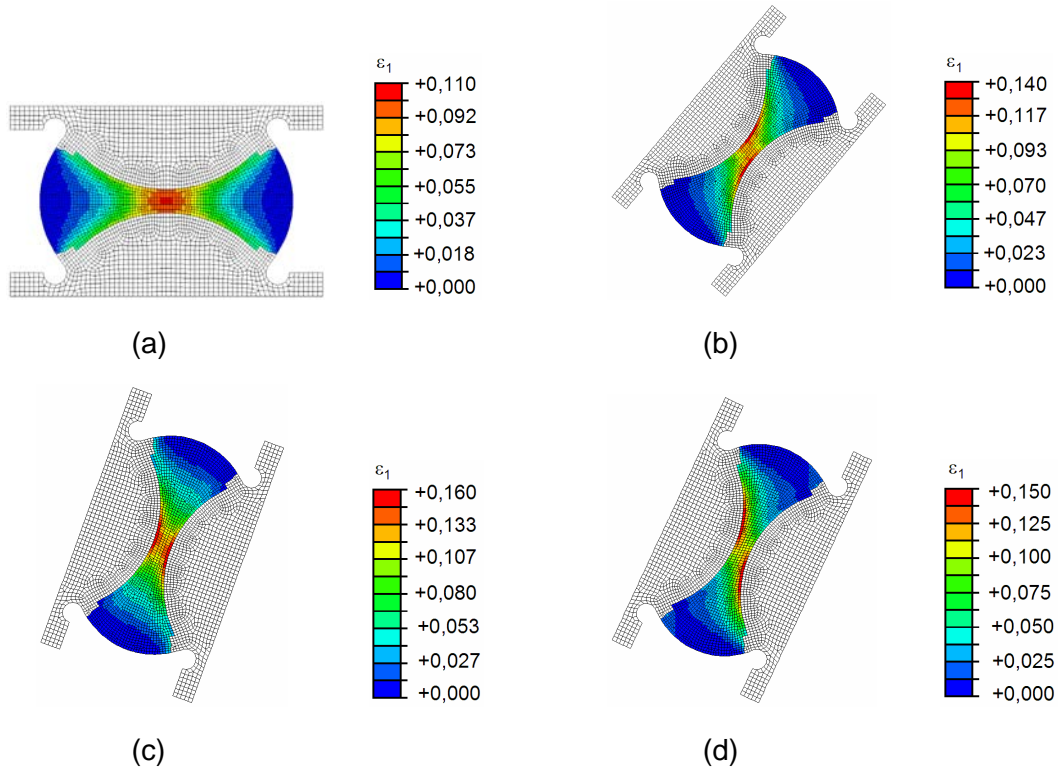


Abbildung 5-11: Maximale Hauptnormaldehnung zum Versagenszeitpunkt, (a) Scherzug 90° , (b) Scherzug 40° , (c) Scherzug 20° und (d) Scherdruck 25°

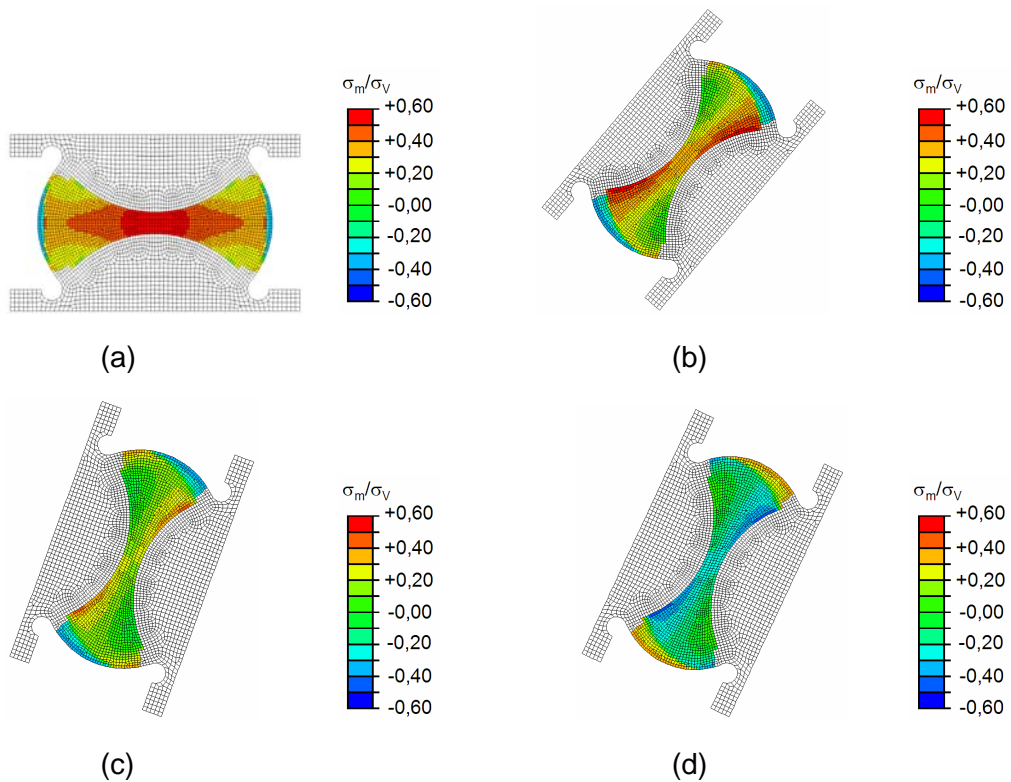


Abbildung 5-12: Spannungsmehrachsigkeit zum spätesten Versagenszeitpunkt, (a) Scherzug 90° , (b) Scherzug 40° , (c) Scherzug 20° und (d) Scherdruck 25°

5.3.4 Rissinitiierungsmodell niedriger Porosität

In diesem Kapitel wird ein phänomenologisches Rissinitiierungsmodell für einen geringen Porositätsgrad entwickelt, das die Prognose des Versagenszeitpunktes u_f auf Basis der durchschnittlichen Materialeigenschaften ermöglicht. Unter den kontinuumsmechanischen Größen, die die Spannungs- und Dehnungsfelder beschreiben, werden die maximale Hauptnormaldehnung ε_1 und die Spannungsmehrachsigkeit σ_m/σ_v gewählt. Die Auftragung der maximalen Hauptnormaldehnung über der Spannungsmehrachsigkeit liefert eine exponentiell abfallende Versagensgrenzkurve, die bereits von Henn [2] zur Beschreibung der Rissinitiierung bei der Kokillengusslegierung AlSi7Mg0,3 verwendet wurde.

Das phänomenologische Rissinitiierungsmodell wird definiert als

$$G(\varepsilon_1, \sigma_m / \sigma_v) = 0 \quad (5-9)$$

Dabei stellen ε_1 die maximale Hauptnormaldehnung und σ_m/σ_v die Spannungsmehrachsigkeit dar. Des Weiteren wird vorausgesetzt, dass zulässige Spannungs- und Dehnungszustände die Ungleichung

$$G(\varepsilon_1, \sigma_m / \sigma_v) < 0 \quad (5-10)$$

erfüllen müssen.

Was die Praxistauglichkeit dieser phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle angeht, so sind noch folgende Anmerkungen wichtig. Die Klasse der Funktionen $G = 0$ bildet das Grenzverhalten von Werkstoffen gut ab. Für hohe Spannungsmehrachsigkeiten, zum Beispiel hydrostatische Zugbelastung, ist die ertragbare Dehnung infinitesimal klein,

$$\lim_{\frac{\sigma_m}{\sigma_v} \rightarrow +\infty} [\varepsilon_1] = 0, \quad \text{für } G = 0 \quad (5-11)$$

während für große negative Spannungsmehrachsigkeiten, zum Beispiel hydrostatischer Druck, die Dehnungen ins Unendliche ansteigen.

$$\lim_{\frac{\sigma_m}{\sigma_v} \rightarrow -\infty} [\varepsilon_1] = +\infty, \quad \text{für } G = 0 \quad (5-12)$$

Um nun aus den experimentellen Ergebnissen eine Versagensgrenzkurve ableiten zu können, wird unmittelbar nach dem Kraftabfall im Kraft-Weg-Verlauf das Experiment gestoppt. Eine visuelle Beurteilung der Proben ermöglicht den Bereich der Rissinitiierung zu identifizieren. Der Scherdruckversuch unter 25°, sowie die beiden Scherzugversuche unter 20° und 40° zeigen Anrisse im Radius am Übergang vom Prüf- zum Einspannbereich der Probe. Der Scherzugversuch unter 90° versagt im Probenzentrum (siehe Anhang I). Die Lokalisierung des exakten Versagensortes innerhalb des Prüfbereichs gestaltet sich als schwierig, da die Anrisse teilweise bereits eine Ausdehnung von zwei bis drei Millimetern besitzen. Deshalb werden aus dem FE-Modell, welches

zur Berechnung der Probenversuche verwendet wird, fünf finite Elemente ausgewählt, die mit der Position der experimentell beobachteten Versagensorte übereinstimmen. Für jedes dieser kritischen Elemente wird die maximale Hauptnormaldehnung über der Spannungsmehrachsigkeit aufgetragen. Die Versagensgrenzkurve $G = 0$ ist dann durch die Kurve gegeben, die alle Punkte „einhüllt“.

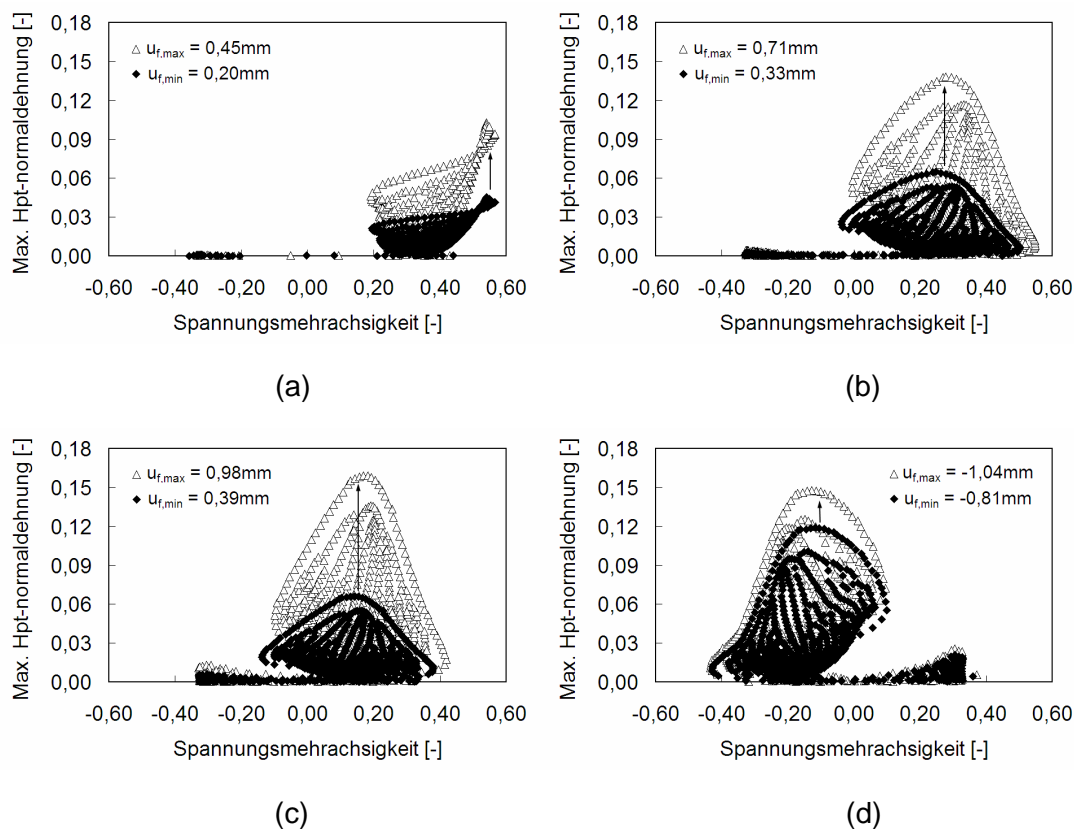


Abbildung 5-13: „Punktwolken“ der zuerst bzw. zuletzt gebrochenen Proben, (a) Scherzug 90° , (b) Scherzug 40° , (c) Scherzug 20° und (d) Scherdruck 25°

Um sich eine Vorstellung von den auftretenden Streuungen der Versagenszeitpunkte zu machen, werden pro Prüfwinkel jeweils die Proben betrachtet, die als erstes bzw. als letztes versagen. Für jede dieser acht Proben wird eine FE-Berechnung bis zur Verschiebung der Rissinitiierung u_f durchgeführt. Anschließend wird für alle finiten Elemente, die innerhalb des Prüfbereichs² liegen jeweils die maximale Hauptnormaldehnung über der Spannungsmehrachsigkeit aufgetragen. Abbildung 5-13 (a) zeigt die Werte für Scherzug 90° . Jeder Punkt entspricht dem Ergebnis für ein finites Element innerhalb des Prüfbereichs. Die schwarzen Rauten entsprechen der als erstes versagenden Probe bei $u_f = 0,20\text{mm}$, während die weißen Dreiecke der zuletzt versagenden Probe bei $u_f = 0,45\text{mm}$ entsprechen. Die „Punktwolken“ zeigen, dass sich in einem Scherzugversuch unter 90° die Spannungsmehrachsigkeiten typischerweise

² Die Eckelemente am Übergang vom Prüfbereich zu den Probenschultern werden ausgenommen. Wie oben erläutert, beeinflussen die eventuell auftretenden Mikrorisse in diesen Bereichen nicht das globale Versagensverhalten der Proben.

zwischen 0,20 und 0,60 bewegen. Die maximale Hauptnormaldehnung erreicht Werte bis 0,10. Betrachtet man das Ergebnis so fällt auf, dass mit zunehmender Verschiebung von $u_f = 0,20\text{mm}$ auf $u_f = 0,45\text{mm}$ hauptsächlich eine Verschiebung der Werte in vertikaler Richtung erfolgt. Dies bestätigt die zuvor gemachte Beobachtung, dass eine Zunahme der Verschiebung die maximale Hauptnormaldehnung in der Probe beeinflusst, sich aber nur schwach auf die auftretenden Spannungsmehrachsigkeiten auswirkt. Die Abbildung 5-13 (b) bis (d) zeigen die Ergebnisse für die verbleibenden Spannungszustände.

Die „Punktwolken“ zeigen, dass die größten maximalen Hauptnormaldehnungen bei Spannungsmehrachsigkeiten von $\sigma_m/\sigma_v = 0,28$ für Scherzug 40° , $\sigma_m/\sigma_v = 0,16$ für Scherzug 20° und $\sigma_m/\sigma_v = -0,13$ für Scherdruck 25° auftreten. Wie auch bei Scherzug 90° bewegen sich die „Punktwolken“ mit größer werdender Verschiebung entlang der Ordinate.

Die Ableitung der Versagensgrenzkurve erfolgt für jede Belastungssituation anhand der durchschnittlichen Verschiebung zum Zeitpunkt der Rissinitiierung. Die dazugehörigen Spannungs- und Dehnungszustände im Prüfbereich werden wieder mit Hilfe des FE-Modells berechnet. In einer Auftragung der maximalen Hauptnormaldehnung über der Spannungsmehrachsigkeit entspricht die Versagensgrenzkurve G der Funktion, die alle kritischen Elemente „einhüllt“ und einen möglichst geringen Abstand zu allen Werten aufweist. Im Rahmen dieser Arbeit wird folgende Funktion für die Kalibrierung verwendet:

$$G = \varepsilon_1 - C_1 \cdot e^{-C_2 \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_v}\right)} \quad (5-13)$$

Dabei werden die Konstante $C_1 > 0$ und $C_2 > 0$ an die experimentellen Daten angepasst. Durch Kalibrierung von Funktion (5-13) ergibt sich für $C_1 = 0,145$ und $C_2 = 1,00$. Die Spannungs- und Dehnungszustände sowie die Versagensgrenzkurve $G = 0$ sind in Abbildung 5-14 dargestellt. Unter Berücksichtigung der Streuungen in den Scherzug-/Scherdruckversuchen (Abbildung 5-13 (a) bis (d)) werden die experimentellen Ergebnisse durch die Versagensgrenzkurve G gut beschrieben.

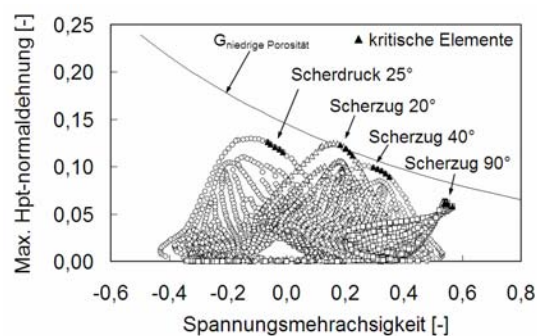


Abbildung 5-14: Versagensgrenzkurve $G_{\text{niedrige Porosität}}$

5.3.5 Einfluss erhöhter Porosität auf das Rissinitiierungsmodell

In diesem Abschnitt wird mit der gleichen Vorgehensweise ein Modell für den angussnahen Bereich kalibriert, dessen Porositätsgrad höher ist. Die für niedrige Porosität gemachten Beobachtungen bestätigen sich ebenfalls für die Experimente mit hohem Porenanteil, weshalb auf die Gemeinsamkeiten nicht im Detail eingegangen wird. In den folgenden Absätzen werden nur gezielt Besonderheiten herausgearbeitet.

In Abbildung 5-15 (a) bis (d) sind für jeden Prüfwinkel die experimentell gemessenen Kraft-Weg-Verläufe für die Proben mit hohem Porenanteil dargestellt. Die auftretenden Streuungen sind auch hier auffällig. Hinsichtlich des Kraftniveaus zeigen die steil ansteigenden Kurven der Versuche bei Scherzug 90° mit einer Streubreite zwischen 5000 und 8300N die größten Unterschiede und liegen damit meist unter den Kraftniveaus der Proben mit niedrigem Porenanteil (6700 bis 9000 N, Abbildung 5-10 (a)). Während mit abnehmendem Prüfwinkel bei den Proben niedriger Porosität auch die Streuungen im Kraftniveau (Scherzug 40° : 1300 N, Scherzug 20° : 1200 N) abnehmen, lässt sich diese Beobachtung bei hohen Porositätsgraden nur eingeschränkt bestätigen. Hier treten immer noch Differenzen von 2600N bei Scherzug 40° bzw. 20° (Abbildung 5-15 (b) und (c)) auf. Bei Scherdruck 25° liegen die Proben hoher und niedriger Porosität im gleichen Streubereich, was aus Abbildung 5-15 (d) hervorgeht.

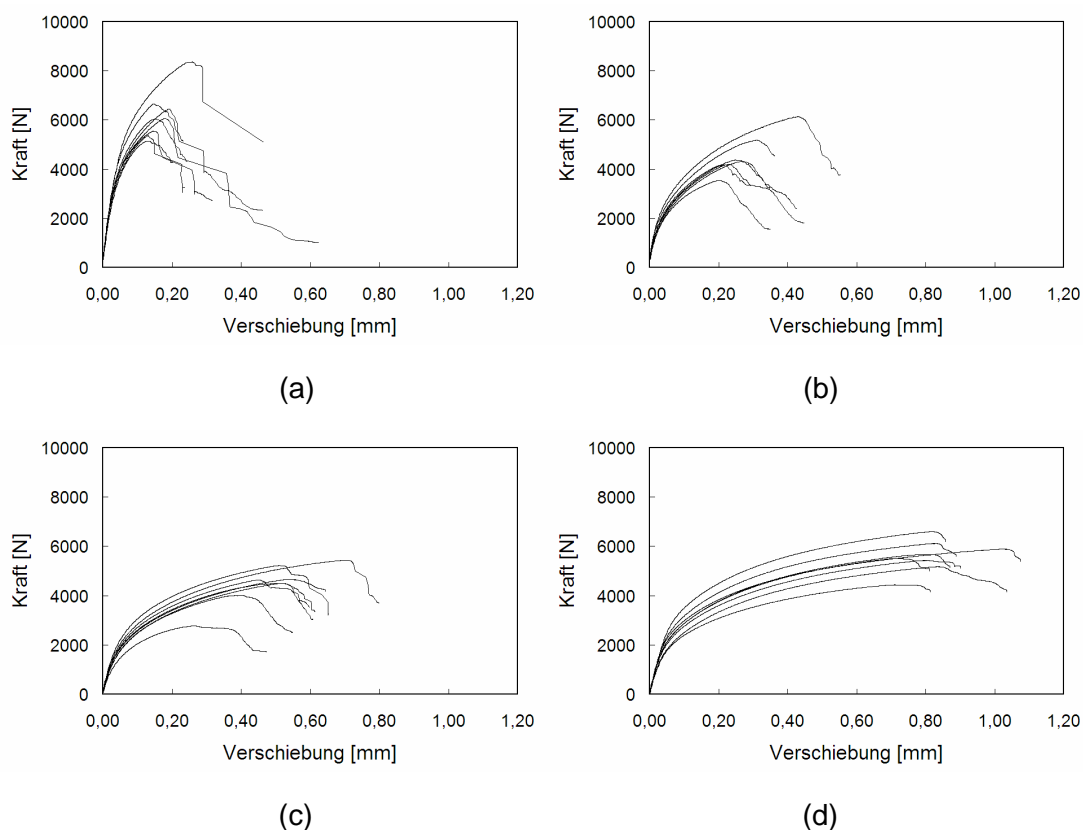


Abbildung 5-15: Experimentelle Kraft-Weg-Verläufe der Proben mit hohem Porenanteil, (a) Scherzug 90° , (b) Scherzug 40° , (c) Scherzug 20° und (d) Scherzug 25°

Bezüglich der Streuung der Versagenszeitpunkte bei Scherdruck 25° bewegen sich die Proben mit niedriger bzw. hoher Porosität etwa im gleichen Bereich. Die schwächste Probe hoher Porosität versagt bei einer Verschiebung von $u_f = -0,71\text{mm}$, während der maximale Weg $u_f = -1,02\text{mm}$ beträgt. Hingegen zeigen alle Proben mit erhöhter Porosität unter Scherzugbelastung im Mittel eine geringere Verschiebung bis zum Kraftabfall, wobei in allen Fällen die Versagenszeitpunkte der zuletzt versagenden Proben hoher Porosität mit den zuerst versagenden Proben niedriger Porosität überlappen. Die ermittelten Verschiebungen lauten:

- 1) $u_{f,\min} = 0,26\text{mm}$ und $u_{f,\max} = 0,71\text{mm}$ für Scherzug 20°
- 2) $u_{f,\min} = 0,20\text{mm}$ und $u_{f,\max} = 0,43\text{mm}$ für Scherzug 40°
- 3) $u_{f,\min} = 0,13\text{mm}$ und $u_{f,\max} = 0,26\text{mm}$ für Scherzug 90°

Die numerischen Untersuchungen erfolgen am bereits vorgestellten FE-Modell mit der Fließkurve aus dem Bereich B02. Die Kraft-Weg-Verläufe liegen für alle Prüfwinkel im Bereich der experimentellen Streubreiten (Anhang J). Dabei liegt das mittlere Kraftniveau im Vergleich zu den Proben niedriger Porosität um ca. 600 bis 1000N niedriger, da die Festigkeit im angussnahen Bereich geringer ist; dies hat auch die Gegenüberstellung der Fließkurven B02 und B08 (Abbildung 5-7 (d)) gezeigt. Die Verteilung von maximaler Hauptnormaldehnung und Spannungsmehrachsigkeit innerhalb des Prüfbereichs der Proben entspricht der in Kapitel 5.3.3 beschriebenen Verteilung. Bedingt durch eine vertikale Verschiebung der „Punktwolken“ bei gleichzeitiger Beibehaltung der Spannungsmehrachsigkeiten sind aufgrund des früheren Versagens bei Scherzugbelastungen die auftretenden maximalen Hauptnormaldehnungen aber geringer.

Eine analoge Auftragung der „Punktwolken“ aus maximaler Hauptnormaldehnung und Spannungsmehrachsigkeit mit anschließender Kalibrierung von Funktion (5-13) liefert für die durchschnittliche Verschiebung bis Rissinitiierung das phänomenologische Rissinitiierungsmodell für erhöhte Porosität (Abbildung 4-18 (a)). Es ergeben sich die Werte $C_1 = 0,118$ und $C_2 = 2,26$.

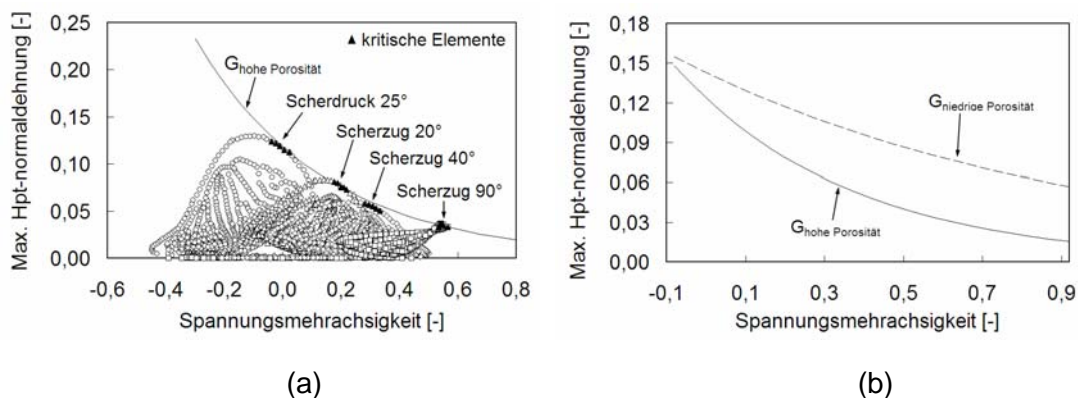


Abbildung 5-16: Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle: (a) Modell für hohe Porosität und (b) Vergleich der Modelle mit niedrigem bzw. hohem Porenanteil

Wie im Falle niedriger Porosität beschreibt auch das gefundene Rissinitiierungsmodell für erhöhte Porosität die Daten sehr gut. Es ist auffällig, dass im Bereich niedriger Spannungsmehrachsigkeiten ($\sigma_m/\sigma_V = -0,1$ bis $0,1$) die Unterschiede der ertragbaren maximalen Hauptnormaldehnungen gering sind (Abbildung 5-16 (b)). Die Werte liegen typischerweise bei $0,13$. Mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit wirkt sich der höhere Porositätsgrad immer signifikanter aus, und der Unterschied zwischen den Versagensgrenzkurven beträgt bereits Faktor 2 bei einer Spannungsmehrachsigkeit von $0,4$.

Die beiden entwickelten phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle ($G_{\text{niedrige Porosität}}$ und $G_{\text{hohe Porosität}}$) ermöglichen erstmals bei der Versagensbewertung von Druckgusskomponenten die Berücksichtigung von zwei unterschiedlichen Qualitätsbereichen.

5.3.6 Einfluss der Netzfeinheit auf das Rissinitiierungsmodell

Die bisher vorgestellten phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle sind mit CPS4R-Elementen [110] mit einer Elementkantenlänge von ca. $0,5\text{mm}$ ermittelt worden. Ziel dieses Abschnitts ist es, den Einfluss der Elementkantenlänge auf die Lage der Versagensgrenzkurve zu bestimmen, um die Übertragbarkeit auf gröbere Netze sicherzustellen, da in Gesamtfahrzeuggerechnungen in der Regel größere Elemente ($\text{EKL} \approx 10\text{mm}$) verwendet werden. Dazu werden exemplarisch die Proben aus dem angussnahen Bereich (B01/B02/B03) mit erhöhter Porosität herangezogen. Die Berechnungen erfolgen mit den in Kapitel 5.1.2 vorgestellten FE-Netzen mit den Elementkantenlängen $0,22\text{mm}$, $0,43\text{mm}$, $0,85\text{mm}$ und $1,70\text{mm}$. Die Randbedingungen (Fließkurve, Rissinitiierungszeitpunkt, Einspannbedingungen) werden für alle vier Fälle identisch gewählt.

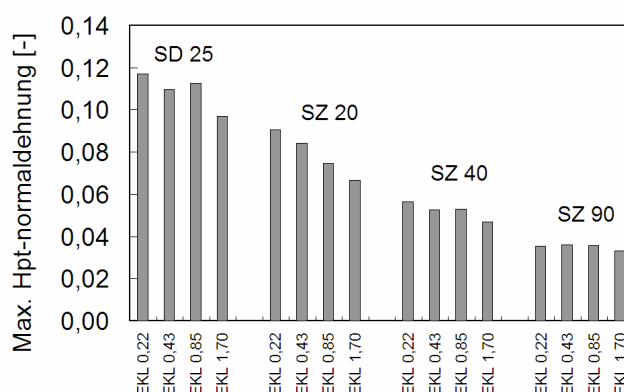


Abbildung 5-17: Maximale Hauptnormaldehnung ε_1 der kritischen Elemente in Abhängigkeit von der Elementkantenlänge und dem Prüfwinkel α

Abbildung 5-17 zeigt für jeden Prüfwinkel und jede Elementkantenlänge die berechnete maximale Hauptnormaldehnung ε_1 des kritischsten Elements. Die Versuche unter Scherdruck 25° zeigen mit zunehmender Elementkantenlänge zuerst einen leichten

Abfall der maximalen Hauptnormaldehnung von $\varepsilon_{1,0,23\text{mm}} = 0,117$ auf $\varepsilon_{1,0,46\text{mm}} = 0,110$ mit einem anschließendem Anstieg auf $\varepsilon_{1,0,85\text{mm}} = 0,113$ bevor sie auf $\varepsilon_{1,1,7\text{mm}} = 0,097$ abfällt. Ein kontinuierliches Absinken der ertragbaren Dehnungen ist bei Scherzug 20° ($\varepsilon_{1,0,23\text{mm}} = 0,091 \rightarrow \varepsilon_{1,0,46\text{mm}} = 0,084 \rightarrow \varepsilon_{1,0,85\text{mm}} = 0,075 \rightarrow \varepsilon_{1,7\text{mm}} = 0,067$) und Scherzug 40° ($\varepsilon_{1,0,23\text{mm}} = 0,057 \rightarrow \varepsilon_{1,0,46\text{mm}} = 0,053 \rightarrow \varepsilon_{1,0,85\text{mm}} = 0,053 \rightarrow \varepsilon_{1,7\text{mm}} = 0,047$) zu beobachten, wenn die Elementkantenlänge erhöht wird. Im Unterschied dazu sind die Werte für Scherzug 90° nahezu unabhängig von der Elementkantenlänge bei etwa $\varepsilon_1 = 0,035$.

Die ansteigenden Dehnungen bei Scherdruck 25° , Scherzug 20° und Scherzug 40° und den konstanten Werten bei Scherzug 90° führen dazu, dass die Versagensgrenzkurven bei Verringerung der Elementkantenlänge zunehmend steiler verlaufen. Die Versagensgrenzkurven für die jeweilige Kantenlänge sind in Abbildung 5-18 dargestellt.

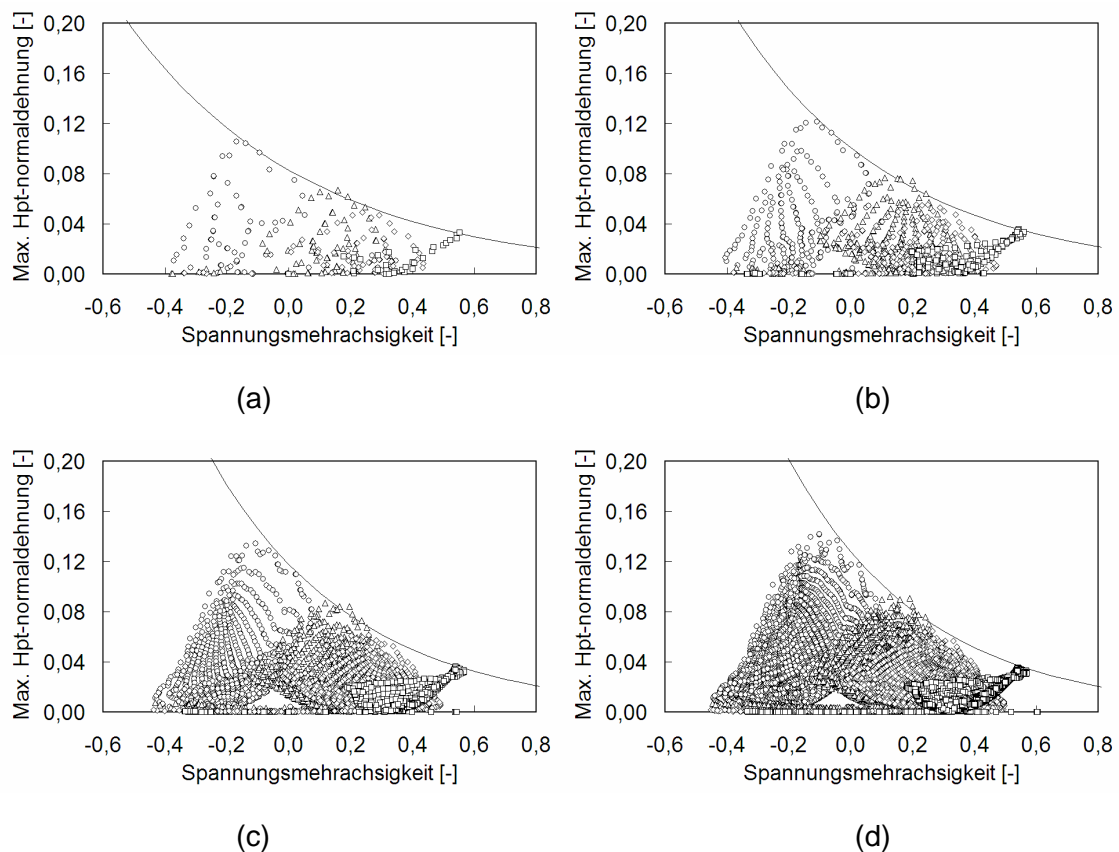


Abbildung 5-18: Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle in Abhängigkeit von der Kantenlänge: (a) 1,70mm, (b) 0,85mm, (c) 0,43mm, (d) 0,22mm

Eine detaillierte Betrachtung der Scherzugversuche unter 20° und 90° liefert an dieser Stelle eine Erklärung. Sie werden ausgewählt, da hier die signifikantesten Unterschiede in der maximalen Hauptnormaldehnung an den kritischen Elementen auftreten. Bedingt durch die Probengeometrie liegt bei Scherzug 90° der kritische Bereich im Probenzentrum entlang der x-Achse, wohingegen die höchst beanspruchten Elemente bei

Scherzug 20° vom Probenzentrum entlang der y -Achse in Richtung Radius liegen (Abbildung 5-19).

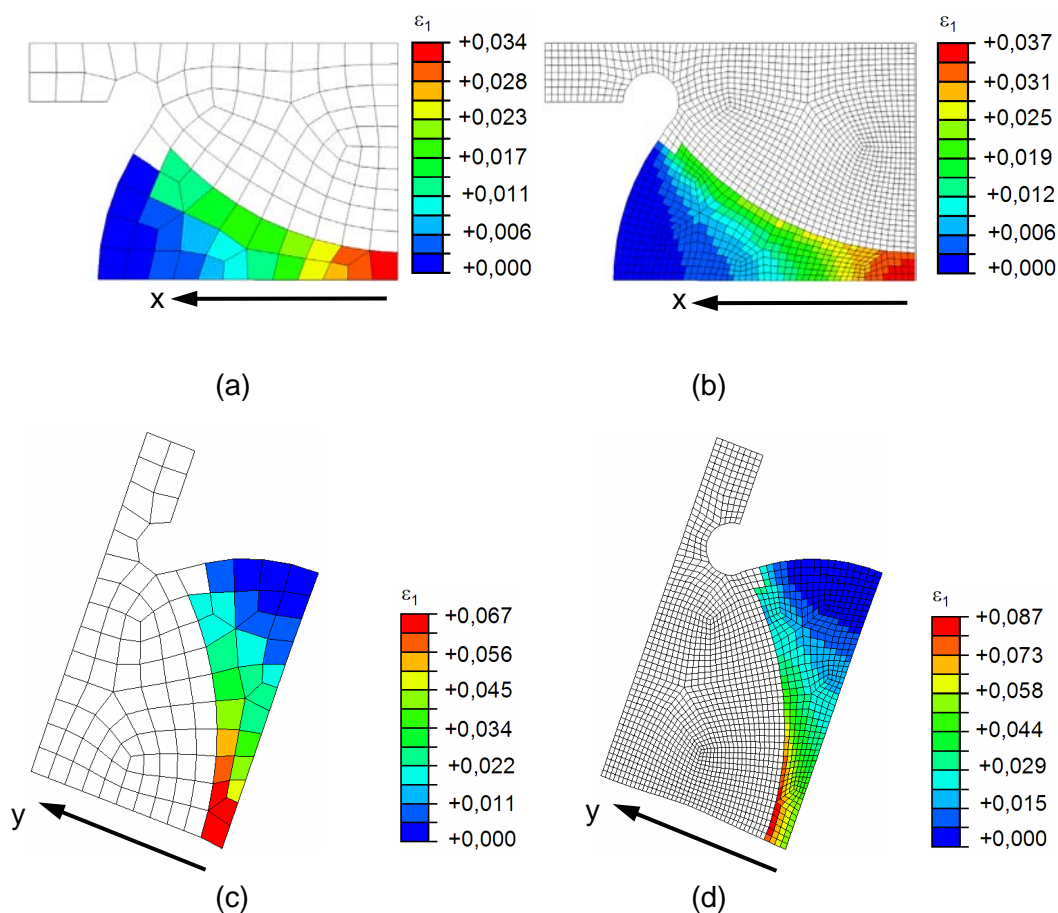


Abbildung 5-19: Maximale Hauptnormaldehnung im mittleren, kritischen Bereich der Scherzug/Scherdruckprobe (a) Scherzug 90° EKL 1,70mm, (b) Scherzug 90° EKL 0,46mm, (c) Scherzug 20° EKL 1,70mm, (d) Scherzug 20° EKL 0,46mm

Eine Auswertung der maximalen Hauptnormaldehnung der kritischen Elemente entlang der x - (Scherzug 90°) bzw. y -Achse (Scherzug 20°) liefert im Falle der Elementkantenlänge 1,70mm nur jeweils einen Wert. Durch Reduzierung der Elementkantenlänge nimmt die Anzahl der Elemente und damit auch der auswertbaren Daten innerhalb des Ausgangselementes zu. Diese Vorgehensweise ermöglicht die Erfassung von eventuell auftretenden Dehnungsgradienten innerhalb des kritischen Bereichs. Eine Auftragung der maximalen Hauptnormaldehnung über der x - bzw. y -Achse für Scherzug 90° bzw. Scherzug 20° ist in Abbildung 5-20 dargestellt.

Wie sich in der Auswertung der kritischen Elemente bereits angedeutet hat, weisen beim Scherzugversuch unter 90° alle Elemente unabhängig von der Kantenlänge nahezu die gleichen Dehnungen auf. Ein Dehnungsgradient $d\epsilon_1/dx$ ist im Probenzentrum praktisch nicht vorhanden. Anders verhalten sich die Dehnungen im Scherzugversuch unter 20° . Im Experiment befindet sich der Versagensort im Radius, wo auch die größten Dehnungen auftreten (Abbildung 5-11 (c)). Dies wird lediglich durch die feineren Elemente aufgelöst, weshalb hier auch mit zunehmender Elementfeinheit höhere Deh-

nungen ($\varepsilon_{1,0,85\text{mm}} = 0,075 \rightarrow \varepsilon_{1,0,46\text{mm}} = 0,084 \rightarrow \varepsilon_{1,0,23\text{mm}} = 0,091$) ermittelt werden. Bei einer Elementkantenlänge von 1,70mm wird der Bereich vom Probenzentrum bis in den Radius lediglich durch ein Element abgebildet, was eine Dehnung von nur 0,067 zur Folge hat. Insgesamt lässt sich für den Scherzugversuch unter 20° festhalten, dass mit zunehmender Elementfeinheit der Dehnungsgradient $d\varepsilon_1/dy$ ansteigt.

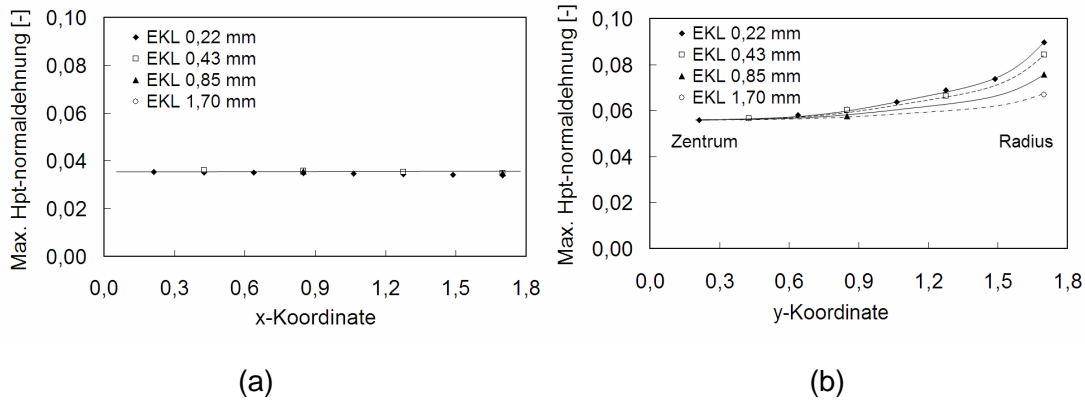


Abbildung 5-20: Maximale Hauptnormaldehnung in Abhängigkeit vom Ort: (a) Scherzug 90°, (b) Scherzug 20°

Diese Ergebnisse haben auf die beiden Parameter C_1 und C_2 , die die Versagensgrenzkurven beschreiben, folgende Auswirkung. C_1 bestimmt den Schnittpunkt mit der Ordinate und steigert sich von $C_{1, 1,70\text{mm}} = 0,083 \rightarrow C_{1, 0,85\text{mm}} = 0,101 \rightarrow C_{1, 0,43\text{mm}} = 0,118 \rightarrow C_{1, 0,22\text{mm}} = 0,128$. C_2 hingegen ist das Maß für die Steigung der Kurven, die entsprechend von $C_{2,1,70\text{mm}} = 1,698 \rightarrow C_{2,0,85\text{mm}} = 1,910 \rightarrow C_{2,0,43\text{mm}} = 2,150 \rightarrow C_{2,0,22\text{mm}} = 2,279$ zunimmt. In Abbildung 5-21 sind die vier Versagensgrenzkurven gegenüber gestellt.

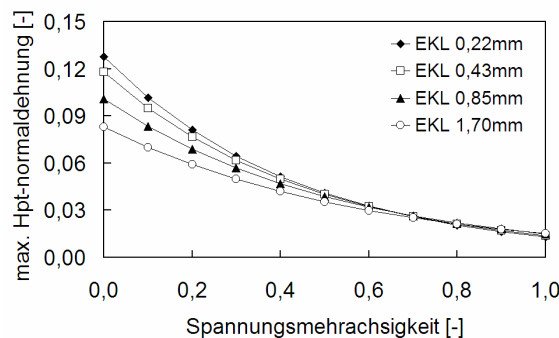


Abbildung 5-21: Einfluss der Elementkantenlänge auf die Versagensgrenzkurve

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass bei der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Probengeometrie im Bereich niedriger Spannungsmehrsichtigkeiten aufgrund des in der Probe auftretenden Dehnungsgradienten ein Einfluss der Netzfeinheit auf die Versagensgrenzkurve vorhanden ist. Beispielsweise erhöht sich bei einer Spannungsmehrsichtigkeit von $\sigma_m/\sigma_v=0,0$ mit zunehmender Netzfeinheit die ertragbare maximale Hauptnormaldehnung um 50% von 0,083 (EKL 1,70mm) auf 0,128 (EKL

0,22mm). Mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit nimmt durch Verschiebung des Anrissortes ins Probenzentrum der Dehnungsgradient ab. Die Folge ist, dass der Netzeinfluss ab $\sigma_m/\sigma_v=0,5$ praktisch vernachlässigbar ist.

5.4 Diskussion

Die Diskussion der Ergebnisse erfolgt in drei Abschnitten, wobei sich der erste Teil mit Versagensmechanismen beschäftigt. Neben den aus der Literatur bekannten Mechanismen bei uniaxialer Zugbelastung ($\sigma_m/\sigma_v = 0,33$) für Al-Si-Gusslegierungen werden erstmals Mechanismen einer Al-Mg-Gusslegierung für hohe ($\sigma_m/\sigma_v = 0,60$) und niedrige ($\sigma_m/\sigma_v = 0,00$) Spannungsmehrachsigkeiten vorgestellt.

Der zweite Teil diskutiert die phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle, wobei besonderes Augenmerk auf den unterschiedlichen Gehalt von Gießfehlern und deren Einfluss auf die Versagensgrenzkurve gelegt wird; denn dazu liegen keine Untersuchungen für Al-Druckgusswerkstoffe vor.

Abschließend wird der Einfluss der Netzfeinheit auf die Versagensgrenzkurven beleuchtet und die Übertragbarkeit auf gröbere Netze diskutiert.

5.4.1 Versagensmechanismen

In der Literatur finden sich Untersuchungen von Versagensmechanismen bei Al-Si-Gusslegierungen hauptsächlich unter uniaxialer Zugbelastung. Dazu werden gekerbte Probengeometrien verwendet, um den Versagensort exakt im Kerbgrund lokalisieren und beobachten zu können. Die Untersuchung der Abläufe beim Versagen erfolgt durch in-situ REM-Aufnahmen [9][55]. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen: Nach Ausbildung von Scherbändern im duktilen α -Mischkristall brechen nach Überschreitung einer kritischen Dehnung die spröden Phasen im Eutektikum. Das Versagen der Ausscheidungen hängt ab von Zusammensetzung, Form, Größe und räumlicher Anordnung [55][56]. Mikrorisswachstum und -vereinigung führen schließlich zum finalen Versagen.

Für die wärmebehandelte Kokillengusslegierung AlSi7Mg0,3 KT64 mit globularem Eutektikum hat Henn [2] als vorherrschenden Mechanismus bei niedrigen Spannungsmehrachsigkeiten ($\sigma_m/\sigma_v = 0,00$) das Abscheren des α -Mischkristalls identifiziert. In unmittelbarer Umgebung der Rissufer sind vereinzelt zwar gebrochene Partikel zu finden, ihre Anzahl ist aber im Vergleich zu hohen Spannungsmehrachsigkeiten vernachlässigbar. Untersuchungen von Mohr und Treitler [58] an der wärmebehandelten Druckgusslegierung AlSi10MgMn bestätigen diese Ergebnisse.

Im Gegensatz dazu zeigt die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Al-Mg-Gusslegierung AlMg5Si2Mn mit ihrem lamellaren Eutektikum ein anderes Verhalten. Sowohl bei niedrigen als auch bei hohen Spannungsmehrachsigkeiten brechen nach Überschreitung einer kritischen Dehnung die spröden Mg_2Si -Ausscheidungen des Eu-

tektikums. Damit zeigt die Legierung bei hohen Spannungsmehrachsigkeiten eine gute Übereinstimmung mit dem in der Literatur für andere Legierungen bekannten Mechanismus. Bei niedrigen Spannungsmehrachsigkeiten findet allerdings kein Wechsel des Mechanismus statt, wie es für die Gusslegierungen mit globularem Eutektikum der Fall ist. Es versagen immer noch bevorzugt die spröden Phasen im Eutektikum (Abbildung 5-4 (a) und (b)). Es ist anzunehmen, dass die Partikelform neben der Größe und Anordnung die entscheidende Rolle spielt.

Nach der Rissinitiierung an den spröden Mg_2Si -Phasen erfolgt das Risswachstum bevorzugt im spröden Eutektikum, wie deutlich in Abbildung 5-6 (a) zu erkennen ist. Eine Erklärung wird im folgenden gegeben. Der Werkstoff enthält eine duktile (α -Mischkristall, weiß dargestellt in Abbildung 5-22) und eine spröde Phase (Eutektikum, grau dargestellt in Abbildung 5-22). Das Eutektikum wird dabei vereinfacht als homogen angesehen, obwohl es aus Mg_2Si -Phasen und dem eutektischem α -Mischkristall aufgebaut ist. Für das Risswachstum in spröden Werkstoffen kann gemäß der linear elastischen Bruchmechanik eine Energiebilanz aufgestellt werden [101]. Instabiles Risswachstum (da) tritt dann ein, wenn die gesamte potentielle Energie des Werkstoffs erniedrigt wird:

$$\frac{d(W_{ob} - W_{el})}{da} \leq 0 \quad (5-14)$$

W_{ob} ist dabei die Energie, die zur Schaffung neuer Rissoberflächen notwendig ist, während W_{el} zur elastischen Verzerrung des Materials aufgewendet werden muss.

Bei duktilen Materialien muss zusätzlich ein Energiebeitrag W_{plast} aufgrund plastischer Verformung vor der Riss Spitze berücksichtigt werden. Dieser Beitrag ist häufig deutlich größer als Oberflächen- und Verzerrungsenergie. Die Folge ist, dass die Bruchzähigkeit – sie beschreibt den Widerstand eines Werkstoffs gegen Rissausbreitung – duktiler Werkstoffe K_{Ic}^d im Vergleich zu spröden K_{Ic}^s deutlich höher ist. Beispielsweise liegen für Al-Legierungen die Werte im Bereich von 25 bis 35 $MN m^{-3/2}$, während spröde Materialien (z. B. Al_2O_3 , Si_3N_4) Bruchzähigkeiten von 2 bis 5 $MN m^{-3/2}$ aufweisen [111]. Trifft der Riss während seines Wachstums im spröden Eutektikum auf den duktilen α -Mischkristall, so sind prinzipiell drei Verläufe möglich:

- der Riss setzt sich im duktilen Material fort (Abbildung 5-22 (a)),
- der Riss orientiert sich entlang der Phasengrenzen (Abbildung 5-22 (b))
- oder der Riss verläuft zurück ins Eutektikum (Abbildung 5-22 (c)).

Aufgrund der Tatsache, dass für die Spannungsintensitätsfaktoren gilt

$$K_{Ic}^d > K_{Ic}^s \quad (5-15)$$

würde ein Weiterwachsen im α -Mischkristall einen erhöhten Energieaufwand bedeuten, weil die Ausbildung der plastischen Zone vor der Riss Spitze dem Wachstum entgegenwirken würde. Daher breitet sich der Riss bevorzugt entweder entlang der Phasengrenze aus, da hier aufgrund der Gitterstörungen der Energieaufwand geringer ist. O-

der er läuft wieder zurück ins spröde Eutektikum. Beides wird durch die Schlifffbilder (Abbildung 5-4 und Abbildung 5-6) belegt.

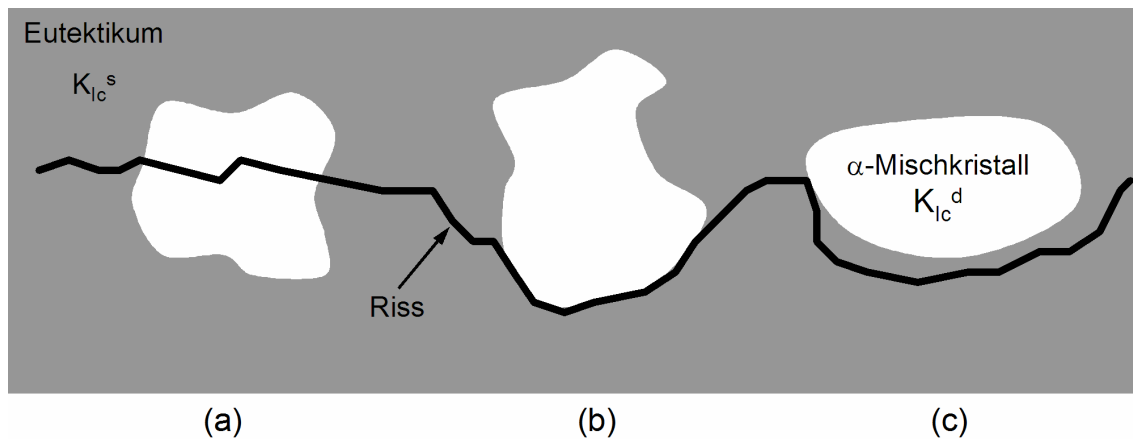


Abbildung 5-22: Schematische Darstellung möglicher Rissverläufe bei Koexistenz duktiler und spröder Phasen in einem Werkstoff. Aufgrund einer niedrigeren Bruchzähigkeit spröder Phasen, findet Risswachstum bevorzugt im Eutektikum statt.

Die Ergebnisse in der bisherigen Literatur und dieser Arbeit lassen folgende Schlussfolgerung zu: Al-Si-Gusslegierungen mit einem globularen Eutektikum wechseln ihren Versagensmechanismus von Matrix- zu Partikelversagen beim Übergang von niedrigen zu hohen Spannungsmehrachsigkeiten. Im Übergangsbereich ist anzunehmen, dass beide Mechanismen parallel existieren. Liegt dagegen wie bei der untersuchten Al-Mg-Gusslegierung ein lamellares Eutektikum vor, so ändert sich der Versagensmechanismus im untersuchten Spannungsmehrachsigkeitsbereich nicht (Abbildung 5-23). Es tritt unabhängig von der Spannungsmehrachsigkeit Partikelbruch auf.

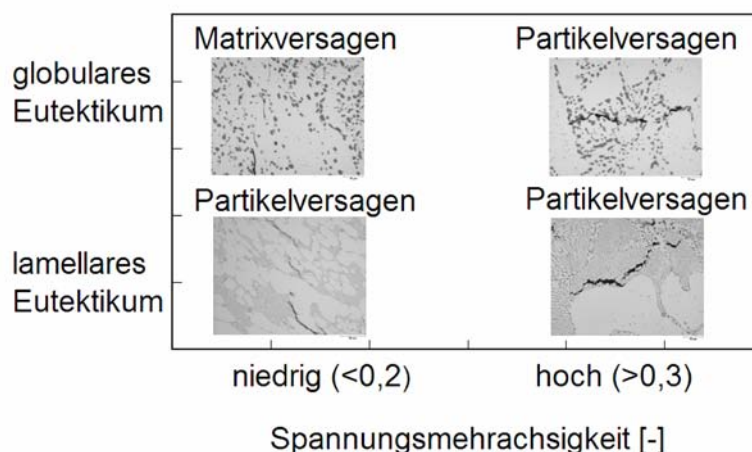


Abbildung 5-23: Globulares Eutektikum → Wechsel des Versagensmechanismus, Lamellares Eutektikum → Versagensmechanismus unabhängig von Spannungsmehrachsigkeit

Die Beobachtungen basieren auf metallographischen Untersuchungen in der Umgebung der Riss Spitze. Die Prüfung bis zu einem Kraftabfall im Experiment ist notwendig, da die Rissinitiierung bei der verwendeten Probengeometrie im Inneren stattfindet und ohne Anriss eine Lokalisierung nicht möglich ist. Dadurch ist es wahrscheinlich, dass die Spannungszustände vor der Riss Spitze nicht den makroskopisch vorherrschenden Zuständen entsprechen, weshalb eine Verfälschung der gefundenen Ergebnisse denkbar ist. Diese Frage lässt sich aber an dieser Stelle nicht endgültig klären. Ein Lösungsansatz sind mikroskopische FE-Berechnungen, wie sie z.B. bei Schmauder [112] durchgeführt werden. Eine Anwendung dieser Modelle für unterschiedliche Belastungsrichtungen und Partikelformen (kugel- bzw. plattenförmige Ausscheidungen) könnte die gemachten Beobachtungen bestätigen. Neben Partikel- und Matrixeigenschaften spielt vermutlich die Grenzflächenfestigkeit eine entscheidende Rolle.

5.4.2 Phänomenologische Rissinitiierungsmodelle

Die Rissinitiierung findet unabhängig von der Spannungsmehrachsigkeit in den spröden Mg_2Si -Ausscheidungen statt, der Versagensmechanismus ändert sich also nicht. Daraus lassen sich zwei Schlussfolgerungen ziehen. Erstens kann auf eine Unterteilung in sprödes und duktilen Versagen, wie es El-Magd [74] für Al-Knetlegierungen vorsieht, verzichtet werden. Damit ist die Verwendung einer Versagensgrenzkurve für den gesamten Spannungsmehrachsigkeitsbereich sinnvoll. Zweitens spricht das Brechen spröder Partikel als Ursache der Rissinitiierung für die Verwendung eines Versagenskriteriums auf Basis der maximalen Hauptnormaldehnung; denn diese Größe ist geeignet, um sprödes Versagen realitätsgetreu abzubilden.

Die vorgestellten Versagensgrenzkurven werden mit Hilfe einer speziellen Prüfvorrichtung ermittelt, die bereits bei Mohr, Henn und Treitler [2][58][71] verwendet wird. Der Vorteil dieser Apparatur ist es, dass nur eine Probengeometrie notwendig ist, um den Spannungsmehrachsigkeitsbereich zwischen 0,00 und 0,60 zu untersuchen. Dieser reicht aus, da die in der Praxis auftretenden Spannungsmehrachsigkeiten, die zum Bauteilversagen führen, typischerweise in diesem Bereich liegen; dies wird später anhand der Komponentenversuche noch gezeigt (Abbildung 6-7 und Abbildung 6-12). Dadurch kann der experimentelle Aufwand deutlich reduziert werden.

Ein weiterer Vorteil ist die Probengeometrie mit einer Dicke von nur 3,00mm, die normalerweise aus dünnwandigen Realstrukturen entnommen werden kann. Dadurch entfällt der zeit- und kostspielige Abguss von Musterbauteilen zur Kalibrierung von Versagensgrenzkurven. Außerdem spiegeln die am Realbauteil ermittelten Werte auch die mechanischen Eigenschaften am besten wieder, da die typischen Kennzeichen des Druckgussprozesses vorliegen wie schnelle, turbulente Formfüllung, hohe Abkühlgeschwindigkeiten und starke Temperaturgradienten. Daraus resultieren unter anderem die Abweichungen von Kraftniveau und Versagenszeitpunkt bei den experimentell ermittelten Kraft-Weg-Verläufen der Scherzug/Scherdruckversuche.

Für die Streuungen im Kraftniveau gibt es zwei Ursachen. Erstens ändert sich die Gefügestruktur, wenn Schwankungen bei den Abkühlgeschwindigkeiten auftreten oder wenn vorerstartetes Material aus der Gießkammer in das Bauteil gelangt. Lokal kann dann ein sehr grob ausgebildetes Eutektikum auftreten, welches das Verformungsverhalten beeinflusst. Dieses Phänomen ist sowohl für Al- als auch für Mg-Legierungen bekannt [30]. Zweitens können geringe Schwankungen des Anpressdrucks (aufgebracht durch 2 x 7 Schrauben) und eine leicht variierende Ausgangslage der Probe in der Prüfapparatur das gemessene Kraftniveau beeinflussen. Diese Beobachtungen würden auch die Streuungen bei den gemessenen Anfangssteifigkeiten K_{ini} erklären.

Verantwortlich für die auftretenden Streuungen in den Verschiebungen u_f bis Rissinitiierung sind hauptsächlich statistisch verteilte Gießfehler, wie Gas- und Erstarrungsporosität oder Oxidhäute. Bisherige Untersuchungen erwähnen diese Streuungen, gehen aber ansonsten von homogen verteilten mechanischen Eigenschaften innerhalb eines Bauteils aus [2][4]. Speziell bei Druckgussbauteilen treten aber neben den statistischen Streuungen auch noch prozessbedingte systematische Streuungen innerhalb eines Bauteils auf. In der Literatur sind für Al-Druckgusswerkstoffe keine phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle beschrieben, die diese heterogen verteilten Eigenschaften berücksichtigen. Ein erster Ansatz dazu findet sich bei Greve [1][31], der anhand eines im Druckguss gefertigten Magnesium-Getriebegehäuses Versagensgrenzkurven für unterschiedliche Porositätsgrade ermittelt. Dabei treten jedoch zwei Probleme auf. Erstens liegen die durch den Iosipescu-Scherversuch ermittelten Kennwerte zu tief, da Versagen im Bereich uniaxialer Zugbelastungen auftritt und nicht unter der gewünschten Scherbelastung. Zweitens liegen auch die Werte für den uniaxialen Zugversuch zu niedrig (Abbildung 2-11 (a)). Für eine Erklärung wird der statistische Größeneffekt herangezogen. Dieser besagt, dass eine Probe umso früher versagt, je größer ihr geprüftes Volumen ist. Detailliertere Untersuchungen für eine Al-Kokillengusslegierung zu diesem Effekt finden sich bei Henn [2], der auch mittels einer User-Subroutine das geprüfte Volumen in die FE-Berechnung miteinbezieht. Die bei Greve gemachten Beobachtungen treffen für die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Prüfapparatur nicht zu. Grund dafür ist, dass das kritisch beanspruchte Probenvolumen bei der verwendeten Probengeometrie für alle Belastungswinkel nahezu gleich ist. Somit kann ein statistischer Größeneffekt an dieser Stelle ausgeschlossen werden. Außerdem erfolgt die Rissinitiierung bei Scherdruck 25° tatsächlich in dem Bereich der Probe, wo auch den FE-Berechnungen zufolge eine Scherbelastung vorherrscht [71]. Sowohl die Werte aus dem Scherdruckversuch 25° (Scherbelastung: $\sigma_m/\sigma_v = 0,00$) als auch aus dem Scherzugversuch 40° (uniaxiale Zugbelastung: $\sigma_m/\sigma_v = 0,33$) für einen niedrigen und hohen Porositätsanteil reihen sich gut in die anderen Messdaten ein und belegen, dass mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit die ertragbare maximale Hauptnormaldehnung abnimmt.

Im Falle der Proben mit niedrigem Porenanteil ($G_{\text{niedrige Porosität}}$) sinken die ertragbaren Dehnungen von 0,15 ($\sigma_m/\sigma_v = 0$) bis auf ein Niveau von 0,075 ab ($\sigma_m/\sigma_v = 0,6$, Abbildung 5-14). Die Reduzierung der maximalen Hauptnormaldehnung in einem

Spannungsmehrachsigsigkeitsbereich von 0,00 bis 0,60 beträgt demnach zirka 50%. Der Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit ist bei Al-Druckgusswerkstoffen im Gusszustand somit ähnlich signifikant wie bei der wärmebehandelten Druckgusslegierung Al-Si10MgMn, die durch Mohr und Treitler [58] untersucht wurde. Auch hier haben sich in einem vergleichbaren Spannungsmehrachsigsigkeitsbereich die ertragbaren Dehnungen um 50% von 0,60 auf 0,30 reduziert, wobei aber das Dehnungsniveau bedingt durch die Wärmebehandlung deutlich höher liegt.

Betrachtet man die Werte für erhöhte Porosität, so ist der Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit mit durchschnittlich 70% sogar noch stärker (Abbildung 5-16 (a)). Hier sinken die ertragbaren Dehnungen von 0,12 ($\sigma_m/\sigma_v = 0$) bis auf 0,035 ($\sigma_m/\sigma_v = 0,6$) ab. Es zeigt sich, dass bei niedrigen Spannungsmehrachsigkeiten der Porositätsgrad bei der Ermittlung von Versagensgrenzkurven vernachlässigbar ist und die ertragbaren Dehnungen auf gleichem Niveau liegen. Erst mit der Erhöhung der Spannungsmehrachsigkeit gewinnt die Porosität immer mehr an Bedeutung (Abbildung 5-16 (b)). Ursache dafür ist, dass Poren mit ansteigender Spannungsmehrachsigkeit erstens als innere Kerben wirken und zweitens den Querschnitt reduzieren, was zu einem früheren Versagen führt. Berdin [9] vermutet bei der Untersuchung der Druckgusslegierung Al-Si9Cu3 unter uniaxialer Zugbelastung, dass die Querschnittsreduzierung der dominante Effekt ist, da in unmittelbarer Umgebung von Poren keine Rissinitiierung festgestellt werden konnte. Da die Beobachtungen anhand von in-situ-REM-Versuchen gemacht wurden, liegen aber keine Informationen über die Abläufe im Inneren des Materials vor.

Somit stehen erstmals phänomenologische Rissinitiierungsmodelle zur Verfügung, die unterschiedliche Porositätsgrade berücksichtigen. Damit kann den systematischen Streuungen in Druckgussbauteilen durch Verwendung der entsprechenden Versagensgrenzkurve Rechnung getragen werden, wie in Kapitel 6 gezeigt wird. Es sei noch darauf hingewiesen, dass sich die Gültigkeit der Modelle lediglich auf den Porositätsgrad der untersuchten Musterbauteile beschränkt. Für den angussnahen Bereich liefert eine computertomographische Untersuchung einen Volumenanteil der Poren von 0,84%, während im angussfernen Bereich 0,28% gemessen wurden (Abbildung 4-14). Vor einer Übertragung auf andere Strukturen muss man sich bewusst sein, dass je nach Auswerteverfahren die gemessenen Porositäten deutlich unterschiedlich sein können. Beispielsweise können in der Metallographie kleinere Porengröße ermittelt werden, als dies normalerweise durch computertomographische Messungen geschieht. Hinzukommt, dass die Auswahl der untersuchten Fläche bzw. des Volumens neben der Wahl eines geeigneten Schwellenwertes zur Erzeugung eines Binärmusters (Material=0 / Porosität=1) das Ergebnis ebenfalls stark beeinflusst.

Es ist hervorzuheben, dass innerhalb eines Druckgussbauteils die mikrostrukturellen Eigenschaften streuen und ebenfalls beträchtliche Schwankungen von Bauteil zu Bauteil auftreten können. Auch wird in der Art der Gießfehler nicht unterschieden, obwohl rissähnliche Oxidhäute das Versagen sicherlich anders beeinflussen als kugelförmige Gasporen, die durch eingespülte Luft entstehen. Deshalb sind die Modelle nur in der Lage den Versagenszeitpunkt und den Rissinitiierungsort abzuschätzen. Es sei denn

die Poren werden im FE-Modell mit abgebildet. Ein Ansatz dazu wurde von Jansen [4] vorgestellt. Mittels CT-Analysen wird die Fehlstellenverteilung im Bauteil ermittelt. Durch Überlagerung der experimentell ermittelten CT-Daten mit dem FE-Netz der Festigkeitsberechnung können die Elemente identifiziert und ausgeblendet werden, die im Realbauteil einer Pore entsprechen. An diesen Hohlräumen können unter Belastung Spannungsspitzen auftreten, die zum Versagen der Struktur führen können. Eine vernünftige Abbildung dieser Hohlräume ist nur durch eine sehr feine Vernetzung möglich, was derzeit im industriellen Bereich auf Bauteilebene nicht sinnvoll umsetzbar ist. Hinzukommt, dass die Verteilung der Gießfehler von Bauteil zu Bauteil variiert. Aufwändige computertomographische Untersuchungen wären notwendig, um eine zuverlässige Versagensbewertung von Druckgussbauteilen durchzuführen. Daran wird die Notwendigkeit für Modelle zur Prognose der mechanischen Eigenschaften in der Gießprozesssimulation deutlich.

5.4.3 Einfluss der Diskretisierung auf das Rissinitiierungsmodell

Dieser Abschnitt beschäftigt sich mit dem Einfluss der Diskretisierung der Probengeometrie auf die Versagensgrenzkurve. Dazu wird zuerst der verwendete Elementtyp diskutiert, bevor auf die Netzfeinheit eingegangen wird.

Henn und Mohr weisen in ihren Arbeiten [2][71] darauf hin, dass bei der verwendeten Probengeometrie im Übergangsradius vom dünnen Prüfbereich zum dickwandigeren Einspannbereich die Spannungskomponente in Dickenrichtung nicht mehr vernachlässigbar ist, weshalb sie Volumenelemente im FE-Modell verwenden. Diese dritte Spannungskomponente in z-Richtung kann durch die hier verwendeten CPS4R-Elemente nicht abgebildet werden. Speziell bei den Prüfungen unter Scherzug 20° , Scherzug 40° und Scherdruck 25° sind deshalb Abweichungen zu erwarten, da bei diesen Belastungen die kritischen Elemente, wie weiter oben beschrieben, im Übergangsradius liegen. Dennoch zeigen die Simulationen eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Kraft-Weg-Verläufen. Hinzukommt, dass die Übertragbarkeit der Rissinitiierungsmodelle auf großflächige und dünnwandige Strukturbauteile sichergestellt ist, da die Vernetzung typischerweise in Schalenelementen erfolgt. Die Berechnung derartiger Komponenten in Hexaeder- oder Tetraederelementen ist bei den heutigen Rechnerkapazitäten zu aufwändig.

Die Betrachtung des Einflusses der Netzfeinheit auf die Versagensgrenzkurve (Kapitel 5.3.6) zeigt, dass bei feinerer Vernetzung der Probengeometrie im Bereich niedriger Spannungsmehrachsigkeiten (Scherdruck $25^\circ \rightarrow \sigma_m/\sigma_v \approx 0,00$, Scherzug $20^\circ \rightarrow \sigma_m/\sigma_v \approx 0,18$ und Scherzug $40^\circ \rightarrow \sigma_m/\sigma_v \approx 0,28$) die zulässige maximale Hauptnormaldehnung ansteigt (Abbildung 5-21). Ursache dafür ist eine bessere Auflösung des auftretenden Dehnungsgradienten am jeweiligen Anrissort. Mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit ist bei der hier verwendeten Probengeometrie die Netzfeinheit vernachlässigbar, weil beim Scherzugversuch unter 90° ($\sigma_m/\sigma_v \approx 0,58$) am Rissinitiierungsort praktisch kein Dehnungsgradient auftritt. Bei Verwendung einer gekerbten Rundzugprobe mit

einer vergleichbaren Spannungsmehrachsigkeit würde hingegen die Netzfeinheit sehr wohl eine Rolle spielen. Bedingt durch die Kerbe in der Probe tritt ein Dehnungsgradient auf, der durch feinere Vernetzung besser aufgelöst werden würde. Die höheren Dehnungen hätten eine Verschiebung der Versagensgrenzkurve zu größeren Werten zur Folge.

Aber auch bei gleichbleibender Probengeometrie kann sich die Netzfeinheit unterschiedlich auswirken. Betrachtet man die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Probengeometrie, so sind die auftretenden Spannungs- und Dehnungsfelder sehr inhomogen. Dies führt dazu, dass je nach Dehnungsgradient die Elementkantenlänge entweder einen starken Einfluss besitzen kann (Scherzug 20° und 40° , Scherdruck 25°) oder praktisch vernachlässigbar ist (Scherzug 90°) (Abbildung 5-17). Aber bereits bei einer einfacheren Geometrie wie der hier verwendeten, gibt es deutliche Unterschiede. Dazu wird ein einseitig eingespannter Balken betrachtet, der einmal auf Zug und einmal auf Biegung belastet wird (Abbildung 5-24). Im Falle der Zugbelastung ist kein Dehnungsgradient vorhanden, so dass die gewählte Netzfeinheit keine Rolle spielt. Im Gegensatz dazu führt eine Biegebelastung zu einem Dehnungsgradienten, der durch feinere Vernetzung exakter aufgelöst wird. Hier wird das Resultat durch die Netzfeinheit beeinflusst.

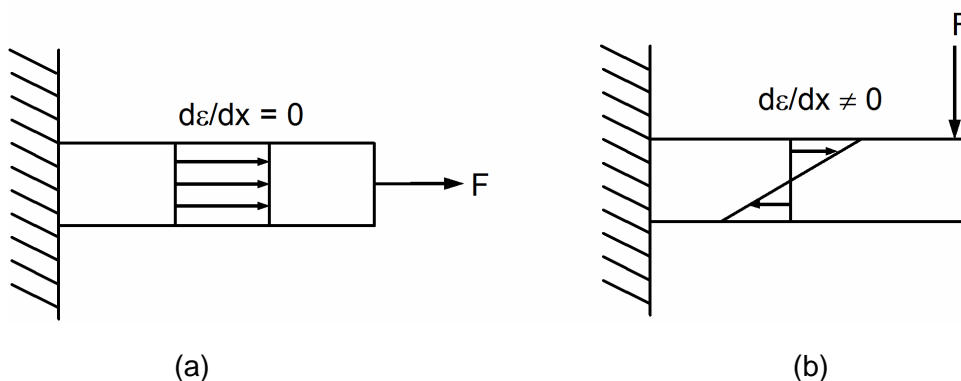


Abbildung 5-24: Einseitig eingespannter Balken unter a) Zugbelastung: kein Dehnungsgradient vorhanden \rightarrow Netzfeinheit vernachlässigbar, b) Biegebelastung: Dehnungsgradient vorhanden \rightarrow Netzfeinheit entscheidend

Anhand dieser Überlegungen wird deutlich, dass der Einfluss der Netzfeinheit bei der Kalibrierung von phänomenologischen Rissinitiierungsmodellen zum einen von der verwendeten Probengeometrie und zum anderen von der Belastungsart abhängt. Ein allgemeingültiger Zusammenhang für den Einfluss der Elementkantenlänge, der die Extrapolation der Versagensgrenzkurve auf größere Elementkantenlängen - z.B. in einem Komponentenversuch - ermöglicht, ist problematisch einzustufen. Es wird die Verwendung des Modells mit einer Elementkantenlänge von 0,5mm empfohlen, da es sowohl die Rissinitiierungsorte als auch die auftretenden Dehnungsgradienten ausreichend genau abbildet.

5.5 Zusammenfassung

Die Ermittlung phänomenologischer Rissinitiierungsmodelle erfolgt typischerweise mit einer Reihe unterschiedlicher Probengeometrien, angefangen beim Druckversuch bis hin zur gekerbten Rundzugprobe. Eine anschließende FE-Berechnung liefert an den jeweiligen Rissinitiierungsorten Spannungsmehrachsigkeiten und Dehnungen. Dünnwandige Strukturbauteile, die im Druckguss hergestellt werden, erschweren die Entnahme dieser herkömmlichen Proben, weshalb im Rahmen dieser Arbeit eine spezielle Prüfvorrichtung benutzt wird. Die Verwendung von einer nur 3,0mm dicken Probengeometrie ermöglicht durch Rotation und einen Wechsel der Belastungsrichtung (Zug/Druck) die Prüfung von Spannungsmehrachsigkeiten zwischen 0,0 und 0,6. Ein parametrisiertes FE-Modell erleichtert die Auswertung der Berechnungen, so dass der experimentelle und numerische Aufwand erheblich reduziert werden konnte. Die Ergebnisse dieses Abschnitts lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- (1) Die phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle $G_{\text{niedrige Porosität}}$ und $G_{\text{hohe Porosität}}$ demonstrieren erstmals den Einfluss einer erhöhten Fehlerdichte auf das Niveau von Versagensgrenzkurven bei Al-Gusslegierungen. Es zeigt sich, dass bei einer Erhöhung der Spannungsmehrachsigkeit von 0,0 auf 0,6 die ertragbare maximale Hauptnormaldehnung um ca. 50% abnimmt, wenn der Anteil der Gießfehler gering ist. Betrachtet man einen erhöhten Fehleranteil, so fallen die Werte mit 65% noch stärker ab. Entscheidend dabei ist, dass im Bereich niedriger Spannungsmehrachsigkeiten ($\sigma_m/\sigma_v < 0,2$) der Einfluss der Porosität nahezu vernachlässigt werden kann. Erst mit höheren Spannungsmehrachsigkeiten macht sich die erhöhte Fehlerdichte bemerkbar und bewirkt eine Absenkung des Niveaus der Versagensgrenzkurve um Faktor 2.
- (2) Die Identifizierung von Versagensmechanismen in Abhängigkeit von Spannungsmehrachsigkeit und Eutektikumsmorphologie für Al-Gusslegierungen ist in dieser Arbeit gelungen. Legierungen mit lamellarer Ausprägung des Eutektikums zeigen im untersuchten Spannungsmehrachsigkeitsbereich keinen Wechsel des Versagensmechanismus. Unabhängig von der Spannungsmehrachsigkeit erfolgt Rissinitiierung im spröden Eutektikum. Im Gegensatz dazu vollzieht sich bei Gusswerkstoffen mit globularem Eutektikum ein Wechsel vom Matrix- zum Partikelversagen beim Übergang von niedrigen zu hohen Spannungsmehrachsigkeiten [58].
- (3) Die verwendete Netzfeinheit bei der Modellierung der Probenversuche zeigt einen Einfluss auf die Versagensgrenzkurve. Dieser ist umso größer, je stärker der Dehnungsgradient am Rissinitiierungsort ist. Ursache dafür ist, dass durch eine feinere Vernetzung Dehnungsgradienten besser aufgelöst werden. Ein allgemeingültiger Zusammenhang, der eine Extrapolation der Versagensgrenzkurve auf größere Elementkantenlängen erlaubt, ist nicht möglich, da der Einfluss der Netzfeinheit von der zur Kalibrierung verwendeten Probengeometrie und vom jeweiligen Belastungsfall abhängt.

6 Validierung und Übertragbarkeit der Modelle am Beispiel von zwei Komponentenversuchen

In den beiden vorangehenden Kapiteln 4 und 5 wurden Modelle zur Prognose mechanischer Eigenschaften und zur Vorhersage der Rissinitiierung in Abhängigkeit von zwei Porositätsgraden für die Druckgusslegierung AlMg5Si2Mn entwickelt.

Dieses Kapitel stellt zunächst die im Musterbauteil eingebrachten Modifizierungen vor, die durchgeführt werden, um Bereiche mit unterschiedlichen Porositätsgraden prüfen zu können. Anschließend wird die Vorgehensweise bei der Zuweisung lokaler mechanischer Eigenschaften und bei der Versagensbewertung vorgestellt. Die Überprüfung der Modelle erfolgt anhand von Komponentenversuchen, die an den modifizierten Musterbauteilen durchgeführt werden. Dabei ist die Vorgehensweise zweistufig. Zunächst werden die gefundenen Modelle mittels eines Komponentenzugversuchs validiert, bevor in einem zweiten Schritt die Übertragbarkeit der Modelle auf einen Bauteilbereich - aus dem keinerlei Proben zur Werkstoffcharakterisierung entnommen wurden - geprüft wird. Abschließend wird der Einfluss der Netzfeinheit auf Komponentenebene im Hinblick auf den Rissinitiierungszeitpunkt untersucht.

6.1 Modifizierungen des Musterbauteils

Ziel der Komponentenversuche in Kapitel 6.4 ist die gleichzeitige Belastung von zwei Bauteilbereichen mit unterschiedlichen Porositätsgraden, um die phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle (Kapitel 5.3.4 und 5.3.5) zu überprüfen. Wie die Ergebnisse der prognostizierten Bruchdehnungen in Abbildung 4-24 (a) zeigen, sind deutliche Unterschiede zwischen angussnahem (B01-03, $A_5 \approx 1,5 - 2,5\%$) und angussfernem Bereich (B07-09, $A_5 \approx 3,5\%$) zu erkennen. Aus diesem Grund werden im Bereich B durch mechanische Bearbeitung Schwächungen eingebracht.

Für den Druckversuch werden in den unteren und oberen Längsrahmen des Bauteils kreisrunde Löcher mit einem Durchmesser von 50mm gebohrt, so dass jeweils zwei Stege auf der angussnahen bzw. -fernen Seite stehen bleiben. Diese Bohrungen werden in der Stufenplatte bis zu einer Tiefe von 25mm fortgesetzt und mit einem Radius von 5mm abgeschlossen (Abbildung 6-1 (a)).

Die Bauteile für den Zugversuch werden ebenfalls durch kreisrunde Bohrungen (Durchmesser 40mm) im oberen und unteren Längsrahmen geschwächt, die sich noch bis zu einer Tiefe von 2,5mm in die Stufenplatte fortsetzen. Daran schließt sich auf jeder Seite eine halbkreisförmige Ausfräsung mit einem Radius von 20mm an. Zusätzlich wird mittig eine kerbenförmige Aussparung auf einer Länge von 163,8mm eingebracht, die auf beiden Seiten mit einem Radius von 5mm abschließt. Diese ist notwen-

dig, um den Querschnitt des Musterbauteils zu reduzieren, da sonst die zulässige Maximalkraft der verwendeten Zugprüfmaschine von 200kN überschritten wird.

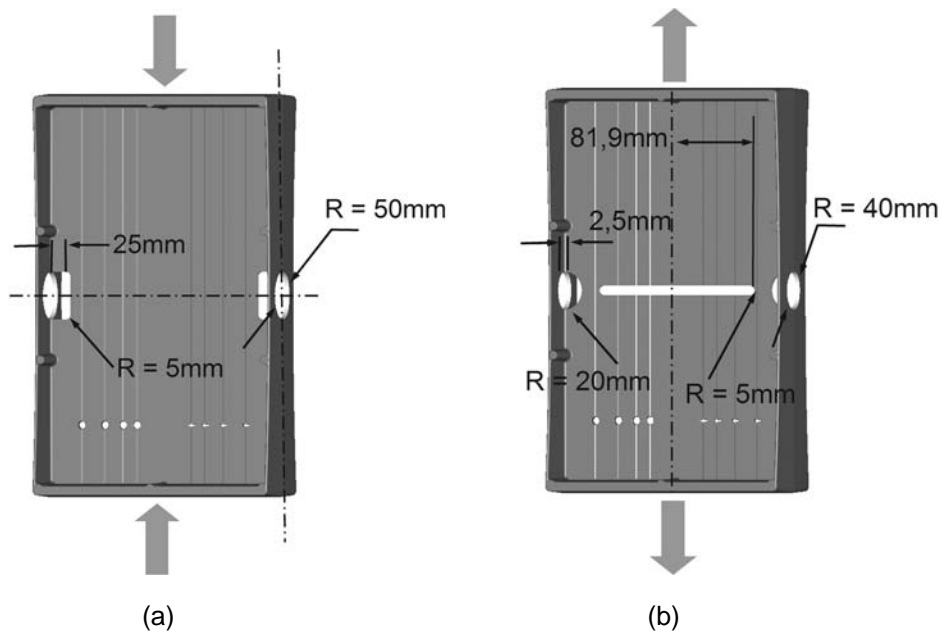


Abbildung 6-1: Abmaße der modifizierten Musterbauteile : (a) Druck, (b) Zug

6.2 Datenübertragung vom Netz der Gießsimulation auf das der Festigkeitsberechnung

In Kapitel 4 wurde gezeigt, dass die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A_5 von der Erstarrung und der Formfüllung abhängen. Die Materialeigenschaften variieren innerhalb des Versuchsbauteils, was gegenwärtig bei der Versagensbewertung von Druckgussbauteilen vernachlässigt wird.

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Eigenschaftsstreuung bei Komponentenberechnungen berücksichtigt. Dazu werden den unterschiedlichen Bauteilbereichen in ABAQUS anhand der prognostizierten Streckgrenzen (Kapitel 4.3.1) drei verschiedene Fließkurven (Bereich B02, B05 und B08 aus Kapitel 5.3.1) zugewiesen. Der mittlere Bereich der Stufenplatte (Wandstärke 2 und 3mm) wird mit der Fließkurve B05 gerechnet, da hier die höchsten Streckgrenzen auftreten. Aufgrund der niedrigen Streckgrenzen im angussnahen Bereich (Wandstärken 4, 5 und 6mm) und den beiden Querrahmen wird hier die Streckgrenze B02 verwendet. Das restliche Bauteil (angussferner Bereich der Stufenplatte mit den Wandstärken 4, 5 und 6mm sowie unterer und oberer Längsrahmen) erhält die Fließkurve B08. Diese Verteilung entspricht weitgehend den experimentellen Ergebnissen in Kapitel 4.2.1, wobei in den Bereichen A und C die gemessenen Werte aufgrund der Temperaturverteilung im Werkzeug tendenziell tiefer liegen.

Zugunsten einer praktikablen und übersichtlichen Vernetzung wurde dies jedoch vernachlässigt, was sich aber nicht nachteilig auf das berechnete Deformationsverhalten auswirkt, wie später noch gezeigt wird.

Die Zuweisung der Versagensgrenzkurven geringer und hoher Porosität (Kapitel 5.3.4 und 5.3.5) erfolgt auf Basis der Verteilung der Bruchdehnungen innerhalb des Bauteils. Die Bruchdehnungen wiederum basieren auf dem entwickelten Modell (Kapitel 4.3.2) und liegen für jedes Element i des Netzes vor, welches in der Gießsimulation verwendet wird. Mittels der Schnittstellensoftware MAGMALink werden diese Werte auf das Netz der Festigkeitsberechnung übertragen. Damit besteht in ABAQUS die Möglichkeit, jedem Element die prognostizierte Bruchdehnung zu zuweisen. Allerdings stehen im Rahmen dieser Arbeit für das gesamte Bauteil lediglich zwei Versagensgrenzkurven für niedrige (angussfern) und hohe Porosität (angussnah) zur Verfügung. Im angussnah- bzw. -fernen Bereich liegen die mittels Gießsimulation prognostizierten Bruchdehnungen bei 1,5% bis 2,5% bzw. 3,5% (Abbildung 4-24 (a)). Damit eine Unterscheidung der beiden Qualitätsbereiche möglich ist, wird allen Elemente mit einer Bruchdehnung $\leq 3,0\%$ die Versagensgrenzkurve hoher Porosität ($G_{\text{hohe Porosität}}$) zugewiesen, während Elemente mit Bruchdehnungen $> 3,0\%$ mit der Versagensgrenzkurve niedriger Porosität ($G_{\text{niedrige Porosität}}$) verknüpft werden. Dazu wird eine eigens programmierte User-Subroutine verwendet, die an die bei der BMW AG verwendete User-Subroutine zur Versagensbewertung (Kapitel 6.3, [2]) gekoppelt ist. Darin wird eine Elementliste in Form einer ASCII-Datei (Steuerdatei) mit dem in Abbildung 6-2 (a) dargestelltem Format angefordert.

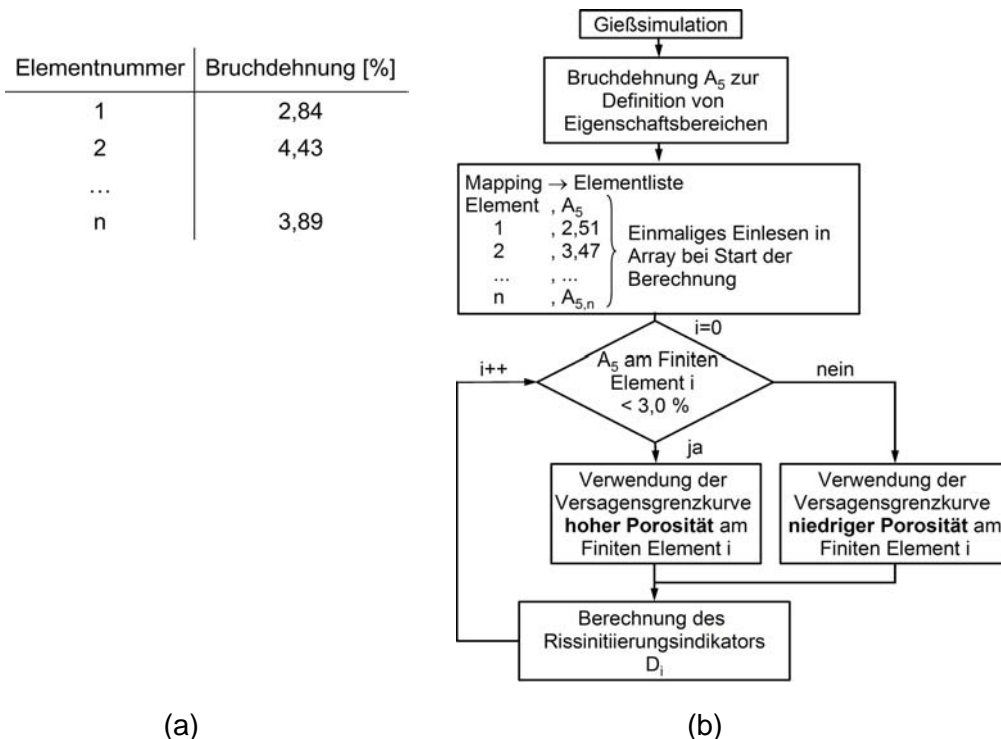


Abbildung 6-2: (a) Format der Elementliste, (b) Vorgehensweise bei der Zuweisung der Versagensgrenzkurven auf Basis der in der Gießsimulation prognostizierten Bruchdehnungen A_5

Diese Steuerdatei wird zu Beginn der Berechnung einmalig gelesen und steht damit für die elementweise Zuordnung der entsprechenden Versagensgrenzkurve zur Verfügung. Die Vorgehensweise ist anhand des Flussdiagramms in Abbildung 6-2 (b) dargestellt. Die Vielzahl der Bruchdehnungen innerhalb des Musterbauteils wird somit auf zwei Klassen beschränkt.

6.3 Vorgehensweise bei der Versagensbewertung

Das FE-Program ABAQUS/Standard wird in der Bauteilentwicklung verwendet und stellt die in Kapitel 5 entwickelten Versagensgrenzkurven derzeit nicht zur Verfügung. Bei Henn [2] wurde eine User-Subroutine vorgestellt, die es ermöglicht die Kriterien in ABAQUS einzubinden. Dieser Algorithmus berechnet für jedes Element i pro Rechenschritt an den Integrationspunkten die Spannungsmehrachsigkeit σ_m/σ_V (Gleichung 2-12) und den Rissinitiationsindikator D_i , bei dem es sich um einen Quotienten aus aktueller Hauptnormaldehnung $\varepsilon_{1,i}$ und maximal zulässiger Hauptnormaldehnung $\varepsilon_{1\text{ krit},i}$ handelt:

$$D_i = \frac{\varepsilon_{1,i}}{\varepsilon_{1\text{krit},i}} \quad \text{mit} \quad \varepsilon_{1\text{krit},i} = f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_V}\right)_i \quad (6-1)$$

Erreicht oder überschreitet der Parameter D_i den Wert 1, so ist mit Rissinitiation zu rechnen. Anschaulich bedeutet dies, dass kein Versagen erwartet wird, solange D_i für ein Element i unterhalb der Versagensgrenzkurve G liegt (Gleichung 5-13), was exemplarisch anhand von Punkt 1 in Abbildung 6-3 dargestellt ist. Erreicht oder überschreitet das Element i (z.B. Punkt 2 oder 3) die Versagensgrenzkurve G , dann ist $D_i \geq 1$, und es wird Rissinitiation prognostiziert. Sowohl der Rissinitiationsindikator D_i als auch die Spannungsmehrachsigkeit σ_m/σ_V werden als Elementoutput ausgegeben und stehen damit zur graphischen Visualisierung kritischer Bereiche im Rahmen des Postprocessings zur Verfügung.

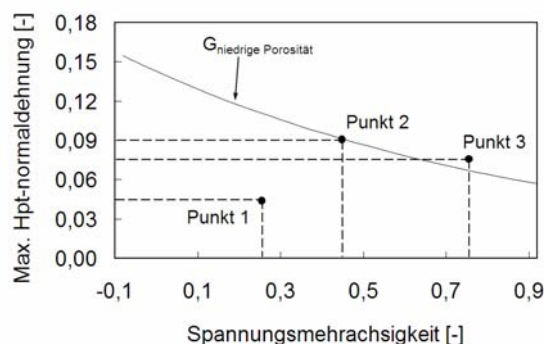


Abbildung 6-3: Veranschaulichung des Rissinitiationsindikators D_i ; Punkt 1: $D_i < 1$, kein Versagen; Punkt 2 und 3: $D_i \geq 1$, Rissinitiation

Die bei Henn vorgestellte User-Subroutine ermöglicht nur die Berücksichtigung einer Versagensgrenzkurve. In den folgenden Komponentenversuchen werden aber hetero-

gen verteilte mechanische Eigenschaften berücksichtigt, was die Einbindung einer zweiten Versagensgrenzkurve notwendig macht. Die Zuweisung der für den jeweiligen Bauteilbereich gültigen Versagensgrenzkurve wird in Form einer *if*-Schleife direkt in den Quellcode der vorhandenen User-Subroutine implementiert (Anhang K). Je nachdem ob die Bruchdehnung kleiner oder größer 3,0% ist, wird dem Element *i* die Versagensgrenzkurve $G_{\text{hohe Porosität}}$ oder $G_{\text{niedrige Porosität}}$ zugewiesen.

6.4 Experimentelles und numerisches

Untersuchungsprogramm

Die Aussagefähigkeit der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten phänomenologischen Rissinitiierungsmodelle wird anhand von Komponentenversuchen untersucht. Dazu werden die modifizierten Musterbauteile (Kapitel 6.1) unter Zug- und Druckbelastung geprüft. Der Komponentenversuch unter Zugbelastung dient der Validierung der Kriteriumsfunction zur Prognose der Bruchdehnung und der Rissinitiierungsmodelle, da aus den kritisch belasteten Bereichen (B02 und B08) für beide Modelle Proben zur Kalibrierung entnommen wurden. Im Falle der Druckbelastung wird aufgrund des Ausknickens der Stege im unteren bzw. oberen Längsrahmen Versagen erwartet. Da in diesen Bauteilbereichen keine Werkstoffcharakterisierung durchgeführt wurde, wird der Druckversuch verwendet, um die Übertragbarkeit der Modelle innerhalb des Bauteils zu prüfen.

Damit die Notwendigkeit von phänomenologischen Modellen deutlich wird, die neben dem Spannungszustand auch lokal unterschiedliche Bauteileigenschaften berücksichtigen, werden vergleichend die folgenden Modelle betrachtet:

- Referenzversagensmodell,
Dieses Modell entspricht der konstanten, plastischen Vergleichsdehnung nach von Mises aus dem Normzugversuch, welche häufig in der Crash- und Missbrauchsimulation als Versagenskriterium herangezogen wird. Hier wird ein Wert von 3,5% verwendet, der im Bereich B08 experimentell ermittelt wurde.
- Globales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (GHV),
Phänomenologisches Rissinitiierungsmodell, welches die lokalen Spannungszustände berücksichtigt (Kapitel 5.3.4) jedoch lokal unterschiedliche mechanische Eigenschaften aufgrund von Porositäten/ Fehlstellen vernachlässigt.
- Lokales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (LHV),
wobei es sich um die in Kapitel 5.3.5 dargestellten Versagensgrenzkurven unter Berücksichtigung der lokalen Spannungszustände sowie lokal unterschiedlicher Porositätsgrade handelt.

Solver	Werkstoffmodell	FE-Modell	Elementkantenlänge [mm]	Komponentenversuch	
				Zug	Druck
				Validierung	Übertragbarkeit
ABAQUS / Standard	von Mises-Plastizität & Referenzmodell	Shell (Quad - S4R)	3,0	x	x
	von Mises-Plastizität & Globales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagenskriterium (GHV)	Shell (Quad - S4R)	3,0	x	x
	von Mises-Plastizität & Lokales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagenskriterium (LHV)	Shell (Quad - S4R)	1,5	x	
			3,0	x	
			5,0	x	
		Solid (Tetraeder - C3D10M)	2,6 - 3,0	x	x
	Bauteilversuche (Anzahl geprüfter Teile)				5

Abbildung 6-4: Matrix der durchgeführten FE-Berechnungen und Experimente

Die Beurteilung der FE-Berechnungen hinsichtlich Modellvalidierung und Übertragbarkeit erfolgt anhand von Schalen- und Tetraedermodellen mit einer Elementkantenlänge von ca. 3,0mm. Dabei kommen für die Schalenmodellierung 4-knotige, reduziert integrierte Elemente vom Typ S4R [110] zum Einsatz, wie sie typischerweise in Gesamtfahrzeugsimulationen im Hinblick auf Missbrauch- und Crashabsicherungen eingesetzt werden. Darüber hinaus werden 10-knotige Tetraederelemente vom Typ C3D10M [110] mit vier Integrationspunkten untersucht, die vor dem Hintergrund ihrer automatischen Vernetzbarkeit im Allgemeinen für quasistatische Festigkeitsberechnungen und Betriebsfestigkeitssimulationen herangezogen werden. Hexaderelemente kommen aufgrund der Tatsache, dass sie bisweilen nicht automatisch vernetzbar sind im Rahmen dieser Arbeit nicht zum Einsatz. In einem ersten Schritt wird das Deformationsverhalten beurteilt, indem die experimentellen Kraft-Weg-Verläufe mit den berechneten verglichen werden. Zweitens erfolgt die Bewertung der Rissinitiierung, wobei erst die prognostizierten Versagenszeitpunkte im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen betrachtet werden, bevor die Versagensorte verglichen werden. Abschließend wird der Einfluss der Netzfeinheit auf den Zeitpunkt der Rissinitiierung an zwei zusätzlichen S4R-Schalenmodellen mit einer Kantenlänge von 1,5mm und 5,0mm diskutiert.

Im Experiment werden zur statistischen Absicherung für jeden Lastfall fünf Bauteilversuche durchgeführt. Die Matrix in Abbildung 6-4 zeigt das Simulations- und Versuchsprogramm im Überblick. Alle Simulationen werden mit dem Solver ABAQUS/Standard (Version 6.4.3) und dem von Mises-Plastizitätsmodell durchgeführt. Obwohl mit Hilfe von lokalen Verschiebungsmessungen bei den Komponentenversuchen die Einflüsse der Maschinensteifigkeit bedacht werden, kommt es im elastischen Bereich der Kraft-Weg-Verläufe zu geringfügigen Abweichungen zwischen den Daten aus der ideal stei-

fen Simulation und den Versuchsergebnissen. Dies liegt daran, dass die Einspannvorrichtung und damit deren Nachgiebigkeit in der Simulation nicht berücksichtigt werden. Um eine bessere Vergleichbarkeit im plastischen Bereich zu haben, werden die Versuchskurven über die elastische Gerade steifigkeitskorrigiert.

6.4.1 Komponentenzugversuch: FE-Modell und experimenteller Versuchsaufbau

In den FE-Modellen (Abbildung 6-5 (a) und (b)) werden alle Knoten auf der Unterseite sowohl in ihren translatorischen als auch rotatorischen Freiheitsgraden gesperrt. Im Fall der Tetraeder-Modellierung erfolgt dies durch die Definition des NODESET's *EinspannungFixRefpts*. Bei der Schalen-Modellierung des Komponentenzugversuchs wird am Querrahmen des Musterbauteils eine RIGID-BODY-Bedingung verwendet, die an den Referenzknoten *EinspannungFixRefpts* angebunden ist.

Die Verschiebungseinleitung an der Oberseite des H-Profiles erfolgt in beiden Fällen (Schale/Tetraeder) mit Hilfe des Referenzknotens *EinspannungAktionRefpt*, der translatorisch in plus x-Richtung verschoben wird. An diesen ist in der Tetraederberechnung über eine KINEMATIC-COUPLING-Bedingung der NODESET *EinspannungAktionRefpt* angebunden, während für die Schalen-Modellierung gleiches wie bei der Einspannung unten gilt. Die restlichen translatorischen und rotatorischen Freiheitsgrade werden gesperrt.

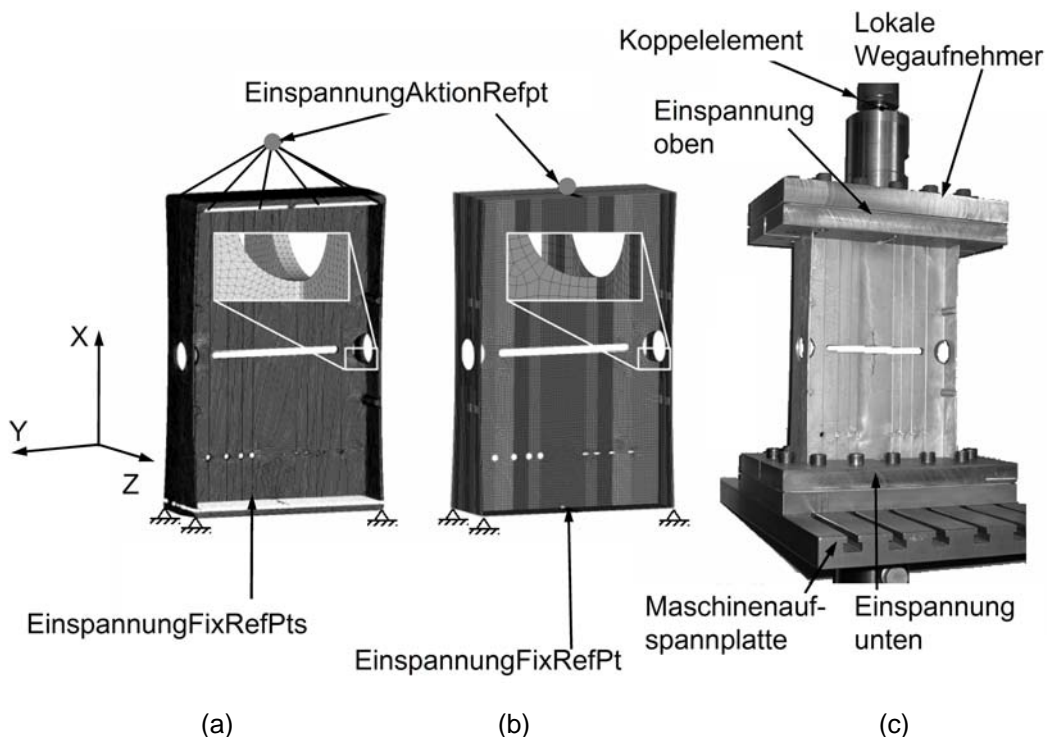


Abbildung 6-5: FE-Modelle und Versuchsaufbau des Komponentenzugversuchs: (a) Tetraeder-Netz, (b) Schalen-Netz, (c) Experiment

Das geschwächte Versuchsbauteil wird durch die untere Einspannung am Querrahmen fest fixiert, die ihrerseits wiederum fest mit der Maschinenaufspannplatte verschraubt ist. Die Einspannung des oberen Querrahmens des H-Profils gewährleistet eine definierte Krafteinleitung in das Bauteil. Um einen spannungsfreien Einbau des Bauteils zu realisieren, wird zwischen der oberen Traverse der Zugprüfmaschine und der Anbindung an die Einspannung oben eine Gelenkstange als Koppellement verwendet (Abbildung 6-5 (c)). Während der weggeregelten Versuche werden die Verschiebungen lokal an den inneren Einspannplatten mit Hilfe von digitalen Wegaufnehmern gemessen. Hierdurch lassen sich die Nachgiebigkeiten der Maschine, der Verschraubungen sowie des Koppellementes eliminieren. Da bei diesem Versuch mit schlagartigem Versagen zu rechnen ist, kommt überdies eine Hochgeschwindigkeitskamera zum Einsatz, die es erlaubt, den Rissinitiierungsort sowie den Rissfortschritt eindeutig zu dokumentieren. Der Versagenszeitpunkt ist direkt aus dem Kraft-Weg-Verlauf ersichtlich, da hier ein Kraftabfall zu beobachten ist.

6.4.2 Komponentendruckversuch: FE-Modell und experimenteller Versuchsaufbau

Die Randbedingungen der numerischen Untersuchungen des Komponentendruckversuchs sind analog zu denen aus dem Zugversuch, mit dem Unterschied, dass der Referenzknoten *EinspannungAktionRefpt* translatorisch in minus x-Richtung verschoben wird (Abbildung 6-6 (a) und (b)).

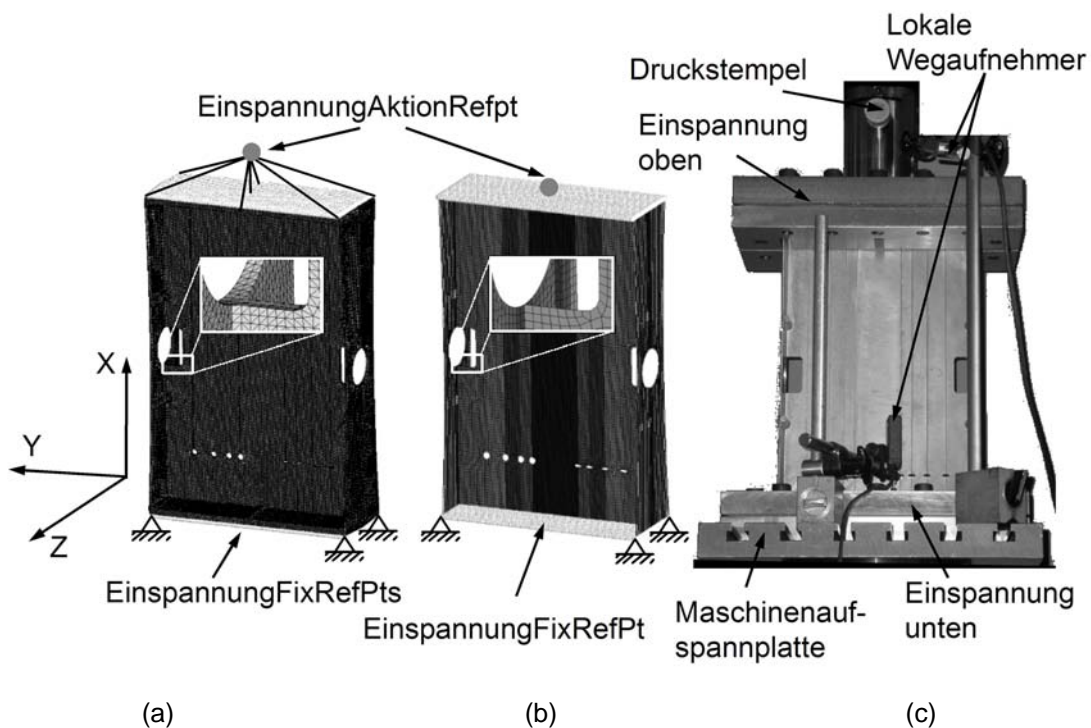


Abbildung 6-6: FE-Modelle und Versuchsaufbau des Komponentendruckversuchs: (a) Tetraeder-Netz, (b) Schalen-Netz, (c) Experiment

Im Experiment wird das modifizierte Versuchsbauteil mit der zuvor ausgelegten Einspannvorrichtung sowohl am unteren als auch am oberen Querrahmen fest fixiert, wobei die untere Einspannung mit der Maschinenaufspannplatte verschraubt ist. Die Stauchung des H-Profiles erfolgt weggeregelt über einen Druckstempel mit einem Durchmesser von 100mm, der plan auf der oberen Einspannung aufliegt (Abbildung 6-6 (c)). Um die Einflüsse der Maschinensteifigkeit zu eliminieren, werden auf der oberen Einspannplatte direkt neben dem Druckstempel sowie an der unteren Einspannung unmittelbar lokal am Bauteil digitale Wegaufnehmer adaptiert. Die Druckkraft wird mit Hilfe der maschinenintegrierten Kraftmessdose ermittelt und mit den gemessenen Verschiebungen digital aufgezeichnet. Da beim Komponentendruckversuch im Moment der Rissinitiierung kein Kraftabfall zu beobachten ist, erfolgt die Beurteilung des Versagenszeitpunktes wie auch des Versagensortes visuell.

6.5 Ergebnisse des Komponentenzugversuchs

6.5.1 Modellvalidierung im Hinblick auf das Deformationsverhalten

In der Stufenplatte herrschen im oberen bzw. unteren Drittel (Bereich A und C) der 2mm-Wandstärke mit $\sigma_m/\sigma_v = 0,66$ biaxiale Zugspannungen vor (Abbildung 6-7 (1) und (2)). An den Kerbradien der länglichen Schwächung der Stufenplatte finden sich mit $\sigma_m/\sigma_v=0,40$ tangential wirkende, quasi-uniaxiale Zugbeanspruchungen wieder (Abbildung 6-7 (3)), während die beiden Stege hin zu den Seitenbohrungen mit $\sigma_m/\sigma_v=0,66$ (Abbildung 6-7 (4)), sowie die vier Stege der Längsrahmen in der Mitte mit $\sigma_m/\sigma_v=0,46$ (Abbildung 6-7 (5)) äqui- bzw. biaxialen Zugbeanspruchungen unterliegen. Der mittlere 2mm-Bereich der Stufenplatte (Bereich B) ist entlang der Längsbohrung ($\sigma_m/\sigma_v=-0,33$, Abbildung 6-7 (6)) ebenso wie die T-Stöße unmittelbar ober- und unterhalb der seitlichen Bohrungen ($\sigma_m/\sigma_v=-0,40$, (Abbildung 6-7 (7)) durch uniaxialen Druck beansprucht.

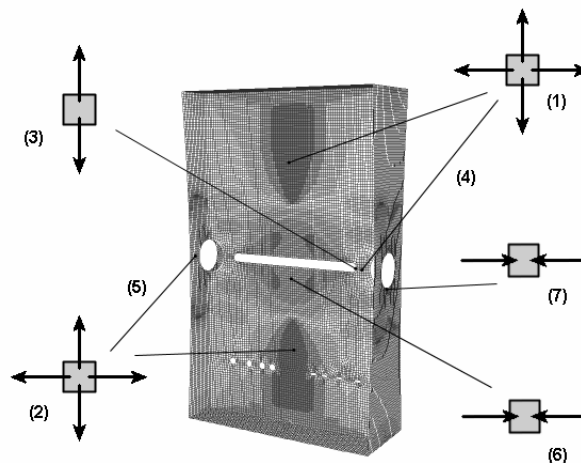


Abbildung 6-7: Beanspruchungszustände im Schalen-Modell des Komponentenzugversuchs

Die aus den Versuchen ermittelten Kraft-Weg-Verläufe zeigen zunächst einen linearen Kraftanstieg bis ca. 45kN bevor plastisches Verhalten einsetzt und die Kräfte weiter ansteigen, bis sie ein Niveau von 90 bis 105kN erreichen. Im Vergleich dazu sind die numerisch berechneten Kraft-Weg-Verläufe der Schalen- und Tetraedermodelle mit eingetragen, wobei das Tetraedermodell eine sehr gute Übereinstimmung mit den Experimenten zeigt und im Bereich der experimentellen Kraft-Weg-Verläufe liegt. Das Schalenmodell hingegen plastifiziert bei einem Kraftniveau von ca. 40kN tendenziell zu früh und liegt deshalb leicht unterhalb der experimentell gemessenen Kurven (Abbildung 6-8 (a)).

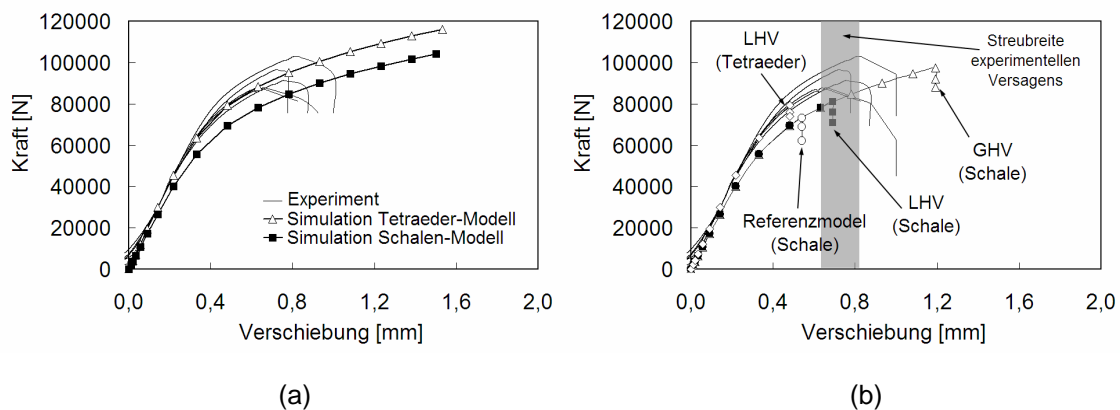


Abbildung 6-8: (a) Deformationsverhalten: Experimentelle Kraft-Weg-Verläufe im Vergleich zu den numerisch ermittelten Ergebnissen (b) Prognostizierte Versagenszeitpunkte im Vergleich

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass Nachgiebigkeiten in der Maschine und der Einspannvorrichtung, wie eingangs bereits erwähnt, durch eine Steifigkeitskorrektur bereinigt wurden. Somit lässt sich festhalten, dass Tetraeder- und Schalenmodell das Deformationsverhalten zuverlässig beschreiben, wobei das Tetraeder-Modell um ca. 13% steifer ist als das Schalenmodell und damit das Experiment geringfügig besser abbildet.

6.5.2 Modellvalidierung im Hinblick auf die Rissinitiierung

In Abbildung 6-8 (b) werden die experimentellen mit den prognostizierten Versagenszeitpunkten verglichen. Die Vorgehensweise zur Versagensbewertung ist in Kapitel 6.3 beschrieben und wird hier angewendet. Um die Prognosen der verschiedenen Modelle in den Auftragungen hervorzuheben, werden zum Versagenszeitpunkt zwei weitere Werte mit niedrigerem Kraftniveau hinzugefügt. Die Berechnungen selbst geben diesen Kraftabfall aber nicht an. Dieses Vorgehen wird auch für die in Kapitel 6.6 beschriebenen Druckversuche verwendet.

Im Experiment ist im Moment des Versagens ein schlagartiger Kraftabfall zu beobachten, der bei Verschiebungen zwischen 0,65 und 0,83mm stattfindet. Aus Abbildung 6-8 (b) geht hervor, dass bei der Berechnung mit dem Referenzmodell bei einer Verschiebung von 0,54mm mit Versagen zu rechnen ist. Das globale hauptnormaldehnungsbaasierte Versagensmodell (GHV), das keine Porositäten berücksichtigt, prognostiziert die Rissinitiierung nach einem Weg von 1,19mm und damit deutlich zu spät. Mit den lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Versagensgrenzkurven (LHV) kommt es in Schalen-Modellierung nach 0,69mm und in Tetraeder-Modellierung nach 0,48mm zur Rissindikation. Damit liegt das Schalenmodell mit den lokalen Modellen (LHV) im Bereich der experimentellen Streubreiten. Das Tetraeder-Modell in LHV zeigt ebenso wie das Referenzmodell den Versagenszeitpunkt zu früh an.

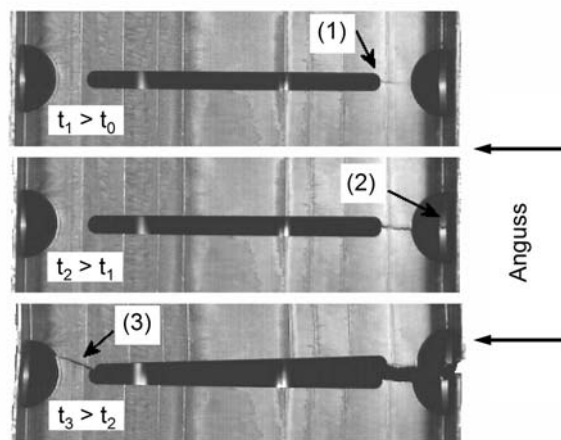


Abbildung 6-9: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Komponentenzugversuchs zur Beurteilung des Ortes der Rissinitiierung

Die Identifizierung des ersten Rissinitiierungsortes ist bei diesem Zugversuch visuell problematisch, da das Versagen schlagartig eintritt und nach Versuchsende mehrere Bruchflächen vorhanden sind. Deshalb werden die Komponentenzugversuche zusätzlich mit einer Hochgeschwindigkeitskamera dokumentiert. Um den Anriss sowie den Rissverlauf ausreichend gut aufzulösen, werden 1500 Bilder pro Sekunde aufgezeichnet. Alle untersuchten Bauteile zeigen das gleiche Versagensverhalten, welches anhand von drei kurz aufeinander folgenden Ausschnitten aus einer Videosequenz dargestellt ist (Abbildung 6-9). Daraus geht eindeutig hervor, dass die Rissinitiierung, im Kerbradius des angussnahen Bereiches (1) stattfindet. Im weiteren Verlauf brechen die beiden Stege (2) des Längsrahmens im Angussbereich. Zuletzt reißt das Bauteil in dem angussfernen Kerbradius der länglichen Bohrung in der Stufenplatte des Bauteils (3) auf, was auf das Aufklappen des Bauteils und die daraus resultierende Hebelwirkung zurückzuführen ist.

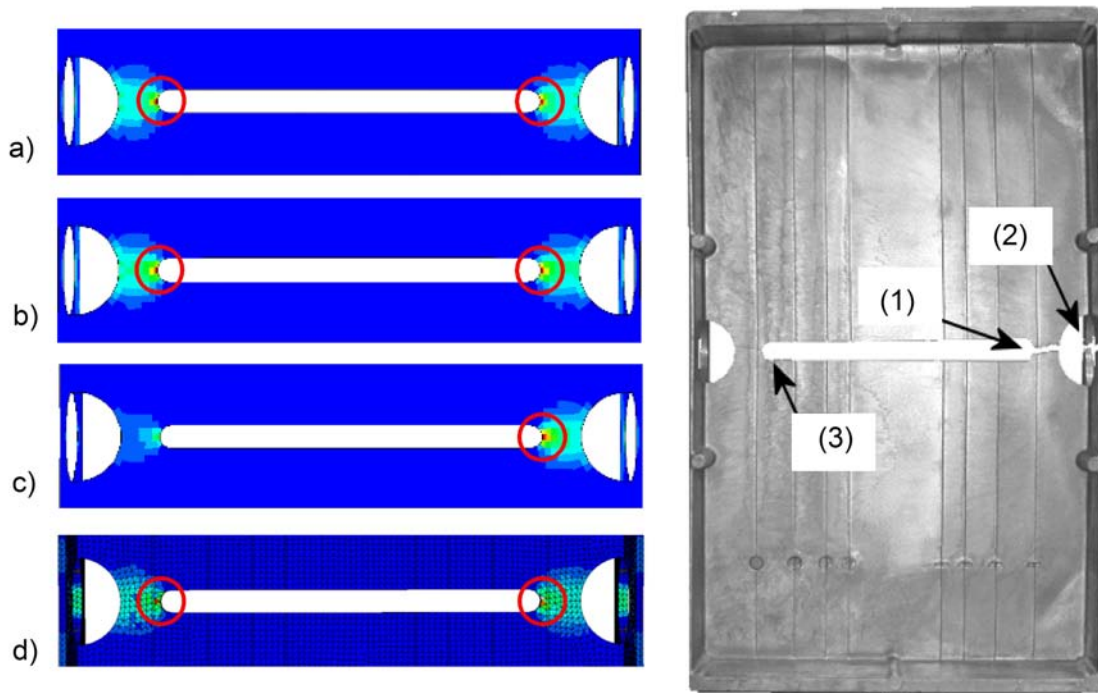


Abbildung 6-10: Vergleich der Anrissorte aus Simulation und Bauteilversuch (Anguss rechts)

- a) Referenzmodell, plastische Vergleichsdehnung nach v. Mises - Schale
- b) Globales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (GHV) mit der Annahme homogener Eigenschaften über das Bauteil - Schale
- c) Lokales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (LHV) mit Berücksichtigung lokal unterschiedlicher mech. Eigenschaften - Schale
- d) Lokales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (LHV) mit Berücksichtigung lokal unterschiedlicher mech. Eigenschaften - Tetraeder

Abbildung 6-10 zeigt für die verschiedenen Modelle die prognostizierten Anrissorte im Vergleich. Das Referenzmodell sagt gleichzeitiges Versagen in den Kerbradien der länglichen Schwächung in der Stufenplatte des H-Profils voraus. Dieser Bereich wird ebenfalls durch das globale hauptnormaldehnungsbasierte Versagensmodell (GHV), das keine unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften berücksichtigt, als kritisch identifiziert (Abbildung 6-10 (b)). Das lokale hauptnormaldehnungsbasierte Modell (LHV), das die lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften im angussnahen und -fernen Bereich abbildet, prognostiziert bei Verwendung von Schalenelementen nur im Kerbradius des angussnahen Bereichs Versagen. Im Gegensatz dazu zeigt die Tetraeder-Berechnung in beiden Kerben Rissinitiierung. Die kritischen Elemente liegen im Kerbgrund und sind in Abbildung 6-10 (d) nicht zu erkennen. Die Perspektive wurde gewählt, um die Ergebnisse übersichtlich vergleichen zu können.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass sich bei Verwendung von Schalenelementen die unterschiedlichen Porositätsgrade im Bereich der Kerben durch das lokale hauptnormaldehnungsbasierte Versagenskriterium (LHV) berücksichtigen lassen. Der Versagensort wird dadurch richtig vorhergesagt. Das Referenzmodell sowie das globale hauptnormaldehnungsbasierte Versagensmodell (GHV) sind nur bedingt geeignet.

Beide prognostizieren neben dem angussnahen auch noch den angussfernen Bereich als möglichen Rissinitiierungsort, was auch bei der Tetraeder-Modellierung mit dem LHV zutrifft.

6.6 Ergebnisse des Komponentendruckversuchs

6.6.1 Modellvalidierung im Hinblick auf das Deformationsverhalten

Im Gegensatz zum Zugversuch wechselt beim Komponentendruckversuch die Spannungsmehrachsigkeit bei einer Verschiebung von ca. 0,6mm von negativen ($\sigma_m/\sigma_v=-0,33$) zu positiven Werten ($\sigma_m/\sigma_v=0,40$). Zur Veranschaulichung wird sie an einem kritischen Element im hochbeanspruchten Längsrahmen in Abbildung 6-11 über der Verschiebung aufgetragen.

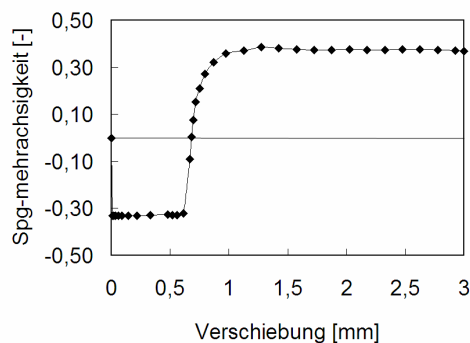


Abbildung 6-11: Wechsel der Spannungsmehrachsigkeit im Komponentendruckversuch

Zu Beginn der Stauchung herrschen im gesamten Versuchsbauteil sowie in den, aus den seitlichen Bohrungen resultierenden, dünnen Stegen des Längsrahmens zunächst vorwiegend uniaxiale Druckbeanspruchungen $\sigma_m/\sigma_v=-0,33$. Ab einer Verschiebung von etwa 0,6mm kommt es zur S-förmigen Deformation der vier Stege sowie des Bauteilbodens (Abbildung 6-12). Dies führt zu lokal unterschiedlichen Spannungszuständen im Versuchsbauteil, die aus der Überlagerung der Druckbeanspruchungen mit Biegeeffekten resultieren. Auf die nach außen beulenden Stegansätze wirken im Randbereich mit $\sigma_m/\sigma_v=0,37$ uniaxiale Zugbeanspruchungen (Abbildung 6-12 (1)), während die nach innen beulenden Stege uniaxialen Druckbeanspruchungen ($\sigma_m/\sigma_v=0,37$, Abbildung 6-12 (2)) unterliegen. Die Stegmitten sind in diesem Bereich mit $\sigma_m/\sigma_v=0,54$ und $\sigma_m/\sigma_v=-0,66$ von biaxialen Zug- (Abbildung 6-12 (3)) sowie Druckbeanspruchungen (Abbildung 6-12 (4)) geprägt. Auch in der Stufenplatte finden sich aufgrund des S-förmigen Beulverhaltens mehrachsige Spannungszustände wieder. Dabei ist der obere Bereich mit $\sigma_m/\sigma_v=-0,64$ durch biaxiale Druckspannungen (Abbildung 6-12 (5)), der untere mit $\sigma_m/\sigma_v=0,66$ durch biaxiale Zugspannungen (Abbildung 6-12 (6)) beansprucht. In der Mitte der Bodenplatte herrschen Scherbeanspruchungen (Abbildung 6-12 (7)), weshalb die Spannungsmehrachsigkeit dort Null ist.

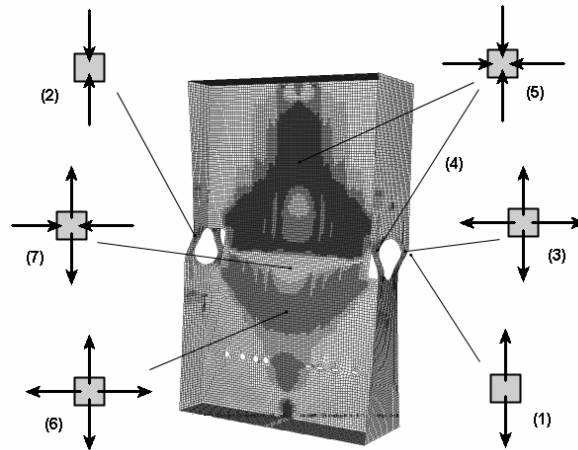


Abbildung 6-12: Globales Verformungsverhalten sowie vorherrschende Beanspruchungszustände beim Komponentendruckversuch

Betrachtet man das globale Deformationsverhalten, so zeigt sich teilweise bei Schalen- und Tetraedermodellierung ein zur Bodenplatte des Bauteils spiegelverkehrtes Verformungsverhalten (Abbildung 6-13 (b)). Grund dafür ist, dass in der Berechnung die Wahrscheinlichkeit für das Ausknicken in die eine oder andere Richtung bei 50% liegt und in Abhängigkeit von verschiedenen, nicht eindeutig identifizierbaren Randbedingungen wie z.B. gewähltes Time-Increment, Server etc. einer der beiden Fälle eintritt. Im Experiment wird ein Ausknicken in allen Fällen allerdings nur in eine Richtung beobachtet. Als Ursache dafür kommen, bedingt durch den Gießprozess, Eigenspannungen in Frage, die in den Randbedingungen der Simulation (Abbildung 6-6 (a) und (b)) bis jetzt keine Berücksichtigung finden.

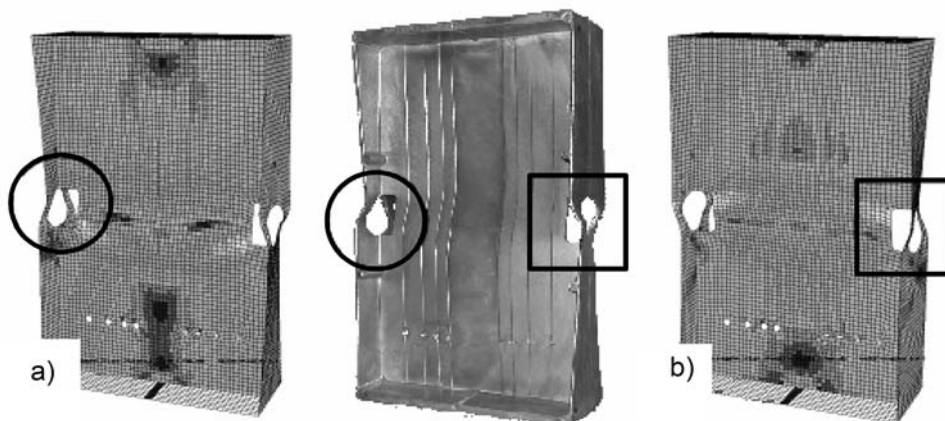


Abbildung 6-13: Globales Verformungsverhalten im Vergleich zum Versuchsbauteil (Mitte)
 a) richtiges Verformungsverhalten in der Simulation
 b) spiegelverkehrtes Verformungsverhalten in der Simulation

Bevor jedoch auf den Lösungsansatz eingegangen wird, der in der FE-Berechnung verwendet wird, soll die Vermutung durch ein einfaches Experiment überprüft werden. Durch das Entfernen von Längs- und Querrahmen bei einem Musterbauteil mit einer

Bandsäge erhält man eine freigeschnittene Stufenplatte, wie sie in Abbildung 6-14 (a) dargestellt ist. Es ist ein Ausbauchen in minus z-Richtung zu erkennen, was die Existenz von Eigenspannungen bestätigt. Verursacht werden sie durch den Erstarrungsverlauf (Abbildung 4-17). Der dünne Bereich der Stufenplatte erstarrt zuerst und kontrahiert dabei und erzeugt Druckspannungen in Längs- und Querrahmen. Erstarrt dieser dann am Ende, so schrumpft er auf die Stufenplatte auf und bewirkt Druckspannungen, die nach dem Freischneiden die Wölbung verursachen.

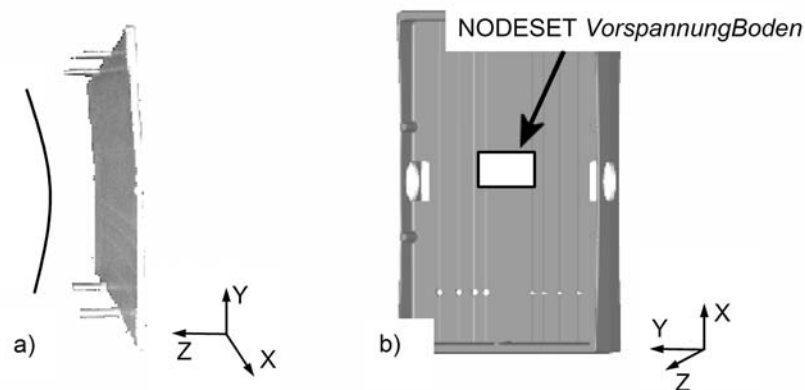


Abbildung 6-14: (a) Durchwölbung einer freigeschnittenen Stufenplatte aufgrund von Eigenspannungen, (b) Berücksichtigung von Eigenspannungen in der Berechnung durch Einführung einer Vorkraft

Da im Rahmen dieser Arbeit aber nicht näher auf Eigenspannungen eingegangen wird, sei hier auf Literatur [113] verwiesen, die dieses Thema experimentell und virtuell untersucht. Ihr Einfluss auf das Deformationsverhalten zeigt aber bereits die Bedeutung und sollte in zukünftigen Arbeiten berücksichtigt werden. Für den hier untersuchten Druckversuch wird vereinfachend eine dritte Randbedingung in Form des `NODESET VorspannungBoden` eingeführt (Abbildung 6-14 (b)). Über diesen wird mit Hilfe einer `CLOAD`-Anweisung vor der eigentlichen Druckbelastung die eben diskutierte Vorspannung eingebracht. Hierzu werden die Knoten auf der Rückseite des H-Profiles in der gekennzeichneten Fläche in minus z-Richtung mit insgesamt 500N belastet. Dies führt zu von-Mises-Spannungen von bis zu 75N/mm^2 in der Bodenplatte des Versuchsbau-teils. Die Resultate der Berechnungen mit den ergänzten Randbedingungen zeigen dann in allen Fällen das beobachtete Deformationsverhalten.

Die Richtigkeit der vorangegangenen Überlegungen wird durch die Gegenüberstellung der aus Experiment und Simulation ermittelten Kraft-Weg-Verläufe (Abbildung 6-15 (a)) bestätigt. Im Experiment ist zunächst ein linearer Kraftanstieg bis ca. 105kN zu beobachten. Das Maximum liegt bei einer Verschiebung von ca. 0,6mm. Danach nimmt die Kraft kontinuierlich ab. Im Gegensatz zum Zugversuch ist beim Versagen kein signifikanter Kraftabfall erkennbar. Im Vergleich zu den Simulationen zeigt sich, dass die Tetraeder-Berechnung die experimentell ermittelten Verläufe sehr gut vorhersagt. Das Schalenmodell hingegen beschreibt den Kraft-Weg-Verlauf der Versuche bis zum

Kraftmaximum nahezu gleich gut, knickt dann abrupt ab und verläuft parallel zu den Daten aus dem Volumenmodell auf einem um ca. 12% niedrigeren Kraftniveau.

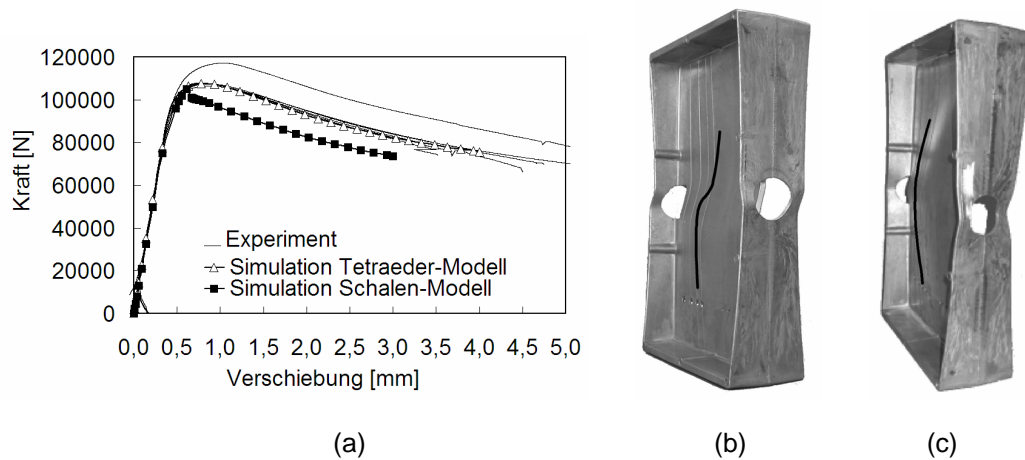


Abbildung 6-15: (a) Experimentelle Kraft-Weg-Verläufe im Vergleich zur Simulation, (b) s-förmiges Ausbeulen im Druckversuch, (c) u-förmiges Ausbauchen verursacht höhere Kraft

Ein Komponentenversuch zeigt mit einer Kraft von 118kN ein auffällig höheres Kraftniveau. Die Ursache hierfür ist ein grundsätzlich anderes Verformungsverhalten dieses Bauteils, wobei die Stufenplatte nicht den typischen S-Schlag aufweist (Abbildung 6-15 (b)), sondern insgesamt u-förmig nach vorne ausbaucht (Abbildung 6-15 (c)).

6.6.2 Modellvalidierung im Hinblick auf die Rissinitiierung

Das Referenzmodell basierend auf der Dehnung aus dem uniaxialen Zugversuch prognostiziert nach Überschreiten eines Wertes von 3,5% Versagen. Demnach ist nach einer Verschiebung von 1,22mm mit Rissinitiierung zu rechnen (Abbildung 6-16). Mit dem globalen hauptnormaldehnungsbasierten Modell (GHV), das die unterschiedlichen Porositätsgrade vernachlässigt, wird Versagen nach 4,96 mm Verschiebung vorhergesagt. Das lokale hauptnormaldehnungsbasierte Modell (LHV), welches die lokale Porositätsverteilung berücksichtigt, meldet im Schalenmodell Anrisse nach einer Verschiebung von 3,56mm, während bei der Tetraeder-Berechnung mit 3,8mm das Versagen etwas später angezeigt wird.

Die Auswertung der Rissinitiierung bei den Bauteilversuchen erfolgt visuell und im Moment eines sichtbaren makroskopischen Anrisses wird die Verschiebung dokumentiert. Es ergeben sich Werte zwischen 3,3mm und 4,4mm. Es ist aber anzunehmen, dass die Rissinitiierung etwas früher erfolgt, was aber nicht zuverlässig erkannt wird. Betrachtet man die berechneten Verschiebungen im Moment des Versagens, so ist der Wert beim Referenzmodell zu gering und beim globalen hauptnormaldehnungsbasierten Modell (GHV) zu groß. Mit dem lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Modell

(LHV) liegt die prognostizierte Verschiebung des Schalenmodells zwar im Bereich der experimentellen Streubreiten, was aber angesichts des falsch vorhergesagten Rissinitiationsortes kein zufrieden stellendes Ergebnis darstellt (Abbildung 6-17 (c)). Während im Versuch die ermittelten Rissinitiationsorte nur auf der Außenseite des angussnahen Längsrahmens zu finden sind, wird beim lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Modell (LHV) bei Verwendung von Schalenelementen im unteren angussnahen 5mm-Radius der Stufenplatte der Anriss vorhergesagt, wo auch mittels Gießsimulation die schlechteren mechanischen Eigenschaften prognostiziert werden.

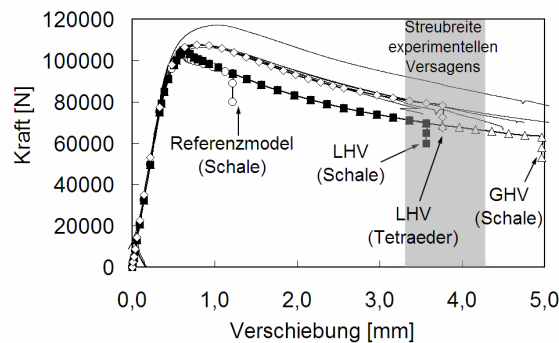


Abbildung 6-16: Prognostizierte Rissinitiationszeitpunkte im Vergleich zum Experiment

Das globale hauptnormaldehnungsbasierte Modell (GHV), das erhöhte Porosität vernachlässigt und homogen über das Bauteil gleiche mechanische Eigenschaften annimmt (Abbildung 6-17 (b)), identifiziert das Versagen im Gegensatz zum LHV angussnah und –fern an den Außenseiten des Längsrahmens und stimmt im angussnahen Bereich mit dem Experiment überein. Das Referenzmodell prognostiziert beidseitig kritische Stellen auf der Innenseite der Bohrungen im Längsrahmen (Abbildung 6-17(a)).

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass keines der untersuchten Modelle bei Verwendung von Schalenelementen die Rissinitiation exakt vorhersagt, das globale hauptnormaldehnungsbasierte Modell (GHV) aber den kritischen Bereich auf der Außenseite des Längsrahmens identifiziert, wenn auch zu spät.

Die Versagensbewertung im Tetraedermodell erweist sich als nicht eindeutig und wird unter Verwendung des lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Modells (LHV) erläutert. In Abbildung 6-18 (a) wird das belastete Bauteil in der gleichen Perspektive dargestellt wie die Schalenmodelle in Abbildung 6-17. Es zeigt sich ebenfalls ein kritisches Element im unteren angussnahen Radius der Stufenplatte. In Abbildung 6-18 (b) ist zusätzlich eine zweite Perspektive dargestellt, in der zwei weitere kritische Bereiche im Inneren der Bohrung im angussnahen Längsrahmen und auf der Außenseite des angussfernen Längsrahmens erkennbar sind. Der Rissinitiationsindikator D_i des letzteren Elements liegt geringfügig höher als die anderen beiden, was in Abbildung 6-18 (c) dargestellt ist. Die drei Elemente erreichen kurz nacheinander den Wert 1 bei einer

Verschiebung von etwa 3,8mm. Man kann festhalten, dass keines der kritischen Elemente mit dem beobachteten Versagensort übereinstimmt.

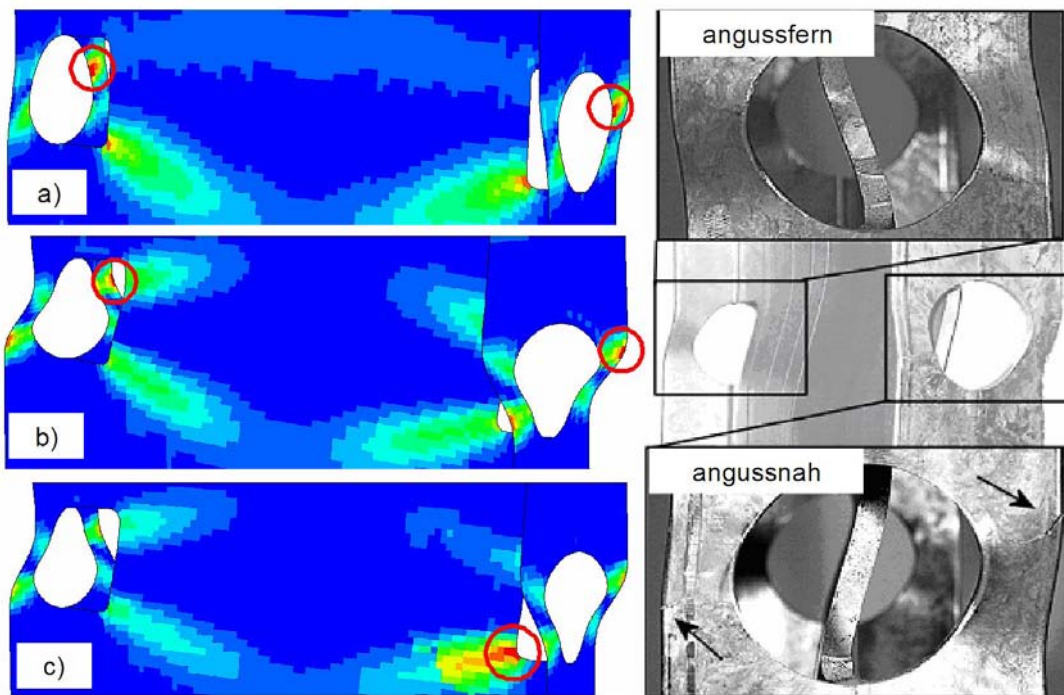


Abbildung 6-17: Vergleich der Anrissorte aus Simulation und Bauteilversuch (Anguss rechts)
 a) Referenzmodell, plastische Vergleichsdehnung nach v. Mises – Schale
 b) Globales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (GHV) mit der Annahme homogener Eigenschaften über das Bauteil - Schale
 c) Lokales hauptnormaldehnungsbasiertes Versagensmodell (LHV) mit Berücksichtigung lokal unterschiedlicher mech. Eigenschaften - Schale

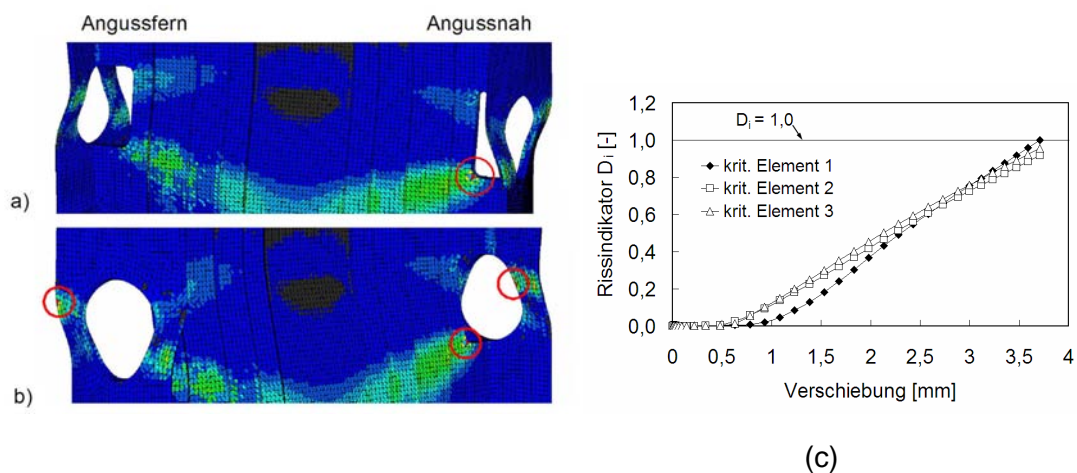


Abbildung 6-18: a) Rissinitiierungsorte bei Tetraedermodell (Perspektive wie in Abbildung 6-17), b) Zwei weitere kritische Elemente bei Tetraeder-Berechnung, c) Rissindikator D_i an den drei kritischen Elementen

6.7 Einfluss der Netzfeinheit beim Komponentenzugversuch

In Kapitel 5.3.6 wurde der Einfluss der Netzfeinheit zur Kalibrierung des phänomenologischen Rissinitiierungsmodells untersucht. Fazit war, dass Belastungssituation und auftretender Dehnungsgradient eine Rolle spielen; aber ein allgemeingültiger Zusammenhang konnte nicht gefunden, der eine Übertragung auf größere Elemente sicherstellen würde. Die Elementkantenlänge von 0,5mm wurde als geeignet angesehen, da sie die auftretenden Dehnungsgradienten ausreichend genau auflöst und die Rissinitiierungsorte innerhalb der Probe gut abbildet.

Deshalb wird in diesem Kapitel zusätzlich der Einfluss der Netzfeinheit auf die Resultate der prognostizierten Rissinitiierung beim Komponentenzugversuch betrachtet. Dabei wird nur das lokale hauptnormaldehnungsbasierte Versagensmodell (LHV) auf Basis der Elementkantenlänge von 0,5mm verwendet, welches auch im vorherigen Abschnitt benutzt wurde. Die bisherigen Berechnungen beruhen auf einer Elementkantenlänge von 3,0mm und werden jetzt mit 5,0mm und 1,5mm um zwei weitere Elementgrößen ergänzt. Es werden nur die Schalenmodelle des Komponentenzugversuchs untersucht, da erstens ein Tetraedernetz mit noch kleineren Kantenlängen zu rechenintensiv wäre und zweitens beim Druckversuch keines der untersuchten Modelle eine zuverlässige Vorhersage der Rissinitiierung ermöglichen würde.

Im Komponentenzugversuch zeigen alle untersuchten Elementkantenlängen zunächst wieder den tieferen Verlauf hinsichtlich des Kraftniveaus sowie die geringere Steifigkeit der Schalenmodelle im Vergleich zur Tetraeder-Modellierung (Abbildung 6-19).

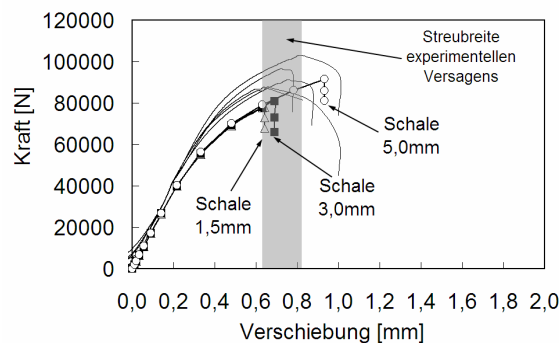


Abbildung 6-19: Einfluss der Elementfeinheit auf Versagenszeitpunkte des Komponentenzugversuchs bei Schalen-Modellierung

Betrachtet man den Einfluss der Elementgröße auf den Versagenszeitpunkt (Abbildung 6-19), so stellt man fest, dass im Vergleich zur Elementkantenlänge von 3,0mm bei der geringeren Elementkantenlänge von 1,5mm mit 0,61mm geringfügig früheres Versagen prognostiziert wird. Das gröbere Modell (EKL 5,0mm) hingegen liegt mit einer Verschiebung von 0,93mm später und außerhalb der experimentellen Versagenszeitpunkte.

In diesem Zusammenhang ist in Abbildung 6-20 (a) die Entwicklung der maximalen Hauptnormaldehnung über der Spannungsmehrachsigkeit am kritischen Element dargestellt, welches sich am Kerbradius der länglichen Bodenschwächung befindet. Daraus geht hervor, dass die Spannungsmehrachsigkeit zum einen für die jeweilige Elementkantenlänge mit zunehmender Verschiebung praktisch konstant ist und zum anderen mit größer werdender Elementkantenlänge ansteigt. Es ist eine Zunahme von 0,36 (EKL 1,5mm) \rightarrow 0,40 (3,0mm) \rightarrow 0,46 (EKL 5,0mm) zu beobachten. Dies müsste vor dem Hintergrund des Verlaufs der Versagensgrenzkurve, die mit steigender Spannungsmehrachsigkeit exponentiell abfällt (Kapitel 5.3.4 und 5.3.5), zur früheren Anzeige der Rissinitiierung bei einer größeren Vernetzung führen.

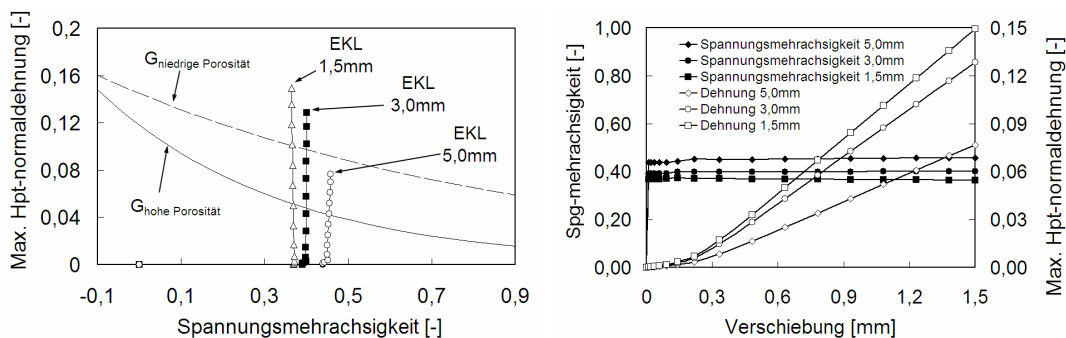


Abbildung 6-20: (a) Entwicklung der maximalen Hauptnormaldehnung am kritischen Element in Abhängigkeit von der Elementgröße, (b) Spannungsmehrachsigkeiten und max. Hauptnormaldehnung am kritischen Element in Abhängigkeit von der aufgetragenen Verschiebung

Eine Erklärung liefert die Betrachtung der am kritischen Element berechneten maximalen Hauptnormaldehnung (Abbildung 6-20 (b)). Dazu werden für die untersuchten Elementgrößen maximale Hauptnormaldehnung und Spannungsmehrachsigkeit über der Verschiebung aufgetragen. Daraus ist ersichtlich, dass die Differenz der maximalen Hauptnormaldehnung zwischen den Elementkantenlängen 5,0mm und 3,0mm während der Belastung immer größer wird ($\epsilon_{1, 3,0mm} \gg \epsilon_{1, 5,0mm}$), die Differenz zwischen der Spannungsmehrachsigkeit σ_m/σ_V aber annähernd konstant bleibt ($\sigma_m/\sigma_{V,3,0mm} \approx \sigma_m/\sigma_{V,5,0mm} = \text{konst.}$). Im Vergleich dazu sind die Differenzen zwischen den Elementkantenlängen 1,5mm und 3,0mm sowohl für die maximale Hauptnormaldehnung als auch für die Spannungsmehrachsigkeit wesentlich geringer. Dies könnte ein Hinweis darauf sein, dass die Berechnungsergebnisse im Hinblick auf den Versagenszeitpunkt unter Verwendung von Elementgrößen $< 3,0\text{mm}$ konvergieren, was aber noch im Detail untersucht werden müsste. Dadurch liegen die berechneten Dehnungen bei einer kleineren Elementkantenlänge höher und kompensieren die niedrigeren Spannungsmehrachsigkeiten. Die Versagensgrenzkurve wird früher erreicht und Rissinitiierung wird bei kleineren Verschiebungen prognostiziert als dies bei größerer Elementierung der Fall ist. Es sei auch darauf hingewiesen, dass die feineren Elemente den scharfen Radius realistischer abbilden und den Versagensort besser beschreiben (Abbildung 6-21).

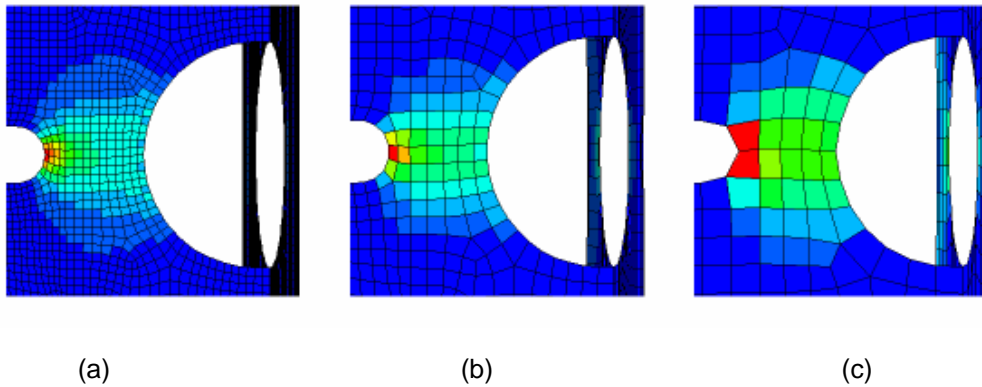


Abbildung 6-21: Versagensort im Komponentenzugversuch wird durch feinere Elemente besser aufgelöst: (a) 1,5 mm, (b) 3,0mm, (c) 5,0mm

Wie beim Scherzugversuch unter 20° (Kapitel 5.4.3) ist auch hier ein starker Einfluss der Netzfeinheit erkennbar. In beiden Fällen ist ein großer Dehnungsgradient vorhanden, was sich im Bauteiltest anhand der signifikant zunehmenden Steigung bei der Auftragung der maximalen Hauptnormaldehnung über der eingebrachten Verschiebung in Abbildung 6-20 (b) zeigt. Daraus lässt sich folgern, dass bei der Bewertung von Versagenszeitpunkten die Belastungssituation und damit verbundene Dehnungsgradienten eine entscheidende Rolle spielen. Allgemein lässt sich festhalten, dass im Falle von signifikanten Dehnungsgradienten am Versagensort kleinere Elementkantenlängen zur Prognose früherer Versagenszeitpunkte führen, da die berechneten Dehnungen höher sind und dadurch die niedrigeren Spannungsmehrrachsigkeiten kompensiert werden.

6.8 Diskussion der Komponentenversuche

In beiden Komponentenversuchen wird deutlich, dass Tetraederelemente mit quadratischem Ansatz sehr gut geeignet sind, um das Plastizitätsverhalten zu beschreiben. Die Schalenmodelle hingegen liegen unabhängig von der Elementkantenlänge 10-13% niedriger. Ursachen sind zum einen, dass die Tetraedermodelle komplexe Geometrien wie z.B. Radien realistischer darstellen und zum anderen Schalenelemente aufgrund ihrer Formulierung nicht in der Lage sind, Lastfälle wie z.B. Biegung einwandfrei abzubilden.

Im Gegensatz dazu ist die Versagensbewertung bei Tetraederelementen problematisch, da an den einzelnen Integrationspunkten eines Elements starke Schwankungen des Rissinitiierungsindikators D_i zu beobachten sind, was zu Fehleinschätzungen führen kann. Hinzukommt, dass die Rechenzeiten der Tetraedermodelle deutlich länger sind als die der Schalenmodelle. Zur Verdeutlichung sind beide Modelle und der Re-

chenaufwand³ in Tabelle 4 gegenübergestellt. Beträgt die Rechenzeit z.B. beim Druckversuch in Schalenmodellierung nur 39 Minuten, so erhöht sie sich bei Verwendung von Tetraederelementen auf 60 Stunden bei vergleichbarer Elementkantenlänge. Für einen praxistauglichen Einsatz zur Berechnung großflächiger und dünnwandiger Strukturbauteile mit mehreren Geometrievarianten sind Tetraederelemente bei den momentanen Rechnerkapazitäten nur bedingt geeignet.

Tabelle 4: Gegenüberstellung der Modelle und des Rechenaufwands

Elementtyp	Zug		Druck	
	S4R	C3D10M	S4R	C3D10M
Anzahl, Knoten	23876	562677	24024	566426
Anzahl, Elemente	23466	320864	23508	323682
Elementkantenlänge [mm]	~ 3,0	2,6 - 3,0	~ 3,0	2,6 - 3,0
CPU-Time [s]	415	33309	968	89162
Rechenzeit [min] [h]	16,7 0,28	1340 22	39,0 0,65	3589 60

Der Komponentenzugversuch zeigt, dass die maximale Hauptnormaldehnung als Versagenskriterium Rissinitiierungsort und –zeitpunkt in der Aluminiumdruckgusslegierung AlMg5Si2Mn zuverlässig vorhersagt und bestätigt damit die Ergebnisse von Henn [2], der dieses Kriterium für die Al-Kokillengusslegierung AlSi7Mg eingeführt hat. Durch zusätzliche Berücksichtigung der unterschiedlichen Porositätsgrade im lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Modell (LHV) wird die Aussagefähigkeit bei Verwendung von Schalenmodellen weiter verbessert. Im Gegensatz dazu wird bei Tetraedermmodellierung trotz Verwendung des LHV im angussnahen und –fernen Bereich Versagen prognostiziert. Ursache dafür ist, dass der Gradient der Bruchdehnungen im angussnahen Bereich durch das grobe Tetraedernetz nicht aufgelöst werden kann. Zur Veranschaulichung ist in Abbildung 6-22 (a) ein Ausschnitt aus dem Tetraedernetz im Kerbradius dargestellt. Acht der Elemente werden in Abbildung 6-22 (b) schematisch in einem Schnitt senkrecht zur Stufenplatte eingezeichnet. Aufgrund ihrer Ausdehnung von der Mitte der Wandstärke bis zum Randbereich wird ihnen eine mittlere Bruchdehnung von ca. 3,3% zugewiesen. Die Folge ist die Verwendung der Versagensgrenzkurve $G_{\text{niedrige Porosität}}$ im angussnahen und –fernen Bereich und eine Vernachlässigung des Porositätsunterschieds. Gleiches gilt auch für den Druckversuch. Hier würde vermutlich - wie auch beim Schalenmodell - in der Stufenplatte Rissinitiierung prognostiziert wer-

³ Die Berechnungen erfolgen auf Servern vom Typ HP ITANIUM mit 3 CPU's a 1,5 GHz im parallelen Rechenmodus.

den, wenn im angussnahen Bereich die Versagensgrenzkurve $G_{\text{hohe Porosität}}$ berücksichtigt wird.

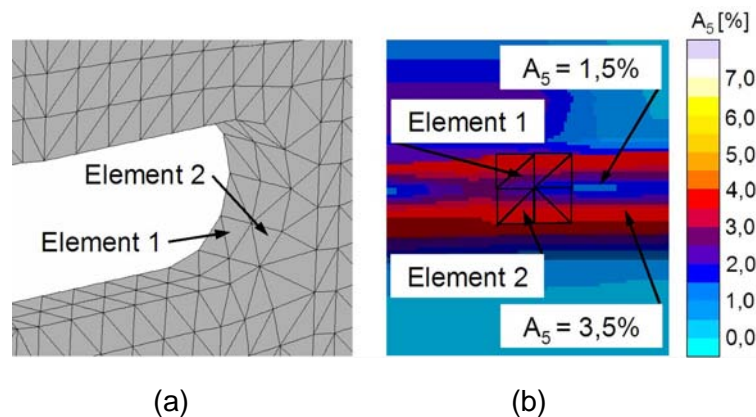


Abbildung 6-22: (a) FE-Netz im Kerbradius mit zwei Elementen über die Dicke, (b) Verteilung der Bruchdehnung in einem Schnitt senkrecht zur Stufenplatte und schematisch eingezeichnete finite Elemente

Eine feinere Vernetzung des Musterbauteils mit drei Elementen über die Dicke ist hier denkbar, was aber die ohnehin langen Rechenzeiten erhöhen würde. Ein praktikabler Ansatz könnte eine gewichtete Zuordnung der Bruchdehnungen sein, je nachdem, wo sich der Großteil des Elementvolumens befindet. Beispielsweise liegt Element 1 größtenteils in der Mitte der Wandstärke und berührt lediglich in einem Knoten die Oberfläche, was bei Element 2 umgekehrt ist. Element 1 könnten entsprechend die niedrigeren Bruchdehnungen in der Bauteilmitte zugewiesen werden, während Element 2 die höheren Werte an der Bauteiloberfläche erhält. Dieses Vorgehen setzt allerdings voraus, dass Größe und Lage der Elemente bekannt sind. Schalenelementen wird aufgrund ihrer Lage in der Symmetrieebene der jeweiligen Wandstärke die geringe Bruchdehnung zugewiesen. Diese Betrachtung der Schnittstelle zur Übertragung der Ergebnisse zwischen Gießprozesssimulation und Festigkeitsberechnung zeigt deren Bedeutung. Sie ist noch im Detail zu untersuchen und Einflussgrößen wie Elementtyp und Netzfeinheit sind auf beiden Seiten zu klären.

Bei Überprüfung der Übertragbarkeit im Komponentendruckversuch kann eine verbesserte Aussagefähigkeit des lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Versagensmodells nicht bestätigt werden, wofür verschiedene Ursachen denkbar sind. Druckeigenanspannungen beeinflussen das Deformationsverhalten im Bauteil (Kapitel 6.6.1). Es ist möglich, dass sich dadurch auch Rissinitiierungsort- und -zeitpunkt verändern. Im Gegensatz zur Stufenplatte, die unter Druckeigenanspannungen steht, wirken im Längsrahmen bedingt durch das Aufschrumpfen während der Erstarrung Zugeigenanspannungen. Möglicherweise durch Überlagerung mit der äußeren Zugbelastung erfolgt im Experiment die Rissinitiierung im Längsrahmen, da die Druckeigenanspannungen in der Stufenplatte einem Versagen entgegenwirken. Warum die Anrisse nur auf der angussnahen Seite auftreten wird dadurch aber nicht plausibel. Eine nachträgliche Entnahme von Zugproben aus den Bereichen W02oben und W07oben liefert fast identische mittlere Bruch-

dehnungen von 3,4% (angussnah) und 3,1% (angussfern). Diese Werte werden auch mittels der entwickelten Modelle in der Gießsimulation vorhergesagt, was anhand eines Schnitts in der Ebene senkrecht zur Stufenplatte in Abbildung 6-23 dargestellt ist. Die Bruchdehnungen liegen im Randbereich, wo Versagen stattfindet, mit ca. 4,5% etwas höher.

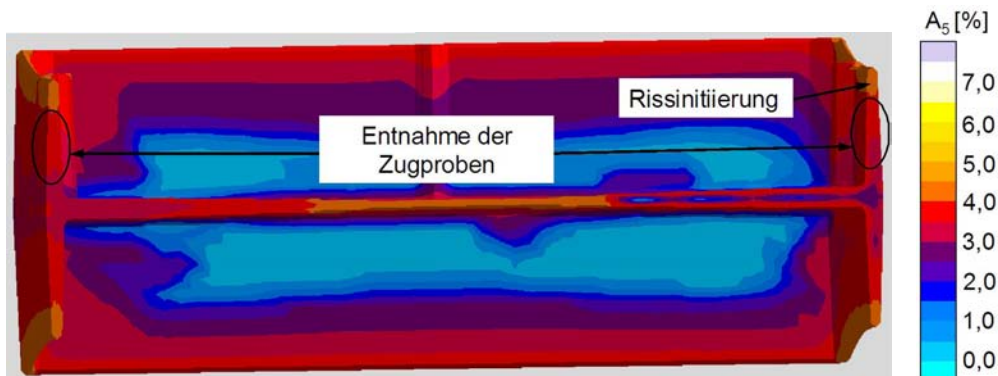


Abbildung 6-23: Schnitt senkrecht zur Stufenplatte zeigt gleiche Bruchdehnungen im Längsrahmen (Randbereich 4,5%, oberhalb T-Stoß 3,5%), Stufenplatte zeigt angussnah in der Wandstärkenmitte 1,5% und angussfern 3,5%

Das legt die Vermutung nahe, dass die Kräfteinleitung durch die Einspannung nicht gleichmäßig auf angussnahen und -fernen Längsrahmen erfolgt und somit der angussnahe Bereich höher belastet wird, was zu einem früheren Versagen führt. Im Fall des lokalen hauptnormaldehnungsbasierten Modells kommt hinzu, dass der Stufenplatte im angussnahen Bereich die Versagensgrenzkurve $G_{\text{hohe Porosität}}$ zugewiesen wird, während der Längsrahmen auf beiden Seiten mit der Kurve $G_{\text{niedrige Porosität}}$ berechnet wird (Abbildung 6-23). Die Folge ist, dass das LHV fälschlicherweise in der Stufenplatte Rissinitiiierung prognostiziert (Abbildung 6-17 (c)).

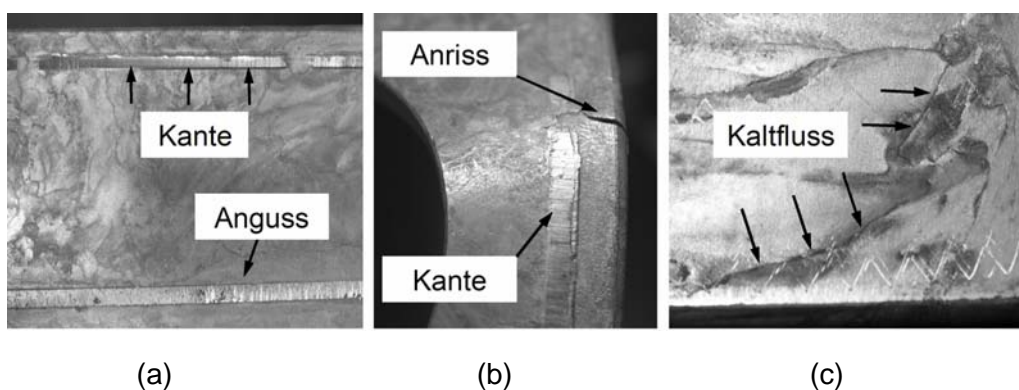


Abbildung 6-24: a) Kante im Randbereich des angussnahen Längsrahmens, b) Anriss an der Kante, c) Kaltfließstellen im Längsrahmen über dem Anguss

Eine andere Erklärung könnte eine Kante liefern, die im Randbereich des angussnahen Längsrahmens über dem Anguss zu finden ist (Abbildung 6-24 (a)). Ursache dafür ist ein Fräsfehler während der Herstellung des Druckgusswerkzeugs, in dem das Musterbauteil abgegossen wird. Sie erzeugt möglicherweise Spannungsspitzen aufgrund von

Kerbwirkung. Die Folge ist Rissbildung in der Umgebung, was in Abbildung 6-24 (b) dargestellt ist. Auch Kaltfluss, der am Ende der Formfüllung (Abbildung 4-15 (d)) in diesem Bereich entsteht, könnte sich festigkeitsmindernd auswirken. Diese Überlegung spiegelt sich aber nicht in den gemessenen Bruchdehnungen (W_{02} oben: 3,4% und W_{07} oben: 3,1%) wider. Eine endgültige Erklärung kann an dieser Stelle nicht gegeben werden.

Abschließend wird noch auf den Einfluss der Netzfeinheit bei Schalenmodellen eingegangen. Vergleichbar zur Probensimulation tritt auch beim Komponentenzugversuch ein Dehnungsgradient auf, der durch die kleineren Elementkantenlängen von 1,5mm und 3,0mm ausreichend genau abgebildet werden kann. Auch der Rissinitiierungsort im Kerbgrund wird richtig vorhergesagt (Abbildung 6-19 (a) und (b)). Das Netz mit 5,0mm hingegen stuft den gesamten Radius als kritisch ein und kann auch den Dehnungsgradienten nur begrenzt auflösen (Abbildung 6-19 (c)), weshalb das Versagen zu spät vorhergesagt wird. Die Betrachtungen auf Proben- und Bauteilebene zeigen, dass die Elementkantenlänge in Abhängigkeit von Belastung und Dehnungsgradient gewählt werden muss. Die Netzfeinheit sollte in der Lage sein, Rissinitiierungsort und Dehnungsgradienten ausreichend genau aufzulösen, was im Rahmen dieser Arbeit für die Probengeometrie 0,5mm und für das Bauteil 3,0mm bedeutet. Allgemein lässt sich festhalten, dass eine feinere Probenvernetzung (höheres Niveau der Versagensgrenzkurven) in Kombination mit einer groben Bauteilvernetzung (niedrigere Dehnungen) Rissinitiierung deutlich zu spät prognostizieren würde. Damit die Aussagefähigkeit phänomenologischer Modelle richtig eingeschätzt werden kann, sind detaillierte Untersuchungen zum Einfluss von Elementtyp und Netzfeinheit auf die Berechnungsergebnisse notwendig.

6.9 Zusammenfassung

Im Rahmen dieses Kapitels wird ein Beitrag geleistet, um die virtuelle Prozesskette für die Aluminiumdruckgusslegierung AlMg5Si2Mn zu schließen. Das Manko der bisherigen virtuellen Bauteilauslegung basierte auf der vereinfachten Annahme, dass die mechanischen Eigenschaften über das gesamte Bauteil homogen sind. In der Realität streuen diese aber. Die neu entwickelten Kriteriumsfunktionen (Kapitel 4) ermöglichen mittels Gießprozesssimulation eine Vorhersage der Verteilung von Streckgrenze und Bruchdehnung innerhalb des Musterbauteils. Auf Basis der Bruchdehnung wird das Bauteil dann in zwei Qualitätsbereiche niedriger und hoher Porosität unterteilt. Die heterogen verteilten mechanischen Eigenschaften können somit bei der Festigkeitsberechnung durch die ebenfalls im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Rissinitiierungsmodelle $G_{\text{niedrige Porosität}}$ und $G_{\text{hohe Porosität}}$ (Kapitel 5) berücksichtigt werden. Die Aussagefähigkeit der Modelle wird anhand von Komponentenversuchen überprüft, die hinsichtlich ihres Deformationsverhaltens sowie des Rissinitiierungsortes und -zeitpunkts beurteilt werden. Diese Vorgehensweise schließt erstmalig die virtuelle Prozesskette für den Lebenszyklus eines Al-Druckgussbauteils. Die wichtigsten Resultate sind:

- 1) Das lokale hauptnormaldehnungsbasierte Versagensmodell (LHV) prognostiziert beim Komponentenzugversuch in Schalenmodellierung sowohl Rissinitiierungsort als auch -zeitpunkt richtig. Damit wird die Notwendigkeit deutlich, dass unterschiedliche Fehlstellengehalte für eine zuverlässige Versagensbewertung berücksichtigt werden müssen. Die Gültigkeit der in einer früheren Arbeit [2] eingeführten maximalen Hauptnormaldehnung als Kriterium zur Beschreibung der Rissinitiierung bei Al-Gusswerkstoffen konnte dadurch verifiziert werden. Eine Bestätigung der Ergebnisse ist im Komponentendruckversuch nicht möglich gewesen. Denkbare Ursachen sind ungleichmäßige Kraffteinleitung, Kaltfließstellen im angussnahen Längsrahmen oder eine Kante, die Spannungsspitzen verursacht.
- 2) Das globale hauptnormaldehnungsbasierte Versagensmodell (GHV) zeigt die Rissinitiierung in beiden Komponentenversuchen zu spät an. Hinsichtlich der Versagensorte werden neben dem angussnahen Kerbradius (Zugversuch) bzw. dem Aussenbereich der angussnahen Stege (Druckversuch) in beiden Experimenten auch noch die angussfernen Bereiche als kritisch eingestuft. Das globale hauptnormaldehnungsbasierte Versagensmodell prognostiziert insgesamt zwar die kritischen Bereiche, ermittelt aber zusätzlich Rissinitiierungsorte, die im Experiment nicht auftreten. Hinzukommt, dass es die Versagenszeitpunkte zu optimistisch bewertet und somit die Vorhersagen risikoreich sind.
- 3) Das Referenzmodell auf Basis der im uniaxialen Zugversuch ermittelten Bruchdehnung ($A_5 = 3,5\%$) prognostiziert für Zug- und Druckversuch zu frühes Versagen. Die Bauteilauslegung wäre somit konservativ. Der Rissinitiierungsort beim Zugversuch wird richtig abgebildet, wohingegen im Druckversuch mit der Innenseite der Bohrung der falsche Ort vorhergesagt wird. Das Referenzmodell ist somit zur Versagensbewertung komplexer Druckgussstrukturen nicht mehr zeitgemäß.
- 4) Das Deformationsverhalten der Komponentenversuche lässt sich durch Tetraederelemente mit quadratischem Ansatz im Zug- und Druckversuch sehr gut beschreiben. Die Schalenmodelle bilden die Kraft-Weg-Verläufe prinzipiell auch ab, liegen aber in beiden Fällen etwa 10% - 13% niedriger. Tetraedermodelle sind aufgrund der langen Rechenzeiten für dünnwandige Druckgussbauteile (Federbeinstütze, B-Säule) aber nur eingeschränkt praxistauglich.
- 5) Eine abnehmende Elementkantenlänge führt zu einer früheren Prognose der Rissinitiierung. Der Grund ist, dass auftretende Dehnungsgradienten besser aufgelöst werden und die kritische Dehnung schneller erreicht wird. Unter Berücksichtigung der auf Probenebene verwendeten Elementkantenlänge zur Kalibrierung von Versagensgrenzkurven und der auf Bauteilebene zum Einsatz kommenden Netzfeinheit, sind größere Abweichungen bei der Vorhersage des Versagenszeitpunktes möglich. Im Rahmen dieser Arbeit haben sich auf Proben- bzw. Bauteilebene Kantenlängen von 0,5mm bzw. 3,0mm zur Versagensbewertung als geeignet erwiesen.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die virtuelle Auslegung von Gussbauteilen hat in den letzten Jahren zunehmend an Bedeutung gewonnen. Dabei wurde ausgehend von „Insellösungen“ der gesamte Lebenszyklus eines Bauteils von der Herstellung und den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften [39] bis hin zum Versagen, z.B. unter Missbrauchbelastung [56] betrachtet. Eine Verknüpfung der einzelnen Bereiche blieb aber aus.

In der vorliegenden Arbeit ist es gelungen eine durchgängige virtuelle Prozesskette anhand der Aluminiumdruckgusslegierung AlMg5Si2Mn zu entwickeln und die einzelnen Teilgebiete zu verknüpfen. Für eine Umsetzung in industriellem Umfeld ist dazu erstens die Entwicklung von Kriteriumsfunktionen zur Prognose mechanischer Eigenschaften mittels Gießprozesssimulation notwendig. Zweitens werden für eine Versagensbewertung unter Beachtung lokaler mechanischer Eigenschaften phänomenologische Rissinitiierungsmodelle benötigt, die unterschiedliche Fehlstellenanteile im Werkstoff berücksichtigen können. Beides stand bisher für den Druckgussprozess nicht zur Verfügung und ist im Rahmen dieser Dissertation entwickelt und verknüpft worden.

Die untersuchte Legierung AlMg5Si2Mn lässt sich durch die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A_5 ausreichend genau beschreiben, weshalb Kriteriumsfunktionen abgeleitet werden, die eine Prognose der beiden Größen ermöglichen. Auf die Vorhersage der Zugfestigkeit R_m wird verzichtet, weil diese im wesentlichen von der Bruchdehnung abhängt (hohe Bruchdehnung entspricht hoher Zugfestigkeit). Der Verfestigungsexponent n ist für die untersuchte Legierung konstant 0,44. Für die Entwicklung der Kriteriumsfunktionen werden an zehn verschiedenen Positionen im Musterbauteil Proben entnommen, um mittels Zugversuche Streckgrenzen und Bruchdehnungen zu ermitteln. Parallel wird eine Gießprozesssimulation des Druckgussprozesses unter Berücksichtigung aller relevanten Randbedingungen (Prozessparameter, Kühlung, temperaturabhängige Materialdaten etc.) mit der Software MAGMASOFT® durchgeführt. Die Definition von virtuellen Auswertebereichen im FE-Modell ermöglicht die Berechnung von Zusatzkriterien der Formfüllung (Fließlänge, Luftkontaktzeit, Luftegendruck) und der Erstarrung (Abkühlgeschwindigkeit, Erstarrungszeit und Temperaturgradient). Anschließend erfolgt die Ableitung der Kriteriumsfunktionen durch Korrelation der virtuellen mit den experimentellen Ergebnissen.

Es zeigt sich, dass im Druckgussprozess die Streckgrenze in erster Linie von der Abkühlgeschwindigkeit abhängt, was auch für andere Gießprozesse gültig ist. Eine Verbesserung der Vorhersage lässt sich noch dadurch erreichen, dass bei einer deutlich langsameren bzw. schnelleren Erstarrung - als auf Basis der Abkühlgeschwindigkeit vermutet - zusätzlich die Erstarrungszeit berücksichtigt wird. Die Ursache ist darin zu sehen, dass die Abkühlgeschwindigkeit nur eine Momentaufnahme knapp oberhalb der Liquidustemperatur darstellt, während die Erstarrungszeit den gesamten Erstarrungsverlauf beinhaltet. Die entwickelte Kriteriumsfunktion für die Streckgrenze berücksich-

tigt diese Tatsache und ermöglicht dadurch für das gesamte Musterbauteil eine zuverlässige Prognose, was an fünf weiteren Positionen im Bauteil – die nicht für die Modellentwicklung verwendet wurden - verifiziert werden kann. Eine Sensitivitätsanalyse des Modells zeigt, dass die berechnete Streckgrenzenverteilung praktisch unabhängig von den zur Modellentwicklung verwendeten Proben ist, was eine Übertragbarkeit des gewählten Ansatzes auf weitere Bauteile untermauert. Alle Zusatzkriterien der Formfüllung zeigen keinen Einfluss auf die Festigkeit.

Die aus dem Erstarrungsprozess resultierenden Gefügemerkmale ermöglichen eine Verknüpfung zur Streckgrenze. Verschiedene Untersuchungen weisen nach, dass für Al-Si-Gusslegierungen der sekundäre Dendritenarmabstand und der Lamellenabstand zwischen den eutektischen Phasen die entscheidenden Einflussgrößen sind. Für die erst in jüngster Zeit eingesetzte Al-Mg-Druckgusslegierung sind kaum Untersuchungen verfügbar. Deshalb werden Gefügeanalysen mit folgenden Resultaten durchgeführt. Eine Vermessung des sekundären Dendritenarmabstandes ist beim schnell erstarrenden Druckgussgefüge nicht möglich, da keine Dendriten im Gefüge erkennbar sind. Deshalb wird mittels eines Richtreihenvergleichs der Durchmesser der primären α -Körner bestimmt. Diese zeigen unabhängig von der Wandstärke einen praktisch konstanten Wert. Im Gegensatz dazu ist bei zunehmender Streckgrenze eine Verringerung des Lamellenabstandes der intermetallischen Phasen im Eutektikum erkennbar. Aufgrund dieser Beobachtungen wird für Al-Mg-Gusslegierungen ein Modell vorgestellt, welches die Festigkeit auf drei Anteile zurückführt. Es handelt sich dabei erstens um die Mischkristallhärtung im α -Mischkristall und im Eutektikum und zweitens um die Korngrenzenhärtung gemäß der Hall-Petch-Beziehung. Einen dritten Festigkeitsbeitrag liefert der Lamellenabstand gemäß der modifizierten Hall-Petch-Beziehung (Korndurchmesser D wird durch Lamellenabstand λ substituiert). Dieses Modell zeigt, dass sich Al-Mg-Gusslegierungen analog zu Al-Si-Gusslegierungen und zu ferritisch-perlitischen Stählen beschreiben lassen.

Die Kriteriumsfunktion der Bruchdehnung zeichnet sich dadurch aus, dass zwei Modelle (Erstarrungszeit- und modifiziertes Lee-Kriterium) erstmalig gekoppelt eingesetzt werden, um unter Berücksichtigung von Abkühlgeschwindigkeit und Luftgedrückt die Verteilung der Bruchdehnung zu berechnen. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass das Erstarrungszeit-Kriterium bereits eine gute Vorhersage der Bruchdehnungen ermöglicht. Grund dafür ist, dass sowohl bei sehr schneller als auch bei sehr langsamer Abkühlgeschwindigkeit, die Erstarrung dominant ist. Im Bereich mittlerer Abkühlgeschwindigkeiten bei gleichzeitig hohem Luftgedrückt hingegen liefert das Lee-Kriterium gute Prognosen. Die Verwendung des Zusatzkriteriums des Luftgedrückt ermöglicht die Lokalisierung komprimierter Gase, die nicht mehr aus der Kavität entweichen können. Diese werden in Form von Poren im Bauteil eingelagert und verschlechtern die Bruchdehnung. Dadurch wird deutlich, dass im Unterschied zu Sand- oder Kokillenguss beim Druckgießen die dynamische Formfüllung eine wesentliche Rolle spielt. Eine Sensitivitätsanalyse des gefundenen Modells zeigt allerdings, dass es sehr sensibel auf die zur Modellentwicklung verwendeten Proben reagiert. Eine Über-

tragung auf andere Geometrien ist somit kritisch einzustufen. Das Zusatzkriterium der Fließlänge wird in diesem Modell nicht berücksichtigt, zeigt aber bei großflächigen und dünnwandigen Strukturbauteilen einen Einfluss, wie erste Untersuchungen gezeigt haben. Hier sind weitere Untersuchungen empfehlenswert. Eine Korrelation von Bruchdehnung und Porosität – analog zu Streckgrenze und Gefügeparametern - ist trotz Porositätsbestimmung mittels Computertomographie nicht gelungen. Hier spielen zusätzlich Oxidhäute, Schlacke- und Trennmittelschlüsse eine Rolle, die nicht detektierbar sind.

Für eine Versagensbewertung von Gussbauteilen gibt es auf Basis der maximalen Hauptnormaldehnung und der Spannungsmehrachsigkeit phänomenologische Rissinitiierungsmodelle, die bisher die lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften in Druckgusskomponenten vernachlässigen. Im Rahmen dieser Dissertation werden Versagensgrenzkurven mittels einer speziellen Scherzug-/Scherdruckapparatur entwickelt, die zwei Fehlstellengehalte berücksichtigen. Es zeigt sich, dass im Bereich niedriger Spannungsmehrachsigkeiten ($\sigma_m/\sigma_v = 0,0$) die Gießfehler vernachlässigbar sind. Mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit wirken sich Fehlstellen jedoch immer signifikanter aus und reduzieren die ertragbaren Dehnungen bei $\sigma_m/\sigma_v = 0,4$ bereits um Faktor 2.

Die bisherige Charakterisierung der Versagensmechanismen von Al-Gusslegierungen beschränkt sich auf uniaxiale Zugbelastung. Die Verwendung der Scherzug-/Scherdruckapparatur bietet die Möglichkeit Versagensmechanismen für verschiedene Spannungszustände zu untersuchen. Metallographische Analysen belegen, dass bei Al-Mg-Gusslegierungen mit lamellarem Eutektikum die Rissinitiierung unabhängig von der Spannungsmehrachsigkeit immer an spröden Mg_2Si -Phasen erfolgt. Gusslegierungen mit lamellarem Eutektikum unterscheiden sich dadurch von wärmebehandelten Legierungen, in denen die Ausscheidungen globular vorliegen. Hier findet ein Wechsel des Mechanismus von Matrix- zu Partikelversagen statt, wenn die Spannungsmehrachsigkeit zunimmt [58].

Die Modelle zur Prognose der mechanischen Eigenschaften und zur Bewertung der Rissinitiierung werden anhand eines Komponentenzugversuchs verifiziert und bei einem Komponentendruckversuch auf Übertragbarkeit getestet. Dazu werden die mittels Gießprozesssimulation berechneten Bruchdehnungen mit dem Softwaretool MAGMA-link auf das Netz der Festigkeitsberechnung übertragen. Eine Berücksichtigung der fertigungsbedingten Streuungen bei der Festigkeitsberechnung wird durch eine eigens programmierte User-Subroutine ermöglicht. Auf Basis der prognostizierten Bruchdehnungen erfolgt eine Zuweisung der beiden Versagensgrenzkurven und somit eine Unterteilung des Bauteils in zwei Qualitätsbereiche. Die Resultate beim Komponentenzugversuch zeigen, dass die Rissinitiierungsmodelle die Möglichkeit bieten, zwischen Bereichen unterschiedlicher Fehlstellengehalte zu unterscheiden. Damit kann ausgehend vom Gießprozess bis zur Festigkeitsberechnung der Lebenszyklus eines Gussbauteils virtuell abgebildet werden, wodurch ein wichtiger Beitrag zu einer durchgängigen virtuellen Prozesskette geleistet wird.

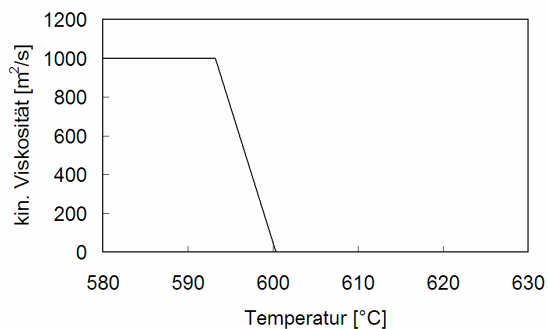
Eine Betrachtung des Komponentendruckversuchs zeigt aber auch, dass gerade die Anwendung phänomenologischer Modelle – sowohl bei der Eigenschaftsvorhersage als auch bei der Versagensbewertung – immer mit Unsicherheit behaftet ist. Hier wird trotz Berücksichtigung unterschiedlicher Qualitätsbereiche ein falscher Rissinitiierungsort prognostiziert. Eine Erklärung kann im Rahmen dieser Arbeit nicht gefunden werden.

Daraus leiten sich für zukünftige Arbeiten verschiedene Aufgabenstellungen ab:

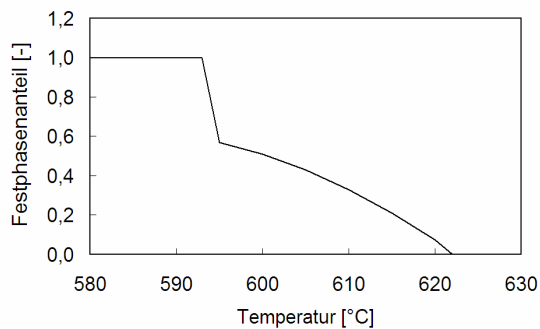
- Die vorgestellten Kriteriumsfunken und Rissinitiierungsmodelle sollten auf verschiedene Druckgusskomponenten der Legierung AlMg5Si2Mn angewendet werden, um daraus zusätzliche Informationen hinsichtlich Aussagefähigkeit und Übertragbarkeit zu gewinnen. Dabei sind weitere fertigungsbedingte Einflussfaktoren wie Eigenspannungen ebenfalls abzubilden, da sie das Verformungsverhalten durchaus beeinflussen können, wie der Komponentendruckversuch gezeigt hat.
- Sämtliche Modelle sind für den Druckgussprozess, der sich durch seine turbulente Formfüllung auszeichnet, entwickelt worden. Die Anwendbarkeit auf andere Gießverfahren (Kokillen-, Sand- oder Feinguss) gilt es im Detail zu prüfen, weil hier die Formfüllung deutlich weniger turbulent verläuft und aufgrund der höheren Wandstärken die Abkühlgeschwindigkeiten geringer sind.
- Neben naturharten Aluminiumlegierungen, wie der hier untersuchten AlMg5Si2Mn, werden inzwischen in der Automobilindustrie auch Magnesiumlegierungen im Gusszustand in crashrelevanten Fahrzeugbereichen eingesetzt. Beispielsweise sind bei verschiedenen Automobilherstellern Instrumententafelträger aus den Legierungen AZ91 bzw. AM60 im Einsatz. Auch hier wäre es hilfreich, wenn die Komponenten in einer möglichst frühen Phase virtuell abgesichert werden könnten. Eine Anwendung der hier vorgestellten Vorgehensweise und eine Überprüfung der gefundenen Modelle für Magnesiumlegierungen wären deshalb wünschenswert.
- Eine ganz entscheidende Rolle für die Aussagefähigkeit der virtuellen Prozesskette spielen die in den einzelnen Bereichen angewendeten FE-Modellgüten (Elementtyp, Netzfeinheit). Die Schnittstelle Gießsimulation/ Festigkeitsberechnung und der jeweilige Elementtyp beeinflussen die Berechnungsergebnisse erheblich. Die unterschiedlichen Resultate für Tetraeder- und Schalenmodellierung bei der Versagensbewertung im Komponentenzugversuch verdeutlichen dies. Aber auch der Einfluss der Netzfeinheit bei der Kalibrierung der Rissinitiierungsmodelle und bei der Auswertung der Versagenszeitpunkte der Komponentenversuche darf nicht ausser Acht gelassen werden. Detaillierte Untersuchungen sind durchzuführen, um sich einen Überblick über den Einfluss von Elementtyp und Netzfeinheit auf die Simulationsergebnisse entlang der Prozesskette zu verschaffen.

8 Anhang

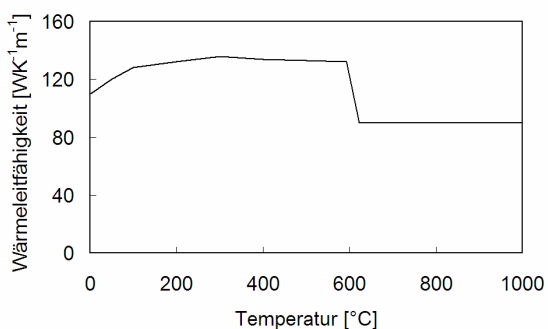
Anhang A: Temperaturabhängige Kennwerte der Legierung AlMg5Si2Mn



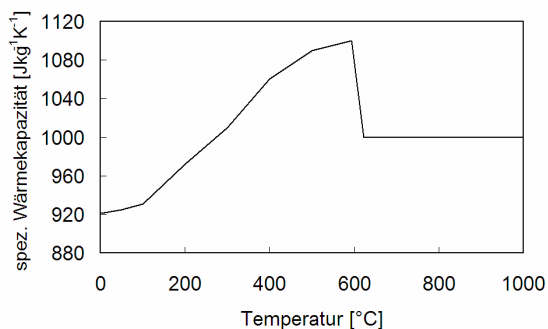
a) kinematische Viskosität



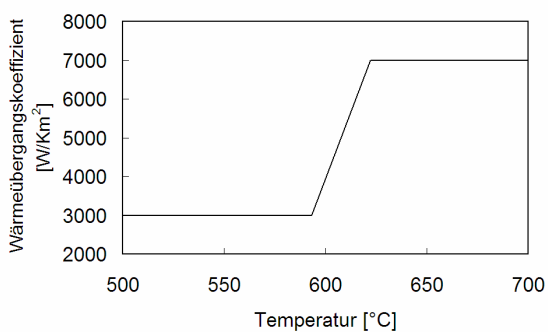
b) Festphasenanteil



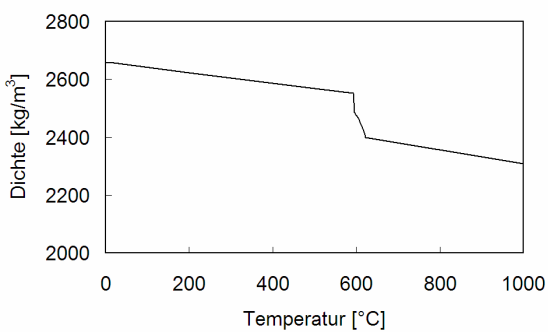
c) Wärmeleitfähigkeit



d) spezifische Wärmekapazität

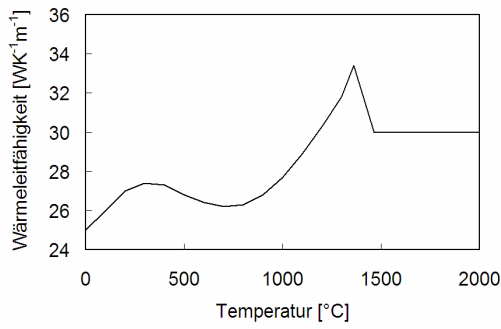


e) Wärmeübergangskoeffizient (Material/Form)

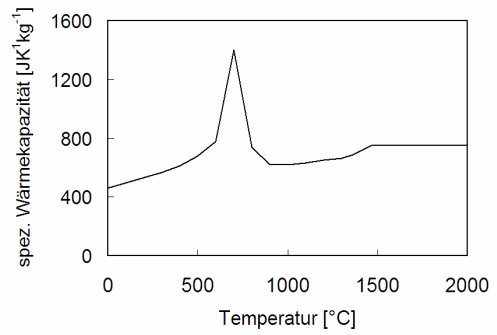


f) Dichte

Anhang B: Temperaturabhängige Kennwerte des Werkzeugstahls X38CrMoV51

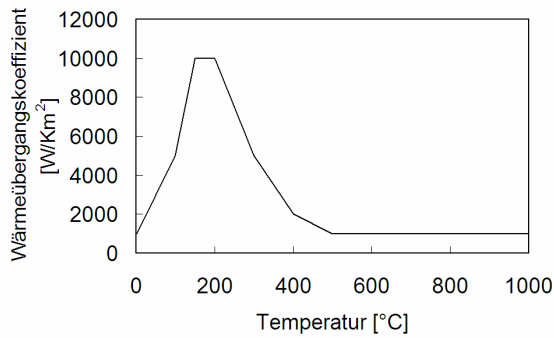


a) Wärmeleitfähigkeit

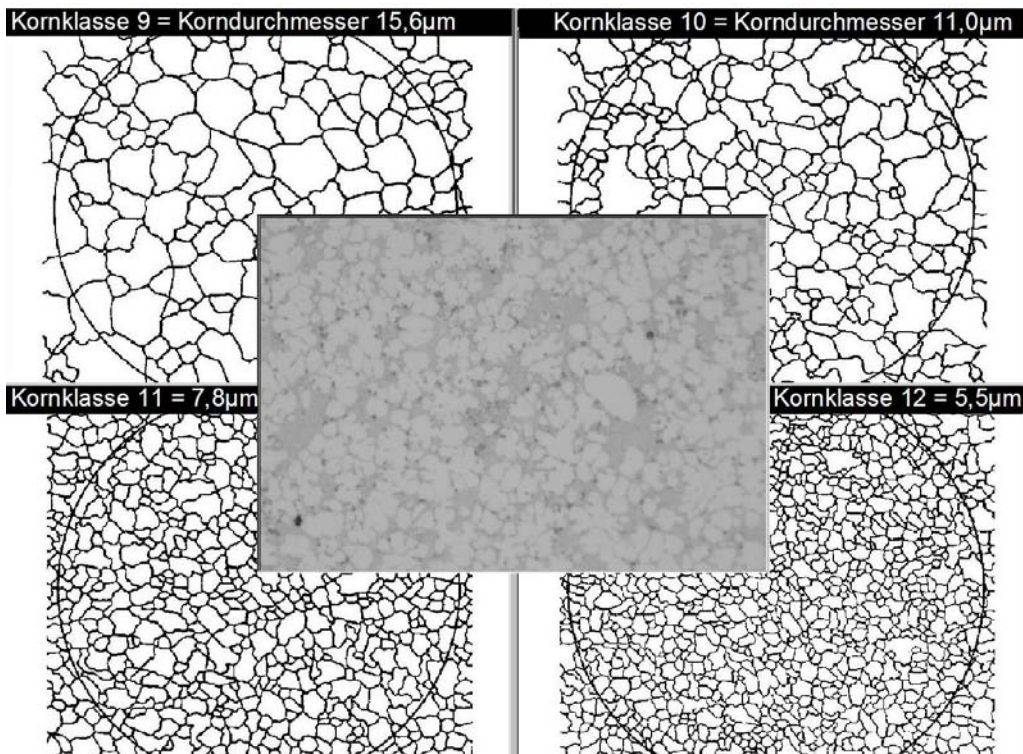


b) spezifische Wärmekapazität

Anhang C: Temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient beim Sprühvorgang

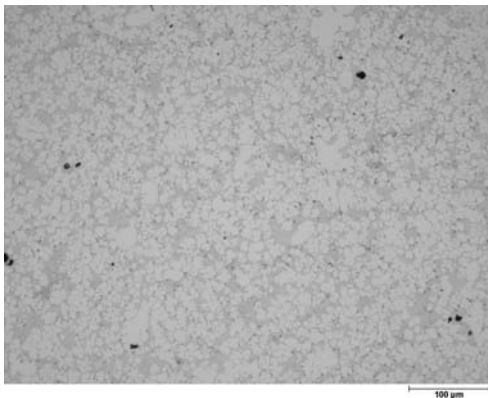


Anhang D: Richtreihenvergleich zur Bestimmung von Kornklassen bzw. -durchmesser

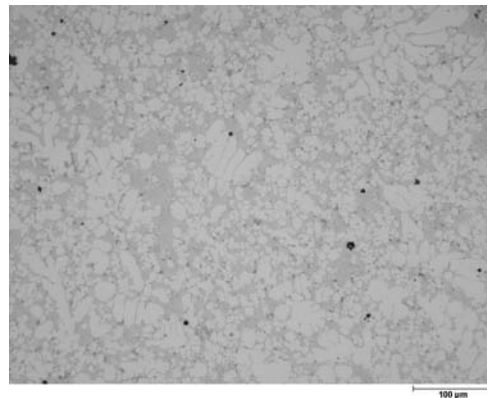


Anhang E: Gefügebilder aus fünf verschiedenen Entnahmeorten sortiert nach Wandstärke

Wandstärke 2mm: Position A05

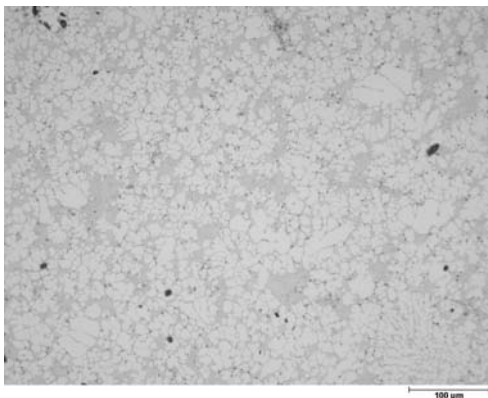


(a) feineres Gefüge

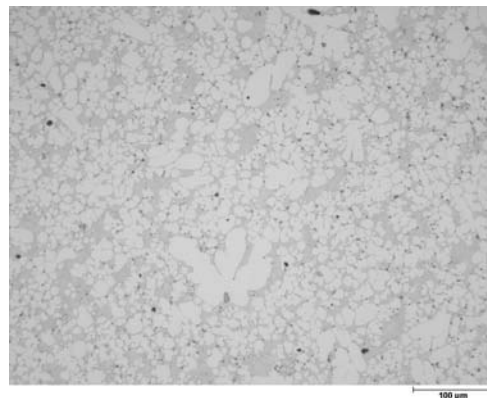


(b) gröberes Gefüge

Wandstärke 4mm: Position W01 oben

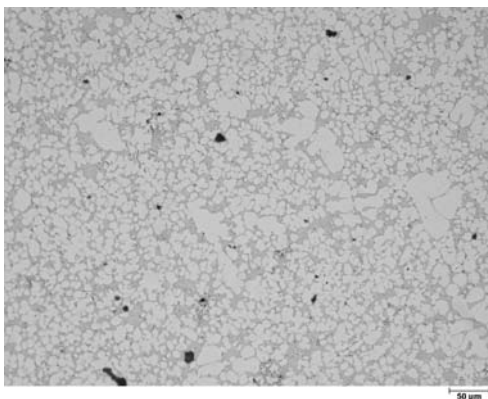


(a) feineres Gefüge

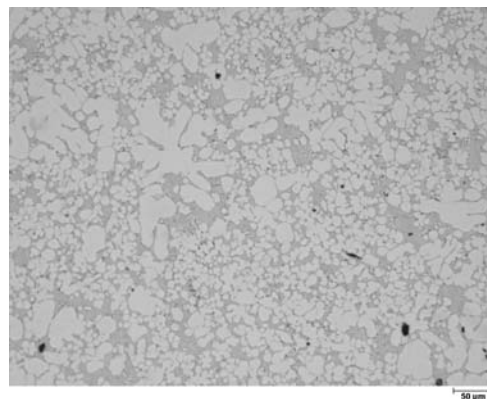


(b) gröberes Gefüge

Wandstärke 5mm: Position A08

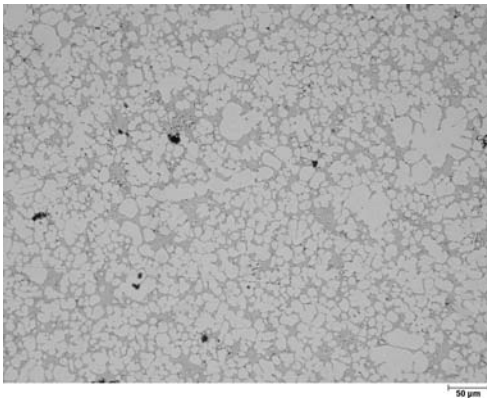


(a) feineres Gefüge

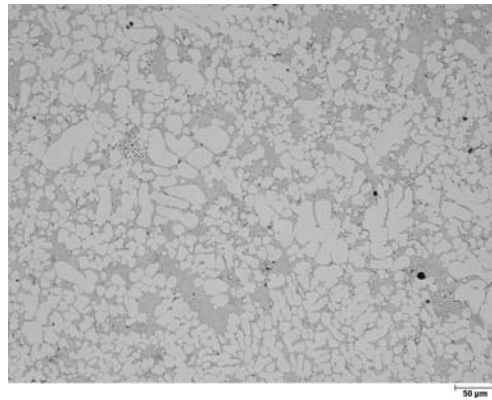


(b) gröberes Gefüge

Wandstärke 5mm: Position C02

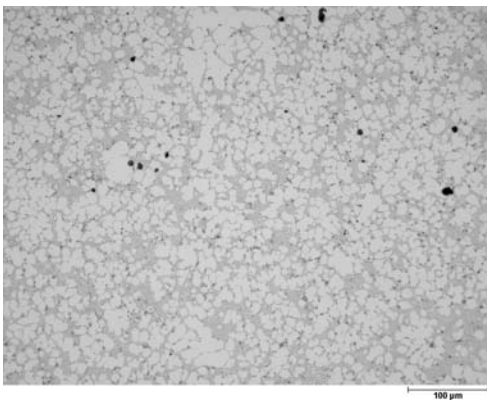


(a) feineres Gefüge

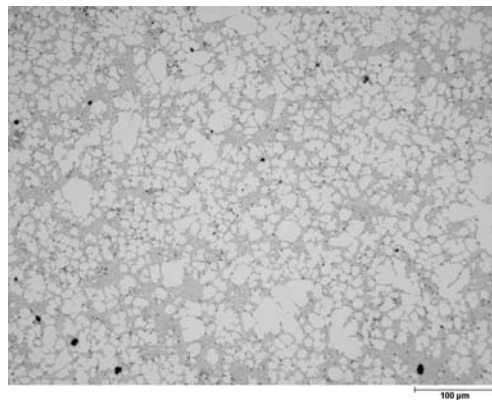


(b) gröberes Gefüge

Wandstärke 12mm: W09 oben

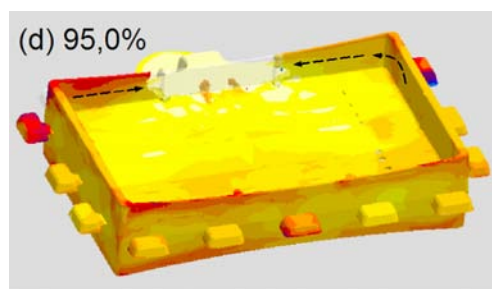
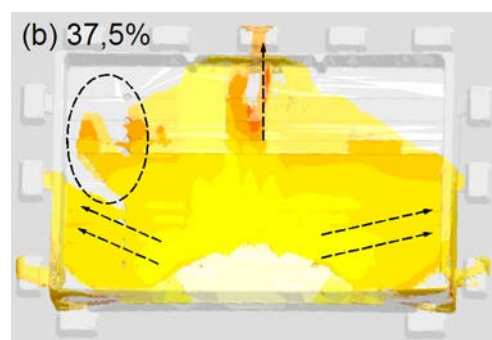
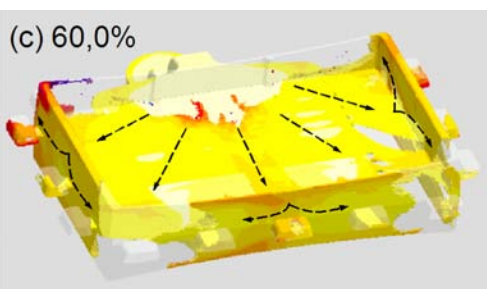
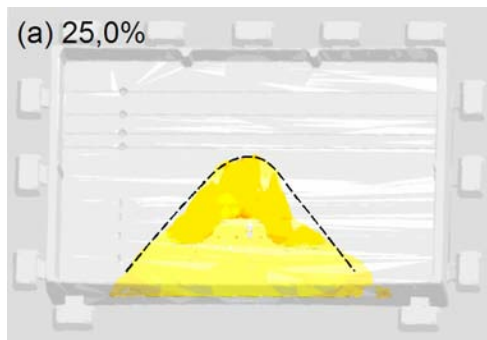


(a) feineres Gefüge



(b) gröberes Gefüge

Anhang F: Füllung der Form bei verschiedenen Füllgraden (die Strömungsrichtungen sind zur besseren Veranschaulichung durch Pfeile gekennzeichnet)



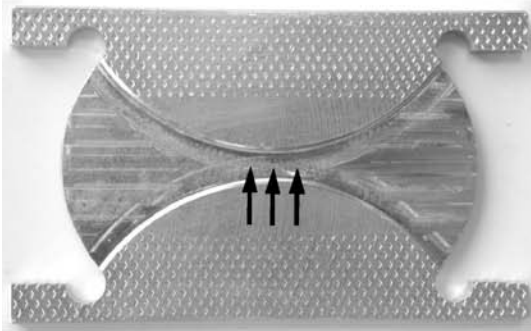
Anhang G: Durchgeführte Scherzug-/Scherdruckversuche mit **niedriger** Porosität

Belastungsrichtung	Prüfwinkel	Anfangssteifigkeit	Verschiebung bis Rissinitiation
	α [°]	K_{ini} [N/mm]	u_r [mm]
Scherdruck 1	25	42934	-0,95
Scherdruck 2	25	75480	-0,83
Scherdruck 3	25	61465	-0,97
Scherdruck 4	25	60545	-0,84
Scherdruck 5	25	63729	-0,91
Scherdruck 6	25	68271	-0,81
Scherdruck 7	25	52656	-1,04
Scherdruck 8	25	49161	-0,83
Scherzug 1	20	38327	0,98
Scherzug 2	20	36418	0,76
Scherzug 3	20	33993	0,96
Scherzug 4	20	35135	0,73
Scherzug 5	20	65077	0,61
Scherzug 6	20	44918	0,39
Scherzug 7	20	56052	0,80
Scherzug 8	20	43985	0,83
Scherzug 1	40	56657	0,38
Scherzug 2	40	49577	0,59
Scherzug 3	40	55216	0,56
Scherzug 4	40	49241	0,71
Scherzug 5	40	112383	0,37
Scherzug 6	40	83586	0,53
Scherzug 7	40	66715	0,53
Scherzug 8	40	70541	0,33
Scherzug 1	90	81457	0,45
Scherzug 2	90	83097	0,31
Scherzug 3	90	118094	0,20
Scherzug 4	90	75911	0,24
Scherzug 5	90	103153	0,25
Scherzug 6	90	103755	0,21
Scherzug 7	90	135403	0,27
Scherzug 8	90	92946	0,31

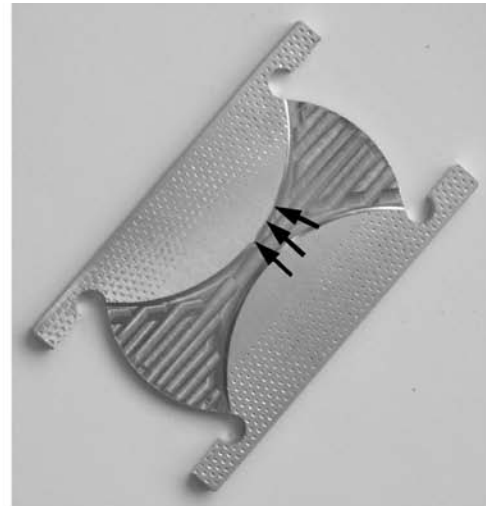
Anhang H: Durchgeführte Scherzug-/Scherdruckversuche mit **hoher** Porosität

Belastungsrichtung	Prüfwinkel	Anfangssteifigkeit	Verschiebung bis Rissinitiation
	α [°]	K_{ini} [N/mm]	u_r [mm]
Scherdruck 1	25	40840	-0,84
Scherdruck 2	25	37934	-0,71
Scherdruck 3	25	47775	-0,80
Scherdruck 4	25	71996	-0,83
Scherdruck 5	25	51639	-1,02
Scherdruck 6	25	69592	-0,82
Scherdruck 7	25	50251	-0,72
Scherdruck 8	25	46607	-0,81
Scherzug 1	20	44573	0,71
Scherzug 2	20	38161	0,26
Scherzug 3	20	49192	0,40
Scherzug 4	20	43695	0,45
Scherzug 5	20	39604	0,54
Scherzug 6	20	37641	0,52
Scherzug 7	20	48342	0,51
Scherzug 8	20	39885	0,52
Scherzug 1	40	104385	0,31
Scherzug 2	40	97787	0,23
Scherzug 3	40	64376	0,25
Scherzug 4	40	80534	0,26
Scherzug 5	40	51512	0,20
Scherzug 6	40	75718	0,22
Scherzug 7	40	81766	0,43
Scherzug 8	40	80784	0,33
Scherzug 1	90	90390	0,15
Scherzug 2	90	66937	0,18
Scherzug 3	90	115915	0,15
Scherzug 4	90	110551	0,15
Scherzug 5	90	154299	0,26
Scherzug 6	90	114309	0,13
Scherzug 7	90	105432	0,19
Scherzug 8	90	73220	0,13

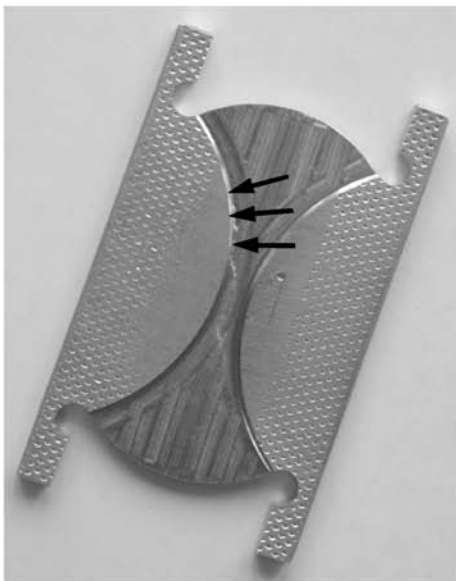
Anhang I: Anrissorte (durch Pfeile gekennzeichnet) der verschiedenen Belastungswinkel im Experiment zur Auswahl der kritischen Elemente



(a) Scherzug 90°



(b) Scherzug 40°

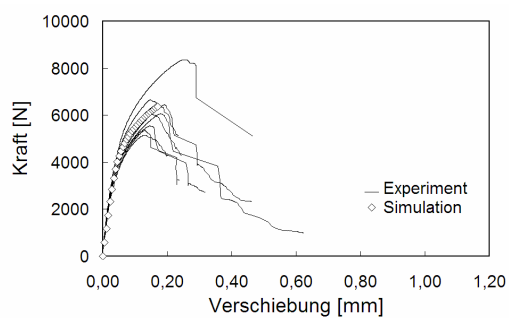


(c) Scherzug 20°

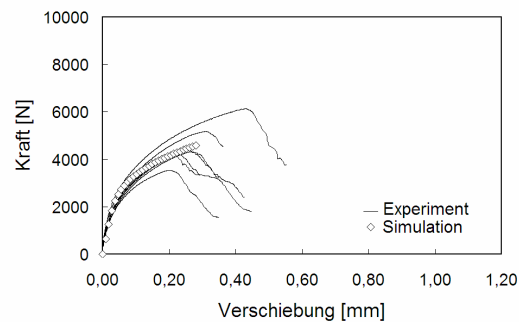


(d) Scherdruck 25°

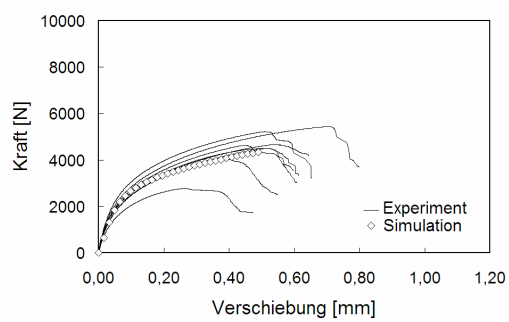
Anhang J: Vergleich der Kraft-Weg-Verläufe mit den numerischen Ergebnissen für erhöhte Porosität



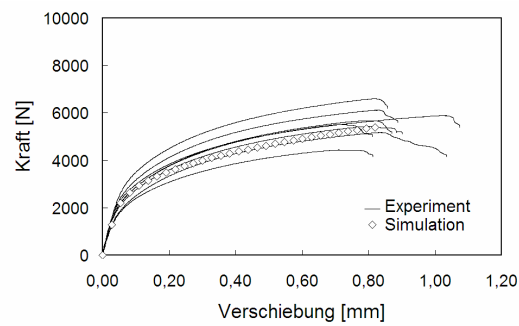
(a) Scherzug 90°



(b) Scherzug 40°



(c) Scherzug 20°



(d) Scherdruck 25°

Anhang K: Auszug der User-Subroutine zur Einbindung einer zweiten Versagensgrenzkurve

```

C -----
SUBROUTINE UVARM(UVAR,DIRECT,T,TIME,DTIME,CMNAME,ORNAME,
  1 NUARM,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC,
  2 NDI,NSHR,COORD,JMAC,JMATYP,MATLAYO,LACCFLG)
C -----
C Setzen der Versagensgrenzkurven in Abhängigkeit von der
C Bruchdehnung:
      IF(KF1(2,NOEL).GT.3.0) THEN
          C1=0.000
          C2=0.145      Gniedrige Porosität
          C3=1.000
      ELSE
          C1=0.000
          C2=0.118      Ghohe Porosität
          C3=2.260
      ENDIF
C
      RETURN
C -----

```

9 Literaturverzeichnis

- [1] **Greve L.:** Development of a PAMCRASH-material model for die casting alloys, in: Proceedings of the 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, Wolfsburg 2003.
- [2] **Henn S.:** Bauteilorientierte Entwicklung von Rissinitiierungsmodellen für Aluminiumgusslegierungen unter monotoner Belastung, Dissertation, Universität Karlsruhe, 2005.
- [3] **Sun D.-Z., Böhme W., Andrieux F., Christlein J.:** Verbesserte Beschreibung des Fließ- und Bruchverhaltens von Aluminiumkomponenten mit Hilfe des Guron-Modells, Werkstoffwoche vom 12. – 15. Oktober 1998, München.
- [4] **Jansen J., Blümcke E., Thoma K.:** Ein Werkstoffmodell für eine Al-Druckgusslegierung und Anwendung bei dynamischen Komponentenversuchen von Bauteilen verschiedener Gussqualität, VDI-Bericht Nr. 1846 (2004), S. 945 – 956.
- [5] **Jansen J., Thoma K.:** Werkstoffcharakterisierung und Modellierung für die Crashsimulation am Beispiel einer Al-Druckgusslegierung, crashMAT 2004, 3. Freiburger Workshop zum Werkstoff- und Strukturverhalten bei Crashvorgängen.
- [6] **Hilbinger R. M., Köpf J., Lohmüller A., Scharrer M., Hartmann M., Singer R. F.:** Vermeidung von Gussfehlern und Prognose von Eigenschaften durch Modellierung, in: Numerische Simulation - Verarbeitungsprozesse und prozessgerechte Bauteilgestaltung – Fokus Metalle, 2. und 3. November 2004, Tagungsband hrsg. durch Kompetenzzentrum Neue Materialien Nordbayern, Bayreuth, 2004.
- [7] **Hepp E., Lohne O., Sannes S.:** Extended casting simulation for improved magnesium die casting, in: Proceedings of the 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, Wolfsburg 2003.
- [8] **Brunhuber, E.:** Praxis der Druckgussfertigung, 4. überarbeitete Auflage, Fachverlag Schiele und Schön, Berlin, 1991.
- [9] **Berdin C., Ouglova A., Djafari V., Doglione R.:** Secondary foundry alloy damage and particle fracture. Materials Science and Engineering A357 (2003), S. 328 - 336.
- [10] **Bargel H. J., Schulze G.:** Werkstoffkunde, 6. überarbeitete Auflage, VDI Verlag, Düsseldorf, 1994.

- [11] **Heinrich F.:** Leichtbaustrukturen durch Umgießen von Aluminiumschaumkernen im Druckguss, Dissertation, Universität Erlangen, 2003.
- [12] **Niu X. P., Hu B.H., Pinwill I., Li H.:** Vacuum assisted high pressure die casting of aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology* 105 (2000), S. 119 - 127.
- [13] **Yarlagadda P., Chiang E.:** A neural network system for the prediction of process parameters in pressure die casting, *Journal of Materials Processing Technology* 89 – 90 (1999), S. 583 – 590.
- [14] **Grov N., Lutze P., Koch H.:** Möglichkeiten des Aluminiumdruckgießens; *Gießerei* 90 (2003) – *Technologie & Trends*.
- [15] **Hielscher U., Sternau H., Koch H.:** Neuentwickelte Druckgusslegierung mit ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften im Gusszustand, *Giesserei* 85 (1998) Nr. 3.
- [16] **Koch H., Klos R.:** Erfahrungen aus der Serienproduktion von druckgegosse- nen Lenkradskeletten in der Legierung Magsimal-59, AlMg5Si2Mn; *Berichte aus der Praxis*; Code-Nr. 632.
- [17] **Koch H.:** Silafont 36 – The new low iron high pressure die casting alloy; *Light Metals* (1995), S.1011-1018.
- [18] **Winkler R.:** Druckgusslegierung für crashrelevante Struktur- und Fahrwerksteile. 2002.
- [19] **Brusethaug S., Maeland J. S.:** Duktile Aluminium-Druckgusslegierungen; *Giesserei* 91 (2004), S. 24 – 31.
- [20] **Fuchs H., Jerichow U., Schwendner H. Wappelhorst M.:** Große wärmebehandelbare Strukturbauteile im Druckguss, *Druckguss Praxis* 3/2002, S. 79 – 82.
- [21] **Verein deutscher Giessereifachleute:** Volumendefizite von Gussstücken aus Nichteisenmetallen, *VDG-Merkblatt P201*, Mai 2002.
- [22] **Schmid M.:** Beitrag zur Beschreibung der Formfüllung beim Druckgießen, Dissertation, Technische Universität München, 1999.
- [23] **Stucki A.:** Elektronenspektroskopische Untersuchungen der Oxidation von festem und flüssigem Aluminium, Dissertation, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 1956.
- [24] **Dierkes S.:** Reaktionssintern von Aluminium/Magnesiumoxid zur Herstellung poröser Spinellkeramiken, *Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 674*, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2003.
- [25] **Thiele W.:** Die Oxidation von Aluminium- und Aluminiumlegierungsschmelzen, *Aluminium*, 38 (1962), S. 3 – 18.

- [26] **Bergsmark E., Simensen C. J., Kofstad P.:** The oxidation of molten aluminium, *Materials Science and Engineering, A* 120 (1989), S. 91 – 95.
- [27] **Heckel T., Klein F.:** Formfüllung und Erstarrung beim Druckgießen – ein Vergleich zwischen Versuch und Simulation, *Druckguss-Praxis* 2 (2003), S. 77 – 85.
- [28] **Schmid M., Heckel T., Weidler A., Klein F.:** Verifikation von numerischen Formfüll- und Erstarrungssimulationen anhand eines Druckgussbauteils aus dem Automobilbau, *Giesserei-Praxis* 10 (2000), S. 433 – 439.
- [29] **Hilbinger R. M., Singer R. F.:** Prozesssimulation für den Druckguss, *Druckguss-Praxis* 1 (2004), S. 43 – 46.
- [30] **Sannes S., Gjestland H., Westengen H., Laukli H. I., Lohne O.:** Magnesium die casting for high performance, in: *Proceedings of the 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications*, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, Wolfsburg 2003.
- [31] **Greve L., Grosser B., Hillebrand A., Luke M., Memhard D.:** Development and Application of a phenomenological Material model for die casting alloys, *crashMAT 2004*, 3. Freiburger Workshop zum Werkstoff- und Strukturverhalten bei Crashvorgängen.
- [32] **Siedersleben M.:** Vakuum-Druckguss von Magnesiumlegierungen für hochbelastete Bauteile in : Kainer K. U. (Hrsg.): *Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale*, Verlag Wiley-VCH, Weinheim, 2000, S. 48 – 58.
- [33] **Klein F.:** Fließeigenschaften der Magnesiumdruckgusslegierungen AZ91 HP, AM20 und AM50, *Aalener Gießereisymposium* 15, Aalen, 1994, S. 1-19.
- [34] **Dette M., Keßler A.:** Mechanische Eigenschaften und Fließvermögen von Magnesiumgusslegierungen hinsichtlich ihrer Wanddickenabhängigkeit im Sand- und Druckgießverfahren, *Giesserei-Praxis* Nr. 13/14, 1997, S. 288-296.
- [35] **Caceres C. H.:** On the effect of macroporosity on the tensile properties of the Al-7%Si-0.4%Mg casting alloy, *Scripta Metallurgica et Materialia* (1995), S. 1851 – 1856.
- [36] **Stroppe H.:** Untersuchungen zum Elastizitätsverhalten von Grauguss - (II). Theoretischer Teil. *Wissenschaftliche Zeitschrift der TH Magdeburg* 10 (1966) 1/2, S. 159 – 173.
- [37] **Stroppe H.:** Einfluss der Porosität auf die mechanischen Eigenschaften von Gusslegierungen, *Giessereiforschung* 52, 2000, S. 58 – 60.
- [38] **Todte M., Stroppe H., Honsel C.:** Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gussteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses, *Giesserei-Praxis* 6/2003, S. 263-269.

- [39] **Todte M.:** Prognose der Eigenschaften von Aluminium-Gussteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses, Dissertation, Otto-von-Guericke Universität Magdeburg, 2003.
- [40] **Sturm J., Hepp E.; Egner-Walter A.:** Integration of casting simulation into crash simulation in Proceedings 20th CAD-FEM Users' Meeting, Aachen Germany, October 2002.
- [41] **Taylor R. P., Berry J. T., Overfelt R. A.:** A critical evaluation of criteria functions for use with shaped-casting modeling, Modeling of castings, welding and advanced solidification processes, 8th TMS, 1998.
- [42] **Niyama E., Uchida T., Morikawa M., Saito S.:** A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice, AFS Cast Metals Research Journal 7 (1982), S 52 – 53.
- [43] **Lee Y. W., Chang E., Chieu C. F.:** Pore formation in Solidification, Met. Trans. 21 B (1990), S 715 – 722.
- [44] **Upadhy G., Paul A. J.:** A state-of-the-art review of solidification modeling of casting processes, in: EPD Congress 1994, S. 967 – 982.
- [45] **Lee P. D., Chirazi A., See D.:** Modeling microporosity in aluminum-silicon alloys: a review, Journal of Light Metals 1 (2001) S. 15 – 30.
- [46] **Lee P. D., Chirazi A., Atwood R. C., Wang W.:** Multiscale modeling of solidification microstructures, including microsegregation and microporosity, in an Al-Si-Cu alloy, Materials Science and Engineering A365 (2004), S 57 – 65.
- [47] **Egner-Walter A., Dannbauer H.:** Integration lokaler Bauteileigenschaften gegossener Fahrwerksteile in die Betriebsfestigkeitsberechnung, VDI-Bericht Nr. 1846, 2004, S. 957 – 966.
- [48] **Minichmayr R., Eichsleder W.:** Lebensdauerberechnung von Gussbauteilen unter Berücksichtigung des lokalen Dendritenarmabstandes und der Porosität, Giesserei 90, Nr. 5, 2003, S. 70 – 75.
- [49] **Hartmann G., Seefeldt R.:** Simulation im Leichtmetallguss – ein Update, http://www.magma-soft.de/conpresso-3.4.7/solu_de_pub/ , 2004.
- [50] **Hartmann G.:** Berechnung lokaler Materialeigenschaften von Gussteilen, in: Numerische Simulation - Verarbeitungsprozesse und prozessgerechte Bauteilgestaltung – Fokus Metalle, 2. und 3. November 2004, Tagungsband hrsg. von Kompetenzzentrum Neue Materialien Nordbayern, Bayreuth, 2004.
- [51] **Caceres C.H., Davidson C.J., Griffiths J.R.:** The deformation and fracture behaviour of an Al-Si-Mg casting alloy. Materials Science and Engineering A197 (1995), S. 171 - 179.
- [52] **Caceres C.H., Griffiths J.R.:** Damage by the cracking of silicon particles in an Al-7Si-0.4Mg casting alloys; Acta mater. 44 (1996), S. 25-33.

- [53] **Wang Q. G., Caceres C.H.:** The fracture mode in Al-Si-Mg casting alloys, *Materials Science and Engineering* (1998), S. 72 – 82.
- [54] **Caceres C. H., Selling B. I.:** Casting defects and tensile properties of an Al-Si-Mg-alloy, *Materials Science and Engineering A 220* (1996), S. 109 – 116.
- [55] **Mishnaevsky Jr L., Lippmann N., Schmauder S., Gumbsch P.:** In-situ observations of damage evolution and fracture in AlSi7Mg0.3 cast alloys. *Engineering Fracture Mechanics* 63 (1999), S. 395 – 411.
- [56] **Henn S.:** Werkstoffmechanische Untersuchungen zum Versagensverhalten von Aluminiumguss, DVM-Bericht 233: Anwendungen der Bruch- und Schädigungsmechanik, 2001.
- [57] **Yeh, J.W.; Liu, W.-P.:** The cracking mechanism of silicon particles in an A357 aluminum alloy; *Metallurgical and Materials Transactions A* 27 (1996), S. 3558-3568.
- [58] **Mohr D., Treitler R.:** Onset of fracture in high pressure die casting aluminium alloys, eingereicht bei "Engineering Fracture Mechanics", 2004.
- [59] **Sun D.-Z., Siegele D., Voß B., Schmitt W.:** Application of local damage models to the numerical analysis of ductile rupture, *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.* (1989), S. 201 – 212.
- [60] **Chu C. C., Needleman A.:** Void nucleation effects in biaxially stretched sheets, *Journal of Engineering Materials and Technology* (1980), S. 249 – 256.
- [61] **McClintock F. A.:** A criterion for ductile fracture by the growth of holes, *Transactions of the ASME, J. Applied Mech.* 35 (1968), S.363-371.
- [62] **Rice J. R., Tracey D. M.:** On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *J. Mech. Phys. Solids* 17 (1969), S. 201 – 217.
- [63] **Garrison W. M., Moody N. R.:** Ductile fracture, in *J. Phys. Chem. Solids* 48 (1987), S. 1035 – 1047.
- [64] **Gurson A. L.:** Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part 1 – Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, *Journal of Engineering Materials and Technology* (1977), S. 2 – 15.
- [65] **Tvergaard V., Needleman A.:** Analysis of a cup-cone fracture in a round tensile bar, *Acta Metall.* 32 (1984), S. 157 ff.
- [66] **Tvergaard V., Needleman A.:** Material failure by void growth to coalescence, *Advances in Applied Mechanics* 27 (1990), S. 83 – 151.
- [67] **Needleman A., Tvergaard V.:** An analysis of ductile rupture in notched bars, *Journal Mech. And Phys. of Solids* 35 (1987), S. 151 – 183.
- [68] **Agarwal H., Gokhale A. M., Graham S., Horstemeyer M. F.:** Void growth in 6061-aluminum alloy under triaxial stress state, *Materials Science and Engineering A341* (2003), S. 35 – 42.

- [69] **Bernauer, G.:** Einsatz mikromechanischer Schädigungsmodelle im spröde-duktilen Übergangsbereich, Fraunhofer IWM, W 5/97, Freiburg 1997, S. 3, 7, 15, 30.
- [70] **Öchsner A., Gegner J., Winter W., Kuhn G.:** Experimental and numerical investigations of ductile damage in aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A318* (2001), S. 328 – 333.
- [71] **Mohr D., Henn S.:** Calibration of stress-triaxiality dependent crack formation criteria: a new hybrid experimental-numerical method, in Vorbereitung, 2005.
- [72] **Hancock J. W., Mackenzie A. C.:** On the mechanisms of ductile fracture in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 24 (1976), S. 147 – 169.
- [73] **Bao Y., Wierzbicki T.:** A comparative study on various ductile crack formation criteria, *Journal of Engineering Materials and Technology* 126 (2004), S. 314-324.
- [74] **El-Magd E., Gese H., Tham R., Hooputra, H., Werner H.:** Fracture criteria for automotive crashworthiness simulation of wrought aluminium alloy components; *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 32 (2001), S. 712-724.
- [75] **Lanzerath H., Oberhofer G., Gese H., Dell H.:** Improved Plasticity and Failure models for Extruded Mg-Profiles in Crash Simulations, VDI-Bericht Nr. 1846 (2004), S. 899 – 922.
- [76] **Hopperstad O.S., Borvik T., Langseth M., Labibes K., Albertini C.:** On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behavior of a structural steel. *European Journal of Mechanics. Part 1. Experiments*, 2002.
- [77] **Borvik T., Hopperstad O.S., Berstad T.:** On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behavior of a structural steel. *European Journal of Mechanics. Part 2. Numerical study*, 2002.
- [78] **Holland D., Kong X., Schlüter N., Dahl W.:** Investigations concerning quantitative determination of local damage in ductile materials, *Steel Research* 63 (1992) No. 8.
- [79] **Kong X., Schlüter N., Arndt J.:** Effects of the constraint parameter triaxial stress on the failure behaviour of steels, *Steel Research* (1993) No. 8/9.
- [80] **Bao Y.:** Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies; Dissertation; Massachusetts Institute of Technology, 2003.
- [81] **Bao Y., Wierzbicki T.:** Determination of fracture locus for the 2024 T351 aluminium, Report No. 81, Impact & Crashworthiness Laboratory, 2002.
- [82] **Bao Y., Wierzbicki T.:** On the fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space, *International Journal of Mechanical Sciences*, im Druck.

- [83] **Normenausschuss Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e. V.:** LN 29512, Kleine Zugproben, Beuth Verlag GmbH, Berlin Köln (1969), S. 1 – 3.
- [84] **MAGMASOFT® Version 4.2 Software Release 1:** Handbuch 2004.
- [85] **Bounds S., Davey K.:** Modelling the pressure die casting process using boundary and finite element methods, *Journal of Materials Processing Technology*, 63 (1997), S. 696 – 700.
- [86] **Hu H., Yu A.:** Numerical simulation of squeeze cast magnesium alloy AZ 91D, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 10 (2002), S. 1- 11.
- [87] **Meurer B., Haferkamp D., Jörg A.:** Anwendung der gießtechnischen Simulation bei der Herstellung von Aluminiumgussrädern, *Giesserei* 6 (2001), S. 59 – 65.
- [88] **Venkataramani R., Simpson R., Ravindran C.:** Microstructural modeling of solidification in A356 alloy, *Materials Characterization*, 35 (1995), S. 175 – 194.
- [89] **Sulaiman S., Hamouda A.M.S.:** Modelling and experimental investigation of solidification process in sand casting, *Journal of Materials Processing Technology*, 155 – 156 (2004), S. 1723 – 1726.
- [90] **Anderson J.T., Gethin D.T., Lewis R.W., Cross J.T.:** Experimental investigation and finite element modelling in gravity die casting, *Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol 211 Part B* (1997), S. 93 – 107.
- [91] **Spear, R. E., Gardner G. R.:** Dendrite cell size, *AFS Transactions* 71 (1963), S. 171 – 179.
- [92] **Granger D. A., Ting E.:** Structures in directionally solidified aluminium foundry alloy A356, *The Metallurgical Societs*, Ohio 1988.
- [93] **Hamed Q. S., Elliot R.:** The dependence of secondary dendrite arm spacing on solidification conditions – untreated Al-7Si-0,4Mg-alloys, *Cast Metals* 6 (1993), S 36 – 41.
- [94] **Jaquet J. C., Hotz W.:** Quantitative description of the microstructure of aluminium foundry alloys, *Cast Metals* 4 (1992), S. 200 – 224.
- [95] **Fuchs H. A.:** Dendritenmorphologie, Technische Universität München, Dissertation, 1982.
- [96] **Tensi H. M., Hörgerl J.:** Metallographische Untersuchungen zur Qualitätssicherung von Al-Si-Gussbauteilen, *Metall* 48 (1994) 10, S. 776 – 781.
- [97] **Paul J., Exner H. E., Müller-Schwelling D.:** Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von gegossenen und wärmebehandelten eutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen, *Metallkunde* 73 (1982) 1, S. 50 – 55.

- [98] **Caceres C. H., Wang Q. G.:** Solidification conditions, heat treatment and tensile ductility of Al-7Si-0,4Mg casting alloys, AFS Transactions 153 (1996), S. 1039 – 1043.
- [99] **Caceres C. H., Wang Q. G.:** Dendrite cell size and ductility of Al-Si-Mg casting alloys: Spear and Gardner revisited, International Journal of Cast Metals Research, 9 (1996), S. 157 – 162.
- [100] **Normenausschuss Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e. V.:** DIN EN ISO 643:2003 - 09: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße, Beuth Verlag GmbH, Berlin Köln (2003).
- [101] **Hornbogen E., Warlimont H.:** Metallkunde: Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen, 4., völlig neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2001.
- [102] **Petch N. J.:** J. Iron Steel Inst. (London) 174 (1953) 25.
- [103] **Ilschner B., Singer R. F.:** Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik – Eigenschaften, Vorgänge und Technologien, 4., neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2004.
- [104] **Chen Z. W.:** Skin solidification during high pressure die casting of Al-11Si-2Cu-1Fe alloy, Materials Science and Engineering A348 (2003), S. 145 – 153.
- [105] **Sonntag S.:** Beurteilung der mechanischen Eigenschaften von Aluminiumstrukturgussteilen unter Erstellung eines Bauteilprüfverfahrens, Diplomarbeit, Gerhard Mercator Universität Duisburg, 2002.
- [106] **Wendt H., Sülflow F., Eisenberg S.:** Methoden zur Porositätsprüfung an Gussteilen – Beurteilung unterschiedlicher Verfahren, Giesserei 89 Nr. 9 (2002), S. 46 – 50.
- [107] **Datenblatt Rheinfelden**
Hüttenaluminium Gußlegierungen
- [108] **<http://www.matweb.com>**
- [109] **Ludwik P.:** Elemente der technologischen Mechanik, Springer Verlag, Berlin 1909, S. 32.
- [110] **ABAQUS Analysis User's Manual:** Version 6.4.3; ABAQUS, Inc., U.S.A. 2003.
- [111] **Ashby M. F., Jones D. R. H.:** Engineering Materials 2, Butterworth Heinemann Verlag, Oxford, 1998.
- [112] **Mishnaevsky Jr L., Dong M., Höhle S., Schmauder S.:** Computational mesomechanics of particle-reinforced composites, Computational Materials Science 16 (1999), S. 133-143.
- [113] **Fent A.:** Einfluss der Wärmebehandlung auf den Eigenspannungszustand von Aluminiumgussbauteilen, Dissertation, Technische Universität München, 2001.

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name: Roland Treitler
Anschrift: Colmarer Straße 9, 81379 München
Geburt: 15.11.1974 in Altdorf bei Nürnberg

Werdegang:

1985 – 1994: Leibniz-Gymnasium in Altdorf bei Nürnberg

1994 – 1995: Studium der Physik an der Friedrich-Alexander-Universität
in Erlangen

1995 – 1996: Grundwehrdienstleistender bei Einheit der Luftwaffe in Mengen

1996 – 2002: Studium der Werkstoffwissenschaften an der
Friedrich-Alexander-Universität in Erlangen

2002 – 2005: Doktorand im Bereich „Werkstoffe und Betriebsfestigkeit“
der BMW AG in München

Seit 08.2005: Teamleiter der Produkt- und Verfahrensentwicklung
der Georg Fischer Druckguss GmbH in München

