

Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter isothermen und thermo-mechanischen Beanspruchungsbedingungen

ARNE OHRNDORF



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 4/2011
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



ARNE OHRNDORF

Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter isothermen und thermomechanischen Beanspruchungsbedingungen

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

Zugl.: Siegen, Univ., Diss., 2011

Herausgeber:
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung
Institut für Werkstofftechnik
Paul-Bonatz-Str. 9-11
Universität Siegen
D-57068 Siegen

© Copyright Arne Ohrndorf 2011
© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2011
Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

URN:nbn:de:hbz:467-5838
ISSN 2193-5114

**Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe
unter isothermen und thermomechanischen
Beanspruchungsbedingungen**

Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades
DOKTOR-INGENIEUR

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Arne Ohrndorf
aus Freudenberg

eingereicht dem
Department Maschinenbau
in der Fakultät IV
der Universität Siegen

Referent: Prof. Dr.-Ing. habil. U. Krupp
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ

Tag der mündlichen Prüfung: 11.11.2011

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen.

Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ, der als Leiter des Lehrstuhls für Materialkunde und Werkstoffprüfung hervorragende Arbeitsbedingungen für die Durchführung dieser Promotion geschaffen hat und dem es immer wieder gelungen ist, motivierend auf den Fortschritt der Arbeit hinzuwirken. Gleichermäßen danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Ulrich Krupp für die Betreuung während der Projektbearbeitung, für die stets konstruktiven fachlichen Diskussionen sowie nicht zuletzt für die Freundschaft, welche sich in der gemeinsamen Zeit am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung entwickelt hat.

Den Herren Prof. Dr.-Ing. Claus-Peter Fritzen, Institut für Mechanik und Regelungstechnik der Universität Siegen und Prof. Dr. rer. nat. habil. Xin Jiang, Institut für Werkstofftechnik der Universität Siegen sei für die im Prüfungsausschuss übernommenen Aufgaben und die damit verbundenen Mühen herzlich gedankt.

Für die umfangreiche Unterstützung bei den experimentellen Arbeiten danke ich den Herren Dipl.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Gregor Mengelkamp, M.Sc. Teodolito Guillén-Giron und Dipl.-Ing. Stephan Scheuner, die in Form von studentischen Projekten zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben sowie allen technischen und wissenschaftlichen Mitarbeitern des Instituts für Werkstofftechnik.

Bedanken möchte ich mich auch bei den Mitarbeitern der Fachbereichswerkstatt für das sorgfältige Anfertigen der Proben und die stete Hilfsbereitschaft bei technischen Problemen.

Schließlich möchte ich einen besonderen Dank an meine Eltern richten, die mir eine gute Schulausbildung sowie ein Studium ermöglicht haben und damit die Basis für die Promotion geschaffen haben.

Siegen, im November 2011

Arne Ohrndorf

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Grundlagen der Materialermüdung	6
2.1	Historische Entwicklung der Materialermüdung	6
2.2	Versuchsführungen	9
2.2.1	Phänomenologische Lebensdauerbeschreibung	9
2.2.2	Ermittlung des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens bei isothermer Beanspruchung	12
2.2.3	Ermittlung des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens bei thermo-mechanischer Beanspruchung	14
2.3	Gebräuchliche Darstellungsformen des Wechselverformungsverhaltens	17
2.3.1	Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve	17
2.3.2	Wechselverformungskurve	20
2.3.3	Zyklische Spannungs-Dehnungskurve	21
3	Kenntnisstand	26
3.1	Einteilung der Metallschäume	26
3.2	Struktur von Metallschäumen	27
3.2.1	Kubisches Zellmodell nach Gibson und Ashby	28
3.2.2	Polyeder-Zellmodelle	31
3.2.3	Randomisierte Zellmodelle	35
3.2.4	Abbildungen realer Schäume	44
3.3	Metallschaumherstellung	47
3.3.1	Schmelzmetallurgische Herstellung offenporiger Schäume	48
3.3.2	Schmelzmetallurgische Herstellung geschlossenporiger Schäume	51
3.3.3	Pulvermetallurgische Herstellung geschlossenporiger Metallschäume	56
3.4	Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe	60
3.4.1	Verformung bei einsinniger Beanspruchung	60
3.4.2	Verformung bei zyklischer Beanspruchung	68
3.4.3	Einsinniges Hochtemperaturverformungsverhalten bei statischer Beanspruchung	74
4	Experimentelles	86
4.1	Werkstoffauswahl	86
4.2	Metallographische Untersuchungen und Rasterelektronenmikroskopie	87
4.3	Probenfertigung und Probengeometrien	89
4.4	Einsinnige Druckversuche	89

4.5 Isotherme Raumtemperaturversuche im einsinnigen Zug und unter Ermüdungsbeanspruchung	93
4.6 Isotherme Hochtemperaturversuche und thermomechanische Ermüdungsversuche	96
4.6.1 Probenpräparation	96
4.6.2 Temperaturkammer	100
4.6.3 Örtliche Temperaturverteilung in der Temperaturkammer	102
4.6.4 Temperatursteuerung und Temperaturverlauf	103
4.6.5 Durchführung von Hochtemperaturversuchen unter einsinniger und wechselnder Beanspruchung	106
4.7 Kriechversuche	107
4.8 Relaxationsversuche	109
5 Ergebnisse und Diskussion	110
5.1 Werkstoffe und Mikrostruktur	110
5.1.1 Offenporiger Aluminiumschwamm PORMET	111
5.1.2 Offenporiger Aluminiumschwamm m-pore	117
5.1.3 Offenporiger Messingschwamm des Gießereiinstituts der RWTH Aachen	120
5.1.4 Geschlossenporiger Aluminiumschaum HAL	125
5.2 Verformungsverhalten unter einsinniger Beanspruchung	128
5.2.1 Dehnratenabhängigkeit im einsinnigen Druckversuch	128
5.2.2 Abhängigkeit des Zugverformungsverhaltens von der Strukturhomogenität und der Duktilität des Basiswerkstoffs	137
5.3 Mikromechanische Modellierung des Verformungsverhaltens offen-poriger Metallschwämme auf Basis experimenteller Ergebnisse	148
5.3.1 Konzept der verzerrungsenergiebasierten Homogenisierung	149
5.3.2 Abschätzung der elastischen Schaumeigenschaften bei nicht-linearer Zellstegeometrie	152
5.3.3 Einfluss des Spannungs- bzw. Dehnungszustands auf das Spannungs-Dehnungsverhalten von Metallschäumen	154
5.3.4 Abschätzung der lokalen Dichteschwankungen in einer Probe durch den Vergleich experimenteller Ergebnisse mit der Simulationsrechnung	157
5.4 Raumtemperaturermüdungsverhalten	163
5.4.1 Abhängigkeit des Verformungsverhaltens unter schwellender Druckbeanspruchung von der Homogenität der Schaumstruktur	163
5.4.2 Verformungsverhalten unter schwellender Zugbeanspruchung	172
5.4.3 Mechanisches Verhalten im Ermüdungsversuch mit symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung	180
5.5 Verformungsverhalten bei erhöhter Temperatur	188

Inhaltsverzeichnis	V
5.5.1 Kriechverformung	188
5.5.2 Relaxationsverhalten	192
5.5.3 Abhängigkeit der Festigkeiten von der Prüftemperatur	195
5.5.4 Hochtemperaturermüdungsverhalten	199
5.5.5 Schädigungsmechanismen unter thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung	201
6 Zusammenfassende Diskussion	209
7 Zusammenfassung und Ausblick	214
8 Literatur	218

Symbole und Abkürzungen

Lateinische Symbole

N, N_B	Zyklenzahl, Bruchzyklenzahl
b	Werkstoffspezifische Konstante für das Basquin-Gesetz
c	Werkstoffspezifische Konstante für das Coffin-Manson-Gesetz, Partikelkonzentration
$K, \Delta K$	Spannungsintensitätsfaktor, zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
da/dN	Rissausbreitungsgeschwindigkeit
C, m	Werkstoffspezifische Konstante für das Paris-Gesetz
R	Spannungsverhältnis, Zellstreckungsverhältnis, Allgemeine Gaskonstante
R_e	Elastizitätsgrenze
R_m	Zugfestigkeit
F	Kraft
E	Elastizitätsmodul, Energie
E_{eff}	Energieabsorptionseffizienz
E_{spez}	Spezifische Energieabsorption
A	Querschnittsfläche, Bruchdehnung
L	Kantenlänge des kubischen Zellmodells von Gibson und Ashby
H	Höhe einer gestreckten Tetrakaidekaederzelle
D	Breite einer gestreckten Tetrakaidekaederzelle
R_E	Steifigkeitsverhältnis
t_e	Stegbreite des kubischen Zellmodells von Gibson und Ashby
t_f	Wandstärke der Zellwände
t_{rel}	Relative Stegdicke
p	Porosität
T, T_m	Temperatur, Schmelztemperatur
Q	Aktivierungsenergie; Formfaktor zur Beschreibung gestreckter Tetrakaidekaederzellen
n	Kriechexponent (Nortonexponent), Exponent des Paris-Gesetzes
G	Schubmodul
t	Zeit
k'	Werkstoffspezifische Hall-Petch-Konstante
d_K	Mittlere Korngröße

Griechische Symbole

$\dot{\varepsilon}$	Dehngeschwindigkeit bzw. Dehnrate
σ	Spannung
$\sigma_a, \Delta\sigma/2$	Spannungsamplitude
σ_{plateau}	Plateauspannung
$\Delta\varepsilon/2$	Gesamtdehnungsamplitude
ε_{ges}	Gesamtdehnung
ε_{th}	Thermische Dehnung
$\dot{\varepsilon}_s, \dot{\varepsilon}_{\text{min}}$	stationäre bzw. minimale Kriechrate
$\Delta\varepsilon_{\text{pl}}/2$	plastische Dehnungsamplitude
$\Delta\varepsilon_{\text{pl}}$	plastische Dehnungsschwingbreite
ε_{pl}	plastische Dehnung
ε_{D}	Verdichtungsstauchung
$\Delta\varepsilon$	Gesamtdehnungsschwingbreite
$\varepsilon_{\text{min}}, \varepsilon_{\text{max}}$	minimale bzw. maximale Dehnung
$\varepsilon_{\text{mech}}$	mechanische Gesamtdehnung während der thermomechanischen Ermüdung
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite
Φ	Materialverteilungsparameter
φ	Phasenwinkel
ρ, ρ_s	Dichte, Stegmaterialdichte
$\bar{\rho}$	Relative Schaumdichte
ν	Querkontraktionszahl
δ	Minimaler Keimabstand bei der Voronoi-Entwicklung
α	Regelmäßigkeitskennwert bei der Voronoi-Entwicklung, Kontaktwinkel, Thermischer Ausdehnungskoeffizient
α_m	Konstante für die Bestimmung der Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls
τ	Schubspannung
σ_0	Reibungsspannung

Abkürzungen

LCF	Kurzzeitfestigkeitsbereich (Low-Cycle Fatigue)
HCF	Zeitfestigkeitsbereich (High-Cycle Fatigue)
ZSD	Zyklische Spannungs-Dehnungskurve
IST	Incremental Step Test
FEM	Finite Elemente Methode
ppi	Pores per Inch
SiC	Siliziumkarbid
AFS	Aluminium Foam Sandwich
APM	Advanced Pore Morphology
RVE	Repräsentatives Volumenelement
TMF	Thermomechanical Fatigue
OP	Gegenphasige thermomechanische Beanspruchung (out-of-phase)
IP	Gleichphasige thermomechanische Beanspruchung (in-of-phase)

1 Einleitung und Zielsetzung

Der Reduzierung von Bauteilmassen kommt in vielen Bereichen technischer Entwicklung eine zentrale Bedeutung zu. Im Automobilbau wird eine Massenreduzierung im Wesentlichen zur Steigerung der Energieeffizienz und damit zur Senkung des Kraftstoffverbrauchs angestrebt. Vor dem Hintergrund der aktuellen Klimawandeldiskussion um den Ausstoß klimaschädigender Treibhausgase erlangt die mit einer Kraftstoffverbrauchssenkung verbundene Verringerung der CO₂-Emission eine zusätzliche Bedeutung, welche die besondere Relevanz von Leichtbaukonzepten bei der Entwicklung von Verkehrsmitteln unterstreicht. Neben Umweltgesichtspunkten kommen insbesondere in der Luft- und Raumfahrttechnik aber auch wirtschaftliche Vorteile des Leichtbaus zum Tragen. So erlaubt eine Massenreduzierung bei einem Verkehrsflugzeug oder einer Trägerrakete bei gleicher Startmasse eine Erhöhung der bezahlten Zuladung und liefert damit unmittelbar einen Beitrag zur Verbesserung der Wirtschaftlichkeit in diesem von starkem Wettbewerb geprägten Markt.

Zur Umsetzung der Forderung nach geringeren Bauteilmassen werden in der Entwicklungsphase zu technischen Produkten unterschiedlichste Leichtbaukonzepte isoliert oder aber unter starker Durchdringung mit anderen Konzepten angewandt. Ganz grob lassen sich diese Leichtbaukonzepte einteilen in den Stoffleichtbau, den Gestaltleichtbau, den Verbundleichtbau und den Bedingungsleichtbau. Über den Einsatz leichter Werkstoffe, welche hohe Festigkeiten mit geringer Dichte verbinden, hinaus spielt hierbei insbesondere die Optimierung der Struktur durch genaue Analyse der Bauteilbeanspruchung und den Abbau unnötig hoher Sicherheitsfaktoren eine entscheidende Rolle.

Während in der Geschichte ingenieurwissenschaftlicher Entwicklungen über einen langen Zeitraum die Optimierung des eingesetzten Vollmaterials im Hinblick auf eine Verbesserung von Festigkeitskennwerten sehr dominant im Vordergrund stand und die Auswahl des geeigneten Werkstoffs sich primär an der Erfüllung von Festigkeitsanforderungen für eine vorgegebene Bauteilstruktur orientierte, besinnt man sich heutzutage in zunehmendem Maße einer mehr auf die Optimierung der Struktur ausgerichteten Auslegungsphilosophie, die sich von Beispielen aus der Natur inspirieren lässt und mit dem Begriff der Bionik umschrieben wird. In der Natur ist die Anzahl der zur Verfügung stehenden Werkstoffe vergleichsweise gering und die optimale Struktur ergibt sich durch Adaption an die gegebenen Randbedingungen, wobei biologische Werkstoffe in allen Betrachtungsebenen einem hierarchischen Aufbau un-

terliegen [1]. Gerade was den Aspekt des Leichtbaus betrifft, finden sich in der Natur vielfältigste Beispiele zur Strukturoptimierung, welche das Ergebnis einer fortlaufenden Verbesserung im Sinne von Evolution über eine Zeitspanne von Millionen von Jahren darstellen. Betrachtet man das jedermann geläufige Beispiel eines Baumstammes, so werden die in der Natur angewendeten Leichtbaukonzepte deutlich. Ein Baum ist einer Reihe unterschiedlicher Lasten infolge der Einwirkungen etwa von Wind, Schnee oder dem Eigengewicht seiner Äste ausgesetzt, woraus im Wesentlichen eine Biegebeanspruchung des Stammes resultiert. Um die Biegesteifigkeit des schlanken Baumstammes bei minimaler Strukturmasse in Anpassung an die gegebenen Randbedingungen zu optimieren, bildete die Natur eine gestreckte zelluläre Struktur aus (siehe rasterelektronenmikroskopische Aufnahme in Abbildung 1.1), bei der sich Zellulosefasern eingebettet in einer Ligninmatrix spiralförmig um die Holzzelle winden [1]. Durch die Wahl des Spiralwinkels kann die Steifigkeit und die Dehnbarkeit der gesamten Holzzelle kontrolliert werden [2]. In den ersten Jahren wird der junge Baum auf eine möglichst hohe Flexibilität optimiert, weshalb im Kernbereich des Stammes kleine Zellen mit großen Spiralwinkeln Anwendung finden. Beim älteren Baum ist das Ziel der Optimierung eine hohe Steifigkeit und es bilden sich große Zellen mit kleinen Spiralwinkeln im Randbereich des Baumstamms aus. Die Dichte des Holzes nimmt somit von innen nach außen zu, womit auch dem Aspekt des Gestaltleichtbaus Rechnung getragen wird.

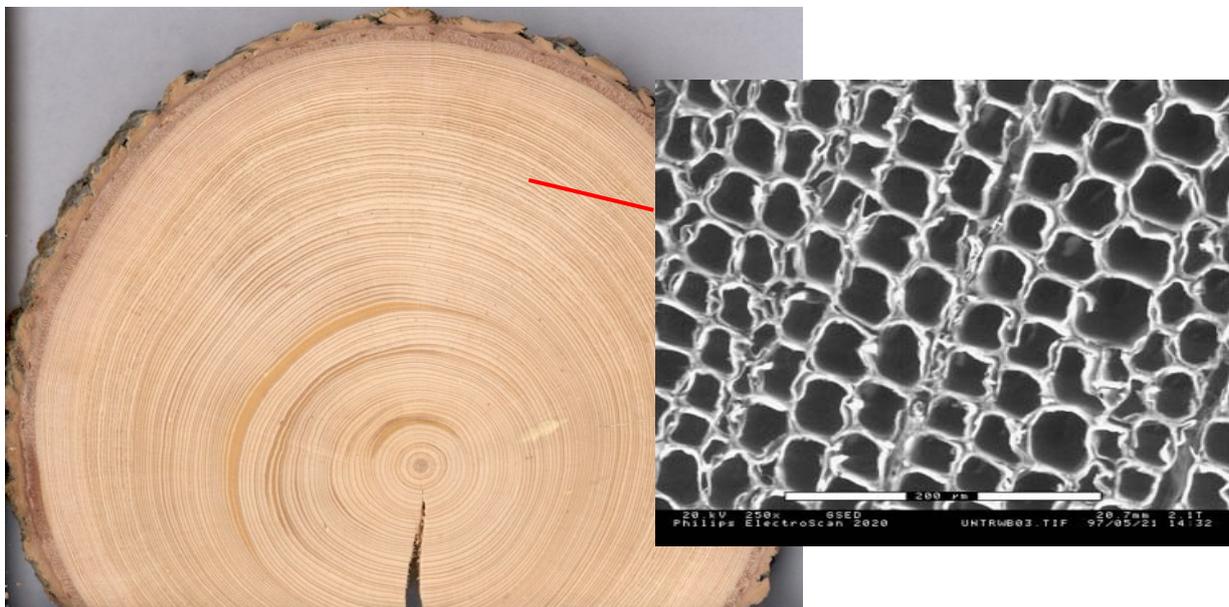


Abbildung 1.1: Leichtbau in der Natur am Beispiel eines Baumstammes

Eine besonders herausragende Leistung der Natur in Bezug auf leichtbauorientierte Gestaltop-
timierung stellt der innere Aufbau von Knochen dar. Der Oberschenkelknochen (Femur) ist

der größte und aufgrund seiner Länge auch der am höchsten belastete Knochen des menschlichen Körpers, über den das gesamte Körpergewicht von der Hüfte auf das Kniegelenk übertragen wird. Abbildung 1.2 zeigt den Femurkopf bestehend aus einer dichten äußeren Knochenrinde, der sogenannten Kompakta, und einem hochporösen, über die variable Porosität genau an die jeweilige lokal Beanspruchung angepassten inneren Bereich, welcher als Spongiosa bezeichnet wird. Material wird also nur an den Stellen gezielt eingesetzt, wo es für die lasttragende Funktion notwendig ist.



Abbildung 1.2: Aufbau des menschlichen Oberschenkelknochens (Femur) (aus [3])

Bereits in den 1950er Jahren gab es erste Ansätze zur kommerziellen Herstellung von Metallschäumen [4], die den gestaltoptimierenden Leichtbauansatz der Natur für technische Entwicklungen anwendbar machten [5]. In diesem frühen Entwicklungsstadium der metallischen zellularen Werkstoffe lagen die Hinderungsgründe gegenüber der technischen Anwendung vornehmlich in der noch sehr mangelhaften Homogenität der Werkstoffe begründet. Mittler-

weile steht allerdings nach intensiven Verbesserungen der Herstellungsverfahren ein breites Spektrum der verschiedensten Arten zellulärer Metalle mit ausreichender Homogenität auf dem Markt zur Verfügung. Geschlossenporige Metallschäume sind heutzutage etabliert in Anwendungen, in denen die Aufnahme von Bewegungsenergie durch Verformung im Vordergrund steht. Beispiele für Anwendungen auf diesem Gebiet sind Stoßfänger von Straßenbahnen oder stoßenergieabsorbierende Elemente in nuklearen Transportcontainern. Bislang noch weniger verbreitet sind lasttragende Anwendungen, die das eigentliche Potenzial zellulärer Metalle für den Gestaltleichtbau ausnutzen.

Die Gründe für das bisherige Ausbleiben eines großindustriellen Einsatzes zellulärer Metallwerkstoffe sind in vielen Fällen in den zurzeit noch recht hohen Herstellungskosten zu finden. Gerade in der Automobilindustrie, wo Zuverlässigkeitsaspekte ausschlaggebende Kriterien bei der Entscheidung über den Einsatz neuer Werkstoffe darstellen, wird hingegen auch zu recht immer wieder die Frage nach belastbaren mechanischen Werkstoffkennwerten aus dem Bereich monotoner sowie zyklischer Beanspruchung aufgeworfen. Interessante Lösungsansätze, wie beispielsweise die vom Automobilhersteller Karman betriebene Studie zur Substitution der hinteren Spritzwand von Cabriofahrzeugen durch ein Aluminiumschaumsandwich-Bauteil, scheiterten daher in der Vergangenheit trotz der technischen Überlegenheit der Metallschaumkonstruktion.

Die vorliegende Arbeit dient dem Ziel, einen Beitrag zum grundlegenden Verständnis für die Mechanismen der Verformung in der Metallschaumstruktur unter einsinnigen sowie unter zyklischen Beanspruchungsbedingungen zu leisten. Während das Verhalten zellulärer metallischer Werkstoffe im einsinnigen Druckversuch in einer Vielzahl von Arbeiten ausführlich behandelt wurde und weitestgehend verstanden ist, befassen sich nur wenige Arbeitsgruppen weltweit mit dem Verformungsverhalten unter zyklischen Beanspruchungsbedingungen. Aufbauend auf eigenen Beobachtungen zur Schädigungsentwicklung in einsinnigen Versuchen im Druck und im Zug wurden systematische Untersuchungen zur Übertragbarkeit der Ergebnisse auf das Ermüdungsverhalten angeschlossen. Wie bereits die Ergebnisse aus einsinnigen Versuchen nahelegten, existieren auch unter zyklischer Beanspruchung grundsätzliche Unterschiede in den Verformungs- und Schädigungsmechanismen unter schwellender Zug- bzw. Druckbeanspruchung. Durch gezielte Variation des Spannungsverhältnisses wurde diesem Umstand bei der Versuchsplanung für die zyklischen Versuche Rechnung getragen, wodurch die wesentlichen Verformungsmechanismen beschrieben werden konnten. In der vorliegenden Arbeit wurden hinsichtlich ihrer Homogenität und ihrer Duktilität sehr unterschiedliche metallische Schaumwerkstoffe unter ansonsten identischen Versuchsbedingungen verglei-

chend geprüft, um systematisch den Einfluss der genannten Werkstoffeigenschaften bezüglich des Schädigungsverhaltens einordnen zu können. Nachdem die wesentlichen Schädigungsmechanismen unter isothermen Beanspruchungsbedingungen identifiziert werden konnten, wurden schließlich thermomechanische Ermüdungsversuche mit komplexen, zusammengesetzten Beanspruchungsverläufen durchgeführt, um neue Anwendungsfelder mit wechselnder Temperaturbeanspruchung zu erschließen. Dazu gehören beispielsweise potenzielle Anwendungen offenporiger Metallschwämme in effizienten Wärmetauschern oder Katalysatoren, bei denen die turbulente Durchströmung der Schwammstruktur mit flüssigen oder gasförmigen Medien zur Verbesserung der Prozesse genutzt werden kann. In dieser Hinsicht beschreitet die vorliegende Arbeit ein für die technische Anwendung durchaus interessantes Gebiet der Materialforschung, welches bislang noch von keiner anderen Arbeitsgruppe im Detail betrachtet wurde.

Die Ergebnisse der in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen flossen unmittelbar in die modellhafte Beschreibung des Schädigungsverhaltens metallischer Schaumwerkstoffe auf der Grundlage eines verzerrungsenergiebasierten Homogenisierungsansatzes ein. Zu diesem Zweck bestand im Rahmen eines gemeinsamen DFG-Projekts eine enge Kooperation mit der Arbeitsgruppe von Prof. Dr. Wilfried Becker und dem wissenschaftlichen Mitarbeiter Dr. Serkan Demiray an der TU Darmstadt. Sie verwendeten eine Polyederzelle in der Art eines Tetraikaidekaeders, der die reale Geometrie der untersuchten offenporigen Metallschwämme recht realitätsnah abzubilden vermag. Es ergaben sich gute qualitative Übereinstimmungen zwischen den Modellierungsergebnissen und den im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen sowohl für einsinnige Versuchsführungen als auch für das Schädigungsverhalten unter zyklischen Beanspruchungsbedingungen.

2 Grundlagen der Materialermüdung

2.1 Historische Entwicklung der Materialermüdung

Im Folgenden soll einleitend ein kurzer Abriss die historischen Ereignisse im Zusammenhang mit der Entwicklung der Materialermüdung zusammenfassen und die wesentlichen mit ihrer Untersuchung verbundenen Persönlichkeiten vorstellen, ohne dabei auf Details einzugehen. Einen sehr umfassenden und detaillierten geschichtlichen Überblick gibt zum Beispiel die Übersichtsarbeit von Schütz [6], aber auch in den Arbeiten von Krupp [7] und Christ [8] werden die historischen Schadensereignisse, die zur Auseinandersetzung mit dem Phänomen der Materialermüdung beigetragen haben, in verständlicher Weise dargestellt.

Man versteht unter dem Begriff der Materialermüdung eine Veränderung in einer Eigenschaft, die in einem metallischen Werkstoff durch wiederholte Anwendung von Spannungen und Dehnungen stattfindet, wobei dieser Term sich meist auf Änderungen bezieht, die zur Rissbildung und zum Versagen führen (Definition der International Organization for Standardization von 1964). Alleine aus dem Jahr der Begriffsdefinition lässt sich bereits erkennen, dass sich die Ingenieurwissenschaften erst seit verhältnismäßig kurzer Zeit mit dem Phänomen der Materialermüdung intensiv beschäftigen. Bis zum Beginn des Zeitalters der Industrialisierung legten Ingenieure ihre Konstruktionen rein nach statischen Werkstoffkennwerten aus. Die Ergebnisse aus Zugversuchen bildeten somit die alleinige Grundlage für die Festigkeitsberechnung von Strukturbauteilen. Als sich mit der zunehmenden Verwendung von Maschinen in vielen Einsatzgebieten die typischen Bauteilbeanspruchungen von rein statischen hin zu zeitlich veränderlichen Belastungen wandelten, war man zunächst überrascht, dass die Anwendbarkeit der althergebrachten Auslegungskonzepte hier ihre Grenzen fand. Im Jahre 1839 wurde durch den französischen Mechanik-Professor Jean-Victor Poncelet der Begriff der Materialermüdung („fatigue“ im Französischen) geprägt [9], nachdem 1829 Wilhelm A.J. Albert als erster Ingenieur über das Versagen von Förderketten in den Eisenminen von Clausthal unter Belastung durch kleine zyklische Lasten berichtet hatte [10]. Bei den Untersuchungen zur Ursache eines dramatischen Eisenbahnunglücks im Mai 1942 in der Nähe von Versailles entdeckte William J.M. Rankine [11] die besondere Bedeutung von Spannungskonzentrationen an Kerben, die in diesem Fall als eindeutige Ursache für das Ermüdungsversagen einer Eisenbahnachse ausgemacht werden konnten.

Der deutsche Eisenbahningenieur August Wöhler war Anfang der 1860er Jahre schließlich der erste, der systematische Ermüdungsversuche wiederum an Eisenbahnachsen durchführte, welche er in Umlaufbiegung prüfte [12, 13]. In dem nach ihm benannten Wöhlerdiagramm wird die Spannungsamplitude der zyklischen Belastung über der Zyklenzahl bis zum Bruch der Proben aufgetragen. Mit abnehmender Beanspruchungsamplitude nimmt dabei die Bruchzyklenzahl stetig zu und die Wöhlerkurve mündet letztlich zumindest bei den von Wöhler getesteten ferritischen Stählen in einem horizontalen Verlauf, wenn die Dauerfestigkeit erreicht ist. Auch heute noch stellt das Wöhlerdiagramm das wohl am häufigsten verwendete Werkzeug zur ingenieurmäßigen Bauteilauslegung unter zyklischer Belastung dar. Erst ganze 50 Jahre später verknüpfte O.H. Basquin [14] den von Wöhler gefundenen Zusammenhang auch mathematisch, als er erkannte, dass sich bei doppellogarithmischer Auftragung der Wöhlerkurve im Zeitfestigkeitsbereich (HCF - High Cycle Fatigue) eine Gerade ergibt. Das nach Basquin benannte Gesetz zur Beschreibung der Lebensdauer lautet entsprechend

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \text{konst.} \cdot (N_B)^b \quad (2.1)$$

mit der werkstoffspezifischen Konstante b ermittelt aus der Steigung der Wöhlerkurve in doppellogarithmischer Auftragung.

Die Bedeutung der plastischen Dehnung als die eigentliche Ursache für die Ermüdungsschädigung erkannten im Jahr 1954 unabhängig voneinander L.F. Coffin [15] und S.S. Manson [16]. Ihre als Coffin-Manson-Darstellung bekannte Modifikation des Basquin-Gesetzes beschreibt den Zusammenhang zwischen plastischer Dehnungsamplitude und Bruchzyklenzahl im Bereich der Kurzzeitfestigkeit (LCF - Low Cycle Fatigue) in der Form

$$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \text{konst.} \cdot (N_B)^c \quad (2.2)$$

mit c als werkstoffspezifischer Konstante. In die Formulierung des Coffin-Manson-Gesetzes gingen neben transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen, welche ermöglicht durch die Entwicklung der Transmissionselektronenmikroskopie durch Ernst Ruska in den 1930er Jahren die besondere Rolle von Versetzungen als Träger der plastischen Verformung

herausstellten, auch die von Masing 1923 eingeführten Modellvorstellungen ein, wonach sich das plastische Verformungsverhalten aus einer parallelen Anordnung von Einzelementen mit elastisch-ideal plastischem Materialgesetz und individuell unterschiedlichen Fließgrenzen darstellen lässt [17, 18].

Ebenso wie schon die Gründung der Ermüdungsforschung ist auch die Einführung bruchmechanischer Ansätze in die Beschreibung von Gesetzmäßigkeiten zur quantitativen Bestimmung des Rissausbreitungsverhaltens unmittelbar mit dem Auftreten von zunächst unerklärlichen Schadensfällen verknüpft. Mitte der 1950er Jahre kam es bei den ersten kommerziellen Passagier-Jets vom Typ De Havilland Comet zu einer Serie von Unfällen, welche nach umfangreichen Untersuchungen auf fertigungsbedingte Haarrisse in den Ecken der fast quadratischen Fenster zurückgeführt werden konnten. Durch zyklische Luftdruckbeanspruchung der mit einer Druckkabine ausgestatteten Maschine führte Ermüdungsrissausbreitung ausgehend von diesen Haarrissen schließlich zum Strukturversagen. Die auf der Basis der neuen Erkenntnisse aufgebauten bruchmechanischen Konzepte zur Beschreibung von Rissausbreitungsgeschwindigkeiten gehen daher im Gegensatz zu klassischen Ermüdungskonzepten immer von bereits rissbehafteten Bauteilen aus. Das 1961 von Paris, Anderson und Gomez [19] eingeführte Gesetz zur Verknüpfung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit mit der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (2.3)$$

mit den Werkstoffkonstanten C und m erlaubt nunmehr im technisch relevanten Bereich seiner Gültigkeit die Bestimmung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit sowie nach einer Variablentrennung durch Integration die Berechnung der Bauteillebensdauer. Für den Fall, dass bei niedrigen Werten des aufgebrachten Spannungsverhältnisses R Riss schließen infolge von Aufsetzen der Rissufer eine Rolle spielt, schlug W. Elber [20, 21] 1970 vor, die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors durch einen effektiven Wert ΔK_{eff} zu ersetzen. Der Effektivwert trägt dabei der Eigenschaft Rechnung, dass lediglich der Anteil der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors zum Rissfortschritt beiträgt, bei dem der Riss auch geöffnet ist.

2.2 Versuchsführungen

Bauteile sind im Betrieb oftmals nicht nur rein statischen Lasten ausgesetzt, sondern in den meisten Fällen treten zu diesen zeitlich veränderliche zyklische Belastungen hinzu. Die beispielsweise an rotierende Wellen auftretenden Betriebsbelastungen weisen in der Regel keine gleichbleibenden Belastungsamplituden auf, sondern unterliegen stochastischen Schwankungen oder stellen eine ständige Wiederholung eines Belastungsblockes dar. Überlagert werden die mechanischen Belastungen eventuell noch durch zusätzliche isotherme oder sich zeitlich verändernde Temperaturbeanspruchungen. Weiterhin sind noch Einflüsse durch den Angriff aggressiver chemischer Medien zu berücksichtigen. Um mechanismenorientierte Aussagen zum Wechselverformungsverhalten von Werkstoffen treffen zu können, ist man im Rahmen von grundlegenden Werkstoffuntersuchungen bestrebt, die komplexen realen Bauteilbeanspruchungen auf einfache einachsige Spannungszustände zu reduzieren und die vielfältigen Einflussfaktoren auf das Wechselverformungsverhalten zunächst sauber zu trennen. Gebräuchliche experimentelle Vorgehensweisen zur Einstellung möglichst einfacher Beanspruchungszustände unter zyklischen Bedingungen sind die Prüfung unter Umlaufbiegung, Wechselbiegung, Torsionswechselbeanspruchung oder aber die Zug-Druck-Prüfung, welcher aufgrund der homogenen Beanspruchung des gesamten Probenquerschnitts die größte Bedeutung für grundlagenorientierte Versuche zukommt.

2.2.1 Phänomenologische Lebensdauerbeschreibung

Mit vergleichsweise geringem experimentellem Aufwand lassen sich Lebensdauerabschätzungen auf der Basis von zyklischen Versuchen mit konstanter Beanspruchungsamplitude realisieren. Der klassische Wöhlerversuch wird mit Hilfe einfacher Umlaufbiegemaschinen durchgeführt, die über einen Hebelmechanismus eine Biegebeanspruchung auf die Probe ausüben. Durch Rotation der Probe um ihre Längsachse erfährt die Randfaser dabei eine sinusförmige Biegespannung mit konstanter Amplitude. Im Gegensatz zum uniaxialen Zug-Druck-Versuch ist hier die Beanspruchungsamplitude allerdings nicht über dem gesamten Probenquerschnitt gleich, sondern sie nimmt von der neutralen Faser in der Probenachse zur Randfaser hin linear zu. Abbildung 2.1 illustriert die Spannungsverteilung in einer Schnittfläche eines freigeschnittenen Kragträgers ausgelöst durch eine Einzelkraft. Hierbei erfährt der obere Stabbereich Zugspannungen, während der untere Stabbereich Druckspannungen ausgesetzt ist.

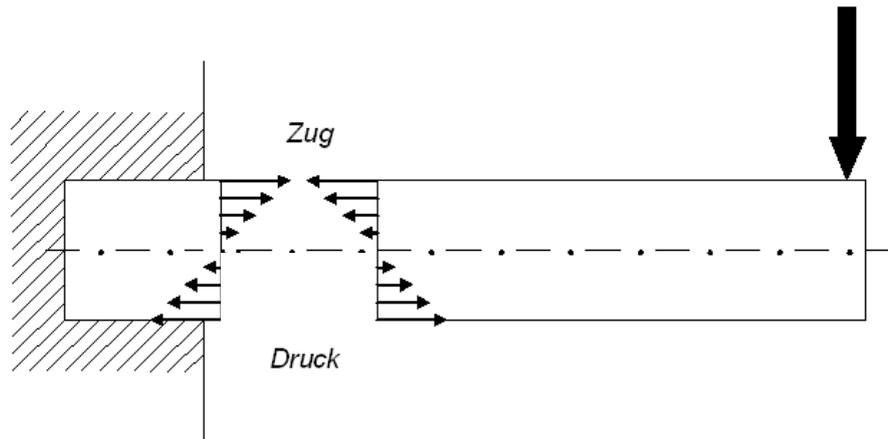


Abbildung 2.1: Spannungsverteilung in einer Schnittfläche eines Kragträgers

Da die Beanspruchungsart durchaus einen Einfluss auf die Lebensdauer ausübt, sollte die zur Ermittlung der Wöhlerkurve verwendete Versuchsführung der Anwendung entsprechen. Wöhlerversuche in Wechselbiegung oder in Zug-Druckbeanspruchung sind daher ebenso üblich.

Mit konstanter (Biege-) Spannungsamplitude werden die Versuche bis zum Probenbruch gefahren, ohne dass die Werkstoffantwort auf die zyklische Beanspruchung aufgenommen werden muss. Als Ergebnis wird im klassischen Wöhlerdiagramm die Spannungsamplitude $\Delta\sigma/2$ über der logarithmisch aufgetragenen Bruchzyklenzahl N_B dargestellt (Abbildung 2.2). Nach der Anzahl der erreichten Bruchzyklen unterteilt man die Wöhlerkurve typischerweise in die Bereiche der Kurzzeitfestigkeit (Low-Cycle Fatigue, LCF) mit Bruchzyklenzahlen bis $N_B=5 \cdot 10^4$, der Zeitfestigkeit (High-Cycle Fatigue, HCF) mit $5 \cdot 10^4 < N_B < 10^6$ und schließlich der Dauerfestigkeit. Da nicht alle Werkstoffe eine echte Dauerfestigkeit aufweisen, verwendet man bei der technischen Auslegung von Bauteilen im Sinne einer praktischen Anwendbarkeit häufig eine Definition der Dauerfestigkeit, welche sich an der Spannungsamplitude bei einer Grenzlastspielzahl von $N=10^7$ Zyklen orientiert.

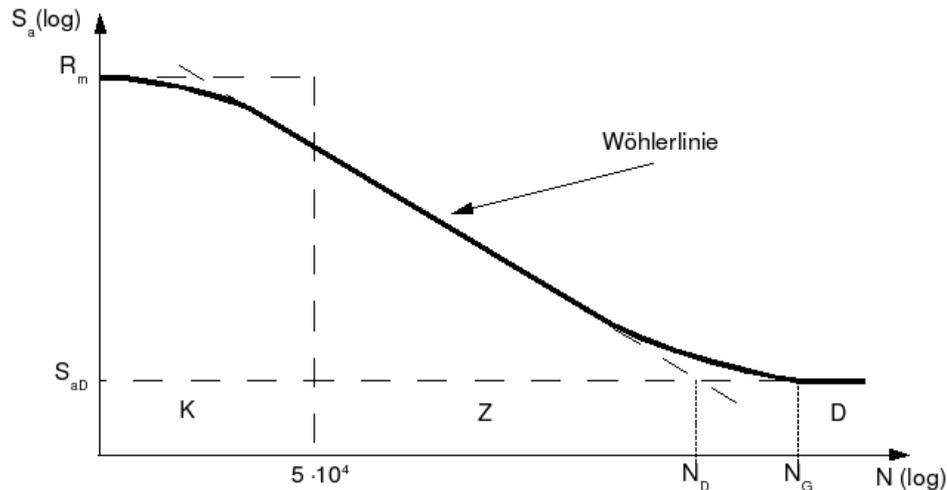


Abbildung 2.2: Klassisches Wöhlerdiagramm

Da im Wöhlerversuch bedingt durch kleine Material- oder Oberflächenfehler der Proben eine in der Regel erhebliche Streuung der Lebensdauerwerte vorzufinden ist, ist für die Erstellung einer Wöhlerlinie eine Vielzahl von Versuchen notwendig, aus denen dann mit Hilfe statistischer Auswertungsverfahren (z.B. arcsin \sqrt{P} -Verfahren für den Bereich der Zeitfestigkeit) Grenzlinien mit gleicher Überlebenswahrscheinlichkeit bestimmt werden können. Einen großen Einfluss auf die Lebensdauer übt zudem das Vorliegen einer Mittelspannung aus, wobei Zugmittelspannungen im Allgemeinen die Lebensdauer reduzieren. Als eine gebräuchliche Größe zur Beschreibung der Mittelspannung findet das Spannungsverhältnis

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.4)$$

Anwendung, mit dessen Hilfe eine relative Einordnung der Versuchsbedingungen ohne genaue Betrachtung der absoluten Spannungswerte möglich ist.

2.2.2 Ermittlung des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens bei isothermer Beanspruchung

Im vorherigen Kapitel zur Lebensdauerbeschreibung wurden Versuchstechniken zur experimentellen Bestimmung der Bruchzyklenzahl in Abhängigkeit von einer über den gesamten Versuch konstanten Beanspruchungsschwingbreite beschrieben. Die eher phänomenologisch ausgerichtete Betrachtungsphilosophie dieser Lebensdauerexperimente ermöglicht die Verwendung einfacher Versuchsaufbauten und verzichtet in der Regel auf die Messung der Werkstoffantwort auf die vorgegebene Beanspruchung.

Um allerdings über rein phänomenologische Zusammenhänge zwischen Beanspruchungsschwingbreite und Lebensdauer hinaus mechanismenorientierte Untersuchungen des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens durchführen zu können, ist eine kontinuierliche Erfassung der relevanten Messgrößen von Spannung, Dehnung und plastischer Dehnung unabdingbar. Wegen der inhomogenen Verteilung der Beanspruchung über dem Probenquerschnitt eignen sich hierfür Versuche unter Wechselbiegung oder Umlaufbiegung nur sehr bedingt. Vielmehr bieten sich uniaxiale Zug-Druck-Versuche mit konstanter Beanspruchung des Probenquerschnitts an, bei denen eine an der Randfaser gemessene Dehnung dem Dehnungszustand der gesamten Probe entspricht.

Grundsätzlich sind elektromechanische Prüfsysteme für die Durchführung zyklischer Versuche anwendbar, wesentlich weiter verbreitet sind jedoch aufgrund der höheren erzielbaren Prüffrequenzen servohydraulische Universalprüfsysteme. Abbildung 2.3 zeigt das Funktionsprinzip einer servohydraulischen Prüfmaschine. Ein Hydraulikaggregat stellt einen konstanten Hydrauliköl-Arbeitsdruck zur Verfügung, welcher im Hydraulikzylinder den Kolben betätigt. Das eigentliche Herzstück des Prüfsystems stellt das sogenannte Servoventil dar, in dem ein Steuerkolben je nach seiner Stellung verschiedene Bohrungen freigibt, welche den Ölfluss zu den beiden Kammern des Hydraulikzylinders steuern. Die Stellung des Steuerkolbens wiederum folgt mittels einer elektromagnetischen Übertragung dem elektrischen Stellsignal eines PID-Reglers. Durch Rückführung des Ist-Signals (beispielsweise der mittels einer im Kraftstrang eingebauten Kraftmessdose gemessenen Kraft) in den Regelkreis, wo ein Vergleich zwischen Sollwert der Regelgröße und dem Istwert angestellt wird, wird ein geschlossener Regelkreis realisiert. Als Regelgröße kommen sämtliche verfügbaren Messgrößen wie der Kolbenweg, die Kraft oder die Probendehnung in Betracht. Zusätzlich sind moderne digitale Regelsysteme aber auch zur Verarbeitung berechneter Regelsignale, die mehrere Messgrößen mathematisch miteinander verknüpfen, in der Lage. Dadurch ergibt sich beispielsweise die

Möglichkeit der Verwendung der plastischen Dehnung als Regelgröße durch Abzug des elastischen Dehnungsanteils von der Gesamtdehnung

$$\epsilon_{pl} = \epsilon_{ges} - \frac{F}{EA} \quad (2.5)$$

wenn der physikalisch richtige Wert für die Probensteifigkeit $1/(EA)$ in einem Vorversuch durch zyklische Verformung im rein elastischen Bereich bestimmt wurde.

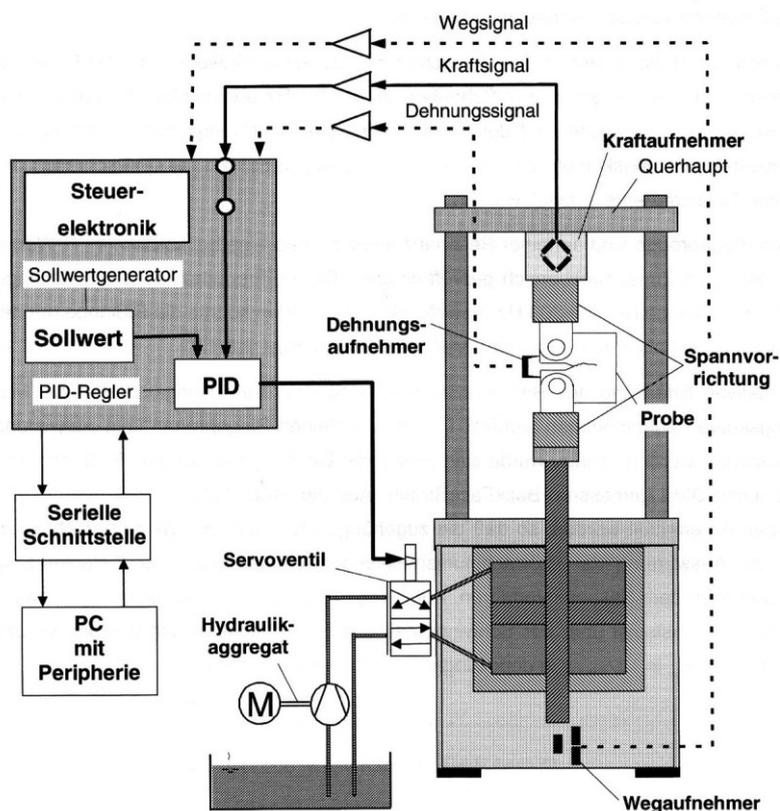


Abbildung 2.3: Funktionsprinzip einer servohydraulischen Prüfmaschine (aus [22])

Bei der Durchführung von Ermüdungsversuchen zur Ermittlung des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens wird die Probe durch einen geregelten Beanspruchungsverlauf mit konstanter Beanspruchungsamplitude über den gesamten Versuch beaufschlagt. Aus der zeitlichen Veränderung der Werkstoffantwort auf die konstante zyklische Beanspruchung können schließlich Rückschlüsse auf im Werkstoff ablaufende transiente Vorgänge gezogen werden.

2.2.3 Ermittlung des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens bei thermomechanischer Beanspruchung

Thermomechanische Ermüdung stellt eine komplexe, zusammengesetzte Beanspruchungssituation dar, bei der zu einer zyklischen mechanischen Probenbeanspruchung noch eine zusätzliche Temperaturwechselbeanspruchung hinzutritt. Solche thermomechanischen Beanspruchungsbedingungen treten immer dann auf, wenn Bauteile im instationären Betrieb einem Temperaturgradienten unterworfen sind. Ein typisches Beispiel für Bauteile, bei denen thermomechanische Ermüdung einen wesentlichen Beitrag für die Festlegung der Lebensdauer ausmacht, sind innengekühlte Turbinenschaufeln in Flugtriebwerken. Während bei Turbinenschaufeln im stationären Betrieb (also im Reiseflug) Schädigung vorwiegend in Form von Kriechschädigung auftritt, führen die Aufheizvorgänge beim Start des Triebwerks sowie Abkühlvorgänge beim Abschalten des Triebwerks zur Ausbildung von Temperaturgradienten in der Schaufel und damit zur thermomechanischen Schädigung. Abbildung 2.4 erläutert die inhomogenen Aufheizvorgänge in der Wand einer von innen mit Luft gekühlten Turbinenschaufel: Nach dem Zünden des Triebwerks steigt die Temperatur des Verbrennungsgases sehr schnell an und ein Volumenelement an der Außenwand der Turbinenschaufel heizt sich bedingt durch den unmittelbaren Kontakt zum heißen Verbrennungsgas sehr viel schneller auf als dies bei einem Volumenelement nahe der luftgeköhlten Innenwand der Fall ist. Es resultiert während dieser instationären Aufheizphase ein Temperaturgradient in der Schaufelwand. Aufgrund seiner höheren Temperatur würde das Volumenelement an der Außenwand unter freien Bedingungen eine höhere thermische Ausdehnung erfahren als das innenwandige Volumenelement. Da zur Beibehaltung der Bauteilgeometrie jedoch eine gemeinsame kompatible Verformung der Schaufelwand notwendig ist, entsteht ein Zwang, welcher die höhere thermische Ausdehnung unterdrückt und durch den Aufbau einer Druckspannung kompensiert. Am äußeren Volumenelement findet somit eine Überlagerung einer ansteigenden Temperaturbeanspruchung mit einer zunehmenden mechanischen Druckspannung statt. Man bezeichnet eine thermomechanische Ermüdungsbeanspruchung, bei der zwischen Temperaturverlauf und dem Verlauf der mechanischen Beanspruchung eine Phasenverschiebung von $\varphi=180^\circ$ vorliegt, als out-of-phase-Beanspruchung (OP). Betrachtet man das Volumenelement an der Innenwand der Turbinenschaufel, erkennt man, dass der Zwang der kompatiblen Verformung hier den Aufbau von Zugspannungen induziert, da die thermische Ausdehnung kleiner ist als die erforderliche Gesamtdehnung. Es entsteht an dieser Stelle eine thermomechanische in-phase-Beanspruchung (IP) mit einer Phasenverschiebung von $\varphi=0^\circ$ zwischen den Verläufen von Temperatur und mechanischer Beanspruchung.

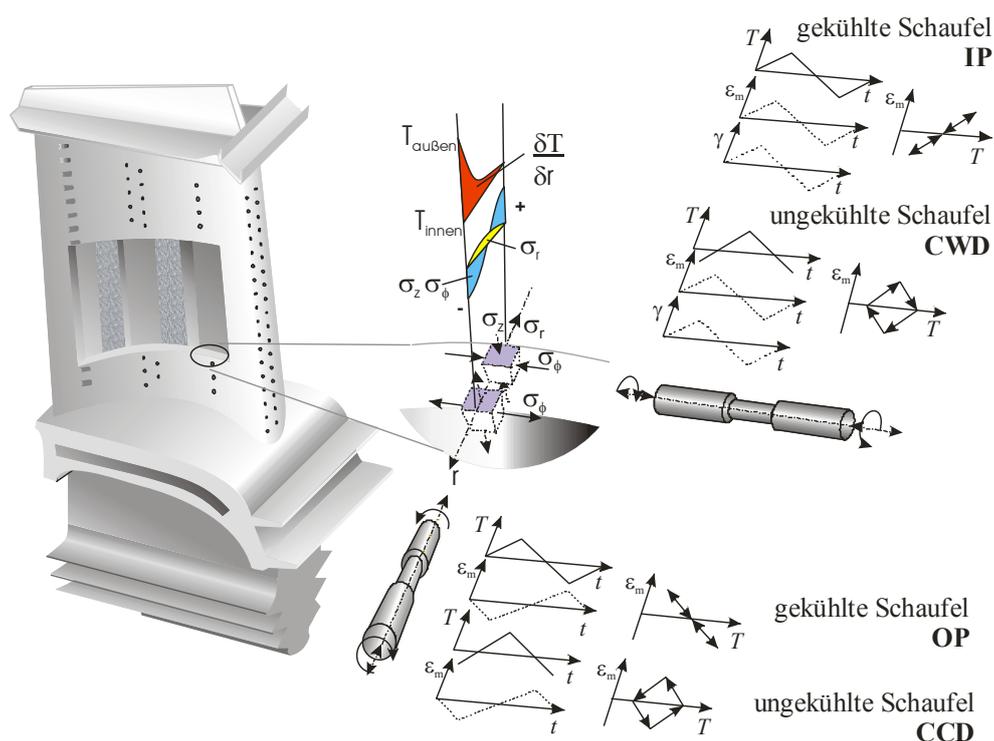


Abbildung 2.4: Inhomogener Aufheizvorgang in der Wand einer innengekühlten Turbinenschaufel nach Bauer [23]

Die beiden beschriebenen thermomechanischen Beanspruchungssituationen mit Phasenverschiebungen von $\varphi=0^\circ$ (IP) und $\varphi=180^\circ$ (OP) stellen lediglich Extremfälle dar. Unter realen Einsatzbedingungen sind an Bauteilen natürlich auch andere Phasenbeziehungen möglich.

In Laborversuchen strebt man eine Vereinfachung der Prüfbedingungen gegenüber den oftmals sehr komplexen Beanspruchungsbedingungen an realen Bauteilen an, um die Vorgänge während der thermomechanischen Ermüdung überhaupt beschreiben und interpretieren zu können. Thermomechanische Ermüdungsexperimente werden daher genauso wie isotherme Ermüdungsversuche in uniaxialem Zug-Druck durchgeführt. Die mit einem Extensometer an der Probe gemessene Gesamtdehnung ε_{ges} setzt sich bei wechselnder Temperaturbeaufschlagung aus den Komponenten mechanische Dehnung $\varepsilon_{\text{mech}}$ und thermische Dehnung ε_{th} zusammen:

$$\varepsilon_{\text{ges}} = \varepsilon_{\text{el}} + \varepsilon_{\text{pl}} + \varepsilon_{\text{th}} = \varepsilon_{\text{mech}} + \varepsilon_{\text{th}} \quad (2.6)$$

Um die mechanische Dehnung ϵ_{mech} als Regelgröße bei der Versuchsführung verwenden zu können, muss in einem Vorversuch bei freier thermischer Ausdehnung die thermische Dehnung der Probe im relevanten Temperaturintervall gemessen werden. Nur auf diesem Wege ist die notwendige Trennung mechanischer und thermischer Dehnungsanteile möglich. Üblicherweise wird in thermomechanischen Ermüdungsversuchen ein dreieckförmiger Verlauf der Dehnung vorgegeben, und die Dehnrage bleibt zum Zwecke der Vergleichbarkeit über eine gesamte Versuchsreihe konstant. Für die überlagerte Temperaturbeanspruchung verwendet man häufig Hochfrequenzinduktionsheizungen, bei denen eine mit einem hochfrequenten elektrischen Strom durchflossene Spule die Probe umgibt. In der metallischen Probe erzeugt das elektromagnetische Wechselfeld Induktionsströme, was letztlich zur Aufheizung der Probe führt. Über die der Spule zugeführte elektrische Leistung lässt sich ein dreieckförmiger Temperaturverlauf der Probe sehr gut im geschlossenen Regelkreis regeln, wenn eine Temperaturmessung direkt an der Probe mittels angebrachtem Thermoelement (z.B. NiCr-Ni-Thermoelement) erfolgt. Abbildung 2.5 fasst die typischen Verläufe von Temperatur, mechanischer Dehnung und der Werkstoffantwort für isotherme und thermomechanische Versuchsführungen zusammen. Im Unterschied zum isothermen Versuch stellt sich bei thermomechanischer Versuchsführung immer infolge der Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur eine Asymmetrie der Spannungs-Dehnungs-Hysterese ein. Der damit verbundene Aufbau einer Druckmittelspannung bei in-phase-Versuchsführung beziehungsweise die Entwicklung einer Zugmittelspannung im Falle einer out-of-phase-Versuchsführung bilden wesentliche Faktoren für die Determinierung der Ermüdungslebensdauer. Neben der Phasenbeziehung zwischen Temperaturverlauf und mechanischer Beanspruchung bestimmen weitere Einflüsse wie Kriechschädigung im Hochtemperaturbereich des TMF-Zyklus sowie Umgebungseinflüsse maßgeblich die Lebensdauer thermomechanisch beanspruchter Bauteile.

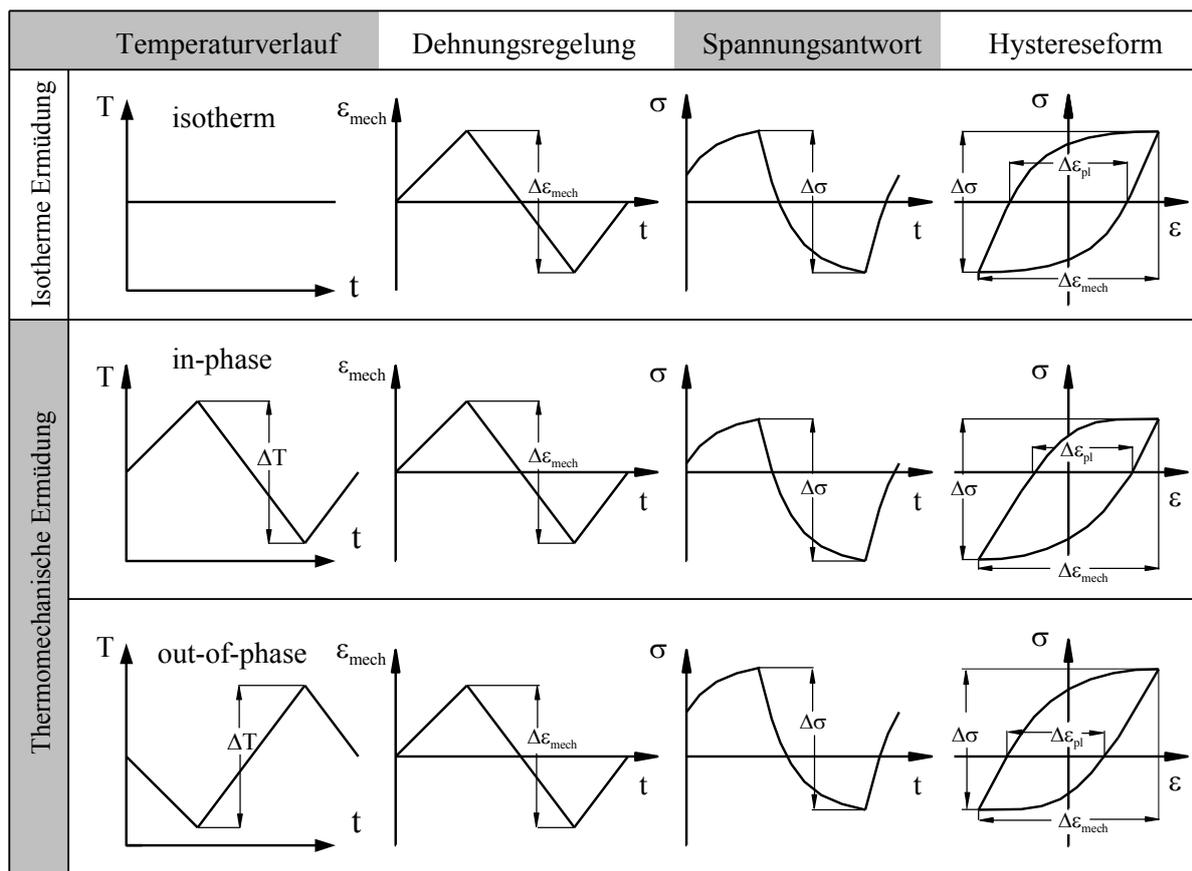


Abbildung 2.5: Versuchsführung bei isothermen und thermomechanischen Ermüdungsversuchen (aus [23])

2.3 Gebräuchliche Darstellungsformen des Wechselverformungsverhaltens

2.3.1 Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve

Bei der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve handelt es sich um die sicherlich gebräuchlichste Darstellungsform zur Charakterisierung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens während eines Beanspruchungszyklus. Die Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve lässt sich, wie in Abbildung 2.6 beschrieben, aus den zeitlichen Verläufen von Spannung und Dehnung durch die Bildung von Wertepaaren unter Elimination der Zeit entwickeln. Neben der besseren Interpretierbarkeit dieser Darstellung bringt die Hystereseauftragung daher auch den Vorteil einer Datenreduktion gegenüber den zeitlichen Verläufen mit sich. Für jeden Zyklus einer schwingenden Beanspruchung ergibt sich eine Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleife.

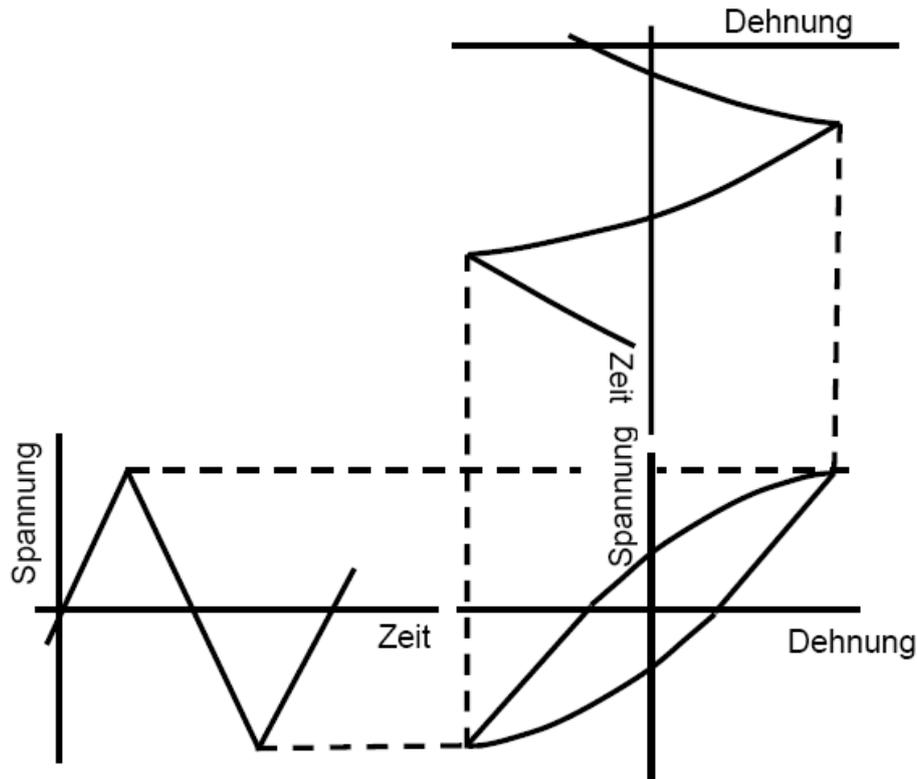


Abbildung 2.6: Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve aus den zeitlichen Verläufen von Spannung und Dehnung (nach [24])

Die Form dieser Hystereseschleife ist jeweils charakteristisch für die Art und die Anzahl der Hindernisse, die bei der plastischen Verformung der Probe der Versetzungsbewegung entgegenwirken. Aus der Vorstellung, dass die Wechselwirkungen zwischen Versetzungen und Hindernissen eine individuelle kritische Schubspannung in einer Gleitebene bewirken, entwickelte Masing [17, 18] ein Vielkomponentenverbundmodell, dessen Anwendung eine tiefgreifende Interpretation der Form einer Hystereseschleife gestattet. Das in Abbildung 2.7 dargestellte Masing-Modell beschreibt den Werkstoff durch die parallele Anordnung einer Vielzahl von Elementen, die sich durch unterschiedliche Fließspannungen σ_{1f} , σ_{2f} , σ_{3f} bis σ_{nf} auszeichnen. Das Spannungs-Dehnungsverhalten jedes einzelnen Elements ist der Vereinfachung halber durch elastisch-ideal plastisches Verhalten geprägt. Werden die parallelen Elemente nun mit einer für alle Elemente gleichen mechanischen Dehnung belastet, so findet in den Elementen mit kleiner Fließgrenze bereits plastische Verformung statt, während die Elemente mit hoher Fließgrenze sich noch rein elastisch verformen. Für den globalen Spannungs-Dehnungsverlauf des gesamten Verbundmodells bedeutet dies bei sehr vielen Elementen mit

unterschiedlichen Fließspannungen einen kontinuierlichen Übergang vom linear-elastischen Werkstoffverhalten hin in den Bereich plastischer Verformung.

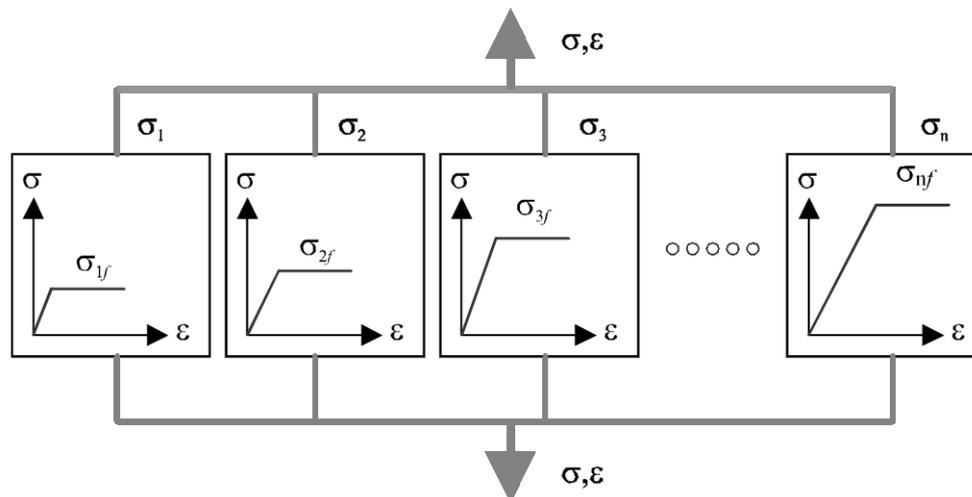


Abbildung 2.7: Modellvorstellung nach Masing [17, 18] zur Beschreibung des Spannungs-Dehnungsverhaltens

Im Rückschluss lässt sich basierend auf dieser Vorstellung ausgehend von einer gemessenen Hysteresekurve aus der Form eines Hystereseaastes auf die Streckgrenzenverteilungsfunktion schließen, welche in eindeutiger Weise die Hinderniswirkung gegenüber Versetzungsbewegung in der Probe charakterisiert (siehe [24] für eine detaillierte Beschreibung). Verändert sich im Verlauf eines Ermüdungsversuchs die Form der Hysterese, kann dies als unmittelbare Folge einer Veränderung der Hinderniswirkung beziehungsweise der Versetzungsanordnung betrachtet werden. Um dem Ziel einer mechanismenorientierten Untersuchung des Verformungsverhaltens eines Werkstoffs näher zu kommen, ist daher notwendigerweise immer die Anwendung analytischer Verfahren, wie etwa der Transmissionselektronenmikroskopie zur Dokumentation der Entwicklung von Versetzungsstrukturen, erforderlich. Erst dadurch wird die Bildung einer Korrelation zwischen gemessenem mechanischen Verhalten und der Mikrostrukturentwicklung möglich.

An der in Abbildung 2.8 aufgetragenen Spannungs-Dehnungshystereseschleife ist die Ermittlung der für das Ermüdungsverhalten bedeutsamen Kenngrößen dargestellt, welche unmittelbar aus der Hystereseauftragung entnommen werden können. Neben den Schwingbreiten der Spannung $\Delta\sigma$ und der Gesamtdehnung $\Delta\epsilon_{\text{ges}}$ spielt für die Entwicklung der Schädigung in zyklischen Versuchen die Schwingbreite der plastischen Dehnung $\Delta\epsilon_{\text{pl}}$ eine entscheidende Rolle. Diese ergibt sich aus den Schnittpunkten der Hystereseschleife mit der Ordinate. Wei-

terhin erlauben die elastischen Entlastungsgeraden nach dem Durchlaufen der Lastumkehrpunkte eine bessere Bestimmung des Elastizitätsmoduls E als dies aus der Anfangssteigung im Zugversuch möglich ist.

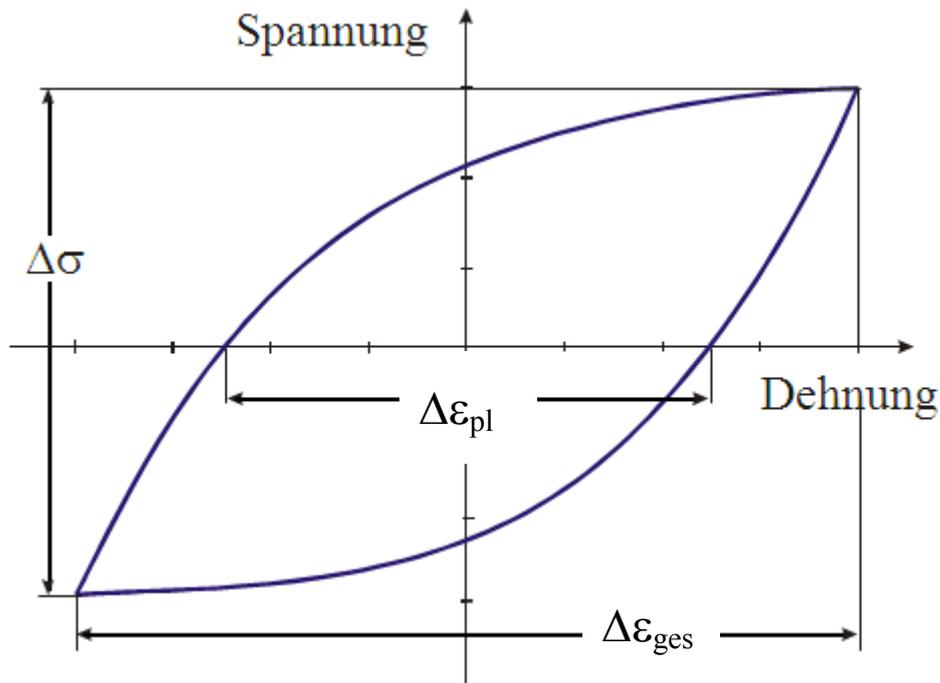


Abbildung 2.8: Kenngrößenermittlung an der Hystereseschleife

2.3.2 Wechselperformungskurve

Die Darstellung des Spannung-Dehnungsverhaltens in Form von Hystereseschleifen bietet, wie im vorhergehenden Kapitel beschrieben, vielfältige Möglichkeiten der Interpretation und dient in erheblichem Maße der Veranschaulichung der Vorgänge im Werkstoff bei zyklischer Verformung. Um die Veränderungen der Werkstoffantwort über den gesamten Ermüdungsversuch darzustellen, würde die Hysteresenauftragung allerdings sehr schnell zu einer erheblichen Unübersichtlichkeit führen. Für die Ermittlung der Wechselperformungskurve reduziert man deshalb die Hysteresen eines jeden Zyklus auf die Informationen über die innerhalb des Zyklus aufgetretenen Schwingbreiten $\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}$ und $\Delta\varepsilon_{\text{pl}}$. Die Größe der Werkstoffantwort (also beispielsweise der Gesamtdehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}$ bei spannungskontrollierter Versuchsführung) wird dann aufgetragen über der Zyklenzahl N (siehe Abbildung 2.9). Veränderungen der Werkstoffantwort auf eine Beanspruchung mit konstanter Schwingbreite können in dieser Auftragung mit einem Blick erfasst werden. Dazu gesellt sich noch der positive Nebeneffekt einer drastischen Reduktion der zu erfassenden Datenmenge.

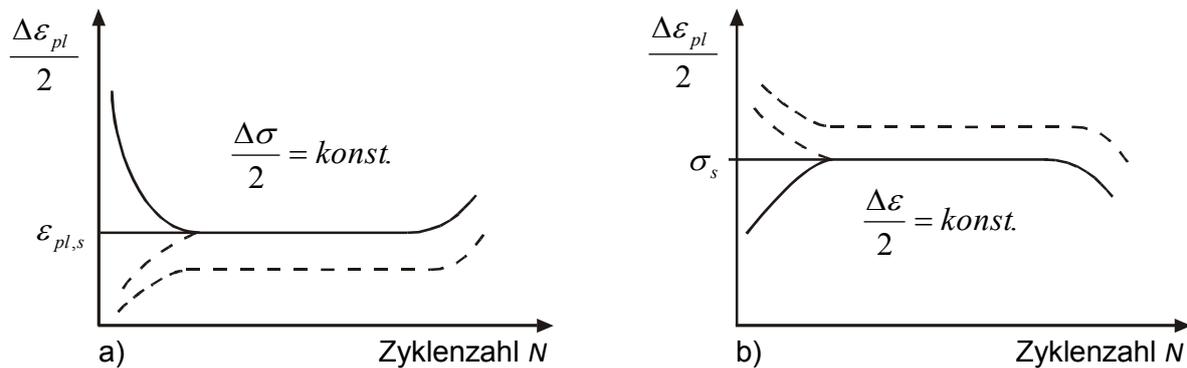


Abbildung 2.9: Idealisierte Wechselverformungskurven (aus [8]) bei a) spannungsgeregelter Versuchsführung bzw. b) dehnungsgeregelter Versuchsführung

Es lassen sich bei der Betrachtung der Wechselverformungskurve in der Regel drei deutlich unterscheidbare Kurvenbereiche voneinander trennen. Im ersten sogenannten transienten Kurvenbereich treten die größten Veränderungen der Werkstoffantwort im Verlauf des Ermüdungsversuchs auf. Je nach Vorgeschichte der untersuchten Probe finden in den ersten meist nur wenigen Zyklen Verfestigungs- beziehungsweise Entfestigungsvorgänge im Werkstoff statt, bis sich schließlich eine stabile Versetzungsstruktur entwickelt hat, welche für die Höhe der Beanspruchung charakteristisch ist. Es schließt sich dann der zweite Kurvenbereich der zyklischen Sättigung an. Der Sättigungsbereich ist idealerweise geprägt durch eine nicht mehr veränderliche Werkstoffantwort und erstreckt sich über den weitaus größten Teil der Lebensdauer. Die Konstanz der Werkstoffantwort in diesem Bereich begründet sich aus der Ausbildung einer stabilen Versetzungsanordnung, welche sich nicht mehr mit steigender Zyklenzahl verändert. Für die Anwendung in technischen Bauteilen kommt dem Bereich der zyklischen Sättigung wegen seines wesentlichen Anteils an der Lebensdauer eine herausragende Bedeutung zu. Beginnende Ermüdungsrisssausbreitung definiert schließlich den Übergang in den dritten Kurvenbereich zum Ende der Ermüdungslebensdauer. Mit wachsender Ermüdungsrisslänge reduziert sich die tragende Probenquerschnittsfläche und die Nachgiebigkeit der Probe steigt entsprechend an. Der Probenbruch erfolgt in dem Moment, wo die Zugfestigkeit des geschwächten Querschnitts überschritten wird, durch einen Restgewaltbruch.

2.3.3 Zyklische Spannungs-Dehnungskurve

Wie bereits erwähnt, ist die Sättigungsschwingbreite der Werkstoffantwort auf eine Beanspruchung in vielkristallinen Werkstoffen eine Funktion der Beanspruchungshöhe. Für Mo-

dellierungsansätze zur Beschreibung des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens spielt die Kenntnis dieses funktionalen Zusammenhangs eine entscheidende Rolle. Die Ausbildung einer für die jeweilige Beanspruchungshöhe charakteristischen, stabilen Versetzungsanordnung und damit auch die Entwicklung einer Sättigungsspannungsschwingbreite sind stark vom Versetzungsgleichcharakter des Werkstoffs und von den Versuchsbedingungen abhängig [24]. Werkstoffe mit welligem Versetzungsgleichcharakter können sehr leicht räumliche Versetzungsanordnungen bilden, was bei höheren Beanspruchungsschwingbreiten üblicherweise zu Versetzungszellstrukturen führt. Im unteren Beanspruchungsbereich liegen hingegen Dipolanordnungen oder Bündelstrukturen von Versetzungen vor, weil die Spannungen nicht zur Aktivierung sekundärer Gleitsysteme ausreichen. Bei Werkstoffen mit planarem Versetzungsgleichcharakter geht die Tendenz zur Einfachgleitung erst bei extrem hohen Beanspruchungsamplituden verloren, was praktisch immer planare Versetzungsanordnungen zur Folge hat, da die Versetzungen ihre Gleitebene ohne eine thermische Aktivierung nicht verlassen können. Abbildung 2.10 stellt eine Versetzungsstrukturkarte dar, die streng genommen nur für kubisch flächenzentrierte Metalle Gültigkeit besitzt. Kubisch raumzentrierte Metalle unterscheiden sich im zyklischen Verformungsverhalten von den kubisch flächenzentrierten Werkstoffen durch eine starke Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur und der plastischen Dehngeschwindigkeit, wie Mughrabi et al. [25] festgestellt haben. Im Bereich niedriger Temperaturen ist die Beweglichkeit von Schraubenversetzungen im kubisch raumzentrierten Gitter aufgrund des hohen Peierlspotentials eingeschränkt. Die zunehmende Beweglichkeit der Schraubenversetzungen bei höheren Temperaturen führt jedoch zu einem den kubisch flächenzentrierten Metallen sehr ähnlichen zyklischen Verformungsverhalten bei typischen Prüftemperaturen [24]. Die Besonderheiten im Verformungsverhalten reiner kubisch raumzentrierter, einkristalliner Werkstoffe treten in technischen Legierungen, welche üblicherweise polykristallin sind und darüber hinaus meistens interstitiell gelöste Fremdatome (z.B. C, N) enthalten, in den Hintergrund, so dass die Versetzungsstrukturkarte in Abbildung 2.10 auf die meisten technischen Werkstoffe anwendbar ist.

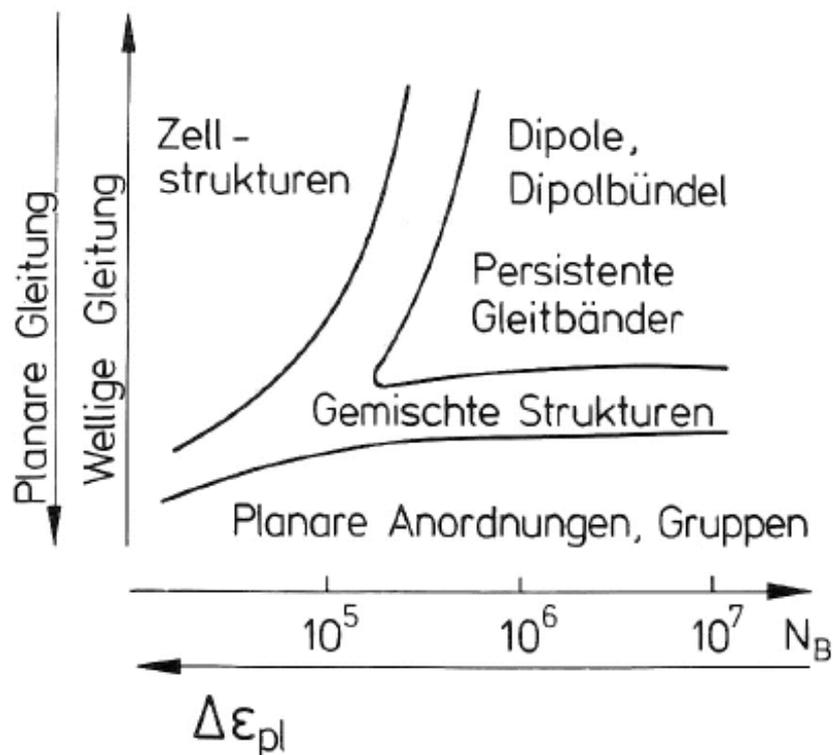


Abbildung 2.10: Versetzungsanordnungen in kfz Metallen in Abhängigkeit vom Versetzungsgleichcharakter (nach Feltner und Laird [26] und Lukás und Klesnil [27])

In der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve (ZSD-Kurve) wird analog zur Zugversuchskurve die Sättigungsspannungsamplitude $\Delta\sigma/2$ über der Gesamtdehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}/2$ aufgetragen. Sofern die Bestimmung in einstufiger Versuchsführung unter Anwendung einer konstanten Beanspruchungsschwingbreite erfolgt, trägt jeder Einstufenversuch mit einem Wertepaar aus dem Bereich der zyklischen Sättigung ($\Delta\sigma/2$ und $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}/2$) zur Bildung der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve bei. Der große Aufwand sowie die notwendige Anzahl an Proben zur Aufnahme einer ZSD-Kurve nach der Einstufenmethode führten zur Entwicklung alternativer Methoden, die die Ermittlung der ZSD-Kurve mit nur einer Probe gestatten. Zu diesen Methoden zählen der Mehrstufenversuch, bei dem die Beanspruchungsschwingbreite sukzessive nach dem Erreichen eines stabilen Sättigungszustands gesteigert wird, und auch der Incremental Step Test (IST). Beim Incremental Step Test wird ein Beanspruchungsblock mit zunächst kontinuierlich bis auf einen Maximalwert ansteigenden und dann wieder linear auf den Wert Null abfallender Beanspruchungsamplitude (meist die plastische Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{\text{pl}}/2$) gebildet (siehe Abbildung 2.11).

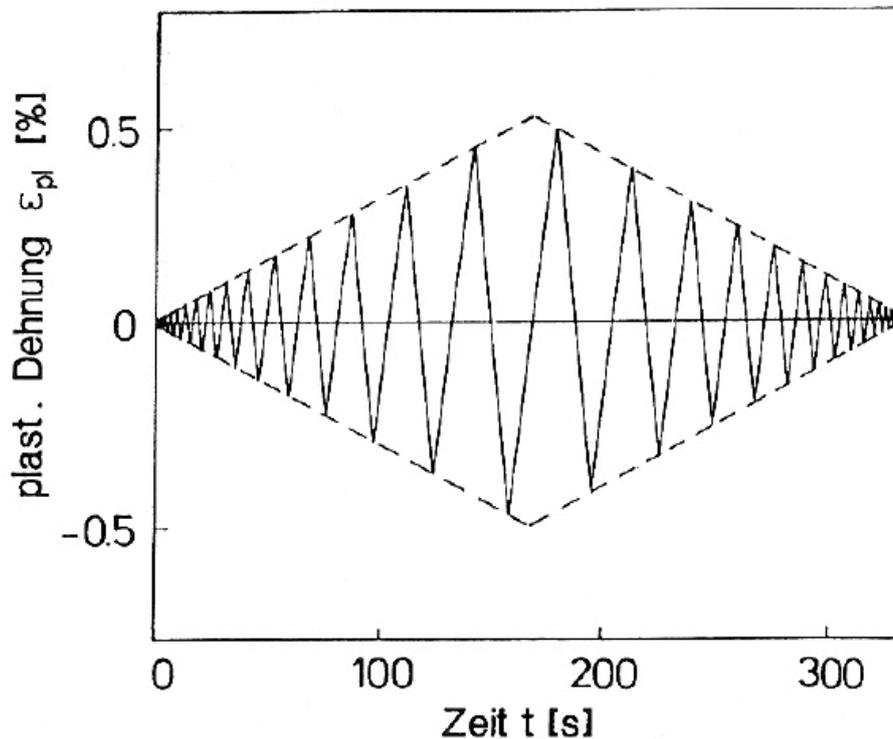


Abbildung 2.11: Beanspruchungsblock eines Incremental Step Test (aus [24])

Dieser Block wird im Versuch so lange wiederholt, bis sich ein Sättigungszustand einstellt. Die ZSD-Kurve lässt sich dann im Sättigungszustand durch Verbinden der Lastumkehrpunkte der Hysteresen eines Halbblocks konstruieren. Wegen der oben beschriebenen Abhängigkeit der Versetzungsstruktur von der Beanspruchungshöhe sind der sinnvollen Anwendbarkeit des IST allerdings enge Grenzen gesetzt. Da die Umlagerung von Versetzungsanordnungen als Reaktion auf die Veränderung der Beanspruchungshöhe während eines Ermüdungsversuchs eine gewisse Zeitdauer in Anspruch nimmt, die bei den schnellen Beanspruchungsänderungen im IST nicht gegeben ist, dominiert im IST die maximale Beanspruchungsamplitude die Versetzungsstruktur. Eine gute Übereinstimmung mit der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve aus dem Einstufenversuch ergibt sich bei Werkstoffen mit geringer Abhängigkeit der Versetzungsstruktur von der Beanspruchungshöhe. Bei Werkstoffen mit grundlegender Veränderung der Versetzungsstruktur zwischen niedrigen und hohen Beanspruchungsamplituden (beispielsweise Wechsel von planaren Anordnungen hin zu Zellstrukturen bei hohen Beanspruchungen) führt der Incremental Step Test zu größeren Abweichungen. Wie stark diese Abweichungen sein können, geht aus Abbildung 2.12 am Beispiel von Kupfer als einem Werkstoff mit ausgeprägtem welligen Versetzungsgleichcharakter hervor.

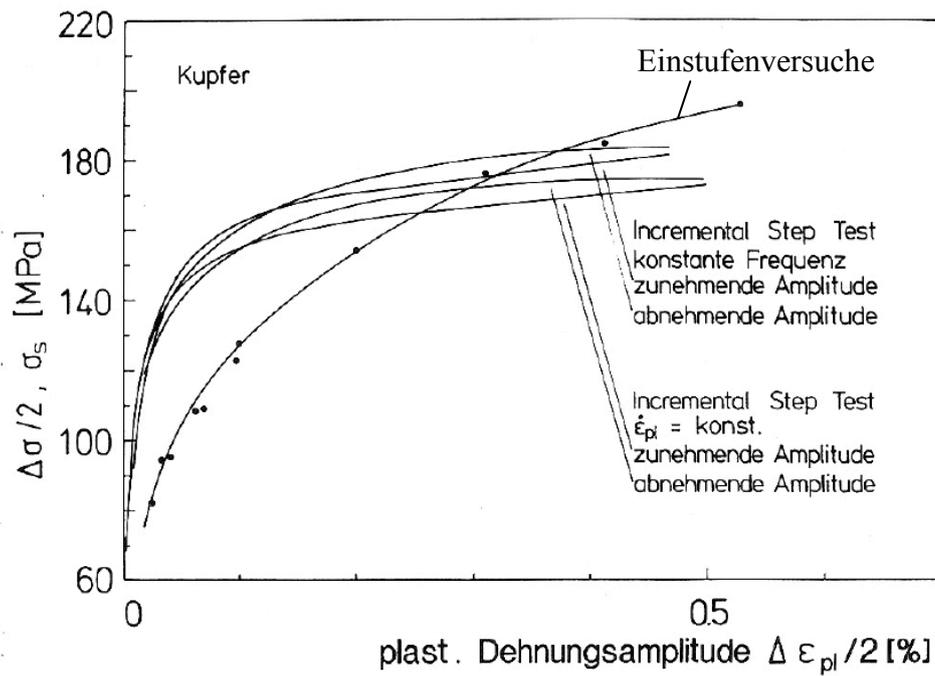


Abbildung 2.12: Abhängigkeit der ZSD-Kurve von der Versuchsführung am Beispiel von Kupfer (aus [24])

3 Kenntnisstand

3.1 Einteilung der Metallschäume

Hinter dem Begriff der Metallschäume verbirgt sich ein breit gefächertes Spektrum verschiedenster Arten zellularer metallischer Strukturen, welches von nanoporösen Werkstoffen mit mikroskopisch kleinen Poren [28] bis hin zu offenporigen Metallschwämmen reicht, die Porendurchmesser von mehreren Millimetern und Porenvolumenanteile von weit über 90% aufweisen. Entsprechend der Vielfältigkeit der Erscheinungsformen sind verschiedene Kriterien für die Einteilung der Metallschäume gebräuchlich.

Ein entscheidendes Einteilungskriterium insbesondere für viele funktionale Anwendungen ist die Unterscheidung nach offenporiger oder geschlossenporiger Zellstruktur, wodurch die Durchströmbarkeit des Metallschaums mit gasförmigen oder flüssigen Medien charakterisiert werden kann. Da die Unterscheidung zwischen offenporiger beziehungsweise geschlossenporiger Zellstruktur auch ganz wesentlich die mechanischen Kennwerte des Werkstoffes und vor allem auch die Mechanismen der Verformung bestimmt, kam diesem Einteilungskriterium im Rahmen der vorliegenden Arbeit eine besondere Bedeutung zu.

Die Wahl des Grundwerkstoffs zur Herstellung eines Metallschaums stellt ein weiteres wichtiges Einteilungskriterium dar. Zwar basiert bislang der weitaus überwiegende Anteil der auf dem Markt erhältlichen Metallschäume auf Aluminiumlegierungen als Grundwerkstoff; in den letzten Jahren hat jedoch das Interesse an Metallschäumen aus anderen Grundwerkstoffgruppen stark zugenommen. Anwendungen aus dem Bereich der Humanmedizin etwa erfordern entweder Werkstoffe, die in recht kurzer Zeit im menschlichen Körper abgebaut werden, also bioresorbierbare Eigenschaften aufweisen (z.B. Magnesiumschwämme [29, 30]), oder aber für die Verwendung als dauerhaft im Körper verbleibende Implantate Werkstoffe, die auch auf lange Sicht keine Entzündungsreaktionen hervorrufen oder gar die Gefahr einer toxischen Wirkung in sich bergen. In den letztgenannten Anwendungsfällen, in denen die biokompatiblen Eigenschaften im Vordergrund stehen, kommen eigentlich nur Schaumwerkstoffe auf der Basis von Titan in Frage [31-34], da selbst die heutzutage noch teilweise für Implantate eingesetzten rostfreien Chrom-Nickel-Stähle (z.B. der Implantatstahl AISI 316L) in vielen Fällen infolge der Entwicklung von Nickelallergien zu Unverträglichkeiten führen.

In unmittelbarem Zusammenhang mit dem für die Metallschaumherstellung verwendeten Grundwerkstoff ist ein weiteres Einteilungskriterium zu sehen, welches sich auf die Duktilität des Schaumwerkstoffs bezieht. Eine Einteilung in Schaumwerkstoffe mit duktilem bezie-

hungsweise sprödem Bruchverhalten macht insofern Sinn, als Metallschäume in Abhängigkeit von der Duktilität vollkommen unterschiedliche Mechanismen der Verformung ausbilden (z.B. [35]). Bei der Auswahl eines Metallschaums für eine bestimmte Anwendung gilt es diese Unterschiede im (Druck-) Verformungsverhalten unbedingt zu berücksichtigen.

Letztlich findet eine Einteilung metallischer Schäume häufig anhand der Herstellungsverfahren statt. Genauso vielfältig wie die verschiedenen Erscheinungsformen zellulärer metallischer Werkstoffe sind nämlich auch die zu ihrer Herstellung angewendeten Methoden. Die beiden wesentlichen Hauptgruppen der Herstellungsmethoden stellen die pulvermetallurgischen Verfahren und die schmelzmetallurgischen Verfahren dar, welche sich wiederum in mehrere Untergruppen aufgliedern lassen. Eine grobe Übersicht über die gebräuchlichsten Verfahren zur Herstellung metallischer Schäume gibt Abbildung 3.1.

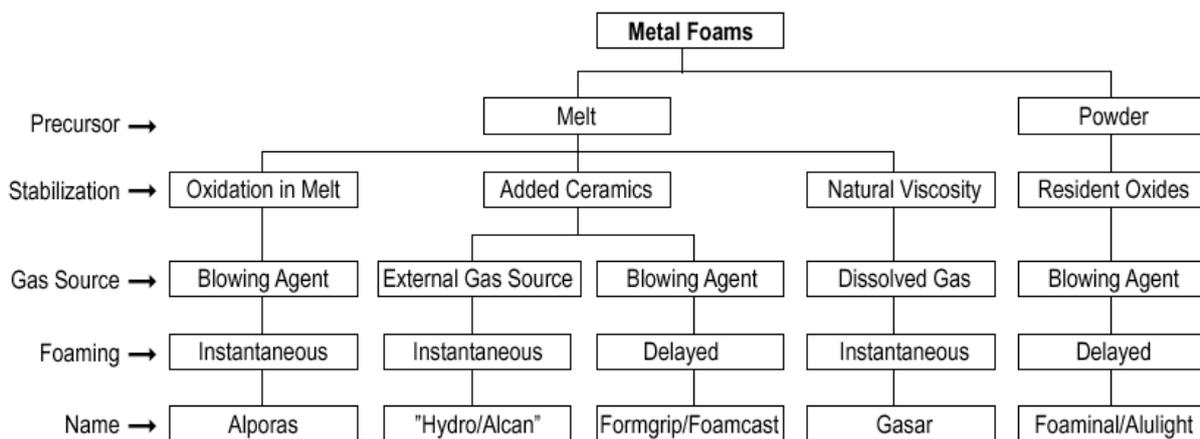


Abbildung 3.1: Verfahren zur Herstellung metallischer Schaumwerkstoffe nach Banhart [36]

3.2 Struktur von Metallschäumen

Metallschäume definieren sich als Untergruppe der zellulären Werkstoffe durch einen hohen Anteil von Gasporen am Gesamtvolumen. Diese Gasporen werden umschlossen von Zellstegen und im Fall der geschlossenporigen Metallschäume von Zellwänden, in denen sich der metallische Anteil am Gesamtvolumen konzentriert. Auch wenn in der Realität abhängig vom Herstellungsverfahren eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Inhomogenität der Porengrößen zu beobachten ist, geht man zum Zwecke der modellhaften Beschreibung zellulärer Schaumstrukturen in aller Regel von einem regelmäßigen Aufbau identischer Zellen aus.

3.2.1 Kubisches Zellmodell nach Gibson und Ashby

Einfache Modellvorstellungen finden ihren Ursprung in Arbeiten von Gibson und Ashby [5], in denen die zellulare Schaumstruktur anhand eines kubischen Modells angenähert wird (siehe Abbildung 3.2).

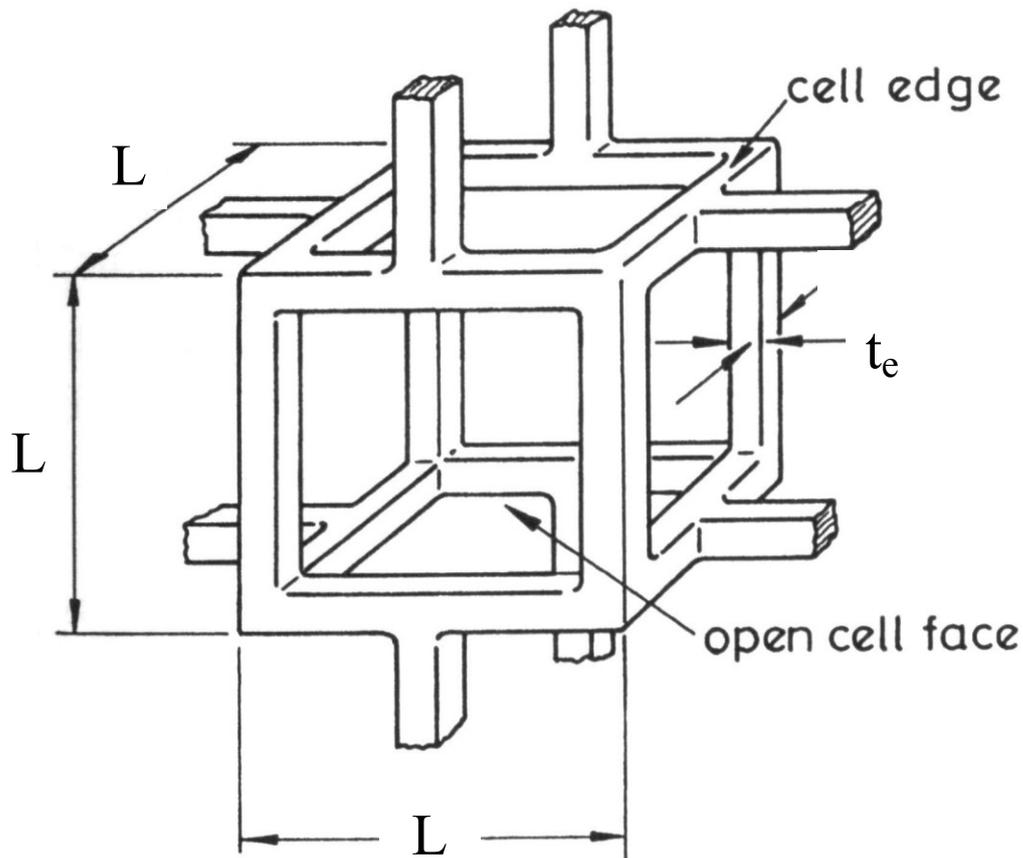


Abbildung 3.2: Kubisches Zellmodell nach Gibson und Ashby [5]

Die Zelle mit einer Kantenlänge L wird durch einen Rahmen von Zellstegen mit einer Stegbreite t_e umschlossen. Zu den Nachbarzellen bestehen Verknüpfungen an den Knotenpunkten, über welche die Übertragung der äußeren Lasten erfolgt. Bei diesem einfachen Modell ist die Belastungssituation eines Zellsteges durch eine mittig eingeleitete Punktlast auf einen beidseitig gelagerten Balken definiert, woraus sich eine Dreipunkt-Biegung des Zellsteges als dominanter Verformungsmechanismus ableiten lässt (siehe Abbildung 3.3).

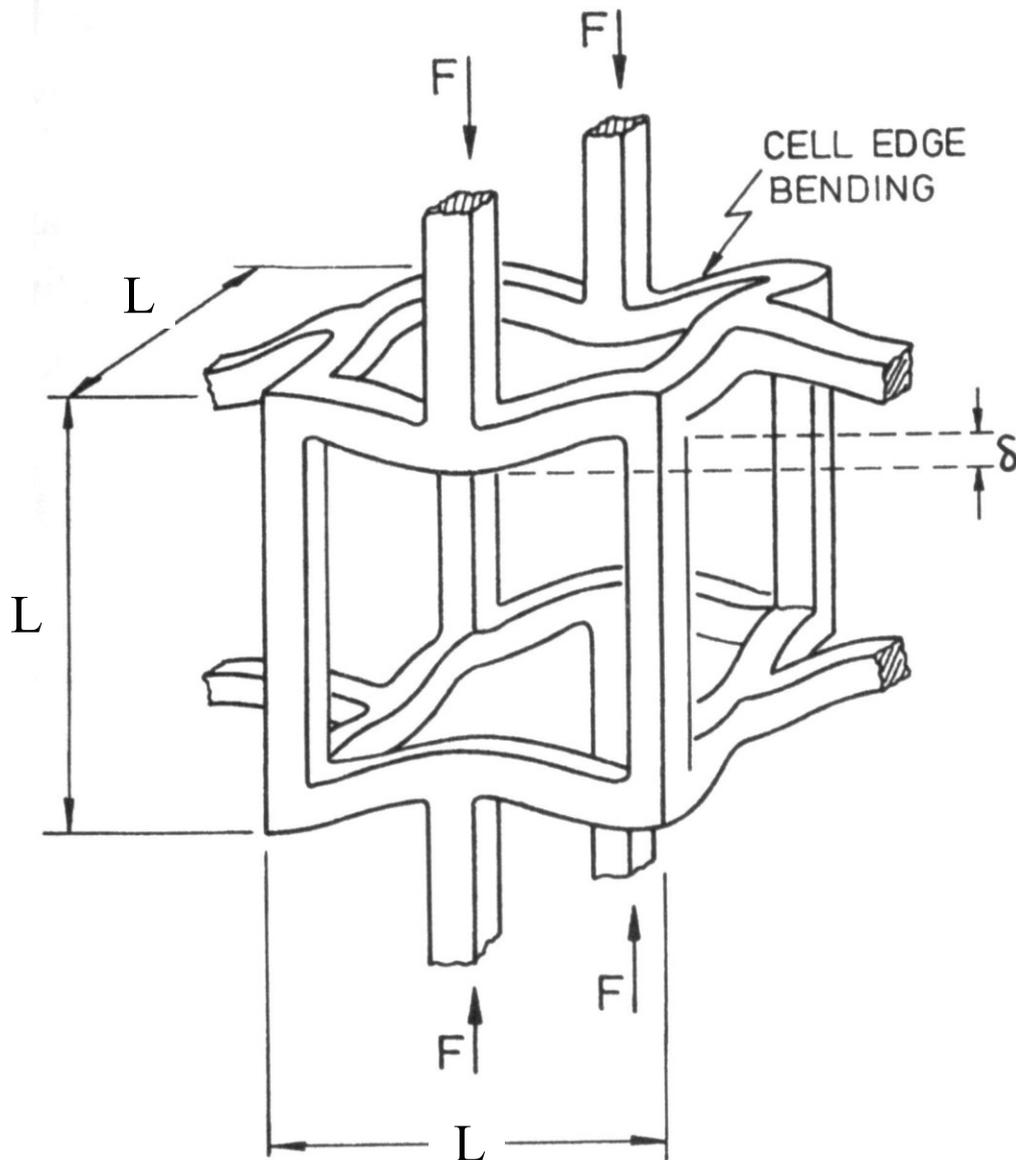


Abbildung 3.3: Verformung der kubischen Zelle unter Druckbeanspruchung

Während sich bei den offenporigen Metallschwämmen der metallische Materialanteil ausschließlich auf die Zellstege konzentriert, sind im Fall der geschlossenenporigen Metallschäume zusätzlich die Flächen zwischen den Zellstegen durch dünne Membrane mit einer Wandstärke t_f , auch Zellwände genannt, mit Material gefüllt. Um eine einfache parametrische Unterscheidung zwischen offenporigen und geschlossenenporigen Metallschäumen zu ermöglichen, führten Gibson und Ashby [5] einen Parameter Φ

$$\Phi = \frac{t_e^2}{(t_e^2 + t_f \cdot L)} \quad (3.1)$$

zur Charakterisierung der Verteilung des Materials auf Zellstege und Zellwände ein. Ein Wert von $\Phi=1$ entspricht einer reinen offenporigen Struktur, mit kleiner werdendem Wert des Parameters Φ verteilt sich mehr Material auf die Zellwände.

Im Vergleich mit Vollmaterialproben erreichen geschlossenporige Metallschäume wesentlich höhere Steifigkeiten bezogen auf ihre Masse. Primär können die guten Steifigkeitseigenschaften, die metallische Schaumwerkstoffe für vielerlei strukturelle Anwendungen prädestinieren, aus ihrer geringen Dichte und ihrer speziellen Materialverteilung hergeleitet werden. Als wichtigste Kenngröße zur Charakterisierung der Schaumstruktur spielt hier die relative Dichte

$$\bar{\rho} = \frac{\rho}{\rho_s} \quad (3.2)$$

als Quotient aus der Schaumdichte ρ und der Dichte des Zellstegmaterials ρ_s (Index s: solid) eine große Rolle. Zwar bildet die einfache Modellvorstellung nach Gibson und Ashby die wahren geometrischen Verhältnisse realer Metallschaumzellen nur unzureichend ab, sie eignet sich aber dennoch in hervorragender Weise für die Analyse der Einflussfaktoren auf die resultierenden Werkstoffkennwerte des Schaumwerkstoffes. Bei vielen technischen Anwendungen ist die hohe Energieabsorption metallischer Schaumwerkstoffe das entscheidende Kriterium für deren Einsatz. Um kinetische Energie gezielt durch Materialverformung aufnehmen zu können, ist eine genaue Dimensionierbarkeit der im Druckversuch auftretenden Plateauspannung erstrebenswert. Basierend auf dem Modell von Gibson und Ashby lässt sich aufgrund der Kenntnis über die Materialverteilung Φ und die relative Dichte $\bar{\rho}$ eine Vorhersage über die Plateauspannung eines Metallschaumwerkstoffes treffen, wenn die Dehngrenze R_e des Basiswerkstoffs bekannt ist [5]:

$$\frac{\sigma_{\text{plateau}}}{R_e} = 0,3 (\Phi \cdot \bar{\rho})^{3/2} + 0,4 (1 - \Phi) \cdot \bar{\rho} \quad (3.3)$$

Ausgehend von einem gegebenen Elastizitätsmodul des Zellstegwerkstoffs E_S ergibt sich die mit dem Elastizitätsmodul vergleichbare Steifigkeit des Schaumwerkstoffs E ebenfalls in Abhängigkeit von den oben beschriebenen Parametern Φ und $\bar{\rho}$ zu:

$$\frac{E}{E_S} = \Phi^2 \cdot \bar{\rho}^2 + (1 - \Phi) \cdot \bar{\rho} \quad (3.4)$$

3.2.2 Polyeder-Zellmodelle

Die Zellgeometrien realer Schäume weichen teilweise sehr stark von dem in Abschnitt 3.2.1 dargestellten kubischen Aufbau ab. Erste Ansätze zur Verwendung polyederförmiger Einheitszellen beruhen auf Arbeiten von Patel und Finnie [37] sowie Menges und Knipschild [38] zur Beschreibung des Deformationsverhaltens offenporiger Polymerschwämme. Neben der Ermittlung der Versagensmoden in unterschiedlichen Belastungsfällen (Zug, Druck und Scherung) dienen diese Modelle wie auch schon im Fall der kubischen Einheitszelle der Entwicklung von Skalierungsgleichungen für die ingenieurmäßigen Auslegungsgrößen als Funktion der relativen Schaumdichte. Für den effektiven Elastizitätsmodul E eines Schaumwerkstoffs beispielsweise lässt sich allgemein eine Abhängigkeit in der Form

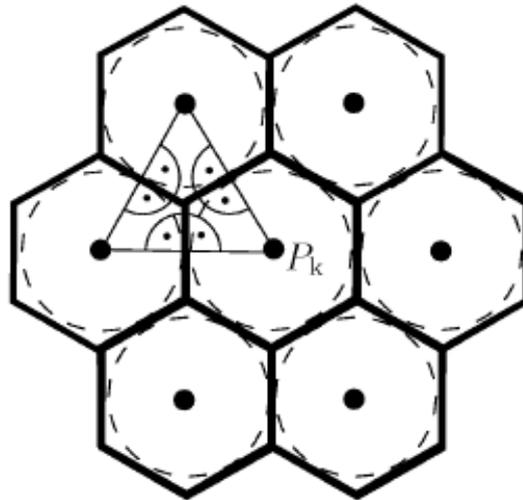
$$\frac{E}{E_S} \propto \bar{\rho}^n \quad (3.5)$$

definieren, wobei der Exponent n von der Geometrie der betrachteten Einheitszelle und dem dominierenden Deformationsmechanismus abhängt. Für eine Dodekaederzelle, bei der die Zellstege entlang der Kanten eines Zwölfflächners angeordnet sind, konnten Menges und Knipschild [38] mit Polyurethan als Zellstegmaterial unter Druckbeanspruchung den in Gleichung (3.6) angegebenen Ausdruck für die Struktursteifigkeit E herleiten:

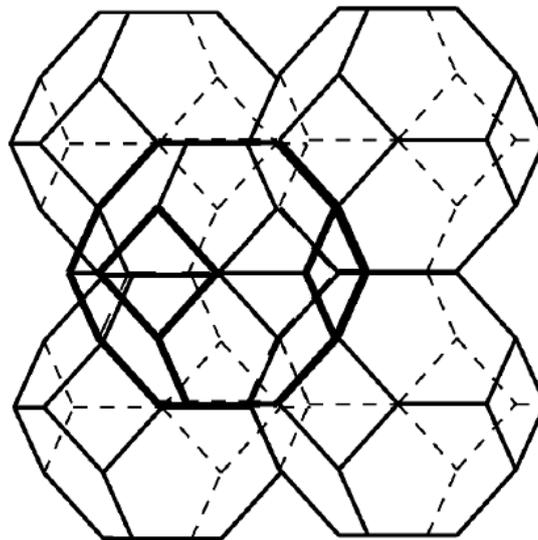
$$\frac{E}{E_S} = 0,65 \left(\frac{\bar{\rho}^2}{\bar{\rho} + 0,23} \right) \quad (3.6)$$

Als interessantes Ergebnis der Modellanalysen von Menges und Knipschild [38] ergab sich für die Druckfestigkeit eine Abhängigkeit vom Quadrat der relativen Dichte, während die Zugfestigkeit nur einen linearen Zusammenhang mit der relativen Dichte aufweist. Experimentell verifiziert wurden die Ergebnisse der Modellberechnungen mit guter Übereinstimmung an Polyurethanschwämmen. Die unterschiedlich starke Gewichtung der relativen Dichte für die beiden Beanspruchungsfälle erklärt sich aus den jeweils zugrundeliegenden Deformationsmechanismen. Unter Zugbeanspruchung dominiert axiale Dehnung der Zellstege die Verformung der Zellen, wobei die Festigkeit ausschließlich durch die in Richtung der Zugbeanspruchung ausgerichteten Stege bestimmt wird. Im Fall von Druckbeanspruchung überwiegt instabiles Versagen der Zelle durch Ausknicken von Zellstegen.

Weder die von Menges und Knipschild [38] verwendete Dodekaederzelle noch die Tetraederstruktur (z.B. Warren und Kraynik [39]) erlauben eine raumfüllende Anordnung. Die Realisierung vielzelliger 3D-Modellstrukturen bedarf daher entweder der Verzerrung der Einheitszellen oder aber der Einbindung zusätzlicher artfremder Verbindungsstrukturen. Die Forderung nach Raumfüllung mit möglichst geringem Materialeinsatz erfüllen kubisch raumzentrierte Anordnungen von Tetrakaidekaedern (siehe Abbildung 3.4b), für welche sich im Sprachgebrauch die Bezeichnung „Kelvin-Schaum“ etabliert hat. Die Kelvin-Schaum-Anordnung stellt gewissermaßen das dreidimensionale Äquivalent zur ebenen Wabenstruktur dar. Im zweidimensionalen Raum findet man die dichteste Packung von kreisförmigen Elementen, wenn ein Kreis von sechs anderen umgeben ist, also eine hexagonale Wabenstruktur bildet. Abbildung 3.4a verdeutlicht graphisch die geometrischen Verhältnisse der dichtest gepackten Kreisflächenanordnung. Für die Modellierung zweidimensionaler Zellstrukturen finden hexagonale Waben die weiteste Verbreitung (z.B. [40] und [5]). Die hexagonale Wabenstruktur ergibt sich bei der Simulation der Zellbildung mit Hilfe von Voronoi-Zellen [41], wenn man ausgehend von einer regelmäßigen Anordnung von punktförmigen Keimen (Punkte P_K in Abbildung 3.4a) Gasblasen gleichmäßig wachsen lässt, aus dem Zusammenwachsen der Gasblasen.



a) Hexagonale Wabenstruktur



b) Kubisch raumzentrierte Anordnung von Tetrakaidekavern beim Kelvin-Schaum

Abbildung 3.4: Geometrische Anordnungen periodischer Elemente für dichteste Packung

Streng genommen beschreibt die von Lord Kelvin eingeführte Struktur eine geringfügige Abwandlung vom regelmäßigen Tetrakaidekaeder, bei der die Teilflächen eine leichte Krümmung aufweisen [42]. Aufgrund dieser Modifikation erfüllt die Struktur die durch experimentelle Untersuchungen an Seifenlauge aufgestellten Regeln von Plateau [43]. Die Stabilität einer Schaumstruktur wird durch einen Gleichgewichtszustand zwischen dem Gasdruck im Inneren der Blase und der Oberflächenspannung bestimmt. Plateau beobachtete, dass entwe-

der drei Seifenhäute unter einem Winkel von jeweils 120° aufeinandertreffen (Plateau-Kante oder im Englischen als „Plateau-Border“ bezeichnet, siehe Abbildung 3.5) oder aber die Seifenhäute von vier Gasblasen in einem gemeinsamen Knotenpunkt zusammenlaufen.

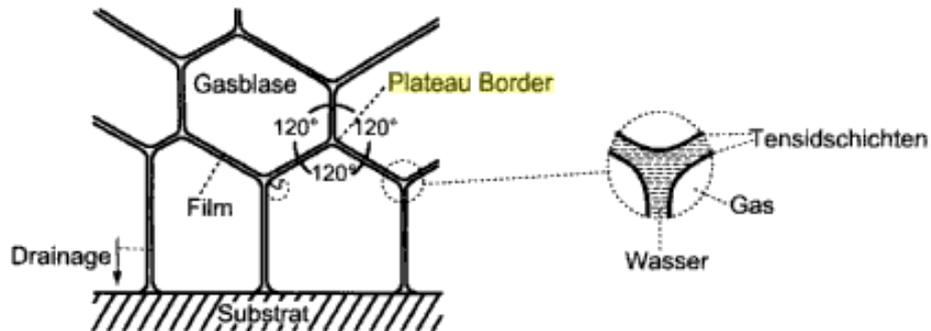


Abbildung 3.5: Ausbildung von „Plateau-Borders“ an Seifenschaum, nach Patton [44]

Nicht nur wegen der Erfüllung der Plateau-Regeln, sondern auch aufgrund seiner guten Repräsentation realer Schwämme hinsichtlich der Anzahl der Ecken und Kanten findet das Tetrakaidekaeder-Modell des Kelvin-Schwamms bevorzugt Anwendung als Lösungsansatz für die modellhafte Beschreibung des mechanischen Verhaltens metallischer Schaumwerkstoffe. Warren und Kraynik [45] analysierten ebenso wie Zhu [46] die Skalierungsgleichungen für den effektiven Elastizitätsmodul eines Kelvin-Schwamms als Funktion der relativen Dichte auf der Basis eines Balkenmodells, dessen Querschnitte durch gleichseitige Dreiecke festgelegt sind. Beide Autoren berücksichtigten in ihren Modellannahmen sowohl axiale Dehnungen und Stauchungen der Zellstege, Biegedeformationen des Balkenmodells als schließlich auch Torsionsverformungen. Unter der Annahme eines isotropen elastischen Verhaltens des Zellstegmaterials und einer Querdehnungszahl von $\nu=0,5$ (für Gummi) berechnete Zhu [46] den effektiven Elastizitätsmodul in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Warren und Kraynik [45] zu:

$$\frac{E}{E_S} = \left(\frac{0,726 \cdot \bar{\rho}^2}{1,09 \cdot \bar{\rho} + 1} \right) \quad (3.7)$$

Die Veränderungen der elastischen Eigenschaften, die sich aus einer Reduktion der Querdehnungszahl auf einen für metallische Zellstegmaterialien etwas realistischeren Wert von $\nu=0,4$ ergeben, wurden von Zhu et al. [46] als vernachlässigbar abgeschätzt. Allerdings nimmt der Einfluss der Querdehnungszahl deutlich zu, wenn die Zellstege abgerundete „Plateau-Border“ (vgl. Abbildung 3.5) anstatt eines Querschnittes mit gleichschenkliger Dreieckgeometrie aufweisen [46]. Für eine gegebene relative Dichte liegt der effektive Elastizitätsmodul bei „Plateau-Border“-Geometrie immerhin um 38% höher als im Fall eines dreieckigen Stegs. Die Gültigkeit der von Zhu berechneten Ingenieurkonstanten beschränkt sich wegen der Anwendung der Balkentheorie auf Schäume mit einem Verhältnis von Steglänge zu Stegbreite $L/d > 3$ und damit streng genommen nur auf Schwammwerkstoffe mit einer relativen Dichte kleiner als 0,05.

Kelvin-Schwämme mit kubisch-raumzentrierter Anordnung regelmäßiger Tetrakaidekaeder weisen im Unterschied zu hexagonalen Strukturen praktisch keine relevante elastische Anisotropie auf. Für dreieckige Balkenquerschnitte beträgt der niedrigste Elastizitätsmodul unter Zugbeanspruchung in [111]-Richtung noch 96,4% des Wertes in der [100]-Richtung [46].

3.2.3 Randomisierte Zellmodelle

Zwar kommen die im vorherigen Kapitel beschriebenen Kelvin-Schwämme auf der Basis regelmäßiger Tetrakaidekaeder dem tatsächlichen strukturellen Aufbau der meisten Schwammwerkstoffe schon sehr nahe, reale Schwämme erreichen aber niemals die Regelmäßigkeit der Zellstruktur, wie sie im Modell vorausgesetzt wird. Herstellungsbedingt weichen die Zellen in realen Metallschwämmen häufig durch eine mehr oder weniger ausgeprägte Streckung von der idealisierten Einheitszelle ab. Die Isotropie des Kelvin-Schwamms wird aber bereits bei geringen Abweichungen von der Zellsymmetrie aufgehoben und der reale Schwamm erfährt eine betonte Richtungsabhängigkeit seiner elastischen Eigenschaften und Festigkeitswerte [47].

Für zweidimensionale Hexagonalwabenstrukturen erweiterten Sahraoui et al. [48] und auch die bestehenden Modelle für von der idealisierten Vorstellung abweichende Zellen. Abbildung 3.6 zeigt die möglichen Formen von Irregularität, welche in der Erweiterung von Sahraoui et al. [48] Berücksichtigung finden. Sie konnten zeigen, dass eine reine Streckung der Zellgeometrie (vergleiche Abbildung 3.6b) zwar eine merkliche Richtungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls bewirkt, welche aber einen Faktor $E_{\perp}/E_{\parallel}=1,5$ nicht überschreitet. Geringe

Abweichungen vom idealen Wabenwinkel (Abbildung 3.6c) hingegen führen zu starker elastischer Anisotropie, bei der der effektive Elastizitätsmodul in der Richtung der Zellstreckung schnell einmal mehr als den dreifachen Wert des Elastizitätsmoduls quer zur Streckung annehmen kann.

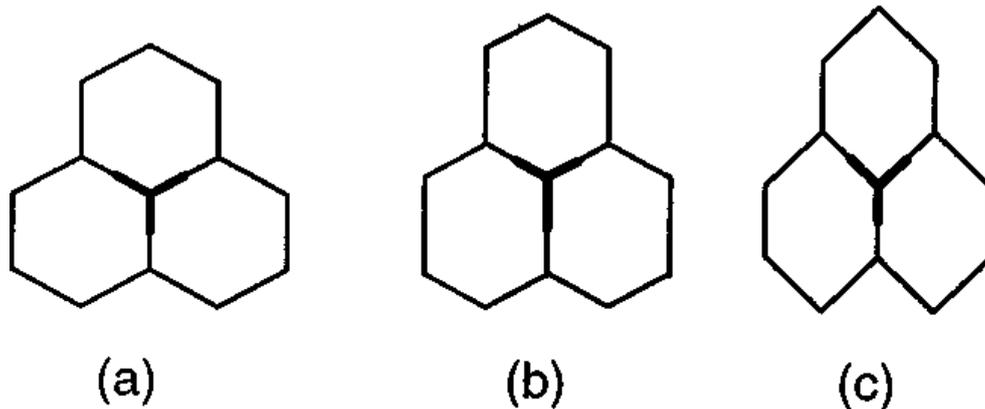


Abbildung 3.6: Irregularitäten bei hexagonalen Wabenstrukturen nach Sahraoui et al. [48]

- (a) Ideale Hexagonalwabenstruktur
- (b) Einseitige Streckung der Hexagonalwabenstruktur
- (c) Abweichung vom idealen Wabenwinkel

Die Berücksichtigung von Zellirregularitäten bei der Ermittlung der Ingenieurkonstanten von dreidimensionalen Kelvin-Schwämmen implementierten Sullivan et al. [49] in ihrer aufwendigen Modellerweiterung. Sie führten für die in Abbildung 3.7 dargestellte gestreckte Tetrakaidekaederzelle ein Zellstreckungsverhältnis

$$R = \frac{H}{D} = \frac{4L \sin \theta}{2L \cos \theta + b \cdot \sqrt{2}} \quad (3.8)$$

ein und berechneten unter Ansatz des Energieminimierungsprinzips die elastischen Kennwerte und Festigkeiten in Richtung der Streckung und quer zur Zellstreckung.

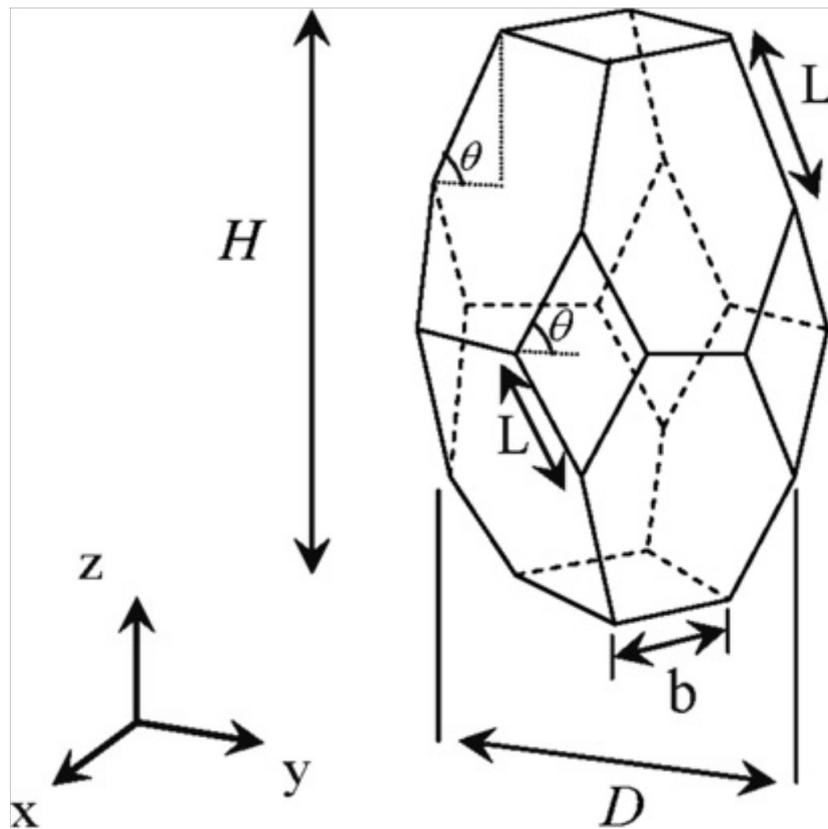


Abbildung 3.7: Gestreckte Tetrakaidekaederzelle des Modells von Sullivan et al. [49]

Die in der Abbildungen 3.8 dargestellten Vergleiche der Ergebnisse der Modellberechnungen mit den experimentellen Ergebnissen anderer Autoren (z.B. [47] und [50]) bestätigen den substantziellen Einfluss einer geometrischen Zellstreckung vor allem auf die Anisotropie der Struktursteifigkeit von Polymerschwämmen mit kleiner relativer Dichte. Das Steifigkeitsverhältnis R_E definiert sich als Verhältnis aus der Steifigkeit in Richtung der Streckung und der Steifigkeit quer zur Zellstreckung:

$$R_E = \frac{E_z}{E_y} \quad (3.9)$$

Für kleine Abweichungen von der homogenen Zellstruktur (Zellstreckungsverhältnis $R < 1,2$) erkennt man in der Abbildung 3.8 eine nur geringe Abhängigkeit des Steifigkeitsverhältnisses R_E von der relativen Dichte des Schwamms. Im Bereich größerer Zellstreckungen muss hingegen der Einfluss der relativen Dichte auf die Ausbildung eines anisotropen Zustands Berücksichtigung finden.

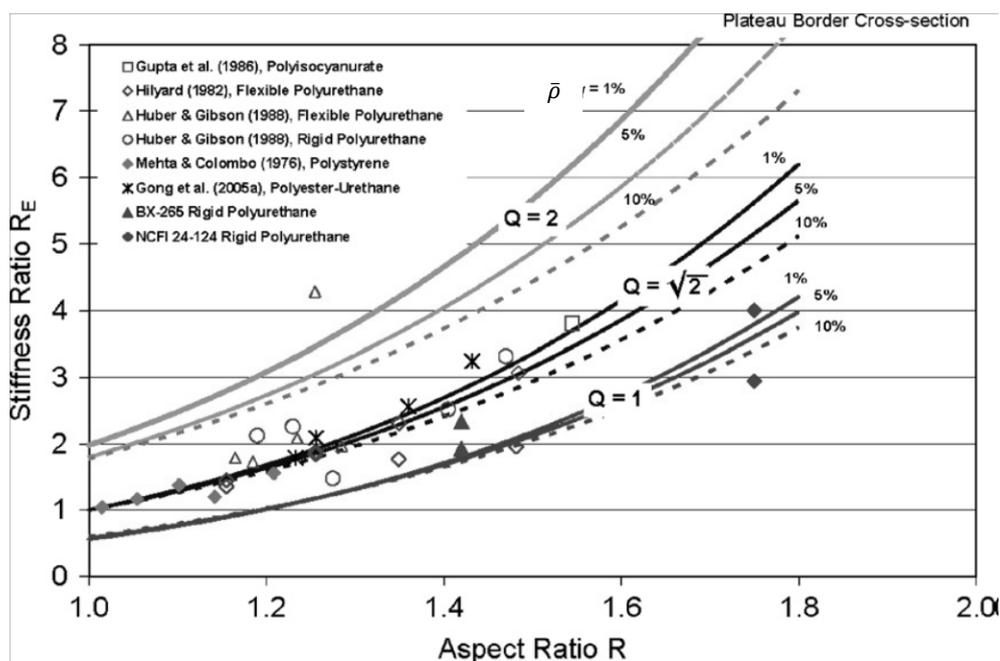


Abbildung 3.8: Steifigkeitsverhältnis gestreckter Tetrakaidekaederzellen nach Sullivan et al. [49] in Abhängigkeit von Zellstreckung, relativer Schwammdichte und dem Formfaktor $Q=b/(L \cdot \cos \theta)$

Hinsichtlich der effektiven Steifigkeit ergibt sich aus dem Sullivan-Modell eine Abhängigkeit von der relativen Dichte in der Form

$$\frac{E}{E_S} = \frac{4\sqrt{2}}{3} \frac{\bar{\rho}^2}{\pi + 2\sqrt{2}\bar{\rho}} \quad (3.10)$$

Die berechneten Werte liegen in sehr guter Übereinstimmung mit gemessenen Anisotropiewerten sowohl für Polymerschwämme geringer relativer Dichte (z.B. Gibson et al. [51]) als auch für poröse Latexwerkstoffe mit relativen Dichten von nahezu $\bar{\rho}=1$, wie sie von Gent und Thomas [52] untersucht wurden.

Während das randomisierte Zellmodell von Sullivan [49] für die dreidimensionale Tetrakaidekaederzelle lediglich eine Streckung der Zellen in eine Richtung berücksichtigt, ansonsten aber von einer homogenen Verteilung von Zellen identischer Größe ausgeht, findet man in realen Schwammwerkstoffen eigentlich immer eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Irregularität der Porengrößen. Zur Erzeugung von Irregularitäten gingen van der Burg

et al. [53] zunächst einmal von periodisch angeordneten kubisch raumzentrierten oder kubisch flächenzentrierten Keimverteilungen aus. An den regelmäßigen Keimpositionen wurden anschließend zufällig verteilte Verschiebungen ausgeführt, aus denen sich unter Anwendung des Voronoi-Mechanismus durch gleichmäßiges Wachstum der Keime eine unregelmäßige Porenverteilung entwickelte. Aufgrund der resultierenden Abweichungen des Modell vom periodischen Ideal folgt eine Überschätzung der Struktursteifigkeit, die sich besonders bei hohen Verformungsgraden bemerkbar macht [54]. Zhu et al. [55] generierten demgegenüber periodische Voronoi-Schwämme mit Irregularitäten, indem sie in einem würfelförmigen Raum regellos Voronoi-Keime verteilten. Einzige Einschränkung bei der Anordnung der Keimpositionen war die Forderung, dass ein neuer Keim nur dann akzeptiert wird, wenn er einen minimalen Abstand δ zu allen übrigen Keimen nicht unterschreitet. Zur Charakterisierung des Ausmaßes der Irregularität benutzten Zhu et al. [55] einen Regelmäßigkeitskennwert α , der sich als Verhältnis des minimalen Keimabstands δ zum Abstand d_0 einer entsprechenden Anzahl von Voronoi-Keimen zur Erzielung einer regelmäßigen Struktur darstellt:

$$\alpha = \frac{\delta}{d_0} \quad . \quad (3.11)$$

Ein regelmäßiger Voronoi-Schwamm würde somit den Wert $\alpha=1$ annehmen. Mit zunehmender Unregelmäßigkeit wird der Regelmäßigkeitskennwert kleiner. Die Zellsteggeometrie wurde für die mechanische Berechnung der Ingenieurkonstanten bei kleinen Verformungen mit der Finiten Elemente Methode (FEM) dahingehend vereinfacht, dass Balkenelemente mit konstanter Querschnittsfläche angesetzt wurden, welche die Zellstege repräsentierten. Für Schwämme geringer relativer Dichte ($\bar{\rho}=0,01$) ergaben die FEM-Rechnungen mit vielen Zellen ($n=512$) ein isotropes Strukturverhalten sowohl bei regelmäßigen Voronoi-Schwämmen als auch bei stark unregelmäßigen Schwämmen ($\alpha<0,7$). Lediglich bei kleinen Abweichungen von der regelmäßigen Tetrakaidekaederstruktur zeigten sich größere elastische Anisotropien. Ein im Vergleich zu den Ergebnissen von Ashby et al. [5] etwas überraschendes Ergebnis lieferten die Berechnungen hinsichtlich der Abhängigkeit des reduzierten Elastizitätsmoduls E_{red}

$$E_{\text{red}} = \frac{E}{\rho^2 E_S} \quad (3.12)$$

von der relativen Schaumdichte, wie sie in Abbildung 3.9 dargestellt ist. Nach Gibson und Ashby [5] sollte der Wert des reduzierten E-Moduls eine nur von der Geometrie der Zellen abhängige Größe sein, welche ungefähr den Wert $E_{\text{red}}=1$ annimmt. Gemessen an den einfachen Modellvorhersagen von Gibson und Ashby liegen die berechneten Steifigkeitswerte für Schäume mit sehr kleiner relativer Dichte ($\bar{\rho} < 0,04$) deutlich über den Erwartungen. Stark unregelmäßige Schwämme kleiner relativer Dichte übertreffen somit bei weitem die effektiven Steifigkeiten regulärer Schwämme. Als Erklärung für die hohe Steifigkeit wird angeführt, dass jeder einzelne Zellsteg zu drei angrenzenden Zellen gehört. Bei kleinen Regelmäßigkeitskennwerten und damit stark differierenden Zellgrößen liegt aufgrund dessen eine breite Dichteverteilungsfunktion vor, in welcher das vergleichsweise steifere Strukturverhalten begründet liegt. Im Bereich höherer relativer Dichten, wie sie üblicherweise in realen Metallschwämmen anzutreffen sind, ergeben sich allerdings effektive Steifigkeiten, die noch nicht einmal die einfache Abschätzung nach dem Gibson und Ashby-Modell erreichen.

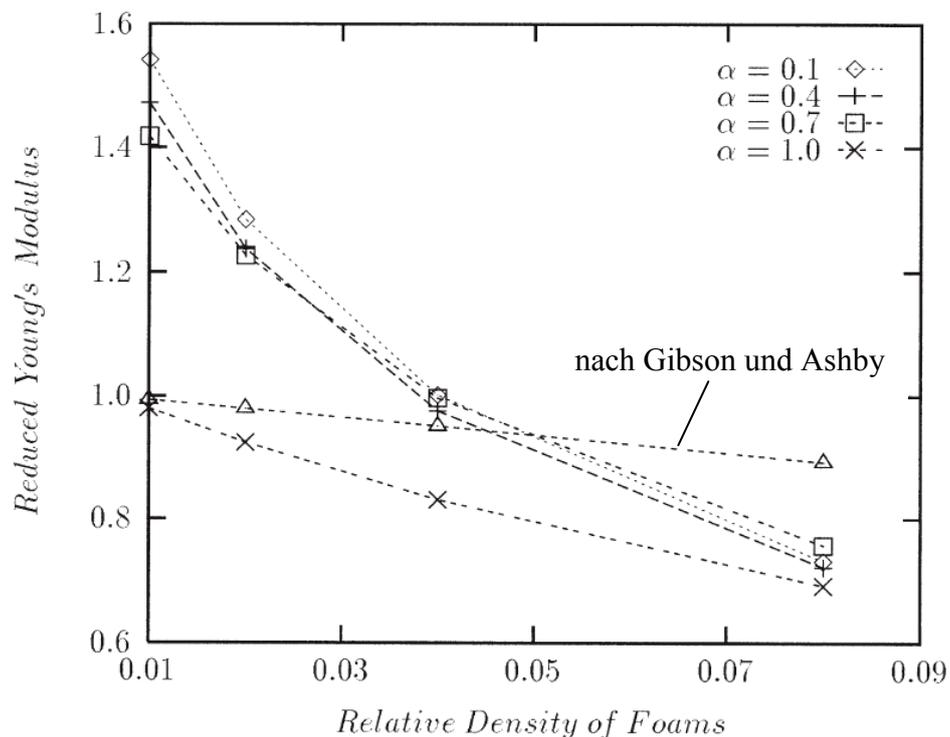


Abbildung 3.9: Abhängigkeit des reduzierten Elastizitätsmoduls von der Schwammdichte auf der Basis des Modells von Zhu et al. [55]

Wie bereits erwähnt, benutzt das Modell von Zhu et al. [55] sogenannte Timoshenko-Stäbe mit konstanter Querschnittsfläche über der gesamten Stablänge, welche eine „Plateau-

Border“-Geometrie aufweisen. Für die Weiterentwicklung realer Metallschwämme von richtungsweisender Bedeutung sind die Arbeiten von Harders et al. [56] zur Optimierung der Zellsteggeometrie hinsichtlich maximaler Struktursteifigkeit. Den mit der Finite Elemente Methode berechneten Ingenieurkonstanten liegen zweidimensionale hexagonale Wabenstrukturen zugrunde, die sowohl ohne als auch mit stochastischen Verschiebungen betrachtet werden. Als äußere Lasten dienen in dieser Studie die Annahmen der Stabtheorie nach Timoshenko [57]. Harders nähert den Verlauf der Zellstegdicke über der Länge des Steges wie in Abbildung 3.10 dargestellt durch eine quadratische Funktion an.

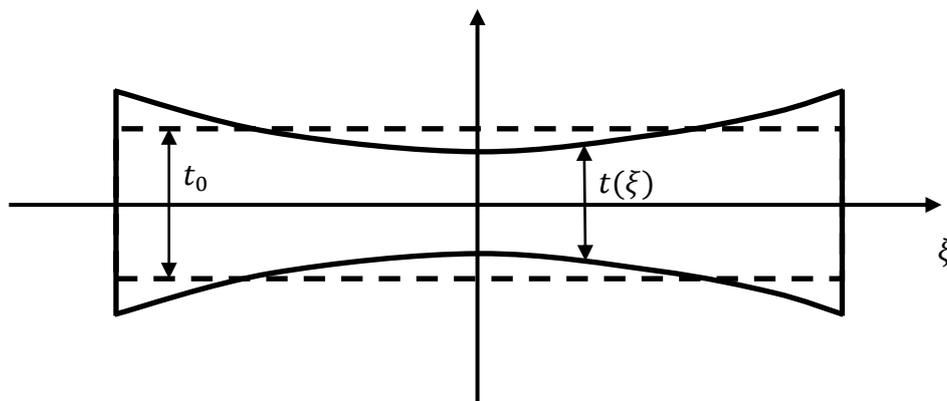


Abbildung 3.10: Konkave Zellsteggeometrie nach Harders et al. [56]

Um eine einfache Beschreibung der Geometrie im mittleren Zellstegbereich zu ermöglichen, führten sie die Definition der relativen Dicke

$$t_{\text{rel}} = \frac{t(\xi = 0)}{t_0} \quad (3.13)$$

mit t_0 entsprechend der mittleren Zellstegdicke ein als Parameter zur Unterscheidung zwischen konkaven Zellstegen ($t_{\text{rel}} < 1$), Stegen mit konstanter Dicke ($t_{\text{rel}} = 1$) und konvexen Zellstegen ($t_{\text{rel}} > 1$, was bei realen Schwämmen nicht vorkommt). Abbildung 3.11 fasst die Ergebnisse der Steifigkeitsberechnungen für einen einzelnen Zellsteg in Abhängigkeit von der relativen Dicke t_{rel} für verschiedene Belastungsfälle zusammen. Unter rein axialer Belastung wird erwartungsgemäß das Maximum der erzielbaren Steifigkeit für den Fall eines Steges mit konstanter Dicke ($t_{\text{rel}} = 1$) erreicht.

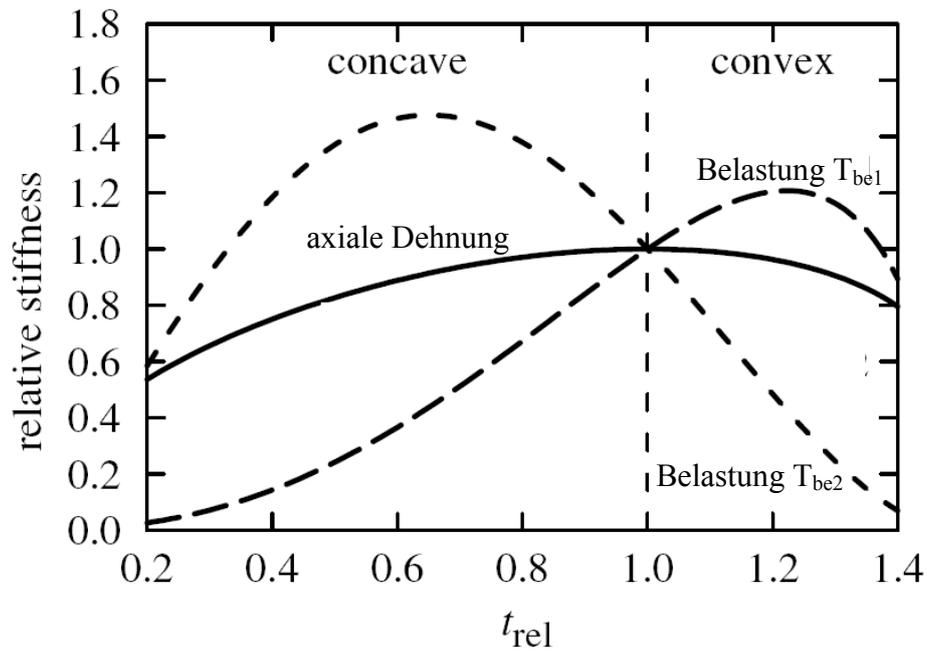


Abbildung 3.11: Relative Steifigkeit eines einzelnen Zellstegs in Abhängigkeit von der relativen Dicke t_{rel} aus [56]

Der Biegefall T_{be1} , für den die höchste Steifigkeit bei leicht konvexer Zellsteggeometrie ermittelt wurde, charakterisiert die in Abbildung 3.12a verdeutlichte Belastungssituation mit reiner Biegebeanspruchung, bei der sich die Zellstegenden frei verbiegen können. In den Simulationsergebnissen für eine kombinierte Belastung einer stochastischen Zellstruktur, bei der axiale Belastung, beide Biegebelastungsfälle und reine Scherbelastung in die Berechnungen mit einfließen, spielt der Einfluss des reinen Biegefalls T_{be1} nur eine vernachlässigbare Rolle. Der in der Abbildung 3.12b dargestellte Biegebelastungsfall T_{be2} mit Rotationsbehinderung an den Zellstegenden bildet das Verformungsverhalten eines in die Zellstruktur eingebundenen Steges wesentlich realistischer ab. Mit einem um das 140-fache höheren Einflussfaktor dominiert der Belastungsfall T_{be2} damit das Ergebnis der Steifigkeitsberechnungen.

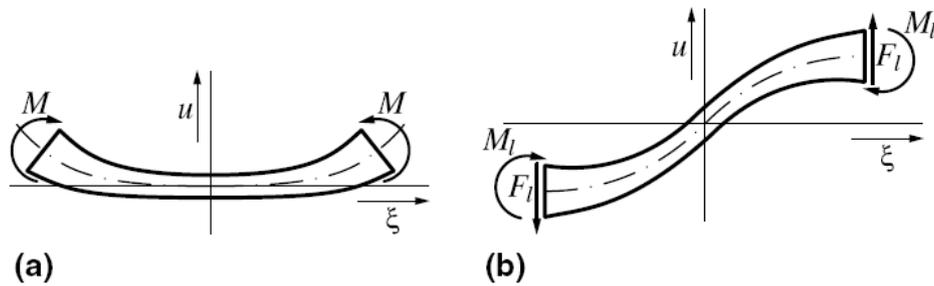


Abbildung 3.12: Biegelastfälle an einem einzelnen Zellsteg nach [56]: (a) reine Biegebeanspruchung (Biegefall T_{be1}); (b) Biegebeanspruchung mit Behinderung der Rotation der Stegenden (Biegefall T_{be2})

Die Dominanz der Biegebelastung mit Rotationsbehinderung spiegelt sich letztlich auch in der auf den Fall des Steges konstanter Dicke ($t_{rel} = 1$) bezogenen effektiven Struktursteifigkeit wieder. Diese ist in Abbildung 3.13 über dem Wert der relativen Dicke t_{rel} aufgetragen. Eine leicht konkave Gestaltung der Zellstege führt demnach zu einer Optimierung der effektiven Steifigkeit stochastischer 2D-Schwammstrukturen. Besonders ausgeprägt ist das Optimierungspotenzial für Schwämme geringer relativer Dichte. Mit steigender relativer Dichte verschiebt sich das Steifigkeitsmaximum immer näher zum Zellsteg konstanter Dicke und auch der Steifigkeitsgewinn fällt immer geringer aus, was Harders et al. [56] auf den zunehmenden Einfluss axialer Stegbelastung zurückführen. Als ein weiteres interessantes Ergebnis der Untersuchungen ist in diesem Zusammenhang zu erwähnen, dass die berechneten Unterschiede in den effektiven Struktursteifigkeiten zwischen regelmäßigen hexagonalen Strukturen und stochastischen 2D-Anordnungen nur marginal ausfielen.

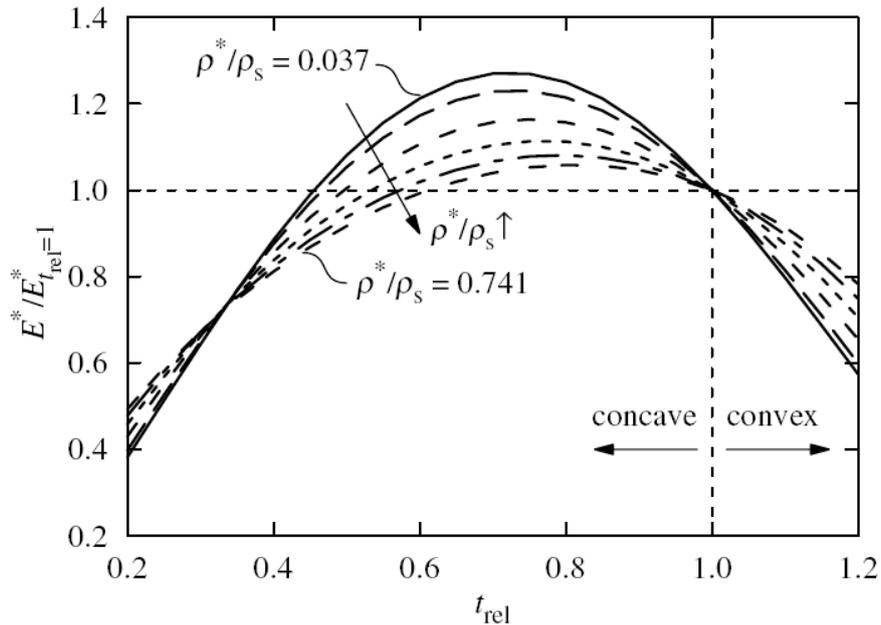


Abbildung 3.13: Relative Steifigkeitsänderung bezogen auf die Struktursteifigkeit mit Stegen konstanter Dicke in Abhängigkeit von der relativen Dicke [56]

3.2.4 Abbildungen realer Schäume

Alle bisher beschriebenen Verfahren zur Modellierung des mechanischen Verhaltens metallischer Schaumwerkstoffe können die komplexe Struktur eines realen Schaumes nur näherungsweise abbilden. Jeder einzelne der vorgestellten Modellierungsansätze legt Schwerpunkte hinsichtlich der Berücksichtigung bestimmter struktureller Kennzeichen und vernachlässigt auf der anderen Seite andere Details durch vereinfachende Modellannahmen.

In den letzten Jahren hat die Technik der hochauflösenden Computertomographie entscheidende Weiterentwicklungen erfahren. Zuerst als Werkzeug zur zerstörungsfreien Bestimmung metallographischer Schaumkenngrößen wie der Dichteverteilung vorgesehen, zeigten Arbeiten von Illerhaus [58] und von Maire [59] bereits früh das Potenzial der Computertomographie auf. Röntgentomographische Methoden erreichen sogar ausreichend hohe Auflösungen für die Charakterisierung der Mikrostruktur von Strukturwerkstoffen (z.B. [60] oder Maire [59]) und werden trotz hoher Kosten gerne in der Qualitätskontrolle von Bauteilen eingesetzt. Für die Analyse der Zellarchitektur metallischer Schaumwerkstoffe reicht hingegen schon eine geringere Auflösung aus. In Verbindung mit der vergleichsweise geringen Absorption von Röntgenstrahlen durch das zelluläre Material ergibt sich die Möglichkeit, mit der Röntgentomographietechnik recht große Proben zu untersuchen, wie die Arbeiten von Olurin et al.

[61] oder Degischer et al. [62] zeigen. Ein herausragender Vorteil der Computertomographie liegt in der zerstörungsfreien dreidimensionalen Bilderstellung während der Aufbringung großer Verformungen und der anschließenden Visualisierung der Verformungszustände, woraus sich genaue Informationen bezüglich der Mechanismen der Verformung ableiten lassen. Andere Verfahren können lediglich zweidimensionale Verformungen an der Probenoberfläche erfassen, wie etwa die konfokale Mikroskopie, oder eignen sich aufgrund prinzipieller Einschränkungen höchstens für die Untersuchung polymerer Schäume, wie etwa die Magnetresonanztomographie.

Die Besonderheiten im Deformationsverhalten metallischer Schäume sind in hohem Maße auf Irregularitäten der Zellstruktur zurückzuführen. Da selbst randomisierte Einheitszellen nicht alle Aspekte möglicher Unregelmäßigkeitseinflüsse zu berücksichtigen vermögen, werden in jüngster Zeit Ansätze zur Nutzung der Computertomographie zur Erfassung der wahren Zellarchitektur realer Schäume und deren Implementierung in Modelle auf der Basis der Finite Elemente Methode verfolgt. Maire et al. [63] benutzen für ihre Strukturuntersuchungen an verschiedenen Schaumwerkstoffen einen Standard-Labortomographen mit einer 80keV-Röntgenröhre, mit der Auflösungen in der Größenordnung zwischen 20 μm und 200 μm erreicht werden konnten. Für röntgentomographische Aufnahmen mit sehr hoher Auflösung (1-6 μm) verfügen sie aber auch über Zugriff auf Synchrotron-Tomographie am ESRF in Grenoble mit einer Energie von 6MeV. Unter Anwendung geeigneter Auswertungsverfahren konnten für den in Abbildung 3.14 dargestellten ERGTM Aluminiumschwamm die wichtigsten Größen zur Charakterisierung der Zellstruktur ermittelt werden:

- Die globale Dichte der gesamten Probe.
- Die Verteilungsfunktion der relativen Dichte über das Probenvolumen.
- Die Zellgrößenverteilungsfunktion.
- Die Zellstegdickenverteilung

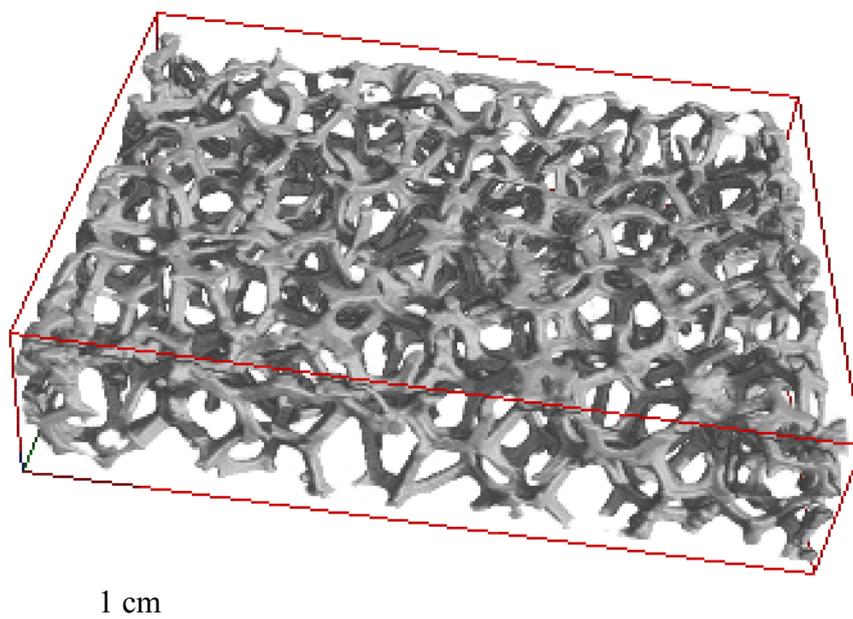


Abbildung 3.14: Computertomographische Visualisierung eines offenporigen ERGTM Aluminiumschwamms (aus [63])

Die Umsetzung der dreidimensionalen Bildinformationen in ein FE-Netz kann auf der Basis würfelförmiger Elemente vorgenommen werden, wobei jedes Würfelement der Auflösung eines Voxels entspricht. Da dieses Vorgehen eine enorme Rechenzeit in Anspruch nimmt, werden von einigen Autoren Verfahren zur Datenreduktion durch Gruppierung von Voxeln (Degischer [62]), die Nutzung eines speziellen FE-Codes (Roberts [64]) oder Parallelisierung (Barbe [65]) bei der Generierung eines FE-Netzes angewendet. Die höchste Genauigkeit bei der Abbildung der realen Schaumstruktur in ein FE-Netz erzielt jedoch die von Ulrich et al. [66] vorgeschlagene Methode, bei der anstatt von Würfelementen eine Vernetzung mit Tetraederelementen erfolgt. Youssef et al. [67] vernetzten nach diesem Verfahren einen geschlossenenporigen Polyurethanschaum, wie in Abbildung 3.15 gezeigt, mit Tetraederelementen unterschiedlicher Größen. Sie untersuchten systematisch den Einfluss der Auflösung des FE-Netzes auf die Berechnung der Schaumdichte und der effektiven mechanischen Kennwerte unter uniaxialer Druckbeanspruchung. Für den abgebildeten Probenwürfel mit 250^3 Voxeln erreicht eine Vernetzung mit NE44-Elementen (vergleiche Abbildung 3.15) bereits eine relative Abweichung von nur 2,3% vom experimentell

gemessenen Wert der Plateauspannung. Mit feinerer Vernetzung (NE165-Elemente) kann zwar die relative Abweichung auf 0% abgesenkt werden, die notwendige Rechenzeit steigt dabei aber von 12 Stunden auf 170 Stunden.

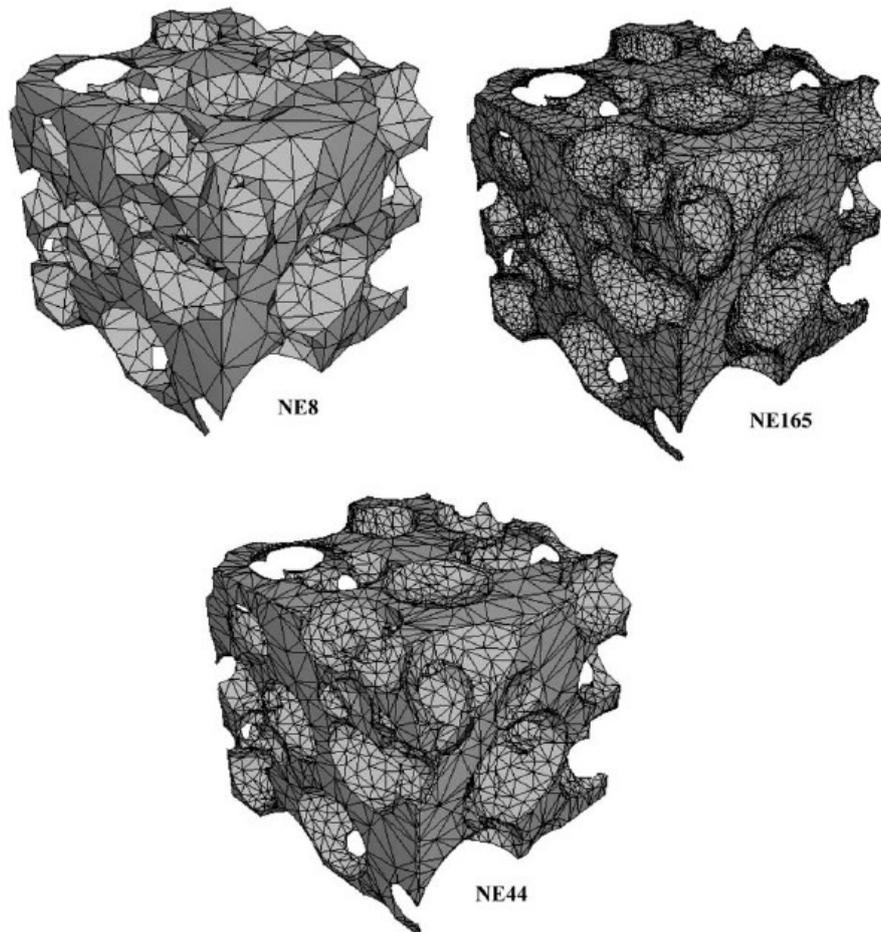


Abbildung 3.15: Vernetzung eines geschlossenporigen PU-Schaums mit Tetraederelementen (aus [67])

3.3 Metallschaumherstellung

Auf dem Gebiet der Metallschäume hat sich im Laufe der Zeit eine geradezu unüberschaubare Vielfalt der unterschiedlichsten Herstellungsverfahren entwickelt. Die von Banhart [36] vorgenommene Klassifizierung der Metallschäume hinsichtlich ihres Herstellungsverfahrens kann nur einen unvollständigen Überblick über die Möglichkeiten der Metallschaumherstellung geben (siehe Abbildung 3.1). Danach kann man Metallschäume zuallererst untergliedern

in die Gruppe der schmelzmetallurgisch hergestellten und in die Gruppe der pulvermetallurgisch hergestellten Schaumwerkstoffe. Für beide Gruppen soll an dieser Stelle auf die Herstellungsrouten der jeweils wichtigsten Vertreter eingegangen werden. Darüber hinaus haben sich in den letzten 10 Jahren Sinterverfahren etabliert, wozu insbesondere auch der offenporige Nickelschwamm INCOFOAM zählt, welcher auf dem Markt äußerst erfolgreich als Elektrodenmaterial für Akkumulatoren eingesetzt wird [68]. Auf diese soll an dieser Stelle nur am Rande eingegangen werden, da sie im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht experimentell verwendet wurden.

Bei der Herstellung nach dem schmelzmetallurgischen Prinzip entsteht die geschlossenporige Struktur entweder durch Einblasen von Luft (CYMAT, HYDRO) [69-72] in die Metallschmelze oder durch Zugabe von Treibmittel (TiH₂)-Pulver (ALPORAS) [70, 72, 73]. Offenporige Metallschwämme werden entweder gießtechnisch durch das Füllen einer Negativform mit der Metallschmelze produziert (ACCESS [74], Feingussverfahren [75-77]) oder aber durch Beschichten von offenporigen Polymerschwämmen mit einem Metall und anschließendem Sintern (INCOFOAM). Zur Herstellung geschlossenporiger zellulärer Strukturen nach dem pulvermetallurgischen Verfahren (ALULIGHT, FOAMINAL) [36, 78-86] wird das Legierungspulver mit einem Treibmittelpulver vermischt und zu einem kompakten Halbzeug verdichtet. Bei der Erhitzung des Halbzeugs auf Temperaturen oberhalb der Solidustemperatur kommt es durch Freisetzung von Wasserstoffgas zum Aufschäumprozess.

3.3.1 Schmelzmetallurgische Herstellung offenporiger Schäume

Unter Anwendung schmelzmetallurgischer Verfahren ist sowohl die Herstellung geschlossenporiger Metallschäume als auch die Erzeugung offenporiger Schwammstrukturen möglich. Während die geschlossenporigen Metallschäume ausnahmslos selbstformende Porenstrukturen enthalten, kann bei der gießtechnischen Herstellung offenporiger Metallschwämme durch die Auswahl eines geeigneten Precursor-Werkstoffs beziehungsweise durch dessen Nachbehandlung Einfluss genommen werden auf die Zellstruktur des fertigen Metallschwamms.

ACCESS-Verfahren

Das an der RWTH Aachen entwickelte ACCESS-Verfahren [74, 87] verwendet Platzhalter-schüttungen aus Gießereiformsandpellets, die von der Metallschmelze umgossen werden.

Durch die einwirkende Gießhitze verlieren die Platzhalter ihre Harzbindung und zerfallen in ihre kleinsten Bestandteile. Nach dem Erstarren der Schmelze können sie durch Ausrütteln entfernt werden. Das ACCESS-Verfahren ermöglicht Porositäten

$$p = 1 - \bar{\rho} \quad (3.14)$$

zwischen $p=50\%$ und $p=80\%$ mit Porendurchmessern von 3 mm bis 10 mm [74]. Wie Abbildung 3.16 zeigt, ist das Gussverfahren nicht auf Aluminium als Ausgangswerkstoff beschränkt, sondern bietet die Möglichkeit zum Abguss höherfester oder höherschmelzender Legierungen.

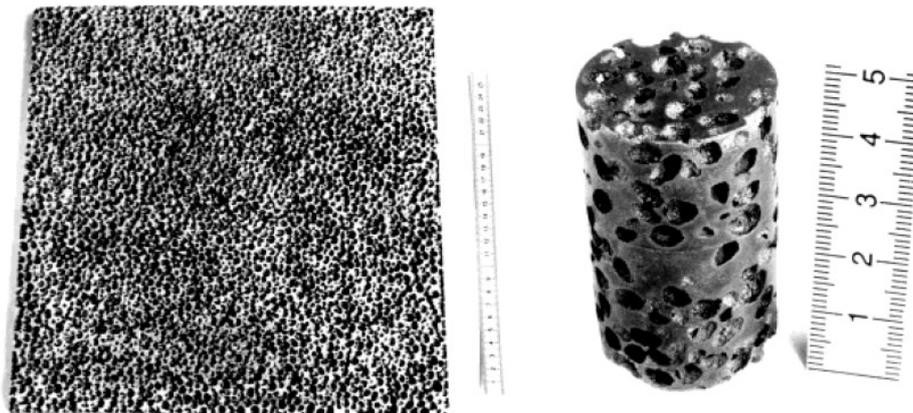


Abbildung 3.16: Nach dem ACCESS-Verfahren hergestellte Probenkörper aus AlSi12 (links) bzw. GGG60 (rechts)

Feingussverfahren

Ein weiteres gießtechnisches Verfahren zur Erzeugung offenporiger Metallschwämme bildet ein Polyurethan-Schwamm-Modell durch Feinguss ab (PORMET, DUOCELL, m-pore). Die als Precursor verwendeten Polymerschwämme sind kommerziell in verschiedenen Porositäten zwischen 10ppi (pores per inch) und 45ppi erhältlich. Abbildung 3.17 illustriert den Herstellungsprozess. In das Speiser- und Anschnittsystem aus Wachs wird der auf die Abmessungen des späteren Metallschwamms zugeschnittene Polyurethanschwamm wie im klassischen Feingussverfahren integriert. Er wird anschließend in einen keramischen Formstoff eingebet-

tet und an der Luft getrocknet. Im Verlauf des Brennvorgangs schmelzen die Kunststoff- und die Wachsanteile des Modells heraus und verbrennen, so dass ein Negativabbild des Schaummodells entsteht. In die vorgewärmte Negativform erfolgt der Abguss der Metallschmelze. Dies geschieht unter Vakuumunterstützung, um eine vollständige Formfüllung zu erreichen. Nach dem Abkühlen wird der keramische Formstoff durch Ausrütteln, Ausspülen mittels eines Hochdruckwasserstrahls oder gegebenenfalls durch Anwendung chemischer Lösungsmittel entfernt. Schließlich wird abschließend noch eine Reinigung des Metallschwamms vorgenommen.

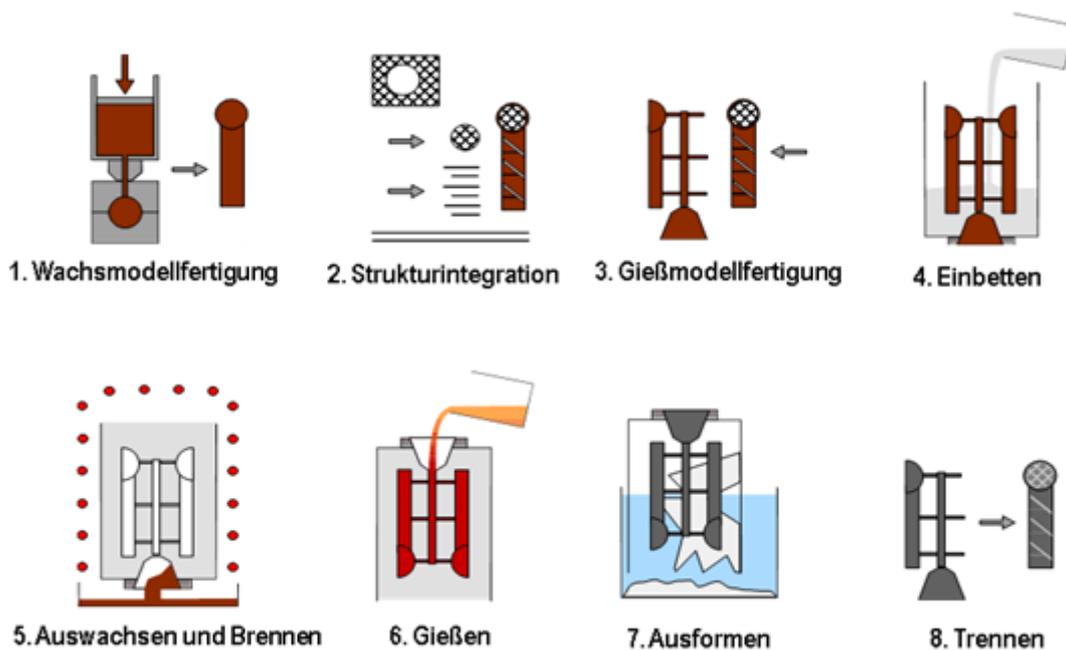


Abbildung 3.17: Herstellung offener Metallschwämme im Feingussverfahren

Gegenüber den geschlossenporigen Metallschäumen, die ausnahmslos selbstformende Porenstrukturen aufweisen, besitzen die vorbestimmten Zellstrukturen der gießtechnisch hergestellten offener Metallschwämme eine ganze Reihe von Vorteilen. Ihre Porenstruktur ist deutlich homogener und weist höchstens geringe Anisotropie auf, was zu einer wesentlich geringeren Schwankung der mechanischen Kennwerte führt [87]. Andererseits können durch Modifikationen am Modellschwamm (z.B. Streckung) vor dem Zusammenbau des Wachsmodells aber auch gezielt anisotrope Eigenschaften eingestellt werden. Weiterhin sind durch die Integration massiver Elemente in das Wachsmodell gradierte Bauteile oder Hybridbauteile in einem Arbeitsschritt herstellbar. Sogar Sandwichbauteile oder Hohlstrukturen werden durch das Feingussverfahren ermöglicht, wie die Beispiele in Abbildung 3.18 belegen. Die gießtechnische Herstellung offener Metallschwämme beschränkt sich dabei nicht auf Alumi-

niumpulierungen als Grundwerkstoff. Vielmehr können auch heute schon offenporige Schwämme aus höherfesten Fe- oder Ti-Legierungen realisiert werden [74]. Die durch den relativ hohen Herstellungsaufwand bedingten hohen Kosten der offenporigen Metallschwämme legen als Anwendungsschwerpunkte nur solche Bereiche der Technik nahe, bei denen die Multifunktionalität der offenporigen Struktur ausgenutzt werden kann.

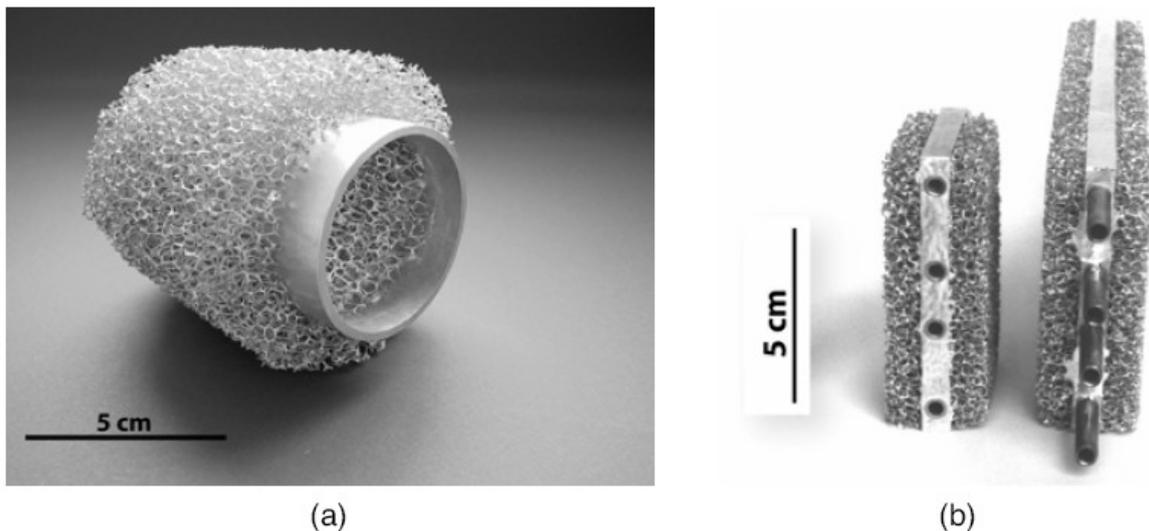


Abbildung 3.18: Mit dem Feingussverfahren in einem Arbeitsschritt gegossene Bauteile aus einer Aluminiumlegierung (aus [88]): (a) mit einer Schwammstruktur gefülltes und ummanteltes Rohr, (b) Wärmetauscher mit umgossenen Edelstahlrohren

3.3.2 Schmelzmetallurgische Herstellung geschlossenporiger Schäume

Reine Metallschmelzen neigen von sich aus nicht zur Bildung stabiler Blasen. Ihre hohe Oberflächenspannung und die geringe Viskosität der Schmelze sind die Gründe für diese Eigenschaft. Bei der schmelzmetallurgischen Herstellung von siliziumkarbidpartikelverstärkten Aluminiumlegierungen trat der ursprünglich unerwünschte Effekt auf, dass sich an der Oberfläche der Schmelze ein stabiler Metallschaum absetzte. Die Ursache für die Bildung eines stabilen Aluminiumschaums ist in den beigemischten Siliziumkarbidpartikeln zu finden [89]. Diese erhöhen einerseits die Viskosität der Schmelze und verringern andererseits die Oberflächenspannung, was letztlich eine Stabilisierung der Schaumstruktur zur Folge hat. Generell sind Schäume wegen ihrer großen freien Oberfläche von Natur aus thermodynamisch instabile Strukturen [71]. Ip et al. [71] untersuchten systematisch den schaumstabilisierenden Einfluss von Partikeln auf Flüssigkeiten, und zwar am Beispiel von Wasser als auch am Beispiel einer Aluminiumschmelze mit beigemischten SiC-Partikeln. Sie fanden heraus, dass die Bei-

mischung von Partikeln sowohl einen schaumstabilisierenden Einfluss haben kann, als auch die Schaumstabilität herabsetzen kann. Der wichtigste Faktor ist dabei die Benetzbarkeit der Partikel durch die Metallschmelze, welche durch den Kontaktwinkel α zwischen den beiden Materialien gekennzeichnet ist. Partikel mit mittlerer Hydrophobie, die einen Kontaktwinkel mit der Schmelze von $\alpha=40-70^\circ$ aufweisen, werden von der Schmelze nicht komplett benetzt. Sie lagern sich vorzugsweise an den Phasengrenzflächen zwischen Schmelze und Gas an, was eine Stabilisierung des Metallschaums zur Folge hat. Neben der Benetzbarkeit spielen natürlich auch Einflussgrößen wie die Partikelgröße, die Partikelgeometrie und die Konzentration der Partikel eine wichtige Rolle bei der Stabilisierung des Schaumes. Ein weiterer Mechanismus der Schaumstabilisierung ist die Erhöhung der Viskosität der Schmelze durch die feinverteilten SiC-Partikel. Dadurch wird ein Abfließen der Schmelze aus den Zellwänden erschwert. Dieser Effekt der Abflussbehinderung wird durch die an den Grenzflächen angelagerten SiC-Partikel in den Zellwänden noch weiter verstärkt. Die Versuche von Ip et al. [71] zeigten, dass die Bildung eines stabilen Schaumes bei einer Aluminiumschmelze erst ab einer kritischen SiC-Partikelkonzentration von etwa 8-10% beginnt, wobei die durchschnittlichen Partikeldurchmesser $d_p=10-15 \mu\text{m}$ betragen. Mit zunehmender Partikelkonzentration stieg die im Versuch gemessene Schaumhöhe und somit die Schaumstabilität. Es zeigte sich zudem, dass eine Mindestbedeckung der Zellwandoberfläche mit SiC-Partikeln von etwa 50% erforderlich ist, um einen stabilen Schaum zu erreichen. Prakash et al. [69] geben den für die Schaumstabilisierung für das System Aluminiumschmelze mit SiC-Partikelbeimischung in der Praxis gebräuchlichen Bereich von Partikelkonzentration und Partikelgröße entsprechend der Darstellung in Abbildung 3.19 an. Danach ist mit den in der Praxis üblichen SiC-Partikeln, die eine durchschnittliche Partikelgröße von $d_p=10-15 \mu\text{m}$ aufweisen, eine Partikelkonzentration von $c=10-15$ Volumen-% zur Stabilisierung des Schaumes sinnvoll.

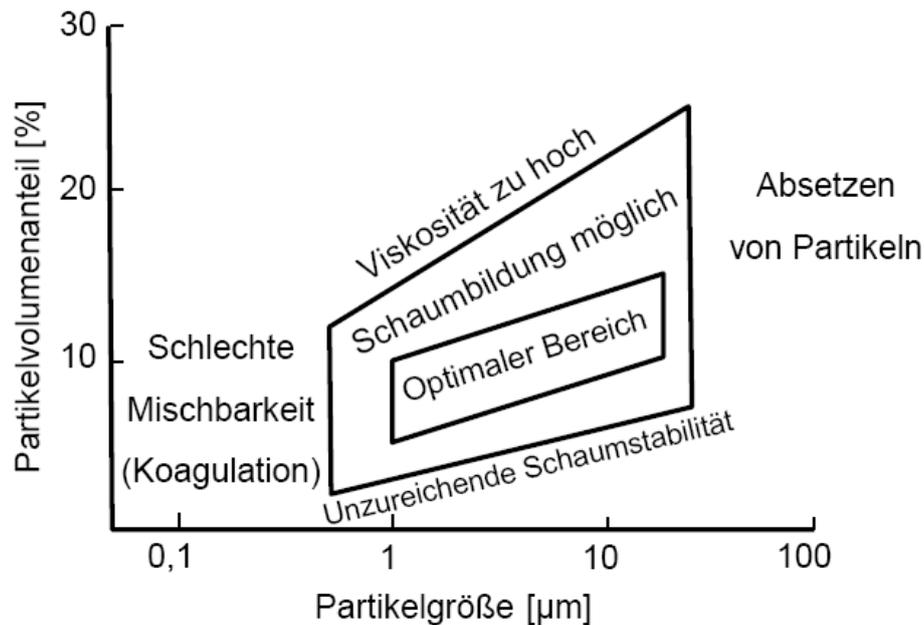


Abbildung 3.19: Bereich der Prozessparameter bei der Herstellung von Al-SiC-Schäumen nach Prakash [69]

Grundsätzlich stehen zwei Wege zur Verbesserung der Schaumstabilität zur Verfügung, nämlich die Reduktion der Partikelgröße auf der einen Seite und andererseits die Erhöhung des Volumenanteils an stabilisierenden Partikeln. Gonzenbach et al. [90] stellten an wässrigen Schäumen fest, dass die Verwendung von kolloiden Nanopartikeln (z.B. Al_2O_3 oder SiO_2) mit einer Partikelgröße von 70nm den zur Erzeugung eines stabilen Schaums notwendigen Volumenanteil von 15 auf 5 Volumenprozent absenken konnte. Das Potenzial der Einbringung geringer Volumenanteile von Nanopartikeln auf die Herstellung ultrastabiler metallischer Schaumwerkstoffe wurde allerdings bislang noch nicht ausgelotet.

ALCAN-Verfahren

Die Firma ALCAN erkannte in dem oben beschriebenen Prinzip eine Möglichkeit zur kostengünstigen Herstellung von Aluminiumschäumen und entwickelte daraus ein patentiertes Verfahren [72]. Bei dem ALCAN-Verfahren sowie bei dem sehr ähnlichen Verfahren der Firma HYDRO Aluminium werden, wie in Abbildung 3.20 dargestellt, einer Aluminiumlegierungsschmelze unter Rühren 10-20 Vol.% SiC-Partikel (oder Al_2O_3 -Partikel [91]) in einem Mischbehälter zugesetzt. In einem Aufschäumbehälter wird dann Druckluft in die Schmelze eingeblasen, wodurch sich ein flüssiger Aluminiumschaum bildet, der sich an der Oberfläche der

Schmelze absetzt. Der erstarrende Aluminiumschaum kann von dort mit einem Förderband abgezogen werden.

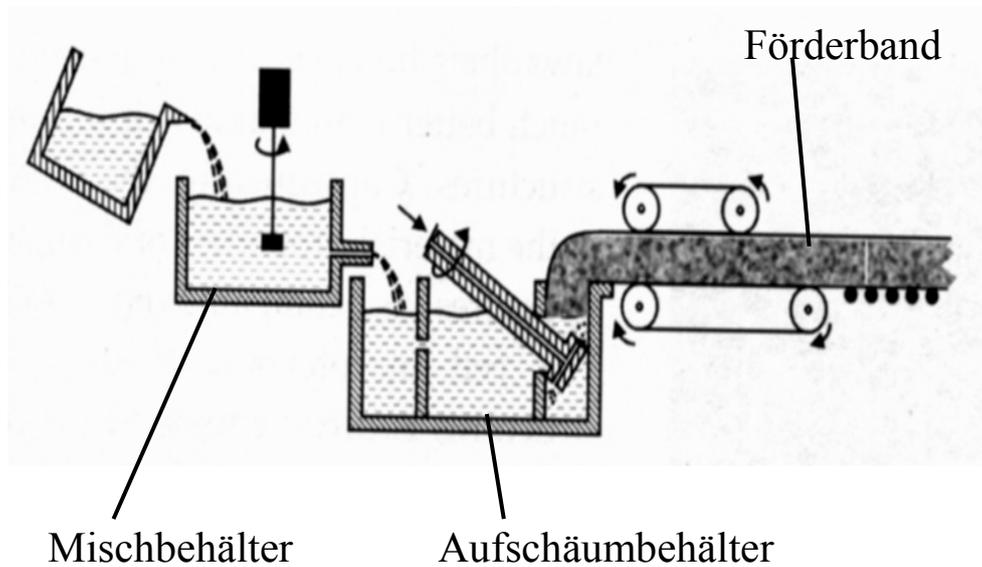


Abbildung 3.20: ALCAN-Verfahren zur Herstellung geschlossener Aluminiumschäume

Der CYMAT/ HYDRO-Prozess zählt wegen der Luftblasenbildung zu den selbstformenden Verfahren. Der kontinuierliche Herstellprozess des CYMAT/ HYDRO-Verfahrens ermöglicht eine kostengünstige Herstellung von Aluminiumschäumen mit einer relativen Dichte von $\bar{\rho}=2-20\%$ und mit Zeldurchmessern von $d=3-25$ mm [92]. Es können Aluminiumschaumplatten mit einer Breite bis zu $b=1,5$ m und einer Dicke von $h=25-150$ mm hergestellt werden.

Die in der Schmelze aufsteigenden Luftblasen führen zu einer recht inhomogenen Porenverteilung mit stark unterschiedlichen Porengrößen. Desweiteren kommt es durch das Abschöpfen des in der Erstarrung befindlichen Schaumes zu einer Streckung der Poren [72] und somit zu einer Anisotropie des Schaumwerkstoffes.

COMBAL-Verfahren

Eine Weiterentwicklung des ALCAN-Verfahrens stellt das COMBAL-Verfahren [93] zur Herstellung von Formbauteilen dar. Die durch Gasinjektion aufgeschäumte Aluminiumschmelze wird hierbei in eine Kokille eingefüllt. Nach der Erstarrung der Schmelze entsteht ein fertiges Formbauteil mit geschlossener Schäumhaut.

Integral Foam Moulding

Der „Integral Foam Moulding“-Prozess dient der Herstellung flächiger Integralschaumbauteile, die eine geringe Bauteildicke und eine ebene oder höchstens leicht gewölbte Form aufweisen. Durch Einwirbeln von Treibmittel in die Schmelze während der Befüllung einer Gießform sind lokale Gradierungen erzielbar. Grundsätzlich erhält man als Ergebnis des „Integral Foam Moulding“-Prozesses, der von Körner und Singer [94, 95] entwickelt wurde, Bauteile mit dichter Außenhaut und porösem Kern. Wiehler et al. [94] untersuchten die Ausbildung der Dichteverteilung von Integralschaumbauteilen aus der Aluminiumgusslegierung AlSi9Cu3 unter Beimischung von MgH_2 als Treibmittel. Sie nutzten zur Auswertung der lokalen Dichte computertomographische Aufnahmen, wie sie in Abbildung 3.21 für zwei unterschiedliche Gießparametersätze dargestellt sind.

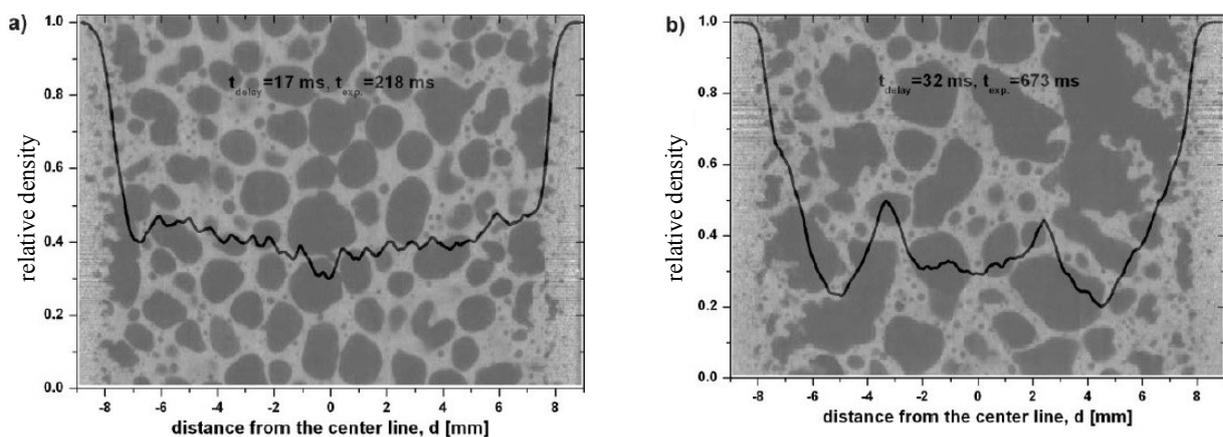


Abbildung 3.21: Dichteverläufe eines Integralschaums in Abhängigkeit von den Gießparametern (aus [94])

ALPORAS-Verfahren

Ein weiteres schmelzmetallurgisches Herstellverfahren ist das ALPORAS-Verfahren [72, 73], welches von der Firma SHINKO WIRE in Japan patentiert wurde. Abbildung 3.22 verdeutlicht den Herstellungsprozess nach dem ALPORAS-Verfahren. Dieses inkontinuierliche Verfahren kommt ohne die schaumstabilisierende Wirkung von Partikeln aus. Der reinen Aluminiumschmelze wird dazu bei einer Temperatur von 680°C unter Rühren 1,5% Calcium zugegeben, welches aufgrund seiner hohen Affinität zu Sauerstoff sehr schnell Oxide bildet. Die Oxide bewirken eine starke Erhöhung der Viskosität der Schmelze. Die eingedickte Aluminiumschmelze wird anschließend in eine Gussform gegossen, in der ihr ebenfalls unter Rühren

1,6% TiH_2 als Treibmittel zugesetzt wird. Bei Temperaturen oberhalb von etwa 400°C zersetzt sich Titanhydrid und bildet dabei Wasserstoffgas [83], wodurch sich in der Schmelze eine geschlossoporige Schaumstruktur ausbildet. Durch anschließendes Kühlen wird der Prozess der Erstarrung beschleunigt und man erhält schließlich einen Aluminiumschaumblock. ALPORAS ist einer der homogensten und erfolgreichsten Schaumprodukte, die derzeit auf dem Markt erhältlich sind.

Byakova et al. [96] untersuchten den Einfluss des Aufschäummittels auf die Schaumbildung. Eine Alternative zum ursprünglich verwendeten Titanhydrid (TiH_2) stellt Calciumcarbonat (CaCO_3) dar, mit dem die Autoren eine feinere Porenausbildung erreichten. In Kombination mit einer verbesserten Mikrostruktur der Zellwände ergaben sich durch die Verwendung von CaCO_3 deutliche Verbesserungen in den mechanischen Kennwerten [97].

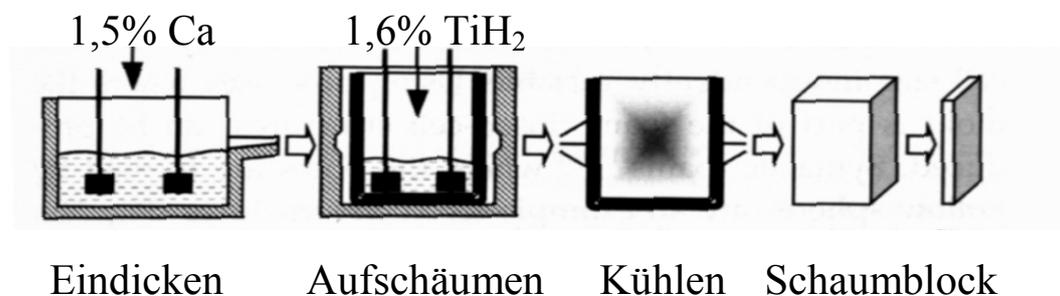


Abbildung 3.22: Aluminiumschaumherstellung nach dem ALPORAS-Verfahren

3.3.3 Pulvermetallurgische Herstellung geschlossener Metallschäume

IFAM-Verfahren

Das pulvermetallurgische Verfahren zur Herstellung geschlossener Metallschäume wurde in den letzten Jahren vor allem durch das Fraunhofer-Institut für Angewandte Materialkunde (IFAM) in Bremen vorangetrieben und auch patentiert. Bei diesem als IFAM-Verfahren bekannten Prozess, welcher in Abbildung 3.23 schematisch dargestellt wird, werden dem feingemahlten Metallpulver etwa 0,3-1% eines Treibmittels (TiH_2 , ZrH_2 , MgH_2 oder CaCO_3) beigemischt. Das Pulvergemisch wird dann durch axiales Pressen oder Strangpressen zu einem kompakten Halbzeug verdichtet. Der eigentliche Aufschäumvorgang wird durch Erwärmen des kompaktierten Halbzeuges auf den Temperaturbereich zwischen Solidustemperatur und Liquidustemperatur der Aluminiumlegierung eingeleitet [98]. Das Treibmittel setzt in diesem Temperaturbereich ausreichende Mengen an Wasserstoffgas frei,

welches durch Blasenbildung die Schmelze zum Expandieren zwingt und eine geschlossenporige, sehr homogene Schaumstruktur bildet. Nach Erreichen eines gewünschten Expansionsgrades leitet man die Erstarrung des Schaumes durch Abkühlen unter die Solidustemperatur ein. Die nach dem IFAM-Verfahren hergestellten Werkstoffe sind unter den Handelsnamen ALULIGHT und FOAMINAL bekannt.

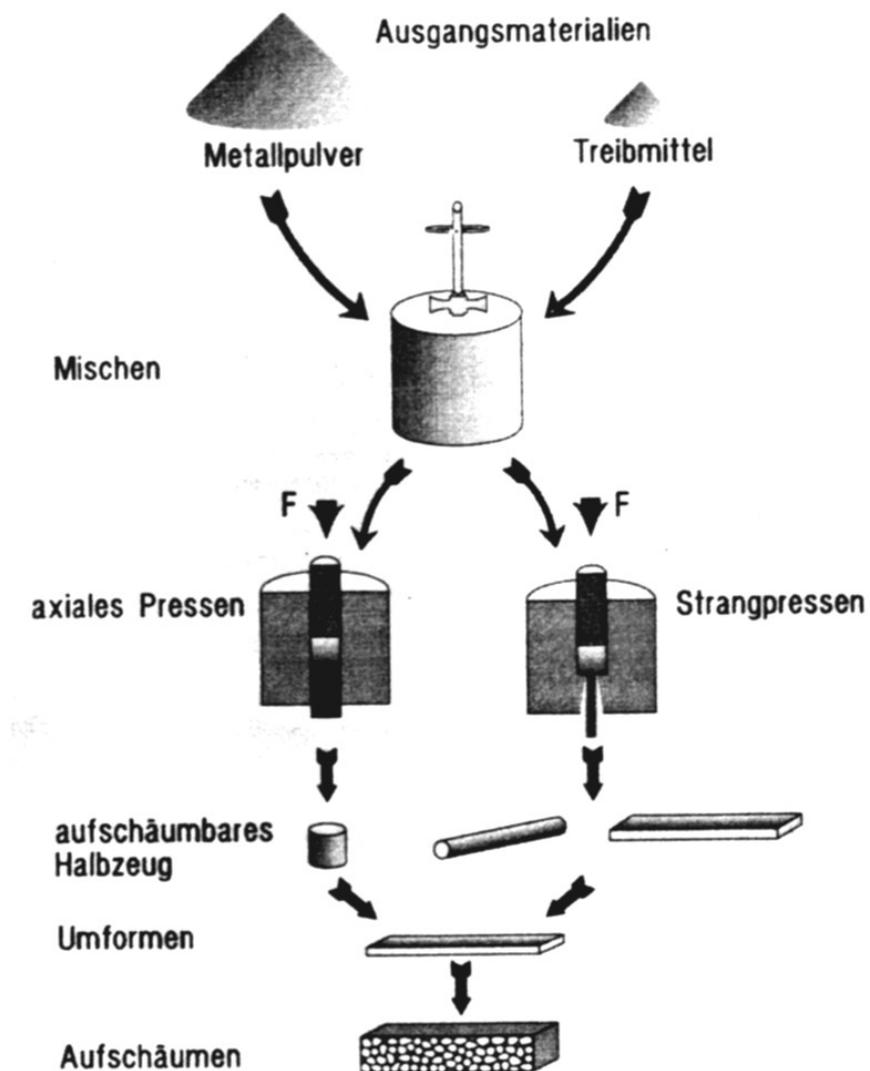


Abbildung 3.23: IFAM-Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung geschlossener Metallschäume [84]

Nach dem IFAM-Verfahren realisierbare relative Dichten liegen in einem Bereich von $\bar{\rho}=20$ bis 40% [72] und die Zwischenstufe des kompaktierten Halbzeuges bietet eine Reihe von interessanten Möglichkeiten. So ist es möglich, durch entsprechende Bearbeitung des Halbzeuges Formteile und Profile herzustellen, die erst anschließend aufgeschäumt werden.

AFS-Verfahren (Aluminium Foam Sandwich)

Durch beidseitiges Walzplattieren des kompakten Halbzeugs mit Aluminiumblechen und anschließendes Aufschäumen können Sandwichplatten hergestellt werden, bei denen eine metallische Bindung mit der Deckschicht vorherrscht. Die Entwicklung des unter dem Namen AFS (Aluminium Foam Sandwich) bekannten Materials wurde primär von Seeliger [99-101] bei Karmann und später bei der Firma alm GmbH vorangetrieben. Die sich ergebenden Sandwichstrukturen zeichnen sich durch eine sehr hohe Steifigkeit bei gleichzeitig niedriger Masse aus. Durch Formgebung mit konventionellen Blechbearbeitungsmethoden noch vor dem Aufschäumen kann man in einfacher Weise auch komplizierte dreidimensionale Sandwichformteile herstellen (siehe Abbildung 3.24).

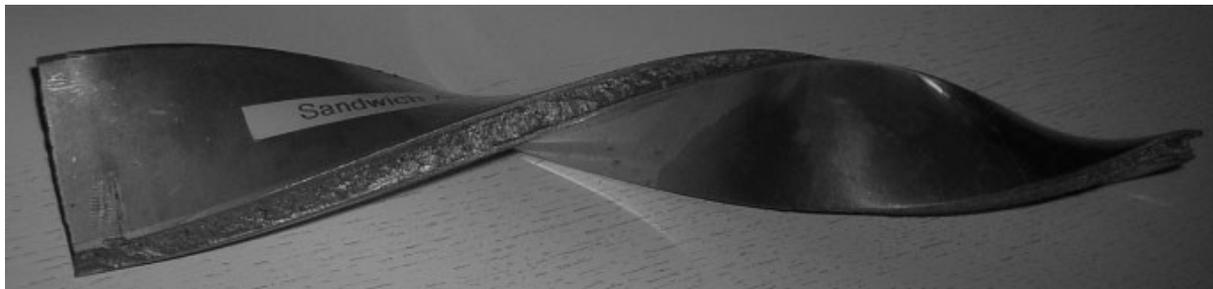


Abbildung 3.24: Durch Verformung des walzplattierten Precursor-Materials hergestelltes AFS-Bauteil

AFS-Bauteile lassen sich gut durch verschiedene Fügeverfahren (z.B. Schweißen, Nieten) verbinden, was die Anfertigung großer Bauteile möglich macht. In Abbildung 3.25 ist der Prototyp eines Tragspans aus AFS-Sandwichmaterial für die europäische Trägerrakete Ariane 5 gezeigt, der aufgrund von Kostenvorteilen die bisherige Lösung mit Honeycomb-Aluminiumwaben ersetzen soll. Das 4m im Durchmesser große und rund 180kg schwere Bauteil wird aus 12 gewölbten Segmenten zusammengesetzt und bietet ausreichende Festigkeit für eine Belastung mit 100kN [99].



Abbildung 3.25: Prototyp eines konischen Spants für die Ariane 5 Trägerrakete mit einem Durchmesser von 4m (aus [99])

Neben AFS sind vergleichbare Aluminiumschaum-Sandwich-Strukturen erhältlich vom Fraunhoferinstitut IWU in Chemnitz sowie auf der Basis von geklebten Aluminiumdeckblechen mit einem Kern aus ALPORAS-Schaum von der Firma Gleich GmbH.

APM-Verfahren (Advanced Pore Morphology)

Beim APM-Verfahren [102] werden kleinvolumige Metallschaumkugeln nach dem IFAM-Verfahren als Halbzeuge hergestellt. Durch geeignete Fügeverfahren (z.B. Kleben) lassen sich diese Schaumkörper zu endkonturnahem Bauteilen zusammensetzen. Mittels der gezielten Kombination verschiedenartiger Halbzeugkugeln (hinsichtlich des Schaumwerkstoffs oder der Schaumdichte) lassen sich auf diese Weise beliebige Werkstoffeigenschaften maßgeschneidert einstellen. Da der Herstellungsprozess auf die Massenproduktion kleiner Schaumkörper abzielt, bietet sich eine sehr kostengünstige Alternative zur Herstellung von Metallschaumbauteilen.

3.4 Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe

3.4.1 Verformung bei einsinniger Beanspruchung

Druckbeanspruchung

In der Mehrheit technischer Bauteile, bei denen metallische Schaumwerkstoffe zur Anwendung kommen, findet man uniaxiale statische oder stoßartige Beanspruchung in Druckrichtung vor. Entsprechend der hohen Relevanz für die Anwendung wurde das Verformungsverhalten von Metallschäumen im einachsigen Druckversuch von vielen Arbeitsgruppen intensiv untersucht [70, 103-110]. Die Verformungen wurden umfassend analysiert und die Mechanismen sind weitestgehend verstanden.

Unabhängig vom individuellen strukturellen Aufbau des Schaumwerkstoffs ist der Spannungs-Dehnungsverlauf eines Metallschaums ganz wesentlich geprägt durch die Ausbildung eines Plateaubereichs, in dem sich die zur weiteren Verformung notwendige Spannung nur wenig oder gar nicht ändert. In Abbildung 3.26 ist der schematische Verlauf der Druckverformung in drei deutlich unterscheidbare Bereiche untergliedert, die charakteristisch für das Verhalten metallischer Schäume sind:

- Bereich I: Zu Beginn der Verformung findet eine quasi-elastische Stauchung der zellularen Struktur statt. Da aber bereits bei kleinen Verformungen lokale plastische Deformationen auftreten [103], ist eine vollständige Reversibilität der Verformung nicht gegeben.
- Bereich II: Mit fortschreitender Verformung geht die Spannungs-Dehnungskurve in einen nahezu horizontalen Verlauf über, in dem über einen weiten Bereich der Druckstauchung ein gleichbleibendes Spannungsniveau gehalten wird. Die Verformung lokalisiert sich durch die Ausbildung von Verformungsbändern [86, 111]. Ausgehend von besonders schwachen Zellen breiten sich die Verformungsbänder durch schrittweises Versagen von angrenzenden Zellen aus, während andere Probenbereiche praktisch unverformt bleiben.
- Bereich III: Etwa nach dem Erreichen einer Stauchung von 50% - 60% steigt die Druckspannung mit zunehmender Verformung wieder progressiv an. In diesem Be-

reich setzt globale Verdichtung des Schaumwerkstoffs ein, wenn die kollabierten Zellstege bzw. Zellwände mit denen der Nachbarzellen in Kontakt treten.

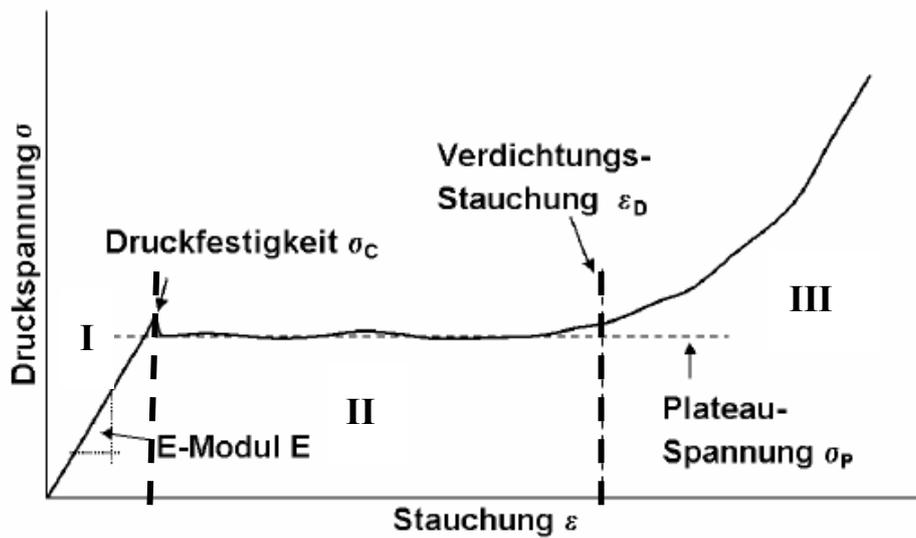


Abbildung 3.26: Die drei Bereiche der Druckverformung metallischer Schäume (schematische Darstellung)

Aufgrund des langen Spannungsplateaus im Druckversuch sind Metallschäume in der Lage, große Mengen an Verformungsenergie aufzunehmen. Die Fläche unterhalb der Spannungs-Stauchungskurve ist direkt proportional zum Betrag der absorbierten Energiedichte [112]:

$$E = \int_0^{\varepsilon_D} \sigma \, d\varepsilon \quad (3.15)$$

Für viele Anwendungen zum Abbau von kinetischer Energie, z.B. in Crash-Elementen, ist ein möglichst langer Verformungsweg bei einem gleichbleibenden und einstellbaren Spannungsniveau gewünscht. Metallschaumelemente kommen hier dem idealen Energieabsorber schon sehr nahe. Olurin et al. [112] definierten eine Größe

$$E_{\text{eff}} = \frac{E}{\sigma_{\text{plateau}} \varepsilon_D} \quad (3.16)$$

für die Energieabsorptionseffizienz, welche die Bildung eines quantitativen Vergleichswertes hinsichtlich der Eignung zur Energieabsorption liefert, indem sie die absorbierte Energie des Schaums auf die Energieabsorption eines idealen Energieabsorbers ($\sigma_{\text{plateau}} \times \varepsilon_D$) bezieht.

Die Einstellung eines definierten Spannungsniveaus kann durch die Auswahl des Schaumgrundwerkstoffs und der relative Dichte erfolgen [111]. Nach Ashby et al. [5] besteht ein direkter Zusammenhang zwischen der Höhe der Plateauspannung σ_{plateau} und der relativen Schaumdichte $\bar{\rho}$ eines duktilen Schaumwerkstoffs in der Form:

$$\frac{\sigma_{\text{plateau}}}{R_e} = 0,3 (\Phi \bar{\rho})^{3/2} + 0,4 (1 - \Phi) \bar{\rho} \quad . \quad (3.17)$$

Mit einem Wert von $\Phi = 1$ für die Materialverteilung fällt für offenporige Metallschwämme der zweite Term weg und es verbleibt der erste Gleichungsterm zur Abschätzung der Plateauspannung entsprechend der Gleichung (3.16):

$$\frac{\sigma_{\text{plateau}}}{R_e} = 0,3 \bar{\rho}^{3/2} \quad . \quad (3.18)$$

Simone et al. [113] und Andrews et al. [114] trugen für verschiedene geschlossenporige als auch offenporige Aluminiumschäume die gemessenen Plateauspannungen bei unterschiedlichen relativen Dichten auf, um die Gültigkeit der Bestimmungsgleichungen von Ashby et al. [5] zu überprüfen. Die in Abbildung 3.27 aufgetragenen Datenpunkte ergeben eine recht gute Übereinstimmung mit der gestrichelten Linie der Ashby-Gleichung für offenporige Schwämme. In dem dargestellten Vergleich erreicht lediglich der Alcan-Aluminiumschaum die Erwartungen aus der einfachen Modellbetrachtung nicht. Andrews et al. [114] führen die geringere Festigkeit auf herstellverfahrensbedingten Inhomogenitäten zurück.

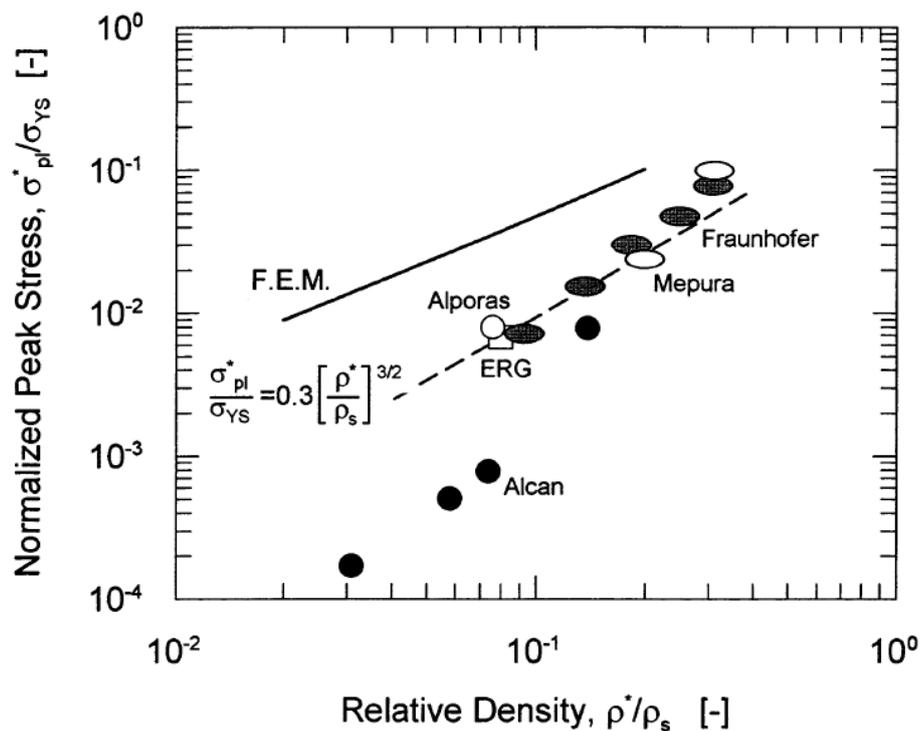


Abbildung 3.27: Plateauspannung in Abhängigkeit von der relativen Schaumdichte nach [115]

Bei hohen relativen Dichten geht bei vielen Werkstoffen allerdings auch der charakteristische Plateau-Charakter etwas verloren. Hakamada et al. [116] untersuchten poröse Kupferproben mit relativen Schaumdichten beginnend bei $\bar{\rho}=0,22$ bis hin zu $\bar{\rho}=0,96$, wobei letztere nahezu die Eigenschaften des Vollmaterials mit geringen Restporositäten abbilden und daher nicht mehr mit Schaumwerkstoffen vergleichbar sind. In der Abbildung 3.28 erkennt man, wie das ausgeprägte Spannungsplateau, welches bei geringer relativer Dichte vorhanden ist, mit zunehmender Dichte einem kontinuierlichen Spannungsanstieg weicht.

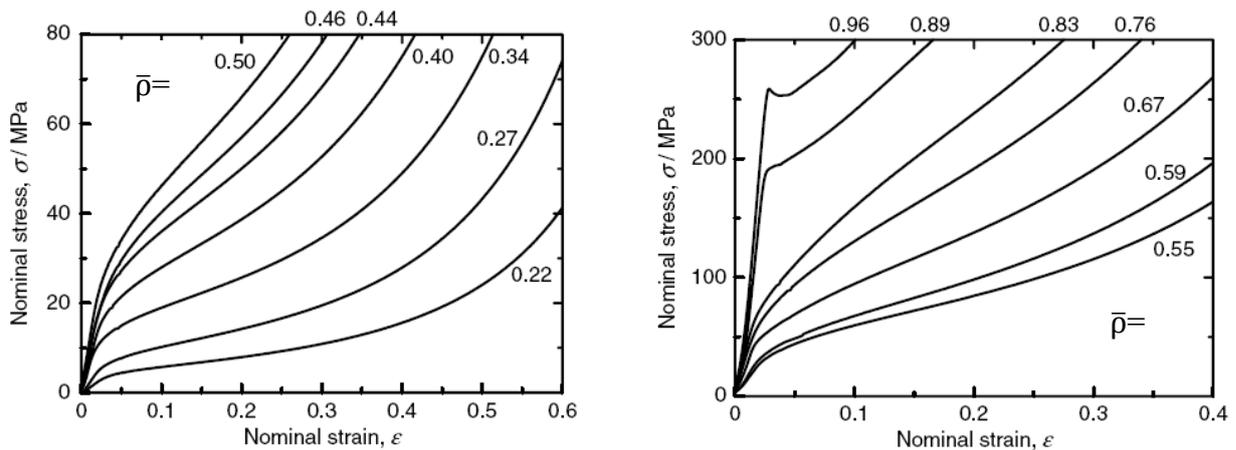


Abbildung 3.28: Auflösung des Spannungsplateaus bei hoher relativer Dichte im Druckversuch (aus [116])

Anhand von lichtmikroskopischen Oberflächenaufnahmen an Proben vor der Verformung und nach Aufbringung einer Verformung von $\varepsilon = -20\%$ konnten sie nachweisen, dass bei geringer relativer Dichte ($\bar{\rho} = 0,22$) die Verformung durch Biegeverformung und Bildung plastischer Gelenke an den Knotenpunkten bestimmt wird. Dies bestätigen auch die röntgentomographischen Untersuchungen von Bastawros et al. [117, 118], welche lokalisierte plastische Verformung der Zellen durch Biegung und Ausknicken von Zellstegen als Mechanismen der Verformung im Druck identifizierten. In-situ-Druckversuche im Rasterelektronenmikroskop, wie sie von Song et al. [119] an einem geschlossenenporigen AlSi12-Schaum durchgeführt wurden, belegen ebenfalls die starke Dominanz des Ausknickens bzw. Ausbeulens für das Strukturversagen. Bei hohen relativen Dichten ($\bar{\rho} = 0,7$) fanden Hakamada et al. [116] hingegen nur noch an wenigen Stellen Hinweise auf Biegung oder Ausknicken. Stattdessen trat überwiegend plastische Stauchung der Zellwände auf. Die Deformation erfolgte bei hohen relativen Dichten zudem gleichmäßiger, wodurch die Bildung von Verformungsbändern komplett unterdrückt wurde. Auf den globalen Spannungs-Dehnungsverlauf wirkt sich die homogene Verformung der Zellen in Form einer deutlich erhöhten Fließspannung und dem Ausbleiben eines Plateaubereichs aus.

Einen bedeutenden Einfluss auf die Ausbildung des Plateaubereichs üben auch die Duktilität des verwendeten Grundwerkstoffs und die Homogenität der Schaumstruktur aus [120]. Duktile Schaumwerkstoffe zeichnen sich über den gesamten Plateaubereich durch einen Spannungsverlauf mit geringen Schwankungen aus [55, 121]. Bei spröderen Werkstoffen, wie et-

wa den siliziumkarbidverstärkten Aluminiumlegierungen [122], ist keine ausreichende Verformbarkeit der Zellwände bzw. Zellstege gegeben, so dass der Mechanismus des Versagens überwiegend durch Spröbruch der Zellen getragen wird. Im Druckversuch bricht bei diesen Werkstoffen die Spannung nach dem Erreichen einer Maximalkraft drastisch ein, wenn erste Zellen durch spröden Bruch versagen. Im weiteren Verlauf der Verformung wiederholt sich der Mechanismus in angrenzenden Zellen, wodurch sich starke Schwankungen der Druckspannung im Plateaubereich ergeben [122]. In Abbildung 3.29 sind die Spannungs-Dehnungsverläufe eines duktilen Aluminiumschaums und eines spröden keramischen Schaums gegenübergestellt, woraus im Vergleich die vorher beschriebenen Unterschiede im Verformungsmechanismus deutlich erkennbar werden.

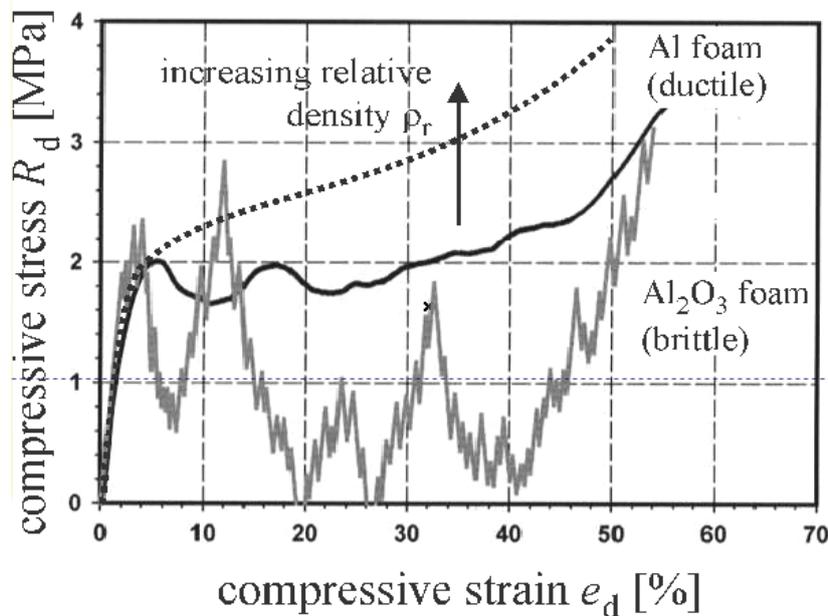


Abbildung 3.29: Gegenüberstellung des Verformungsverhaltens eines duktilen und eines spröden Metallschaums [4]

Zugbeanspruchung

Insbesondere die experimentelle Problematik der Aufbringung von Zugkräften auf eine zelluläre Struktur, worauf im Kapitel 4 (Experimentelles) noch näher eingegangen wird, bedingt die niedrigere wissenschaftliche Durchdringung des Zugverhaltens metallischer Schaumwerkstoffe.

Die im Zugversuch erreichten Festigkeiten unterscheiden sich in den meisten Fällen nicht wesentlich von den Werten aus dem Druckversuch. Für partikelverstärkte ALCAN-Aluminiumschäume fanden von Hagen et al. [123] über einen weiten Bereich der relativen Dichte vergleichbare Festigkeiten im Zug und im Druck. Die Messungen von Andrews et al. [114] hingegen ergaben für den von ihnen getesteten ALCAN-Schaum bei Belastung in der Richtung der leicht gestreckten Porengeometrie eine starke Abhängigkeit von der Belastungsrichtung. Die Zugfestigkeit betrug unter diesen Beanspruchungsbedingungen im Zug weniger als die Hälfte der Druckfestigkeit. Für ALPORAS-Schäume sowie für ERG-Schäume lag die Zugfestigkeit allerdings nur geringfügig niedriger als die Druckfestigkeit. Andere Autoren (z.B. [121] oder [124]) bestätigen für verschiedene Metallschäume eine leichte Reduktion der Zugfestigkeit gegenüber den Werten im Druckversuch.

Während die Unterschiede der Festigkeiten im Zug und im Druck eher unbedeutend sind, verändert sich das Versagensverhalten auch sehr duktiler Schaumwerkstoffe unter Zugbeanspruchung dramatisch. Die Zugspannungs-Dehnungs-Kurven in Abbildung 3.30 machen deutlich, dass selbst duktile Aluminiumschäume wie ERG und ALPORAS mit Bruchdehnungen von weniger als $\varepsilon=1,5\%$ versagen. Von Hause aus wegen der SiC-Verstärkung sprödere Vertreter der Schaumwerkstoffe erreichen sogar nur Bruchdehnungswerte von $\varepsilon=0,17\%$ [114].

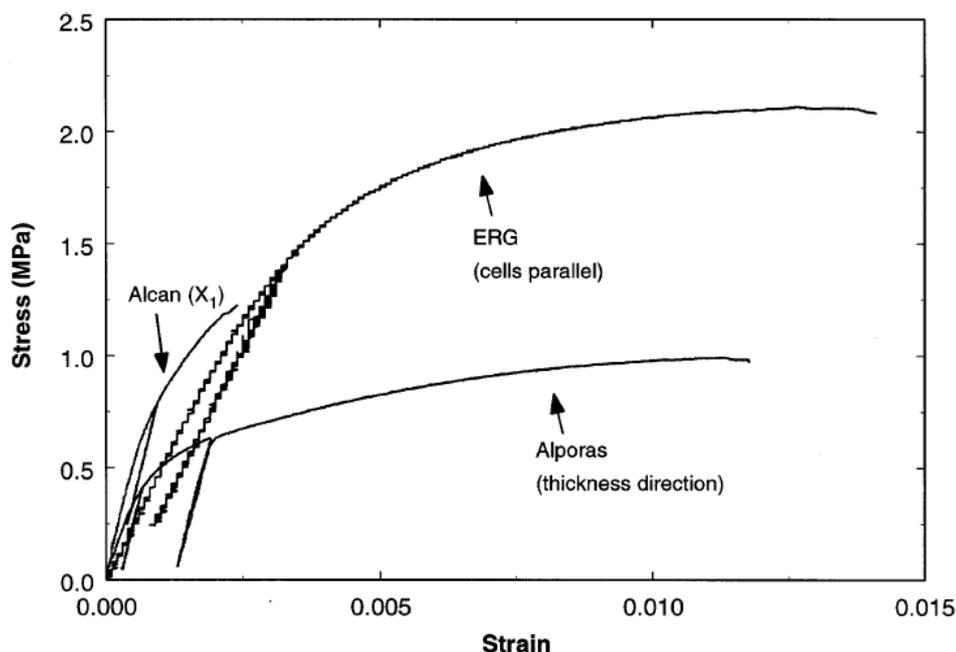


Abbildung 3.30: Zugversuche an verschiedenen Metallschäumen (aus [114])

Unter Berücksichtigung der großen Verformungen, die Metallschäume unter Druckbeanspruchung ohne globales Strukturversagen ertragen können, überraschen die geringen Bruchdehnungen im Zug. Olurin et al. [112] fassen in Abbildung 3.31 das Verformungsverhalten eines ALPORAS-Schaums mit einer relativen Dichte von etwa 0,1 (und damit etwas höher als beim von Andrews et al. [114] untersuchten Werkstoff mit einer relativen Dichte von 0,09) im Zug und Druck zusammen.

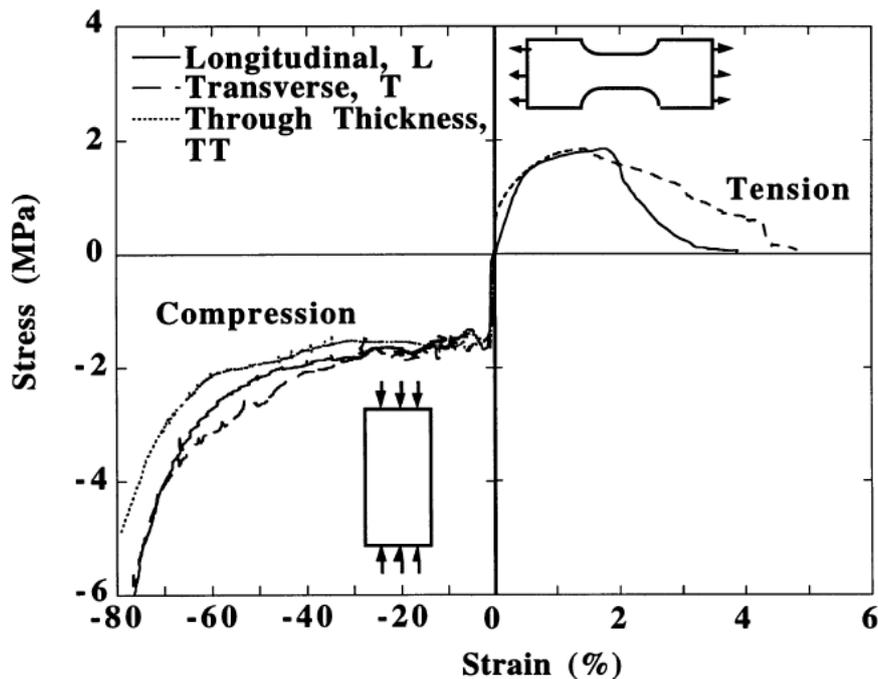


Abbildung 3.31: Verformungsverhalten eines ALPORAS-Schaums im Zug und im Druck (aus [112])

Ursächlich für das frühe und makroskopisch spröde Bruchverhalten der Metallschäume im Zug ist der grundlegende Wechsel im Verformungsmechanismus. Wie oben bereits erwähnt, findet unter Druckbeanspruchung eine Lokalisierung der Verformung in Verformungsbändern statt, wobei das Ausknicken von Zellstegen und die Ausbildung plastischer Gelenke an den Knotenpunkten die entscheidenden Rollen spielen. Die hohe Verformbarkeit im Druck kommt durch wiederholtes Kollabieren von Verformungsbändern zustande. Im einsinnigen Zug findet in einer ersten Phase eine Streckung der Zellen durch Biegung der Stege an den Knotenpunkten statt. Motz et al. [124] führen die Zellstreckung als Begründung für die beobachtete Verfestigung an. Durch die Streckung der Zellen reduziert sich das wirksame Biegemoment [5] und eine weitere Verformung kann nur durch plastische Dehnung der Zellstege bzw. Zellwände erfolgen. Sofort nach der Einstellung einer maximalen Zellstreckung kommt

es bei den meisten Schaumwerkstoffen zum Bruch von Zellstegen (bzw. Zellwänden) durch Überschreiten der lokalen Zugfestigkeit, ohne dass plastische Instabilitäten zum Tragen kommen. Durch Koaleszenz mehrerer kleinerer Risse in einer Zellwand tritt anschließend sehr schnell das Versagen ein [124].

3.4.2 Verformung bei zyklischer Beanspruchung

Theoretische Betrachtungen zum Verformungs- und Schädigungsverhalten zellulärer Werkstoffe beruhen häufig auf dem einfachen kubischen Zellmodell von Gibson und Ashby [5]. Für kompakte Vollmaterialproben lässt sich bekanntermaßen die Probenschädigung in Form von Ermüdungsrissausbreitung sehr gut durch das Paris-Gesetz beschreiben:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (3.19)$$

Die Risslänge in der Probe ist in diesem Fall eine stetige Funktion der Belastungszyklenzahl. Für die Ausbreitung eines Risses durch den Zellsteg eines offenporigen Metallschwamms gilt dieses Gesetz entsprechend genauso. Ganz anders verhält sich aber nach der Modellvorstellung von Ashby ein Riss in einem offenporigen Schwammwerkstoff, wenn er die Länge mehrerer Zellen erreicht hat. Abbildung 3.32 verdeutlicht die schrittweise Ausbreitung eines makroskopischen Risses, bei dem ausgehend von einem vorhandenen Riss die Zellstege unmittelbar vor der Rissspitze einer zyklischen Beanspruchung ausgesetzt werden, bis diese brechen. Mit dem Bruch der vor der ehemaligen Rissspitze befindlichen Stege verlängert sich der makroskopische Riss sprunghaft um einen Zelldurchmesser und der Vorgang wiederholt sich an den nächsten Zellstegen.

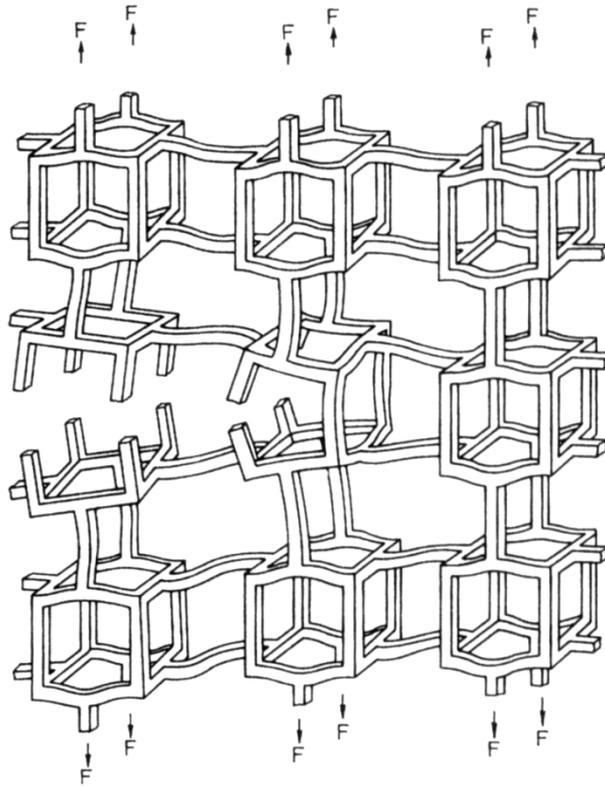


Abbildung 3.32: Modell der Ermüdungsrissausbreitung in zellularen Strukturen nach Ashby [5]

Ashby et al. [5] berechneten aus der Geometrie der Zellstruktur die Kraftschwingbreite, welche nach dem Rissfortschritt auf die folgenden Zellstege wirksam ist. Unter Ansatz des Basquin-Gesetzes für die empirische Beschreibung der Bruchlastspielzahl in diesen Stegen konnten sie daraus ein Rissausbreitungsgesetz ableiten, welches eine Abhängigkeit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit von der dritten Potenz der relativen Schaumdichte enthielt. Bereits frühe Messergebnisse von Parker et al. [125] an verschiedenen Polymerschwammwerkstoffen, welche sie unter zyklischer Dreipunktbiegebeanspruchung gewinnen konnten, relativieren jedoch die hohe Wichtigkeit der relativen Schaumdichte. Ihre Ergebnisse bestätigten zwar die Gültigkeit des Parisgesetzes für die Ermüdungsrissausbreitung in Schwämmen. Aus Versuchen an drei Schwämmen mit unterschiedlichen relativen Dichten, bei denen jeweils die zur Einstellung einer willkürlich festgelegten stabilen Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $da/dN=10^{-3}\text{mm/Zyklus}$ notwendigen zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren ermittelt wurden, konnten sie einen Zusammenhang experimentell ableiten, bei dem die Rissausbreitungsgeschwindigkeit von der relativen Dichte mit einer Potenz von 1,5 abhing. Durch Variation der Mittelspannung in ihren Experimenten erkannten Parker et al. [125] auch bereits die bedeutende Rolle der maximalen Zugspannung für die Rissausbreitungsgeschwindigkeit

und konnten damit wichtige Hinweise für die sichere Bauteilauslegung unter zyklischer Beanspruchung liefern.

Sehr systematische Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter axialer Beanspruchung stammen von Harte et al. [126]. In dieser Arbeit wurde das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten von zwei Schäumen (offenporiger Duocel und geschlossenporiger Alporas) bei variierenden Spannungsverhältnissen gegenübergestellt. Sowohl für schwellende Beanspruchung als auch für die Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ermittelten sie die Entwicklung der Werkstoffantwort im Laufe des Ermüdungsversuchs und identifizierten die unterschiedlichen Mechanismen der Verformung. Im Zugschwellbereich fanden Harte et al. [126] eine fortschreitende Verlängerung der Ermüdungsproben, die in ein Versagen beim Erreichen einer Gesamtdehnung von 1-2% mündete. Die im zyklischen Versuch auftretende Versagensdehnung entsprach dabei in etwa der Bruchdehnung aus einsinnigen Zugversuchen. Wie auch Sugimura et al. [127] feststellten, findet unter Druckschwellbeanspruchung zunächst eine langsame Verkürzung der Proben statt, in deren Verlauf sich erste Verformungsbänder ausbilden. Nach Überschreitung einer Stauchung von etwa 2% kollabieren Verformungsbänder und es kommt zu einer beschleunigten, oftmals schrittweise verlaufenden Verkürzung der Proben. Für die Höhe der Verformungsrate machten Harte et al. [126] für beide untersuchten Werkstoffe wiederum die maximale Druckspannung des Beanspruchungsverlaufs verantwortlich, weil bereits eine einmalige Überschreitung der Druckfestigkeit eine irreversible Schädigung der Zellstruktur zur Folge hat. Für den offenporigen Duocel-Schwamm wurde ein Vergleich des Verformungsverhaltens im Druckschwellbereich an Proben zweier Wärmebehandlungszustände gezogen. Aus dem Diagramm in Abbildung 3.33 kann man entnehmen, dass die Verformungsrate für den lösungsgeglühten Zustand deutlich niedriger lag als im Fall der maximal ausscheidungsgehärteten Proben. Selbst wenn im lösungsgeglühten Zustand die maximale Druckspannung im Belastungszyklus die Plateauspannung um den Faktor 1,5 überstieg, wurden niedrigere Verformungsraten gemessen als beim maximal ausscheidungsgehärteten Zustand, wenn die maximale Druckspannung gerade die Plateauspannung erreichte. Daraus kann geschlossen werden, dass der hochfeste Wärmebehandlungszustand wesentlich kritischer auf Druckspannungsüberlasten reagiert.

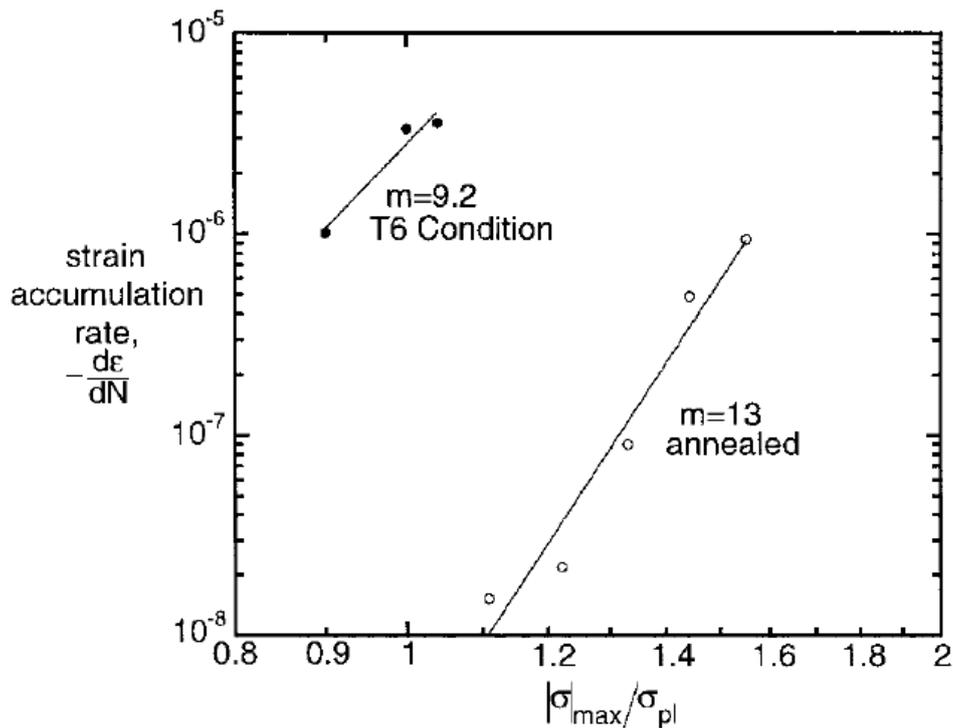


Abbildung 3.33: Verformungsrate im Druckschwellversuch bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen für einen Duocel-Schaum (aus [126])

Banhart et al. [128] bringen in jüngeren Arbeiten den Aspekt der lateralen Dehnungsbehinderung während der Ermüdungsbeanspruchung im Druckschwellbereich in den Vordergrund. Häufig finden Metallschäume Anwendung als Kernwerkstoffe in Sandwichbauteilen [99, 100, 123, 129-137], wo eine freie Dehnung senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung durch den Verbund unterdrückt wird. Die durchgeführten Untersuchungen zur zyklischen Druckbeanspruchung in Dickenrichtung des Sandwichverbunds sind daher für die Anwendung von größter Relevanz. Ganz analog zu den Ergebnissen von Harte [126] sowie von Sugimura [127] fanden sie für einen Alporas-Schaum einen Übergang zu einer beschleunigten Dehnrates, wenn das Kollabieren von Verformungsbändern beginnt (Übergang von stage II nach stage III in Abbildung 3.34). Ohne den Einfluss einer lateralen Dehnungsbehinderung setzt der Beginn der beschleunigten Verformungsrate vergleichsweise deutlich früher ein. Banhart et al. [128] führen diesen Effekt auf den Einfluss einer Wechselverfestigung zurück, welche durch die Ausbildung eines mehrachsigen Spannungszustand begünstigt wird. Hinzu kommen Reibungseinflüsse an den dehnungsbehindernden Wänden der Prüfvorrichtung.

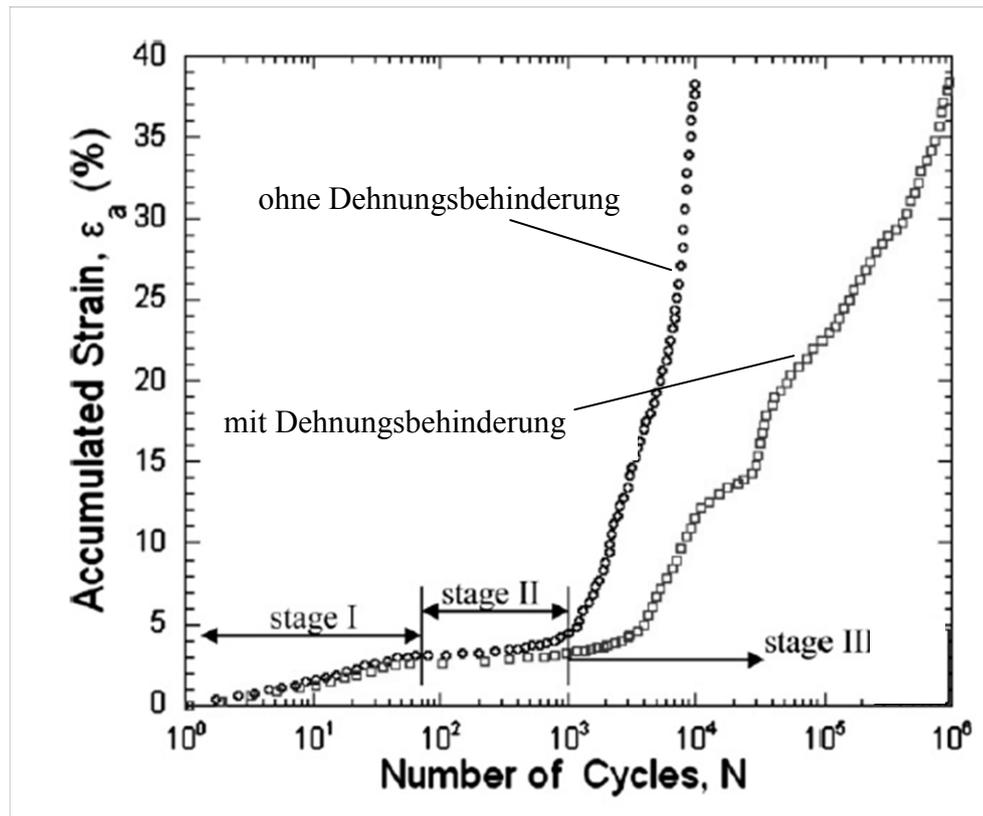


Abbildung 3.34: Wechselverformung eines Alporas-Schaums im Druckschwellbereich mit bzw. ohne Dehnungsbehinderung (aus [128])

Mit dem Ausbreitungsverhalten von Ermüdungsrissen in geschlossenporigen Aluminiumschäumen haben sich Motz et al. [138] auseinandergesetzt, wofür sie in-situ-Ermüdungsversuche im Rasterelektronenmikroskop durchführten und die Risslänge unter Anwendung der Potenzialsondenmethode verfolgten. Wie vorher schon Olurin et al. [139] ermittelten sie verhältnismäßig hohe Werte für den Paris-Exponenten, die typischerweise zwischen 6 und 11 lagen. Die Messungen von Olurin [139] führten sogar zu Paris-Exponenten von bis zu 25, was einen sehr hohen Wert verglichen mit Vollmaterialproben aus ähnlichen Legierungen darstellt. Offensichtlich besteht also bei metallischen Schaumwerkstoffen eine besonders ausgeprägte Abhängigkeit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit von der Höhe der Beanspruchung. Eine Erklärung liegt darin, dass der Paris-Exponent bei zellularen Werkstoffen nicht nur durch die Legierung selber, sondern ganz wesentlich auch durch die Geometrie der Zellstruktur bestimmt wird. Somit tragen die in Metallschäumen grundsätzlich vorhandenen Inhomogenitäten und insbesondere herstellungsbedingte Mikrorisse in den Zellwänden zu den hohen Werten des Paris-Exponenten bei. In seiner Ausbreitung sucht sich der Ermüdungsriss den energetisch günstigsten Pfad durch die schwächsten Zellen, die durch besonders

dünne Zellwände oder Vorschädigungen geprägt sind [138]. Im Unterschied zu einem Langriss in einem Vollmaterial, bei dem die Rissausbreitung überwiegend normalspannungskontrolliert und daher einigermaßen senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung verläuft, nimmt ein Ermüdungsriss in einem Metallschaum einen sehr verwundenen Weg durch die Probe. Rauigkeitsinduzierte Rissschließeffekte, wie sie in Abbildung 3.35 illustriert sind, bestimmen das Ausbreitungsverhalten von Ermüdungsrissen in geschlossenenporigen Metallschäumen besonders stark.

Aufgrund von plastisch induziertem Rissschließen wachsen Risse in einer Versuchsführung mit abnehmendem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor signifikant langsamer als solche, die mit steigendem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor erzeugt wurden. Wie groß der Einfluss von Rissschließeffekten auf die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Ermüdungsrissen in einem geschlossenenporigen Aluminiumschaum ist, belegt eindrucksvoll die vergleichende Darstellung in Abbildung 3.36.

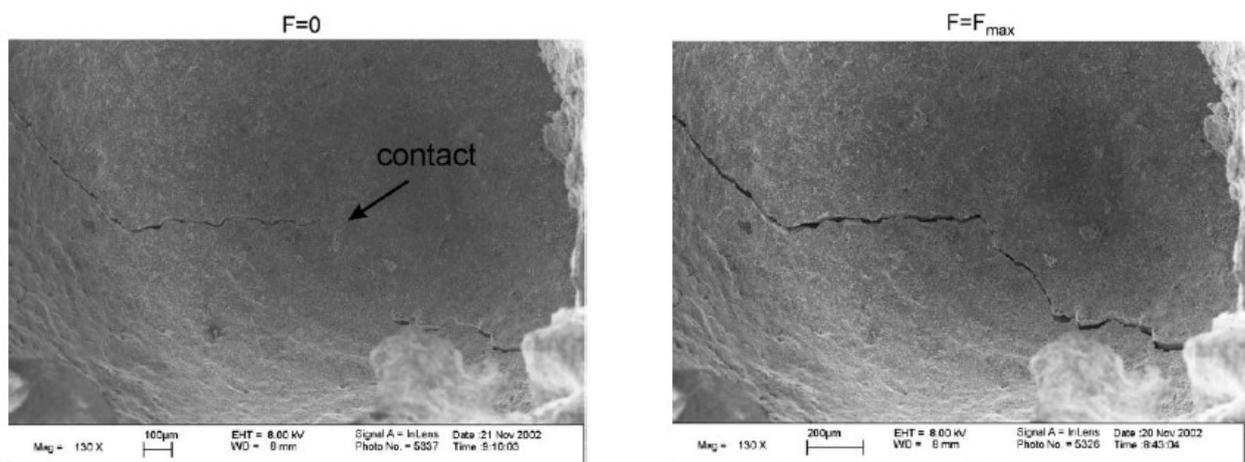


Abbildung 3.35: Rauigkeitsinduziertes Rissschließen (aus [138])

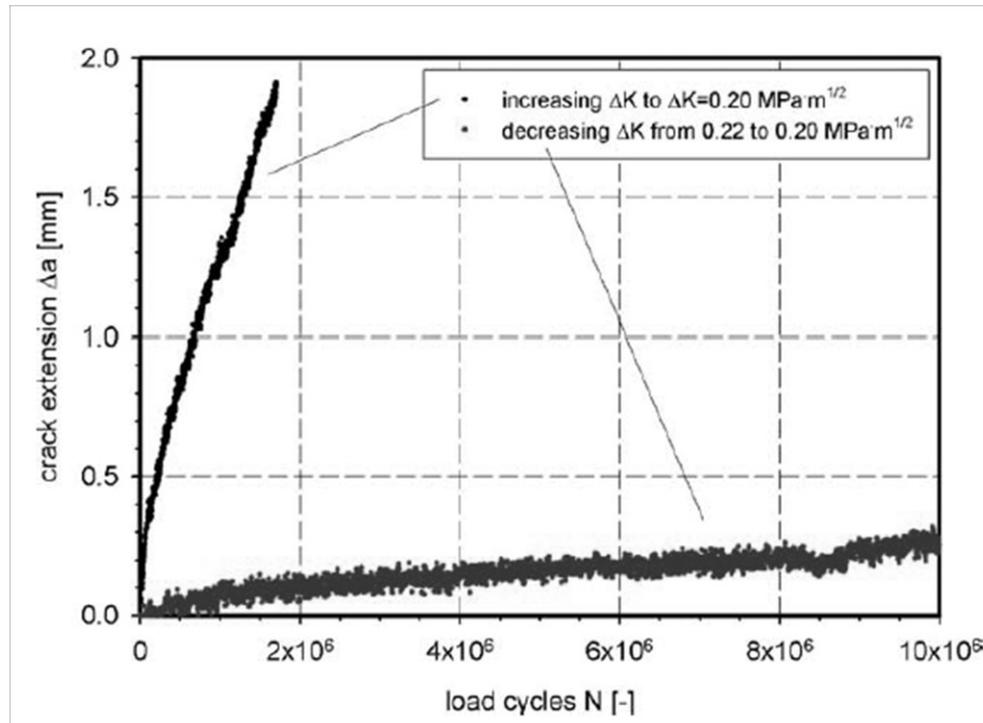


Abbildung 3.36: Verlangsamte Ermüdungsrisssausbreitung bei Versuchsführung mit abnehmendem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor aufgrund von Rissschließeffekten (aus [138])

3.4.3 Einsinniges Hochtemperaturverformungsverhalten bei statischer Beanspruchung

3.4.3.1 Kriechverhalten bei Vollmaterial

Unter dem Kriechen versteht man eine zeitabhängige plastische Verformung eines Werkstoffs unter mechanischer Spannung bei hoher homologer Temperatur. Bei Legierungen tritt das Phänomen des Kriechens oberhalb einer homologen Temperatur von etwa $0,4 T_m$ (T_m : Schmelztemperatur in K) auf. Setzt man eine Probe bei einer Temperatur von mehr als $0,4 T_m$ einer konstanten Zugspannung aus, so ergibt sich eine zeitlich fortschreitende Kriechdehnung, welche sich gemäß der schematischen Darstellung in Abbildung 3.37 in drei deutlich unterscheidbare Kriechbereiche gliedern lässt:

- Der Bereich des primären Kriechens (Kriechbereich I) ist geprägt durch eine Abnahme der Dehnrates. Mit zunehmender plastischer Verformung steigt die Versetzungsdichte

in der Probe, wodurch die Mobilität der Versetzungen eingeschränkt wird. Mit der Verfestigung verbunden nimmt die Verformungsgeschwindigkeit folglich ab.

- Der anschließende Bereich des sekundären Kriechens (Kriechbereich II) ist gekennzeichnet durch einen linearen Zusammenhang zwischen Kriechdehnung und Zeit. In diesem auch als stationäres Kriechen bezeichneten Bereich stellt sich eine gleichbleibende Dehnrade ein, deren Ursache in einem Gleichgewichtszustand zwischen verfestigenden und entfestigenden (z.B. Kristallerholung) Mechanismen liegt.
- Beim tertiären Kriechen (Kriechbereich III) überwiegen die entfestigenden Mechanismen, wodurch es unter Zugbelastung zur Bildung von Poren und letztlich zur Einschnürung der Probe und zum Versagen kommt. Die Dehnrade steigt im Bereich des tertiären Kriechens wieder kontinuierlich an.

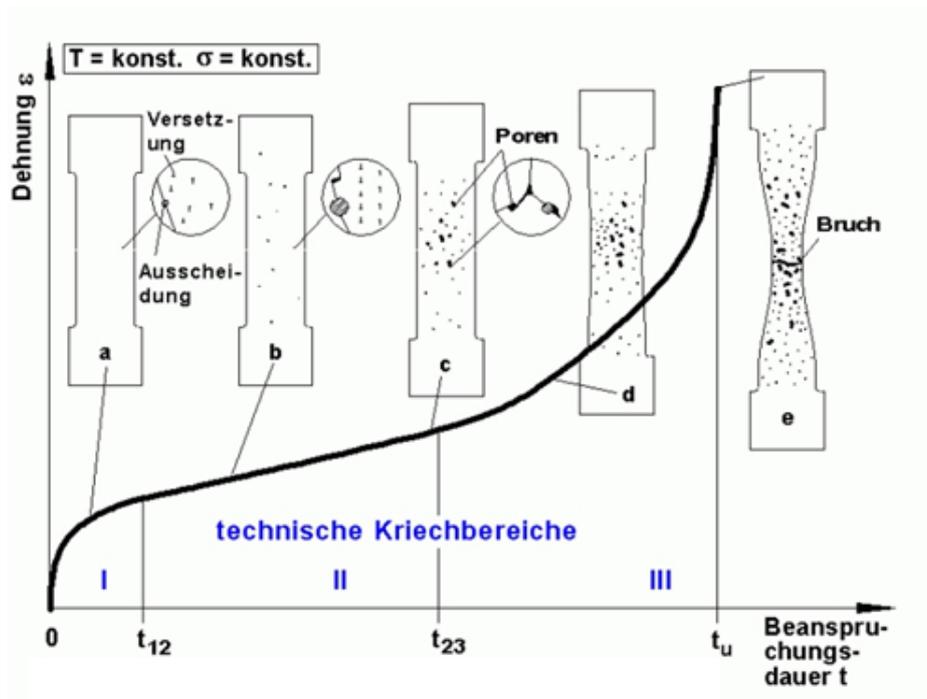


Abbildung 3.37: Schematische Darstellung der Kriechbereiche bei der Hochtemperaturverformung metallischer Werkstoffe (nach [140])

Für technische Anwendungen ist vorwiegend der Bereich des stationären Kriechens von Interesse, in dem sich für die Dehnrade ein Minimum einstellt. Der Betrag der stationären Kriechrate $\dot{\varepsilon}_s$ hängt ab von der Höhe der Beanspruchung und von der Temperatur und lässt sich halbempirisch mittels einer Potenzfunktion beschreiben:

$$\dot{\varepsilon}_s = \frac{d\varepsilon}{dt} = C \sigma^n e^{\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \quad (3.20)$$

mit C =werkstoffabhängige Konstante, n =Kriechexponent, Q =Aktivierungsenergie und R =allgemeine Gaskonstante

Die Bestimmung der Werkstoffparameter C , n und Q bedarf der Durchführung von Laborversuchen. In einer ersten Messreihe wird die Temperatur konstant gehalten und durch Variation der Zugspannung lässt sich der Kriechexponent n mit Hilfe der Norton-Auftragung (in doppelt logarithmischer Auftragung) als Steigung der die Messpunkte verbindenden Geraden ermitteln. Eine zweite Messreihe dient der Ermittlung der Aktivierungsenergie Q , wobei die Beanspruchung konstant gehalten und die Temperatur variiert wird. Wie bei allen thermisch aktivierten Vorgängen findet man durch Anwendung der Arrhenius-Auftragung, bei der der Logarithmus der gemessenen Kriechraten über der reziproken Temperatur $1/T$ aufgetragen wird, die Aktivierungsenergie als Steigung der Verbindungsgeraden der Messpunkte.

Gleichung 3.20 bezieht sich auf versetzungskontrollierte Kriechprozesse im Bereich des stationären Kriechens, wie sie für die meisten metallischen Werkstoffe in typischen Anwendungen vorliegen. Auf einem niedrigeren Spannungsniveau und hohen Temperaturen beschränkt sich die Verformung hingegen ausschließlich auf den Mechanismus des Diffusionskriechens. Die im Folgenden erläuterten Kriechverformungsmechanismen weisen unterschiedliche Aktivierungsenergien auf, weshalb ihre Aktivierung stark von der Temperatur abhängig ist. Weiterhin unterscheiden sich die Kriechexponenten der verschiedenen Kriechverformungsmechanismen erheblich voneinander. Die Werte für den Kriechexponent liegen zwischen $n=1$ für Diffusionskriechen und etwa $n=3-7$ für den Mechanismus des Versetzungskriechens. Je nach den äußeren Bedingungen dominieren daher für ein und denselben Werkstoff andere Kriechmechanismen. Eine idealisierte Darstellung eines Verformungsmechanismenschaubilds, aus dem in Abhängigkeit von der mechanischen Beanspruchung und von der homologen Temperatur die jeweils vorherrschenden Verformungsmechanismen zu entnehmen sind, wird in Abbildung 3.38 vorgestellt. Bei niedrigen Temperaturen und geringen Spannungen verformt sich der Werkstoff rein elastisch. Hin zu höheren Temperaturen setzt das Diffusionskriechen wegen seines geringen Kriechexponenten ein und erst bei höheren Spannungen gewinnt das Versetzungskriechen an Bedeutung. Zu Beginn der 1980er Jahre entwickelten z.B. Frost [141] und Ashby [142] für eine Vielzahl von Werkstoffen Verformungsmechanismenschaubilder.

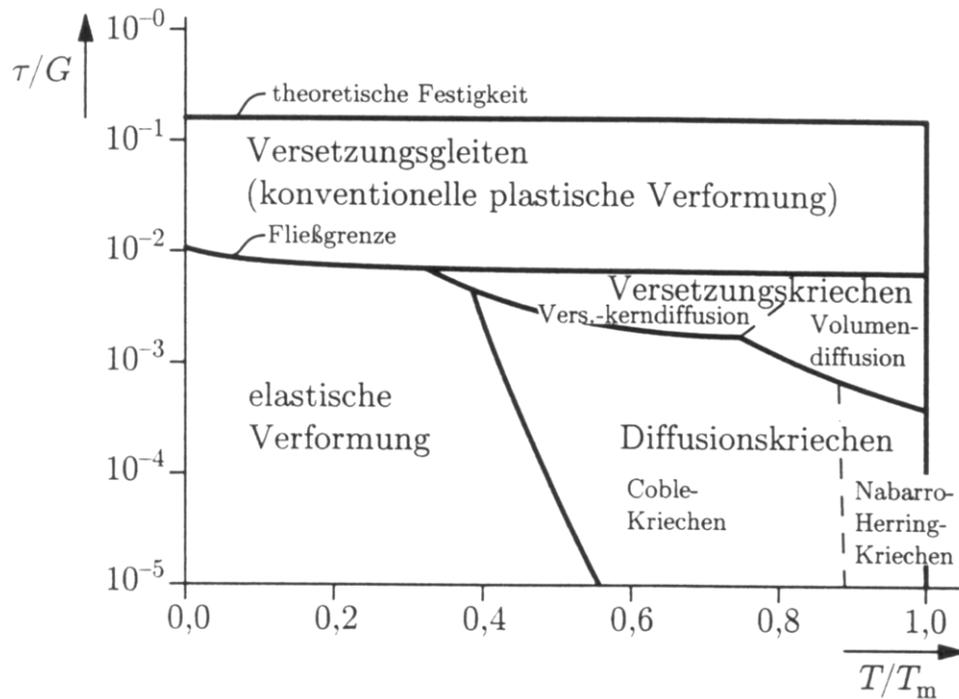


Abbildung 3.38: Idealisiertes Verformungsmechanismenschaubild (aus [143])

Versetzungskriechen

Das Kriechen durch Versetzungsklettern grenzt sich dadurch vom reinen Diffusionskriechen ab, dass die makroskopische Verformung durch das Gleiten von Versetzungen bestimmt wird. Beim thermisch aktivierten Klettern von Versetzungen spielt dennoch die Diffusion von Metallatomen oder aber von Leerstellen in der Umgebung der Versetzung eine zentrale Rolle. Stößt eine Versetzung auf ein Hindernis, wie zum Beispiel ein Ausscheidungsteilchen, so kann sie sich aus ihrer ursprünglichen Gleitebene durch Anlagerung oder Aussendung von Leerstellen herausbewegen und somit das Hindernis überwinden. Dieser Vorgang wird als Klettern bezeichnet und setzt eine homologe Temperatur größer als $0,4 T_m$ voraus. Der notwendige Leerstellentransport von einer Versetzung zur anderen kann einerseits durch das ungestörte Gitter erfolgen; gerade bei niedrigeren Temperaturen findet aber bevorzugt eine Diffusion entlang von Versetzungslinien statt, weil hierfür die Aktivierungsenergie geringer ist als im Fall der Volumendiffusion [143].

Bei sehr hohen Beanspruchungsspannungen gewinnt das Gleiten von Versetzungen als geschwindigkeitsbestimmender Mechanismus größeren Einfluss gegenüber dem Kletterprozess. Der Übergang vom Bereich des Versetzungskriechens zum Versetzungsgleiten als geschwin-

digkeitsbestimmendem Mechanismus wird im Angelsächsischen als „power-law breakdown“ bezeichnet, da das Potenzgesetz aus Gleichung 3.21 hier seine Gültigkeit verliert.

Diffusionskriechen

Im Bereich hoher Temperaturen kann Leerstellentransport alleine bereits zu einer Verformung führen, ohne dass hierfür eine Versetzungsbewegung erforderlich ist [144]. Als Quellen und Senken für Leerstellen fungieren beim Diffusionskriechen die Korngrenzen anstatt der Versetzungen. Mögliche Diffusionswege für die Leerstellenbewegung verlaufen durch das Materialvolumen, wobei man dann von Nabarro-Herring-Kriechen spricht, oder aber entlang der Korngrenzen selber. Der letztgenannte Fall, das Coble-Kriechen, weist eine geringere Aktivierungsenergie auf und dominiert daher bei niedrigeren Temperaturen. Da die Dehnrates beim Diffusionskriechen eine umgekehrte Proportionalität zu der Korngröße besitzt ($d\varepsilon/dt \sim 1/d^2$ für das Nabarro-Herring-Kriechen bzw. $d\varepsilon/dt \sim 1/d^3$ für das Coble-Kriechen), verhalten sich grobkörnige Gefüge vorteilhafter in Bezug auf die reine Kriechfestigkeit. Aufgrund der Agglomeration von Leerstellen an den Korngrenzen ergibt sich beim Diffusionskriechen eine Formänderung der Körner, die in polykristallinen Werkstoffen eine kompatible Verformung in den Nachbarkörnern erforderlich macht. Diese Kompatibilität der Verformung wird durch Korngrenzengleiten erreicht.

Korngrenzengleiten

In metallischen und keramischen Werkstoffen können sich die Körner unter ausreichend hohen Temperaturen gegeneinander bewegen. Das Korngrenzengleiten trägt bei Metallen im Unterschied zu Keramiken zwar üblicherweise nur mit einem geringen Anteil zu der Kriechverformung bei [143], der Mechanismus erfüllt aber eine wichtige Funktion bei der Aufrechterhaltung der Verformungskompatibilität, wenn Diffusionskriechen auftritt. Durch das Abgleiten von Korngrenzen gegeneinander kann es insbesondere an Korngrenzentripelpunkten zur Bildung von Keilporen kommen, aus denen letztlich das Probenversagen resultiert. Gezielte Behinderung des Korngrenzengleitens verhindert deshalb nicht nur die Ausbildung von Keilporen, sondern unterdrückt zusätzlich noch den Mechanismus des Diffusionskriechens, indem eine kompatible Verformung nicht ermöglicht wird.

3.4.3.2 Kriechverhalten metallischer Schaumwerkstoffe

Auch hinsichtlich des Kriechverhaltens basieren erste modellhafte Beschreibungen auf den Arbeiten von Gibson und Ashby [5]. Diese setzen eine periodische Anordnung von einfachen kubischen Einheitszellen voraus (vgl. Abbildung 3.2), die über Balkenelemente miteinander verbunden sind. Unter statischer Beanspruchung setzt sich somit die Gesamtverformung einer Probe additiv aus den Einzelverformungen der Zellen zusammen. Abbildung 3.39 zeigt einen Ausschnitt einer solchen kubischen Einheitszelle. Für die näherungsweise Beschreibung der Kriechverformung der Einheitszelle wird vorausgesetzt, dass der größte Verformungsbeitrag auf die Biegeverformung des Querstegs (in x-Richtung verlaufend) zurückzuführen ist. Zumindest im Fall des Zugkriechens kann die Streckung der Längsstreben (in y-Richtung verlaufend) gegenüber der Biegeverformung vernachlässigt werden.

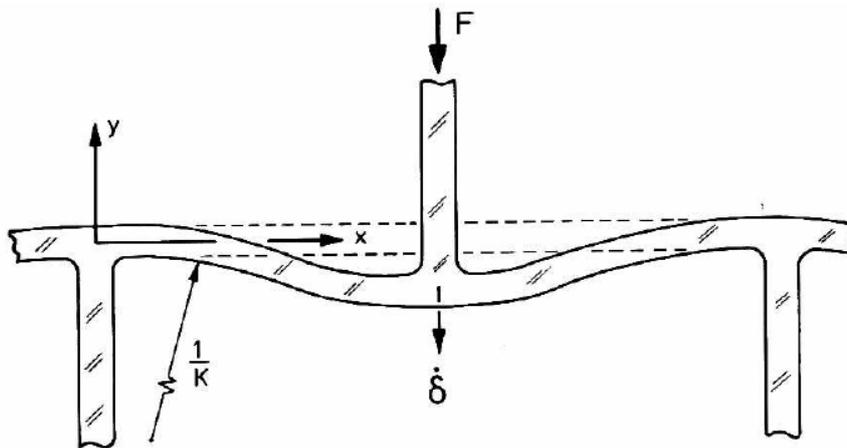


Abbildung 3.39: Kriechverformung einer kubischen Einheitszelle nach Gibson und Ashby [5]

Weiterhin werden zur Berechnung der Verformungsrate die Zellstege als Vollmaterial mit einer quadratischen Querschnittsfläche von t^2 betrachtet und es wird davon ausgegangen, dass unter den gegebenen Randbedingungen Versetzungskriechen dominiert. Für die Kriechrate im stationären Kriechbereich ist daher für das Zellstegmaterial ein Potenzgesetz maßgebend, wobei der Index s sich auf das Zellstegmaterial bezieht:

$$\dot{\epsilon} = C_s \sigma^{n_s} \quad . \quad (3.21)$$

Die Auslenkung des Querstegs in Abbildung 3.39 in y-Richtung kann nach dem Freischneiden des halben Biegebalkens berechnet werden und daraus lässt sich durch Ableiten nach der Zeit die Verformungsrate bestimmen. Ohne an dieser Stelle auf die vollständige Herleitung (siehe hierzu [5]) eingehen zu wollen, ergibt sich unter Verwendung der geometrischen Gegebenheiten eine modifizierte Kriechgleichung, welche unter Berücksichtigung des Materialverteilungsparameters Φ (siehe Gl. 3.1) auf geschlossenenporige Schäume erweitert werden kann:

$$\dot{\epsilon}^* = C^* (\sigma^*)^{n_s} \quad (3.22)$$

mit

$$C^* = C_s \left[\frac{1}{1,7} \left(\frac{n_s + 2}{0,6} \right)^{1/n_s} \left(\frac{n_s}{2 n_s + 1} \right) (\Phi \bar{\rho})^{3 n_s + 1/2 n_s} + \frac{2}{3} (1 - \Phi) \bar{\rho} \right]^{n_s} .$$

Hierin beschreibt der zweite Summand in der eckigen Klammer den Einfluss der Zellwände und entfällt für offenporige Schäume mit $\Phi=1$. Der Vergleich zwischen der Kriechrate des Zellwandmaterials (Gleichung 3.21) und der des Schaumwerkstoffs (Gleichung 3.22) zeigt in erster Linie, dass der Kriechexponent für beide Werkstoffe identisch ist. In der Norton-Auftragung ($\ln \dot{\epsilon}$ über $\ln \sigma$) von Messpunkten sollten sich daher für den Schaum und für das Vollmaterial gleiche Steigungen ergeben.

Zwar kann die Kriechverformung der Längsstege (in y-Richtung verlaufend) gegenüber der Biegeverformung der Querstege unter Zugbeanspruchung vernachlässigt werden, unter Druckkriechbeanspruchung ist jedoch mit einem Ausknicken der Längsstege zu rechnen. Das plötzliche Ausknicken eines Längssteges führt aber unweigerlich zum Zusammenbruch der betroffenen Zelle und bestimmt daher maßgeblich das Verformungsverhalten der Schaumstruktur. Für die Berücksichtigung des Knickens nahmen Gibson und Ashby [5] abweichend von ihrem einfachen kubischen Zellenmodell an, dass die Längsstege der Länge l Imperfektionen in Form von Anfangskrümmungen aufweisen. Die Auslenkungsrate für den Stegmittelpunkt wurde auf der Basis der Stegsteifigkeit und der Kriechverformung berechnet und führt auf einen Zeitpunkt t_B , an dem die Auslenkungsrate des Stegmittelpunkts quer zur Beanspruchungsrichtung sprunghaft einen unendlich hohen Wert annimmt, woraus sich der kritische Knickfall definieren lässt. Als Ergebnis der Berechnungen kann eine von der relativen Dichte, der Beanspruchungstemperatur T und der Kriechdauer t abhängige Grenzspan-

nung ermittelt werden, oberhalb derer mit Ausknicken gerechnet werden muss. Zur Veranschaulichung konnten Cocks et al. [145] die Knickspannung σ abschätzen, die ein rasches Ausknicken von Zellstegen nach kurzer Belastungsdauer verursacht:

$$\sigma = \sigma_{el}^* = 0,05 E_s (\bar{\rho})^2 \quad . \quad (3.23)$$

Diese Knickspannung ist identisch mit der für den reinen elastischen Knickfall ohne Temperaturbeanspruchung berechneten elastischen Knickspannung σ_{el}^* und kann einer ersten Abschätzung der Knickgefahr dienen. Für gegebene Werte von Druckspannung und Temperatur ermöglichen die Modellrechnungen von Gibson und Ashby [5] die Berechnung der Kriechzeit t_B bis zum Eintreten des Knickfalls.

Gibson und Ashby [5] verweisen zur Validierung ihrer Kriechmodelle auf Arbeiten von Goretta et al. [146] an offenporigen Al_2O_3 -Schwämmen im Temperaturbereich zwischen $1300^\circ C$ und $1500^\circ C$. Diese im Druckbereich durchgeführten Kriechversuche stützen die grundlegende Aussage des Ashby-Kriechmodells insofern, als die von ihnen experimentell ermittelten Kriechexponenten im Bereich kleiner Spannungen dem des Vollmaterials entsprechen. Auch die Aktivierungsenergie des Schaumwerkstoffs entsprach dem Wert für das Vollmaterial. Bei höheren Druckspannungen beobachteten Goretta et al. [146] eine deutliche Beschleunigung der Kriechrate, welche mit dem Mechanismus des Kriechausknickens erklärt wurde.

An kommerziell verfügbaren Metallschäumen untersuchten Andrews et al. [147-149] systematisch das Kriechverhalten sowohl unter Zug- als auch unter Druckbeanspruchung. Für einen Duocel-Schaum im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand führten Andrews et al. [148] Kriechversuche bei Temperaturen zwischen $275^\circ C$ und $350^\circ C$ durch und verglichen die Ergebnisse mit Versuchen an Vollmaterialproben der gleichen Legierungszusammensetzung (Al 6101) und Wärmebehandlung. Sie ermittelten dabei für den Schaumwerkstoff Kriechexponenten, die mit einem durchschnittlichen Wert von $n=4,2$ in etwa der Größenordnung des Vollmaterials ($n_s=4$) entsprachen. In den Versuchsreihen offenbarte sich zudem eine Tendenz, die eine Abhängigkeit des Kriechexponenten von der relativen Schaumdichte vermuten lässt. Mit zunehmender Schaumdichte verringerten sich nämlich die gemessenen Kriechexponenten von $n=4,8$ für einen Schaum mit $\bar{\rho} = 6\%$ hin zu $n=3,5$ für einen Schaum mit $\bar{\rho} = 14\%$. Signifikante Differenzen der Kriechexponenten im Zug und im Druck konnten für den Duocel-Schaum nicht gefunden werden, die Mechanismen der Verformung zeigten sich hingegen sehr

unterschiedlich. Während die Kriechkurve im Zug dem von Vollmaterialien bekannten Verlauf mit drei abgegrenzten Kriechstadien entsprach, schloss sich im Druckkriechversuch an einen Bereich der beschleunigten Verformung ein Bereich mit verringerter Kriechrate an. Strukturuntersuchungen in verschiedenen Versuchsstadien ließen darauf schließen, dass es im Bereich der beschleunigten Verformung zum Zusammenbruch einer Porenlage gekommen war. Nach dem Kollaps eines Verformungsbands setzte sich die weitere Kriechverformung in einem Gebiet außerhalb des ursprünglichen Verformungsbands fort, wodurch die Kriechrate wieder auf ein niedrigeres Niveau zurückfiel. Auch die gemessenen Werte für die Aktivierungsenergien ergaben nur geringe Unterschiede zwischen Zug- und Druckkriechverformung, lagen allerdings im Vergleich zum Vollmaterial etwas höher.

Im Gegensatz zum Duocel-Schwamm, der sich durch eine herausragende Homogenität der Zellstruktur auszeichnet, fanden Andrews et al. [147] für den geschlossenporigen Alporaschaum eine ausgeprägte Abhängigkeit des Kriechexponenten von der Spannung. Bei kleinen Kriechspannungen entsprachen die gemessenen Kriechexponenten noch näherungsweise dem des Vollmaterials von etwa $n_s=5$. Unter Beanspruchung mit Spannungen über 0,42MPa stiegen die Kriechexponenten dann aber dramatisch auf Werte von etwa $n=15$ an, unabhängig davon, ob die Versuche im Zug oder im Druck durchgeführt wurden (siehe Abbildung 3.40). Als Begründung für die außergewöhnlich hohen Kriechexponenten liefern Andrews et al. die ungleichmäßige Spannungsverteilung in der Probe, die aus der Irregularität der Zellstruktur resultiert. Dehnungsmessungen an der Probenoberfläche zeigten auf, dass Probenregionen existieren, in denen die wirksame Spannung eine Höhe erreicht, bei der das Kriechpotenzgesetz seine Gültigkeit verliert (power-law breakdown).

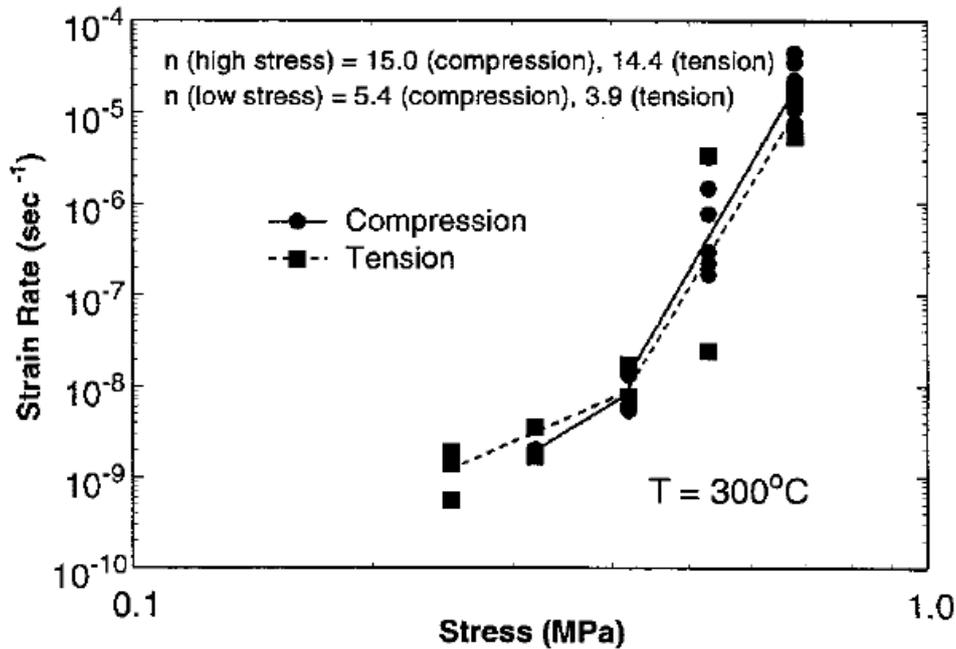


Abbildung 3.40: Spannungsabhängigkeit der Dehnrates von der Beanspruchung für geschlossenenporigen Alporas-Schaum bei $T=300^{\circ}\text{C}$ (aus [147])

Jüngere Arbeiten von Haag et al. an Alporas-Schäumen belegen ebenfalls einen deutlich höheren Kriechexponenten gegenüber dem entsprechenden Vollmaterial. In ihren Druckkriechversuchen bei einer Temperatur von $T=300^{\circ}\text{C}$ untersuchten sie zudem systematisch die Abhängigkeit der stationären Kriechrate von der relativen Schaumdichte. Wie Abbildung 3.41 erkennen lässt, lag der Kriechexponent bei allen drei Schaumdichten bei einem Wert von etwa $n=12$ gegenüber dem Kriechexponenten des Zellwandmaterials, für den Haag et al. [150] unter identischen Versuchsbedingungen $n_s=6,25$ ermittelten. Die Kriechfestigkeit hingegen wies eine deutliche Abhängigkeit von der relativen Dichte des Schaummaterials in der Art auf, dass diese mit zunehmender relativer Schaumdichte stark anstieg. Die vom Gibson und Ashby-Kriechmodell prognostizierten Kriechfestigkeiten werden in der Realität bei weitem nicht erreicht, da die Einflüsse geometrischer Instabilitäten (Ausknicken von Zellstegen, Kollaps von Zellen) im Modell nicht erfasst werden. Diese spielen aber insbesondere bei Druckbeanspruchung inhomogener Schaumwerkstoffe eine große Rolle.

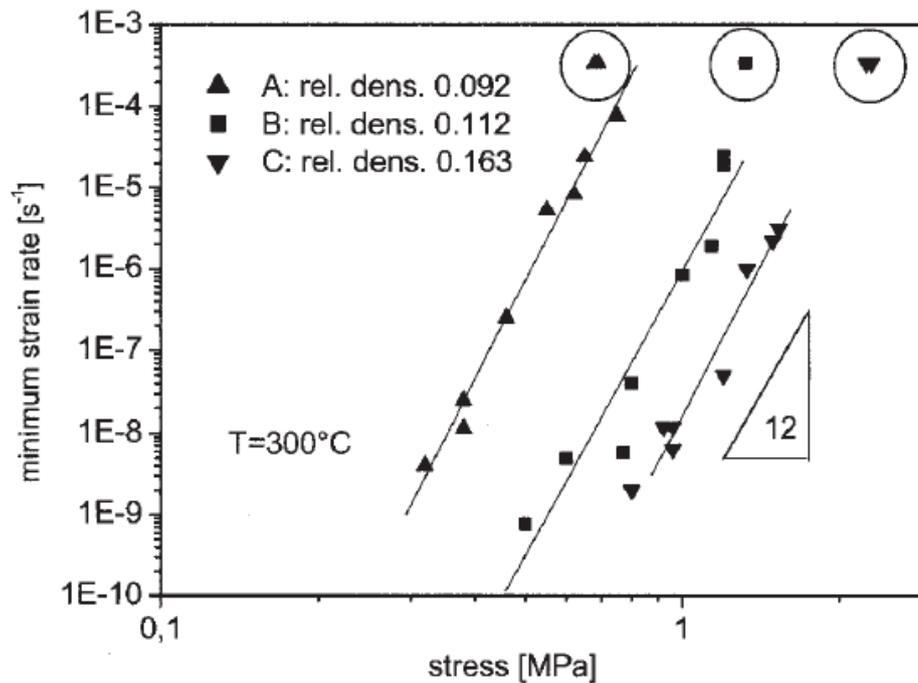


Abbildung 3.41: Norton-Auftragung für die Kriechverformung von Alporas-Schäumen unterschiedlicher relativer Dichte (aus [150])

Finite Elemente-Modellierungen unter Verwendung verschiedener Einheitszellen führten Oppenheimer et al. [151] durch. Neben der kubischen Ashby-Einheitszelle benutzten sie auch den Ansatz einer Tetrakaidekaederzelle, welche die Struktur realer Schaumwerkstoffe recht gut abbildet. Die Vergleiche zwischen den berechneten Kriechraten der verschiedenen Modelle und gemessenen Daten für Aluminiumschäume (Al 6061-T6) ergaben eine gute Übereinstimmung mit dem Tetrakaidekaedermodell (Modell S in Abbildung 3.42), aber auch mit dem kubischen Ashby-Modell (Modell B in Abbildung 3.42). Die experimentell ermittelten Kriechraten für Ni-8Al-Schäume hingegen werden am besten durch ein kubisches Modell abgebildet, bei dem die Krafteinleitung über die Knotenpunkte erfolgt.

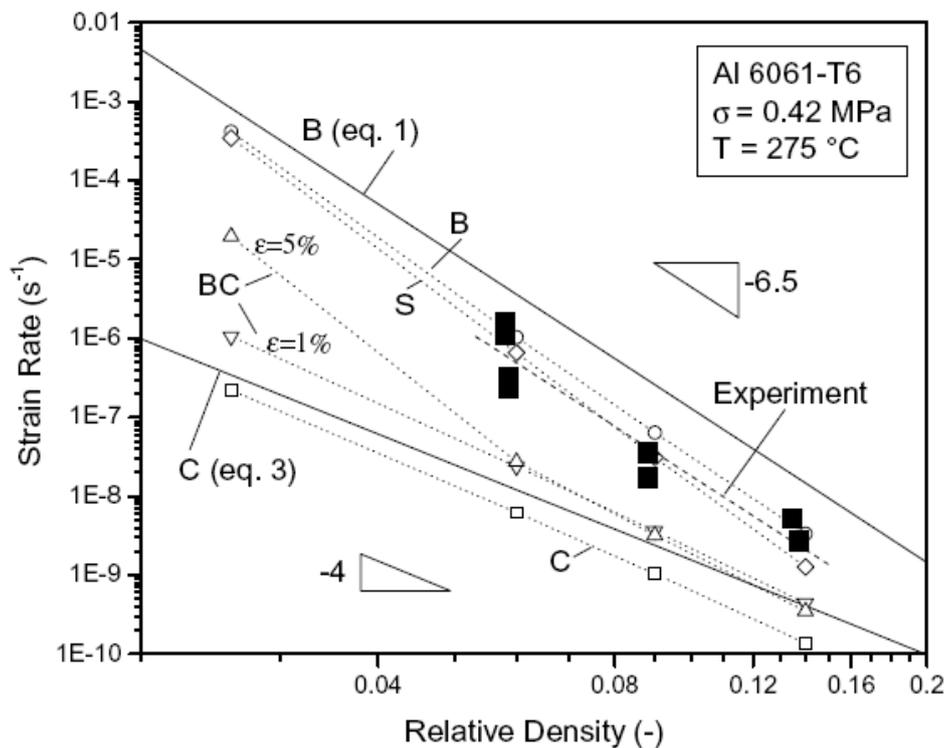


Abbildung 3.42: Finite Elemente-Berechnung der Kriechverformung für verschiedene Einheitszellen (aus [151]): B – kubisches Modell nach Ashby, bei dem Biegedeformation dominiert, C – einfaches kubisches Modell mit Druckverformung der Stege, BC – Kombination aus den Modellen B und C, S – Tetrakaidekaedermodell; eq. 1 – Abschätzung nach dem Modell von Ashby [5], eq. 3 – Abschätzung mit einem Modell, welches nur die Verformung von Stegen parallel zur Lastrichtung berücksichtigt.

4 Experimentelles

4.1 Werkstoffauswahl

Die mechanischen Eigenschaften und das Verformungsverhalten zellulärer metallischer Werkstoffe unterliegen sehr stark dem Einfluss einer Vielzahl von unterschiedlichen Faktoren. Da neben dem Grundwerkstoff selber auch die Geometrie der Zellen sowie deren Homogenität entscheidenden Anteil an den mechanischen Eigenschaften besitzen, entsprechen metallische Schäume im Grunde überhaupt nicht der kontinuumsmechanischen Vorstellung eines Werkstoffs. Vielmehr muss bei dieser Werkstoffgruppe eine Betrachtungsweise im Sinne einer Struktur Anwendung finden, bei der die Einordnung von Eigenschaften auf der Basis einer Kombination aus Grundwerkstoff und Zellstruktur erfolgt.

Um dem Ziel einer mechanismenorientierten Untersuchung des mechanischen Verhaltens von metallischen Schaumwerkstoffen gerecht zu werden, wurden für die Durchführung der Versuche drei in ihrer strukturellen Homogenität und in ihrem Bruchverhalten sehr unterschiedliche Metallschaumwerkstoffe ausgewählt. Der Schwerpunkt der Arbeiten sollte im Bereich der offenporigen, durch feingießtechnische Reproduktion von Polyurethanschwamm-Formkörpern hergestellten Metallschwämme [88] angesiedelt sein. Aus der Gruppe der offenporigen Metallschwämme wurden in dieser Arbeit drei Vertreter miteinander verglichen, welche exakt nach demselben Herstellungsverfahren unter Verwendung identischer Formkörper gefertigt wurden. Alle drei Schwammwerkstoffe wiesen daher gleiche Zellstrukturparameter wie etwa Homogenität, Stegdicke und Steggeometrie auf. Um bei der Interpretation der Versuchsergebnisse aus mechanischen Versuchen die Eigenschaften basierend auf der Geometrie der Zellstruktur von den Einflüssen des Schwammgrundmaterials trennen zu können, wurden für die Probenabgüsse drei Stegwerkstoffe mit sehr unterschiedlichem Bruchverhalten ausgesucht. Während die beiden verwendeten Aluminiumwerkstoffe bedingt durch ihre Gefügestruktur mit einer sehr eingeschränkten Duktilität ausgestattet waren, ließ eine Messinglegierung große Verformungen der zellularen Struktur unter mechanischer Beanspruchung zu. Ein vierter Schaumwerkstoff, bei dem es sich um einen geschlossenporigen Aluminiumschaum handelte, diente schließlich der Differenzierung des Einflusses ausgeprägter Inhomogenität der Zellstruktur auf das Verformungsverhalten.

Tabelle 4.1 gibt eine Übersicht über die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Schaumwerkstoffe und ihre wesentlichen Charakterisierungsparameter. Hierbei sei noch erwähnt,

dass es sich bei dem PORMET-Schwamm und dem Aluminiumschwamm der RWTH Aachen um identische Werkstoffe handelt. Nach dem Rückzug der Firma IP & P GmbH aus der Aluminiumschwammproduktion stellte das Gießerei-Institut der RWTH Aachen dankenswerterweise weitere Proben zur Verfügung.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schaumwerkstoffe

Hersteller	Porenart	Legierung	Porosität	Relative Dichte
Norsk Hydro (HAL)	geschlossenporig	AlSi7Mg +15Vol.-% SiC	10ppi	0,11
IP & P GmbH (PORMET)	offenporig	AlSi9Cu3	10ppi	0,054
RWTH Aachen	offenporig	AlSi9Cu3	10ppi	0,054
RWTH Aachen	offenporig	α -Messing	10ppi	0,051
m-pore GmbH	offenporig	AlSi7Mg	10ppi	0,062

4.2 Metallographische Untersuchungen und Rasterelektronenmikroskopie

Die Verformungsvorgänge im Inneren einer Metallschaumprobe sind einer analytischen Untersuchung nur schwer zugänglich. Dies gilt natürlich im Besonderen für die geschlossenporigen Schäume, aber auch bei offenporigen Strukturen führen versuchsbegleitende lichtmikroskopische Untersuchungsmethoden bereits nach wenigen Zelldurchmessern Eindringtiefe in die Probe an ihre Grenzen, weil Zellstege und Knoten den freien Blick beeinträchtigen. Allein mit Hilfe computertomographischer Abbildungsmethoden ist ein zerstörungsfreier Einblick in die inneren Bereiche einer Metallschaumprobe möglich. Da eine Ausstattung mit einem geeigneten Computertomographen hier nicht vorhanden war, fanden lichtmikroskopische Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit entweder beschränkt auf den Probenrandbereich oder aber nach zerstörender Trennung der Proben statt. Die ausgeprägte Dreidimensionalität der Schaumstruktur birgt ein weiteres Problem bezüglich der Anwendung von lichtmikroskopischen Methoden. Aufgrund der mit zunehmender Vergrößerung der Abbildung abnehmenden Tiefenschärfe sind die üblicherweise gebogenen und gewölbten

Steggeometrien nur mit sehr geringer Vergrößerung lichtmikroskopisch erfassbar. Für die Abbildung von Übersichtsaufnahmen einer verformten Probenstruktur eignet sich aus diesem Grund nur die Lichtmikroskopie mit Vergrößerungen bis maximal 30-fach. Bessere Tiefenschärfe auch bei höheren Vergrößerungen ermöglicht die Rasterelektronenmikroskopie, welche hier intensiv für die Analyse verformter Probenbereiche angewendet wurde.

Zur Charakterisierung des Werkstoffgefüges in den Zellstegen beziehungsweise Zellwänden wurden metallographische Schliffproben angefertigt, wobei die Schliffherstellung sich in die folgenden Arbeitsschritte gliederte:

- Einbetten der Metallschaumproben,
- Schleifen der eingebetteten Proben an einer Tellerschleifmaschine Rotopol mit SiC-Nassschleifpapier bis zu einer Körnung von 4000,
- Polieren auf einer textilen Polierscheibe unter Verwendung von Poliertonerde bis herunter zu einer Partikelgröße von $0,05\mu\text{m}$,
- Ätzen.

Im Fall der offenporigen Metallschwämme ist das Einbetten der Proben in einer Kunstharzmasse problemlos möglich, da die offenen Zellen sehr gut von der Einbettmasse gefüllt werden. Geschlossenporige Aluminiumschäume schwimmen hingegen wegen des in den Poren eingeschlossenen Luftvolumens auf der flüssigen Einbettmasse auf und müssen deshalb während der gesamten Aushärtung mit Gewichten beschwert werden. Im Verlauf des Schleifvorgangs öffnen sich bei der Präparation geschlossener Schaumproben immer wieder Poren. Diese müssen dann vor der Fortsetzung des Schleifvorgangs mit Einbettmasse gefüllt werden, um im weiteren Verlauf ein Ausbrechen der dünnen Zellwände zu vermeiden. Für das Ätzen der Aluminiumschaumproben wurden verschiedene Methoden angewendet:

- Ätzung in 10%-iger Salpetersäure ($\text{H}[\text{NO}_3]$) für etwa 30 Minuten,
- Ätzung in 2%-iger Flusssäure (HF) für etwa 30 Minuten,
- Ätzung in Natriumhydroxyd NaOH und KMnO_4 für wenige Sekunden.

Gefügeuntersuchungen im geätzten Zustand wurden an einem Zeiss-Lichtmikroskop mit maximal 1000-facher Vergrößerung durchgeführt.

Wie bereits oben erwähnt kommt der Rasterelektronenmikroskopie wegen der Tiefenschärfe-problematik bei Schaumproben eine herausragende Rolle bei der Analyse von Verformungszuständen zu. Entsprechende Untersuchungen wurden an herausgetrennten Probenbereichen

an einem Rasterelektronenmikroskop Philips XL30 mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 30kV vorgenommen. Zur Verbesserung der erreichbaren Auflösung wurden die Proben, die häufig auf den Stegoberflächen noch mit Resten der aus dem Herstellprozess herührenden Formkeramik belegt waren, durch Sputtern mit einer leitenden Goldschicht überzogen. Eine elektrische Aufladung der nichtleitenden Oberflächenbeläge konnte auf diese Weise verhindert werden. Die Rasterelektronenmikroskopie wurde weiterhin für die Charakterisierung der Phasenanteile im Gussgefüge der Probenstege beziehungsweise Zellwände benutzt, wobei neben der Möglichkeit der Rückstreuелеktronenkontrastabbildung (BSE) vor allem die intensive Anwendung der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) sehr hilfreich war.

4.3 Probenfertigung und Probengeometrien

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden ausschließlich Proben mit quadratischer Grundfläche mechanisch geprüft. Das Verhältnis von Probenlänge zu Probenbreite l/d wurde zur Evaluation des Probengeometrieinflusses auf die mechanischen Kennwerte variiert. Die Fertigung der Proben erfolgte durch Sägen oder Fräsen. Besondere Aufmerksamkeit galt der verformungsfreien Probeneinspannung bei der spanenden Bearbeitung der Metallschaumproben. Die Einspannkräfte der Bearbeitungsmaschinen wurden derart gewählt, dass sie eine sichere Übertragung der Bearbeitungskräfte gewährleisten, ohne jedoch bleibende Verformungen der Proben zu verursachen. Die bei den geschlossenporigen HAL-Aluminiumschäumen vorhandene Schäumhaut wurde grundsätzlich entfernt.

Metallische Schäume weisen herstellungsbedingt zum Teil nicht unerhebliche Inhomogenitäten in ihren Porengrößen auf. Um die Auswirkungen einzelner besonders großer Poren auf das globale Spannungs-Dehnungsverhalten auf ein tolerierbares Maß zu begrenzen, sollten die Proben so dimensioniert werden, dass jede Kantenlänge mindestens 10 Poren ausgehend von der nominellen Porosität enthielt [5]. Eine mit 10ppi (pores per inch) angegebene Probe erforderte demzufolge eine minimale Kantenlänge von $d=25\text{mm}$.

4.4 Einsinnige Druckversuche

Im Gegensatz zur Durchführung von Versuchen unter Zugbeanspruchung, bei denen die gleichmäßige Aufbringung der Zugkräfte auf die Schaumprobe mit großem experimentellem

Aufwand verbunden ist, lassen sich Druckversuche an Metallschaumproben mit verhältnismäßig einfachen Mitteln gestalten. Da für die technische Anwendung metallischer Schäume oftmals das Verformungsverhalten unter Druckbeanspruchung von besonderer Relevanz ist, wurde in einer Arbeitsgruppe unter Koordination durch die FH Osnabrück, die Universität Siegen und das Fraunhofer IWM die Ausgestaltung einer deutschen Industrienorm (DIN) zu diesem Thema erarbeitet. Die Versuchsbedingungen für die reproduzierbare Ermittlung mechanischer Kennwerte aus dem Druckversuch sind nunmehr wohl definiert und sowohl in Form einer Prüfnorm (DIN 50134 „Prüfung von metallischen Werkstoffen – Druckversuch an metallischen zellularen Werkstoffen“) als auch in einem Konferenzbeitrag zur internationalen Metallschaumtagung MetFoam 2007 [152] publiziert.

Die Festlegungen der Norm tragen den besonderen Anforderungen an die reproduzierbare und anwendungsgerechte Kennwertermittlung aus dem Druckversuch Rechnung. Im Vergleich zum Druckversuch an Vollmaterialproben, wie er in der DIN 50106 beschrieben ist, ist bei der Druckprüfung von Metallschäumen eine größere Anzahl von Einflussgrößen zu berücksichtigen. Bereits die Dimensionierung der Proben übt einen deutlich gewichtigeren Einfluss auf das Ergebnis eines Druckversuchs aus, als dies bei Vollmaterialproben der Fall ist. Proben mit kleinem Verhältnis von Probenlänge zu Probenbreite unterliegen einem überwiegend durch ebene Dehnung gekennzeichneten Spannungszustand. Bei längeren Proben stellt sich hingegen in der Probenmitte der ebene Spannungszustand ein, während nur die Probenenden in der Nähe der Kontaktstelle zu den Druckplatten aufgrund von Querdehnungsbehinderung einem ebenen Dehnungszustand unterliegen. Zur Vermeidung des Ausknickens während des Druckversuchs bei Verwendung zu schlanker Proben wird in der Norm ein Verhältnis von Probenlänge zu Probenbreite $l/d=1,5 \dots 2$ empfohlen.

Die Aufbringung der Druckkräfte auf die Proben erfolgte im Druckversuch über gehärtete Stahlplatten. Um den Reibungseinfluss zwischen Druckplatten und Probe möglichst gering zu halten und damit die Querdehnungsbehinderung der Probe zu minimieren, wurde auf eine ausreichende Schmierung der feingeschliffenen Druckplatten mit Graphitschmiermittel geachtet.

Uniaxiale Druckversuche wurden sowohl an einer elektromechanischen Prüfmaschine als auch an einem servohydraulischen Universalprüfsystem durchgeführt. Die Benutzung der elektromechanischen Prüfmaschine Hegewald & Peschke Inspekt 100 wurde für Versuchsführungen mit sehr geringen Verformungsgeschwindigkeiten bevorzugt. Für die Messung der Probenstauchung verfügt die Inspekt 100 über ein Videoextensometer, welches die Verschie-

bung zweier auf der Probe angebrachter Messmarkierungen bestimmt und daraus die technische Stauchung der Probe ermittelt. Die Anbringung der Messmarkierungen in Form von schwarzen Linien auf weißem Hintergrund erfolgte mittels zweier Aluminiumbalken, die mit Haushaltsgummibändern direkt an der Probe befestigt wurden. Wie Abbildung 4.1 erkennen lässt, ermöglicht diese Messmethode nicht nur die Bestimmung der globalen Probenstauchung, sondern erlaubt auch die Ermittlung lokaler Stauchungen. Durch Verschieben der beiden Messmarkierungen über die Probenlänge kann die Verteilung der Stauchung erfasst werden. Dazu ist die Druckbeanspruchung auf kleine Werte zu begrenzen, von denen keine Probenschädigung ausgeht. Nach jeder lokalen Stauchungsmessung wurde die Probe entlastet und eine Verschiebung der Messmarkierungen vorgenommen.

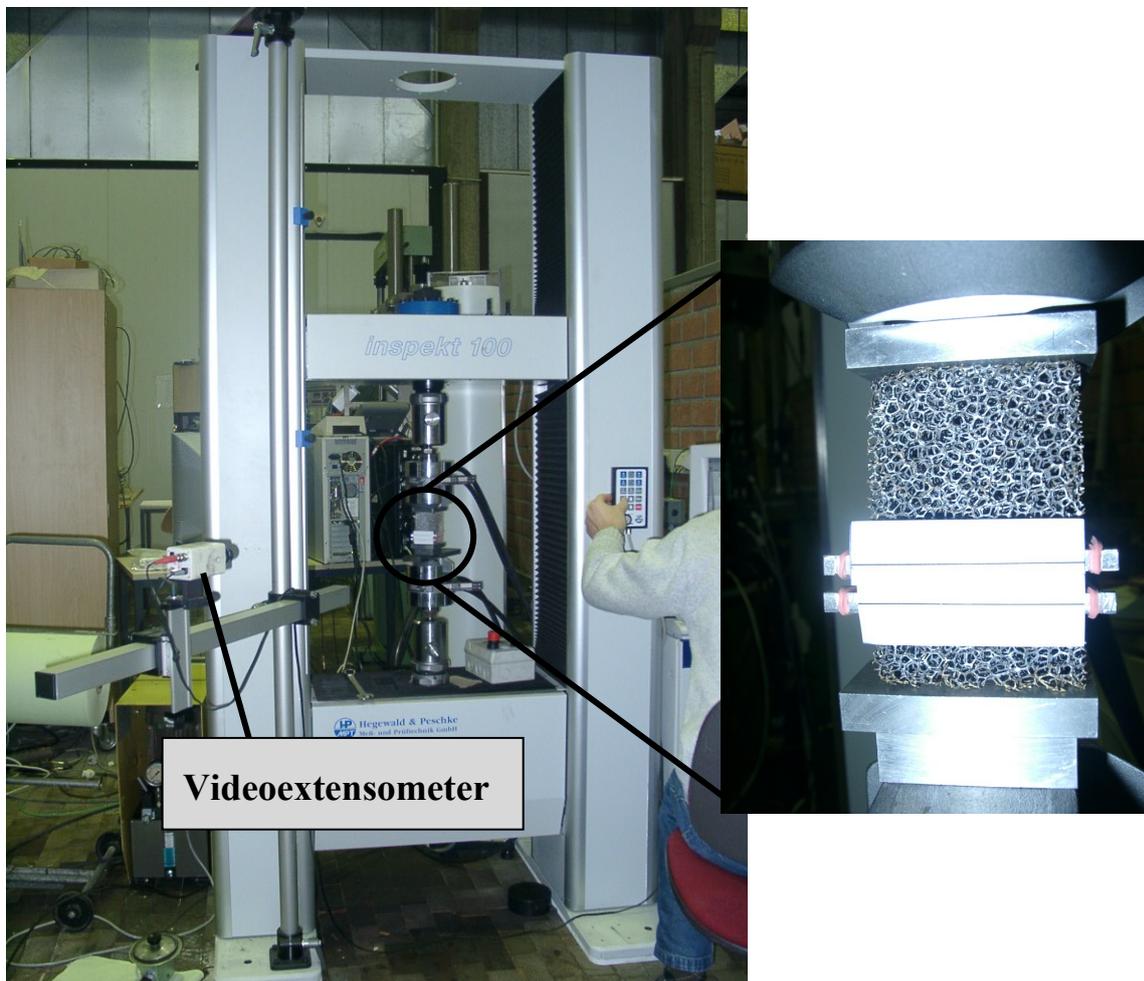


Abbildung 4.1: Bestimmung der lokalen Stauchung einer Aluminiumschwammprobe im Druckversuch

Sofern die Messung lokaler Stauchungen nicht notwendig und höhere Verformungsgeschwindigkeiten angestrebt waren, wurde auf eine servohydraulische Universalprüfmaschine MTS

810 mit digitaler Regelelektronik MTS TestStarII zurückgegriffen. Weitere Details zur verwendeten Prüfmaschine finden sich im folgenden Kapitel 4.5. In Kolbenwegregelung reichte das Spektrum der möglichen Verformungsgeschwindigkeiten von $v=0,01\text{mm/s}$ bis zu $v=100\text{mm/s}$. Wegen der in Relation zur Auslegungsbeanspruchung des Lastrahmens verhältnismäßig geringen Druckkräfte, die beim Druckversuch an Metallschauproben auftreten, liegen die elastischen Verformungen des Lastrahmens sowie der Prüfvorrichtung auf einem recht niedrigen Niveau. Anstatt der direkten Messung der Probenstauchung erfolgte daher die Bestimmung der Stauchung auf der Grundlage des Kolbenweges der Prüfmaschine. Der Prüfaufbau mit zwei planparallelen Druckplatten, welche über zylindrische Adapterstücke mit den hydraulischen Spannköpfen der Prüfmaschine verbunden sind, ist in Abbildung 4.2 dargestellt.

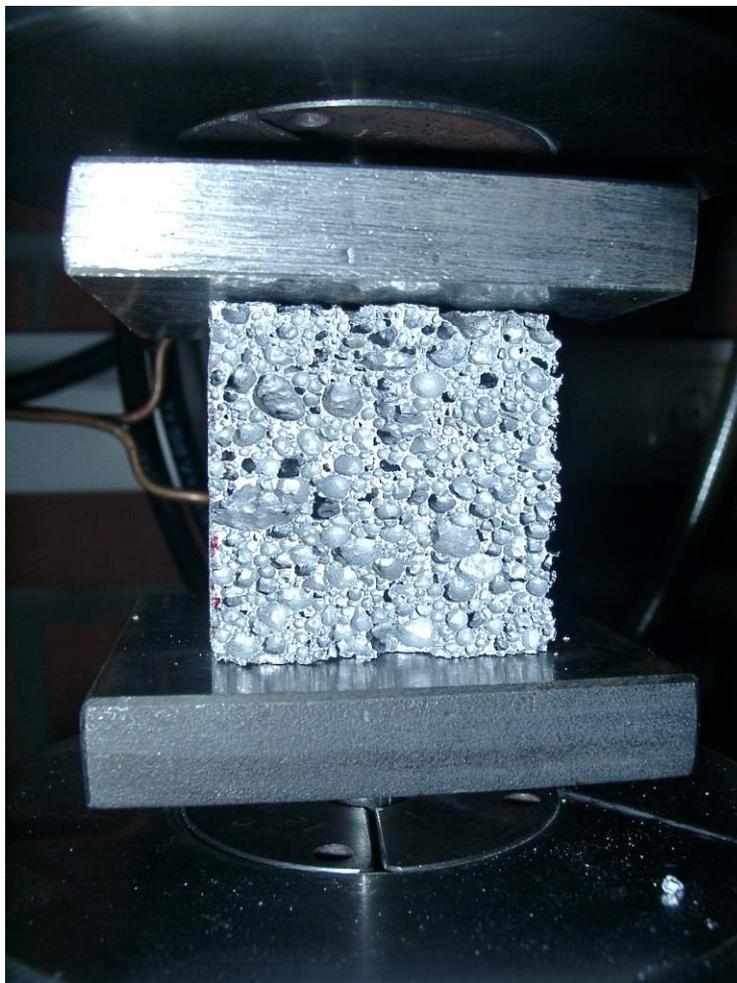


Abbildung 4.2: Druckprüfung einer geschlossenenporigen Aluminiumschaumprobe zwischen zwei Druckplatten an einer servohydraulischen Prüfmaschine MTS 810

4.5 Isotherme Raumtemperaturversuche im einsinnigen Zug und unter Ermüdungsbeanspruchung

Bedingt durch ihre geringe Druckfestigkeit ist ein direktes Einspannen von Metallschaumproben in die hydraulischen Spannköpfe einer Prüfmaschine nicht möglich. Die Übertragung von Zugkräften auf die Schaumproben erfordert vielmehr entweder eine formschlüssige oder eine stoffschlüssige Verbindung zwischen dem zellularem Werkstoff und einer Einspannvorrichtung. Formschlüssige Verbindungen sind nur mit Hilfe aufwendiger Probengeometrien (z.B. Knochenform) realisierbar und somit mittels einfacher Sägebearbeitung der Probe nicht herstellbar. Für die Durchführung uniaxialer Zugversuche und Ermüdungsversuche wurde deswegen die Anbindung der Probe durch Stoffschluss präferiert. Dazu wurden die Proben mit einem Zweikomponenten-Epoxidharz (Agomet) mit speziellen Probenhaltern verklebt. Klebeverbindungen verlangen große Klebeflächen. Deshalb wurden die Probenhalter so konstruiert, dass sie die Probe in Form einer Gabel umschließen und so zusätzliche Klebefläche an den seitlichen Probenflanken nutzen (siehe Abbildung 4.3). Mit Hinblick auf eine optimale Kraftübertragung an der Klebestelle wurden dabei zudem die wesentlich höheren zulässigen Schubspannungen im Vergleich zu den zulässigen Normalspannungen für die konstruktive Auslegung berücksichtigt. Bei den geschlossenenporigen Aluminiumschäumen ergab sich durch das Füllen der offenen Porenbereiche an den Probenseitenflächen mit Epoxidharz zusätzlich ein gewisser Verklammerungseffekt. Im Fall der offenporigen Schwämme wird die offenzellige Schwammstruktur der Probe dabei in diesem Bereich komplett mit dem Epoxidharzklebstoff gefüllt, wodurch eine sehr gute Klebeverbindung zum Probenhalter entsteht. Es trat bei all den durchgeführten Versuchen kein einziger Fall des Versagens der Verklebung auf. Vor allem bei den offenporigen Schwämmen führt das Eingießen in Epoxidharz zu einer besonders gleichmäßigen Übertragung der Prüfkraft auf die Zellstege.

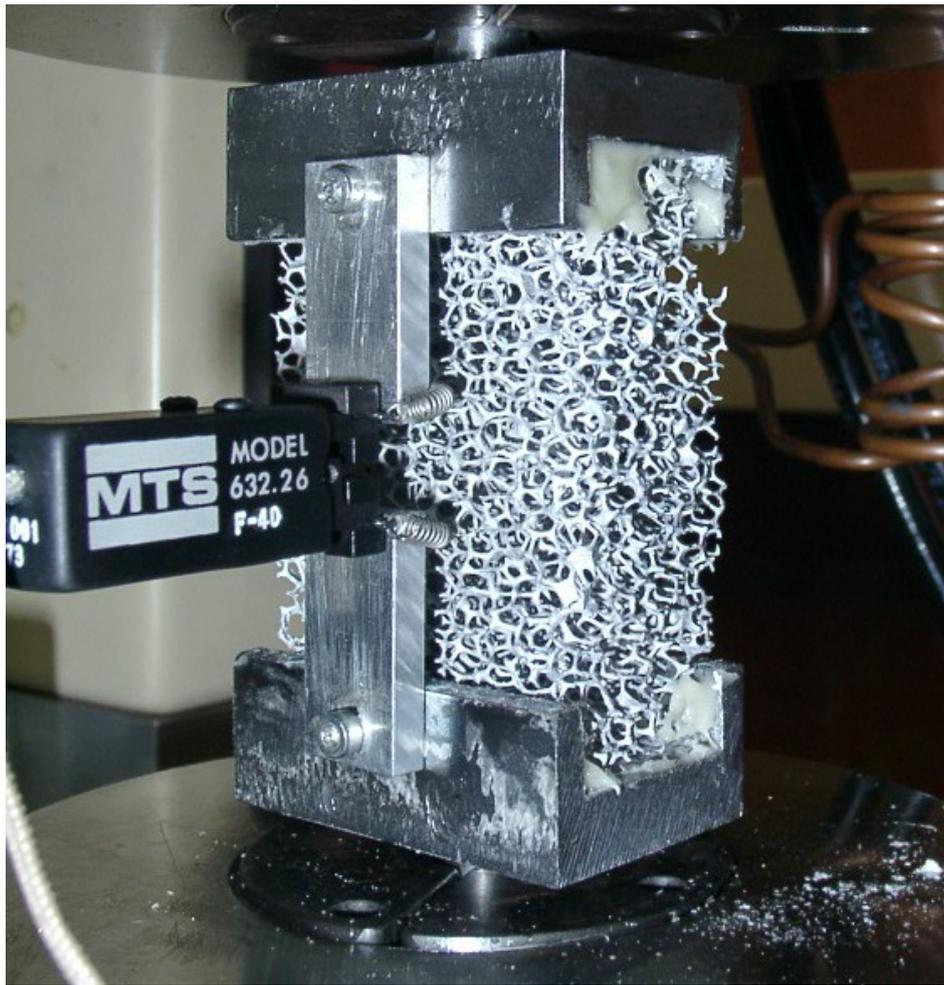


Abbildung 4.3: Verklebung der Metallschwammproben mit dem Probenhalter

Die Aushärtungsdauer des Epoxidharzklebstoffs beträgt bei Raumtemperatur etwa 12 Stunden bis zur vollständigen Belastbarkeit, kann aber durch höhere Aushärtungstemperaturen deutlich verringert werden. In der Praxis hat es sich bewährt, die Probe zunächst einseitig mit dem Probenhalter zu verkleben und dann im Ofen bei etwa $T=50^{\circ}\text{C}$ auszuhärten. Die Verklebung der Probe mit dem zweiten Probenhalter geschah dann nach dem Einbau in die Prüfmaschine unter leichter Druckbeanspruchung. Auf diese Weise ist eine perfekte Ausrichtung der Probe in der Prüfmaschine ohne einspannungsinduzierte Probenverformung erzielbar. Die Konsistenz des Epoxidharzes kann gegebenenfalls durch Eindicken mit Baumwollflocken eingestellt werden, um ein Verlaufen während der Aushärtung zu vermeiden. Die Eindickung bringt darüber hinaus eine Festigkeitssteigerung im Bereich größerer Klebespalte.

Sämtliche Zugversuche und Ermüdungsversuche wurden an einer servohydraulischen Universalprüfmaschine MTS 810 mit digitaler Regelelektronik MTS TestStar IIs durchgeführt. Ab-

Abbildung 4.4 zeigt den für die Prüfvorrichtung zur Verfügung stehenden Bauraum der Prüfmaschine zwischen den hydraulisch betätigten Spannköpfen. Die Prüfmaschine ist mit einer Kraftmessdose mit einer Maximalkraft von 50kN ausgestattet. Wenn bei der Prüfung von offenporigen Schwammproben die erreichten Kräfte deutlich unterhalb von 1kN lagen, fand eine über Adapterstücke in den Kraftstrang der Prüfmaschine eingebaute Kraftmessdose mit einer Kapazität von 10kN Anwendung. Das dadurch erheblich verbesserte Signal/Rauschverhältnis diente einer höheren Güte der Regelung in kraftkontrollierter Versuchsführung.



Abbildung 4.4: Einbauraum des Prüfsystems MTS 810 mit digitaler Regelelektronik MTS TestStar IIs

Die Messung der Probendehnung stellt bei Metallschaumproben ein besonderes Problem dar. Die üblicherweise an Vollmaterialproben eingesetzten Dehnungsmesser, welche über Messschneiden in unmittelbarem Kontakt mit der Probe stehen, sind auf diese Art bei Schaumproben nicht einsetzbar. Insbesondere bei offenporigen Proben ist ein ausreichender Kontakt zur

Probe nicht gegeben. Hinzu kommt die Tatsache, dass im Gegensatz zu den Verhältnissen in der Messlänge genormter Vollmaterialproben bei Schaumproben oftmals eine sehr heterogene Dehnungsverteilung in der Probe vorliegt. Zur Beurteilung des globalen Spannungs-Dehnungsverhaltens einer Metallschaumprobe ist aus diesen Gründen die integrale Verlängerung der gesamten Probe ein geeigneterer Parameter. Diese wiederum lässt sich, wie es in Abbildung 4.3 dargestellt ist, mit Hilfe von an die Probenhalter angeschraubten Adapterplättchen unter Verwendung eines konventionellen Dehnungsaufnehmers erfassen. Bezieht man die gemessene Probenverlängerung auf die Ausgangslänge der Probe, so erhält man den integralen Wert für die technische Gesamtdehnung der Schaumprobe.

Genau wie die uniaxialen Druckversuche wurden auch die einsinnigen Zugversuche in Kolbenwegregelung mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit durchgeführt. Im Bereich kleiner Probenverformungen wurde zur Bestimmung der Probensteifigkeit die Dehnungsmessung mit aufgesetztem Feindehnungsmesser wie oben beschrieben verwendet. Die Bestimmung der Probendehnung bei größeren Verformungen, welche den Messbereich des Dehnungsaufnehmers überschritten, erfolgte unter Vernachlässigung der Maschinenverformungen auf Basis der Kolbenwegmessung.

Ermüdungsversuche fanden sowohl in kraft geregelter Versuchsführung als auch in Gesamtdehnungsregelung statt. Die Anwendung plastischer Dehnungsregelung ist bei Metallschaumproben nicht möglich, da die Probensteifigkeit und somit auch der elastische Dehnungsanteil in starkem Maße von der Schädigung der Probe abhängen. Eine eindeutige Bestimmung der plastischen Dehnung durch Subtraktion des elastischen Dehnungsanteils von der an der Probe gemessenen Gesamtdehnung kann deshalb nicht vorgenommen werden.

4.6 Isotherme Hochtemperaturversuche und thermomechanische Ermüdungsversuche

4.6.1 Probenpräparation

Die im vorangegangenen Kapitel beschriebene Technik des Verklebens der Metallschaumprobe mit den Probenhaltern lieferte sehr gute Ergebnisse bei der Durchführung von Raumtemperaturversuchen. Mit steigender Prüftemperatur verhält sich der Epoxidharzkleber zunehmend gummielastisch. Auch wenn es unter Zugbeanspruchung noch nicht zum Versagen

der Verklebung durch die verringerte Zugfestigkeit des Klebstoffs kommt, übt das weichere Spannungs-Dehnungsverhalten der Verklebung dennoch bereits nicht mehr vernachlässigbaren Einfluss auf die Bestimmung der Probendehnung aus. Spätestens oberhalb einer Prüftemperatur von etwa $T=150^{\circ}\text{C}$ macht sich das gummielastische Verhalten des Epoxidharzklebstoffs in der Probendehnung so stark bemerkbar, dass alternative Verbindungstechniken zum Einsatz kommen müssen.

Als Lösung für die Durchführung von Hochtemperaturversuchen mit Maximaltemperaturen in der Größenordnung von 250°C wurde das Füllen der Probenenden der offenporigen Metallschwämme mit der Schmelze einer Zinkdruckgusslegierung gefunden. Die Zinklegierung ZnAl4Cu3 (Zamak-Legierung) wurde primär wegen ihrer Schmelztemperatur von etwa $T_m=380^{\circ}\text{C}$ gewählt. Diese liegt einerseits deutlich unterhalb der Schmelztemperaturen der verwendeten Aluminiumlegierungen, auf der anderen Seite aber auch weit genug oberhalb der maximalen Prüftemperatur. Zum Zwecke des Eingießens wurde die Probe zunächst in eine Gießform mit integrierter Ausrichtvorrichtung eingelegt und in einem Laborofen auf eine Temperatur von $T=250^{\circ}\text{C}$ vorgewärmt. Das Eingießen der Zinkschmelze erfolgte bei einer Gießtemperatur von etwa $T=500^{\circ}\text{C}$ zuerst an einer Probenseite. Die hohe Überhitzung der Schmelze erwies sich als notwendig, um eine vollständige Füllung der offenzelligen Schaumstruktur unter Vermeidung vorzeitiger Erstarrung der Schmelze zu gewährleisten. Nach der Erstarrung der Schmelze wurde die Probe mitsamt der Gießform wieder im Ofen vorgewärmt und anschließend folgte der Eingießvorgang nach dem Wenden der Gießvorrichtung an der zweiten Probenseite. Abbildung 4.5 zeigt die Gießform mit der Ausrichtvorrichtung.



Abbildung 4.5: Vorrichtung zum Eingießen von Schwammproben

Die an beiden Enden eingegossene Metallschwammprobe konnte schließlich nach dem Abkühlen aus der Gießform entnommen werden. Um die eingegossene Probe mit den hydraulischen Spannköpfen des servohydraulischen Prüfsystems beziehungsweise mit der Kraftmessdose verbinden zu können, wurden an beiden Probenenden Adapterstücke eingeschraubt.

Als letzter Präparationsschritt vor dem Einbau der Probe in die Prüfmaschine war noch eine ebene Fläche parallel zur Probenlängsachse an den Angussstücken der beiden Probenenden zu erzeugen, die der Aufnahme der Adapterplättchen für die Anbringung des Dehnungsaufnehmers diente. Bei isothermen Versuchsführungen konnten metallische Adapterplättchen eingesetzt werden. Diese waren mit Fräskerben versehen, in welche die Schneiden der Keramikstäbe des Hochtemperaturdehnungsaufnehmers positioniert wurden. Unter wechselnden Temperaturbeanspruchungen, wie sie in thermomechanischen Versuchsführungen auftreten, muss die thermische Ausdehnung der Adapterplättchen Berücksichtigung finden. Sind diese aus dem gleichen Material gefertigt wie die Probe selber, so kompensieren

sich die thermischen Ausdehnungen der Probe und der an den Probenenden befestigten Adapterplättchen nahezu. Für die Durchführung thermomechanischer Ermüdungsversuche wurden deshalb Adapterplättchen aus Quarzglas hergestellt. Quarzglas (SiO_2) besitzt mit einem Wert von $\alpha=0,54 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ einen sehr geringen thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Im Vergleich zu den für die Metallschwämme verwendeten Aluminiumlegierungen mit thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha=22 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ist der resultierende Fehler bei der Dehnungsmessung vernachlässigbar gering. Abbildung 4.6 zeigt eine einbaufertig präparierte Aluminiumschwammprobe mit angeschraubten Adapterplättchen und den Keramikspitzen des Hochtemperaturextensometers.

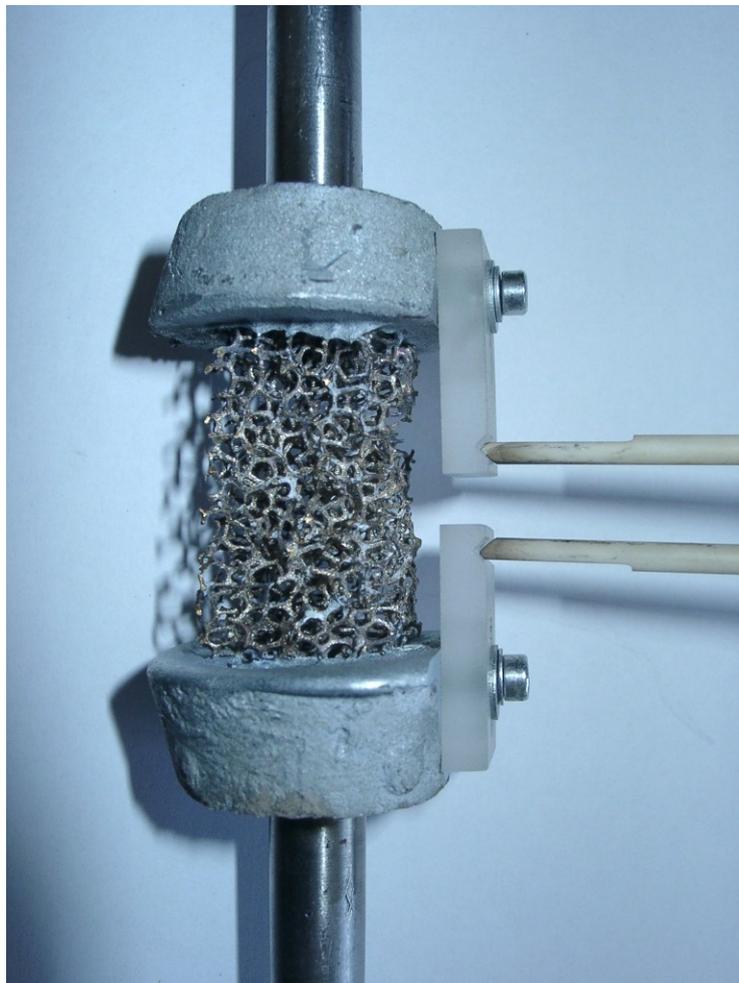


Abbildung 4.6: Einbaufertige Aluminiumschwammprobe mit Adapterplättchen und angesetztem Hochtemperaturextensometers

Obwohl sich durch die erwähnte Ausrichtvorrichtung während des Eingießens und durch eine in die Gießform eingebrachte Zentrierung für die Adapterverschraubungen bereits eine relativ gute Probenausrichtung ergibt, fand zusätzlich eine Einbauvorrichtung zum Ausgleich latera-

ler Abweichungen der Probe von der Einspannlinie Anwendung. Mit deren Hilfe ist ein weitestgehend verspannungsfreier Einbau der Schwammprobe in die Prüfmaschine gewährleistet.

4.6.2 Temperaturkammer

Die Beheizung der Proben erfolgte durch Heißluft in einer eigens entwickelten Temperaturkammer. Aus der Art der Beheizung leitet sich die Durchführbarkeit von Hochtemperaturversuchen ausschließlich für die Prüfung offenporiger Metallschwämme ab. Um eine homogene Aufheizung der Probe zu erreichen, ist die Durchströmung der Zellstruktur mit Heißluft unabdingbar. Da die in den Poren geschlossenerporiger Metallschäume eingeschlossene Luft zudem eine sehr gute thermische Isolation bewirkt, würden sich bei der Hochtemperaturprüfung geschlossenerporiger Metallschwämme vor allem unter Temperaturwechselbedingungen starke Temperaturgradienten in der Probe einstellen. Auf die Durchführung von Hochtemperaturversuchen an geschlossenerporigen Metallschaumproben wurde daher verzichtet.

Den prinzipiellen Aufbau der im Rahmen einer Studienarbeit [153] entwickelten Temperaturkammer zeigt die Schnittdarstellung in Abbildung 4.7. Ein elektrisches Industrieheißluftgebläse mit einer Leistung von $P=3,2\text{kW}$ und einer stufenlos einstellbaren Temperatur bis zu einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}}=800^\circ\text{C}$ stellt einen in zwei Stufen schaltbaren Heißluftvolumenstrom zur Verfügung. Die Heißluft gelangt über einen Anschlusstrichter in eine Mischkammer, wo durch intensive Verwirbelung eine Homogenisierung der Temperaturverteilung erzielt wird. Über ein Lochblech gelangt die heiße Luft schließlich in die eigentliche Probenkammer und durchströmt die offenporige Metallschwammprobe, bevor sie aus seitlich in den Kammerwänden angebrachten Bohrungen wieder austritt. Die Probenkühlung erfolgt durch in die Seitenwände der Temperaturkammer integrierte Druckluftdüsen, welche den über ein Druckreduzierventil einstellbaren Luftstrahl direkt auf die Probe richten.

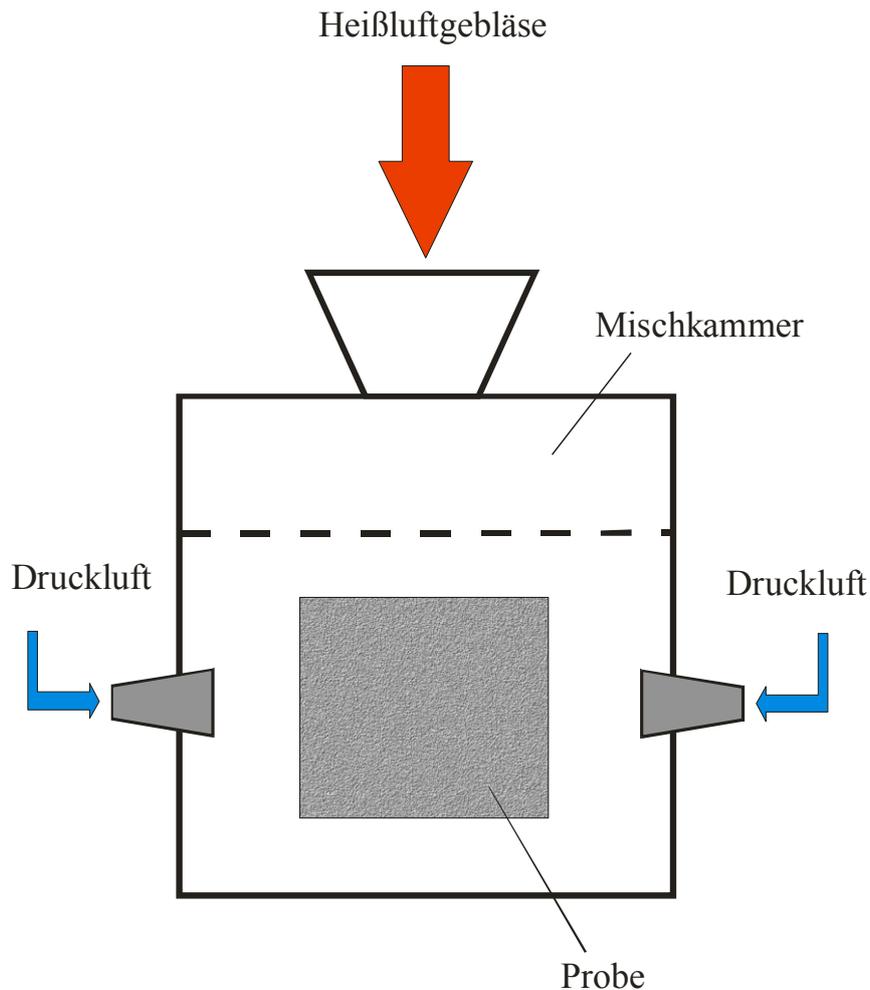


Abbildung 4.7: Prinzipieller Aufbau der Temperaturkammer zur Durchführung von Hochtemperaturversuchen

Die direkte Druckluftkühlung erlaubte wesentlich höhere Abkühlgeschwindigkeiten als die zunächst vorgesehene Beimischung kalter Druckluft in die Mischkammer. Die in den Wänden der aus einer Aluminiumlegierung hergestellten Kammer und insbesondere im Lochblech gespeicherte Wärme führte zu recht langen Zykluszeiten. Außerdem ließen sich durch die Direktkühlung niedrigere Untertemperaturen in den Temperaturzyklen erzielen, was bei nach oben hin mit Blick auf typische Einsatzbedingungen begrenzter Obertemperatur die erreichbare Temperaturschwingbreite erhöhte.

4.6.3 Örtliche Temperaturverteilung in der Temperaturkammer

Ein wesentliches Ziel bei der Auslegung der Temperaturkammer lag in der Einhaltung einer möglichst homogenen Temperaturverteilung in der Probenkammer. Unter thermozyklischen Versuchsbedingungen wurde zur Überprüfung des Temperaturprofils in der Kammer eine Schwammprobe mit vier NiCr-Ni-Thermoelementen ausgestattet. Das Ergebnis der Temperaturprofilmessung ist in Abbildung 4.8 dargestellt.

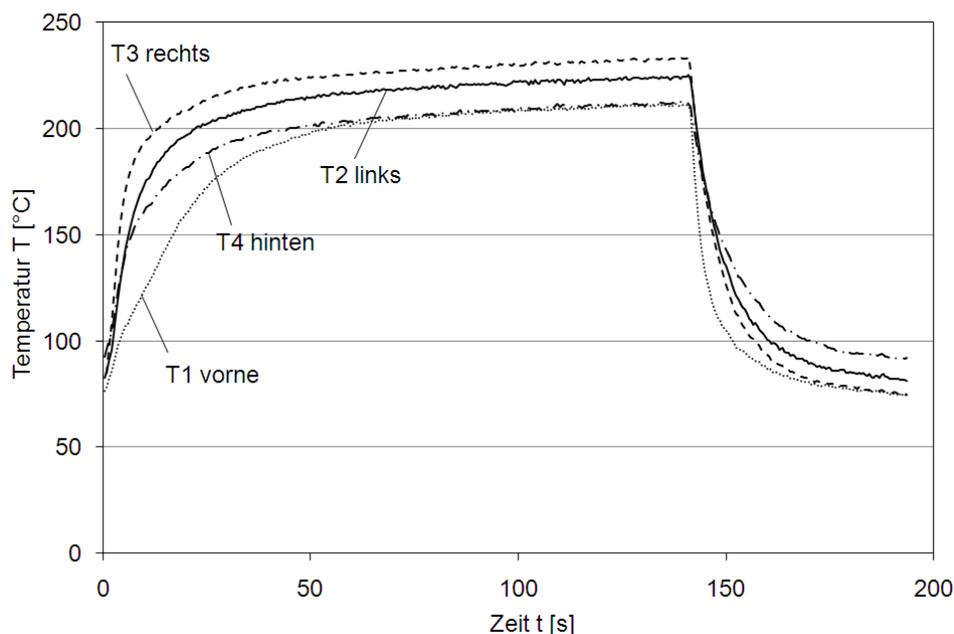


Abbildung 4.8: Temperaturprofilmessung an einer mit 4 Thermoelementen ausgestatteten Probe

Zu Beginn der Aufheizphase kann zunächst ein schnellerer Temperaturanstieg an den seitlich an der Probe angebrachten Temperaturmessstellen verzeichnet werden. Mit einiger Verzögerung erfolgt dann auch der Temperaturanstieg des dem Heißluftstrom abgewandten vorderen Probenbereichs. Im Bereich der asymptotischen Annäherung an die obere Grenztemperatur des Temperaturzyklus nähern sich die Temperaturverläufe der vier Temperaturmessstellen einander an. Die maximale bleibende Ortsabhängigkeit der Temperatur beträgt unter diesen Versuchsbedingungen etwa 20°C, wobei die größte Temperaturdifferenz zwischen der vorderen Temperaturmessstelle und der seitlich angebrachten Messstelle besteht. Ein bleibender Temperaturunterschied zwischen der hinteren, dem Heißluftstrom direkt ausgesetzten Temperaturmessstelle und dem vorderen Probenbereich existiert hingegen wider Erwarten nicht.

Auch während der Abkühlphase bilden sich im ersten Moment wiederum ortsabhängige Temperaturdifferenzen zwischen den vier Temperaturmessstellen aus, welche Werte von bis

zu 50°C annehmen können. Wenn die Abkühlrate wegen der abnehmenden Temperaturdifferenz zwischen Proben- und Kühllufttemperatur sinkt, stabilisieren sich die ortsabhängigen Temperaturdifferenzen ebenfalls auf einem Niveau von etwa 20°C.

Im Zusammenhang mit der Messung der Ortsabhängigkeit der Temperatur in der Temperaturkammer ist eine grundsätzliche Problematik bei der Temperaturmessung an Metallschaumwerkstoffen zu bedenken. Für eine exakte Messung der Oberflächentemperatur einer Probe ist ein unmittelbarer und fester Kontakt des NiCr-Ni-Thermoelements mit der Probenoberfläche unabdingbar. Bei Vollmaterialproben wird daher in aller Regel eine Punktschweißverbindung zwischen den beiden Schenkeln des Thermoelements und der Probe vorgenommen. Die dünnen Stegstrukturen offenporiger metallischer Schäume erlauben die Anwendung dieser Technik nicht. Für die Temperaturmessungen wurden die beiden Messdrähte des Thermoelements vorab mittels Schmelzschweißung verbunden und anschließend in Form einer Schlinge um den Zellsteg der Probe gelegt. Mit Hilfe von Haushaltsgummis wurde über die Aufbringung einer Zugkraft auf das Thermoelement der Kontakt zum Zellsteg hergestellt. Unzureichender Kontakt zwischen Thermoelement und Messstelle hat vor allem bei wechselnder Temperaturbeanspruchung entsprechende Messfehler zur Folge, welche sich nicht exakt abschätzen lassen.

4.6.4 Temperatursteuerung und Temperaturverlauf

Die Temperaturführung in der Temperaturkammer erfolgte auf Basis einer einfachen Versuchssteuerung, welche nach Bedarf zwischen den Betriebszuständen „Heizen“ und „Kühlen“ umschaltete. Eine Temperaturregelung im geschlossenen Regelkreis mit Rückführung des gemessenen Temperaturwertes in den Regelkreis hätte einen in der Heizleistung regelbaren Heizlüfter erforderlich gemacht. Die oben beschriebene Problematik bei der Temperaturmessung hätte zudem unkalkulierbar hohe Fehlergrößen in die Temperaturregelung eingebracht.

Abbildung 4.9 stellt schematisch die wichtigsten Elemente der Temperatursteuerung dar. Die obere Grenztemperatur des gewünschten Temperaturzyklus wurde über die einstellbare Heizlufttemperatur des Heizlüfters vorgewählt. Für die Durchführung isothermer Versuche waren keinerlei weitere Einstellungen notwendig. Nach der Stabilisierung der Temperatur in der Probenkammer konnte unmittelbar über das digitale Regelsystem der Prüfmaschine der Start der mechanischen Prüfung vorgenommen werden. Bei der Durchführung thermomechanischer Ermüdungsversuche hingegen ist ein zyklischer Wechsel zwischen den Betriebszuständen „Heizen“ und „Kühlen“ notwendig, welcher von einem Prüfprogramm basierend auf der

prozessorientierten Programmieroberfläche MTS MPT (Multi Purpose Testware) des Prüfsystems durchgeführt wurde. Das verwendete MPT-Programm steuert über zwei analoge Ausgänge eine Relaisstation, welche im Betriebszustand „Heizen“ die Spannungsversorgung des Heizlüfters einschaltet und den Kühlluftmassenstrom über ein pneumatisches 3/2-Wegeventil unterbindet. Nach dem Wechsel in den Betriebszustand „Kühlen“ schaltet die Relaisstation die Spannungsversorgung des Heizlüfters ab und das 3/2-Wegeventil auf Durchgang. Auch die Zyklendauer und die Phasenbeziehung zwischen dem Verlauf der mechanischen Beanspruchung (Gesamtdehnung) und dem Temperaturverlauf werden im MPT-Programm definiert.

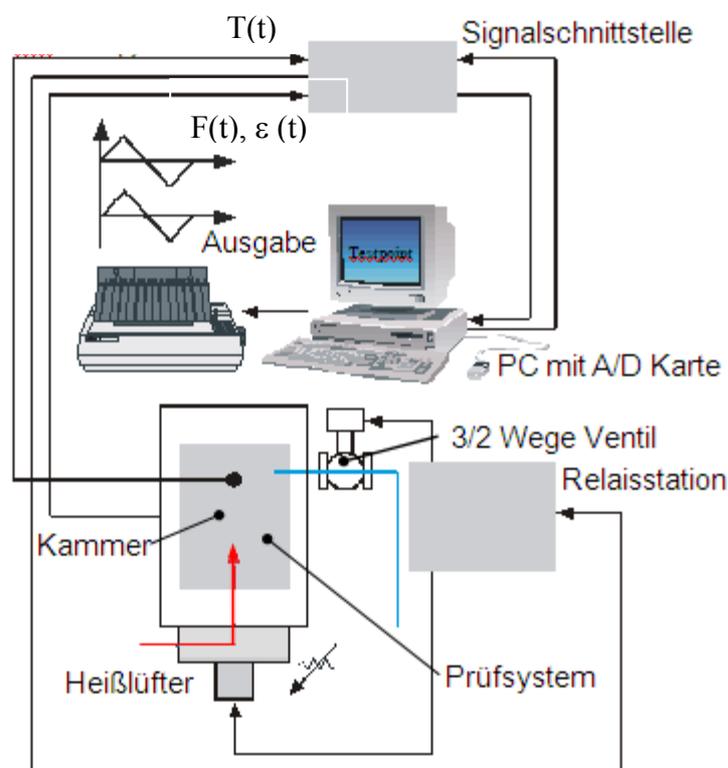


Abbildung 4.9: Schematische Darstellung der Temperatursteuerung der Temperaturkammer

Die untere Grenztemperatur kann lediglich über den Kühlluftmassenstrom durch Einstellung des Druckdrosselventils in Grenzen beeinflusst werden. Die Realisierung eines bestimmten Temperaturverlaufs zwischen einer oberen und einer unteren Grenztemperatur ist nicht unmittelbar möglich, sondern erfordert die iterative Anpassung der Einstellungen von Heißlufttemperatur und Kühlluftmassenstrom bis zur Annäherung an die gewünschten Werte. Außerdem spielt die Wahl der Zyklendauer eine gewichtige Rolle für die Ausbildung stabiler Temperaturzyklen. Entscheidend für die Festlegung einer geeigneten Zyklendauer ist die Dauer der

Abkühlphase bis zur asymptotischen Annäherung an den unteren Temperaturgrenzwert. Aus der Verdopplung der Abkühldauer ergibt sich dann eine vernünftige Größenordnung für die Zyklendauer. Eine besonders kritische Einstellgröße stellt die Heißlufttemperatur dar. Eine hohe Heißlufttemperatur (mehr als 30°C über der angestrebten oberen Grenztemperatur) ergibt zwar einen nahezu linearen Temperaturverlauf während der Heizphase, die Aufheizdauer bis zum Erreichen der oberen Grenztemperatur ist aber vergleichsweise kurz. Bei gleicher Dauer der Kühlphase kann dann keine vollständige Abkühlung auf das Niveau der unteren Grenztemperatur stattfinden. Die Folge einer zu hohen Heißlufttemperatureinstellung ist daher immer eine fortschreitende Aufheizung der Temperaturkammer während der ersten Zyklen. Erst nach Durchlaufen einer Vielzahl von Temperaturzyklen stellt sich schließlich ein stabiler Zustand mit Temperaturen deutlich oberhalb der angestrebten Grenzwerte ein. In Abbildung 4.10 ist ein typischer Temperaturverlauf bei zu hoher Heißlufttemperatur aufgetragen.

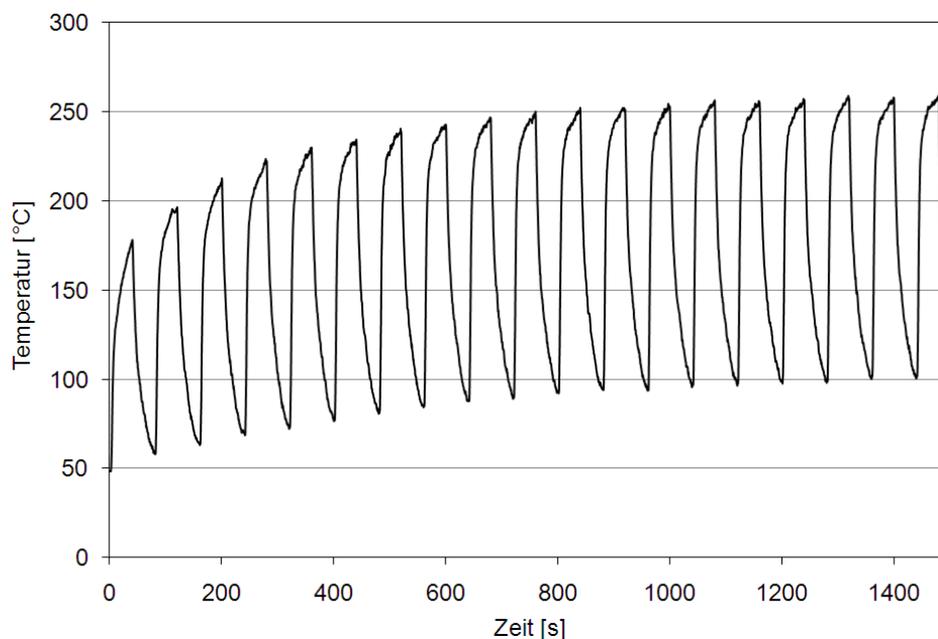


Abbildung 4.10: Temperaturverlauf in der Kammer bei zu hoher Temperatureinstellung

Von Versuchsbeginn an stabile Temperaturzyklen können durch die Einstellung einer Heißlufttemperatur nur knapp oberhalb der vorgesehenen oberen Grenztemperatur und die Wahl einer langen Zyklendauer erzielt werden. Es müssen dabei allerdings während des Heizzyklus Abweichungen von einem linearen Temperaturverlauf in Kauf genommen werden. Die Realisierung stabiler und zugleich linearer Temperaturzyklen ist mit dem unregelmäßigen Heizkonzept auf der Grundlage eines Heißluftgebläses nicht zu erreichen.

Unmittelbar nach dem Einschalten der Heizung steigt die Temperatur der Probe in der Kammer sehr schnell an. Mit geringer werdender Temperaturdifferenz zwischen Probe und Heißluft sinkt die Aufheizrate und die Temperatur nähert sich in asymptotischem Verlauf der oberen Grenztemperatur. Wie Abbildung 4.11 erkennen lässt, stellt sich bei dieser Einstellung ein sehr ausgewogenes Verhältnis zwischen Heizphase und Kühlphase ein.

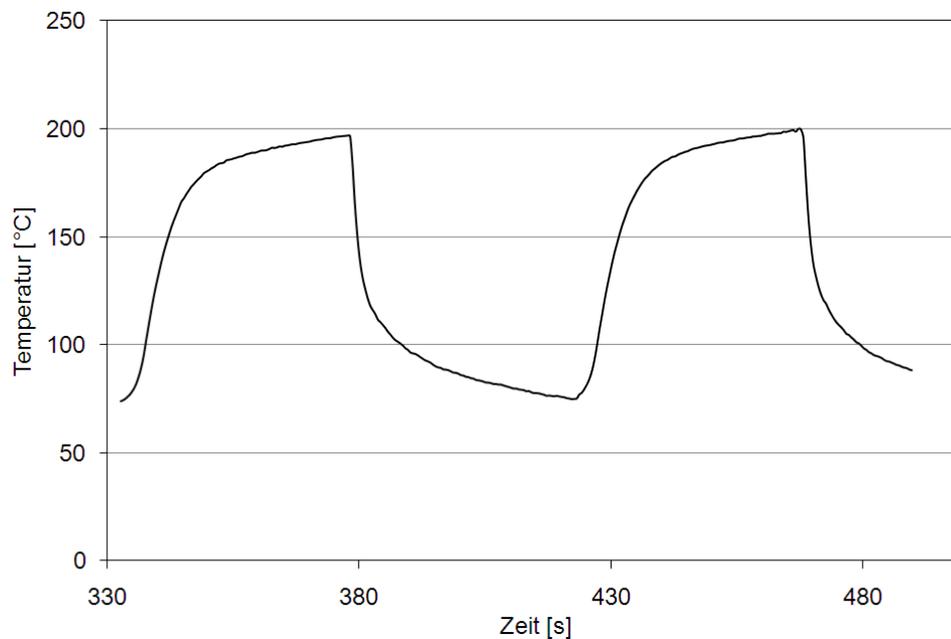


Abbildung 4.11: Temperaturverlauf in der Kammer bei geeigneter Temperatureinstellung

Ein weiterer Grund für die Bevorzugung einer Heißlufttemperatur nahe an der oberen Grenztemperatur des Temperaturzyklus liegt im Nachlaufverhalten des verwendeten Heizlüfters. Nach dem Abschalten des Heizlüfters kommt das Gebläse des Heizlüfters nicht unmittelbar zum Stillstand, sondern läuft langsam aus. Während der einige Sekunden andauernden Nachlaufzeit wird weiterhin ein heißer Luftmassenstrom in die Temperaturkammer eingebracht. Mit einer Heizlüftertemperatureinstellung im Bereich der oberen Grenztemperatur ist der Nachlaufteffekt nicht von Bedeutung, bei zu hoher Temperatureinstellung tritt hingegen eine im Temperaturverlauf erkennbare Verzögerung des Kühlzyklus auf.

4.6.5 Durchführung von Hochtemperaturversuchen unter einsinniger und wechselnder Beanspruchung

Alle Hochtemperaturversuche wurden an einer servohydraulischen Universalprüfmaschine MTS 810 unter Verwendung der oben beschriebenen Temperaturkammer durchgeführt.

Einsinnige Versuche im Zug oder Druck erfolgten in Maschinenwegregelung quasistatisch, also mit kleinen Verformungsgeschwindigkeiten. Isotherme Ermüdungsversuche wurden sowohl in Kraftregelung als auch in Gesamtdehnungsregelung vorgenommen, wobei sich die Prüfbedingungen nach dem Aufheizen auf die Prüftemperatur nicht grundsätzlich von den Ermüdungsversuchen bei Raumtemperatur unterschieden.

Bei der Durchführung thermomechanischer Ermüdungsversuche fand die Gesamtdehnungsregelung Anwendung. Die im Fall von thermomechanischer Ermüdung verwendete Regelgröße Gesamtdehnung setzt sich aus einem thermischen Dehnungsanteil und einem mechanischen Gesamtdehnungsanteil zusammen:

$$\varepsilon_{\text{ges}} = \varepsilon_{\text{th}} + \varepsilon_{\text{mech}} \quad . \quad (4.1)$$

Vor dem Beginn des eigentlichen thermomechanischen Ermüdungsversuchs wurde die Probe zunächst über einen längeren Zeitraum auf die Mitteltemperatur des thermischen Zyklus aufgeheizt, um von einem homogenen Ausgangszustand ausgehend zu starten. In diesem prüfkraftfreien Ausgangszustand wurde ebenfalls der Nullabgleich des Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers vorgenommen. Es folgten dann einige rein thermische Zyklen, bei denen die Prüfkraft in Kraftregelung auf einem Wert von $F=0\text{N}$ gehalten wurde. Während dieser thermischen Zyklen stabilisierten sich die oberen und unteren Grenztemperaturen. Erst nach dem Erreichen eines Zustandes mit stabilen Temperaturzyklen begann der eigentliche Beanspruchungsverlauf aus einer Superposition eines Temperaturzyklus mit einem dreieckförmigen Gesamtdehnungsverlauf, welcher über ein Prüf- und Messwerterfassungsprogramm auf der Basis der prozessorientierten Programmieroberfläche MTS MPT definiert wurde.

4.7 Kriechversuche

Für die Durchführung von Kriechversuchen an offenporigen Aluminiumschwammproben wurde eine konventionelle Kriechapparatur ausgestattet mit einem Dreizonenwiderstandsofen und einer Heizleistung von $P=2,3\text{kW}$ verwendet. Jede der drei Heizzonen ist zur Erzielung einer homogenen Temperatur über die gesamte Probenlänge mit einem eigenen Temperaturregler ausgerüstet. An drei Positionen auf der Probe wurden entsprechend die Temperaturen

mittels Thermoelementen gemessen, welche als Istgrößen für die jeweilige Zonentemperaturregelung in den Regelkreis eingingen. Die Messung der Probendehnung erfolgte mittels eines induktiven Dehnungsaufnehmers außerhalb des Ofenbereiches, welcher über Gestänge mit der Probe verbunden wurde. Kriechversuche an offenporigen Metallschäumen wurden bei einer Temperatur von $T=250^{\circ}\text{C}$ durchgeführt, welche der angestrebten oberen Grenztemperatur aus den thermomechanischen Ermüdungsversuchen entspricht. Um über lange Versuchszeiten den Einfluss einer möglichen Kriechverformung der Eingießmasse auszuschließen, wurden für diese Versuche die Enden der Schwammproben mit den Abmessungen $30\text{mm} \times 30\text{mm} \times 70\text{mm}$ nicht wie sonst üblich mit einer Zinkdruckgusslegierung infiltriert, sondern mit einer keramischen Einbettmasse fest mit den zylindrischen Adapterbauteilen aus Stahl verbunden. Die Aushärtedauer der keramischen Füllmasse von $t=29$ Stunden erforderte die Verwendung einer Ausrichtvorrichtung, wie sie in Abbildung 4.12a dargestellt ist. In dieser Vorrichtung wurde die Probe zunächst positioniert und dann am unteren Probenende mit der keramischen Füllmasse eingegossen. Nach dem Ende des Aushärtevorgangs wurde die Vorrichtung um 180° gedreht, um das Eingießen des zweiten Probenendes zu ermöglichen. Eine für die Durchführung eines Kriechversuchs präparierte Probe ist in Abbildung 4.12b abgebildet.

Die Belastung der in die Kriechapparatur eingebauten Probe mit einer konstanten Zugspannung erfolgte nach dem Aufheizen auf Prüftemperatur durch die Aufbringung von Gewichten, die über einen Hebelmechanismus auf die Probe wirken. Die Kriechversuche wurden unter Anwendung verschiedener Spannungshorizonte von $\sigma=0,24\text{MPa}$ bis $\sigma=0,4\text{MPa}$ zur Ermittlung der Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit jeweils bis zum Bruch der Proben durchgeführt.

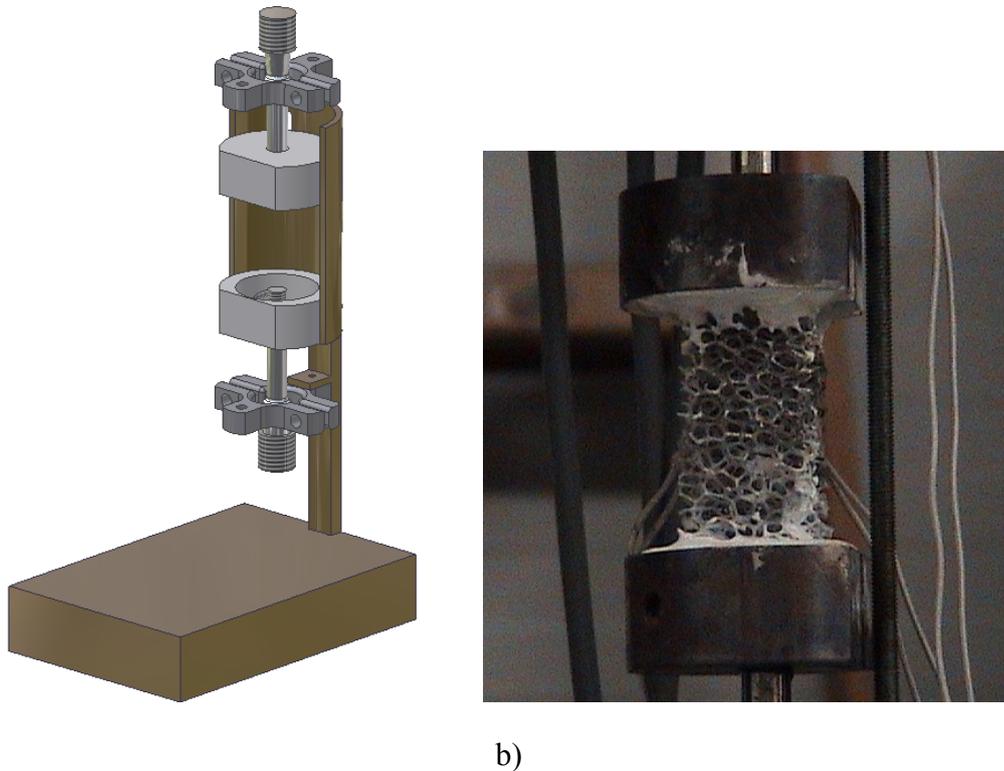


Abbildung 4.12: a) Ausrichtvorrichtung zum Einbetten von Schwammproben für den Kriechversuch

b) Für einen Kriechversuch präparierte Aluminiumschwammprobe (AlSi7Mg)

4.8 Relaxationsversuche

Relaxationsversuche wurden sowohl im Druckbereich als auch im Zugbereich bei Temperaturen entsprechend der unteren und oberen Grenztemperaturen der thermomechanischen Temperaturzyklen vorgenommen. Referenzversuche wurden zudem unter Raumtemperaturbedingungen durchgeführt. Der Versuchsaufbau entsprach dabei grundsätzlich dem der Hochtemperaturzugversuche. Die Relaxationsversuche wurden an einer servohydraulischen Universalprüfmaschine MTS 810 unter Anwendung der Gesamtdehnungsregelung ausgeführt. Der Verlauf der Prüfkraft bei konstanter Probendehnung wurde über eine Zeitdauer von mehreren Stunden bzw. bis zum Abfall des Spannungswertes unter einen definierten Grenzwert aufgenommen.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Werkstoffe und Mikrostruktur

Wie in Kapitel 4 ausgeführt, wurde in dieser Arbeit das Verformungsverhalten von drei offenenporigen Metallschwämmen mit identischer Zellstruktur untersucht. Die drei Schwämme unterscheiden sich allerdings ganz erheblich in der Duktilität ihrer Grundwerkstoffe, wodurch die Mechanismen der Verformung bestimmt werden. Zur Berücksichtigung des Einflusses der Schaumstruktur auf das Verformungsverhalten wurden vergleichende Versuche auch an einem geschlossenporigen Aluminiumschaum durchgeführt. Eine Zusammenstellung der vier Metallschaumwerkstoffe gibt Abbildung 5.1.

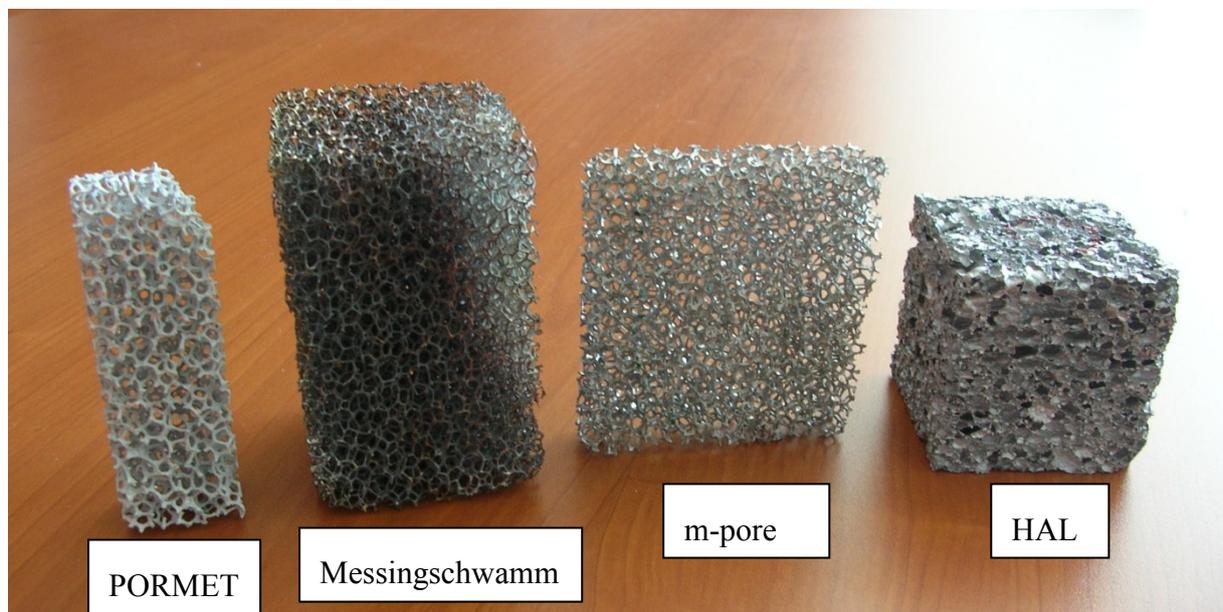


Abbildung 5.1: Zusammenstellung der untersuchten Schaumwerkstoffe

Zwar gehen die gängigen Modellvorstellungen (z.B. [5]) zum Verformungsverhalten metallischer Schäume davon aus, dass die mechanischen Kennwerte überwiegend von strukturellen Werkstoffparametern wie der relativen Schaumdichte und der Materialverteilung abhängen. Da die Mechanismen der Verformung der zellularen Struktur aber auch vom Verformungsverhalten der Zellstege bzw. Zellwände selber, und damit also direkt von der Mikrostruktur des verwendeten Grundwerkstoffs, geprägt werden, kommt in dieser Arbeit der analytischen Betrachtung der Zellstegmikrostruktur eine nicht unbedeutende Rolle zu.

5.1.1 Offenporiger Aluminiumschwamm PORMET

Der im Rahmen der Arbeiten von der Fa. IP&P in Aachen und später vom Gießerei-Institut der RWTH Aachen zur Verfügung gestellte offenporige PORMET-Schwamm aus der Aluminiumgusslegierung AlSi9Cu3 wird in einem feingießtechnischen Verfahren unter Verwendung eines Polyurethan-Schwamm-Vormaterials hergestellt (vgl. Kapitel 3.3.1). Da die Homogenität der kommerziell erhältlichen offenporigen PU-Schwämme sehr gut ist, weisen auch die daraus entstandenen Metallschwämme eine im Vergleich zu anderen Herstellungsverfahren ausgezeichnete Homogenität der Zellstruktur auf.

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten PORMET-Schwämme erreichten bei einer nominalen Porengröße von 10ppi (pores per inch) eine Dichte von $\rho=0,15 \text{ g/cm}^3$. Dies entspricht einer relativen Schaumdichte von $\bar{\rho}=0,054$, wenn man von einer Dichte der Legierung von $\rho_s=2,77 \text{ g/cm}^3$ ausgeht. Die Zellstege des PORMET-Schwamms besitzen teilweise eine Querschnittsfläche in Form eines gleichschenkligen Dreiecks mit nach innen gekrümmten Konturen. Die reale Geometrie des PORMET-Schwamms entspricht bei diesen genau den Überlegungen von Plateau [43], wonach sich ein Gleichgewichtszustand zwischen dem in den Gasporen befindlichen Innendruck und der Oberflächenspannung in den Zellwänden einstellt, wenn sich drei Poren unter einem Winkel von jeweils 120° treffen. Für den Aufbau der Gießmodelle wird ein offenporiger Polyurethanschwamm verwendet. Bei dessen Herstellung wird zunächst ein geschlossenporiger Schaum produziert, der eben den Regeln von Plateau gehorcht und entsprechende „Plateau-Border“ ausbildet. Erst in einem folgenden Prozessschritt wird die geschlossenporige Struktur durch Zerplatzen der Zellwände im noch schmelzflüssigen Zustand auf einen offenporigen Schwamm reduziert. Um die Stegdicken des Metallschwamms gegenüber dem verwendeten PU-Vormaterial etwas zu erhöhen, wurde bei der Herstellung der Gießmodelle für den PORMET-Schwamm eine Aufdickung mit flüssigem Wachs vorgenommen. Dadurch bedingt geht in vielen Zellstegen die ursprüngliche Krümmung der Dreiecksseiten nach innen („Plateau-Border“-Geometrie) verloren und es entsteht stattdessen eine leicht nach außen gekrümmte Kontur, wie Abbildung 5.2 illustriert.

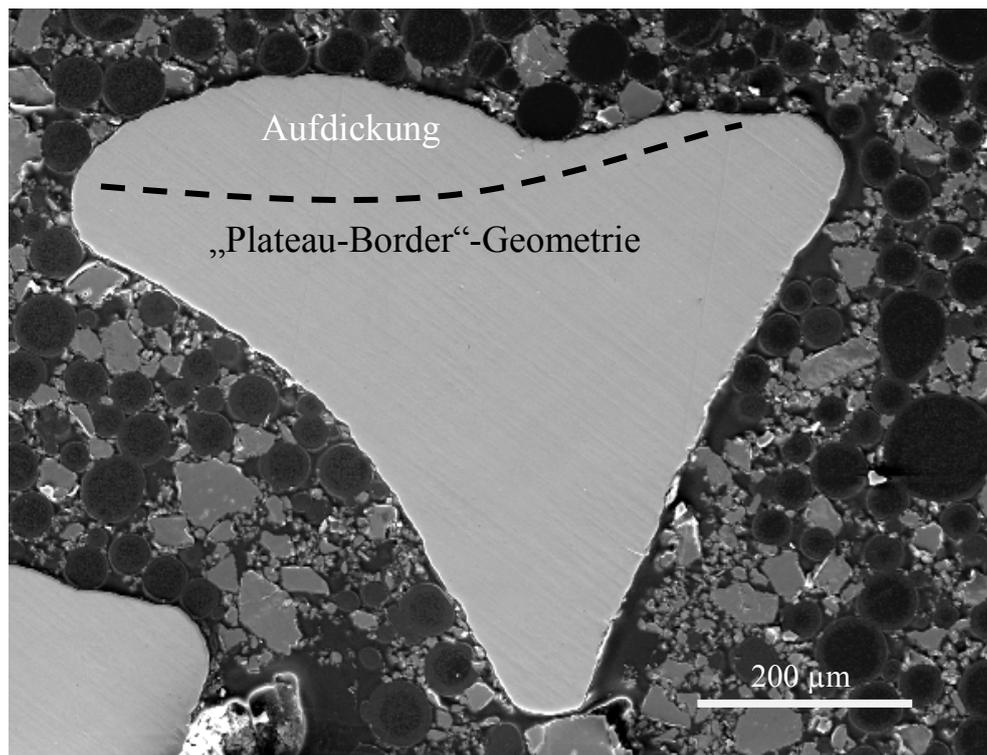


Abbildung 5.2: Querschnittsfläche eines POMET-Zellstegs

Weiterhin hat die Aufdickung der Stege des Gießmodells mit Wachs die Entstehung von kugelförmigen Anhaftungen auf den Stegen des Metallschwamms zur Folge, wie die stereomikroskopische Aufnahme in Abbildung 5.3 belegt. Nach dem Eintauchen des PU-Schaum-Vormaterials findet ein Abtropfen des überschüssigen Wachses statt. Unter Umständen können während dieses Prozesses Wachstropfen auf den Stegen erstarren, die dann entsprechend auch beim Abguss abgebildet werden. Diese Metallkugeln auf den Stegen des Metallschaums tragen natürlich nicht zur Festigkeit der Zellstruktur bei, sie erhöhen aber die Masse des Werkstoffs.

In Abbildung 5.4 ist die lichtmikroskopische Aufnahme eines Längsschliffs durch einen typischen Zellsteg des POMET-Schwamms abgebildet, der die aus der Mikrostruktur resultierenden Probleme hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften verdeutlicht. So liegt die Größe der Körner in vielen Fällen im Bereich der Zellstegdurchmesser, so dass nur ein einziges Korn über dem Stegquerschnitt existiert.

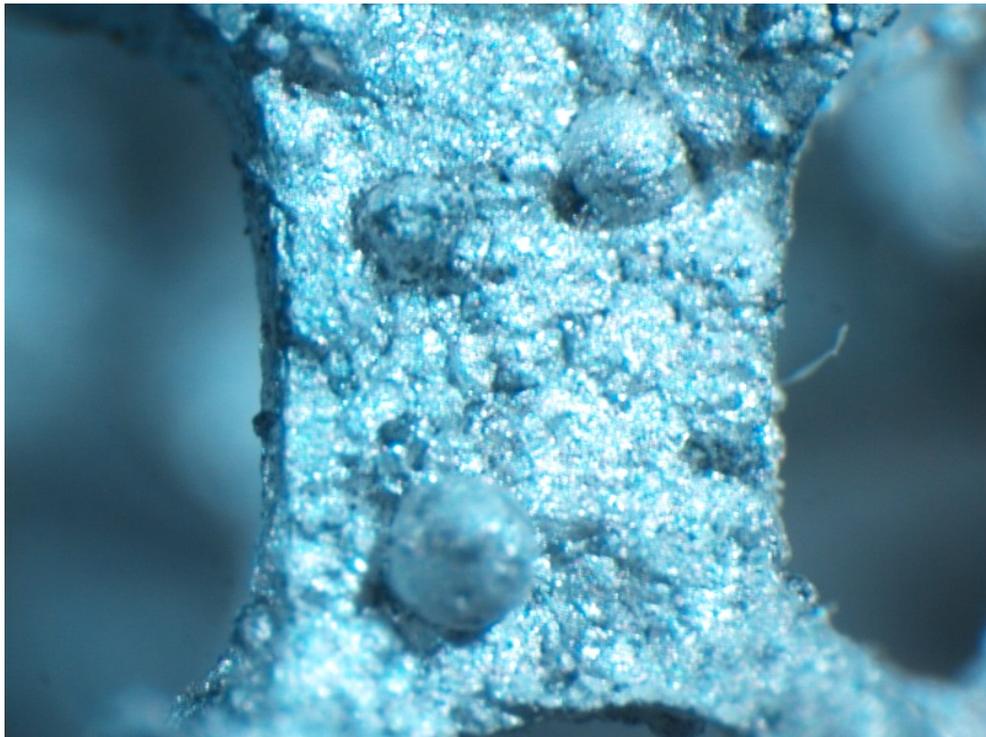


Abbildung 5.3: Kugelförmige Steganhaftungen infolge der Aufdickung mit Wachs

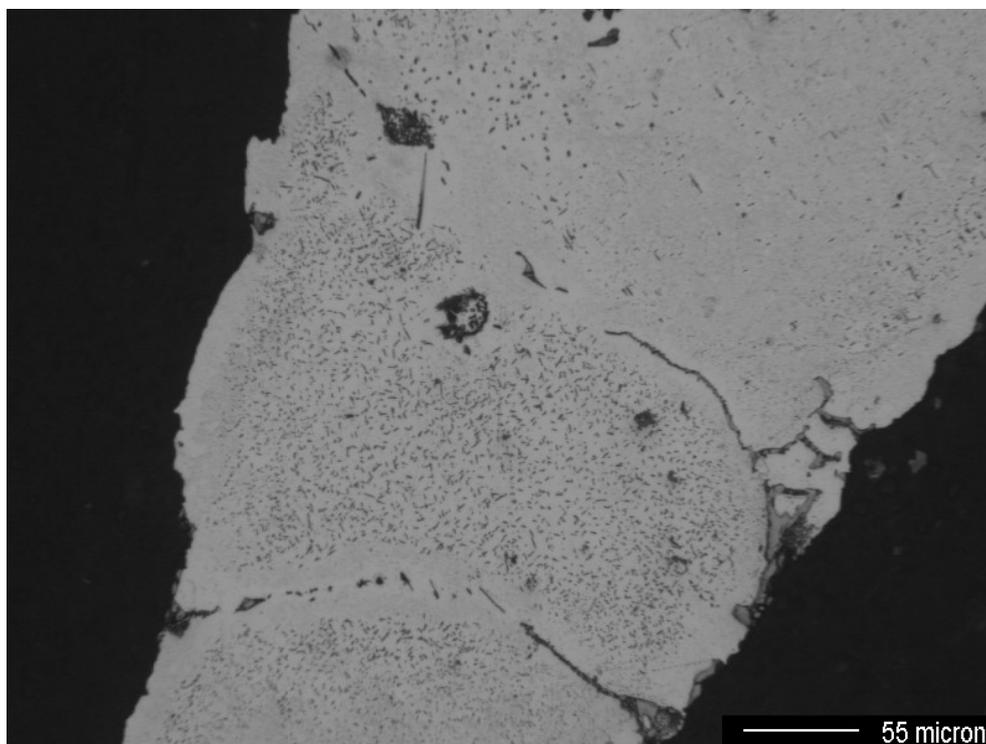


Abbildung 5.4: Längsschliff durch einen Steg des PORMET-Schwamms

Während des Gießvorgangs wird die Negativform des Metallschwamms auf eine Temperatur nahe der Solidustemperatur der Aluminiumlegierung vorgewärmt. Man versucht mit dieser Maßnahme die Fließfähigkeit der eingefüllten Aluminiumschmelze möglichst lange aufrecht zu erhalten, damit eine vollständige Formfüllung der filigranen Stegarchitektur möglich wird. Die Erstarrung der Schmelze erfolgt wegen der geringen Unterkühlung nur sehr langsam. Die mit den Abkühlungsbedingungen einhergehende Ausbildung eines relativ groben Korngefüges muss in Kauf genommen werden, damit ausreichend dimensionierte feinporige Schwammstrukturen überhaupt erst gießtechnisch realisierbar sind. Aus dem repräsentativen Längsschliff durch einen PORMET-Zellsteg in Abbildung 5.4 kann entsprechend auf typische Korngrößen von 200µm bis 400µm geschlossen werden. Alleine aus dem Ansatz der Hall-Petch-Beziehung [154, 155]

$$R_e = \sigma_0 + \frac{k'}{\sqrt{d_K}} \quad (5.1)$$

mit R_e : Streckgrenze; k' : materialabhängige Hall-Petch-Konstante; d_K : mittlere Korngröße

ergibt sich eine drastische Reduktion der Festigkeit durch das grobe Korngefüge. So bewirkt beispielsweise die Vergrößerung der mittleren Korngröße von $d_{K1}=100\mu\text{m}$ auf $d_{K2}=400\mu\text{m}$ eine Halbierung des Hall-Petch-Anteils der Fließspannung. Der Anteil der Reibungsspannung σ_0 bleibt hingegen konstant und resultiert aus der kritischen Schubspannung in einem Einkristall, also ohne die Berücksichtigung der Hinderniswirkung von Korngrenzen [156]. Der Anwendbarkeit der Hall-Petch-Beziehung auf die filigranen Stege eines Metallschwamms sind allerdings insofern Grenzen gesetzt, als dass die angeführte Betrachtung die Einbindung in umgebende Körner voraussetzt. Im Fall des PORMET-Schwamms, bei dem die Korngröße in der Größenordnung der Zellstegdicke liegt, wird diese Grundvoraussetzung nicht zwangsläufig erfüllt. An offenporigen Nickel-Schwämmen fanden Goussery et al. [157] zwar grundsätzlich eine Abhängigkeit der globalen Druckfestigkeit von der Korngröße in Form der Hall-Petch-Beziehung ($\sigma_D \sim d_K^{-1/2}$). Sobald die durch gezielte Grobkornglühung eingestellte Korngröße jedoch die Dimensionen der Zellstegdicke überschritt, verblieb die Druckfestigkeit auf einem fast gleichbleibenden Niveau. Ein Aufstau von Versetzungen er-

folgt hier nur in der Richtung der angrenzenden Körner, was Arzt et al. [158] als Kanalisierung des Versetzungsaufstaus bezeichnen. In Richtung der freien Oberfläche der Stege können Versetzungsringe leicht aus dem Werkstoff austreten. Goussery et al. [157] konnten zur Bestätigung dieser Theorie in großem Umfang Gleitstufen an der Oberfläche eines gebrochenen Zellstegs ausmachen. Die gestrichelte Linie in Abbildung 5.5 zeichnet die Bruchlinie des bis auf einen geringen Restquerschnitt eingeschnürten Zellstegs nach.

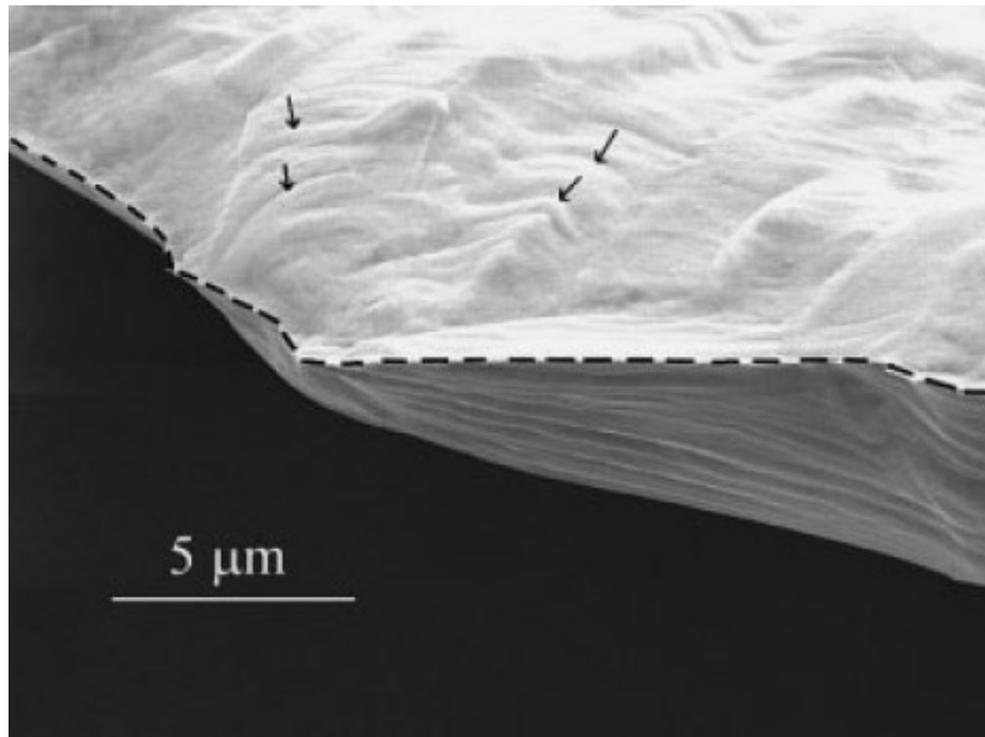


Abbildung 5.5: Gleitstufen auf der Oberfläche eines gebrochenen Steges eines Nickelschwamms (aus [157])

Die Verwendung der Legierung AlSi9Cu3 beruhte vornehmlich auf der guten Gießbarkeit bei mittleren Festigkeiten, weshalb diese vor allem in Motorenbauteilen und Zylinderköpfen zum Einsatz kommt. Durch einen Kupferanteil von 2-4 Massen-% gehört die Legierung AlSi9Cu3 zu den ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen. Als festigkeitssteigernde Phase scheidet sich nach dem Abschrecken von der Lösungsglüh-temperatur die kupferreiche Al_2Cu -Phase aus dem übersättigten α -Mischkristall aus. Die Ausscheidung der Al_2Cu -Phase findet bereits bei Raumtemperatur statt, weshalb eine spezielle Wärmebehandlung zur Warmaushärtung nicht erforderlich ist. Abbildung 5.6 zeigt einen Ausschnitt eines PORMET-Zellsteges im Bereich einer Korngrenze. Im Inneren des Korn findet man Ausscheidungen vom Typ

Al_2Cu , die teilweise eine plattenförmige Morphologie aufweisen. Zum Teil liegen die Al_2Cu -Ausscheidungen jedoch bereits in globularer oder zumindest abgerundeter Form vor. Altenpohl [159] beschreibt die Stadien der Ausscheidung aus dem übersättigten Mischkristall für das binäre Legierungssystem Aluminium-Kupfer und ordnet die durchlaufenen Phasen in ihrer festigkeitssteigernden Wirkung. Demnach geht die stärkste Steigerung der Festigkeit von den Guinier-Preston-Zonen (θ'' -Phase) aus. Bei höheren Auslagerungstemperaturen entsteht schließlich die stabile Gleichgewichtsphase Al_2Cu , auch θ -Phase genannt, welche eine tetragonale Kristallstruktur besitzt und kaum noch zur Verbesserung der Festigkeit beiträgt. Alle im PORMET-Steg vorliegenden Al_2Cu -Ausscheidungen zeichnen sich durch ihre recht grobe Struktur aus und bringen deshalb nur eine geringe Festigkeitssteigerung hervor.

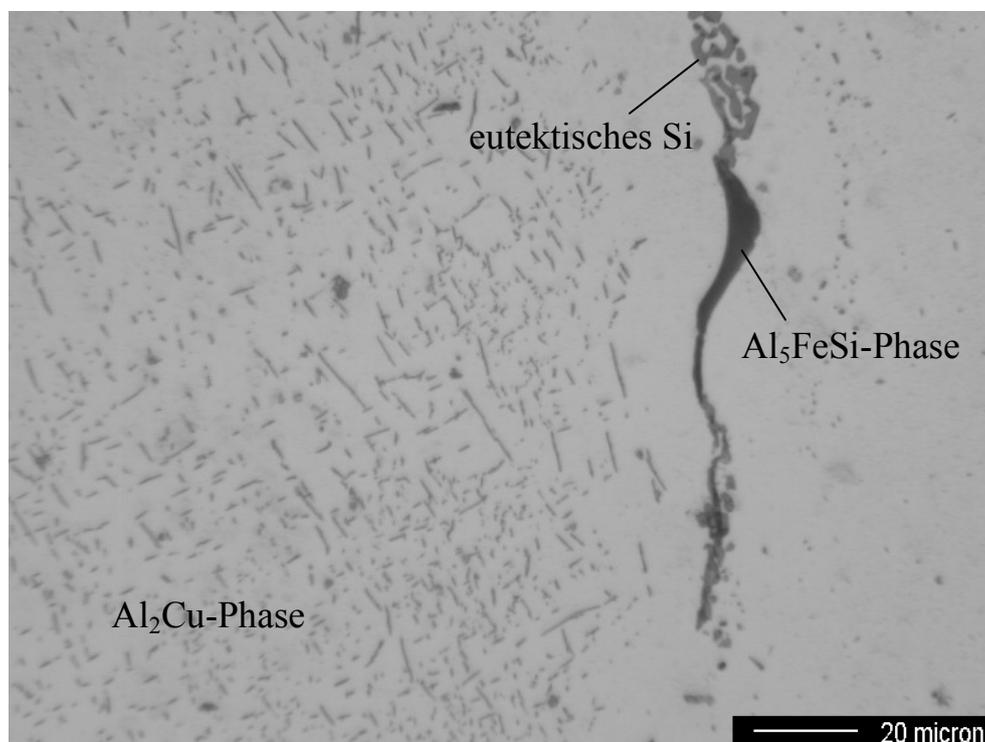


Abbildung 5.6: Ausscheidungen in den Stegen des PORMET-Schwamms

Die Korngrenzen sind, wie in Abbildung 5.6 am rechten oberen Bildrand erkennbar ist, mit netzwerkartigen Strukturen sowie mit langgestreckten Ausscheidungen belegt. Energiedispersive Röntgenspektroskopieuntersuchungen der Korngrenzenausscheidungen weisen neben stark erhöhten Siliziumgehalten vor allem auch Eisen als Legierungselement nach. Aus dem Vergleich mit Arbeiten von Tillova et al. [160] hinsichtlich der Mikrostruktur der Aluminiumgusslegierung AlSi9Cu3 darf vermutet werden, dass es sich um eutektische Siliziumausscheidungen sowie um eisenhaltige Ausscheidungen vom Typ Al_5FeSi handelt.

Hintz et al. [75] schreiben den spröden Siliziumplatten und –nadeln eine starke Kerbwirkung zu und auch Tillova et al. [160] gehen davon aus, dass insbesondere längere plattenförmige Al_5FeSi -Ausscheidungen die Duktilität der Aluminiumlegierung erheblich reduzieren können. Im Fall des untersuchten PORMET-Schwamms sind die Korngrenzen zum Teil nahezu durchgehend mit Ausscheidungen belegt (vergleiche Abbildung 5.4), woraus sich eine Tendenz zum spröden Versagen der Korngrenzen ableiten lässt.

Die rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines unverformten Zellsteges in Abbildung 5.7 zeigt ein weiteres herstellungsbedingtes Problem des PORMET-Schwamms auf. Die Siliziumausscheidungen an den Korngrenzen unterstützen offensichtlich das Herausbrechen von Material während des Entferns der Formkeramik durch einen Hochdruck-Wasserstrahl. Sie hinterlassen dabei tiefe Kerben an den Korngrenzen, welche wiederum bei mechanischer Beanspruchung zu lokalen Spannungsüberhöhungen und damit verbunden zur Anrissbildung führen. Der entstandene Riss kann im weiteren Verlauf der zyklischen Beanspruchung leicht dem durch die an den Korngrenzen aufgereihten Silizium- und Al_5FeSi -Platten vorgegebenen Pfad folgen und ein interkristallines Versagen hervorrufen.

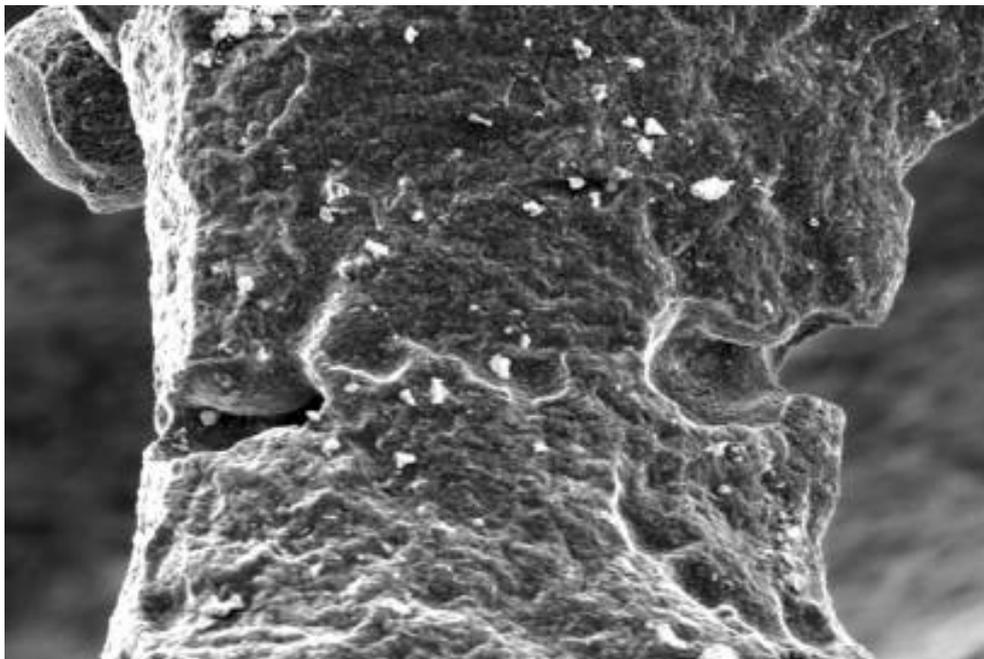


Abbildung 5.7: Kerben in einem PORMET-Steg

5.1.2 Offenporiger Aluminiumschwamm m-pore

Die Verfahrensweise bei der Herstellung der offenporigen Schwammwerkstoffe der Firma m-pore GmbH in Dresden entspricht genau der im vorangegangenen Kapitel beschriebenen Me-

thode des Gießerei-Instituts an der RWTH Aachen und der Firma IP&P GmbH. Auch das Polyurethan-Schwammmaterial, welches die Basis für die Erstellung der Negativformen für den Abguss darstellt, entspricht dem des PORMET-Schwamms. Die vom Hersteller angegebene Porengröße von 10ppi war ebenfalls identisch mit dem PORMET-Schwamm, so dass beide Metallschwämme strukturell weitestgehend identisch waren. Als Grundwerkstoff verwendet man für die m-pore-Schwämme die Aluminiumlegierung AlSi7Mg, die eine Dichte von $\rho_s = 2,64 \text{ g/cm}^3$ besitzt. Für die Dichte des Schaumwerkstoffs wurde experimentell ein Mittelwert von $\rho = 0,164 \text{ g/cm}^3$ ermittelt, womit sich eine relative Dichte des Schaummaterials von $\bar{\rho} = 0,062$ ergibt.

Die Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg gehört zwar grundsätzlich zu den aushärtbaren Legierungen, da sich bei Warmauslagerung aus dem übersättigten Mischkristall die Mg_2Si -Phase ausscheidet. Aufgrund des hohen Siliziumgehalts diktiert aber wie auch bei der Legierung AlSi9Cu3 des PORMET-Schwamms die Morphologie der Ausscheidung eutektischen Siliziums die mechanischen Kennwerte des Werkstoffs. Die Form der eutektischen Siliziumausscheidungen bestimmt maßgeblich die Duktilität des Gefüges [161, 162]. Während lange platten- oder nadelförmige Siliziumausscheidungen starke Spannungskonzentrationen hervorrufen und rissinitiierende Wirkung ausüben, vermindern globulare Ausscheidungsformen die Sprödigkeit des Werkstoffs. Zur Einförmung des eutektischen Siliziums in grobe globulare Strukturen eignet sich eine Lösungsglühbehandlung bei 475°C bis 525°C [163, 164], wobei die mechanischen Eigenschaften in diesem Bereich mit zunehmender Lösungsglühtemperatur verbessert werden können. Timelli et al. [163] erreichten in ihren Arbeiten zum Einfluss der Lösungsglühung auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi7Mg die maximalen Festigkeitswerte erst nach langen Lösungsglühzeiten. Eine Optimierung der Duktilität durch Einförmung der Siliziumausscheidungen nahm gar Lösungsglühzeiten von mehreren Stunden in Anspruch. Für technische Anwendungen sind derart lange Lösungsglühzeiten alleine aus Kostengründen im Regelfall nicht vertretbar.

So wird auch das Gefüge des kommerziell erhältlichen m-pore-Schwamms geprägt von nadelförmigen Siliziumausscheidungen, die vornehmlich an den Korngrenzen vorzufinden sind (siehe Abbildung 5.8). Darüber hinaus existieren die in Abbildung 5.9 markierten netzwerkartigen Strukturen von eutektischen Siliziumausscheidungen und der festigkeitssteigernden Mg_2Si -Phase, welche mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie identifiziert werden konnten. Die mittlere Korngröße bewegt sich mit $100\mu\text{m}$ bis $200\mu\text{m}$ auf einem etwas niedrigeren Niveau als bei dem PORMET-Schwamm. Im Bereich der minimalen Stegdicken liegen aber auch beim m-pore-Schwamm nur wenige Körner über dem Querschnitt vor, wie die ras-

terelektronenmikroskopische Aufnahme in Abbildung 5.8 erkennen lässt. Im Unterschied zum PORMET-Material sind Anhäufungen von Siliziumausscheidungen im Bereich der Stegoberflächen nur selten vorhanden. Geometrische Kerben mit hoher Kerbwirkungszahl, die eine Begünstigung der Rissinitiierung bewirken, sind daher für den m-pore-Schwamm ohne Bedeutung. Insgesamt zeichnet sich der m-pore-Schwamm durch wesentlich glattere Stegoberflächen verglichen mit dem PORMET aus.

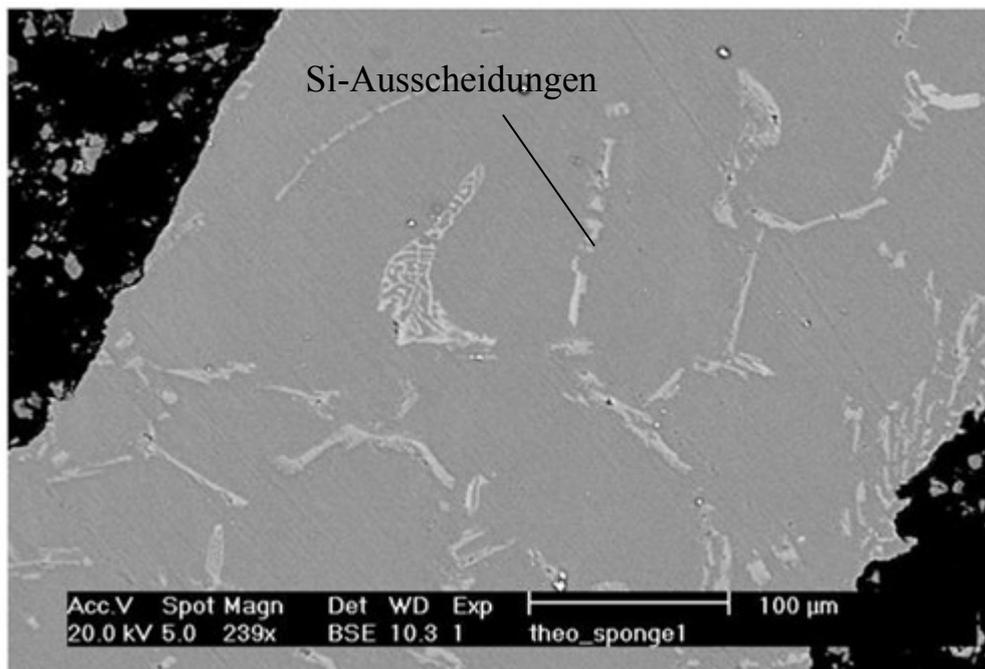


Abbildung 5.8: Rasterelektronenmikroskopische Gefügaufnahme eines m-pore-Steges

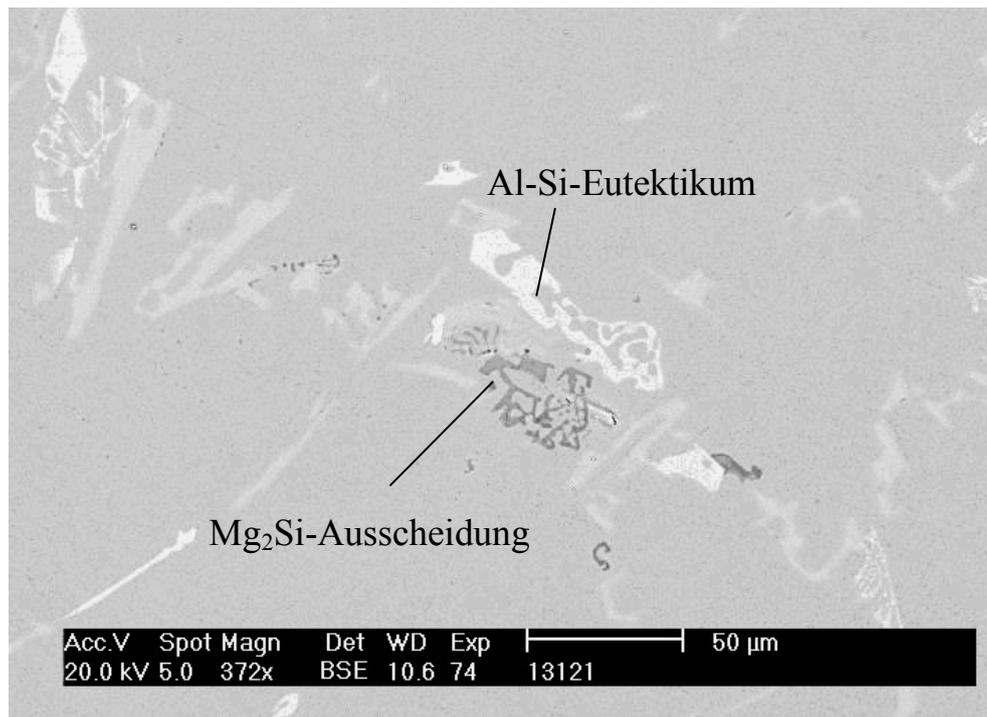


Abbildung 5.9: Ausscheidungen in der AlSi7Mg-Legierung (m-pore-Zellsteg)

5.1.3 Offenporiger Messingschwamm des Gießereinstituts der RWTH Aachen

Auch der offenporige Messingschwamm wurde im Gießereinstitut der RWTH Aachen unter Verwendung des identischen Polyurethan-Vormaterials hergestellt. Mit einer nominellen Porengröße von 10ppi bietet er gleiche Strukturparameter wie die beiden offenporigen Aluminumschwämme, als Grundwerkstoff wurde hier allerdings eine α -Messinglegierung mit der in Tabelle 5.1 angegebenen Legierungszusammensetzung eingesetzt. Die Dichte der aus dem Schwammmaterial gefertigten Proben betrug im Mittel $\rho=0,44 \text{ g/cm}^3$, wenn auch einzelne Proben eine Dichte von bis zu $\rho=0,55 \text{ g/cm}^3$ erreichten. Als relative Dichte des Schwammwerkstoffs ergab sich demzufolge mit $\rho_s = 8,6 \text{ g/cm}^3$ ein Wert von $\bar{\rho} = 0,051$. Der Messingschwamm entspricht somit nicht nur vom strukturellen Aufbau, sondern auch hinsichtlich seiner relativen Dichte dem PORMET-Schwamm.

Tabelle 5.1: Legierungszusammensetzung der Messinglegierung

Legierungselement	Zn	Si	Cu
Massenanteil	11%	3,5%	Rest

Wie man dem binären Zustandsdiagramm Kupfer-Zink in Abbildung 5.10 entnehmen kann, liegt die Legierung mit einem Zinkgehalt von 11% im einphasigen α -Gebiet. Die Zugabe von 3,5 Massenprozent Silizium dient in erster Linie der Verbesserung der Gießbarkeit des Werkstoffs [165]. In homogener Lösung im Mischkristall vermindert die Zulegierung von Silizium zudem die Anfälligkeit des Werkstoffs gegenüber interkristalliner Korrosion und verbessert durch Mischkristallhärtung die Festigkeit [166]. Kupfer kann bis zu etwa 4,5% Silizium im Mischkristall lösen. Mit steigendem Zinkgehalt sinkt zwar die Löslichkeit für Silizium [166], mit der gegebenen Legierungszusammensetzung befindet sich der Werkstoff entsprechend dem ternären Zustandsdiagramm Cu-Zn-Si in Abbildung 5.11 gerade noch im einphasigen α -Gebiet dicht an der Grenze zum Zweiphasengebiet ($\alpha+\beta$).

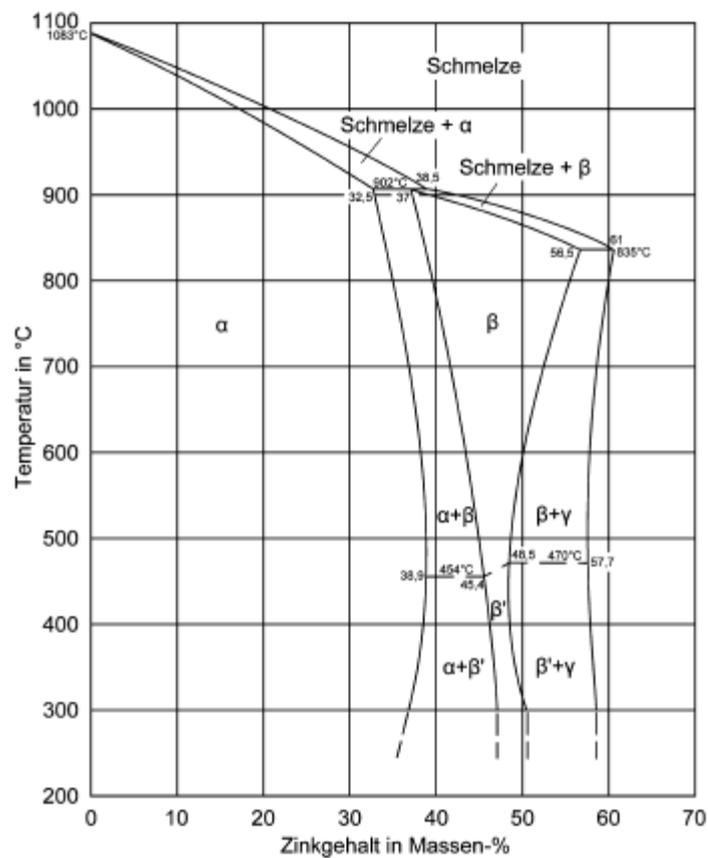


Abbildung 5.10: Binäres Zustandsdiagramm Cu-Zn

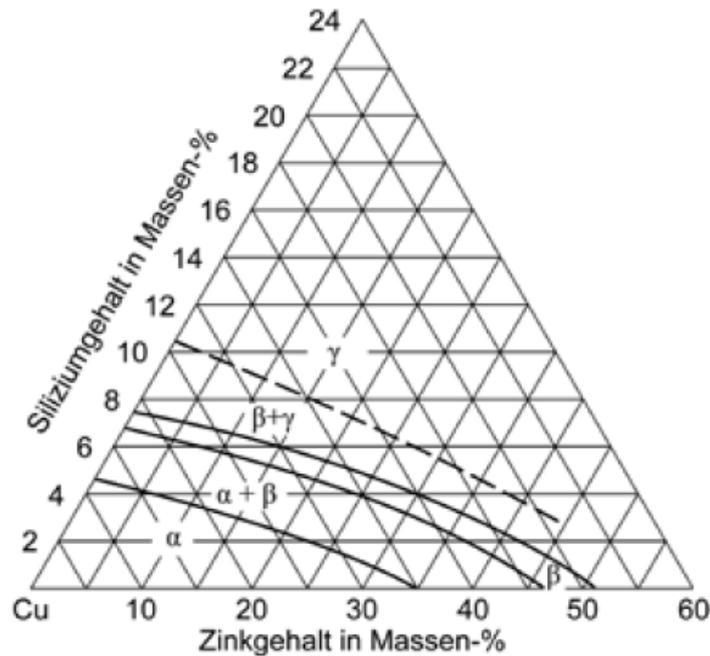


Abbildung 5.11: Ternäres Zustandsdiagramm Cu-Zn-Si

Das Gefüge des Messingschwamms besteht entsprechend aus α -Körnern mit Durchmessern von etwa $50\mu\text{m}$ bis $150\mu\text{m}$, wie die lichtmikroskopische Aufnahme eines geätzten Zellsteges in Abbildung 5.12 zeigt. Geringe Anteile der kubisch raumzentrierten β -Phase erkennt man in Abbildung 5.12 im Bereich der Stegmitte. Die Verteilung der β -Phase ist über die Probe nicht ganz gleichmäßig ausgebildet. Neben Bereichen, die reine α -Körner aufweisen, fallen Probenbereiche mit größerem β -Phasenanteil auf. Da die Legierung von ihrer Zusammensetzung im Grenzbereich zwischen α - und $(\alpha+\beta)$ -Gebiet angesiedelt ist, hängt der Volumenanteil der gebildeten β -Phase von lokalen Variationen in den Legierungsanteilen ab. Verglichen mit üblichen $(\alpha+\beta)$ -Legierungen liegt der β -Phasenanteil allerdings auf einem so niedrigen Niveau, dass davon kein signifikanter Einfluss auf das Verformungsverhalten ausgehen dürfte. Bei etwas höherer Vergrößerung erweisen sich die kleinen dunklen Punkte in den α -Körnern (siehe Abbildung 5.13) als Ätzgrübchen, die Indikatoren für das Vorhandensein von Versetzungen sind [156]. Sie entstehen an den Durchstoßungspunkten von Versetzungslinien mit der Oberfläche durch bevorzugten Ätzangriff und erlauben Rückschlüsse aus der geometrischen Form der Ätzgrübchen auf die lokale Kristallorientierung. Ätzgrübchen in Form von gleichseitigen Dreiecken bilden sich auf $\{111\}$ -Ebenen, Quadrate auf $\{100\}$ -Ebenen und keilförmige Vertiefungen auf $\{110\}$ -Ebenen.

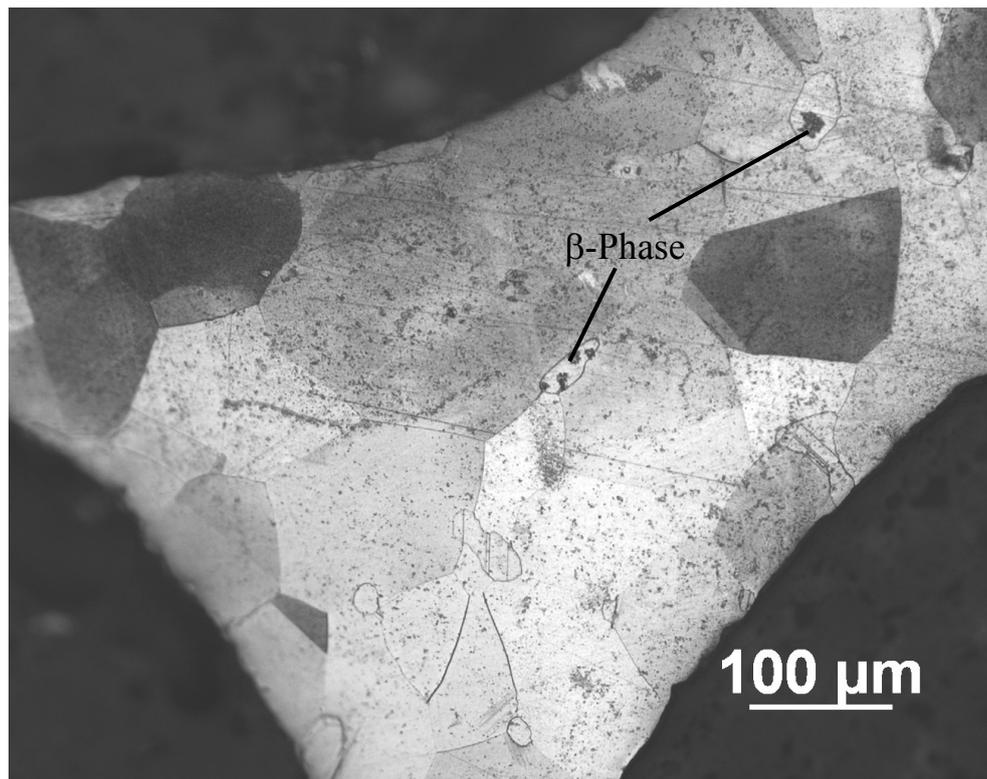


Abbildung 5.12: Lichtmikroskopische Gefügaufnahme eines Messingschwammstegs

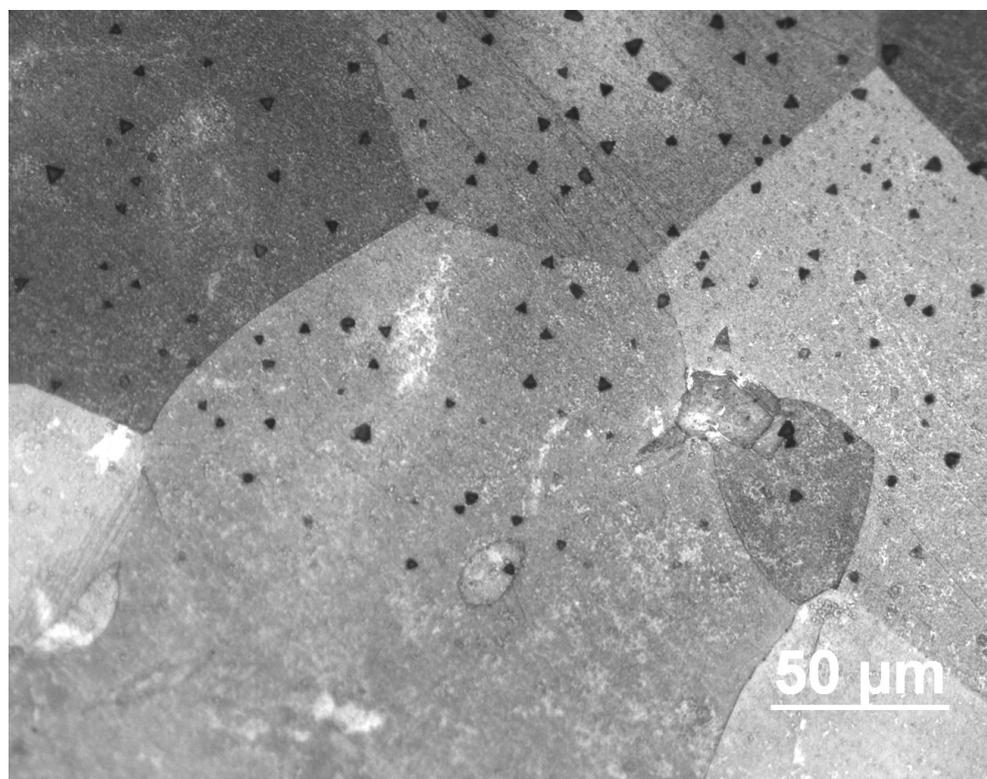
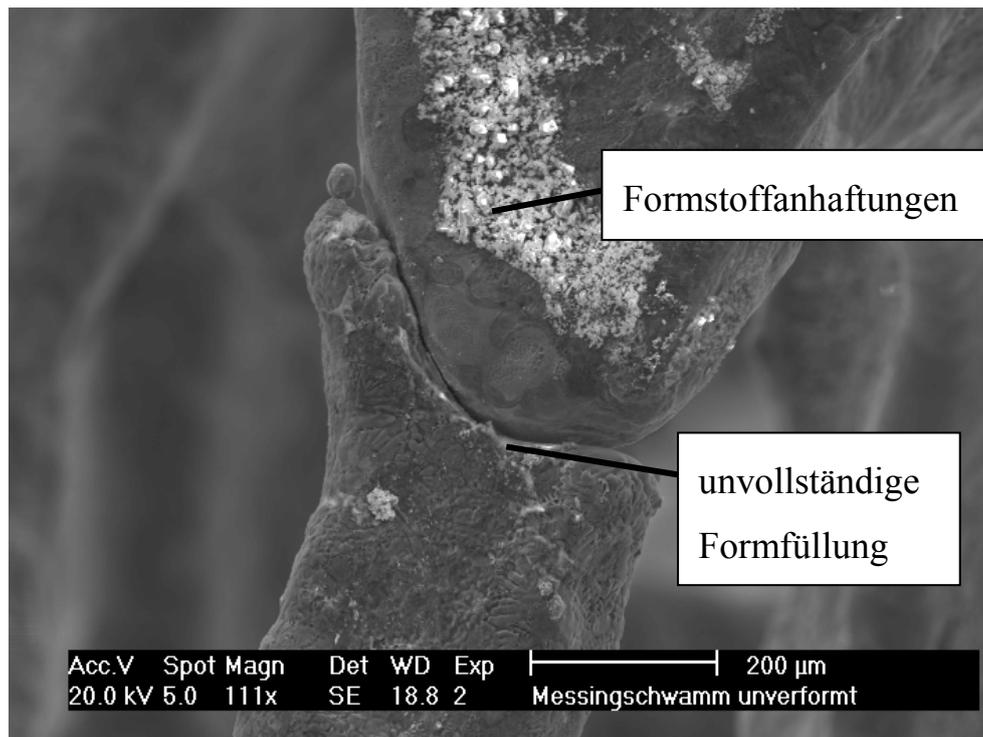


Abbildung 5.13: Ätzgrübchen in den α -Messing-Körnern

Genau wie der PORMET-Schwamm weist auch der Messingschwamm eine ausgeprägte Narbigkeit der Stegoberflächen auf. Einerseits liegen der Rauigkeit der Oberfläche Anhaftungen von verbliebenem Formwerkstoff zugrunde. Beim Abguss der Messingschwämme kamen sulfatgebundene Gipsmaterialien als Formwerkstoffe zum Einsatz [88], die eine Optimierung ihrer Beständigkeit hinsichtlich der hohen Giestemperaturen beim Messingguss erfahren haben. Mit rein mechanischen Methoden oder durch Lösen mit einem Hochdruckwasserstrahl waren diese Formwerkstoffe nach dem Erstarren der Schmelze nicht zuverlässig zu entfernen. Selbst unter Anwendung chemischer Lösungsverfahren verblieben in größeren Proben teilweise die in Abbildung 5.14 erkennbaren Anhaftungen auf den Stegen zurück. Energiedispersive Röntgenspektroskopiemessungen der Anhaftungen spiegelten die Zusammensetzung des verwendeten Gipswerkstoffes wider. Die rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Steges in Abbildung 5.14 offenbart andererseits ein besonderes Problem der gießtechnischen Umsetzung filigraner Stegstrukturen für die Messinglegierung. Obwohl beim Abguss der Messingschwammstrukturen am Gießerei-Institut der RWTH Aachen bereits ein vakuumunterstütztes Gießverfahren zur Anwendung kam und zusätzlich eine Vorwärmung der Gießform vorgenommen wurde, reichte die Fließfähigkeit der abkühlenden Schmelze in ungünstig durchströmten Probenbereichen nicht immer aus, um eine vollständige Formfüllung zu gewährleisten. Im dargestellten Fall hat offensichtlich noch eine Berührung der Erstarrungsfronten von beiden Stegseiten stattgefunden, ohne dass dabei aber eine Verbindung entstanden ist. Solche Stege können zwar unter axialer Druckbelastung noch Kräfte übertragen, Zugkräfte oder Biegemomente können sie hingegen nicht aufnehmen.



5.14: Unvollständige Formfüllung und Formstoffanhaftungen beim Messingschwamm

5.1.4 Geschlossenporiger Aluminiumschaum HAL

Bei dem von der Firma Norsk Hydro in einem schmelzmetallurgischen Prozess hergestellten Werkstoff mit der Bezeichnung HAL 175/4/1 handelt es sich um einen geschlossenporigen Schaum auf der Basis einer AlSi7Mg-Legierung. Der Aluminiumlegierungsschmelze werden unter Rühren 15 Volumenprozent Siliziumkarbidpartikel beigemischt. Durch Einblasen von Druckluft in die Schmelze über einen rotierenden Impeller bilden sich Blasen, die zur Oberfläche aufsteigen und sich dort ansammeln. Die beigemischten SiC-Partikel haben in der folgenden Phase der Erstarrung die Aufgabe, die Blasen zu stabilisieren. Reine Metallschmelzen neigen aufgrund ihrer hohen Oberflächenspannung nicht zur Bildung stabiler Blasen. Die SiC-Partikel bewirken durch Anlagerung vorzugsweise an den Zellwandoberflächen eine Reduzierung der Oberflächenspannung und steigern zudem die Viskosität der Schmelze. Beide Effekte tragen damit wesentlich zur Stabilisierung der Schaumstruktur bei. Noch während der Erstarrung kann der Schaum mittels eines Förderbandes in einem kontinuierlichen Prozess von der Oberfläche abgeschöpft werden, was eine verhältnismäßig kostengünstige Herstellung ermöglicht.

Auf die Struktur der Zellen wirkt sich das Abschöpfen während der Erstarrung insoweit aus, dass sich leicht in Abschöpfrichtung gestreckte Poren ausbilden. Typische Porendurchmesser

liegen im Bereich von etwa 2 bis 5 mm, es finden sich jedoch vereinzelt auch erheblich größere Poren mit Durchmessern von bis zu 10mm.

Die Dichte der Schaumproben variiert etwas in Abhängigkeit von der Entnahmestelle, liegt aber im Mittel bei $\rho=0,3 \text{ g/cm}^3$. Bezogen auf die Dichte der Aluminiumlegierung ergibt sich daraus eine relative Schaumdichte von $\bar{\rho}=0,11$, womit der geschlossoporige HAL-Schaum nahezu den doppelten Wert der offenporigen Aluminiumschwämme annimmt. Die vergleichsweise hohe Dichte ergibt sich primär aus den naturgemäß vorhandenen Zellwänden, zusätzlich fallen aber auch die an einigen Stellen dickeren Zellknoten im Vergleich zu den offenporigen Vertretern auf. Mikrostrukturell sind die Zellwände vor allem geprägt durch die eingelagerten SiC-Partikel, welche bevorzugt an den Oberflächen von besonders dünnen Zellwänden zu finden sind (Abbildung 5.15). Die durchschnittlich $13\mu\text{m}$ dicken Partikel ragen häufig aus der Zellwandoberfläche heraus und bilden somit Kerben, an denen es unter mechanischer Beanspruchung zu Spannungsüberhöhungen kommen kann. Dieser Effekt wird durch die stark unterschiedlichen Elastizitätsmodule von Partikel und Matrix noch verstärkt.

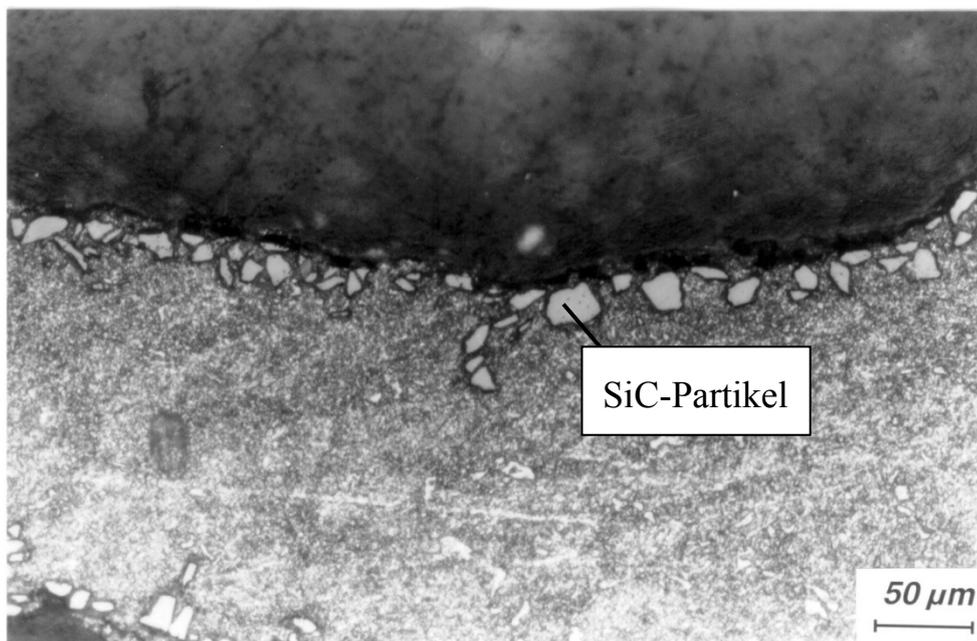


Abbildung 5.15: Anlagerung von SiC-Partikeln an der Oberfläche von Zellwänden des HAL-Schaums

Eine derart ausgeprägte Aufreihung von Siliziumkarbidpartikeln an der Oberfläche wie in Abbildung 5.15 findet man bei weitem nicht überall in einer Schaumprobe. Im Allgemeinen sind insbesondere sehr dicke Zellstege relativ frei von Partikeln. Es existieren daneben andererseits Probenbereiche, in denen eine Neigung zur Bildung von Partikelclustern zu beobach-

ten ist. Wie bereits weiter oben beschrieben, tragen die Siliziumkarbidpartikel durch die von ihnen ausgehende Veränderung der Oberflächenspannung und der Viskosität maßgeblich zur Ausgestaltung der Schaumstruktur bei. Der natürliche Abfluss der Metallschmelze durch die Zellstege, häufig als Drainage bezeichnet, wird durch die Anwesenheit von SiC-Partikeln reduziert. Bei einer inhomogenen Verteilung der Partikel, wie sie beim betrachteten HAL-Schaum vorliegt, kann sich der von Plateau beschriebene Gleichgewichtszustand zwischen Oberflächenspannung und Gasdruck [43] in den Poren nicht gleichmäßig ausbilden. Die Winkel zwischen aufeinandertreffenden Zellstegen entsprechen aus diesem Grunde bei geschlossenporigen Schäumen nicht notwendigerweise dem theoretischen Wert von 120° , sondern liegen oftmals nur in der Größenordnung von 30° , wie schon Arbeiten von Prakash et al. [69] an Al-SiC-Schäumen zeigten.

Ansonsten weisen die Zellwände eine gusstypische Erstarrungsstruktur mit Dendritengrößen von etwa $50\text{-}100\mu\text{m}$ auf. Bei den Ausscheidungen zwischen den Dendritenarmen in Abbildung 5.16 handelt es sich überwiegend um eutektisches Silizium. Energiedispersive Analysen deuten aber auch auf Ausscheidungen vom Typ Mg_2Si sowie auf eisenhaltige Phasen hin.

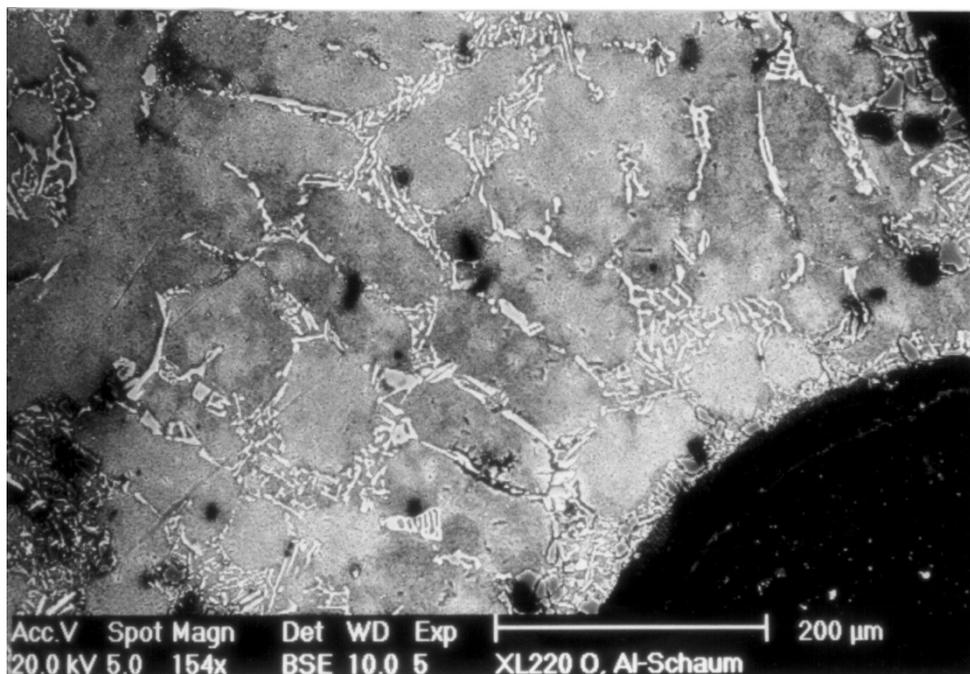


Abbildung 5.16: Dendritisches Gussgefüge in den Zellwänden des HAL-Schaums

5.2 Verformungsverhalten unter einsinniger Beanspruchung

5.2.1 Dehnratenabhängigkeit im einsinnigen Druckversuch

Dem Verformungsverhalten unter einsinniger Druckbeanspruchung kommt, wie weiter oben bereits ausführlicher beschrieben, eine besondere Bedeutung zu, weil ein großer Anteil der etablierten Anwendungen das hohe Energieabsorptionsvermögen metallischer Schäume für die Aufnahme von Energie im Crash-Fall ausnutzt. Während unter Laborbedingungen Druckversuche üblicherweise quasistatisch mit sehr geringen Verformungsgeschwindigkeiten durchgeführt werden, kommen im realen Unfallgeschehen in aller Regel höhere Verformungsgeschwindigkeiten zum Tragen. Mit den Messreihen zum Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf das Verformungsverhalten und die Ausbildung der mechanischen Kennwerte sollte daher ein Beitrag geleistet werden, im Rahmen der mit den vorhandenen Prüfsystem möglichen Bandbreite von Verformungsgeschwindigkeiten die grundsätzlichen Unterschiede der verschiedenen Metallschaumarten herauszustellen.

Alle in dieser Arbeit getesteten Metallschäume weisen unter quasistatischer Druckbeanspruchung in mehr oder weniger deutlicher Ausgestaltung das in Kapitel 3 beschriebene Spannungs-Dehnungsverhalten auf, welches durch einen Bereich des Spannungsplateaus gekennzeichnet ist. Besonders deutlich trifft dieses „Spannungsplateau“-Verhalten auf den offenporigen Aluminiumschwamm PORMET zu, dessen quasistatisches Spannungs-Dehnungsverhalten im Druckversuch in Abbildung 5.17 dargestellt ist. Nach dem Erreichen eines ersten Spannungsmaximums verbleibt die Druckspannung bis zu einer Gesamtstauchung von etwa $\varepsilon=55\%$ auf einem nahezu gleichbleibenden Niveau von $R_{\text{plt}}=0,4-0,5$ MPa. Damit entspricht der gemessene Wert für die Plateauspannung genau dem der Abschätzung nach dem einfachen Modell von Gibson und Ashby (siehe Gl. 3.3), welches für eine angenommene Elastizitätsgrenze von $R_e=120$ MPa für den Grundwerkstoff AlSi9Cu3 eine Plateauspannung von $R_{\text{plt}}=0,45$ MPa vorhersagt. In diesem Spannungsplateau findet eine Lokalisierung der Verformung in Verformungsbändern statt, deren Entstehung mit dem durch Überlastung ausgelösten Kollabieren von besonders schwachen Zellen beginnt. Entstandene Verformungsbänder breiten sich schließlich über den gesamten Probenquerschnitt aus. Jedes einzelne Kollabieren von Zellen löst dabei einen kleinen Einbruch in der globalen Spannung aus, der im Spannungs-Dehnungsverlauf erkennbar ist. Das Spannungsplateau endet, wenn in weiten Bereichen die Zellstege auf denjenigen der Nachbarzellen aufsetzen und es zur globalen

Verdichtung der Probe mit einem damit verbundenen überproportionalen Spannungsanstieg kommt.

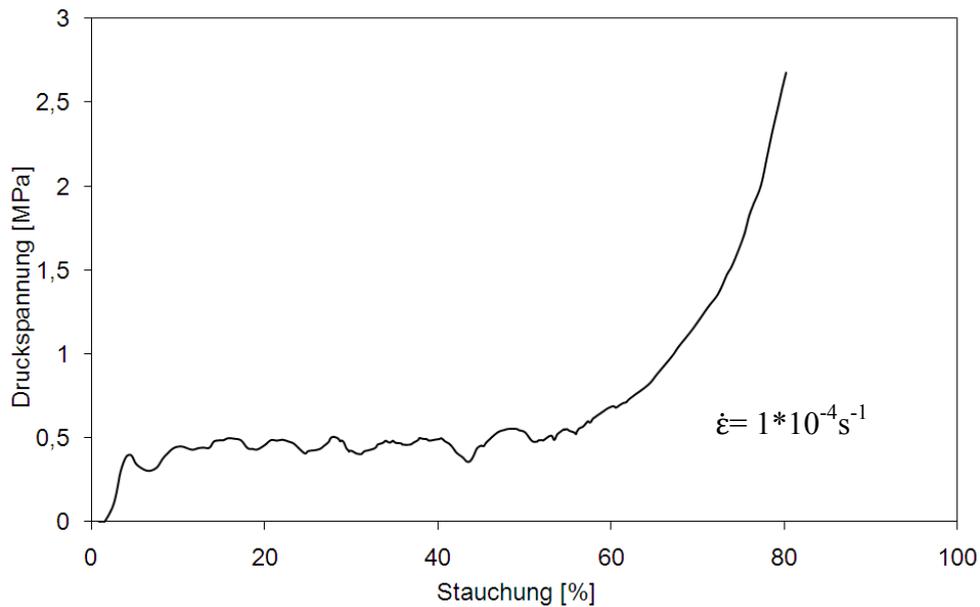


Abbildung 5.17: Quasistatischer Druckversuch an einem PORMET-Aluminiumschwamm

Qualitativ präsentiert sich der Spannungs-Dehnungsverlauf auch für den geschlossenporigen HAL-Schaum grundsätzlich ähnlich. In Abbildung 5.18 erkennt man allerdings die im Vergleich zum offenporigen PORMET deutlich stärkeren Schwankungen der Druckspannung im Bereich des Spannungsplateaus. Insgesamt liegt zudem das Spannungsplateau beim HAL auf einem deutlich höheren Niveau, was nicht alleine mit der etwa doppelten Dichte des HAL zu erklären ist. Vielmehr trägt offensichtlich vor allem die geschlossenporige Zellstruktur dazu bei, dass die Plateauspannung um eine Größenordnung höher angesiedelt ist. Nach Gl. 3.3 geht in die Abschätzung der Plateauspannung der Materialverteilungsparameter Φ mit ein, welcher im Fall des geschlossenporigen Schaums kleiner als 1 wird, wodurch der zweite Term der Gleichung berücksichtigt werden muss. Experimentell ist der Materialverteilungsparameter nur recht ungenau ermittelbar und auch die Abschätzung der Elastizitätsgrenze des partikelverstärkten Zellmaterials ist aufgrund der inhomogenen Verteilung der SiC-Partikel nur sehr grob möglich. Setzt man für den Materialverteilungsparameter einen Wert von $\Phi=0,33$ und für die Elastizitätsgrenze einen Wert von $R_e=200\text{MPa}$ an, so liegt die nach Gl. 3.3 ermittelte Plateauspannung von etwa $R_{pit}=6,2\text{MPa}$ auch hier in guter Übereinstimmung mit dem Experiment.

Bezieht man die Druckspannung auf die Dichte des Schaumwerkstoffs, so fällt der Vergleich der beiden Werkstoffe besonders deutlich zugunsten des geschlossenenporigen Schaums aus, wie aus dem Vergleich in Abbildung 5.19 hervorgeht.

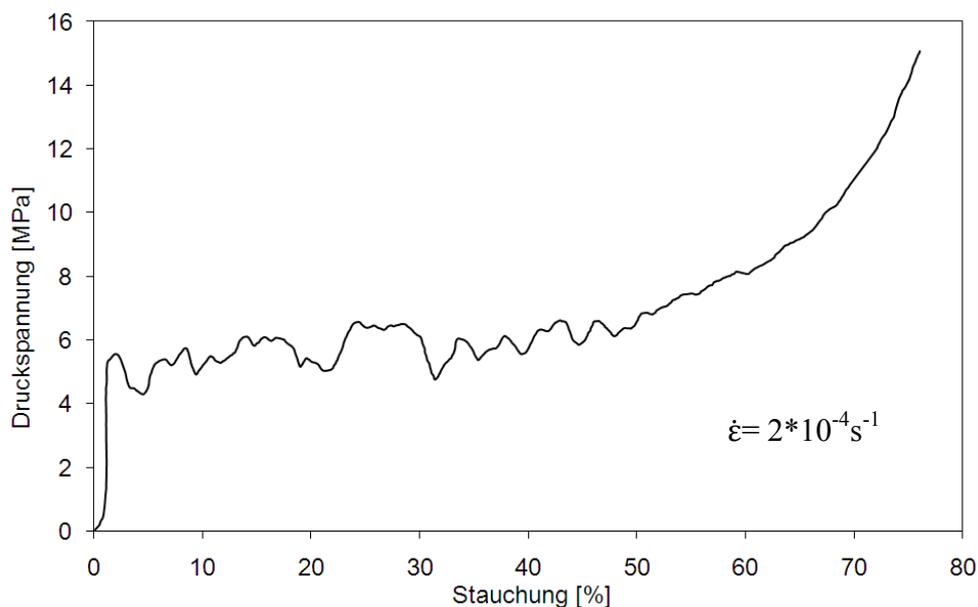


Abbildung 5.18: Quasistatischer Druckversuch an einem geschlossenenporigen Aluminiumschaum HAL

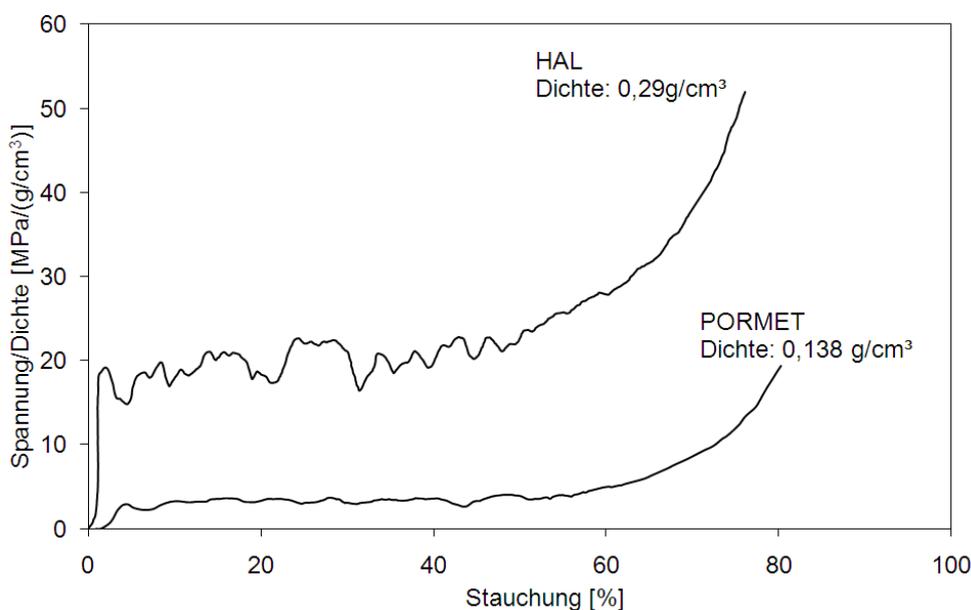


Abbildung 5.19: Vergleich der auf die Dichte bezogenen spezifischen Druckspannung für offenporige und geschlossenenporige Aluminiumschäume

Die Flächen unterhalb der Kurven sind unmittelbar verknüpft mit dem für die Auslegung von Crash-Elementen bedeutenden Wert der spezifischen Energieabsorption:

$$E_{\text{spez}} = \frac{1}{\rho} \int_0^{\varepsilon_D} \sigma \, d\varepsilon \quad . \quad (5.2)$$

Aus dem Vergleich ergeben sich deshalb auf dem Gebiet der Energieabsorption große Vorteile für die geschlossenenporigen Metallschäume. Aktuelle Anwendungen metallischer Schäume im Bereich der Absorption von Aufprallenergie greifen deshalb auch ausnahmslos auf geschlossenenporige Vertreter auf Aluminiumbasis zurück, wobei hier neben den guten Energieabsorptionseigenschaften hauptsächlich auch Kostengesichtspunkte in die Materialauswahl einfließen. Die Vorteile des geschlossenenporigen HAL-Schaums in Bezug auf das Energieabsorptionsvermögen relativieren sich jedoch ganz erheblich unter Aufbringung der für ein reales Unfallgeschehen relevanten Verformungsgeschwindigkeiten. Zwar bildet sich unter quasi-statischer Druckbeanspruchung für den HAL ein Spannungsplateau aus, wie es aus Abbildung 5.18 ersichtlich ist, bei Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit verliert der Werkstoff aber zunehmend diese Eigenschaft. In Abbildung 5.20 sind die Ergebnisse von Druckversuchen an HAL-Schäumen mit verschiedenen Verformungsgeschwindigkeiten aufgetragen. Man erkennt daran sehr deutlich, wie sich der Verformungscharakter mit zunehmender Dehnrates verändert.

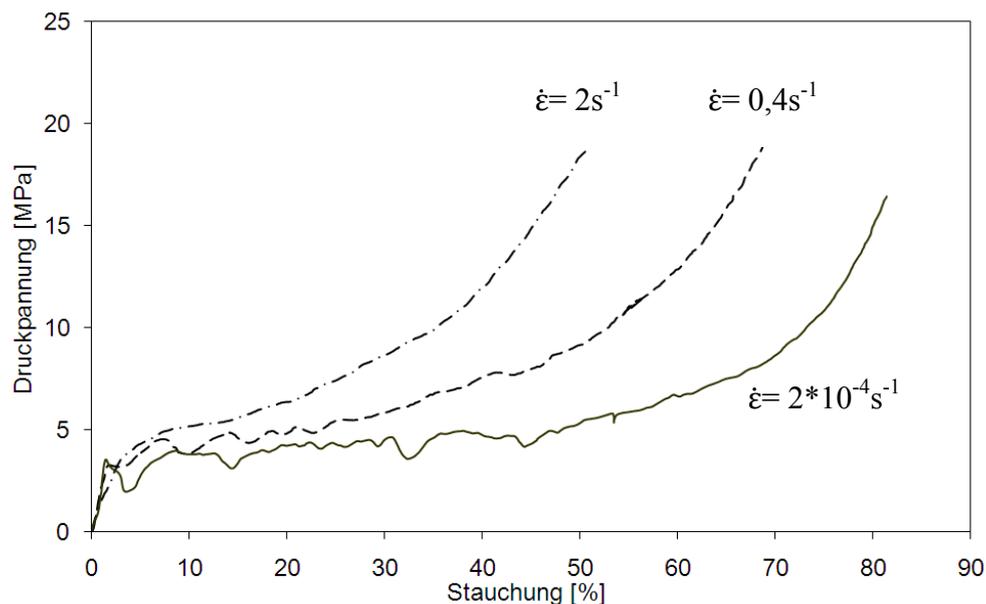


Abbildung 5.20: Dehnratenabhängigkeit beim geschlossenenporigen Aluminiumschaum HAL

Das unter quasistatischer Beanspruchung bis zu einer Stauchung von etwa $\varepsilon_{\text{plt-E}}=55\%$ reichende Spannungsplateau verkürzt sich bei höheren Dehnraten und weicht schließlich einem kontinuierlichen Anstieg ohne echtes Spannungsplateau. Insofern lässt sich das Spannungs-Dehnungsverhalten des geschlossenenporigen Aluminiumschwamms bei höheren Dehnraten nicht mehr entsprechend der üblichen Vorgehensweise in drei klar abgrenzbare Bereiche einteilen.

Mit zunehmender Abweichung vom Spannungsplateau-Verhalten entfernt sich das Verformungsverhalten des Metallschaums auch von dem eines idealen Energieabsorbers, bei dem die Verformung auf einem konstanten Spannungsniveau abläuft. Die Effizienz der Energieabsorption bezogen auf den idealen Absorber reduziert sich und die Verzögerung auf das Fahrzeug und dessen Insassen beim Aufprall steigt gegenüber dem quasistatischen Fall an. Für Proben mit den Abmessungen 50mm x 50mm x 50mm sind in Abbildung 5.21 die dissipierten Energien über dem Verformungsweg aufgetragen.

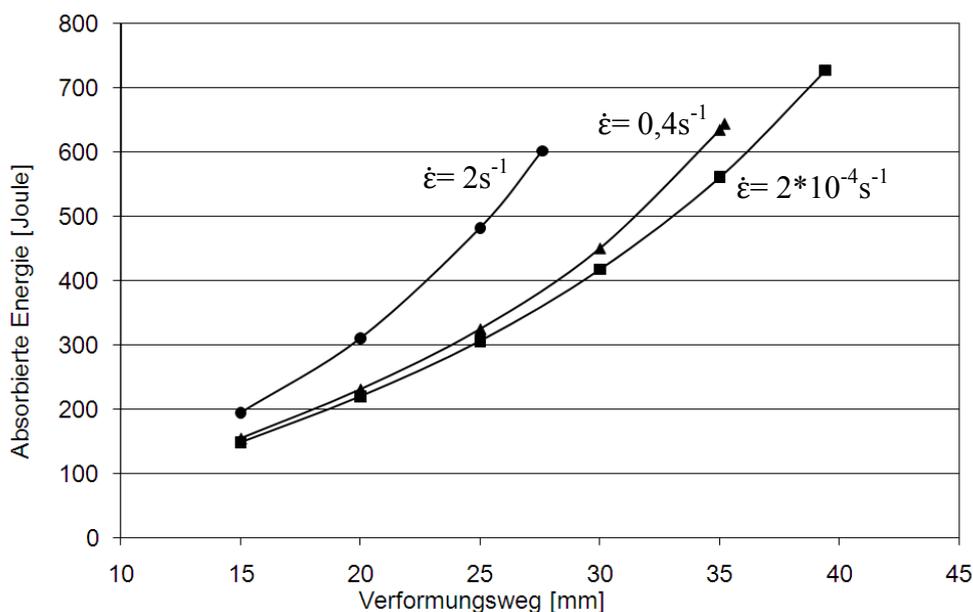


Abbildung 5.21: Energieabsorption in Abhängigkeit von der Dehnrates für den geschlossenenporigen Aluminiumschaum HAL

Aus der Auftragung der Energieabsorption über dem Verformungsweg geht hervor, dass im Bereich kleiner Dehnraten der Dehnrateneinfluss nur schwach ausgeprägt ist, oberhalb einer Dehnrates von $\dot{\varepsilon} = 0,4 \text{ s}^{-1}$ aber merklich zum Tragen kommt. Wird unter quasistatischer Druckbeanspruchung eine Energie von $E=500 \text{ Joule}$ beispielsweise über einen Verformungsweg von $s=33 \text{ mm}$ abgebaut, so bedarf es für die gleiche Energieabsorption bei einer Dehnrates von

$\dot{\epsilon} = 2\text{s}^{-1}$ nur eines Verformungswegs von $s=25\text{mm}$. An dieser Stelle wären Druckversuche mit sehr viel höheren Dehnraten interessant, um Aussagen zur Energieabsorption unter unfallrelevanten Bedingungen treffen zu können. Mit den zur Verfügung stehenden experimentellen Möglichkeiten waren jedoch höhere Dehnraten nicht realisierbar.

Gänzlich anders verhält sich unter vergleichbaren Prüfbedingungen im einsinnigen Druckversuch der offenzellige PORMET-Aluminiumschwamm. In Abbildung 5.22 wurde eine vergleichende Darstellung der Druckspannungs-Stauchungskurven bei zwei verschiedenen Dehnraten vorgenommen. Beide Kurven weichen nur geringfügig voneinander ab, so dass eine Abhängigkeit von der Dehnrates für den offenporigen Vertreter nicht erkennbar ist. Insbesondere bleibt der ausgeprägte Spannungsplateau-Charakter auch bei der hohen Verformungsgeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$ vollständig erhalten. Bei der Verformung mit höherer Dehnrates fällt wie schon für den geschlossenporigen Schaum eine Glättung des Spannungsverlaufs auf, die sich mit dem bei höheren Dehnrates zunehmenden Einfluss von Trägheitseffekten erklären lässt. Im Fall des offenporigen Aluminiumschwamms bewirkt das Ausbleiben größerer Spannungseinbrüche sogar eine leichte Steigerung der Energieabsorptionseffizienz verglichen mit der langsamen Verformung.

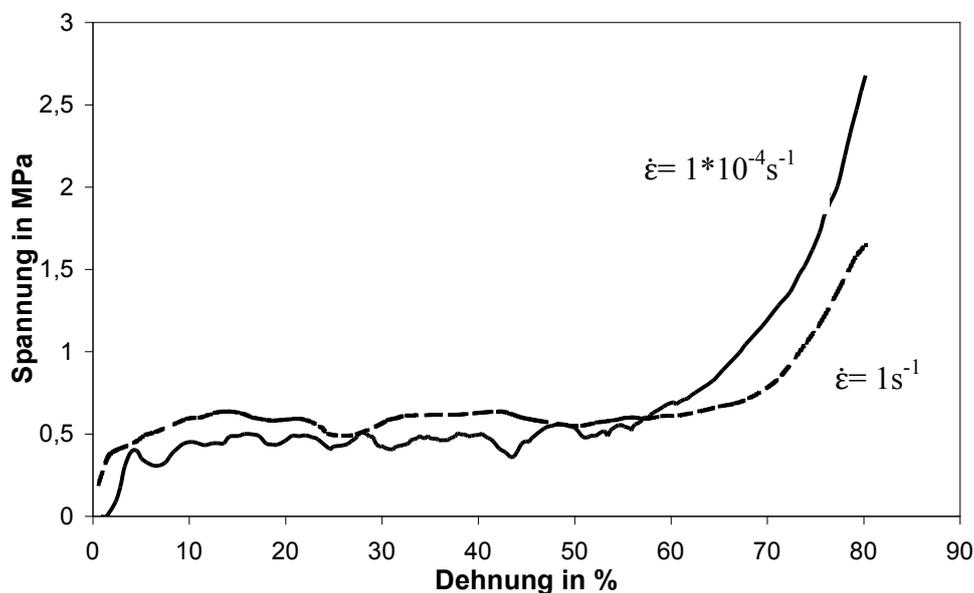


Abbildung 5.22: Keine Dehnratesabhängigkeit beim offenzelligen PORMET-Aluminiumschwamm

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Messreihen zum Dehnrateneinfluss beschränken sich auf mittlere Dehnratenbereiche, welche unter Anwendung eines servohydraulischen Standardprüfsystems erzielbar waren. Um sehr hohe Dehnraten realisieren zu können, werden häufig Split Hopkinson Pressure Bar Tests [167] angewendet. So führten beispielsweise Dannemann et al. [168] entsprechende Tests an geschlossenporigen ALPORAS-Aluminiumschäumen durch, wobei sie Dehnraten von bis zu $\dot{\epsilon} = 2500\text{s}^{-1}$ erreichten. Sie stellten ebenso wie Mukai et al. [167] eine messbare Erhöhung der Plateauspannung fest. Als grundsätzlich in Frage kommende Erklärungen führten sie an:

- Intrinsische Effekte des Basiswerkstoffs
- Aufbau eines Gasdrucks in den Poren
- Energiedissipation infolge von reibungsbehafteten Gasströmungen durch Löcher den Zellwänden

Da die als Basiswerkstoff für den ALPORAS verwendete A6061-Legierung nach Untersuchungen von Lankford [168] keinen intrinsischen Dehnrateneinfluss aufweist und die Generierung eines Gasdrucks in den Poren grundsätzlich unabhängig von der Verformungsgeschwindigkeit ist, sehen sie die wesentlichen Gründe für die vorgefundene Dehnratenabhängigkeit in Strömungseffekten durch kleine Leckagen in den Zellwänden. Entsprechende Leckagen sind im ALPORAS herstellungsbedingt vorhanden. Zusätzlich führt der Aufbau von Gasdruck während der Druckverformung zum Bersten von Zellwänden, wodurch sich weitere Möglichkeiten für die Entstehung einer Gasströmung ergeben.

Demgegenüber stehen die Untersuchungen von Deshpande et al. [169], die an ALULIGHT-Proben trotz der geschlossenporigen Zellstruktur nur einen geringen Dehnrateneinfluss konstatierten. Die Ergebnisse der Untersuchungen an ALPORAS und ALULIGHT sind in der Abbildung 5.23 zusammengefasst. Deshpande et al. [169] berechneten für den ALULIGHT-Schaum den Beitrag des Gasdrucks in den Poren auf den Spannungszustand. Auf der Basis der Abschätzungen von Gibson und Ashby [5] für isotherme sowie für adiabate Kompression kamen sie auf vernachlässigbar geringe Spannungsbeiträge und folgern daraus, dass der Druckaufbau in den Poren keine Rolle spielt.

An den geschlossenporigen HAL-Proben, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersucht wurden, konnte mit Hilfe von Thermoelementen, die unmittelbar am Probenrand angebracht waren, eine Temperaturerhöhung von etwa $\Delta T = 10\text{K}$ während der Druckverformung mit hoher Verformungsgeschwindigkeit ($\dot{\epsilon} = 2\text{s}^{-1}$) gemessen werden. Da eine Temperaturerhöhung an den

offenporigen PORMET-Proben nicht nachgewiesen werden konnte, ist für diesen Effekt mit einiger Wahrscheinlichkeit die Kompression des in den Poren eingeschlossenen Gases verantwortlich. Aber auch mit der Gasströmung verbundene Energiedissipation durch Reibung kann einen Beitrag zu der gemessenen Temperaturerhöhung geleistet haben. Im Vergleich zu den ALULIGHT-Proben [169] enthalten die Poren des HAL-Schaums vermutlich allerdings viel weniger Defekte, wodurch in Probenbereichen mit hoher lokaler Verformung wesentlich höhere Gasdrücke entstehen können, als dies auf der Basis der Annahmen von Gibson und Ashby abschätzbar ist. Auf jeden Fall deuten die wesentlich geringeren Oszillationen der Spannung während der Druckverformung mit hoher Dehnrates auf eine gleichmäßigere Verformung hin. Aufgrund des Druckaufbaus in den Poren tritt der Einfluss strukturbedingter lokaler Schwachstellen in den Hintergrund und es baut sich eine höhere Festigkeit des Schaums im Vergleich zur quasistatischen Druckverformung auf. Für einen strukturell recht ähnlichen Cymat-Schaum konnten Ruan et al. [170] im Bereich mittlerer Verformungsgeschwindigkeiten (servohydraulisches Prüfsystem) keine eindeutige Abhängigkeit von der Dehnrates finden. Trotz nominell gleicher Schaumdichte unterschieden sich die einzelnen Proben in ihrer Dichte so stark, dass der Einfluss der Dichteschwankung die Dehnratesabhängigkeit bei weitem übertraf. Damit ist ein grundlegendes Problem insbesondere bei der Charakterisierung der geschlossenporigen Metallschäume aufgegriffen. Gerade bei diesen ist nach der Ashby-Formel (Gleichung 3.3) die Abhängigkeit der Plateauspannung von der Dichte besonders stark ausgebildet und kleine Dichteunterschiede ergeben eine große Streuung der resultierenden Plateauspannung. Im Hinblick auf die Einschätzung des Dehnrateseinflusses kommt noch erschwerend hinzu, dass sich mit zunehmender Dichte die Länge des Spannungsplateaus reduziert, was z.B. Hakamada et al. [116] an porösem Kupfer nachweisen konnten. Die verschiedenen Einflussparameter bei der Analyse und Auswertung von gemessenen Druckspannungs-Stauchungskurven zu trennen, ist in vielen Fällen leider überhaupt nicht möglich.

In neueren Arbeiten von Bourne et al. [171] wird die Computertomographie zur Charakterisierung des Verformungszustands von offenporigen 40ppi-Duocel-Schwammproben nach der Druckbeanspruchung mit hoher Dehnrates benutzt. Ebenso wie in den Untersuchungen von Mukai et al. [172] wird dabei ein Wechsel des Verformungsmechanismus bei hohen Dehnrates beobachtet. Während bei niedrigen Verformungsgeschwindigkeiten der Beginn des Strukturversagens bekanntermaßen an besonders schwache Probenbereiche geknüpft ist, von denen aus sich in der Folge Verformungsbänder ausbilden, geht das Versagen bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten immer unmittelbar vom Übergangsbereich zwischen Druckplatte und Probe aus. Die weitere Ausbreitung des Zusammenbrechens von Zellen folgt dann einer

Schockwelle, die auf der Rückseite der Probe reflektiert wird und mit dem Aufbau sehr hoher Spannungen verbunden ist. Lokal finden daher globale Verdichtungsprozesse in der Probe bereits bei Stauchungen statt, bei denen im quasistatischen Druckversuch noch die Plateauspannung vorherrscht.

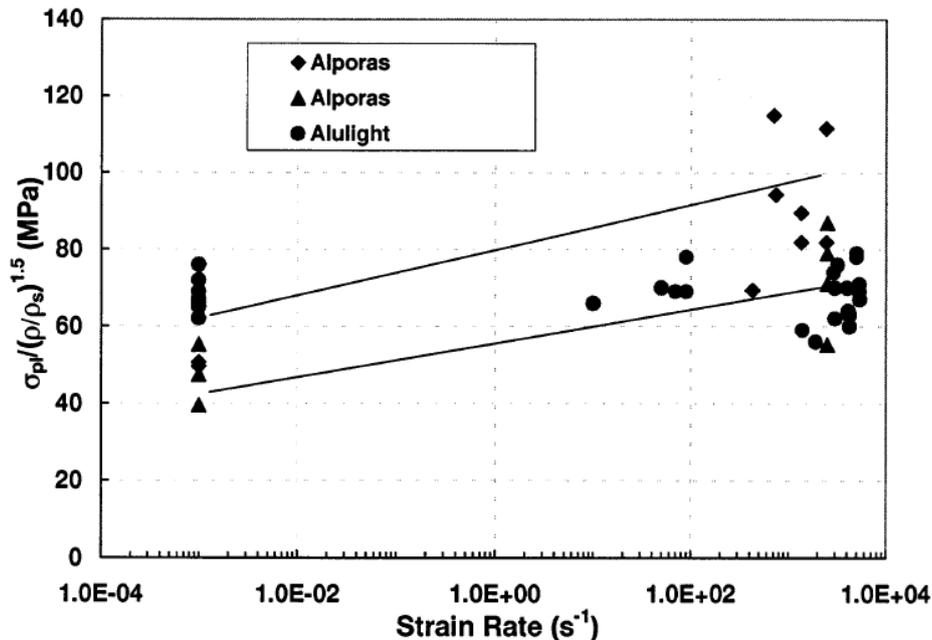


Abbildung 5.23: Dehnratenabhängigkeit von geschlossenporigem ALPORAS und ALULIGHT (aus Dannemann et al. [168])

Im Zusammenhang mit den hohen Dehnraten führen Mukai et al. [172] zudem Mikroträgheitseffekte an. Sie stellten fest, dass sich für den untersuchten ALPORAS-Schaum ab einer kritischen Verformungsgeschwindigkeit das Versagen ausschließlich an der Druckplatte abspielte und nicht mehr von der Zellgeometrie beeinflusst war. Bei unterkritischen Verformungsgeschwindigkeiten hingegen wurde das Versagen durch die Ausbreitung von Verformungsbändern dominiert, die besondere Schwachstellen aufwiesen und einem starken Mikrostruktureinfluss unterworfen waren.

Die über viele Jahre sehr kontrovers geführte Diskussion hinsichtlich des Vorhandenseins einer Dehnratenabhängigkeit des Druckverhaltens metallischer Schäume lässt sich zusammenfassend unter Berücksichtigung der aktuellsten Ergebnisse wohl folgendermaßen darstellen: Es findet offenbar ab einer kritischen Dehnrade ein Wechsel von einem stark mikrostrukturabhängigen Verformungsmechanismus bei geringen Verformungsgeschwindigkeiten hin zu einem vollkommen mikrostrukturunabhängigen Verformungsverhalten bei hohen Verfor-

mungsgeschwindigkeiten statt. Auf der Grundlage dieser Erkenntnis ergibt sich keine generelle Aussage zur Dehnratenabhängigkeit von Metallschäumen. Vielmehr hängt die Dehnratenabhängigkeit im Einzelfall stark von mikrostrukturellen Details, wie der Porengeometrie, der Dichte, der Homogenität sowie der Anzahl und Gestalt morphologischer Defekte ab. Besonders hohe Dehnratenabhängigkeit kann erwartet werden für Materialien mit starker Abhängigkeit des Verformungsverhaltens von der Porengeometrie und den Zellwänden sowie für Basiswerkstoffe mit einer stark ausgeprägten intrinsischen Dehnratenabhängigkeit. Im Fall der offenporigen Metallschwämme können durch Defekte in den Zellwänden verursachte Effekte naturgemäß keine Rolle spielen, weshalb die Dehnratenabhängigkeit bei dieser Werkstoffgruppe in der Regel weniger stark ausgeprägt ist. Dennoch können auch bei offenporigen Metallschwämmen aufgrund von Trägheitseffekten Dehnratenabhängigkeiten auftreten.

5.2.2 Abhängigkeit des Zugverformungsverhaltens von der Strukturhomogenität und der Duktilität des Basiswerkstoffs

Metallschäume zeichnen sich ganz besonders durch ihr hohes Verformungsvermögen unter einsinniger Druckbeanspruchung aus, worauf weiter oben detailliert eingegangen wurde. Typischerweise ertragen Metallschäume im Druckversuch Stauchungen von weit über $\epsilon=50\%$. Dieses Verhalten trifft grundsätzlich auf alle Arten von metallischen Schaumwerkstoffen zu, unabhängig von ihrem strukturellen Aufbau und dem Basiswerkstoff, aus dem sie hergestellt wurden.

Mit umso größerer Überraschung muss man bei der Durchführung einsinniger Zugversuche zur Kenntnis nehmen, dass sich Metallschäume überaus sensibel gegenüber Zugspannungen erweisen und in den meisten Fällen nur sehr eingeschränkte Duktilität aufzeigen. Zwar spiegelt auch im einsinnigen Druckversuch das Spannungs-Stauchungsverhalten die Homogenität der Zellarchitektur sowie die Duktilität des Basiswerkstoffs wider, was sich durch eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Oszillation der Druckspannung im Bereich des Spannungsplateaus abzeichnet. Die wesentlichen mechanischen Kennwerte wie die Plateauspannung und insbesondere das Plateauende werden von diesen Parametern aber nur geringfügig beeinflusst. Im Unterschied dazu tragen im Zugversuch jedoch die genannten Einflussgrößen in ganz erheblichem Maße zu einer Veränderung der Materialkennwerte bei. Dabei werden weniger die

Festigkeitskennwerte, sondern vielmehr die Duktilitätseigenschaften durch die Duktilität des Basiswerkstoffs und die Homogenität der Struktur bestimmt.

Abbildung 5.24 zeigt das Spannungs-Dehnungsverhalten einer Probe des geschlossenenporigen Aluminiumschaums HAL im quasistatischen Zugversuch. Die Schaumprobe erreicht in diesem Versuch eine Zugfestigkeit von $R_m=3,2\text{MPa}$. Zwei weitere Versuche mit Proben sehr ähnlicher Dichte ergaben eine gute Übereinstimmung mit diesem Ergebnis mit geringen Streuungen. Im Vergleich zur Plateauspannung von $R_{pl}=4\text{MPa}$ bis $R_{pl}=6\text{MPa}$, die der HAL-Schaum im quasistatischen Druckversuch aufweist, erträgt der Werkstoff im Zug also nur etwas mehr als die Hälfte dieses Wertes. Dieses Ergebnis deckt sich mit den von Andrews et al. [114] an ALCAN-Schäumen durchgeführten Messungen, bei denen die Zugfestigkeit knapp unter 50% der Druckfestigkeit betrug. Der in einem vergleichbaren Verfahren ebenfalls unter Zugabe von Siliziumkarbidpartikeln hergestellte ALCAN-Schaum reagiert offensichtlich genau wie der HAL-Schaum extrem sensibel auf Zugbeanspruchung. Viel stärker fällt allerdings die extrem reduzierte Duktilität gegenüber dem Druckversuch auf. Alle drei im Zugversuch getesteten Proben versagten schon unmittelbar im quasielastischen Bereich bei Dehnungen von etwa $\varepsilon=1\%$ und damit makroskopisch vollkommen verformungslos. Betrachtet man den Verlauf der Spannung über der Dehnung in Abbildung 5.24 etwas genauer, so fällt ein Anstieg der Kurvensteigung bei einer Dehnung von ungefähr $\varepsilon=0,3\%$ auf. Unter der Zugbeanspruchung werden die Zellen zunächst in Richtung der Zugbeanspruchung gestreckt, wobei der überwiegende Teil der Verformung an den Knotenpunkten lokalisiert ist, wo sich durch Biegebeanspruchung zunächst plastische Gelenke ausbilden. Motz et al. [124] erklären den auch hier zu beobachtenden Anstieg der Probensteifigkeit mit einer Abnahme des effektiv wirksamen Biegemoments, welche mit der Streckung der Zellen einhergeht. Erst nach der Streckung der Zellen werden die Zellwände und Zellstege in Zugrichtung beansprucht. In diesem Bereich der Zugverformung macht sich das eher spröde Bruchverhalten der partikelverstärkten Aluminiumlegierung negativ bemerkbar. Mundl et al. [173] untersuchten die mechanischen Kennwerte massiver Proben der Legierung AlSi7Mg in Abhängigkeit vom SiC-Partikelanteil. Die Zugabe von 15 Volumenprozent Siliziumkarbidpartikeln erhöhte zwar die Dehngrenze von $R_{p0,2}=230\text{MPa}$ auf immerhin $R_{p0,2}=315\text{MPa}$, demgegenüber reduzierte sich die gute Bruchdehnung der reinen Legierung aber von $A=14\%$ auf einen Wert von nur noch $A=1,1\%$ mit Partikelverstärkung. Die Übertragbarkeit der an kompakten Proben gewonnenen Ergebnisse auf das Verhalten der Zellstege und -wände ist nur bedingt möglich, da sich die Partikelverteilung in den Schaumproben anders als in den kompakten Proben örtlich stark unterschiedlich darstellt. Als Folge dessen streuen zwangsläufig auch die Festigkeitskennwer-

te und die Bruchdehnungen innerhalb einer Probe. Außerdem werden durch die Zugabe von Siliziumkarbidpartikeln zusätzliche Mechanismen der Schädigung eingebracht. Für partikelstabilisierte Aluminiumschäume postulieren Banhart et al. [103] sogar eine Umkehrung des Verstärkungseffekts, der im Zusammenhang mit den aus der Stegoberfläche herausragenden Siliziumkarbidpartikeln zu sehen ist. Durch Rissinitiierung an diesen Partikeln liegen die Festigkeitswerte der SiC-Schäume in einigen Fällen niedriger als bei vergleichbaren Schäumen ohne Partikelverstärkung.

Der Bruch tritt beim geschlossenporigen HAL-Schaum makroskopisch ohne erkennbare Verformung ein, wie auch die Übersichtsaufnahme einer Bruchfläche aus dem Zugversuch in Abbildung 5.25 erkennen lässt. Besonders auffällig ist die hohe Anzahl besonders großer Poren auf der Bruchfläche. Dies deutet darauf hin, dass der Bruch in einem Querschnitt erfolgt, der durch besonders große Poren und damit eine besonders geringe tragende Querschnittsfläche gekennzeichnet ist.

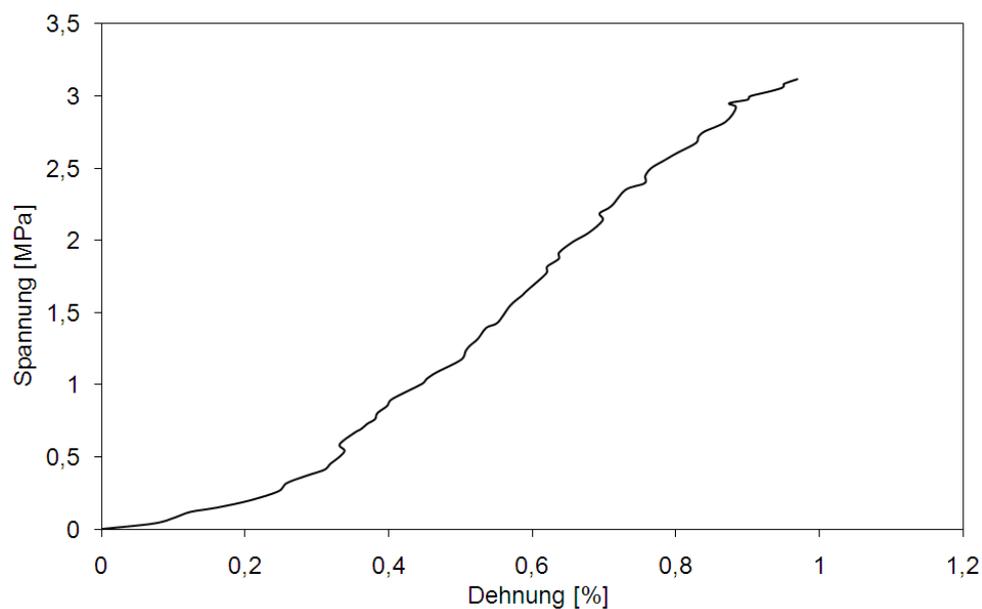


Abbildung 5.24: Spannungs-Dehnungsverhalten eines geschlossenporigen HAL-Schaums im Zugversuch



Abbildung 5.25: Bruchfläche einer Zugprobe des geschlossenporigen Aluminiumschaums HAL

Angesichts des makroskopisch verformungslosen Bruchs erwartet man auch auf der mikrostrukturellen Ebene eine durch mikrofraktographische Merkmale eines Sprödbruchs gekennzeichnete Bruchfläche. Stattdessen überwiegen in rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen der gebrochenen Zellstege Bereiche mit duktilen Wabenbruchstrukturen, wie sie exemplarisch in Abbildung 5.26 vorzufinden sind. Banhart et al. [174] stellen heraus, dass mikroskopisch duktiler aber global spröder Bruchverhalten von Schaumwerkstoffen nicht zwangsläufig im Widerspruch zueinander stehen muss. Während das mikroskopische Bruchverhalten vornehmlich vom Zellstegwerkstoff abhängt, kann das globale Bruchverhalten durch die Schaumstruktur dominiert werden.

Das mikroskopisch duktile Bruchverhalten des Aluminiumschaums stellt ein weiteres Indiz dafür dar, dass das Versagen im uniaxialen Zug durch die inhomogene Verformung eines kleinen Probenbereichs bestimmt wird. Durch statische Überlastung des schwächsten Querschnitts in der Probe tritt unmittelbar der Bruch ein, während der gesamte Rest der Probe

praktisch unverformt verbleibt. Entsprechend der lokalen Schaumdichte, und damit der effektiven tragenden Querschnittsfläche, variiert ja auch die lokal wirksame Spannung. Eine lokale Inhomogenität der Schaumstruktur in Form einer einzigen besonders großen Pore kann sich somit fatal auf das globale Festigkeitsniveau der Metallschaumprobe auswirken. Im Zugversuch kommt in diesem Sinne der Homogenität der Porengrößenverteilung eine ganz besondere Bedeutung zu.

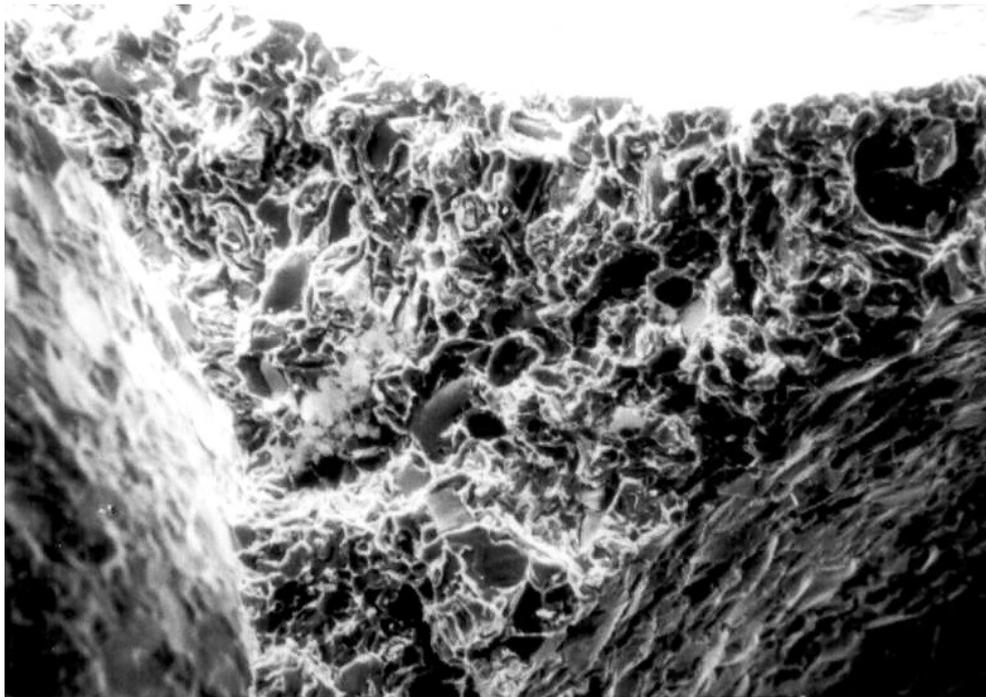


Abbildung 5.26: Mikrofraktographisch duktiler Gewaltbruch der Zellstege eines geschlossenenporigen HAL-Schaums im Zugversuch

Auch der in dieser Arbeit untersuchte offenporige Aluminiumschwamm PORMET weist qualitativ ein ähnliches Zugverformungsverhalten auf wie der geschlossenenporige Schaum. Das Versagen erfolgt ebenfalls in vergleichbarer Weise durch makroskopisch verformungsarmen Bruch unmittelbar aus dem Bereich quasielastischer Verformung heraus.

Etwas duktiler präsentiert sich der m-pore-Schwamm im Zugversuch, wie sich aus Abbildung 5.27 ablesen lässt. Hier findet kein spontanes Versagen direkt im quasielastischen Bereich statt, sondern es wird ein Spannungsmaximum überschritten, in dem es zum Brechen einiger Zellstege kommt. Im weiteren Verlauf bricht die Zugspannung langsam infolge fortschreitenden Versagens von Zellstegen ein. Obwohl der m-pore-Schwamm das PU-Schwamm-Vormaterial, auf dessen Basis die Fertigung erfolgt, mit dem PORMET teilt und er daher über die identische Zellarchitektur verfügt, erreicht er ein nennenswert duktileres Bruchverhalten.

Ausschlaggebend für die Unterschiede im Verformungsverhalten kann bei gleicher Zellgeometrie nur der Einfluss des Basiswerkstoffs sein. Der PORMET-Schwamm beruht auf der Gusslegierung AlSi9Cu3 , die zwar wegen ihrer Ausscheidungshärtbarkeit eine relativ hohe Festigkeit besitzt, aber insbesondere bei langsamer Abkühlung aus der Schmelze grobe Siliziumausscheidungen bildet. Aufgrund dessen wird die Bruchdehnung für den Schwamm in der Literatur (z.B. [160, 175, 176]) mit nur $A=1\%$ angegeben. In-situ-Zugversuche an einzelnen Zellstegen, die Onck et al. [177] an einem Duocel-Aluminiumschwamm auf der Basis der Legierung $\text{Al-6061(AlMg1SiCu)}$ mit einer Miniaturprüfmaschine durchführten, belegen selbst für den geringen Siliziumgehalt der Legierung den versprödenden Charakter von Ausscheidungen des Typs AlFeSi entlang der Korngrenzen. Zellstege, die mit AlFeSi -Ausscheidungen belegt waren, versagten ausnahmslos interkristallin, wohingegen Zellstege ohne Ausscheidungen überwiegend durch transkristallinen Bruch versagten. Der weniger Energie verzehrende interkristalline Bruch entlang der AlFeSi -Ausscheidungen tritt dabei schon bei niedrigeren Beanspruchungen auf und bewirkt eine signifikante Versprödung der gesamten Schaumprobe. Im Fall des untersuchten PORMET-Schwamms kommt erschwerend hinzu, dass eine sehr grobe Kornstruktur vorliegt und Oberflächendefekte die Initiierung von Rissen begünstigen. Die Gusslegierung AlSi7Mg , aus der der m-pore-Schwamm gefertigt ist, bietet eine Bruchdehnung, die selbst im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand mindestens $A=3\%$ beträgt (DIN EN 1706). Nach oben hin schätzen Tiryakioglu et al. [178] die erreichbare Bruchdehnung des Legierungssystems AlSiMg mit einem Siliziumgehalt von 7% auf $A=17\%$ ab. Die Festigkeit liegt im Gusszustand etwa auf demselben Niveau wie beim AlSi9Cu3 und kann durch Warmaushärtung noch leicht verbessert werden [179]. Beim m-pore-Schaum ist zudem die Korngröße etwas geringer als beim PORMET und vor allem spielen Oberflächenzerrüttungen bei ihm praktisch keine Rolle. Anders als beim sehr spröden geschlossenporigen HAL-Schaum ergibt sich im Zugversuch für den m-pore-Schwamm eine Zugfestigkeit, die mit einem Wert von $R_m=0,6\text{MPa}$ exakt der Plateauspannung im Druckversuch entspricht.

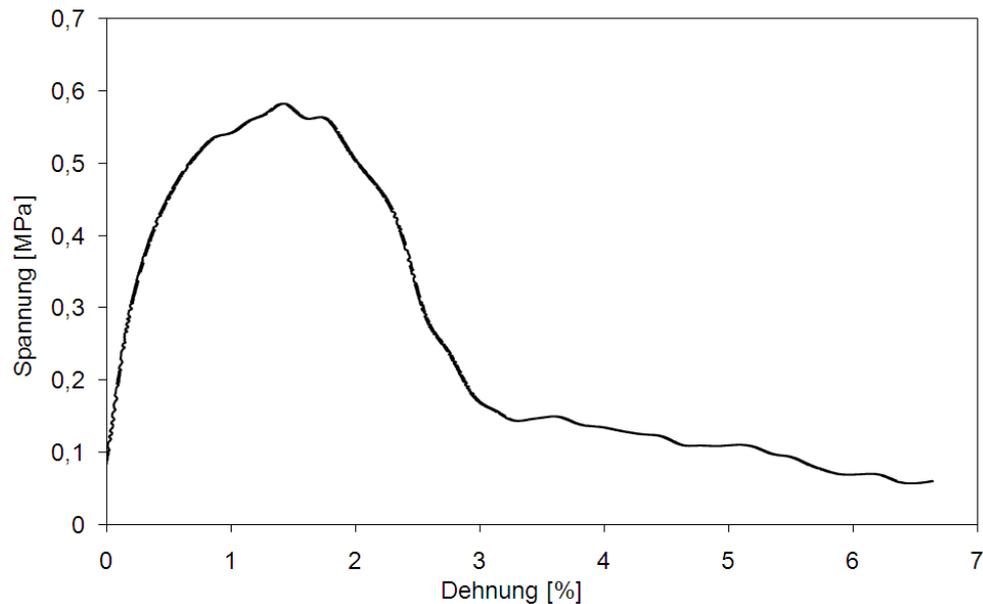


Abbildung 5.27: Zugversuch an einem offenporigen Aluminiumschwamm m-pore

Beide offenporigen Aluminiumschwämme gehorchen ansonsten demselben Verformungsmechanismus, wie er schon für den geschlossenenporigen HAL-Schaum beschrieben wurde. Erkennbare plastische Verformungen der Zellen konnten in den durchgeführten Versuchen nicht in nennenswertem Maße gefunden werden. Die Ergebnisse der Untersuchungen an den drei behandelten Aluminiumschäumen (HAL, PORMET und m-pore) liegen in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen anderer Autoren (z.B. [112, 124, 180, 181]), die ebenfalls Versuche an eher spröden Schaumwerkstoffen durchführten. Mortensen et al. [181] untergliedern das Zugverformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe wie früher schon Motz [124] in vier Bereiche:

- Ein kurzer, quasi linear-elastischer Bereich zu Beginn,
- Inhomogene plastische Verformung durch Bildung plastischer Fließgelenke an den Knotenpunkten und Dehnung der vormals gekrümmten Zellstege,
- Initiierung von Rissen durch Versagen von Stegen,
- Ausbreitung eines makroskopischen Risses durch die Zellstruktur.

Im Fall der spröden Schaumwerkstoffe, zu denen auch der PORMET und insbesondere der geschlossenenporige HAL zählen, ist der Bereich der plastischen Verformung äußerst kurz, beziehungsweise im Extremfall überhaupt nicht zu finden. Bei diesen Werkstoffen führt bereits die Biegeverformung an den Knotenpunkten zum Bruch und damit zur Rissinitiierung, noch

bevor sich überhaupt plastische Fließgelenke ausbilden können. Bleibende Deformationen der zugbelasteten Zellen erkennt man deshalb selten.

Plastische Fließgelenke können in metallischen Schaumwerkstoffen erst dann für den Verformungsmechanismus wirksam werden, wenn das Basismaterial der Zellstege eine ausreichende Duktilität besitzt, um die großen Biegeverformungen zu ertragen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Verifikation des Basiswerkstoffeinflusses auch ein offenporiger Messingschwamm im Zugversuch getestet, dessen Spannungs-Dehnungskurve in Abbildung 5.28 zu finden ist. Strukturell entspricht der Messingschwamm exakt den beiden anderen offenporigen Schäumen, da auch bei ihm auf den gleichen Polyurethanschwamm als Vormaterial zurückgegriffen wurde. Dadurch ist eine direkte Vergleichbarkeit der Ergebnisse gegeben. Im Gegensatz zu den bislang vorgestellten Aluminiumschäumen, die spätestens beim Erreichen einer Probendehnung von $\epsilon=2\%$ in die Rissbildungsphase eintraten oder gar unmittelbar aus dem quasielastischen Bereich heraus versagten, durchläuft der Messingschwamm einen ausgedehnten Bereich plastischer Verformung, bis er bei einer Dehnung von nahezu $A=25\%$ bricht. Dem Spannungs-Dehnungsverlauf in Abbildung 5.28 kann man über den gesamten Bereich der Verformung eine ständige Verfestigung entnehmen. Die eigentliche Phase der schnellen Rissausbreitung nach dem Überschreiten des Spannungmaximums gestaltet sich dagegen verhältnismäßig kurz.

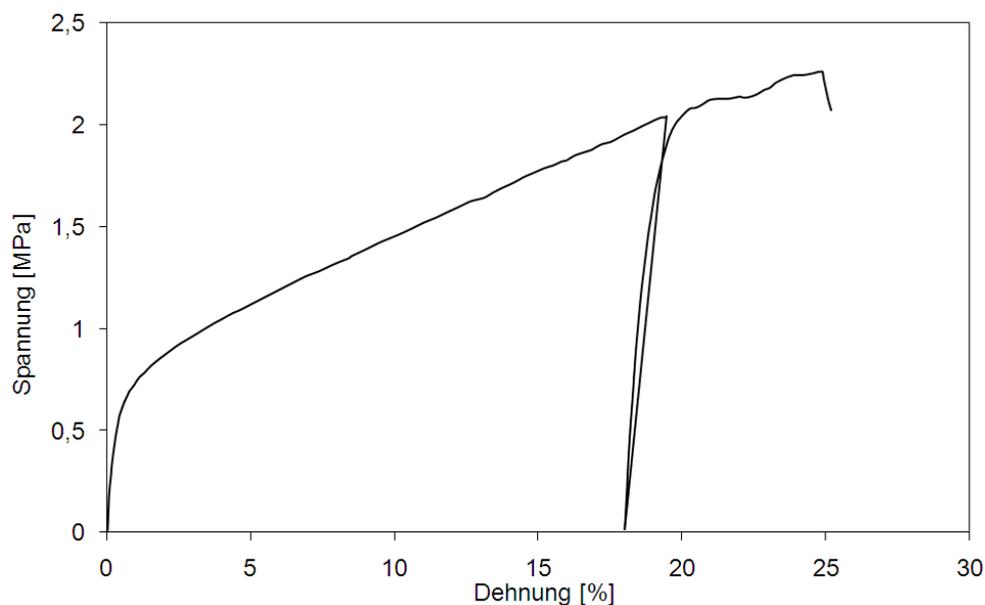


Abbildung 5.28: Verformungsverhalten eines offenporigen Messingschwamms im Zugversuch

Inwieweit die oben beschriebenen Mechanismen der inhomogenen plastischen Verformung beim Messingschwamm zum Tragen kommen, belegt die lichtmikroskopische Aufnahme einer Schwammzelle in Abbildung 5.29. Zur Anfertigung der Aufnahme der Zellstruktur wurde der in Abbildung 5.28 widergegebene Zugversuch bei Erreichen einer Gesamtdehnung von $\varepsilon=20\%$ unterbrochen und die Probe wurde entlastet, woraus sich die eingeschobene Entlastungsschleife im Spannungs-Dehnungsverlauf erklärt. Durch einen Pfeil ist in der Abbildung 5.29 die Belastungsrichtung im Zugversuch gekennzeichnet. Deutlich zeichnet sich die ausgeprägte Streckung der Zelle in die Richtung der aufgetragenen Spannung ab. An den Knotenpunkten erkennt man die plastischen Fließgelenke, die in dieser Phase der Verformung bereits voll ausgebildet sind. Da der überwiegende Anteil der Zellstege schon eine zur Spannungsrichtung parallele Anordnung eingenommen hat, kann die weitere Verformung nicht mehr über Biegedeformation erfolgen. Vielmehr wird die Verformung in dieser Phase durch axiale Dehnung der Zellstege getragen. Dass in der abgebildeten Schwammzelle hohe axiale Verformungen der Stege vorliegen, erkennt man alleine schon anhand der im Bereich der Stegmitten vorhandenen Einschnürungen, die durch kleine Pfeile markiert sind.

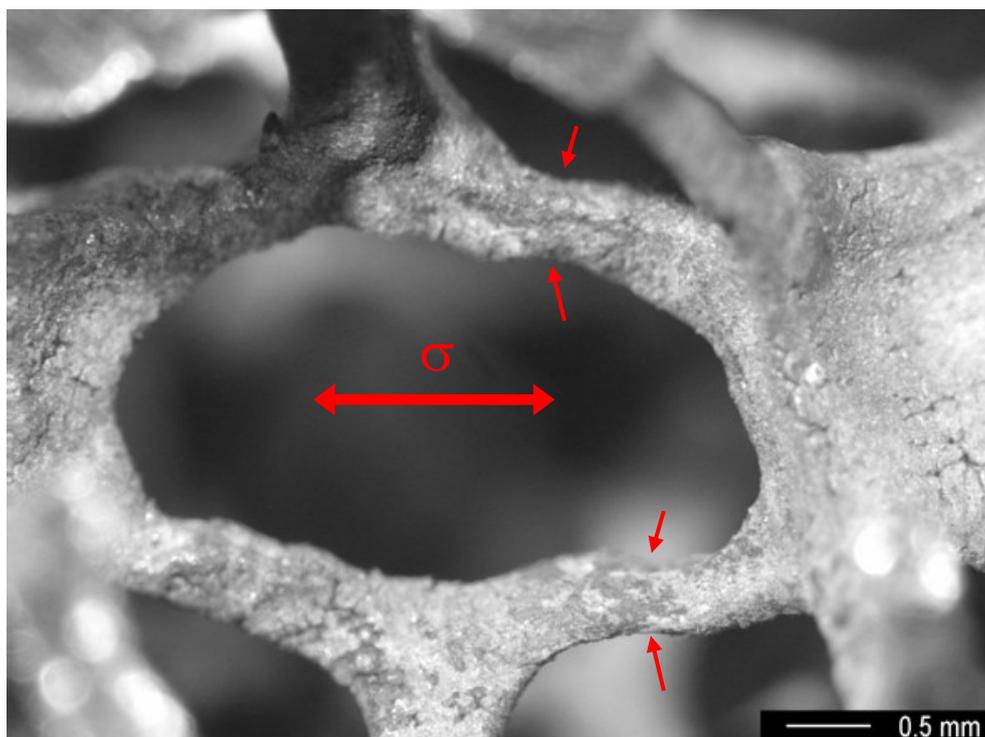


Abbildung 5.29: Verformte Zelle eines Messingschwamms während des Zugversuchs

Obwohl nach weiterer Zugbelastung noch eine beachtliche Verfestigung des Werkstoffs zu verzeichnen ist, finden sich durchaus nach der Entlastung bei $\varepsilon=20\%$ erste Anzeichen von

lokalem Versagen. Vereinzelt konnten mittels lichtmikroskopischer Untersuchungen der Probe in diesem Zustand gebrochene Zellstege entdeckt werden, wie die Abbildung 5.30 belegt. Auch am Beispiel des dargestellten Zellstegs lässt sich erahnen, dass vor dem Versagen durch Bruch eine Einschnürung infolge axialer Zugverformung aufgetreten ist.

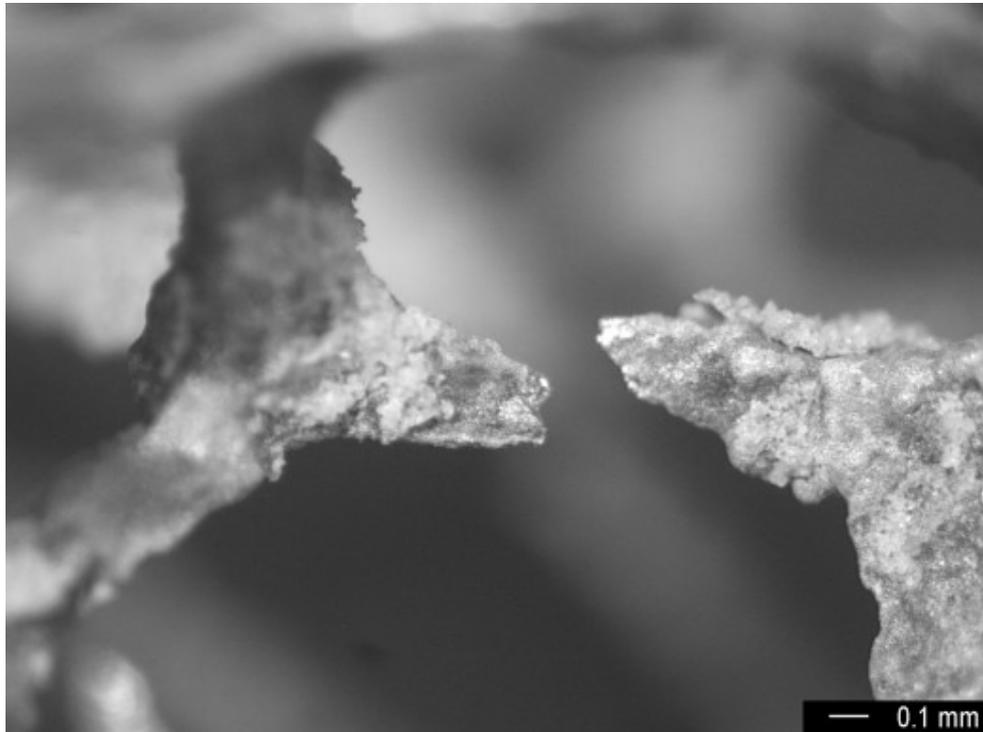


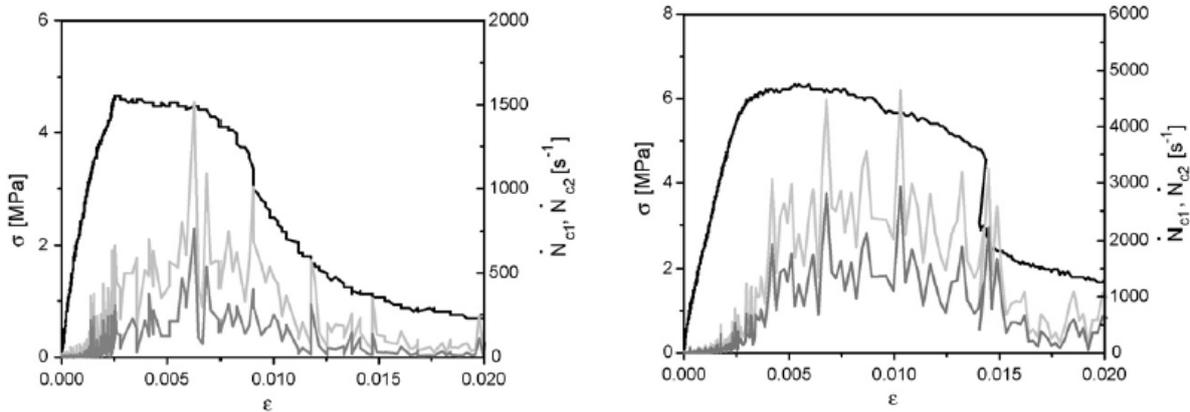
Abbildung 5.30: Erstes Versagen von Stegen im Zugversuch

Aufgrund der natürlicherweise in der Schaumstruktur unvermeidbaren Inhomogenitäten wird die Last, die unter Zugbeanspruchung von jedem individuellen Zellsteg übertragen werden muss, notwendigerweise einer breiten Streuung unterliegen. Vor diesem Hintergrund ist es dann auch wenig verwunderlich, dass in einigen Zellen bereits Versagen vorzufinden ist, während in anderen Zellen noch die erste Phase der inhomogenen plastischen Verformung mit der Bildung von Fließgelenken wirksam ist. Solange in der Probe die Erhöhung der Defektanzahl infolge von Stegbruch noch durch die mit der plastischen Verformung von Zellen einhergehende Kaltverfestigung überkompensiert werden kann, steigt die globale Zugspannung in der Probe weiter an. Erst wenn die Streckung der Probe so weit fortgeschritten ist, dass in der Mehrzahl der Zellen Stegbrüche entstehen, führt eine schnelle makroskopische Rissausbreitung zum kompletten Probenbruch.

Kadar et al. [182] nutzten die Technik der Schallemissionsanalyse zur Charakterisierung des Schädigungsverlaufs während der Zugverformung. Sie verwendeten für ihre Untersuchungen

verschiedene offenporige Aluminiumschwämme, die nach dem z.B. von Mortensen et al. [183, 184] beschriebenen Salzschüttung-Replikationsverfahren hergestellt wurden. Sie verglichen zwei in ihrer Duktilität unterschiedliche Aluminiumlegierungen, von denen sie jeweils zwei verschiedene Porengrößen untersuchten. Zunächst einmal stellten Kadar et al. [182] eine ausgeprägte Abhängigkeit des Verformungsverhaltens von der Porengröße fest. Bei den Proben mit hoher Porengröße (3,5mm) war der Bereich der inhomogenen plastischen Verformung nur sehr kurz und es kam schon bei kleinen Dehnungen zum Bruch der Proben. In diesem Probenzustand waren zudem die Unterschiede der beiden Basiswerkstoffe zumindest hinsichtlich der erreichten Bruchdehnungen nicht besonders groß. Die Proben mit kleiner Porengröße (1,5mm) wiesen zwar geringere Festigkeiten auf, bestachen aber durch eine etwa dreifache Bruchdehnung verglichen mit den großporigen Proben. Wesentlich deutlicher entfaltet sich bei den kleineren Poren die Wirkung des duktileren Basiswerkstoffs und manifestiert sich in einem ausgedehnten Bereich plastischer Verformung nach dem Überschreiten des Spannungsmaximums. Mit der Schallemissionsanalyse konnten sie Aussagen über den zeitlichen Verlauf des Stegversagens treffen. Die Proben der Gusslegierung AlSi12 mit großen Poren wiesen im Moment des Probenbruchs nur einen einzigen, dafür aber sehr hohen Peak des akustischen Detektors auf. Daraus lässt sich schließen, dass vor dem Bruch keinerlei Stegversagen stattgefunden hat. Bei der etwas duktileren Legierung hingegen konnte ein Anstieg des akustischen Signals vor dem Erreichen des Spannungsmaximums detektiert werden, welcher auf beginnendes Einsetzen von Versagen hindeutet.

Proben mit kleineren Poren verformen sich anders. Beide Basiswerkstoffe zeigten hier einen langsamen Anstieg des akustischen Signals im Bereich der quasi linear-elastischen Verformung. Nach Überschreiten des Spannungsmaximums verharrt das akustische Signal beim duktileren AlZn6Mg2 auf einem mittleren Niveau (siehe Abbildung 5.31b), welches von mehreren Peaks überlagert wird. Offenbar kommt es also in diesem Bereich zu Versagensereignissen, die aber noch nicht zum unmittelbaren Bruch der Probe führen, da andere Zellen die Funktion der ausgefallenen Stege übernehmen können. Sehr viel schneller tritt beim spröderen Basiswerkstoff das Versagen nach dem Auftreten der ersten Peaks des akustischen Detektors ein (siehe Abbildung 5.31a). In der Abbildung 5.31a erkennt man sehr gut, wie eng der Einbruch der Zugspannung mit dem Auftreten eines ersten akustischen Signalpeaks gekoppelt ist. Der sprödere Werkstoff „verzeiht“ in wesentlich geringerem Maße das Versagen einzelner Zellstege.



a) AlSi12

b) AlZn6Mg2

Abbildung 5.31: Schallemissionsmessungen an Proben mit einem Porendurchmesser von 3,5mm (aus [182])

5.3 Mikromechanische Modellierung des Verformungsverhaltens offenerporiger Metallschwämme auf Basis experimenteller Ergebnisse

Die in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen sind im Rahmen eines von der DFG geförderten Gemeinschaftsprojektes entstanden, in dem es um „Mikro- und makroskopisches Verformungs- und Schädigungsverhalten offenporiger Metallschwämme bei isothermer und thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung“ ging. Auf der Grundlage der experimentell ermittelten mechanischen Kennwerte konnte vom Projektpartner in der Strukturmechanik (Projektleitung: Prof. Becker, TU Darmstadt, Dr. Hohe, Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik Freiburg) ein Schädigungsmodell auf der mesoskopischen Betrachtungsebene entwickelt werden. Im Folgenden sollen die wesentlichen Ideen des auf einem energiebasierten Homogenisierungskonzept beruhenden Schädigungsmodells vorgestellt werden. Eine detaillierte Beschreibung des Modells sowie zur Anwendung des Modells auf verschiedene mechanische Beanspruchungsfälle finden sich in der Dissertation von Demiray [185] beziehungsweise in weiteren Publikationen [186-188].

5.3.1 Konzept der verzerrungsenergiebasierten Homogenisierung

In der Kontinuumsmechanik geht man idealisierend davon aus, dass der Raum des betrachteten Objekts gleichmäßig mit Materie gefüllt ist. Dies trifft zwar auf einer makroskopischen Betrachtungsebene für viele Materialien zu, es gibt jedoch auf der anderen Seite eine Vielzahl von Materialien, bei denen die Annahmen der Kontinuumsmechanik eine unzulässige Vereinfachung darstellen. Alle hierarchisch strukturierten Werkstoffe fallen unter diese Gruppe, da bei ihnen das Material in einer Hierarchieebene aus Elementen aufgebaut ist, die in einer niedrigeren Hierarchieebene wiederum eine Mikrostruktur aufweisen. Das Konzept der Homogenisierung verfolgt den Ansatz, für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens auf einer Hierarchieebene die Mikrostruktur der Strukturelemente unberücksichtigt zu lassen. Es wird also nur die nächst niedrigere Hierarchiestufe betrachtet. Aus den strukturellen Inhomogenitäten der niedrigeren Hierarchiestufe ergeben sich örtliche Variationen der mechanischen Eigenschaften in Bezug auf Spannungs- und Dehnungsfelder. Um deren Auswirkungen auf der Mikroebene nicht im Detail untersuchen zu müssen, verwendet man gemittelte Materialeigenschaften und bezeichnet diese auf der sogenannten Makroebene als Effektiveneigenschaften. Um die globale Wirkung der Spannungs- und Dehnungsfelder durch geeignete Mittelwerte beschreiben zu können, bedarf es der Substitution der Inhomogenitäten durch ein homogenes Material mit äquivalenten mechanischen und physikalischen Eigenschaften. Für den Prozess der Bestimmung von äquivalenten mechanischen und physikalischen Eigenschaften verwendet man üblicherweise den Begriff der Homogenisierung.

Im konkreten Fall der offenporigen Metallschaumstruktur betrachtet man nach Demiray [185] den Werkstoff in den drei in Abbildung 5.32 dargestellten Hierarchiestufen:

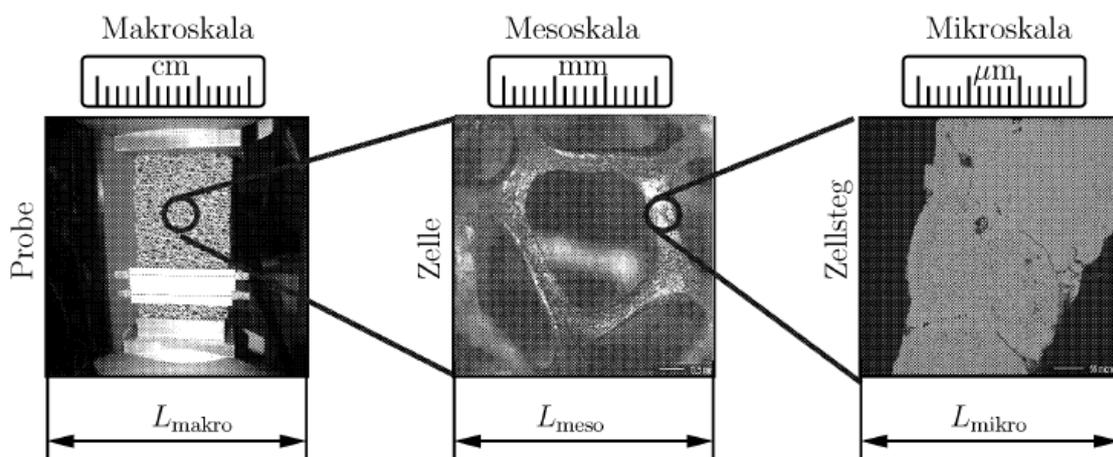


Abbildung 5.32: Hierarchieebenen bei offenporigen Metallschäumen (aus [185])

Die Makroebene orientiert sich an der Längenskala einer gebräuchlichen Werkstoffprobe. Auf dieser Ebene wird das Material als homogen angesehen und entsprechend mit kontinuumsmechanischen Methoden modelliert. Im Unterschied dazu findet in der Mesoebene der strukturelle Aufbau der Zellarchitektur Beachtung. Als charakteristische Längenskala verwendet man hier einen Zelldurchmesser, der sich typischerweise im Bereich weniger Millimeter bewegt. Beim Übergang von der Mikroebene auf die Mesoebene werden wiederum kontinuumsmechanische Methoden angesetzt und den einzelnen Zellstegen effektive Materialeigenschaften zugeordnet. In der Praxis erweist sich die experimentelle Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der Stege allerdings als außerordentlich schwierig und aufwändig. Nur wenige Autoren gehen daher den Weg direkter mechanischer Messungen an einzelnen Stegen in so konsequenter Weise wie Onck et al. [189]. Häufig werden die leichter zu beschaffenden Materialdaten des Vollmaterials angesetzt, aus dem die Stege gefertigt wurden (z.B. [56, 190]), welche jedoch erheblich von denen der realen Stege abweichen können. Einerseits liegen die Korngrößen in Metallschäumen häufig in der Größenordnung der Stegbreiten. Darüber hinaus bedingen die besonderen Gießbedingungen oftmals sehr inhomogene Gefügestände, bei denen die mechanischen Eigenschaften starken örtlichen Schwankungen unterliegen. Einen Kompromiss zwischen hohem experimentellem Aufwand und fehlender Realitätsnähe stellt in dieser Hinsicht die Nanoindentierung von Zellstegen zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften dar, wie er von einigen Autoren [191-193] an Aluminiumschwammstegen oder in neueren Arbeiten von Hodge et al. [28] auch an nanoporösen Goldproben genutzt wurde.

Metallische Schaumwerkstoffe können zur modellhaften Beschreibung als spezielle Untergruppe der Composite-Werkstoffe behandelt werden, welche aus einem Metallgerüst und dem davon umschlossenen Porenraum zusammengesetzt sind. Es ist daher naheliegend, die von Becker et al. in [194, 195] für Composite-Werkstoffe zusammengefassten Homogenisierungsmethoden anzuwenden. Grundsätzlich können die Verfahren zur Homogenisierung in die analytischen bzw. semianalytischen Methoden und die numerischen Methoden untergliedert werden. Die analytischen Methoden gehen auf die Modellvorstellungen von Voigt [196] zurück, wonach sich die Effektiveigenschaften aus dem arithmetischen Mittelwert der Volumenanteile und Phaseneigenschaften bestimmen lassen. Da die von Voigt [196] und Reuss [197] entwickelten Mischungsregeln die Mikrostruktur gänzlich außer Acht lassen, eignen sich diese Ansätze für die Modellierung metallischer Schwämme nur sehr bedingt.

Mit der steigenden Leistungsfähigkeit von Rechnersystemen haben in den letzten Jahrzehnten die numerischen Methoden auf der Basis von Einheitszellen-Modellen eine weite Verbreitung erfahren. Viele der gebräuchlichsten Einheitszellen, die sich für die Modellierung der komplexen Metallschaumstruktur anbieten, wurden im Kapitel 3.2 bereits näher beleuchtet. Die raumfüllenden Polyederzellen haben sich hinsichtlich der besonderen Anforderungen bei der Modellierung offenporiger Metallschwammstrukturen als besonders geeignet herauskristallisiert. Aus den Einheitszellen werden meist quadratische Volumenelemente mit einer repräsentativen Mikrostruktur extrahiert. Für diese repräsentativen Volumenelemente (RVE) werden dann die effektiven Eigenschaften auf Basis der mikroskopischen Spannungen und Verzerrungen bestimmt.

Auch in dieser Arbeit wird die reale Struktur des offenporigen Metallschaums angenähert durch eine periodische Anordnung raumfüllender Tetrakaidekaeder (14-Flächner). Wie Abbildung 5.33 erkennen lässt, enthält der Tetrakaidekaeder sechs quadratische und acht hexagonale Seitenflächen. Die Tetrakaidekaederzelle entspricht im Wesentlichen der von Lord Kelvin eingeführten Struktur, wobei zur Vereinfachung gegenüber dem Kelvin-Schaum mit leicht gekrümmten Flächen gerade Flächen Anwendung finden. In Abbildung 5.33 wird weiterhin gezeigt, wie aus der kubisch raumzentrierten Anordnung von Tetrakaidekaedern die kleinste periodisch wiederholte Einheit in Form von Balkenelementen extrahiert werden kann.

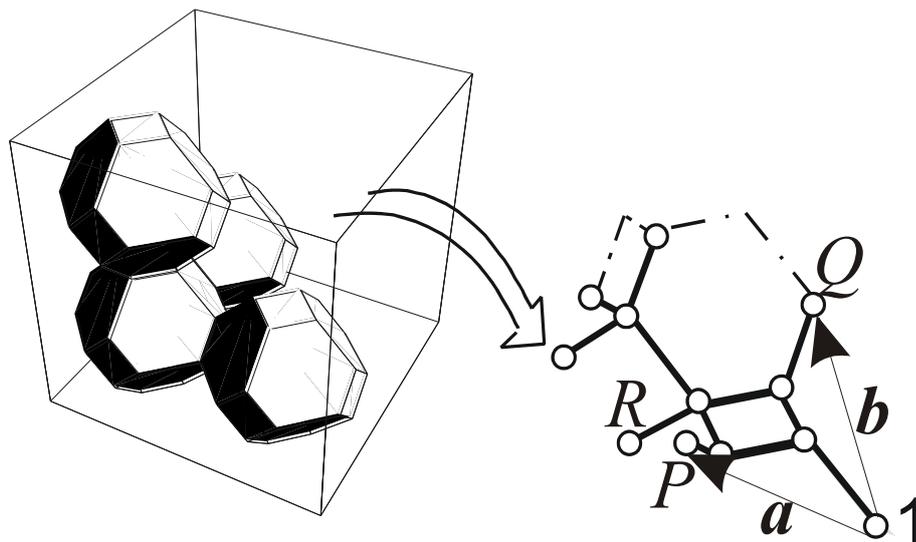


Abbildung 5.33: Repräsentatives Volumenelement aus einer kubisch raumzentrierten Anordnung von Tetrakaidekaedern und die kleinste periodisch wiederholte Einheit

Um den Rechenaufwand für die FEM-Analyse der kleinsten periodisch wiederholten Einheit gering zu halten, sollte diese möglichst klein gewählt werden. Andererseits muss die Balkenanordnung aber auch allgemeine Verformungen ermöglichen. Die in Abbildung 5.33 abgebildete kleinste periodisch wiederholte Einheit setzt sich aus 12 Timoshenko-Stäben zusammen.

5.3.2 Abschätzung der elastischen Schaumeigenschaften bei nicht-linearer Zellsteggeometrie

Im einfachsten Fall werden für die Modellierung der mechanischen Eigenschaften Stäbe mit konstanter Querschnittsfläche benutzt, es ist aber auch möglich, die reale Zellsteggeometrie eines Metallschaums abzubilden. Aus dem Herstellungsprozess ergibt sich in realen Schaumwerkstoffen üblicherweise eine gekrümmte Zellsteggeometrie, bei der eine Konzentration der Metallmasse auf die Knotenpunkte zu verzeichnen ist. Abbildung 5.34 zeigt eine dreidimensionale Darstellung einer realitätsnahen Schaumzelle mit nicht-linearer Zellsteggeometrie, auf Basis derer Demiray et al. ([186], [198]) für kleine Verformungen die mechanischen Eigenschaften berechnet.

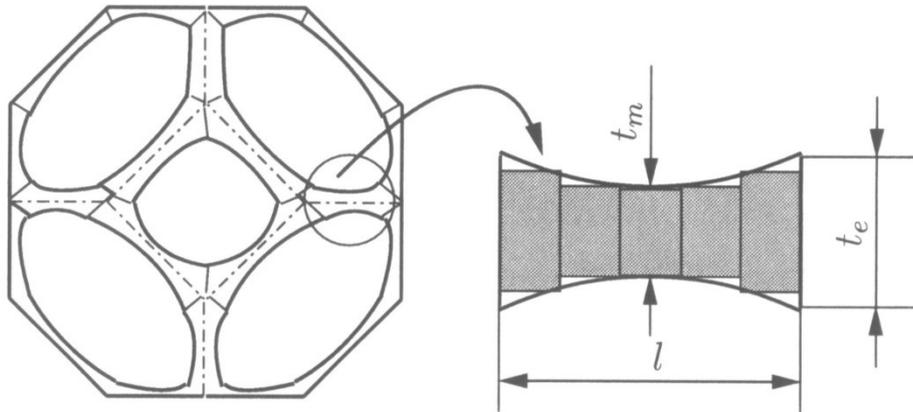


Abbildung 5.34: Dreidimensionale Darstellung einer realitätsnahen Zelle mit nicht-linearer Zellsteggeometrie (aus [186])

Bei der Durchführung der Simulationsrechnungen charakterisierten Demiray et al. [198] die Einschnürung der Zellstegge in der Stegmitte durch die Verwendung eines Parameters t_m/t_e . Die Variation des Steggeometrieparameters ergab die in Abbildung 5.35 wiedergegebenen Zusammenhänge der elastischen Kenngrößen von der Steggeometrie.

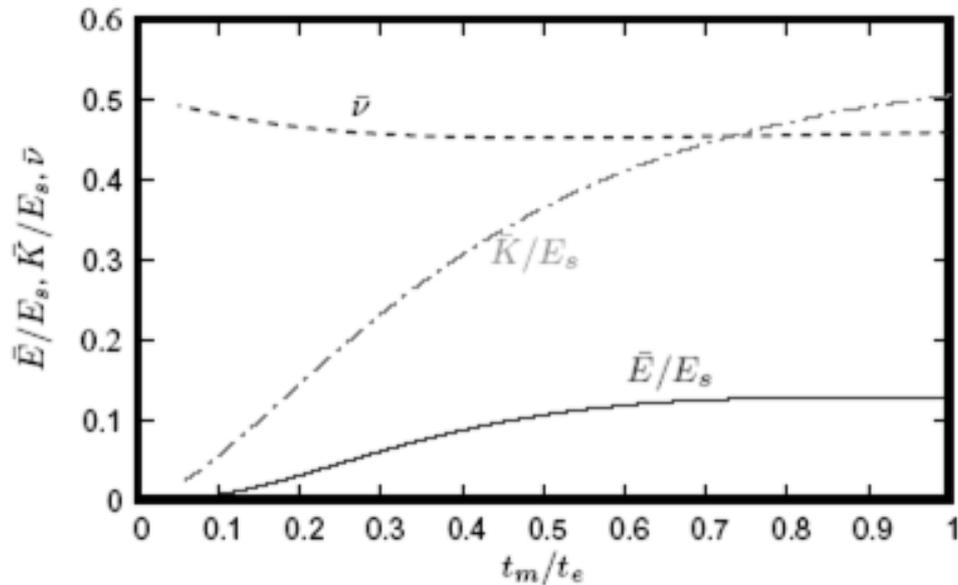


Abbildung 5.35: Elastische Kenngrößen des Modellschwamms in Abhängigkeit von der Steggeometrie (aus [198])

Für den perfekten Kelvin-Schwamm mit konstantem Stegquerschnitt beträgt die effektive Querkontraktionszahl etwa $\bar{\nu}=0,5$. Daran ändert sich auch bei zunehmender Abweichung von der idealen Kelvin-Schaum-Geometrie nur wenig. Der berechnete Wert für die Querkontraktionszahl verbleibt unabhängig von dem Parameter t_m/t_e in der Größenordnung von $\bar{\nu}=0,5$. Die mit einer durchgezogenen Linie dargestellte effektive Steifigkeit \bar{E}/E_s durchläuft hingegen ein flaches Maximum bei einer leichten Einschnürung der Zellstege. Für stärkere Einschnürungen allerdings nimmt die berechnete Steifigkeit der Struktur dann signifikant ab. Die Berechnungen für den effektiven Kompressionsmodul \bar{K}/E_s zeigen insbesondere bei kleinen Werten des Steggeometrieparameters t_m/t_e einen starken Abfall.

Um aus den Simulationsrechnungen die Verhältnisse am realen Schaumwerkstoff abschätzen zu können, wurden am offenporigen Messingschwamm an einer Vielzahl von Zellen geometrische Vermessungen der Stege mit Hilfe der Lichtmikroskopie durchgeführt. Die in Abbildung 5.36 dargestellten Ergebnisse der Geometrievermessungen belegen, dass bis auf sehr wenige Ausnahmen alle Zellstege eine Einschnürung aufweisen. Mit zunehmender Schlankheit der Stege, welche sich über das Verhältnis L/t_m definiert, ist zudem eine leichte Tendenz hin zu kleineren Werten von t_m/t_e festzustellen. Besonders lange Stege sind also eher schlanker ausgebildet als kurze Stege. Insgesamt liegen die Werte für die geometrische Einschnü-

rung der Zellstege in einem Bereich zwischen $t_m/t_e = 0,4$ und $t_m/t_e = 0,8$. Um die möglichen Auswirkungen der gemessenen Schwankungsbreite der Zellsteggeometrie auf die elastischen Eigenschaften des Schaumwerkstoffs beurteilen zu können, sollen die Werte anhand der Simulationsberechnungen aus Abbildung 5.35 eingeordnet werden: Im Bereich zwischen $t_m/t_e = 0,4$ und $t_m/t_e = 0,8$ ändert sich die Querkontraktionszahl praktisch nicht. Die effektive Steifigkeit liegt zwar zwischen $t_m/t_e = 0,8$ und $t_m/t_e = 0,5$ auf einem nahezu gleichbleibenden Niveau, erst unterhalb von $t_m/t_e = 0,5$ fällt die Steifigkeit dann aber merklich ab.

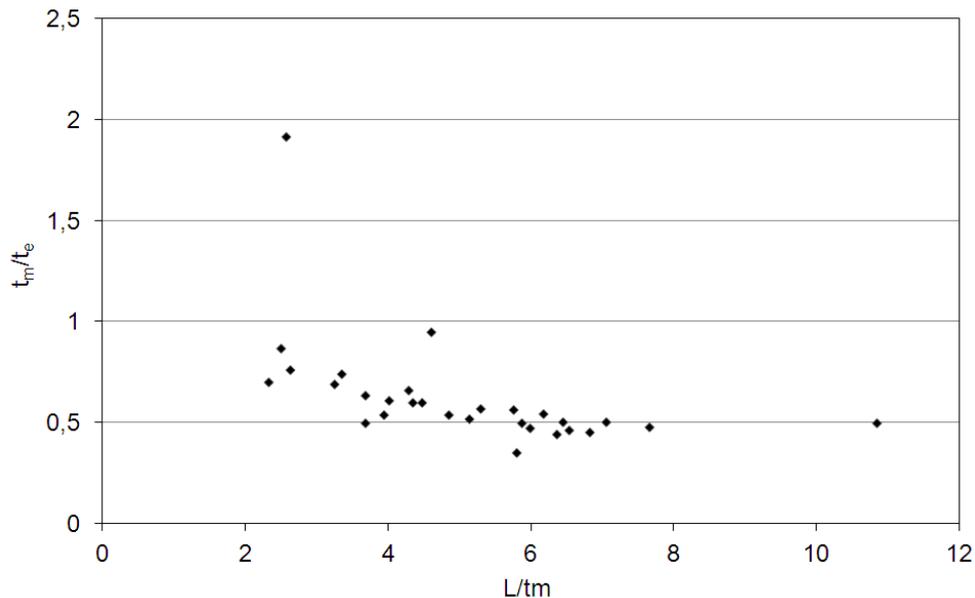


Abbildung 5.36: Steggeometrie am offenporigen Messingschwamm

Für den betrachteten Messingschwamm bedeutet dies, dass nur geringe Auswirkungen der natürlichen Variation der Steggeometrie auf das globale elastische Werkstoffverhalten zu erwarten sind.

5.3.3 Einfluss des Spannungs- bzw. Dehnungszustands auf das Spannungs-Dehnungsverhalten von Metallschäumen

Von Faserverbund-Sandwichbauteilen her ist die starke Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom Spannungs- bzw. Dehnungszustand seit vielen Jahren bekannt und in entsprechenden Arbeiten von Becker et al. [199-203] beschrieben. Die strukturelle Ähnlichkeit zwischen den als Kernmaterial in Sandwich-Verbundwerkstoffen oftmals eingesetzten Polymerschäumen und den in dieser Arbeit untersuchten offenporigen Metallschwämmen legte die Vermutung nahe, dass auch hier ein Augenmerk auf die Abhängigkeit der mechani-

schen Eigenschaften von dem Spannungs- bzw. Dehnungszustand in der Probe gelegt werden sollte. Durch die Wahl der Probengeometrie kann bei der Versuchsdurchführung direkt Einfluss auf die Einstellung eines bestimmten Spannungs- bzw. Dehnungszustands in der Probe genommen werden. Ist die Probenlänge klein gegenüber den übrigen Probenabmessungen, so wird eine Querdehnung in der Probe weitestgehend verhindert und es stellt sich ein nahezu ebener Dehnungszustand ein. Demgegenüber ergibt sich in langen Proben ein ebener Spannungszustand, weil die Randstörungen überwiegend abgeklungen sind. Entscheidenden Einfluss übt neben der reinen Probengeometrie auch noch die Art der Probeneinspannung aus. Druckversuche werden an Metallschaumproben üblicherweise unter Verwendung von Druckplatten durchgeführt. Um hierbei Reibungseffekte zu minimieren, welche querdehnungsbehindernd auf die Probe wirken, sollten daher die Druckplatten fein geschliffen und zusätzlich mit einem geeigneten Schmiermittel (z.B. auf Graphitbasis) versehen sein. Dadurch verkürzt sich die notwendige Probenlänge zur Einstellung eines ebenen Spannungszustands ein wenig. Auf diese Weise kann dem Problem des Ausknickens, was bei sehr langen Proben unter Druckbeanspruchung auftritt, entgegengewirkt werden. Für die Aufbringung von Zugkräften wurden die Probenenden in dieser Arbeit mit einem Zweikomponenten-Epoxidharzklebstoff infiltriert. Die feste Einbindung der Probe im Klebstoff erlaubt in diesem Fall keine Querdehnung im Bereich der Einspannung.

Aufgrund der genannten Umstände kann in der praktischen Umsetzung niemals ein reiner ebener Spannungszustand bzw. ein reiner ebener Dehnungszustand erreicht werden. Abhängig von der Gestaltung der Probengeometrie und der Ausführung der Einspannung wird in der Probe daher immer ein Mischzustand vorherrschen. Um diesen Mischzustand aus den experimentellen Arbeiten einordnen zu können, führte Demiray [185] eine Grenzwertbetrachtung durch, in der das gemessene Spannungs-Dehnungsverhalten eines offenporigen Messingschwamms mit dem simulierten Verhalten unter reiner ebener Dehnung und reiner ebener Spannung verglichen wurde (Abbildung 5.37). Der simulierte ebene Dehnungszustand weist ein weitaus festeres Verhalten auf als der reine ebene Spannungszustand. Die Dehngrenze erreicht in der Simulationsrechnung unter ebenem Dehnungszustand mit einem Wert von $R_{p0,2}=0,85\text{MPa}$ etwa die dreifache Höhe der Dehngrenze mit ebenem Spannungszustand. Auch im weiteren Verlauf der plastischen Verformung liegt das Spannungsniveau unter ebenem Dehnungszustand immer deutlich über dem ebenen Spannungszustand. Zwischen diesen beiden Grenzfällen bewegt sich der Spannungsverlauf aus dem Zugversuch an einem offenporigen Messingschwamm. Das Ergebnis zeigt deutlich auf, dass bei der gewählten Probengeo-

metrie und Art der Einspannung der Effekt der Querdehnungsbehinderung nicht vernachlässigt werden darf.

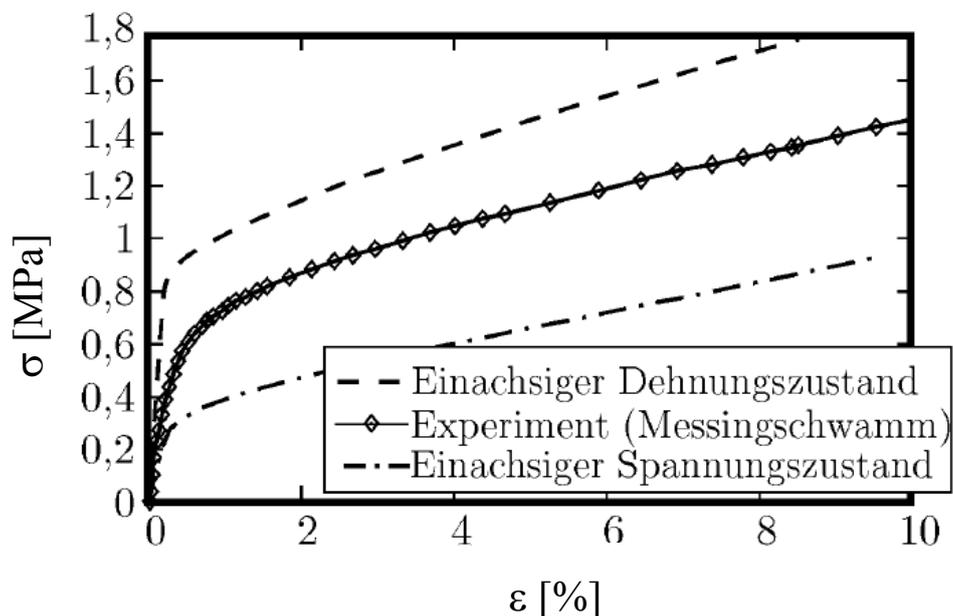


Abbildung 5.37: Vergleich des experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungsverhaltens eines Messingschwamms mit Simulationsrechnungen (aus [185])

Zur Erweiterung der Modellbetrachtung im Sinne der Berücksichtigung einspannungsbedingter Querdehnungsbehinderung wurde aufbauend auf den Ergebnissen des dargestellten Vergleichs eine Parameterstudie betrieben, in der der uniaxialen Zugbelastung negative Querdehnungen überlagert wurde. Als Folge der Querdehnungsüberlagerung bildet sich ein dreidimensionaler Spannungszustand in der Probe aus, der durch die Höhe der überlagerten Querdehnung charakterisiert ist. Abbildung 5.38 fasst die Ergebnisse der Parameterstudie zusammen. Aus der Variation der überlagerten Querdehnung ergibt sich eine sehr gute Übereinstimmung mit dem experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungsverlauf für eine Querdehnung von $\epsilon_{\text{quer}} = -4\%$. Durch eine aufgebrauchte Querdehnung von $\epsilon_{\text{quer}} = -4\%$ wird also der Einfluss der Probeneinspannungen in den Simulationsergebnissen kompensiert.

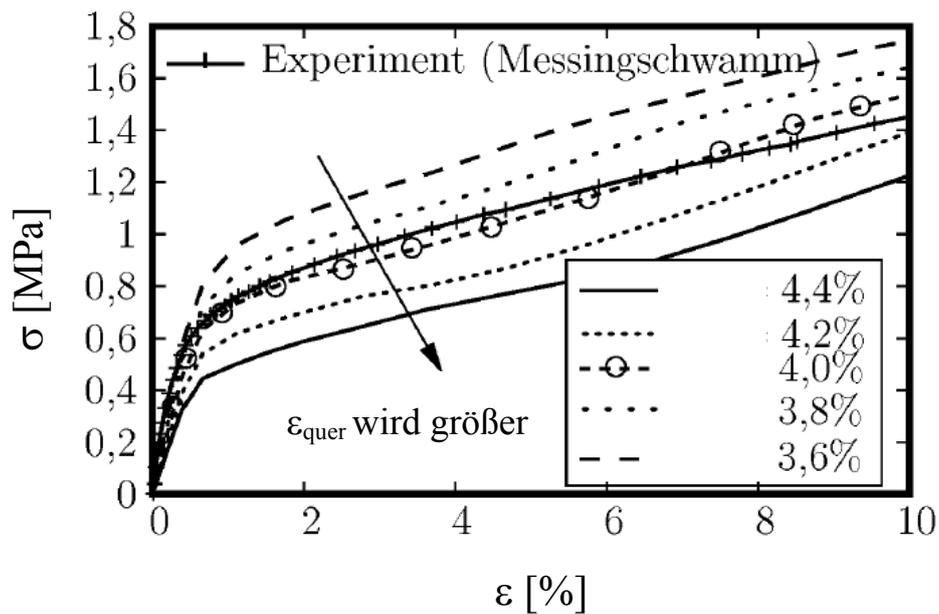


Abbildung 5.38: Sensitivität der Spannungs-Dehnungskurven gegenüber der Überlagerung einer negativen Querdehnung (aus [185])

5.3.4 Abschätzung der lokalen Dichteschwankungen in einer Probe durch den Vergleich experimenteller Ergebnisse mit der Simulationsrechnung

Wie bereits weiter oben dargelegt wurde, sind die mechanischen Kennwerte metallischer Schaumwerkstoffe in hohem Maße von der relativen Dichte abhängig. Im Druckversuch gilt die starke Abhängigkeit von der Schaumdichte nicht nur für die Plateauspannung, sondern auch die Steifigkeit der Probe ändert sich signifikant mit variierender Schaumdichte.

Auch bei global recht homogenen Schaumwerkstoffen, wie dies beim offenporigen PORMET-Aluminiumschwamm der Fall ist, liegen über der Messlänge einer Probe beachtenswerte Schwankungen der lokalen Schaumdichte vor. Aus dem Vergleich von Simulationsberechnungen für die Steifigkeit, bei denen die Schaumdichte variiert wurde, mit an verschiedenen Stellen der Probe gemessenen Spannungs-Dehnungsverläufen besteht die Möglichkeit, eine grobe Abschätzung für die in der Probe auftretende Bandbreite der lokalen Dichte zu erhalten. Zu diesem Zweck wurde eine offenporige PORMET-Probe in einer elektro-mechanischen Prüfmaschine im rein quasi-elastischen Bereich auf Druck beansprucht. Die maximale Druckspannung wurde dabei so gewählt, dass keine erkennbare Schädigung der Probe zu verzeichnen war. Wie in Abbildung 5.39 dargestellt, wurde die Dehnung an verschiedenen Stellen der Probe mit Hilfe eines optischen Dehnungsmesssystems ermittelt. Die

Messmarkierungen zur Bestimmung der lokalen Dehnung wurden dazu über der Messlänge der Probe verschoben.

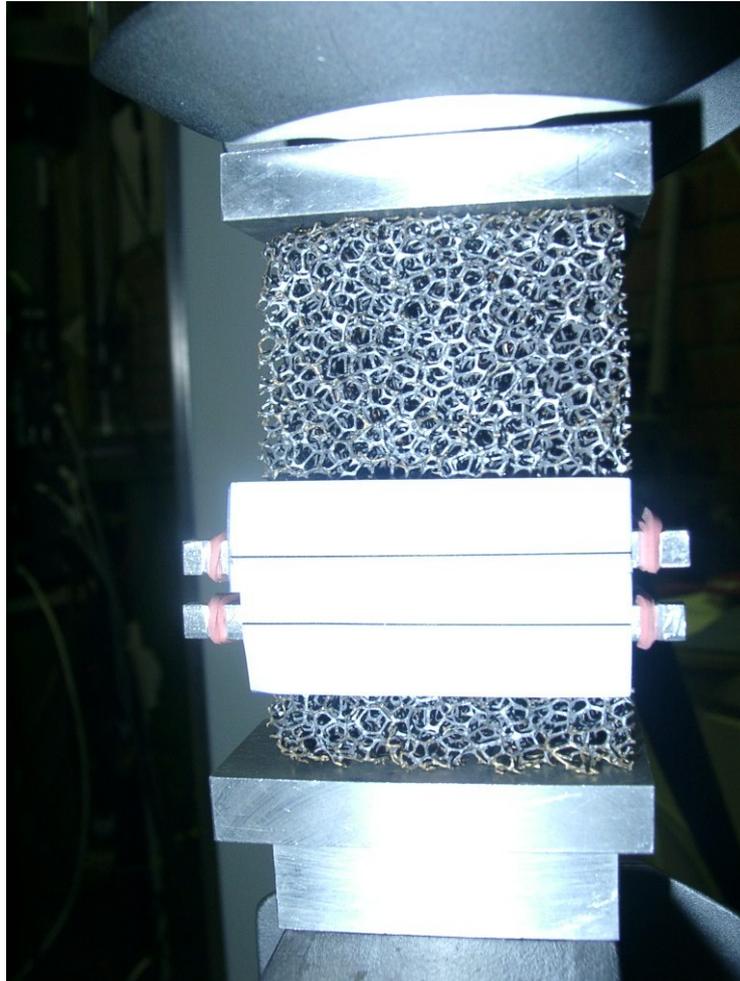


Abbildung 5.39: Lokale Dehnungsmessung an einer PORMET-Aluminiumschwammprobe

In Abbildung 5.40 sind die gemessenen Spannungs-Dehnungsverläufe an den vier Messorten I bis IV gemeinsam aufgetragen. Die Steigungen der vier Kurven unterscheiden sich erkennbar, was überwiegend durch lokale Schwankungen der Dichte ausgelöst sein dürfte.

Die simulierten Ergebnisse resultieren aus Finite-Elemente-Berechnungen, bei denen der quaderförmige Probekörper durch 20 Knoten-Volumenelemente diskretisiert wurde. Unter der Annahme, dass sich der Schwamm bei kleinen Verformungen linear-elastisch verhält, wurden die effektiven Materialeigenschaften in einem repräsentativen Volumenelement bestimmt. Die in Abbildung 5.40 eingetragenen Spannungs-Dehnungsverläufe geben die berechneten Steifigkeiten für eine Variation der Schaumdichte von $\pm 20\%$ um die gemittelte Dichte der Probe wider.

Vergleicht man die gemessenen Steifigkeiten mit den Ergebnissen der Simulationsrechnungen, so stellt man fest, dass alle gemessenen Kurven in dem durch die Grenzen von $\pm 20\%$ definierten Gebiet liegen. Der Vergleich zwischen Experiment und Simulationsrechnung deutet darauf hin, dass trotz der scheinbar guten Homogenität des PORMET-Schwamms lokale Schwankungen in der Größenordnung von $\pm 20\%$ zu berücksichtigen sind.

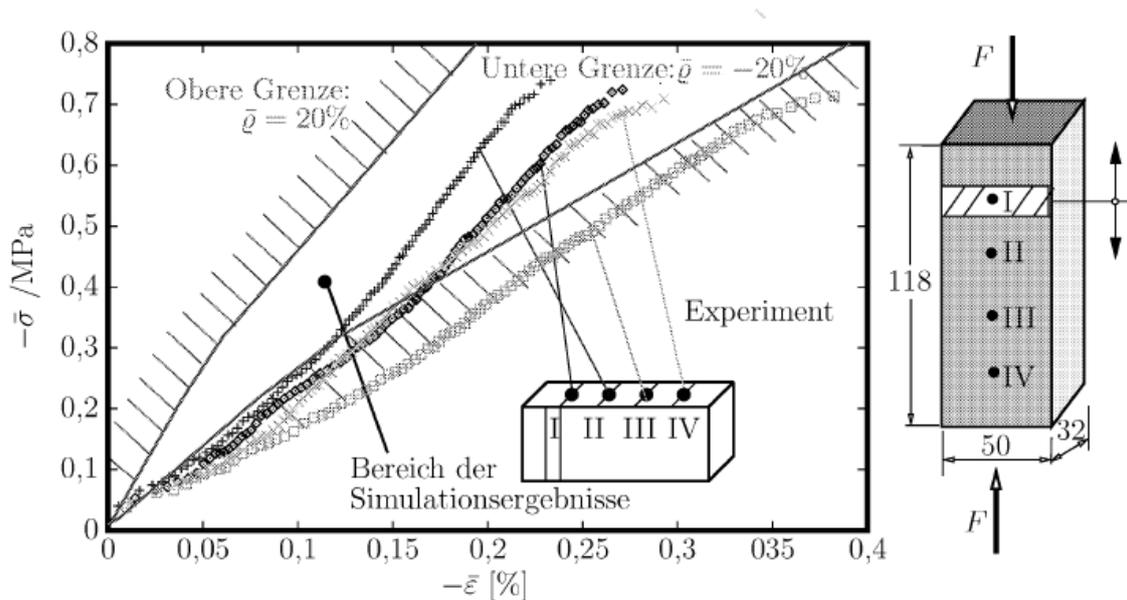


Abbildung 5.40: Vergleich der experimentell ermittelten lokalen Probensteifigkeiten mit Simulationsergebnissen für variierende Schaumdichten (aus [185])

Experimentell konnte die Variation der lokalen Dichte zum Zeitpunkt der Versuchsdurchführung an PORMET-Proben nicht nachgewiesen werden, da keine geeignete Messmethodik zur Bestimmung lokaler Dichteverteilungen verfügbar war. In einem zurzeit laufenden Kooperationsprojekt mit der Universität Portsmouth konnten jedoch hochaufgelöste computertomographische Messungen an kleinen Proben eines 45ppi-Aluminiumschwamms (AlSi7Mg, mpore) durchgeführt werden. Die Rohdaten der im Durchmesser 3mm dicken Rundproben wurden mit Hilfe von MatLab hinsichtlich der Materialverteilung in rund 500 Schnittebenen senkrecht zur Probenlängsachse ausgewertet. Aus der in Abbildung 5.41 dargestellten Häufigkeitsverteilung der lokalen Dichte lässt sich ein Häufigkeitsmaximum bei einer lokalen Dichte von etwa $\bar{\rho}=0,087$ ablesen. In gestrichelten Linien ist ein Bereich von $\pm 17\%$ um dieses Häufigkeitsmaximum markiert, innerhalb dessen sich die lokal gemessenen Dichtewerte für den 45ppi-Schwamm bewegen. Zwar ist aus diesen Messungen keine direkte Übertragung auf den PORMET-Schwamm möglich, aufgrund der Ähnlichkeit der Herstellverfahren lässt sich

aber zumindest die Plausibilität für die Abschätzung der lokalen Dichteschwankung von $\pm 20\%$ für den PORMET-Schwamm belegen.

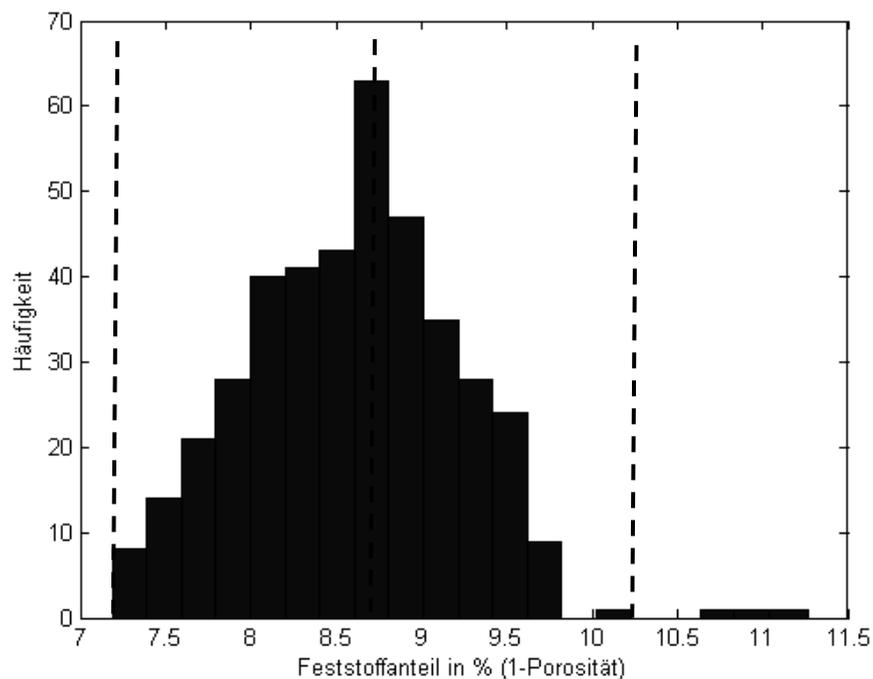


Abbildung 5.41: Dichteverteilung in einem 45-ppi Aluminiumschwamm

Auch bei ALPORAS-Aluminiumschäumen beobachteten Ramamurty et al. [204] Schwankungen in der Zellgröße, welche sie genau wie Simone et al. [113] mit Drainageeffekten während der Erstarrung erklärten. Aufbauend auf statistischen Auswertungen bestimmten sie eine Standardabweichung von rund 20% für die Zellgröße. Für die lokale Dichte ermittelten sie demgegenüber lediglich eine Standardabweichung von etwa 10% um den Nominalwert. Illerhaus et al. [58] benutzten einen hochauflösenden Computertomographen, um Dichteschwankungen in einem geschlossenporigen IFAM-Schaumbauteil darzustellen. Sie berechneten dazu für Volumenelemente von jeweils 3mm x 3mm x 3mm die mittlere lokale Dichte und setzten sie in eine Grauwertdarstellung um, bei der jede Graustufe einer bestimmten Abweichung vom Nominalwert der Dichte entspricht. Anhand des computertomographischen Abbilds einer zylindrischen Probe in Abbildung 5.42 werden die starken Dichteschwankungen und die drainagebedingten Gradierungen insbesondere im oberen Teil der Probe offenkundig. Die hellen Flecken in der Darstellung zeigen Probenbereiche mit einer Abweichung von immerhin 30% von der nominellen Dichte der Probe.

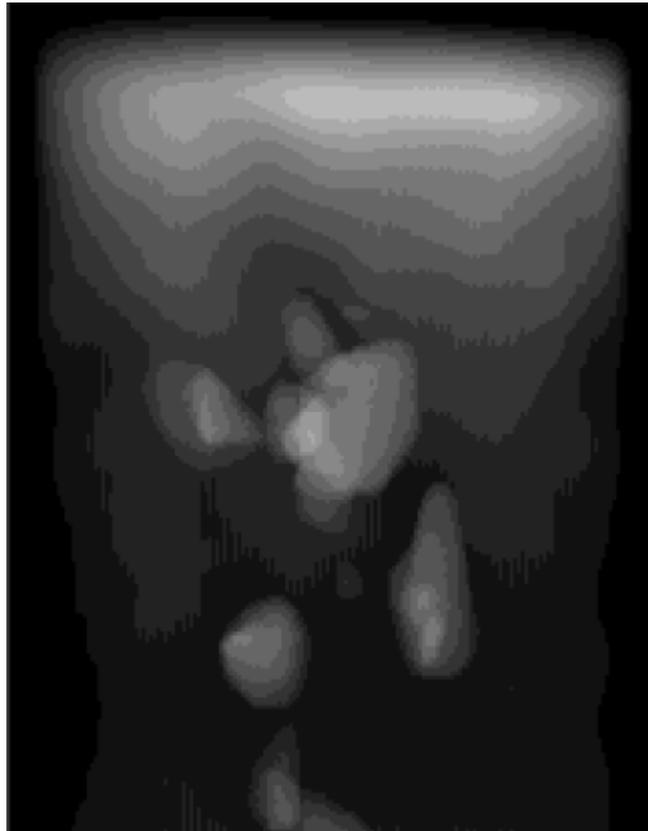


Abbildung 5.42: Grauwertdarstellung der Dichteverteilung eines zylindrischen IFAM-Schaumbauteils (aus [58])

Ähnliche Untersuchungen führten auch Degischer et al. [62] für die beiden geschlossenenporigen Aluminiumschäume ALPORAS und ALULIGHT durch. Sie fanden dabei interessante Unterschiede zwischen den beiden Werkstoffen. Der ALPORAS zeichnet sich durch eine vergleichsweise schmale Verteilung der lokalen Dichte in Abbildung 5.43 aus und das Häufigkeitsmaximum der lokalen mittleren Dichte fällt mit der nominellen Dichte der Schaumprobe zusammen. Anders verhält es sich beim ALULIGHT, wo das Häufigkeitsmaximum einen niedrigeren Wert aufweist als die nominelle Dichte es erwarten lässt. Gleichbedeutend damit fällt die Häufigkeitsverteilung zu höheren Dichtewerten asymmetrisch flach ab. Viele Volumenelemente beim ALULIGHT-Schaum übersteigen die nominelle Dichte um mehr als 33%.

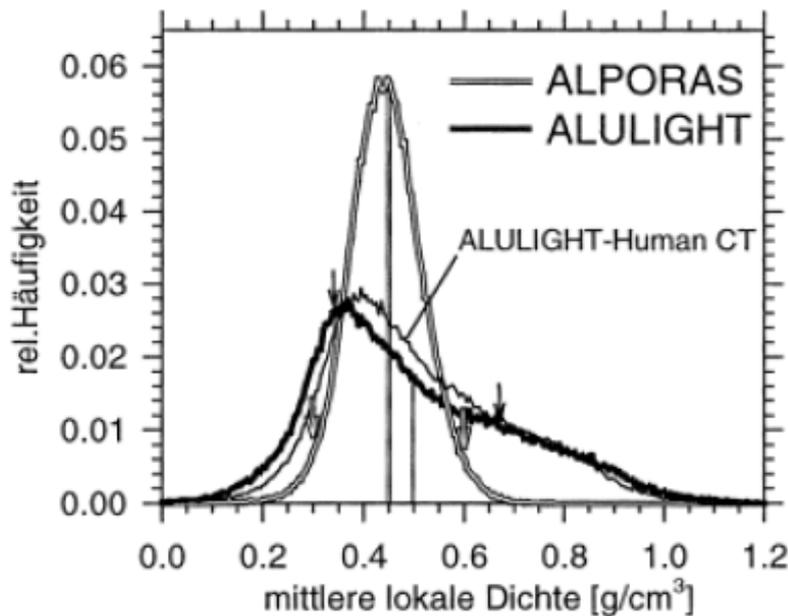


Abbildung 5.43: Häufigkeitsverteilung der lokalen Dichteverteilung in zwei Aluminiumschäumen (aus [62])

Im Anschluss an die computertomographische Bestimmung der Dichteverteilung wurden die beiden Proben von Degischer et al. [62] jeweils einem einsinnigen Druckversuch bis zu einer globalen Stauchung von $\varepsilon=5\%$ unterzogen. Nach der Durchführung der Druckversuche wurde wiederum im Computertomographen die Verteilung der lokalen Dehnungen ermittelt. Sie stellten fest, dass die höchstverformten Bereiche der ALULIGHT-Probe mit den Gebieten besonders geringer Dichte zusammenfielen. Der in der Häufigkeitsverteilung der Dichte erkennbare große Anteil mit hoher Dichte (und damit auch hoher Steifigkeit) schlägt sich auch in der Häufigkeitsverteilung der lokalen Dehnung nieder. Das in Abbildung 5.44 vorzufindende Nebenmaximum bei kleinen Dehnungen in der Häufigkeitsverteilung für den ALULIGHT ist nämlich genau als Folge der großen Zahl harter Probenbereiche zu verstehen.

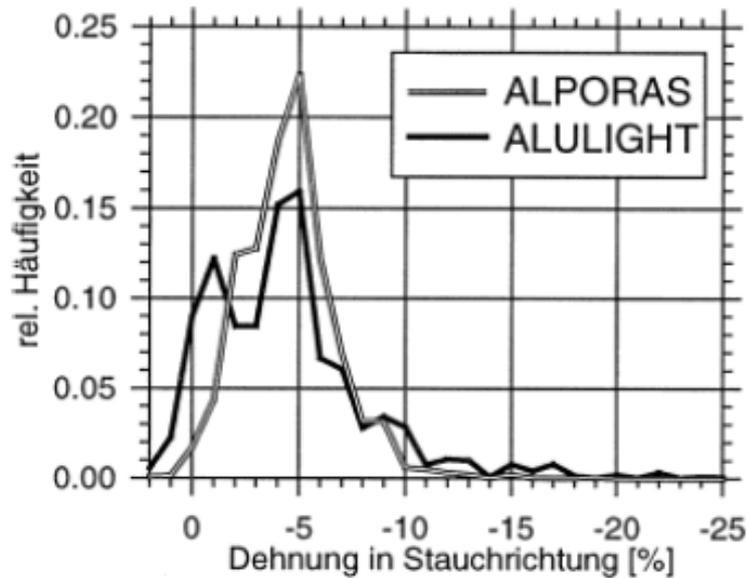


Abbildung 5.44: Häufigkeitsverteilung der lokalen Dehnung bei einer globalen Stauchung von $\varepsilon=5\%$ (aus [62])

5.4 Raumtemperaturermüdungsverhalten

5.4.1 Abhängigkeit des Verformungsverhaltens unter schwelender Druckbeanspruchung von der Homogenität der Schaumstruktur

Das Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe im einsinnigen Druckversuch wird ganz wesentlich geprägt durch Lokalisierung der Verformung in Verformungsbändern, die sich an besonders schwachen Probenbereichen orientieren. Dabei spielen Schädigungsmechanismen wie das Ausknicken von Zellstegen bzw. das Beulen von Zellwänden im Fall von geschlossenporigen Schäumen die tragenden Rollen.

Grundsätzlich behalten die für die einsinnige Druckbeanspruchung zutreffenden Mechanismen des Versagens auch unter zyklischer Beanspruchung im Druckschwellbereich ihre Gültigkeit. Der Verlauf der Schädigungsentwicklung hängt aber im zyklischen Versuch noch dezidiert von der Homogenität der Zellstruktur ab. Nicht alleine die Schaumstruktur, sondern insbesondere auch die Verformbarkeit des Basiswerkstoffs und die Geometrie der Zellstege selbst sind wichtige Faktoren, die Einfluss auf das Ausmaß der Verformungsllokalisierung nehmen.

Spannungsgeregelte Ermüdungsversuche an dem geschlossenporigen Aluminiumschaum HAL, der sich bereits in den einsinnigen Versuchen als ausgesprochen spröde und strukturell inhomogen erwiesen hatte, grenzten zuallererst einmal den Beanspruchungsbereich sinnvoller Versuchsführung erheblich ein. Im quasi-statischen Druckversuch wurde für den Werkstoff ein erstes Spannungsmaximum beim Übergang in den Plateaubereich von typischerweise zwischen $R_{p1t}=5\text{MPa}$ und $R_{p1t}=6\text{MPa}$ gefunden. Ausgehend von diesen Werten wurde für die ersten Ermüdungsversuche unter reiner Druckschwellbeanspruchung ($R=\infty$) eine Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=1,5\text{MPa}$ festgelegt. Wie der Verlauf der minimalen und maximalen Proben-Dehnung über der Zyklenzahl in Abbildung 5.45 darstellt, findet unter diesen Versuchsbedingungen über den größten Teil der Lebensdauer eine langsam fortschreitende Verkürzung der Probe statt. Dieser für das Verhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter zyklischer Beanspruchung ausgesprochen charakteristische Effekt wird als zyklisches Kriechen bezeichnet. Lediglich in den ersten Zyklen des Versuchs beobachtet man eine nennenswerte Veränderung der minimalen Dehnung, die mit der höchsten Druckspannung im Zyklus korreliert. Teilweise können regelungstechnische Probleme, die zu einem anfänglich verzögerten Erreichen der Sollwertamplitude geführt haben könnten, Ursache für dieses Einschwingverhalten sein.

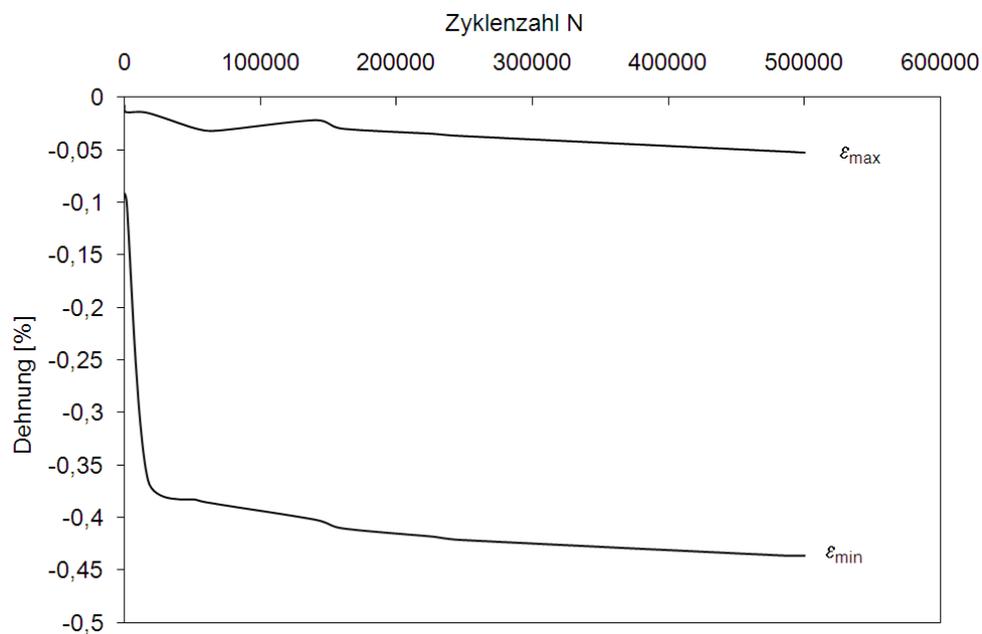


Abbildung 5.45: Zyklisches Kriechen des HAL-Aluminiumschaums bei der Druckschwellermüdung mit kleiner Beanspruchungsamplitude ($\Delta\sigma/2=1,5\text{MPa}$)

Im Verlauf des Ermüdungsversuchs konnte an keiner Stelle der Probe ein Hinweis auf eine Lokalisierung der Verformung gefunden werden. Nach einer Zyklenzahl von $N=500.000$ wurde der Versuch abgebrochen und die Probe wurde einer eingehenden lichtmikroskopischen Untersuchung hinsichtlich möglicher Anzeichen von Schädigung unterzogen. Auch hierbei konnten keine verformten Probenbereiche identifiziert werden. Man kann daher davon ausgehen, dass die maximale Druckspannung im Zyklus von $\sigma=3\text{MPa}$ nicht ausreichend hoch war, um ein Ausbeulen der Zellwände hervorzurufen.

Wie scharf der Übergang von der praktisch schädigungsfreien Beanspruchung hin zum Auftreten unmittelbaren Versagens bei dem inhomogenen HAL-Schaum ist, zeigt das Beispiel des in Abbildung 5.46 aufgetragenen Ermüdungsversuchs. In diesem Versuch wurde die Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=1,5\text{MPa}$ auf einen Wert von $\Delta\sigma/2=2\text{MPa}$ erhöht, während die Maximalspannung konstant bei $\sigma=0\text{MPa}$ gehalten wurde. Dabei kam es gleich im ersten Zyklus zum Kollabieren der Poren in einem klar abgegrenzten Probenbereich. In der Auftragung der minimalen und maximalen Dehnungen über der Zyklenzahl macht sich das Zusammenbrechen eines Verformungsbandes in Form eines Absinkens beider Kurven bemerkbar. Bereits nach dem Kollabieren des ersten Verformungsbandes ist eine technische Verwendbarkeit der Schaumprobe nicht mehr gegeben. Vielmehr kann eine solche Probe nach dem Aufbringen einiger zusätzlicher Beanspruchungszyklen in zwei Teile getrennt werden. Um das weitere Schädigungsverhalten studieren zu können, wurde der Versuch jedoch fortgesetzt. Auf den Zusammenbruch des ersten Verformungsbandes folgte in diesem Fall ein Bereich des zyklischen Kriechens, bis es bei Erreichen einer Zyklenzahl von etwa $N=80$ zum Kollabieren eines zweiten Verformungsbandes kam. Örtlich war die Entstehung des zweiten Verformungsbandes vollkommen entkoppelt von der Lage des ersten Verformungsbandes. Anders als unter einsinniger Druckbeanspruchung findet unter zyklischen Versuchsbedingungen keine Ausbreitung eines einmal entstandenen Verformungsbandes statt, sondern es können sich nacheinander mehrere unabhängige Verformungsbänder ausbilden. Im dargestellten Beispiel wiederholte sich der Prozess des zyklischen Kriechens und des anschließenden Kollabierens eines Verformungsbandes noch ein drittes Mal, bevor der Versuch bei einer Zyklenzahl von $N=900$ abgebrochen wurde. Der stufenartige Verlauf der Dehnung über der Zyklenzahl stellt insofern ein charakteristisches Merkmal für das Verformungsverhalten des untersuchten HAL-Schwamms dar.

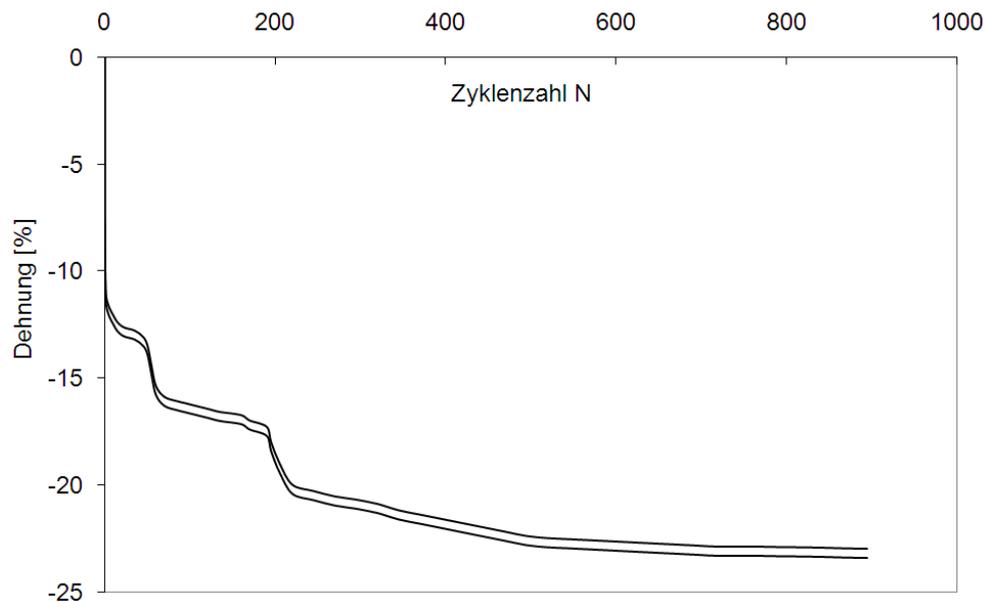


Abbildung 5.46: Schädigungsentwicklung während eines zyklischen Druckschwellversuchs an einer geschlossenzelligen HAL-Aluminiumschaumprobe

Abbildung 5.47 dokumentiert die Lage der Verformungsbänder in einer Ermüdungsprobe, die ebenfalls mit einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=2\text{MPa}$ im Druckschwellbereich getestet wurde, nach dem Zusammenbruch des zweiten Verformungsbands. Insbesondere im Bereich des ersten Verformungsbands ist die große lokale Verformung deutlich erkennbar, wohingegen in anderen Probenbereichen keine Anzeichen von Deformation vorliegen.

Mc Cullough et al. [205] untersuchten das Verformungsverhalten von ALULIGHT-Proben und kamen ebenfalls zu dem Ergebnis, dass fortschreitende Stauchung der Probe und Verformungsbandkollaps die beiden bestimmenden Vorgänge unter zyklischer Beanspruchung im Druckschwellbereich darstellen. Anders als bei dem in dieser Arbeit untersuchten HAL-Schaum konnten sie allerdings immer nur die Bildung eines einzigen Verformungsbands beobachten, welches sich bei weiterer zyklischer Beanspruchung ausbreitete. Sie differenzierten bei der Bewertung der Verformungsbandbildung zwischen Schäumen mit niedriger und hoher Dichte. Bei ALULIGHT-Schäumen mit niedriger Dichte ($\bar{\rho}=0,15$) konstatierten sie eine Verformungsbandbildung senkrecht zur Lastrichtung. Indessen stellten sie bei Proben mit höherer Dichte ($\bar{\rho}=0,35$) häufig eine um etwa 20° - 25° von der Senkrechten abweichende Ausrichtung des Verformungsbands fest. Eine schlüssige Erklärung für die Schrägstellung des Verformungsbands können Mc Cullough et al. [205] nicht liefern. Die von ihnen getesteten Proben wurden aus 9mm dünnen Platten mit massiven Schäumhäuten entnommen, woraus die Probendicke von maximal 7,5mm resultierte. Damit erfüllt die Probengeometrie bei weitem nicht

die in der DIN 50134 erhobene Forderung nach mindestens 10 vollständigen Poren über jeder Kantenlänge. Gerade beim ALULIGHT-Schaum, der bekanntermaßen eine starke Abhängigkeit der elastischen Eigenschaften von der Streckung der Zellen aufweist [36, 180], können Inhomogenitäten aufgrund der kleinen Halbzeugdimensionen für die von der Belastungsachse abweichende Ausrichtung des Verformungsbands verantwortlich sein. Die Ermüdungsversuche im Druckschwellbereich an geschlossenporigen HAL-Schäumen in der vorliegenden Arbeit wurden an Proben mit einer Querschnittsfläche von 50mm x 50mm durchgeführt, welche damit ausreichend dimensioniert waren, um den Einfluss einzelner besonders großer oder in eine Richtung gestreckter Poren möglichst gering zu halten.

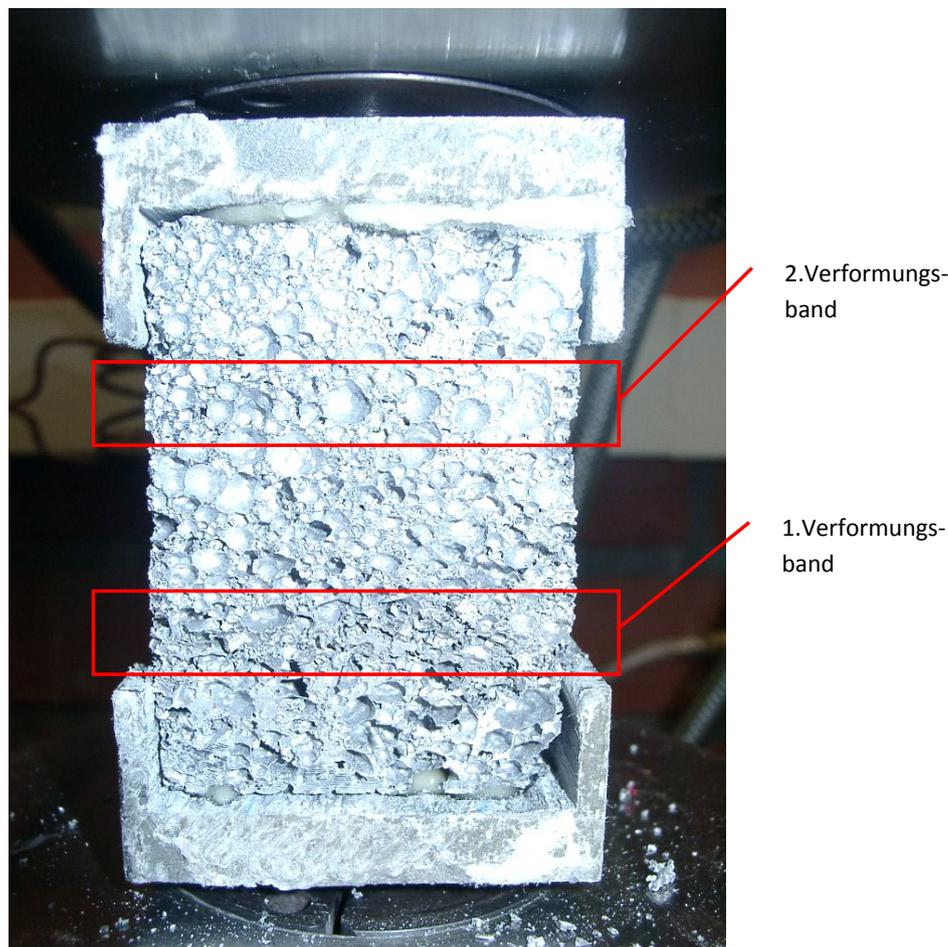


Abbildung 5.47: Bildung von Verformungsbändern bei der zyklischen Beanspruchung des HAL-Schaums

Im Vergleich zum geschlossenporigen Aluminiumschaum HAL verformt sich der offenporige Aluminiumschwamm PORMET wesentlich gleichmäßiger. In Abbildung 5.48 ist der Verlauf der mittleren Stauchung der Probe für jeden Zyklus über der Lastspielzahl aufgetragen für einen spannungsgeregelten Ermüdungsversuch im Druckschwellbereich ($R=-\infty$). Die größte

Druckspannung lag mit $\sigma_{\min} = -0,6 \text{ MPa}$ auf dem Niveau der Druckfestigkeit des Schwamms. Folglich setzte unmittelbar von Versuchsbeginn an plastische Verformung ein, die sich in einer kontinuierlichen Verkürzung der Probe manifestierte. Die Entwicklung der mittleren Dehnung über der Zyklenzahl ist für diesen Werkstoff nicht mehr durch einen treppenförmigen Verlauf gekennzeichnet, wie er für den HAL-Schwamm charakteristisch war. Zwar deuten die Veränderungen in der Steigung auf inhomogene Verformungsereignisse hin, eine ausgeprägte Lokalisierung der Verformung durch das Zusammenbrechen von Verformungsbändern konnte aber nicht beobachtet werden. Die in die Abbildung 5.48 eingefügten Bilder des Probenzustands bei verschiedenen Stauchungen belegen, dass sich in den ersten 15 Zyklen des Versuchs ein Verformungsband ausgebildet hat, welches im weiteren Verlauf der zyklischen Belastung den größten Teil der Verformung aufnimmt. Im Unterschied zum HAL-Schaum läuft dieser Prozess jedoch kontinuierlich ab, ohne dass einzelne Kollapsereignisse erkennbar wären. Nach Erreichen einer Stauchung von rund 40% tritt bei den Druckschwellversuchen an PORMET-Proben eine Abflachung der Kurve ein, die den Beginn der globalen Verdichtung definiert. Ab dieser Stauchung ist eine freie Ausbreitung des Verformungsbands nicht mehr möglich, weil die Stege benachbarter Zellen in größerem Umfang miteinander in Kontakt treten.

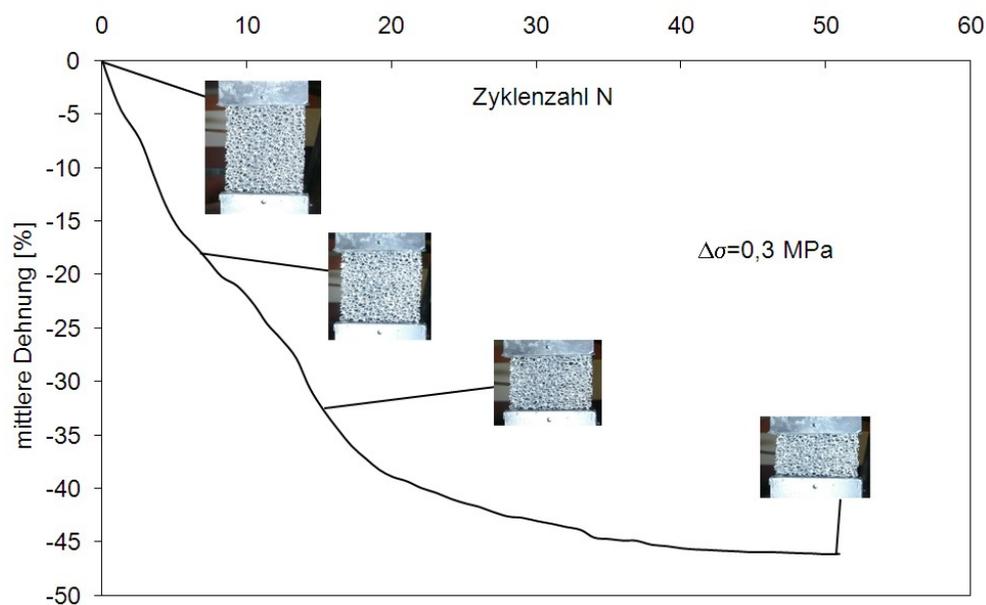


Abbildung 5.48: Schädigungsentwicklung während eines zyklischen Druckschwellversuchs an einer PORMET-Probe

Der Vergleich zwischen dem HAL-Schaum und dem PORMET-Schwamm zeigt deutliche Unterschiede im Ablauf der Verformung während der zyklischen Beanspruchung im Druck-

schwellbereich auf. Da sich die beiden verglichenen Schaumwerkstoffe sowohl ganz erheblich in ihrem strukturellen Aufbau als auch im Basiswerkstoff selber unterscheiden, können in diesem Vergleich die Beiträge der beiden Komponenten auf den Verformungsmechanismus nicht sauber getrennt betrachtet werden.

Sieht man von Unterschieden in der Oberflächenbeschaffenheit ab, so sind der PORMET-Aluminiumschwamm und der offenporige Messingschwamm strukturell nahezu identisch, da sie auf identisches Polyurethanschwamm-Vormaterial zurückgreifen. Wie bereits in den einsinnigen Versuchen gezeigt werden konnte, stellt sich der Messingschwamm allerdings weitaus verformbarer dar als der PORMET. Die Unterschiedlichkeit in der Duktilität bei identischer geometrischer Struktur erlaubt nunmehr eine unmittelbare Zuordnung des Duktilitätseinflusses auf das Verformungsverhalten unter Druckschwellerermüdungsbeanspruchung. Betrachtet man den Verlauf der minimalen und maximalen Dehnungen während eines Ermüdungsversuchs an einer offenporigen Messingschwammprobe in Abbildung 5.49, so spiegelt sich dort qualitativ das vom PORMET bekannte Verformungsverhalten wider. Der Verlauf der Kurven ist allerdings noch einmal wesentlich glatter als dies beim PORMET der Fall ist. Schwankungen in der Kurvensteigung, die auf inhomogene Verformung hindeuten, finden sich beim Messingschwamm überhaupt nicht.

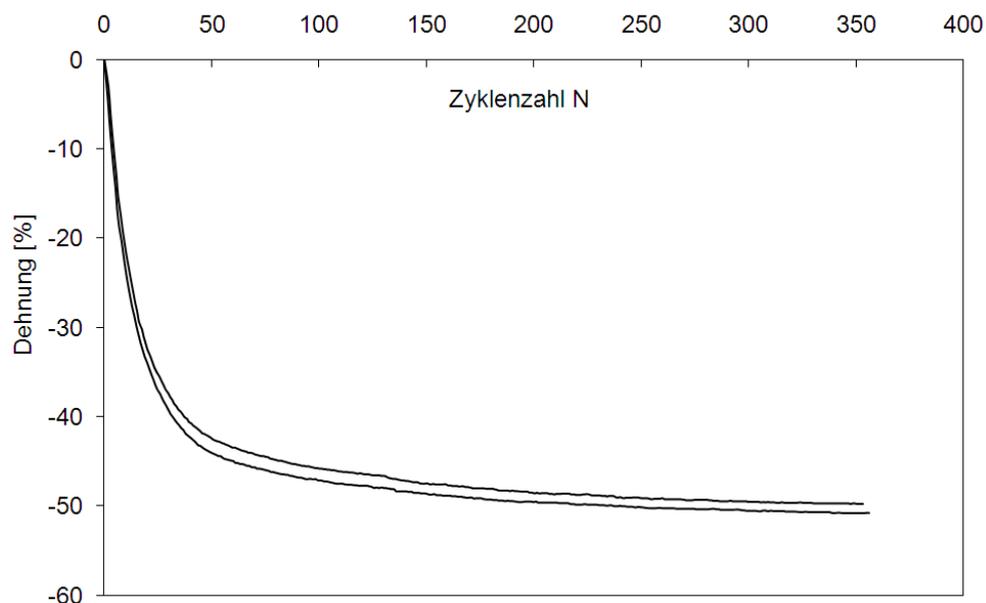


Abbildung 5.49: Druckschwellerermüdungsversuch an einem offenporigen Messingschwamm

Die Verformung verläuft beim Messingschwamm von Versuchsbeginn an sehr gleichmäßig bis zum Erreichen einer Probenstauchung von etwa 40%. Wie bei den vorher diskutierten Metallschäumen beginnt hier der Bereich der globalen Verdichtung, welcher sich durch einen

deutlich flacheren Verlauf der Dehnungsentwicklung auszeichnet. Aus der mit steigender Zyklenzahl leicht abnehmenden Dehnungsschwingbreite bei konstant gehaltener Spannungsamplitude kann darüber hinaus auf Wechselverfestigung des Werkstoffs geschlossen werden. Genauso wie in den Untersuchungen von Mc Cullough et al. [205] an ALPORAS-Schäumen bildet sich in den in dieser Arbeit betrachteten offenporigen Schäumen auch immer nur ein einziges Verformungsband aus. Beim Messingschwamm verzeichnet man zudem eine nennenswerte Verformung der Zellen außerhalb des aktiven Verformungsbands, was bei den spröderen Vertretern nur in geringerem Maße beobachtet werden kann. Dass bei ALPORAS-Schäumen chargenbedingt offensichtlich recht unterschiedliche Homogenitäten auftreten, stellten Harte et al. [126] fest, als sie ihre Messungen mit denen von Sugimura et al. [127] verglichen. Während nämlich Sugimura et al. [127] die Ausbildung eines ausgeprägten Verformungsbands berichteten, fanden sie an ALPORAS-Proben eine wesentlich homogenere Verformung vor. Unter Druckschwellbeanspruchung an einem offenporigen DUOCEL-Schwamm ermittelten Harte et al. [126] das Herausbrechen von Zellknoten als wesentlichen Versagensmechanismus, welches sich folgendermaßen erklären lässt: Unter Biegebeanspruchung der Zellstege tritt das maximale Biegemoment an den Zellknoten auf. Im zyklischen Versuch wird in diesen Stegen unmittelbar im Knotenbereich Ermüdungsrissausbreitung intiiert, wenn aufgrund der eingeschränkten Duktilität des Stegwerkstoffs plastische Verformung nicht in ausreichendem Maße möglich ist. Nachdem schließlich alle an einen Zellknoten anschließenden Stege gebrochen sind, verliert dieser die Anbindung an die Schwammstruktur. Auch der in dieser Arbeit untersuchte PORMET-Schwamm enthielt nach der zyklischen Verformung eine Vielzahl von Zellknotenelementen, die lose neben der Probe lagen. Es bildete sich eine Vielzahl von Ermüdungsrissen vornehmlich im Bereich um die Zellknoten herum, wie die rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Zellstegs in Abbildung 5.50 belegt. Beim Blick in den kleineren Riss auf der linken Bildseite fällt der ausgesprochen glatte Verlauf des Risses auf. Da Spaltbrüche in kubisch flächenzentrierten Werkstoffen, wie den Aluminiumlegierungen, normalerweise nicht auftreten [144], kann in diesem Fall vermutet werden, dass es sich um einen Trennbruch durch eine Ausscheidungsphase handelt. Hier spielt die beim PORMET vorherrschende Mikrostruktur mit plattenförmigen Ausscheidungen eine Rolle, entlang derer sich ein Ermüdungsriss mit geringem Energieaufwand leicht ausbreiten kann. Insofern beeinflusst die ungünstige Mikrostruktur des Gussgefüges an dieser Stelle ganz massiv das Verformungsverhalten des Schaumwerkstoffs. Beim Messingschwamm ist das Verformungsvermögen der Stege deutlich größer, wodurch Bruchereignisse während der zyklischen Verformung wesentlich seltener auftreten. Die Separation von Zellknoten durch

Rissausbreitung in den Stegen, wie sie von Harte et al. [126] beschrieben wird, trifft man im Fall des Messingschwamms deshalb nur sehr vereinzelt an.

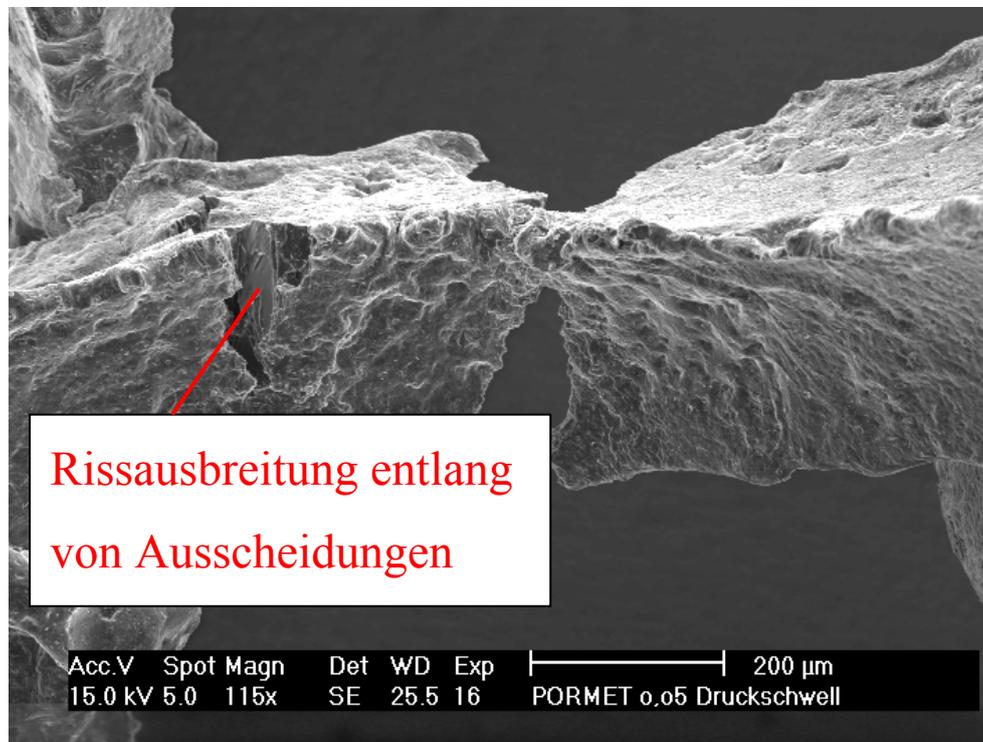


Abbildung 5.50: Ermüdungsrisse in einer PORMET-Probe unter zyklischer Druckschwellbeanspruchung

Zusammenfassend kann man für alle untersuchten Schaumwerkstoffe festhalten, dass sie eine ausgeprägte Abhängigkeit der Lebensdauer von der Beanspruchungshöhe aufweisen. Im zyklischen Druckschwellversuch von geschlossenporigen HAL-Schäumen ist diese sogar so stark ausgeprägt, dass zwischen einem Versuch mit praktisch unendlicher Lebensdauer und einem Versuch, bei dem es schon im ersten Beanspruchungszyklus zum Kollabieren eines Verformungsbands kommt, nur eine Veränderung der Beanspruchungsamplitude von 0,5MPa liegt. Schädigungsbestimmende Wirkung übt verständlicherweise die maximale Druckspannung aus, indem irreversible Verformungsprozesse ausgelöst werden. In besonders schwachen Querschnitten kollabieren bei ausreichend hoher Druckspannung innerhalb eines einzigen Zyklus zusammenhängende Bereiche von Zellen in Folge des Ausknickens von Stegen. Weiterhin wird der Mechanismus der Verformung aber auch von zyklischer Biegeverformung der Zellstege an den Knotenpunkten getragen, wodurch eine gerichtete plastische Verformung ausgelöst wird.

Vom besonders spröden und inhomogenen HAL-Schaum hin zum duktilen Messingschwamm verändert sich das Schädigungsverhalten während der Ermüdungsbeanspruchung dahingehend, dass der treppenstufenartige Verlauf der Verformung mit zunehmender Duktilität verlorenght und einem gleichmäßigeren Verlauf weicht. Diese Entwicklung betätigen auch Lehmus et al. [206] an geschlossenporigen IFAM-Schäumen aus der Legierung AlMg1SiCu, welche sie in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen untersuchten. Auch bei ihnen konzentrierte sich im spröden Wärmebehandlungszustand die Verformung auf Verformungsbänder, in denen die Schädigung weniger durch Deformation als durch Bruch von Stegen bestimmt war. Damit verknüpft ergab sich ebenfalls ein treppenstufenartiger Verlauf der Dehnung. Mit zunehmender Duktilität wechselte der Mechanismus zu mehr Zelldeformation, die zudem noch gleichmäßiger erfolgte. Zhou et al. [207] stellten für einen offenporigen Duocel-Schwamm ebenfalls einen Wechsel des Schädigungsmechanismus in Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand fest. Im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand führte der Kollaps eines Verformungsbands regelrecht zu einer „Pulverisierung“ der Probe, indem die Zellen in viele kleine Bruchstücke zerbarsten. Demgegenüber zeichnete sich der lösungsgeglühte Gefügestand durch deutlich mehr Deformation der Zellen aus.

5.4.2 Verformungsverhalten unter schwellender Zugbeanspruchung

Der Vergleich zwischen dem einsinnigen Verformungsverhalten im Druck und im Zug konnte bereits die hohe Sensibilität metallischer Schaumwerkstoffe gegenüber Zugbeanspruchung dokumentieren, welche sich in einem überwiegend spröden Bruchverhalten auf der makroskopischen Ebene äußert. Die eher spröden Vertreter der Metallschäume versagen im einsinnigen Zug schon bei Gesamtdehnungen von ungefähr $\varepsilon=1\%$, so dass auch unter zyklischen Beanspruchungsbedingungen nur geringe Zugverformungen erwartet wurden.

Ein spannungsgeregelter Ermüdungsversuch an geschlossenporigem Aluminiumschaum HAL führte bei einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=1,5\text{MPa}$ dementsprechend erwartungsgemäß auch schon nach $N=8$ Beanspruchungszyklen zum Versagen. Die Maximalspannung von $\sigma_{\max}=3\text{MPa}$ bewegte sich in diesem Fall allerdings auch in der Größenordnung der Versagensspannung aus dem einsinnigen Zugversuch. Genau wie schon unter Druckschwellbeanspruchung ist auch im Zugschwellversuch die Abhängigkeit der Lebensdauer von der Beanspruchungsamplitude extrem stark ausgeprägt. Auf die Reduktion der Beanspruchungsamplitude auf $\Delta\sigma/2=0,75\text{MPa}$ reagierte der Werkstoff mit einer Lebensdauer, die oberhalb

des LCF-Bereichs angesiedelt war. Nach einer Zyklenzahl von $N=177960$ wurde der Versuch aus Zeitgründen ohne Bruch abgebrochen. Anhand der in Abbildung 5.51 aufgetragenen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für diesen Versuch lässt sich ablesen, dass über den gesamten Versuchszeitraum praktisch keine Veränderung im mechanischen Verhalten aufgetreten ist. Anfänglich kommt eine schwache Wechselverfestigung zum Tragen, die wahrscheinlich durch die Zunahme der Versetzungsdichte in den Zellstegen hervorgerufen wird. Danach beobachtet man lediglich eine leichte Verschiebung der elastischen Geraden in Richtung einer Zugmitteldehnung, die auf dem Effekt des zyklischen Kriechens unter einer aufgeprägten Zugmittelspannung beruht. Die Geschwindigkeit des zyklischen Kriechens ist zu Beginn des Versuchs höher, weil in diesem Stadium die Streckung der Zellgeometrie in die Richtung der Zugspannung erfolgt. Später verringert sich die zyklische Kriechrate zunehmend, wenn keine weitere Zellstreckung mehr möglich ist. Die Steifigkeit der Probe bleibt über den gesamten Versuch gleich, was eine Schädigung des Materials ausschließt.

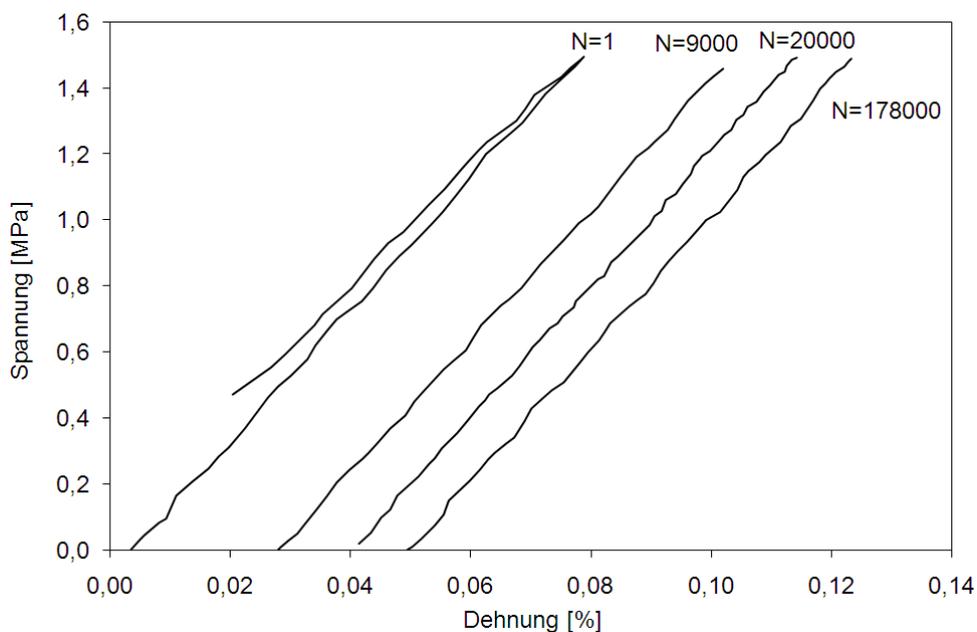


Abbildung 5.51: Zugschwellermüdung des geschlossenenporigen HAL-Schaums

Im Gegensatz dazu kann beim offenporigen PORMET-Aluminiumschwamm eine erkennbare Entwicklung von Schädigung verzeichnet werden. In der Auftragung der elastischen Hysteresen in Abbildung 5.52 äußert sich die Schädigung in Form einer fortschreitenden Verringerung der Probensteifigkeit. Dass die schädigungsbedingte Reduktion der Steifigkeit vor allem in einem späten Stadium des Ermüdungsversuchs wirksam wird, wird besonders deutlich in der Auftragung der maximalen bzw. minimalen Dehnungen in der Abbildung 5.53.

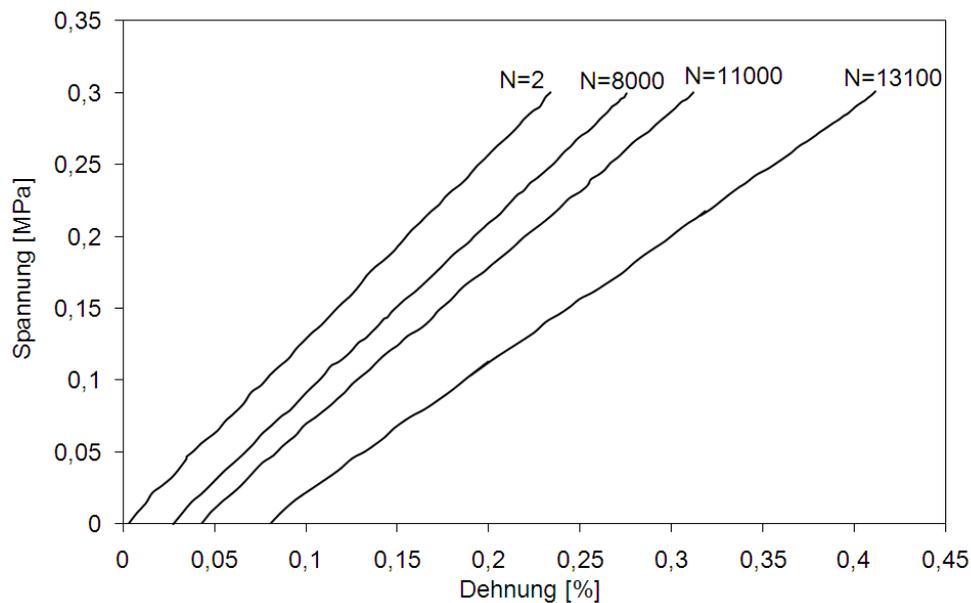


Abbildung 5.52: Steifigkeitsverlust im Zugschwellversuch an PORMET-Aluminiumschwamm

Zu Beginn des spannungsgeregelten Ermüdungsversuchs mit $\Delta\sigma/2=0,15\text{MPa}$ tritt im Wesentlichen lediglich eine leichte Probenverlängerung auf, wie sie aus den Zugschwellversuchen am HAL-Schaum bekannt ist. Nach einigen 1000 Beanspruchungszyklen entwickelt sich dann aber eine messbare Verringerung der Probensteifigkeit, die eine deutliche Erhöhung der maximalen Dehnung im Zyklus zur Folge hat. Lichtmikroskopische Untersuchungen beweisen, dass in der ermüdeten Probe eine große Zahl von Zellstegen gebrochen ist. Unter Zugbeanspruchung tragen die gebrochenen Zellstege nicht mehr zur Probensteifigkeit bei, wodurch sich die abnehmende Probensteifigkeit mit steigender Anzahl gebrochener Stege erklärt. Im Gegensatz zum geschlossenporigen HAL-Schaum nimmt also im PORMET-Schwamm das Stadium der Ermüdungsrissausbreitung einen großen Anteil an der gesamten Lebensdauer ein.

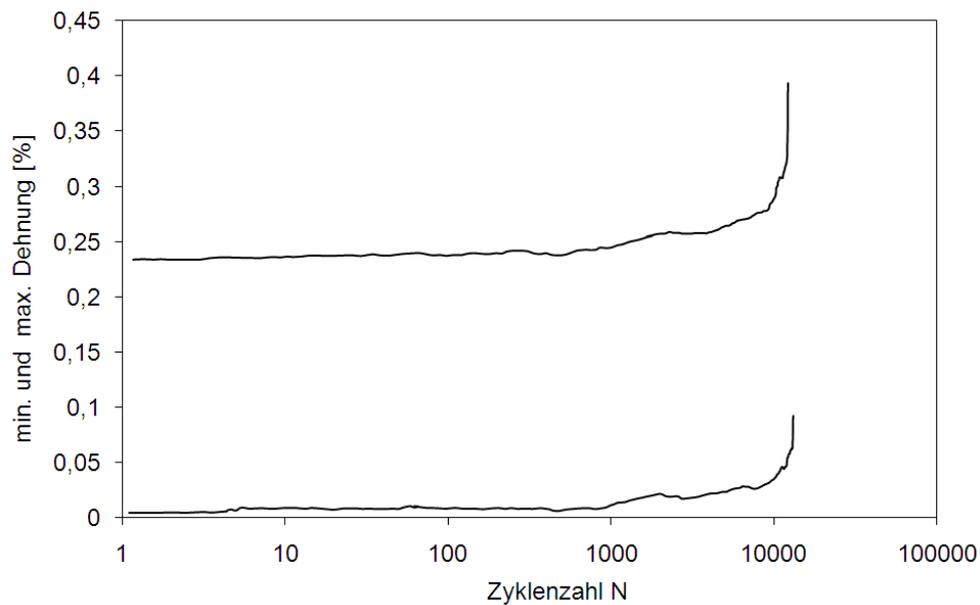


Abbildung 5.53: Wechselverformungskurve eines Zugschwellversuchs an PORMET

Wie groß der Anteil gebrochener Zellstege im Ermüdungsversuch ist und wie komplex offensichtlich der Spannungszustand in einer Schwammzelle sein kann, zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme einer Zelle in Abbildung 5.54. In der abgebildeten Zelle sind sämtliche Stege trotz sehr unterschiedlicher Stegorientierungen gebrochen, obwohl die äußere Spannung rein einachsig aufgebracht wurde.

Es fällt bei der Betrachtung der Zellgeometrie weiterhin auf, dass keine größeren plastischen Deformationen erkennbar sind. Alleine aus dem Fehlen makroskopischer Verformungsmerkmale im Bereich der Bruchstellen lässt sich bereits die Vermutung ableiten, dass es sich um ein Versagen der Stege infolge Ermüdungsrissausbreitung handelt. Fraktographische Untersuchungen der Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop belegen die Vermutung hinsichtlich Ermüdungsrissausbreitung durch die Existenz von Schwingstreifen, wie sie in Abbildung 5.55 zu erkennen sind.



Abbildung 5.54: Ermüdungsbrüche der Zellstege eines PORMET-Schwamms unter Zugschwellbeanspruchung

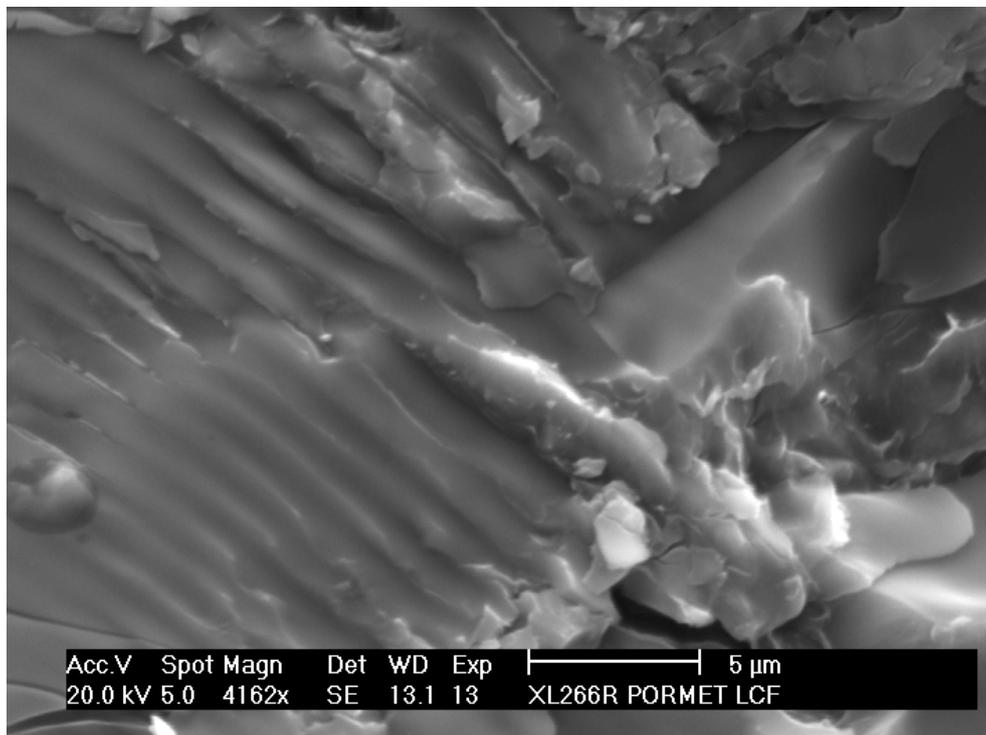


Abbildung 5.55: Schwingstreifen auf der Bruchfläche eines PORMET-Schwamms

Bedingt durch die wesentlich höhere Duktilität lässt sich der offenporige Messingschwamm auch im Zugschwell-Ermüdungsversuch bis in den plastischen Bereich verformen. In Abbildung 5.56 sind die ersten Hysteresen eines Ermüdungsversuchs im Zugschwellbereich mit einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=0,5\text{MPa}$ an einem offenporigen Messingschwamm dargestellt. Im Vergleich zu den beiden zellularen Al-Werkstoffen (HAL und PORMET) fällt sofort die große plastische Öffnung der Hysteresen auf, welche die erheblich höhere Duktilität des Messingschwamms widerspiegelt. Ferner tritt der Mechanismus des zyklischen Kriechens bei dem Messingschwamm wesentlich ausgeprägter auf und führt im dargestellten Fall zu einer Zunahme der Mitteldehnung um etwa 0,8% innerhalb von nur 10 Belastungszyklen. Das Ausmaß der Kriechverformung zu Beginn des Versuchs ist so groß, dass sich keine geschlossenen Hysteresekurven ausbilden können. Vielmehr ergibt sich in jedem einzelnen Zyklus nach der Entlastung eine erkennbare Verschiebung des unteren Lastumkehrpunktes in Richtung einer fortschreitenden Zugmitteldehnung.

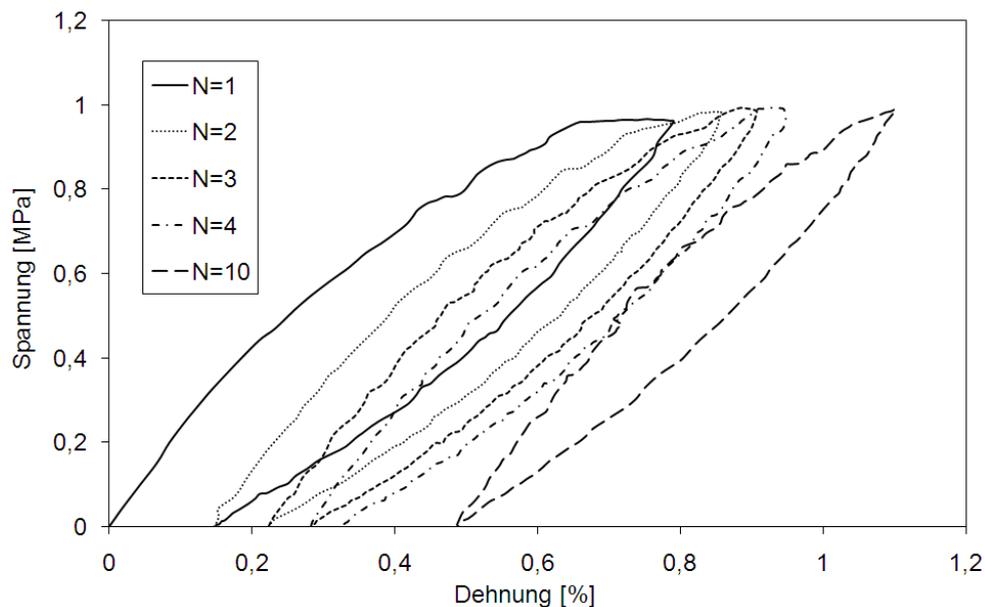


Abbildung 5.56: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen eines Zugschwellermüdungsversuchs an einem offenporigen Messingschwamm

Mit zunehmender Streckung der Schwammzellen reduziert sich die anfänglich hohe zyklische Kriechrate genau wie beim PORMET-Schwamm, weil die weitere Verformbarkeit der Zellen geometriebedingt eingeschränkt wird. In der Wechselverformungskurve in Abbildung 5.57 erkennt man daher einen deutlichen Knick nach Erreichen einer Zyklenzahl von etwa $N=25$. Im weiteren Verlauf des Ermüdungsversuchs setzte sich der Prozess des zyklischen Kriechens zwar fort, die Kriechrate liegt aber auf einem erheblich niedrigeren Niveau. Nach dem im

ersten Teil des Ermüdungsversuchs die Streckung der Zellen auf der Basis von Fließgelenk-ausbildung den Mechanismus des zyklischen Kriechens dominiert hat, tritt im zweiten Teil die axiale Dehnung der Zellstege immer mehr in den Vordergrund.

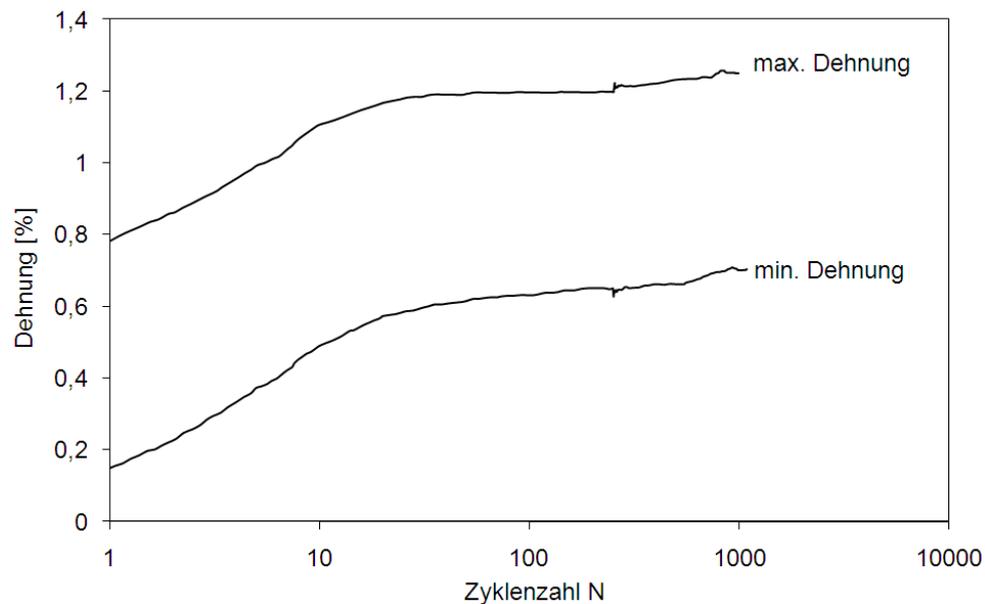


Abbildung 5.57: Wechselverformungskurve eines Zugschwellerermüdungsversuchs mit einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=0,5\text{MPa}$ an einer Messingschwammprobe

Vergleicht man die Ergebnisse der durchgeführten Zugschwellerermüdungsversuche mit den Untersuchungen von Harte et al. [126] an Duocel-Schwämmen sowie an ALPORAS-Schäumen, so findet man eine Übereinstimmung in den wesentlichen Schlussfolgerungen. Aufgrund vergleichender Untersuchungen im Zugschwellbereich und im Druckschwellbereich stellten Harte et al. [126] für beide Werkstoffe eine gegenüber vergleichbaren Vollmaterialwerkstoffen deutlich ausgeprägtere Sensitivität gegenüber Zugspannungen heraus, die sich insbesondere in einer niedrigeren Dauerfestigkeit im Zugschwellbereich manifestierte. Im Zeitfestigkeitsbereich ermittelten sie hingegen für Beanspruchungsbedingungen, bei denen die maximalen Zugspannungen weit unterhalb der Zugfestigkeit lagen, nur geringe Unterschiede zwischen Zugschwellbelastung und Druckschwellbelastung. Erst wenn die Höhe der maximalen Zugspannungen sich der Zugfestigkeit annähert, gewinnt die Sensitivität gegenüber Zugspannungen wieder deutlich an Relevanz. Auch hinsichtlich der Dominanz des zyklischen Kriechens unter Zugschwellbeanspruchung decken sich die Ergebnisse weitestgehend. Harte et al. [126] legten den Schwerpunkt ihrer Arbeiten auf den HCF-Bereich bzw. den Be-

reich der Dauerfestigkeit, wo sie eine konstante zyklische Kriechrate über den gesamten Versuch ermittelten. Zumindest der von ihnen untersuchte ALPORAS-Schaum weist allerdings bei hohen maximalen Zugspannungen ($\sigma_{\max}/\sigma_{pl}=0,92$) ebenfalls einen Anfangsbereich mit besonders hoher zyklischer Kriechrate auf, welche sich im weiteren Verlauf des Ermüdungsversuchs verringert.

Die Entwicklung der zyklischen Kriechrate bei dem im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten offenenporigen m-pore-Schwamm auf der Basis der Aluminiumlegierung AlSi7Mg verhält sich bei mittleren Werten von z.B. $\sigma_{\max}/\sigma_{pl}=0,8$ etwas abweichend von dem bisher beschriebenen Verhalten. Wie Guillen [208] zeigen konnte, fand bis zu einer Zyklenzahl von etwa $N=2000$ zunächst eine langsame zyklische Kriechverformung statt, welche sich anschließend beschleunigte (vergleiche Abbildung 5.58). Gleichzeitig mit der Beschleunigung der Kriechrate beobachtete man eine Wechselentfestigung der Probe und eine leichte Verringerung der Probensteifigkeit, bis es zum Bruch bei $N_B=4345$ Zyklen kam. Im Vergleich zu dem PORMET-Aluminiumschwamm fiel der Steifigkeitsverlust infolge des Bruchs von Zellstegen bei diesem Werkstoff allerdings etwas moderater aus.

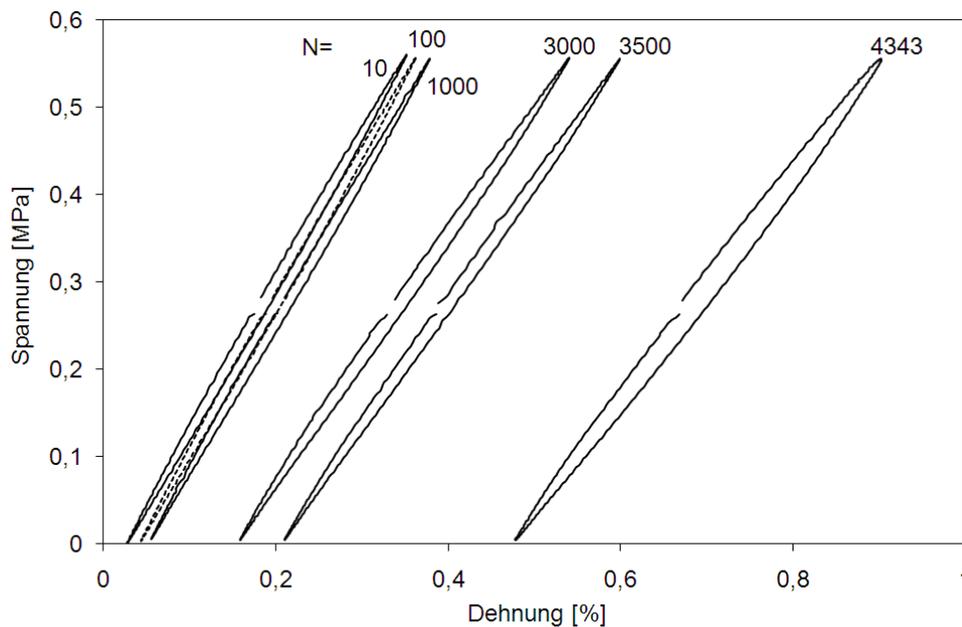


Abbildung 5.58: Zugschwermüdungsversuch an einem m-pore-Schwamm mit einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2=0,28\text{MPa}$

5.4.3 Mechanisches Verhalten im Ermüdungsversuch mit symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung

In spannungsgeregelten Ermüdungsversuchen mit symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung ($R=-1$) fällt der Ermüdungsrissausbreitung als Schädigungsmechanismus ebenfalls eine bedeutende Rolle zu. Zu Beginn der Ermüdungsversuche herrscht wie bereits bei der Zugschwellermüdung der Mechanismus des zyklischen Kriechens mit einer Ausrichtung der Zellwände bzw. der Zellstege in Zugspannungsrichtung vor. Im weiteren Verlauf des Ermüdungsversuchs tritt dieser Mechanismus allerdings in den Hintergrund und das Schädigungsverhalten wird zunehmend durch Ermüdungsrissausbreitung bestimmt. Ausgangspunkte für die Bildung von Ermüdungsrissen sind häufig die weiter oben erwähnten Inhomogenitäten in der Oberfläche der Zellwände bzw. Zellstege, die durch Kerbwirkung eine Spannungskonzentration hervorrufen. Unter schwingender Beanspruchung erfahren die Zellwände bzw. Zellstege der an einen rissbehafteten Probenbereich angrenzenden Zellen eine erhöhte Beanspruchung, so dass auch diese schließlich durch Ermüdungsrissausbreitung brechen. Durch wiederholte Abfolge dieses Mechanismus breitet sich der makroskopische Ermüdungsriss schrittweise um je eine Zellgröße aus.

In der Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen in Abbildung 5.59 erkennt man den Ermüdungsrissfortschritt in einer deutlichen Verringerung der Probensteifigkeit im Zugbereich. Für den geschlossenenporigen HAL-Schaum, der nur eine geringe plastische Öffnung der Hysteresen aufweist, resultiert die Ermüdungsrissausbreitung in einem charakteristischen Knick in der Hysterese im Bereich des Kraftnulldurchgangs (s. Abbildung 5.59). Da die Zellwände des HAL-Schaums sich nicht plastisch verformen, ändert sich hier die Steifigkeit der Probe sprunghaft mit Auftreten des Riss-schließens. Unter Druckbeanspruchung treten die durch Ermüdungsrissausbreitung gebrochenen Zellwände wieder in Kontakt, wodurch nur eine geringe Veränderung der Probensteifigkeit im Druck auftritt. Die Lage des unteren Lastumkehrpunkts verschiebt sich daher nur unwesentlich.

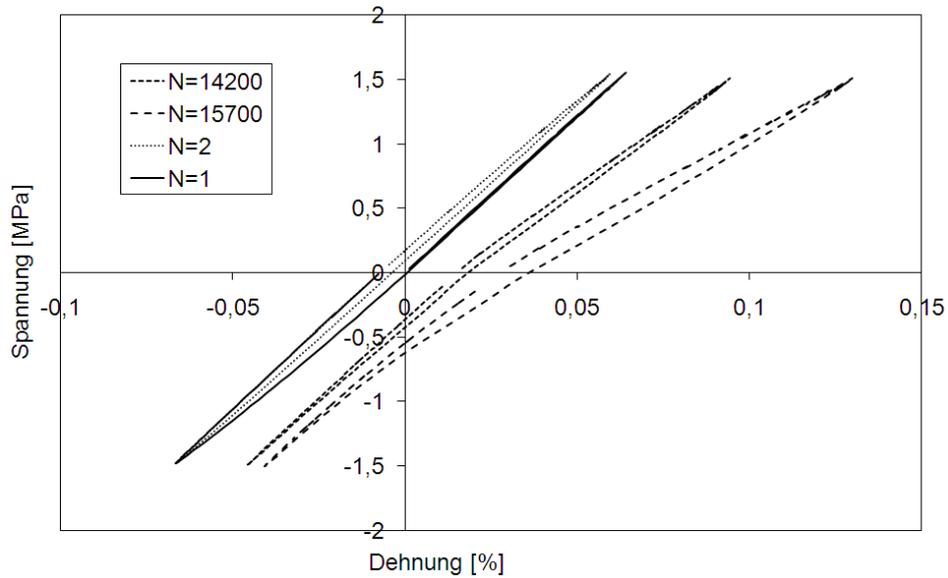


Abbildung 5.59: Entwicklung der Hysterese einer HAL-Schaumprobe unter symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung

Die Hysterese des offenporigen m-pore-Aluminiumschwamms, der hier beispielhaft für die untersuchten offenporigen Schwammwerkstoffe steht, öffnen sich in Abbildung 5.60 mit steigender Ermüdungsrisslänge durch die Bildung von plastischen Gelenken an den Zellknoten. Die gebrochenen Stege des offenporigen Schwamms treten aufgrund ihrer plastischen Verformung erst nach und nach wieder in Kontakt, wodurch die Steifigkeitsänderung fließend abläuft.

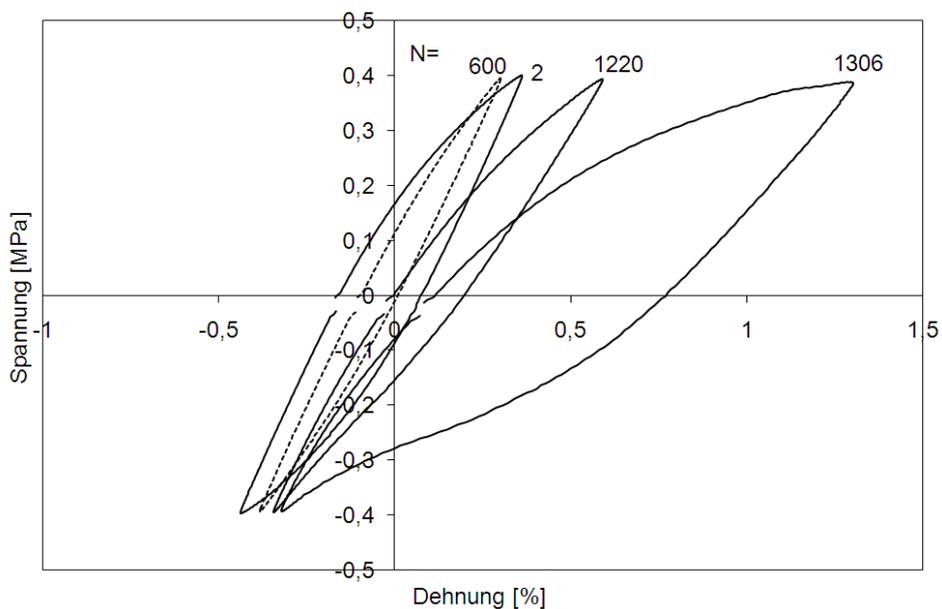


Abbildung 5.60: Entwicklung der Hysterese einer m-pore-Schwammprobe unter symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung

Der Ermüdungsversuch mit einer Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma=0,8\text{MPa}$ macht deutlich, wie unterschiedlich die Dehnungsentwicklung im Zug und im Druck abläuft. Während sich der untere Lastumkehrpunkt lediglich um einen Betrag von ca. 0,1% verschiebt, wächst die maximale Dehnung im Zughalbzyklus von anfänglich 0,35% während des Ermüdungsversuchs auf einen Wert von etwa 1,3% an. In den ersten Zyklen des Ermüdungsversuchs erfährt der m-pore-Schwamm unter den angegebenen Beanspruchungsbedingungen eine Wechselverfestigung, die wahrscheinlich auf der Zunahme der Versetzungsdichte in den stark plastisch verformten Fließgelenken im Bereich der Zellknoten beruht. In der zweiten Phase des Ermüdungsversuchs bestimmt ab einer Zyklenzahl von etwa $N=600$ zunehmend Rissausbreitung die Veränderung des Spannungs-Dehnungsverlaufs. Die Steifigkeit der Probe bei der elastischen Entlastung aus dem Zug reduziert sich dabei ausgehend von $E=125\text{MPa}$ bei einer Zyklenzahl von $N=600$ auf $E=75\text{MPa}$ unmittelbar vor Eintreten des Probenbruchs bei $N=1306$. Im gleichen Zeitraum, in dem die Steifigkeit im Zughalbzyklus auf 60% des ursprünglichen Wertes absinkt, bleibt die Steifigkeit von $E=125\text{MPa}$ bei der Entlastung von der maximalen Druckspannung nahezu vollständig erhalten.

Führt man Ermüdungsversuche in Dehnungsregelung durch, so bilden diese qualitativ die gleichen Mechanismen der Schädigung ab. Die gute Verformbarkeit des Messingschwamms ermöglichte die Durchführung eines symmetrischen Zug-Druck-Ermüdungsversuchs mit einer Dehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon/2=2\%$, dessen Wechselverformungskurve in Abbildung 5.61 dargestellt ist. Bei diesem Versuch erstreckte sich die Wechselverfestigung im Bereich des transienten Verhaltens auf einige wenige Beanspruchungszyklen und wurde von einem ausgedehnten Bereich der zyklischen Sättigung gefolgt, in dem die Spannungsantwort sich nur unwesentlich veränderte. Die letzten 100 Zyklen vor dem Probenbruch bei $N_B=260$ weisen schließlich eine ausgeprägte Wechselentfestigung auf, welche auch in diesem Fall wieder mit der zunehmenden Anzahl gebrochener Zellstege im Zusammenhang steht.



Abbildung 5.61: Wechselverformungskurve eines dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchs mit $R=-1$ an einer Messingschwammprobe

Wie stark sich im Verlauf des Ermüdungsversuchs die Form der Hysteresekurve verändert, zeigt Abbildung 5.62 beispielhaft für den oben beschriebenen Versuch. Nicht nur die Lastumkehrpunkte verschieben sich infolge der Wechselentfestigung hin zu niedrigeren Spannungswerten. Vielmehr stellt sich in der letzten Phase des Ermüdungsversuchs eine starke Asymmetrie der Verformung im Zug und im Druck ein. Dabei bildet sich ein für das Wechselverformungsverhalten von offenporigen, duktilen Metallschwämmen charakteristischer Knick im Spannungs-Dehnungsverlauf aus (Pfeilmarkierung in Abbildung 5.62), den Ingraham et al. [209] in aktuellen Arbeiten auch an geschlossenenporigen ALPORAS-Proben gefunden haben. Im Gegensatz zu dem in dieser Arbeit untersuchten HAL-Schaum verfügt der ALPORAS nämlich über ausreichend gute Duktilität, die plastische Verformung der rissbehafteten Probenbereiche zulässt. Der Zeitpunkt, an dem die verformten Zellwände hinter der Risspitze in Kontakt treten, und ab dem folglich Riss-schließeffekte Berücksichtigung finden müssen, verschiebt sich dadurch signifikant in den Druckbereich.

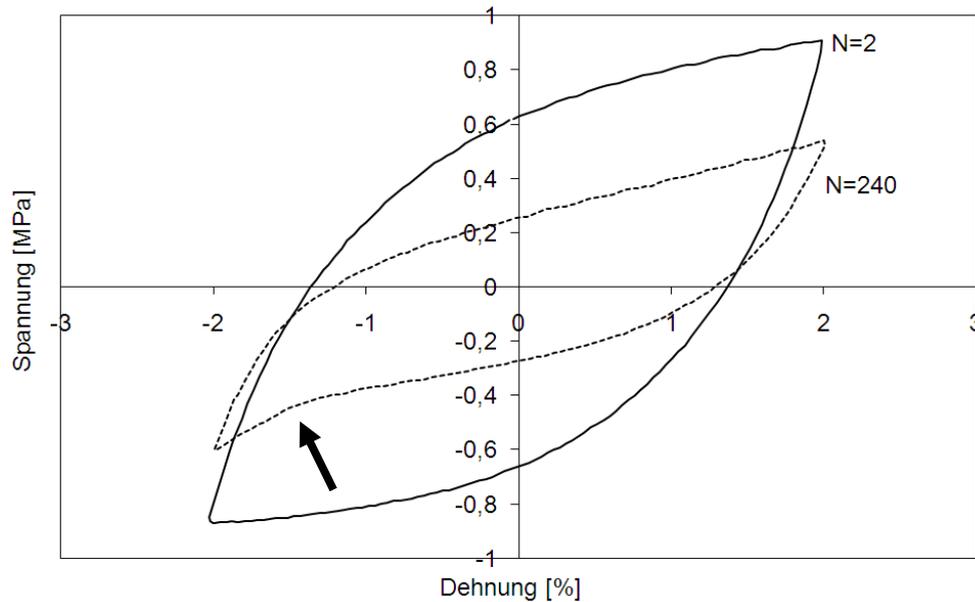


Abbildung 5.62: Veränderung der Hysteresenform im Verlauf eines dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchs an einer Messingschwammprobe

Nachdem das sukzessive Brechen von Zellstegen als Hauptschädigungsmechanismus bei der Ermüdungsbeanspruchung offenporiger Metallschwämme identifiziert werden konnte, wurde im Rahmen eines Parallelprojektes an der TU Darmstadt (vgl. Abschnitt 5.3) ein Simulationsansatz entwickelt, welcher die Auswirkungen der strukturellen Veränderungen auf das Spannungs-Dehnungsverhalten in Abhängigkeit von der Zyklenzahl abbildet. Demiray et al. [185, 187] erfassten die progressive Schädigung des Zellstegmaterials unter zyklischer Beanspruchung durch einen Ansatz, der auf einem Wöhlerkonzept in Verbindung mit der Anwendung einer linearen Schadensakkumulatinshypothese beruhte. In der FE-Diskretisierung des repräsentativen Volumenelementes wurde dabei der Schädigung Rechnung getragen, indem die betreffenden Elemente gelöscht wurden.

Abbildung 5.63 veranschaulicht die Schritte der Ermüdungssimulation ausgehend von Tetrakaidekaeder-Einheitszellen. Zunächst einmal werden die von Mises-Vergleichsspannungen für die einzelnen Zellstege auf der Basis einer FE-Berechnung ermittelt, woraus sich unter Berücksichtigung einer Wöhlerkurve für das Zellstegmaterial die Schädigungsverteilung nach einer definierten Beanspruchungszyklenzahl sowie die Restlebensdauer des höchstbelasteten Volumenelements bestimmen lässt. Nach Erreichen der Versagensgrenze wird das betreffende Element gelöscht und in einem folgenden Schritt muss die Spannungsverteilung im RVE mit Schädigung neu berechnet werden. Im nächsten Durchlauf der Ermü-

ungssimulation ergibt sich die Schädigungsverteilung in den Stegen aus der Anwendung der Palmgren-Miner-Regel für die lineare Schädigungsakkumulation.

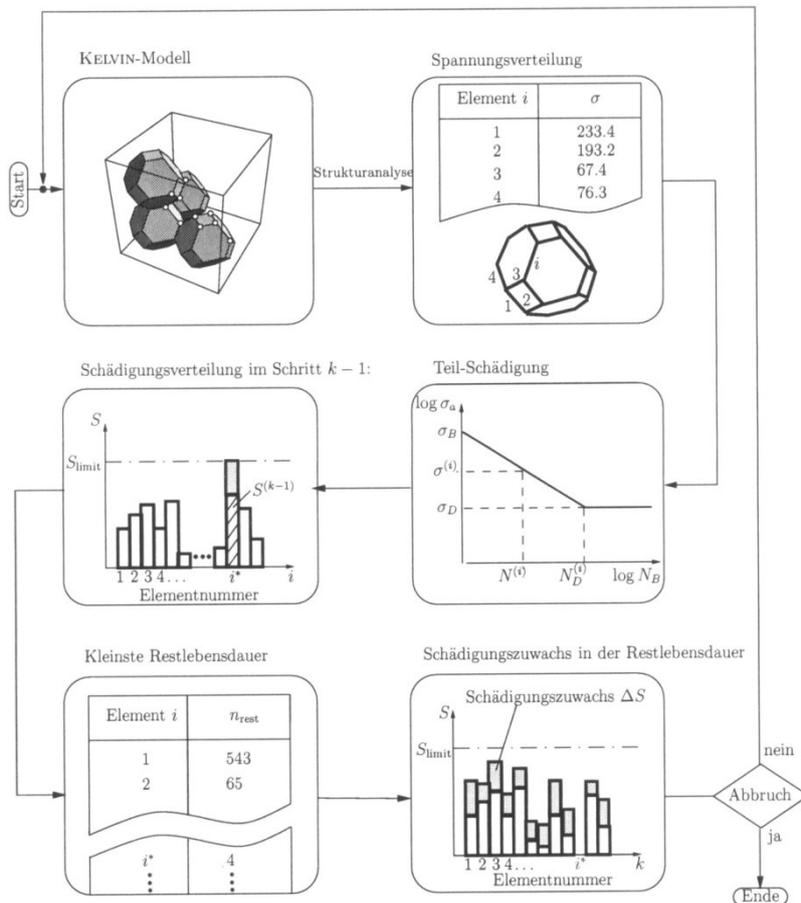
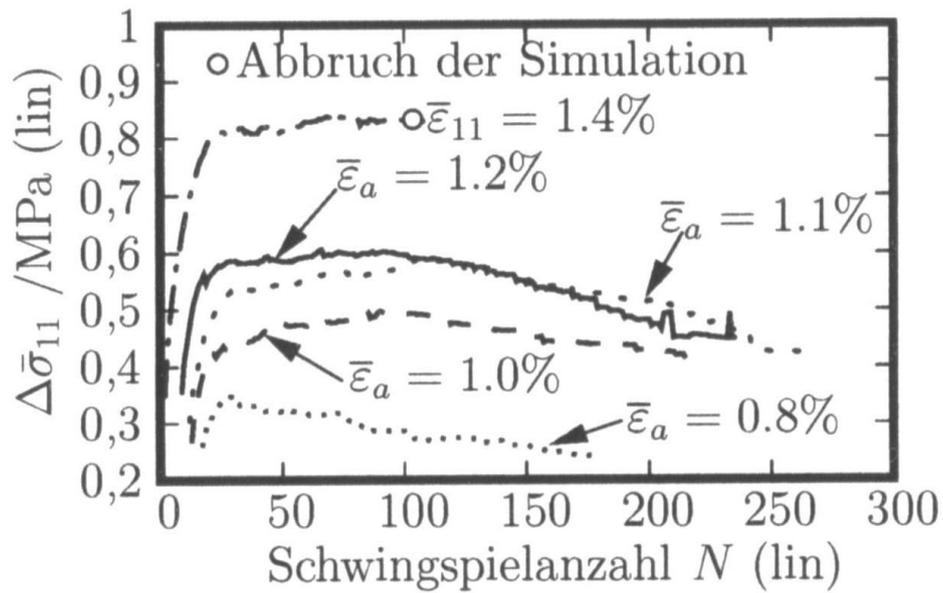


Abbildung 5.63: Ablauf der mesoskopischen Ermüdungssimulation (aus [185])

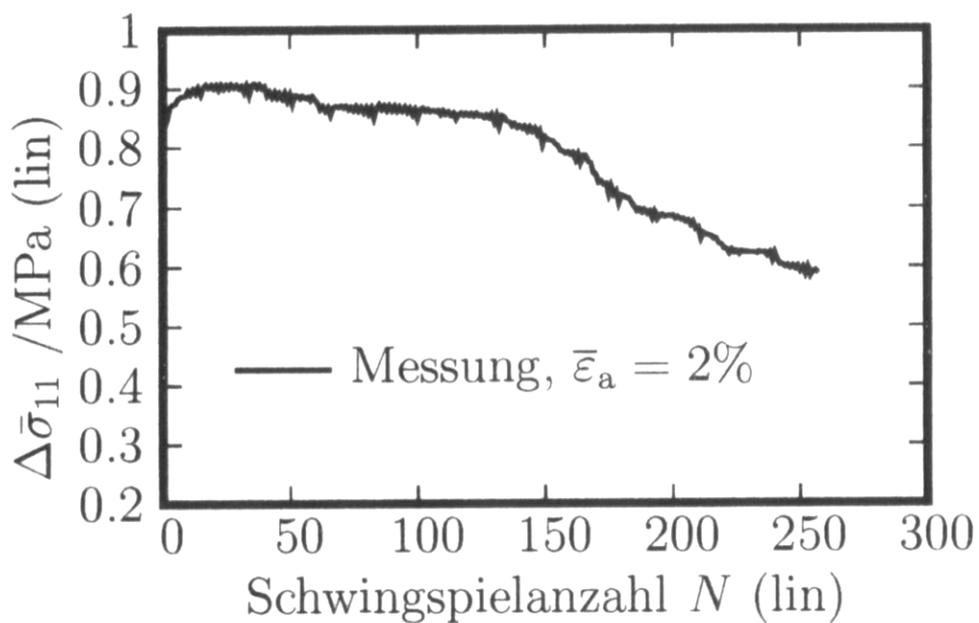
Neben den vereinfachenden Annahmen der linearen Schadensakkumulation, welche z.B. Reihenfolgeeffekte vollkommen ausklammert, stellt die Verwendung einer vereinfachten Wöhlerkurve einen wunden Punkt hinsichtlich der realitätsnahen Ermüdungssimulation dar. In der Arbeit von Demiray [185] wurde für die Berechnung der Schädigung im dehnungsgeregelten Ermüdungsversuch an Messingschwamm eine aus der Literatur entnommene Wöhlerkurve für Messing benutzt. Aufgrund der besonderen Bedingungen bei der gießtechnischen Herstellung des Messingschwamms kann diese jedoch ganz erheblich von den realen Eigenschaften eines Zellstegs abweichen. Experimentell stößt man andererseits bei der Ermittlung der wahren Wöhlerkurve aus Ermüdungsversuchen an einzelnen Zellstegen an die Grenzen der Durchführbarkeit. Zwar konnten Onck et al. [189] an einzelnen Stegen eines grobporigen Duocel-Schwamms Zugversuche in-situ im Rasterelektronenmikroskop durchführen, wobei sie die

Proben mit der Prüfvorrichtung verklebten. Die Aufbringung von zyklischen Beanspruchungen war mit dem verwendeten Prüfsystem aber nicht möglich. Ein weiterer Aspekt, der im Hinblick auf die realitätsnahe Ermittlung von Zellsteg-Wöhlerkurven Beachtung finden muss, ist die Art der Stegbeanspruchung. Eingebunden in die Zellstruktur wirken auf einen Zellsteg nämlich nicht nur axiale Beanspruchungen, sondern zusätzlich nicht unerhebliche Biegeanteile, die über die Zellknoten übertragen werden. Im Ermüdungsversuch kann man die Mehrachsigkeit der Beanspruchung zwar über die Berechnung einer Vergleichsspannung berücksichtigen, beispielsweise Oberflächendefekte auf den Stegen, die unter den realen Beanspruchungsbedingungen rissinitiierende Wirkung entfalten, werden im einachsigen Experiment allerdings völlig unterbewertet.

Die Gegenüberstellung von Ermüdungssimulation und experimenteller Verifikation an einer Messingschwammprobe in Abbildung 5.64 belegt die qualitativ gute Übereinstimmung, trotz der genannten Problempunkte. Da bei dieser Simulationsrechnung ein Werkstoffgesetz mit isotroper Verfestigung angesetzt wurde, findet man im Simulationsergebnis sogar die anfängliche Wechselverfestigung wieder. Das dargestellte Ergebnis einer Ermüdungssimulation beruht auf einem Modell mit $4 \times 4 \times 4$ RVEs, welches in einer Konvergenzstudie einen guten Kompromiss zwischen Realitätsnähe und notwendiger Rechenzeit ergeben hat. Als Randbedingung bei der Verformung des FE-Modells wurde ein ebener Spannungszustand vorausgesetzt, wie er in der Realität des Ermüdungsversuchs lediglich im Bereich der Probenmitte vorherrscht. Insgesamt liegt in der realen Probe ein Mischzustand vor, welcher ein deutlich steiferes Materialverhalten aufweist, als es dem ebenen Spannungszustand entspricht. Die Unterschiede im Spannungsniveau bzw. der Lebensdauer zwischen Simulation und Experiment resultieren unter anderem auch aus dieser Abweichung.



a)



b)

Abbildung 5.64: Vergleich zwischen Ermüdungssimulation (a) und Experiment (b) an offenporigem Messingschwamm (aus [185])

5.5 Verformungsverhalten bei erhöhter Temperatur

Unter komplexen Beanspruchungsbedingungen, wie sie im Falle der thermomechanischen Ermüdung vorliegen, sind gleichzeitig verschiedene Schädigungsmechanismen aktiv, welche sich überlagern und gegenseitig beeinflussen. Neben die reine Ermüdungsschädigung treten hier die Kriechschädigung, die Hochtemperaturkorrosion und wechselnde Temperaturbeanspruchung. Um auch nur annähernd mechanismenorientierte Interpretationsansätze über das mechanische Werkstoffverhalten unter zusammengesetzten Beanspruchungsbedingungen ableiten zu können, müssen alle diese Schädigungskomponenten zunächst einmal möglichst isoliert voneinander betrachtet werden. Erst nachdem alle Einzelmechanismen grundsätzlich verstanden wurden, können ihre Einflüsse auf den zusammengesetzten Beanspruchungszustand abgeschätzt werden und somit dem Verständnis des mechanischen Werkstoffverhaltens dienen.

Um den wesentlichen Schädigungskomponenten Rechnung zu tragen, wurden sowohl reine Kriechversuche als auch reine Hochtemperatur-Ermüdungsversuche jeweils mit Temperaturbeanspruchung im Bereich der Maximaltemperaturen der TMF-Zyklen durchgeführt.

5.5.1 Kriechverformung

An Proben des m-pore-Aluminiumschwamms wurden Zugkriechversuche bei einer Prüftemperatur von $T=250^{\circ}\text{C}$ durchgeführt, um den Norton-Exponent für den Schaumwerkstoff bestimmen zu können. In Abbildung 5.65 sind die zeitlichen Verläufe der Kriechdehnung für drei verschiedene Beanspruchungen aufgetragen. Bei einer Zugbeanspruchung von $\sigma=0,4\text{MPa}$ erreichte die Probe bis zum Versagen lediglich eine Lebensdauer von wenigen Minuten. Insofern handelt es sich bei diesem Versuch fast schon eher um eine Art Zugversuch als um einen Kriechversuch. Dennoch weist der Versuch mit $\sigma=0,4\text{MPa}$ die drei deutlich unterscheidbaren Kriechbereiche auf, weshalb er in die weitere Auswertung einbezogen wurde. Bei Verringerung der Beanspruchung auf $\sigma=0,24\text{MPa}$ vergrößerte sich die Kriechlebensdauer auf immerhin knapp 6 Stunden.

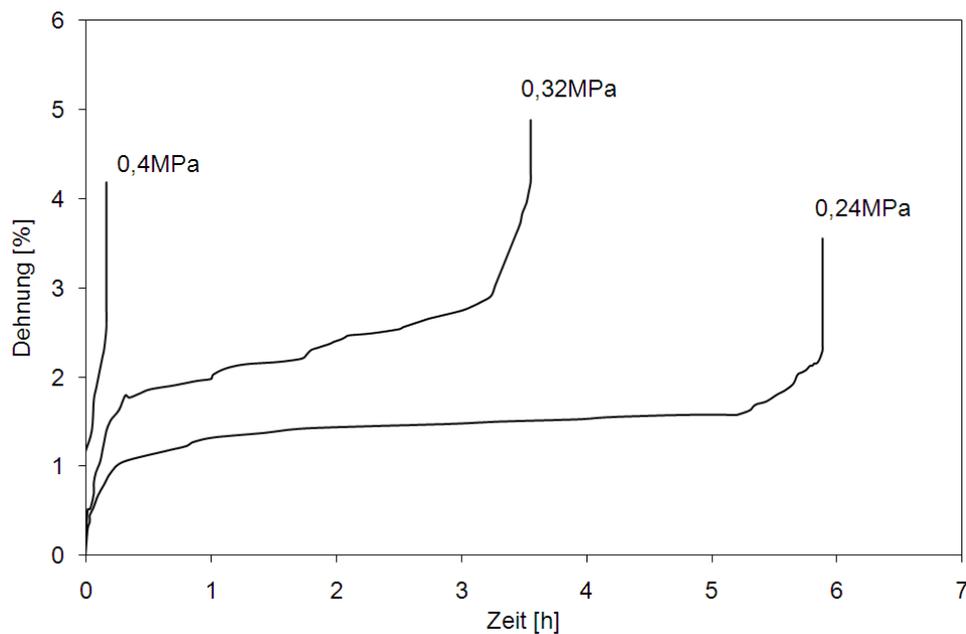


Abbildung 5.65: Kriechexperimente an m-pore-Schwammproben (AlSi7Mg) bei einer Temperatur von $T=250^{\circ}\text{C}$ (aus [208])

Zur Bestimmung der Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit wurden die stationären Kriechraten der drei durchgeführten Kriechversuche ausgewertet und wie in Abbildung 5.66 dargestellt aufgetragen. Der aus den Kriechversuchen abgeleitete Nortonexponent n liegt mit einem Wert von $n=3,5$ etwas niedriger als bei Vollmaterialproben des gleichen Grundwerkstoffs. Dies bedeutet eine geringere Abhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit von der aufgeprägten Zugspannung bei gleicher Temperatur, als dies bei massiven Metallproben der Fall ist. Hierbei gilt es jedoch, die geringe Anzahl von Messpunkten zu berücksichtigen, auf denen die Ermittlung des Nortonexponents beruht. Da es sich zudem aufgrund des knappen Probenmaterials jeweils um Einzelversuche ohne statistische Absicherung handelt, darf der Wert für den Nortonexponent lediglich als grober Richtwert interpretiert werden.

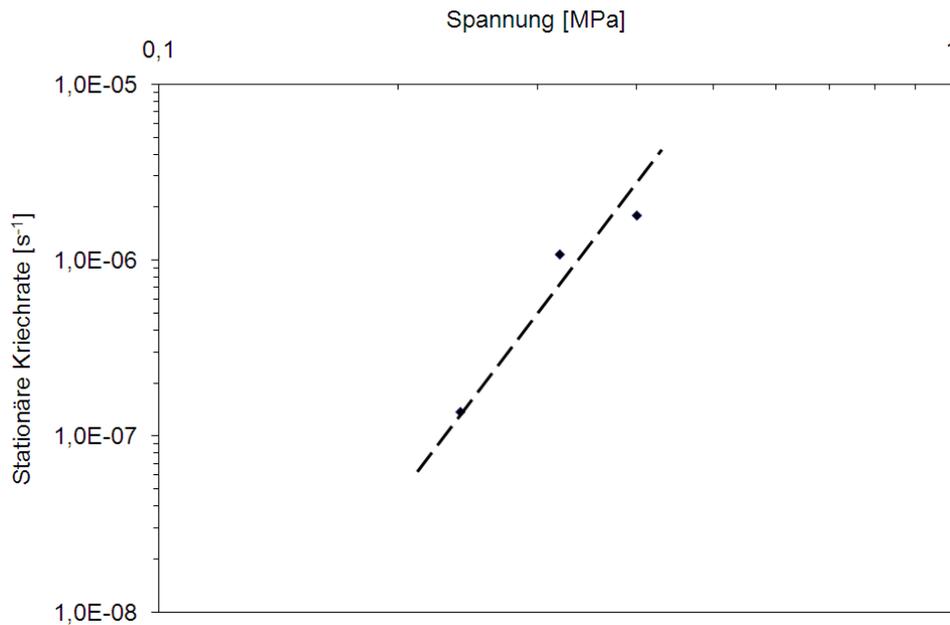


Abbildung 5.66: Abhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit eines AlSi7Mg-Schwamms von der Temperatur

Verglichen mit den Ergebnissen von Haag et al. [150] überrascht der kleine Nortonexponent, der für den m-pore-Aluminiumschwamm gemessen wurde, zunächst dennoch, zeigen doch die von Haag et al. ermittelten Spannungsexponenten an ALPORAS-Schaum deutlich größere Werte als für das analoge Vollmaterial. Haag et al. [150] führen als Begründung für die außergewöhnlich hohen Nortonexponenten in der Größenordnung von $n=12$ an, dass geometrische Inhomogenitäten in der Schaumstruktur und damit verbundene Ungleichverteilungen der Spannung ausschlaggebend waren. Unter der angewendeten Druckbeanspruchung dominierten aufgrund dessen lokale Knick- bzw. Beulereignisse das Ausmaß der Schädigung. Zhang et al. [210] konnten aufgrund der Inhomogenität der Verformung in transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen an dem selben Werkstoff keine eindeutigen Aussagen zur Mikrostrukturentwicklung während des Kriechens treffen. In stark verformten Probenbereichen ermittelten sie eine Verringerung der Subkorngröße, wohingegen in anderen Probenbereiche praktisch keine mikrostrukturellen Veränderungen nachzuweisen waren.

In der vorliegenden Arbeit wurden anders als bei Haag et al. [150] Zugkriechbeanspruchungen aufgebracht. Weiter oben wurde ausgeführt, dass sich in Metallschwämmen bedingt durch die Zellgeometrie komplexe dreidimensionale Beanspruchungszustände in den Zellen ergeben können. Aus diesem Grund sind im Metallschwamm zwar auch unter uniaxialer Zugbeanspruchung Druckspannungen in den Zellstegen möglich, im Vergleich zum Druck-

versuch spielen allerdings Knickeffekte naturgemäß eine geringere Rolle, wodurch sich die Unterschiede der gemessenen Nortonexponenten relativieren. Darüber hinaus besitzt der offenporige m-pore-Schwamm zudem eine wesentlich bessere Homogenität als der geschlossenporige ALPORAS-Schaum, weshalb Spannungsinhomogenitäten weniger stark ausgebildet sind. Insofern liegen die gefundenen Ergebnisse sehr viel näher an den Vorhersagen des einfachen Ashby-Modells [5], welches keinen Unterschied zwischen den Spannungsexponenten von Schaumwerkstoff und Grundmaterial vorhersagt. Dem Modell von Ashby liegt die Annahme zugrunde, dass die Kriechverformung überwiegend aus der Biegung von Zellstegen resultiert und axiale Verformungen der Stege vernachlässigt werden können.

Qualitativ weisen die Kriechkurven der m-pore-Schaumversuche denselben typischen Verlauf mit den drei unterscheidbaren Kriechbereichen auf, wie er von Vollmaterialien bekannt ist. Eine entscheidende Rolle spielt dabei der inhomogene strukturelle Aufbau der offenporigen Zellen, der vermutlich eine stark ungleichmäßige Spannungsverteilung über dem Probenquerschnitt erzeugt. Im Hinblick auf den vergleichsweise kleinen Wert des Nortonexponents beim m-pore-Schwamm könnte die Bildung von Fließgelenken in lokal hoch beanspruchten Probenbereichen durch plastische Verformung der Zellknoten einen Erklärungsansatz liefern. Als Folge der Verformung hochbelasteter Zellen findet dann eine Lastübertragung auf benachbarte Zellstege statt. Bei hohen Temperaturen unterstützt zudem die reduzierte Fließspannung den Effekt der Fließgelenkbildung, woraus sich ein Ausgleich der Spannungsverteilung in der Probe ergibt. In der Anfangsphase eines Kriechversuchs spielen sich also Vorgänge ab, die den zu Beginn sehr inhomogenen Spannungszustand in der Probe in eine recht gleichmäßige Spannungsverteilung überführen, was auch schon von Ashby et al. [5] diskutiert wurde. Zwingende Voraussetzung für den Ablauf der Vorgänge zur Spannungshomogenisierung bildet allerdings eine ausreichend hohe Duktilität des Metallschwamms, wie sie der m-pore-Aluminiumschwamm besitzt. Zusammenfassend führen also vor allem zwei Eigenschaften des m-pore-Schwamms zu dem überraschend kleinen Wert des Nortonexponents von $n=3,5$: Einerseits bringt der offenzellige m-pore-Schwamm bereits von Hause aus eine deutlich bessere Homogenität der Struktur mit als der von Haag et al. [150] und von Zhang et al. [210] untersuchte ALPORAS-Schaum. Andererseits bewirkt die vergleichsweise hohe Verformbarkeit des m-pore-Schwamms eine Abmilderung inhomogenitätsbedingter Zugspannungsspitzen in der Probe.

5.5.2 Relaxationsverhalten

Für die Durchführung thermomechanischer Ermüdungsexperimente wird, wie im Abschnitt 3 bereits erläutert wurde, ein dreieckförmiger Verlauf der Beanspruchungstemperatur zwischen einer Minimaltemperatur T_{\min} und einer Maximaltemperatur T_{\max} angestrebt. In der experimentellen Ausgestaltung weichen die realisierbaren Temperaturverläufe grundsätzlich immer mehr oder weniger stark von diesem idealisierten Temperaturverlauf ab. Insbesondere bei der Durchführung von thermomechanischen Ermüdungsversuchen unter Vakuumprüfbedingungen ist man in der Regel auf die natürliche Abkühlung der Probe angewiesen, welche einen asymptotischen Verlauf aufweist und damit eine große Abweichung vom Sollverlauf ergibt. Aufgrund der besonderen Art der Probenbeheizung bzw. Probenkühlung im Fall der offenen Metallschwämme ist gerade auch im Bereich der Maximaltemperatur eine große Abweichung vom Sollwertverlauf unvermeidbar, da ein linearer Temperaturverlauf bei der Aufheizung zwangsläufig instabile Temperaturzyklen zur Folge hätte. In Abschnitt 4 sind die Gründe für dieses Temperaturverhalten ausführlich dargelegt. Da die Probe im gesamtdehnungsgeregelten thermomechanischen Ermüdungsversuch daher über einen längeren Zeitraum einer Prüftemperatur im Bereich der Maximaltemperatur ausgesetzt wird, ist die Charakterisierung des Relaxationsverhaltens in Abhängigkeit von der Prüftemperatur essentiell im Hinblick auf die Interpretation der TMF-Ergebnisse.

Es wurden für den m-pore-Aluminiumschwamm Relaxationsversuche sowohl im Zug als auch im Druck durchgeführt. Um die Grenztemperatur, ab der Relaxationsvorgänge Berücksichtigung finden müssen, einzugrenzen, wurden die Versuche einmal bei einer moderaten Temperatur von $T=90^{\circ}\text{C}$ und zusätzlich im Bereich der Maximaltemperatur von $T=260^{\circ}\text{C}$ durchgeführt. Weder unter Zugbeanspruchung noch unter Druckbeanspruchung trat bei einer Temperatur von $T=90^{\circ}\text{C}$ eine nennenswerte Spannungsrelaxation nach dem Aufbringen einer konstanten Probendehnung auf. Offenbar reicht hier die Temperatur nicht aus, um die thermisch aktivierten Prozesse der Kristallerholung, die zu einer Spannungsrelaxation führen, auszulösen. Gänzlich anders stellt sich das Relaxationsverhalten bei der Maximaltemperatur von $T_{\max}=260^{\circ}\text{C}$ dar: Der Schwammwerkstoff reagiert nach der Aufbringung einer konstanten Zug- bzw. Druckbeanspruchung sofort mit einer ausgeprägten Verringerung der wirksamen Spannung durch Relaxationsvorgänge. Abbildung 5.67 zeigt den zeitlichen Verlauf der Druckspannung nach Belastung der Schwammprobe mit einer konstanten Dehnung von $\varepsilon_0=0,6\%$ und einer Prüftemperatur von $T=260^{\circ}\text{C}$. Ausgehend von einer anfänglichen Druckspannung von $\sigma_0=0,09\text{MPa}$ fällt die Spannung innerhalb weniger Sekunden auf Werte von

weniger als $\sigma=0,05\text{MPa}$ ab und baut sich im Laufe von etwa 30 Minuten nahezu vollständig ab (Restspannung nach $t=30$ Minuten beträgt $\sigma_{\text{rest}}=0,002\text{MPa}$).

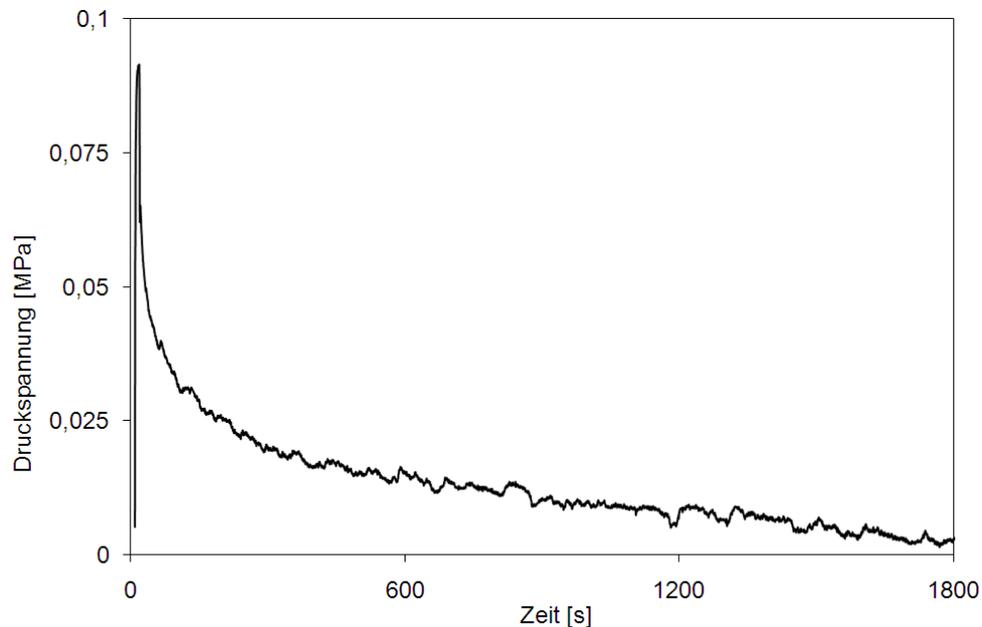


Abbildung 5.67: Spannungsrelaxation nach Druckbeanspruchung auf $\varepsilon_0=0,6\%$ bei einer Prüftemperatur von $T=260^\circ\text{C}$

Im Zugversuch, für den der Spannungsrelaxationsverlauf in Abbildung 5.68 dargestellt ist, findet man ein qualitativ vergleichbares Verhalten vor. Auch in diesem Fall fällt die Spannung innerhalb weniger Sekunden deutlich von $\sigma_0=0,22\text{MPa}$ auf Werte von etwa $\sigma_0=0,18\text{MPa}$ ab, danach erfolgt der Spannungsabbau allerdings wesentlich langsamer als im Druckbereich. Nach einer Versuchsdauer von $t=30$ Minuten bleibt immerhin noch eine Restspannung von $\sigma_{\text{rest}}=0,14\text{MPa}$ erhalten. Im weiteren Verlauf ändert sich an der Restspannung praktisch nichts mehr, so dass nach einer Prüfdauer von $t=60$ Minuten immer noch eine Zugspannung von $\sigma=0,13\text{MPa}$ gemessen werden konnte.

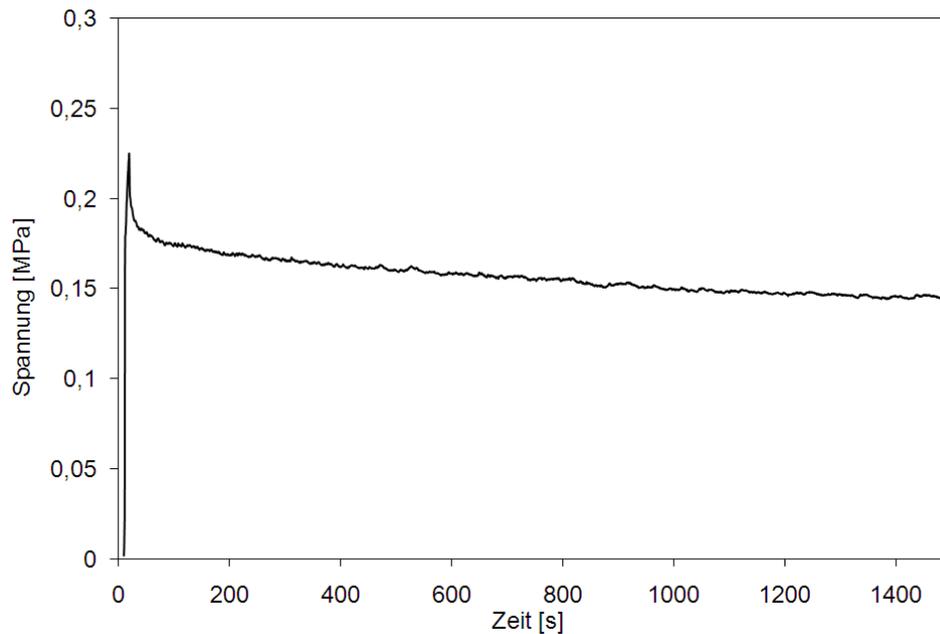


Abbildung 5.68: Spannungsrelaxation nach Zugbeanspruchung auf $\varepsilon_0=0,6\%$ bei einer Prüftemperatur von $T=260^\circ\text{C}$

Eine modellhafte Beschreibung des Spannungsrelaxationsverhaltens offenporiger und geschlossenporiger Schaumwerkstoffe erstellten Lin et al. [211] durch die Übertragung von Modellergebnissen für Honeycomb-Materialien auf die vereinfachte Schaumgeometrie nach Ashby. Im Wesentlichen führten ihre Modellrechnungen für beide Schaumarten auf eine Abhängigkeit der Spannungsrelaxationsrate von der Temperatur in der Form eines Arrhenius-Ausdrucks gekoppelt mit einem Ausdruck, welcher die Höhe der Anfangsdehnung beschreibt. Zur Verifikation ihrer Modellierungsergebnisse griffen Lin et al. [211] auf Messungen von Huang et al. [212] an keramischen Schwämmen zurück, da ihnen Versuchsdaten für Metallschäume nicht vorlagen. Für die Aluminiumoxidschwämme konnten sie eine sehr gute Übereinstimmung mit den Messergebnissen nachweisen. Sie stellten weiterhin fest, dass sowohl die Aktivierungsenergie als auch der Spannungsrelaxationsexponent von Schäumen identische Werte annehmen wie für das Grundmaterial, aus dem sie hergestellt sind.

Die Ergebnisse der Spannungsrelaxationsversuche an m-pore-Schwammproben zeigen, dass Druckspannungen bei hohen Temperaturen nahezu vollständig abgebaut werden, während Zugspannungen größtenteils erhalten bleiben. Hintergrund dieses Werkstoffverhaltens bildet die bereits von Haag et al. [150] beobachtete Tendenz zur Ausbildung von Knickfällen unter Druckbeanspruchung bei hohen Temperaturen. Modellhaft ist diese Instabilität nur unzurei-

chend beschreibbar, weshalb auch die Modellberechnungen nach Ashby et al. [213] unter Anwendung von Druckbeanspruchung bei hohen Temperaturen versagen.

5.5.3 Abhängigkeit der Festigkeiten von der Prüftemperatur

Speziell unter thermomechanischen Ermüdungsbedingungen hängen das Spannungs-Dehnungs-Verhalten und insbesondere der Aufbau von Mittelspannungen ganz entscheidend vom funktionalen Zusammenhang zwischen Prüftemperatur und Fließspannung ab. Vorbereitend für die Durchführung von thermomechanischen Ermüdungsexperimenten wurden daher einsinnige Druckversuche und Zugversuche an Aluminiumschwammproben der Herstellerfirma m-pore bei Temperaturen von 90°C und 260°C durchgeführt und mit entsprechenden Raumtemperaturversuchen verglichen.

Anhand der Gegenüberstellung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens im einsinnigen Druckversuch in Abbildung 5.59 kann festgestellt werden, dass eine Prüftemperatur von $T=90^{\circ}\text{C}$ noch nicht zu Veränderungen gegenüber dem Raumtemperaturversuch führt. Beide Kurvenverläufe liegen nahezu deckungsgleich. Erst bei einer Prüftemperatur von $T=260^{\circ}\text{C}$ reduzieren sich Druckfestigkeit und Plateauspannung ganz erheblich gegenüber dem Raumtemperaturversuch. Weiterhin fällt bei der hohen Prüftemperatur eine Glättung des Kurvenverlaufs auf. Oszillationen der Druckspannung im Bereich des Spannungsplateaus, wie sie bei Raumtemperaturversuchen charakteristisch sind, treten unter Anwendung hoher Prüftemperaturen überhaupt nicht mehr auf, weil die Verformung der Zellen homogener erfolgt. Zum einen reduziert sich bei der hohen Temperatur die Fließspannung des Grundwerkstoffs ganz erheblich und zum anderen werden inhomogene Verfestigungen durch hohe lokale Verformungen der Zellstege (z.B. im Bereich der Fließgelenke) gleichzeitig infolge von Rekristallisationsvorgängen wieder abgebaut. In der Summe resultiert daher ein wesentlich homogeneres Verformungsverhalten als unter Raumtemperaturprüfbedingungen.

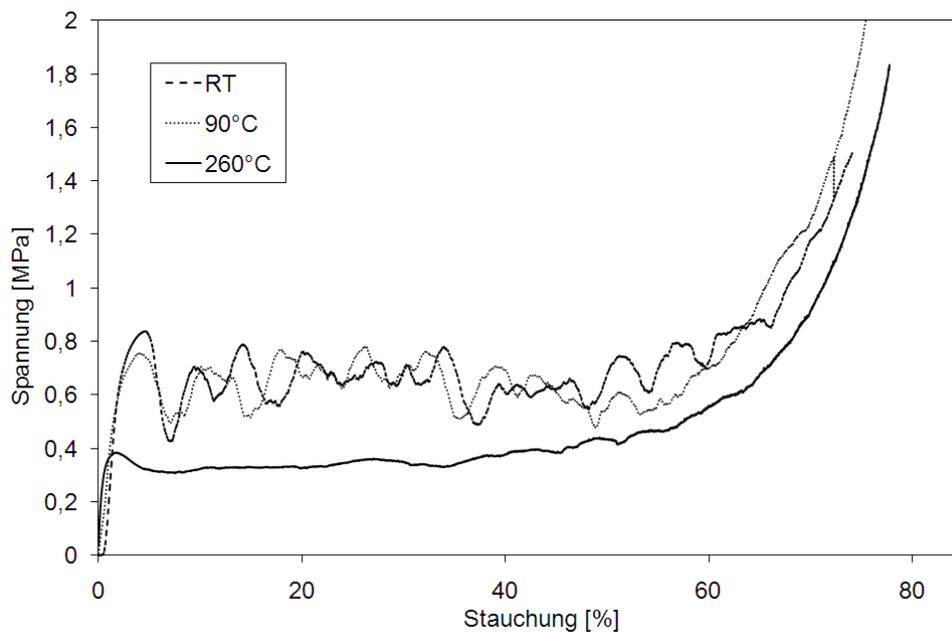


Abbildung 5.69: Abhängigkeit des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs im einsinnigen Druckversuch in Abhängigkeit von der Prüftemperatur für den m-pore-Aluminiumschwamm

Abbildung 5.70 fasst die gemessenen Ergebnisse für die Druckfestigkeit und die Plateauspannung des m-pore-Schwamms bei den drei Prüftemperaturen noch einmal übersichtlich zusammen.

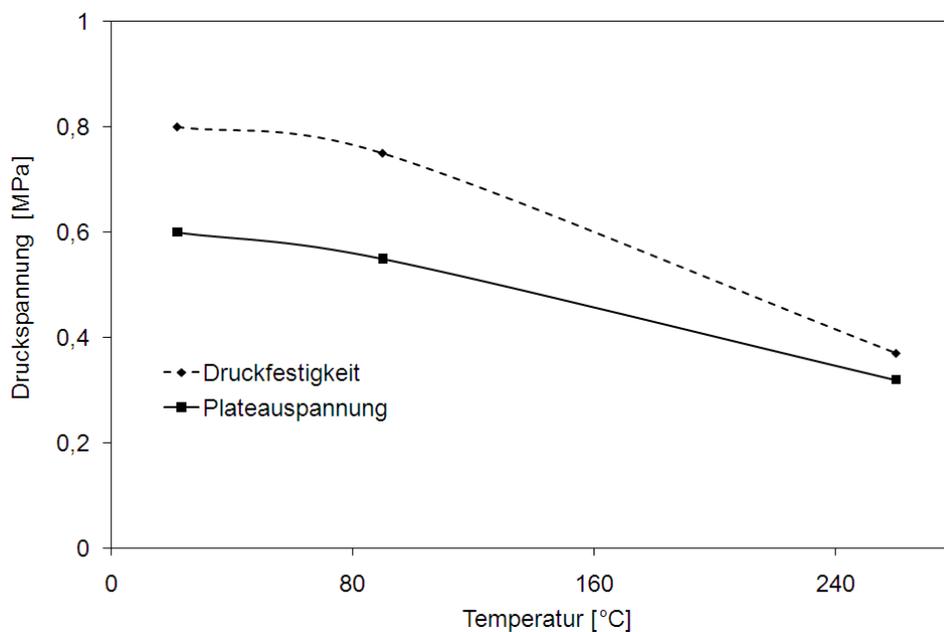


Abbildung 5.70: Temperaturabhängigkeit der mechanischen Kennwerte von m-pore-Schwamm im Druckversuch

Während die aufgetragenen Festigkeitskennwerte eine recht starke Abhängigkeit von der Prüftemperatur aufweisen, ist die Temperaturabhängigkeit der Probensteifigkeit nicht besonders stark ausgeprägt. Bei der Ermittlung der Probensteifigkeit ergaben sich Werte von $E=560\text{MPa}$ bei Raumtemperatur gegenüber $E=450\text{MPa}$ bei einer Prüftemperatur von $T=260^\circ\text{C}$. Hierbei gilt es allerdings zu beachten, dass die Steifigkeitsermittlung auf der Basis der Anfangssteigung der Druckbeanspruchung erfolgte und nicht über eine Entlastung aus dem verformten Bereich heraus. Unter Anwendung der normgerechten Vorgehensweise wäre allerdings mit Spannungsrelaxationseffekten zu rechnen gewesen, welche die Vergleichbarkeit der Spannungs-Stauchungskurven beeinträchtigt hätten.

Hakamada et al. [214] führten Druckversuche an nach dem Platzhalterverfahren hergestelltem Aluminiumschaum und dem zugrundeliegenden Basismaterial der Zellwände bei Temperaturen zwischen 300°C und 500°C , bei denen Kriechverformung dominant ist, durch und analysierten daraus die Aktivierungsenergien und Spannungsexponenten für die Hochtemperaturverformung. Für beide Werkstoffe ermittelten sie annähernd gleiche Werte und folgerten daraus, dass die Mechanismen der Verformung in beiden Fällen grundsätzlich gleich sein müssen. Auch wenn der untersuchte Temperaturbereich natürlich weit oberhalb der Anwendungsgrenzen für Aluminiumschäume liegt, sind ihre Ergebnisse insofern trotzdem von grundlegender Bedeutung. Zudem bestätigen Hakamada et al. [214] die Abhängigkeit der Plateauspannung von der Prüftemperatur. Sogar für Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur scheint sich der Trend zu höheren Plateauspannungen mit abnehmender Temperatur fortzusetzen, wie etwa die Arbeit von Cady et al. [172] an ALPORAS-Schaum bis herunter zur Temperatur des flüssigen Stickstoffs zeigt. Gegenüber einer Plateauspannung von $\sigma_{\text{plt}}=2\text{MPa}$ bei Raumtemperatur ergaben ihre Messungen bei $T=77\text{K}$ eine Plateauspannung von etwa $\sigma_{\text{plt}}=3,5\text{MPa}$.

Unter Zugbeanspruchung bringen höhere Prüftemperaturen zuallererst einmal als positiver Effekt eine Verbesserung der Duktilität, wie Abbildung 5.71 belegt. Bereits eine Erhöhung der Prüftemperatur auf $T=90^\circ\text{C}$ steigert die Bruchdehnung auf $A=6-7\%$, was in etwa einer Verbesserung um 50% gegenüber dem Raumtemperaturversuch entspricht. Bei mittleren Prüftemperaturen ($T=90^\circ\text{C}$) ist mit der Duktilitätsverbesserung nicht einmal eine nennenswerte Einbuße an der Zugfestigkeit verbunden. Selbst bei der hohen Prüftemperatur von $T=260^\circ\text{C}$ fällt der Abfall der Zugfestigkeit noch verhältnismäßig moderat aus verglichen mit demjenigen beim Druckversuch. Die Duktilität in Form der Bruchdehnung verbessert sich jedoch gerade bei der hohen Temperatur erheblich. Man erkennt am Verlauf der Zugspannungskurve zudem, dass sich bei hoher Prüftemperatur ein Verformungsbereich ausbildet, in dem die Ver-

formungsspannung auf einem vergleichsweise hohen Niveau verbleibt. Dies legt die Vermutung nahe, dass ein Wechsel im Versagensmechanismus durchlaufen wird. Bevor es zum Probenversagen kommt, findet bei hohen Temperaturen substantielle plastische Verformung der Zellen statt, welche unter Raumtemperaturbedingungen nur ansatzweise möglich ist.

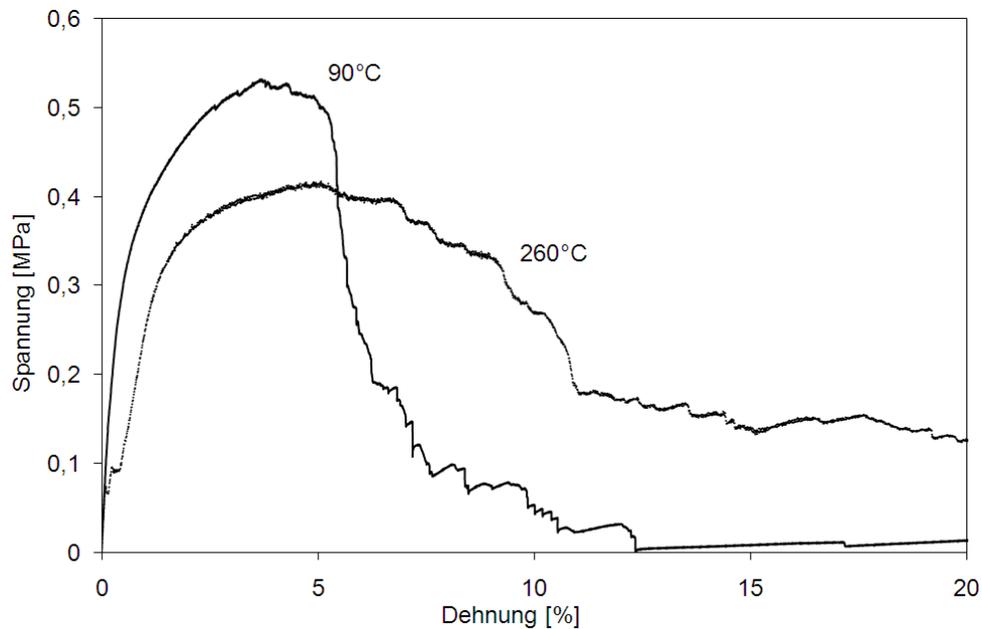


Abbildung 5.71: Veränderung des Spannungs-Dehnungsverlaufs im Zugversuch für den m-pore-Schwamm bei erhöhter Prüftemperatur

Zugversuche im Hochtemperaturbereich führten ebenfalls Zhang et al. [215] an offenporigen Nickelschwammproben durch, bei denen sie eine vergleichbare Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Temperatur ermitteln konnten. Im Sinne einer modellhaften Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Kennwerte gingen Zhang et al. [215] von den Modellanalysen von Gibson und Ashby aus und erweiterten diese mit einem Temperaturterm, wie er im Fall von Vollmaterialien auch zur Beschreibung der Veränderung des Elastizitätsmoduls Verwendung findet:

$$E_s = E_s^0 \left(1 - \alpha_m \frac{T}{T_m}\right) \quad (5.4)$$

Hierin steht E_s^0 für den Elastizitätsmodul des Vollmaterials bei einer Temperatur von $T=0K$ und α_m ist eine Konstante, die typischerweise für Metalle einen Wert von $\alpha_m = 0,5$ annimmt.

Mit der Schmelztemperatur T_m ergibt sich somit eine lineare Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls E_s von der Prüftemperatur. Aus der Erweiterung der Steifigkeit des Ashby-Modells (Gl. 3.4) um den Temperaturterm (Gl. 5.4) erklärt sich eine geringer ausgeprägte Abhängigkeit der Steifigkeit von der Temperatur bei Schwammwerkstoffen im Vergleich zum Vollmaterial, da beim Metallschwamm das Quadrat der relativen Dichte eingeht. Die Zugversuche von Zhang et al. [215] zwischen 20°C und 330°C weisen tatsächlich im Bereich der Raumtemperatur eine geringe Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Temperatur auf. Bis zu einer Prüftemperatur von etwa 180°C wird die geringere Fließspannung durch eine Erhöhung der Bruchdehnung von 2,5% (bei RT) auf 5% (bei 180°C) in etwa kompensiert, so dass die Festigkeit etwa konstant bleibt. Erst bei höheren Temperaturen sinkt die Zugfestigkeit des Nickelschwamms von $R_m=1,7\text{MPa}$ auf etwa $R_m=1,3\text{MPa}$ bei einer Prüftemperatur von 330°C ab.

Bei dem in dieser Arbeit getesteten m-pore-Aluminiumschwamm ist qualitativ ein ähnlicher Verlauf der Festigkeiten über der Prüftemperatur ermittelt worden, wobei hier wegen der geringeren Schmelztemperatur des Aluminiums im Vergleich zum Nickelschwamm die Temperatur, ab der ein erhöhter Temperatureinfluss feststellbar ist, entsprechend niedriger liegt. Da die Schmelztemperatur über den Temperaturterm in Gl. 5.4 auch direkten Einfluss auf die Temperaturabhängigkeit der Festigkeiten nimmt, fällt die Festigkeit des Aluminiumschwamms zudem im gleichen Temperaturintervall stärker ab als beim Nickelschwamm.

5.5.4 Hochtemperaturermüdungsverhalten

Die Entwicklung der Schädigung bei reinen Hochtemperatur-Ermüdungsversuchen entspricht weitestgehend dem Ermüdungsverhalten unter Raumtemperaturbedingungen. Die zu Versuchsbeginn zu beobachtende zyklische Verfestigung fällt im Vergleich zu Raumtemperaturversuchen erwartungsgemäß etwas geringer aus, da im gewählten Temperaturbereich Erholungsvorgänge mit den Mechanismen der Verfestigung konkurrieren. Unter dehnungsgeregelter Versuchsführung entwickeln sich aufgrund der Reduzierung der Fließspannung außerdem niedrigere Spannungsschwingbreiten gegenüber Raumtemperaturversuchen. Der Vergleich der Wechselverformungskurven von Messingschwämmen (Abbildung 5.72) lässt eine deutliche Erhöhung der Bruchlastspielzahl bei hohen Temperaturen erkennen. Bedingt durch die Abnahme des Elastizitätsmoduls bei erhöhter Temperatur und der damit verbundenen Erweiterung des elastischen Verformungsbereichs verringert sich trotz der niedrigeren Fließspan-

nung die plastische Dehnungsschwingbreite. Der mit der plastischen Dehnungsschwingbreite unmittelbar verknüpfte Schädigungsbeitrag pro Zyklus reduziert sich folglich. Da Zugspannungen das Versagen der Schaumstruktur maßgeblich bestimmen, spielt der bei höheren Temperaturen stärker ausgeprägte Mechanismus des Spannungsausgleichs in der Probe auch bei der Hochtemperaturermüdung eine Rolle. Spannungsspitzen, die unter Raumtemperaturbedingungen zum Versagen von Stegen führen würden, werden bei hohen Temperaturen abgebaut, was zu einer signifikanten Lebensdauererweiterung führt.

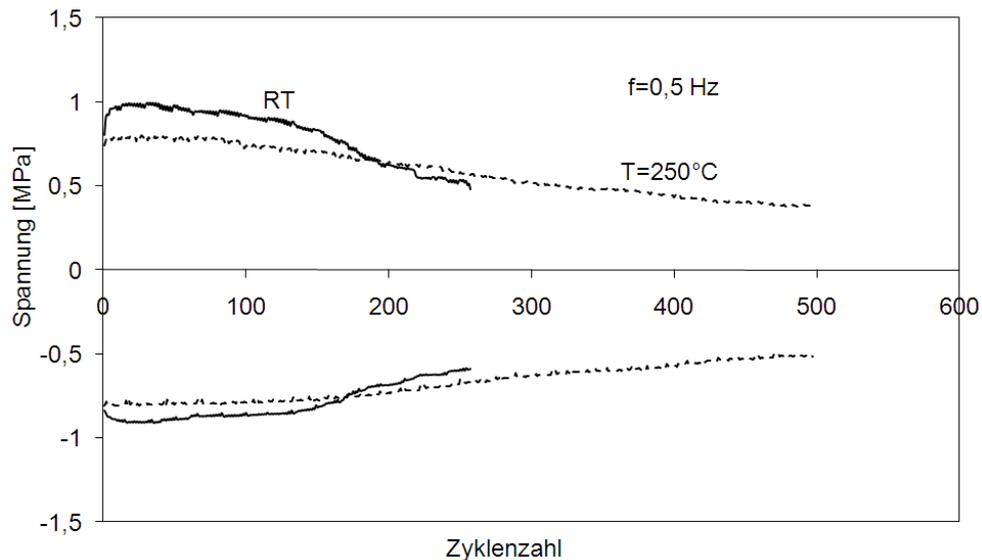


Abbildung 5.72: Vergleich des dehnungsgeregelten Wechselverformungsverhaltens ($\Delta\varepsilon=2\%$) von Messingschwamm bei RT und bei $T=250^\circ\text{C}$

Auch im Fall des offenporigen Aluminiumschwamms m-pore sind keine grundsätzlichen Unterschiede im Verformungsverhalten zwischen Raumtemperaturversuch und Hochtemperaturversuch zu verzeichnen. Wie die Entwicklung der Hysteresen in einem dehnungsgeregelten Ermüdungsversuch bei $T=250^\circ\text{C}$ in Abbildung 5.73 deutlich macht, dominiert massive Wechselentfestigung über den gesamten Bereich der Lebensdauer. Das fortschreitende Versagen von Zellstegen macht sich hierbei zuerst in Form ausgeprägter Verringerung der Probensteifigkeit im Zugbereich bemerkbar. Die Steifigkeit bei der Entlastung aus dem Druckbereich bleibt hingegen über einen längeren Zyklensbereich weitestgehend erhalten und nimmt erst gegen Versuchsende stark ab.

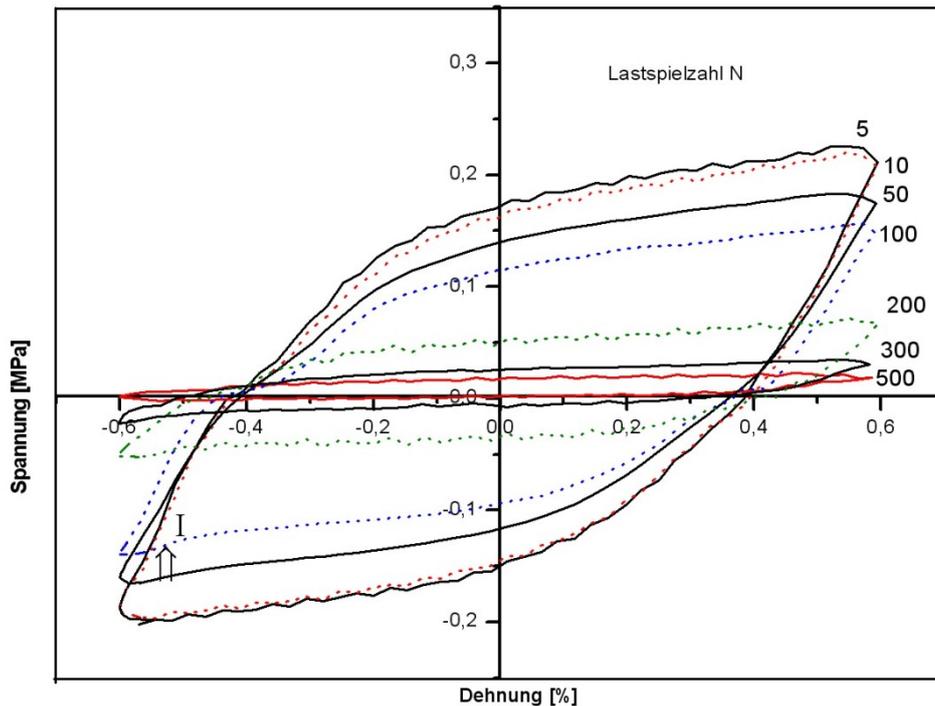


Abbildung 5.73: Hysteresenentwicklung in einem dehnungsgeregelten Ermüdungsversuch an einer m-pore-Schwammprobe bei $T=250^{\circ}\text{C}$ (aus [208])

5.5.5 Schädigungsmechanismen unter thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung

Thermomechanische Ermüdungsversuche bilden komplexe zusammengesetzte Beanspruchungsbedingungen ab, bei denen eine wechselnde mechanische Beanspruchung überlagert wird von einer zyklisch veränderlichen Temperaturbeanspruchung. Die Fluktuation der Temperatur wirkt sich dabei insbesondere auf die temperaturabhängigen Werkstoffkenngrößen wie die Fließspannung und den Elastizitätsmodul aus. Hinzu kommen bei hohen Temperaturen zeitabhängige Schädigungs- und Verformungsmechanismen in Form von Hochtemperaturkorrosion und Kriechverformung. Der Phasenbeziehung zwischen mechanischer und thermischer Beanspruchung kommt eine entscheidende Rolle zu, weshalb man unterscheidet zwischen gleichphasigen Versuchen (in-phase, IP), bei denen die höchste Temperatur im Zyklus mit der maximalen Zugbeanspruchung koinzidiert und gegenphasigen Versuchen (out-of-phase, OP), bei denen die Maximaltemperatur mit der höchsten Druckbeanspruchung zusammenfällt.

Wie bereits weiter oben dargestellt wurde, konnten mit der verwendeten Temperaturkammer keine linearen Temperaturverläufe bei gleichzeitiger Temperaturstabilität über eine Vielzahl

von Zyklen erzielt werden. Stattdessen wichen die realisierbaren Temperaturzyklen, wie in Abbildung 5.74 für einen OP-Test mit $\Delta\varepsilon=0,8\%$ beispielhaft dargestellt, stark vom idealen Temperaturverlauf ab. Auf der Basis der eingestellten Heiz- und Kühlparameter konnte die vorgesehene Maximaltemperatur im Zyklus von $T=250^\circ\text{C}$ nicht ganz erreicht werden, sondern es ergaben sich stabile Temperaturzyklen mit einer Maximaltemperatur von etwa $T_{\max}=220^\circ\text{C}$ und einer minimalen Temperatur von $T_{\min}=80^\circ\text{C}$. Im Sinne der Durchführung einer konsistenten Messreihe wurden diese Einstellparameter für alle TMF-Versuche festgehalten.

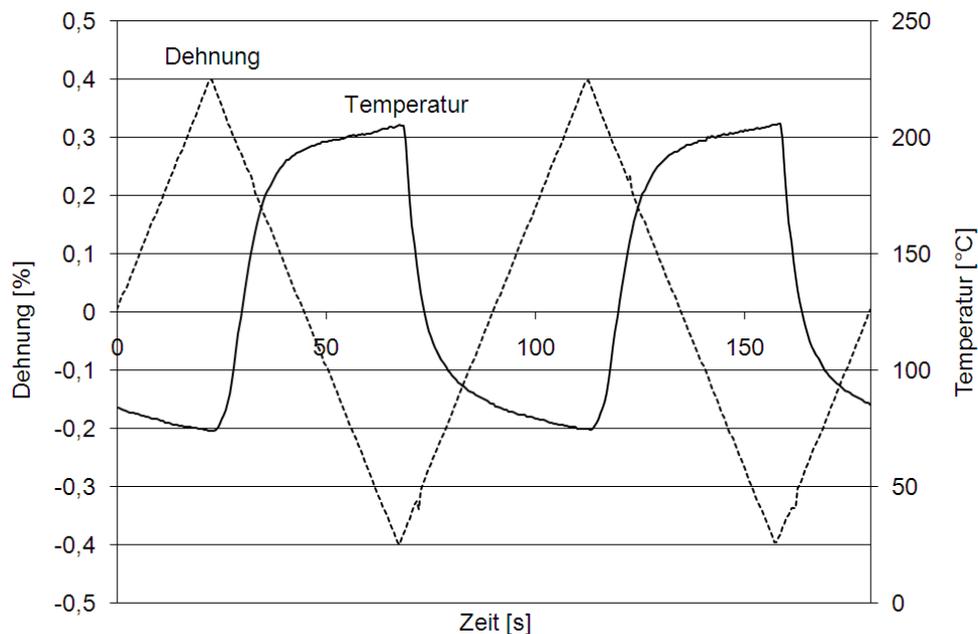


Abbildung 5.74: Temperatur- und Dehnungsverlauf während eines OP-TMF-Versuchs an einem m-pore-Schwamm

In Abbildung 5.75 ist die Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen im Verlauf des gesamtdehnungsgeregelten OP-TMF-Versuchs mit einer Dehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon=0,8\%$ und einem zwischen 80°C und 220°C zyklierenden Temperaturverlauf für eine Probe des m-pore-Aluminiumschwamms dargestellt. Da bei OP-Versuchen global gesehen Zugspannungen nur in Verbindung mit niedrigen Temperaturen auftreten, spielt in diesem Fall Kriechverformung bzw. Spannungsrelaxation im Zugbereich nur eine untergeordnete Rolle für die Schädigungsentwicklung. Hierbei muss allerdings berücksichtigt werden, dass auch unter globaler Druckspannung der Probe lokal sehr wohl Zugspannungen in den Stegen auftreten können. Im Zugbereich mit niedriger Temperatur erreicht die Fließspannung einen deutlich höheren Wert als im Druckbereich, der bei hohen Temperaturen durchlaufen wird.

Unter Druckbeanspruchung treten unter OP-Bedingungen hohe Temperaturen auf und verknüpft damit kommen verstärkt Kriecheffekte bzw. Spannungsrelaxationseffekte zum Tragen. Allerdings ist der Zeitraum, in dem gleichzeitig Temperaturen von relevanter Höhe und hohe Druckspannungen vorliegen, vergleichsweise kurz. In der Summe führen diese Effekte zu einer Asymmetrie der Verformung und hin zur Ausbildung einer charakteristischen Zugmittelspannung. Im Verlauf des Ermüdungsversuchs verliert der Mittelspannungseffekt dann allerdings an Einfluss, was mit zunehmender Schädigung im Zug durch fortschreitenden Bruch von Zellstegen erklärt werden kann.

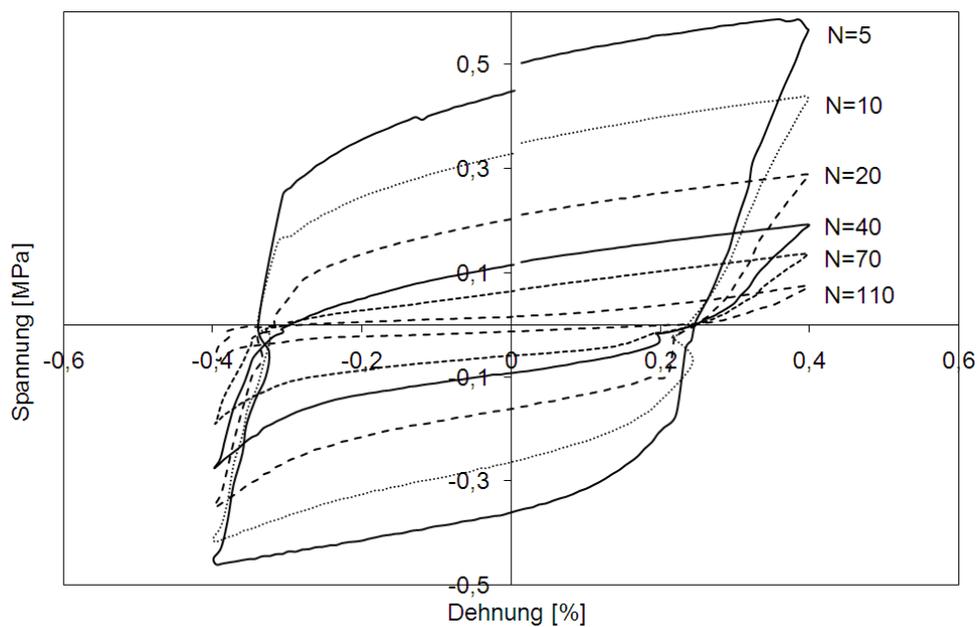


Abbildung 5.75: OP-TMF-Versuch an einem m-pore-Aluminiumschwamm

Das gleiche Bild ergibt sich auch für den OP-TMF-Versuch unter identischer zyklischer Temperaturbeanspruchung aber mit einer höheren Dehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon=1,2\%$, welcher in Abbildung 5.76 dargestellt ist.

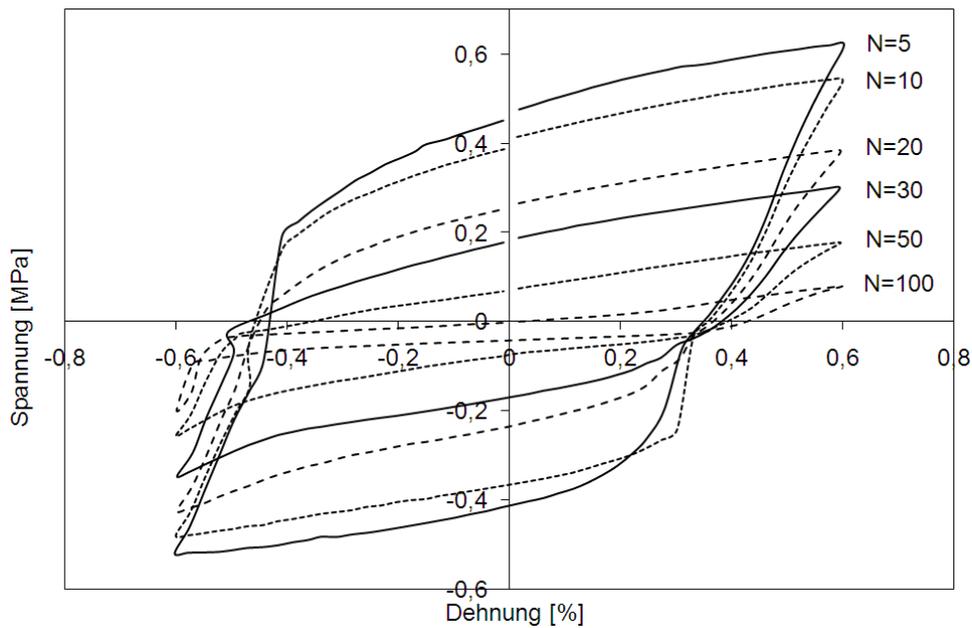


Abbildung 5.76: OP-TMF-Versuch an einem m-pore-Aluminiumschwamm

Noch deutlicher als bei den Hysterese-Verläufen der OP-TMF-Versuche beobachtet man in IP-TMF-Versuchen (siehe Abbildung 5.77) die Bildung von Schleifen in den Spannungs-Dehnungshysterese-Verläufen im Bereich der Lastumkehrpunkte. Als Erklärung für dieses ungewöhnliche Erscheinungsbild der Hysterese-Verläufe kommen folgende Punkte in Frage, welche gemeinsam den Spannungs-Dehnungsverlauf beeinflussen:

1. Unter Verwendung der im Eigenbau entwickelten Temperaturkammer ist die Realisierung stabiler und gleichzeitig linearer Temperaturverläufe nicht möglich. Stattdessen verlaufen die Temperaturänderungen nach den Umschaltpunkten sowohl im Heizbetrieb als auch beim Kühlen sehr viel schneller als dies bei linearen Temperaturverläufen der Fall wäre. Die damit verbundene rasche Veränderung der thermischen Proben-Dehnung kann von der Dehnungsregelung nicht im vollen Umfang kompensiert werden.
2. Aus der Abbildung 4.8 geht der Temperaturverlauf an der Probe an vier verschiedenen Messpositionen hervor. Da die Probenkammer von der Hinterseite mit Heizluftmassenstrom versorgt wird, bildet sich in der Temperaturkammer ein Temperaturprofil aus, bei dem die Temperatur an der Probenvorderseite immer gegenüber der Temperatur an der Probenrückseite nachhinkt. Dieser Zustand stellt sich sowohl während des Heizzyklus als auch während des Kühlens mittels der seitlich angebrachten Kühlluft-

düsen ein. Infolge der Temperaturdifferenz ergibt sich eine ungleichmäßige thermische Ausdehnung der Probe, die sich letztlich in einer Biegeverformung äußert.

3. Die Ausbildung einer Biegeverformung der Probe wird zusätzlich unterstützt durch eine geringere Minimaltemperatur an der Probenvorderseite gegenüber der Probenhinterseite (siehe Temperaturverlauf in Abbildung 4.8).

Umgekehrt liegen im Vergleich zum OP-TMF-Versuch die Verhältnisse bei der Durchführung von IP-TMF-Versuchen, wo die reduzierte Fließspannung im Zugbereich gegenüber dem Druckbereich zu einer Verschiebung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen in Richtung Druckmittelspannungsaufbau hin steuert (siehe Abbildung 5.77). Überlagert wird zusätzlich der Effekt der Spannungsrelaxation im Bereich der Maximaltemperatur, welcher ebenfalls den Aufbau einer Druckmittelspannung unterstützt. Vor dem Hintergrund einer sehr ausgeprägten Sensibilität zellulärer metallischer Strukturen in Bezug auf Zugspannungen bildet schon allein aus dieser Betrachtung der OP-Versuch die vergleichsweise schärfere Versuchsbedingung gegenüber der IP-Versuchsführung im Hinblick auf die Lebensdauer. Eine zusätzliche Verschärfung der Versuchsbedingungen resultiert aus der gesamtdehnungsgeregelten Versuchsführung. Während im IP-Versuch der thermische Dehnungsanteil die Gesamtdehnung unterstützt und demzufolge den Beitrag der mechanische Dehnung zur Gesamtdehnung reduziert, verläuft die thermische Ausdehnung bei OP-Versuchsführung gegenläufig. Die mechanische Dehnung muss also zunächst den thermischen Dehnungsanteil kompensieren.

Die notwendige Schwingbreite der mechanischen Dehnung bei gegebener Schwingbreite der Gesamtdehnung, welche hier als Regelgröße herangezogen wurde, ergibt sich aus der in Gleichung (5.4) angegebenen Aufsummierung der Dehnungsanteile.

$$\Delta\varepsilon_{\text{ges}} = \Delta\varepsilon_{\text{th}} + \Delta\varepsilon_{\text{mech}} \quad (5.5)$$

Zur Abschätzung des thermischen Anteils der Dehnung soll an dieser Stelle ein mittlerer Wert des thermischen Ausdehnungskoeffizienten für die Legierung AlSi7Mg angenommen werden, wenn auch Untersuchungen von Fuchs et al. [216] für verschiedene Aluminiumlegierungen eine lineare Abhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von der Temperatur belegen (siehe Abbildung 5.78).

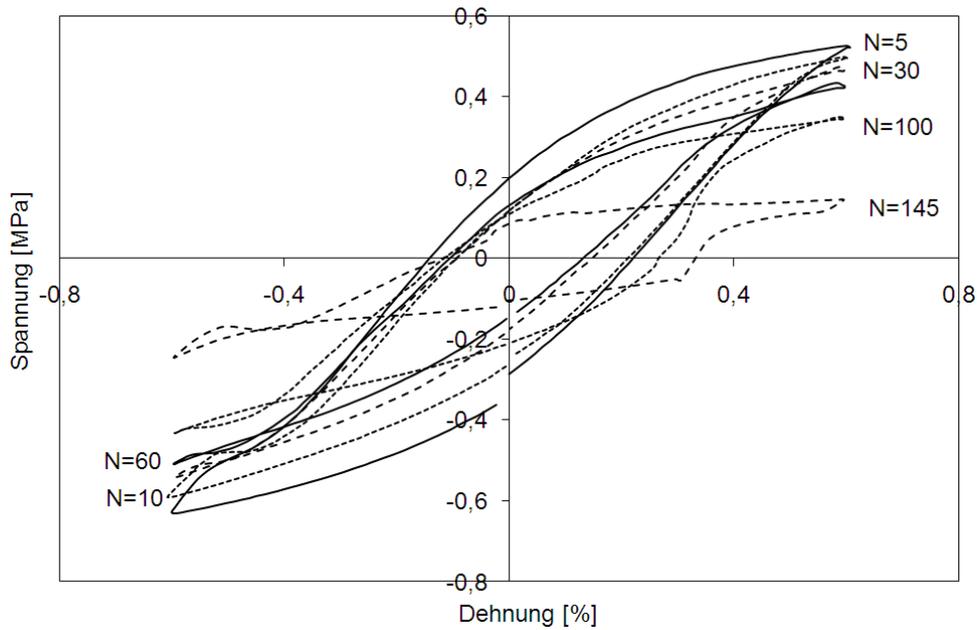


Abbildung 5.77: IP-TMF-Versuch an einer m-pore-Schwammprobe

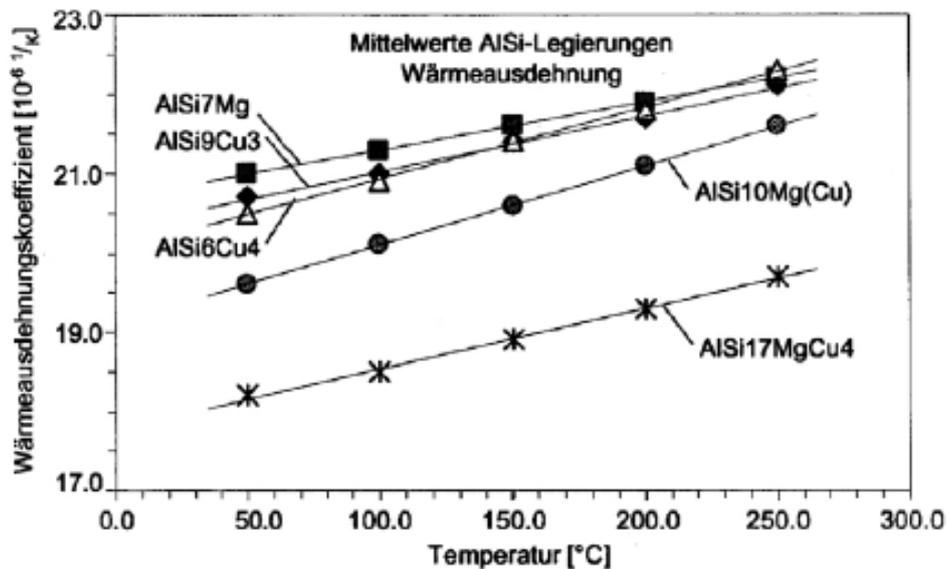


Abbildung 5.78: Temperaturabhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von der Temperatur für verschiedene Aluminiumlegierungen (aus Fuchs et al. [216])

Geht man von einem mittleren thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha=22 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ aus, so ergibt alleine der thermische Anteil der Dehnung bei einer Temperaturdifferenz von $\Delta T=140\text{K}$ ($80^\circ\text{C}-220^\circ\text{C}$) einen Wert von $\Delta \varepsilon_{\text{th}} \approx 0,3\%$. Ausgehend von einer Gesamtdehnungsschwingbreite von z.B. $\Delta \varepsilon_{\text{ges}}=0,8\%$ ist somit im IP-Versuch eine Schwingbreite der mechani-

schen Dehnung von nur $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=0,5\%$ aufzubringen, während die Schwingbreite der mechanischen Dehnung im OP-Versuch unter ansonsten gleichen Prüfbedingungen etwa $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=1,1\%$ betragen muss.

Im IP-Versuch mit einer Gesamtdehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}=0,8\%$ änderte sich während des TMF-Versuchs das Spannungs-Dehnungsverhalten bis zu einer Zyklenzahl von $N=180$ gar nicht. Bis zum Abbruch des Versuchs konnten weder mittels optischer Untersuchungen noch auf der Basis der Auswertung der Hysteresekurven Anzeichen von Schädigung ausgemacht werden.

Wie der Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen beider Versuchsabläufe eindrucksvoll belegt, liegt deshalb die schädigungsrelevante plastische Dehnungsschwingbreite unter OP-Bedingungen signifikant höher als im IP-Test. Um die Lebensdauern beider Versuchsbedingungen vergleichbar einander gegenüberstellen zu können, musste zunächst einmal ein einheitliches Versagenskriterium definiert werden. Hierzu wurde eine Abnahme der Maximalspannung im Beanspruchungszyklus um 70% gegenüber der anfänglichen Maximalspannung herangezogen. Eine Probe galt damit als gebrochen, wenn ihre Restfestigkeit nur noch 30% der Festigkeit zu Versuchsbeginn betrug. In Tabelle 5.2 sind die Lebensdauerergebnisse entsprechend der beschriebenen Auswertung für beide Versuchsbedingungen gegenübergestellt.

Tabelle 5.2: Gegenüberstellung der Lebensdauer unter TMF-OP und TMF-IP

$\Delta\varepsilon_{\text{ges}}$ [%]	Zyklenzahl bis Erreichen des Versagenskriteriums unter TMF-OP	Zyklenzahl bis Erreichen des Versagenskriteriums unter TMF-IP
0,8	39	>180
1,2	44	141
1,6	30	95

Aus der Gegenüberstellung der Lebensdauerwerte erkennt man, dass zwischen der Lebensdauer im OP-Test und der Lebensdauer im IP-Test ein Faktor von mindestens 3 besteht. Die out-of-phase-Beanspruchung bildet somit eine besonders kritische Beanspruchungssituation für den Metallschaum ab, wofür im Wesentlichen zwei Faktoren verantwortlich sind:

- Infolge der reduzierten Festigkeit bzw. Fließspannung im Bereich der Maximaltemperatur bildet sich unter OP-Prüfbedingungen, bei denen die hohe Temperatur in der Druckphase vorliegt, eine Zugmittelspannung aus. Wie bereits aus den einsinnigen Zugversuchen und aus den Ermüdungsversuchen im Zugschwellbereich bekannt ist, weisen Metallschäume eine hohe Sensibilität gegenüber Zugbeanspruchung auf. Dadurch wird der ohnehin schädigungsbegünstigende Einfluss der Zugmittelspannung noch einmal verstärkt.
- Aufgrund der gesamtdehnungsgeregelten Versuchsführung liegen die thermische Ausdehnung und die mechanische Dehnung unter IP-Prüfbedingungen in Phase, wodurch eine geringere mechanische Dehnung gegenüber dem OP-Versuch aufgebracht werden muss. Die für das Ausmaß der Schädigung relevante Größe, nämlich die Schwingbreite der plastischen Dehnung, liegt daher im IP-Versuch erheblich niedriger als im OP-Versuch.

Interessant ist in diesem Zusammenhang nebenbei auch der Vergleich der TMF-Lebensdauern mit den Lebensdauerergebnissen aus isothermen Versuchen unter dehnungsgeregelter Versuchsführung. Der in Abbildung 5.73 dargestellte dehnungsgeregelte Ermüdungsversuch bei $T=250^{\circ}\text{C}$ und einer Gesamtdehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}=1,2\%$ lieferte unter Anwendung der oben genannten Lebensdauerbewertung eine Bruchzyklenzahl von etwa $N_{\text{B}}=200$. Im Fall der m-pore-Schwämme kann wie auch bei dem Messingschwamm von einer Lebensdauererhöhung mit zunehmender Prüftemperatur ausgegangen werden, die mit der Homogenisierung der Verformung zusammenhängt. Die Lebensdauer des IP-Versuchs mit einer Maximaltemperatur von $T_{\text{max}}=220^{\circ}\text{C}$ dürfte daher in etwa der Lebensdauer eines vergleichbaren isothermen Versuchs entsprechen. Zumindest kann eindeutig festgestellt werden, dass die OP-Lebensdauer wegen der oben beschriebenen Gründe nur maximal ein Drittel der Lebensdauer im isothermen Versuch beträgt.

6 Zusammenfassende Diskussion

Das Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe hängt nicht alleine von der Legierungszusammensetzung des Stegmaterials und vom Gefüge der Stege ab. Vielmehr bestimmt das Zusammenwirken von Grundmaterialeigenschaften und strukturellem Aufbau der Porengeometrie die Mechanismen der Verformung sowie den Verlauf der Schädigungsentwicklung. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde aufgrund dessen der Versuch unternommen, die Beiträge beider Komponenten auf das Verformungsverhalten nach Möglichkeit zu trennen. Zu diesem Zweck wurden Schaumwerkstoffe mit identischer Porenstruktur miteinander verglichen, die sich in der Duktilität des Grundwerkstoffs recht deutlich unterschieden.

Am eindeutigsten traten in diesem Vergleich die Unterschiede im einsinnigen Zugverhalten hervor. Während alle untersuchten Aluminiumschwämme unter statischer Zugbeanspruchung lediglich Bruchdehnungen in einer Größenordnung von $A=1-2\%$ erreichten, versagte der Messingschwamm unter identischen Prüfbedingungen erst bei rund $A=25\%$. Im Zugversuch findet zu Beginn der Belastung eine Streckung der Zellen in die Richtung der Zugbelastung statt, was eine plastische Verformung der Zellstege im Bereich der Knotenpunkte voraussetzt. Bei den Aluminiumwerkstoffen, die von Hause aus nur ein geringes Maß an Duktilität mitbringen, ist die Ausbildung von plastischen Fließgelenken an den Zellknoten nur sehr eingeschränkt möglich. In den gebrochenen Proben findet man deshalb auch nur sehr vereinzelt Zellen mit einer erkennbaren Verformung. Demgegenüber belegen die stark verformten Zellen des Messingschwamms eindrucksvoll den bereits von Mortensen [181] beschriebenen Mechanismus der Fließgelenkbildung. Durch die Verformung der Zellstege an den Knotenpunkten reduziert sich im weiteren Verlauf des Zugversuchs der wirksame Hebelarm für die Fortsetzung der Verformung an den Fließgelenken [124]. In diesem Stadium der Zugverformung kommt der Dehnung der nun weitestgehend in Richtung der Zugbelastung ausgerichteten Zellstege eine immer größere Bedeutung zu. In den gebrochenen Messingschwammproben zeigen Zellstege mit starker Einschnürung das Vorliegen des beschriebenen Mechanismus der axialen Dehnung. Sowohl die plastische Verformung im Bereich der Zellknoten als auch die axiale plastische Verformung der Stege führen zu einer Verfestigung des Schwammwerkstoffs, der sich in einem stetigen Anstieg der Spannungs-Dehnungskurve im Zugversuch manifestiert. Die Verfestigung setzt sich sogar fort, obwohl schon weit vor dem Probenbruch Stegversagen in den Messingschwammproben zu beobachten ist. Offensichtlich ist im Messingschwamm das Ausmaß der auftretenden Verfestigung so hoch, dass ein teilweises Versagen der Struktur kompensiert werden kann. Im Gegensatz zu den Aluminiumschwämmen, bei

denen das finale Versagen mehr oder weniger unmittelbar aus dem quasi-elastischen Bereich heraus sehr plötzlich erfolgt, laufen beim duktileren Messingschwamm Schädigungsereignisse (Bruch von Zellstegen) und Verfestigung parallel über einen größeren Verformungsbereich ab. Erst wenn die Verfestigung der verbliebenen Zellstege den Festigkeitsverlust durch den Bruch von Stegen nicht mehr zu kompensieren vermag, tritt das Probenversagen ein. Insofern spiegeln die Ergebnisse qualitativ die Beobachtungen von Kadar et al. [182] wider, nach denen bei duktilen Schwammwerkstoffen mit Hilfe des Schallemmissionsverfahrens ein breiter Bereich von Versagensereignissen gemessen wurde, während bei spröderen Aluminiumschwämmen nur ein einziger Peak in der Schallemmissionsintensität das Versagen der Probe gekennzeichnet hat.

Zwar bedingt ein duktilerer Grundwerkstoff auch im einsinnigen Druckversuch ein homogeneres Verformungsverhalten, die Eindeutigkeit der Abhängigkeit des Verformungsmechanismus von der Duktilität, wie sie aus dem Zugversuch abgeleitet werden kann, lässt sich allerdings auf die Druckbeanspruchung nicht übertragen. In diesem Zusammenhang muss auf ein grundlegendes Problem bei der Analyse des mechanischen Verhaltens metallischer Schaumwerkstoffe kurz eingegangen werden. Alle mechanischen Kennwerte der Metallschäume hängen stark von der relativen Schaumdichte und von der Geometrie der Zellen ab. Die natürlichen Schwankungen in der relativen Dichte, welche selbst bei Proben aus einer einzigen Produktionscharge nach dem aktuellen Stand der Technik herstellungsbedingt unvermeidbar sind, führen daher zwangsläufig auch zu entsprechenden Schwankungen im Verformungsverhalten. Im Rahmen der Versuchsauswertung ist es aufgrund dessen teilweise sehr schwierig, den Einfluss ausschließlich auf der Streuung mechanischer Kennwerte beruhender Effekte von anderen Einflüssen (wie z.B. dem Einfluss der Duktilität des Grundwerkstoffs) zu unterscheiden. Das Druckverformungsverhalten metallischer Schäume ist im Allgemeinen durch ein ausgeprägtes Spannungsplateauverhalten charakterisiert. Infolge des Kollabierens von Zellen bilden sich im Bereich des Spannungsplateaus Verformungsbänder aus, in denen eine Lokalisierung der Verformung vorzufinden ist. Neben der Duktilität des Grundwerkstoffs nimmt hierbei die Homogenität der Zellstruktur großen Einfluss auf den Charakter der Verformungslokalisierung. Durch den Vergleich homogener offenporiger Metallschwämme mit einem geschlossenporigen Aluminiumschaum (HAL), der herstellungsbedingt eine starke Streuung der Porengrößen aufweist, konnte gezeigt werden, dass mit zunehmender Homogenität und mit zunehmender Duktilität des Grundwerkstoffs die Tendenz zur Ausbildung von Verformungsbändern nachlässt. Während Proben des geschlossenporigen HAL-Schaums im Druck-

versuch ausgeprägte Verformungslokalisierung in Verformungsbändern aufweisen, überwiegt beim offenporigen Messingschwamm eine weitaus homogenere Verformung der Probe. Einhergehend mit dem Ausbleiben von Verformungsbändern liegt im Spannungs-Dehnungsdiagramm ein wesentlich glatterer Verlauf vor, denn die Spannungseinbrüche bei den inhomogenen Schäumen sind direkte Folge des Kollabierens von Zellen.

Zur Abschätzung der Höhe der Plateauspannung existiert eine Vielzahl von Modellierungsansätzen, mit denen die reale Schaumstruktur mehr oder weniger realitätsnah abgebildet werden kann. Einige dieser Modelle sind im Kapitel 3.2 detaillierter beschrieben. Interessant ist in diesem Kontext die gute Abschätzung der Plateauspannung durch das einfache Schaummodell von Ashby et al. [5]. Sowohl für die in dieser Arbeit untersuchten offenporigen Metallschwämme als auch für den geschlossenporigen Aluminiumschaum ergaben sich gute Übereinstimmungen mit den gemessenen Werten der Plateauspannung, obwohl das Modell eine starke Vereinfachung der wahren geometrischen Bedingungen darstellt. Ähnlich gute Übereinstimmung mit dem Ashby-Modell konnten für verschiedene offenporige Metallschwämme auch bereits Simone et al. [115] berichten.

Die Existenz des für die Energieabsorption sehr wichtigen Spannungsplateaus im Druckversuch ist darüber hinaus noch an weitere Voraussetzungen geknüpft. Wie z.B. Hakamada et al. [116] systematisch an porösen Kupferproben untersucht haben, weicht das Spannungsplateau bei höheren Werten der relativen Dichte einem kontinuierlich ansteigenden Verlauf der Druckspannung. Hierbei findet ein Wechsel des Verformungsmechanismus in der Art statt, dass bei niedrigen relativen Dichten Biegeverformung oder Ausknicken der Zellstege vorherrscht, bei höheren relativen Dichten jedoch vermehrt axiale Stauchung ohne Biegeverformung auftritt. Alle im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Schaumwerkstoffe lassen sich anhand dieser Einteilung den Werkstoffen mit niedriger relativer Dichte zuordnen, da sie unter statischer Druckbeanspruchung ausgeprägtes Spannungsplateauverhalten aufweisen. Bei höheren Verformungsgeschwindigkeiten hingegen kristallisieren sich deutliche Unterschiede bei den untersuchten Metallschäumen heraus. In den Grenzen der mit den verwendeten servohydraulischen Prüfsystemen erzielbaren Verformungsgeschwindigkeiten konnte bei den offenporigen Schwämmen praktisch keine Abhängigkeit des Spannungsplateaus von der Verformungsgeschwindigkeit ermittelt werden. Im Fall des geschlossenporigen Aluminiumschaums hingegen führten höhere Verformungsgeschwindigkeiten zu einer Auflösung des Plateaubereichs und waren verbunden mit einer Temperaturerhöhung, die auf Kompression der in den Poren eingeschlossenen Luft bzw. auf reibungsbehaftete Gasströmungseffekte durch geborstene Zellwände schließen lässt. Eine allgemeingültige Beantwortung der kontro-

vers diskutierten Frage nach einer Dehnratenabhängigkeit des Druckverhaltens metallischer Schaumwerkstoffe ist weder auf der Basis der durchgeführten Versuche noch auf der Basis des Literaturkenntnisstands möglich. Die Gültigkeit der etwa von Dannemann et al. [168] identifizierten Effekte des Aufbaus eines Gasdrucks und der reibungsbehafteten Gasströmung, welche eine Dehnratenabhängigkeit begründen, beschränkt sich ausschließlich auf die geschlossenporigen Metallschäume. Für die offenporigen Metallschwämme kommen lediglich Mikroträgheitseffekte der Zellstege, wie sie Mukai et al. [172] anführen, oder die intrinsische Dehnratenabhängigkeit des Grundwerkstoffs in Betracht. Besonders ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit kann man zusammenfassend von Schaumwerkstoffen erwarten, die eine starke intrinsische Dehnratenabhängigkeit des Grundwerkstoffes besitzen und bei denen das Verformungsverhalten in besonderer Weise von morphologischen Defekten der Porenstruktur abhängig ist.

Das Ermüdungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe im reinen Druckschwellbereich ist genau wie das Verhalten im einsinnigen Druckversuch bestimmt durch die Bildung von Verformungsbändern, in denen der größte Anteil der Probenverformung abläuft. Die Tendenz zur Ausbildung einer Verformungslokalisierung hängt auch in diesem Fall von der Homogenität der Schaumstruktur sowie von der Duktilität des Grundwerkstoffs ab, wie die vergleichenden Versuche an verschiedenen Schaumwerkstoffen deutlich machen. Spröde und inhomogene Werkstoffe sind gekennzeichnet durch einen treppenstufenartigen Verlauf der Verformung über der Zyklenzahl, wobei jeder Stufe das Kollabieren eines Verformungsbands zuzuordnen ist. Im Vergleich dazu läuft die Verformung gleichmäßiger ab, je homogener die Schaumstruktur ist und je duktiler der Grundwerkstoff ist. So sind die charakteristischen Stufen im Verformungsverlauf des Messingschwamms nicht mehr erkennbar.

Zusätzlich zu einer zyklischen Verlängerung der Proben, die unter anderem Harte et al. [126] in sehr systematischen Versuchen mit Variation des Spannungsverhältnisses als einen wesentlichen Verformungsmechanismus identifizierten, kommt beim Vorliegen zyklischer Zugspannungen der Mechanismus der Ermüdungsrisssausbreitung hinzu [139]. Nachdem sich die Zellen im ersten Teil des Ermüdungsversuchs unter Zugbeanspruchung in die Richtung der wirklichen Beanspruchung gestreckt haben, bildet sich ein makroskopischer Riss in der Ermüdungsprobe durch das Ermüdungsversagen einzelner Zellstege. In den Spannungs-Dehnungshysteresen macht sich die fortschreitende Ermüdungsrisssausbreitung in Form einer reduzierten Probensteifigkeit im Zugspannungsbereich bemerkbar. Sobald die gebrochenen Zellstege im Druckbereich wieder in Kontakt treten, erhöht sich die Probensteifigkeit wieder

auf den ursprünglichen Wert vor dem Stegbruch und es resultiert ein Knick in der Spannungs-Dehnungshysterese. Für die Höhe der Rissschließspannung spielt wiederum die Duktilität des Grundwerkstoffs, und damit die Verformbarkeit der Zellen, eine entscheidende Rolle. In plastisch nicht verformten Zellen treten gebrochene Zellstege schon beim Wechsel von Zugspannungen hin zu Druckspannungen in Kontakt. Bei in Zugrichtung plastisch verformten Zellen ist zunächst eine plastische Rückverformung notwendig, weshalb das In-Kontakt-Treten der gebrochenen Zellstege deutlich in den Bereich der Druckspannung verlagert wird.

Unter thermomechanischen Ermüdungsbedingungen kommt eine Überlagerung mehrerer relevanter Einflüsse auf das Verformungsverhalten zum Tragen. Zunächst einmal müssen dabei die verringerten Festigkeiten des Schaumwerkstoffs bei hohen Temperaturen Berücksichtigung finden. Immerhin reduziert sich die Plateauspannung des m-pore-Aluminiumschwamms im Druckversuch bei einer Temperatur von $T=260^{\circ}\text{C}$ fast auf die Hälfte des Wertes bei Raumtemperatur. Im Vergleich dazu unterliegt der Abfall der Zugfestigkeit einer geringeren Temperaturabhängigkeit. Durch die geringere Fließspannung bei hohen Temperaturen wird die Bildung plastischer Fließgelenke an den Zellknoten unterstützt, woraus sogar eine deutliche Verbesserung der Bruchdehnung im Zug resultiert. Weiterhin gilt es, die im Bereich hoher Temperaturen ausgeprägten Spannungsrelaxationseffekte zu kennen, welche unter dehnungsgeregelter Versuchsführung des TMF-Versuchs wirksam werden. Auch in dieser Hinsicht ist der Druckbeanspruchungsfall deutlich kritischer gegenüber dem Zug zu bewerten, da Spannungsrelaxationsversuche gezeigt haben, dass sich Druckspannungen im m-pore-Schwamm innerhalb weniger Sekunden nahezu vollständig durch das Ausknicken von Zellstegen abbauen, während Zugspannungen zwar auch nach Aufbringung der konstanten Zugdehnung absinken, dann aber auf einem Spannungsniveau verharren.

Die TMF-Lebensdauer metallischer Schäume ist unter Berücksichtigung der vorgenannten Einflussfaktoren in hohem Maße abhängig von der Phasenbeziehung zwischen dem Temperaturverlauf und dem Verlauf der mechanischen Beanspruchung. Unter IP-TMF-Bedingungen ergibt sich aus der verringerten Fließspannung im Zugbereich eine Druckmittelspannung, welche sich lebensdauerverlängernd auswirkt. Hinzu kommt bei der verwendeten Gesamtdehnungsregelung der Effekt, dass die thermische Ausdehnung die mechanische Dehnung unterstützt. Bei gleicher Gesamtdehnungsamplitude ist im IP-TMF-Versuch daher die schadigungsrelevante plastische Dehnungsamplitude erheblich kleiner als in einem entsprechenden OP-TMF-Versuch. In der Summe der Einflussfaktoren liegen die gemessenen TMF-Lebensdauern im IP-Versuch um etwa den Faktor 3 höher als im vergleichbaren OP-Versuch.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Natur verwendet zellular aufgebaute Werkstoffe in vielfältiger Weise zur Realisierung von Leichtbaustrukturen, die im Laufe der Evolution eine Optimierung im Sinne einer beanspruchungsgerechten Materialverteilung erfahren haben. Beispiele hierfür sind der zelluläre Aufbau von Baumstämmen zur Optimierung der Steifigkeit unter Biegebeanspruchung oder ganz besonders die Struktur des spongiösen Knochens in den Bereichen, wo neben einer Biegebeanspruchung zusätzlich die Übertragung von Druckkräften erforderlich ist. Auch in technischen Anwendungen vollzieht sich derzeit ein erkennbarer Trend zur Bauteilauslegung unter Einbeziehung von Leichtbaukonzepten und zur Anwendung von Leichtbauwerkstoffen, getrieben von steigenden Anforderungen hinsichtlich der Energieeffizienz im Automobilbereich oder der Erhöhung der Nutzlast im Luft- und Raumfahrtbereich. Vor diesem Hintergrund bieten sich metallische Schaumwerkstoffe aufgrund ihrer hohen Steifigkeit bei geringer Dichte als potenzielle Leichtbauwerkstoffe an. Zwar haben sich Metallschäume in den letzten Jahren für Anwendungen im Bereich der Energieabsorption etabliert; für anspruchsvollere Anwendungsgebiete stellen neben der teilweise immer noch unzureichenden Schaumhomogenität vor allem das Fehlen belastbarer und reproduzierbarer Materialkennwerte sowie der nicht vollständige Kenntnisstand über das Verformungs- und Schädigungsverhalten unter komplexen Beanspruchungsbedingungen Hinderungsgründe dar. Ziel der vorliegenden Arbeit war es, mit Untersuchungen zum Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter isothermen und thermomechanischen Beanspruchungsbedingungen (TMF) einen Beitrag zum Verständnis zu leisten, wobei die Identifikation der für die jeweilige Beanspruchungsart dominierenden Verformungsmechanismen einen Schwerpunkt bildete.

Die mechanische Prüfung von Metallschaumproben erfordert im Vergleich zur Prüfung von Vollmaterialproben die Anwendung besonderer experimenteller Techniken, deren Entwicklung eine wesentliche Herausforderung im Rahmen der Bearbeitung dieses Forschungsprojekts darstellte. Bereits bei der spanenden Probenfertigung musste darauf geachtet werden, dass die Spann- und Bearbeitungskräfte nicht die Festigkeit des Schaumwerkstoffs überschreiten und somit Schädigung in der Probe hervorrufen. Als weitere Folge der geringen Druckfestigkeit ist ein direktes Einspannen von Metallschaumproben in die Prüfmaschine, wie dies bei Vollmaterialien mittels hydraulischer Einspannvorrichtungen üblich ist, nicht möglich. Während die Aufbringung von Druckkräften sich noch einfach über planparallele Druckplatten realisieren lässt, gestaltet sich die Übertragung von Zugkräften auf die Metallschaumproben deutlich schwieriger. Für die Durchführung von Raumtemperaturversuchen

wurden die Proben in dieser Arbeit unter Verwendung eines Zweikomponenten-Epoxidharzklebstoffs mit den Einspannvorrichtungen verklebt, wobei die Probe zur Gewährleistung einer exakten Probenausrichtung über die gesamten Aushärtungsdauer in der Prüfmaschine eingebaut blieb. Einen wichtigen Aspekt bildeten in diesem Projekt Hochtemperaturversuche unter isothermen als auch unter thermomechanischen Beanspruchungsbedingungen. Für Versuche mit Temperaturen über 150°C erwies sich der Epoxidharzkleber wegen seiner geringen Warmfestigkeit als ungeeignet. Stattdessen mussten für die Durchführung von Hochtemperaturversuchen die offenporigen Proben an beiden Enden mit einem massiven Angussteil aus einer Zinkdruckgusslegierung versehen werden, in das anschließend ein zylindrischer Einspannbolzen zur Verbindung mit der Prüfmaschine eingeschraubt werden konnte. Das Umgießen der Probenenden erfolgte in einer vorgewärmten Ausrichtvorrichtung, wodurch eine vollständige Füllung der Poren sichergestellt wurde. Während bei der Hochtemperaturprüfung von Vollmaterialien üblicherweise Hochfrequenzinduktionsheizungen zum Einsatz kommen, ist eine homogene Beheizung von Metallschaumproben mittels Induktionsheizung nicht möglich. Für die Durchführung solcher Versuche wurde eine spezielle Temperaturkammer entwickelt, welche ein Industrieheiβluftgebläse mit einstellbarer Temperatur verwendet. Um mit der Temperaturkammer zyklische Temperaturverläufe realisieren zu können, wurde eine Probenkühlung über mehrere Druckluftdüsen implementiert. Eine von der prozessorientierten Programmieroberfläche des servohydraulischen Prüfsystems angesteuerte Relaisstation erlaubte das Umschalten zwischen den Betriebszuständen „Heizen“ und „Kühlen“, während die Einstellung der oberen und unteren Grenztemperatur des thermischen Zyklus durch iterative Anpassung der Heiβlufttemperatur sowie des Kühlluftmassenstroms erfolgte.

Das Verformungsverhalten metallischer Schäume hängt nicht allein vom Grundwerkstoff der Zellstege ab; sondern vielmehr bestimmt das Zusammenwirken von Grundmaterialeigenschaften und strukturellem Aufbau der Porengeometrie die Mechanismen der Verformung. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde durch die Auswahl geeigneter Metallschäume versucht, die Einflüsse des Grundwerkstoffs auf das Verformungsverhalten von denen der Struktur zu trennen.

Im einsinnigen Zugversuch ist der Einfluss der Duktilität besonders stark ausgeprägt, da hier eine nennenswerte Streckung der Zellstege in die Richtung der Zugbelastung durch die Bildung plastischer Fließgelenke in den Knotenpunkten nur möglich ist, wenn die Duktilität des Stegwerkstoffs eine entsprechende Verformung überhaupt zulässt. Während sprödere Schäu-

me im Zugversuch deswegen nur Bruchdehnungen von etwa $A=1\%$ aufweisen, erreichte der untersuchte Messingschwamm bei identischer Zellgeometrie beachtliche Bruchdehnungen in der Größenordnung von 25%. Im für die Absorption von Aufprallenergie wichtigen Druckversuch wirkt sich das spröde Versagen von Stegen weniger stark aus als im Zugversuch. Dennoch tragen auch unter Druckbeanspruchung eine verbesserte Duktilität des Grundwerkstoffs und eine gute Homogenität der Porenstruktur zu einer verringerten Neigung zur Verformungslokalisierung bei, wohingegen sprödere Schaumwerkstoffe ausgeprägte Verformungsbänder aufweisen.

Unter zyklischer mechanischer Beanspruchung dominiert nach einer anfänglichen Phase des zyklischen Kriechens Ermüdungsrissausbreitung den Schädigungsverlauf. Das Versagen von Zellstegen reduziert mit zunehmender Risslänge immer mehr die Probensteifigkeit im Zugbereich, während im Druckbereich die gebrochenen Zellstege aufeinander aufsetzen und damit die ursprüngliche Steifigkeit der ungeschädigten Zellstruktur weitestgehend erhalten bleibt. Bei höheren Prüftemperaturen verringern sich die Fließspannungen deutlich und Spannungsrelaxations- sowie Kriecheffekte gewinnen zunehmend an Relevanz. Die gemessenen Lebensdauern in gesamtdehnungsgeregelten thermomechanischen Ermüdungsversuchen hängen daher in hohem Maße von der eingestellten Phasenbeziehung zwischen den Verläufen von Temperatur und mechanischer Beanspruchung ab. Unter in-phase-TMF-Beanspruchung bilden sich Druckmittelspannungen aus und aufgrund gleichphasig zur mechanischen Dehnung auftretender thermischer Dehnungen reduziert sich die schädigungswirksame plastische Dehnungsschwingbreite im Vergleich zu einem out-of-phase-TMF-Versuch unter ansonsten gleichen Prüfbedingungen, woraus eine um etwa den Faktor 3 höhere Lebensdauer resultiert.

Ergänzend zu den experimentell ausgerichteten Untersuchungen in dieser Arbeit wurde bei den Projektpartnern aus der Mechanik (Prof. Becker, TU Darmstadt und Dr. Hohe, Fraunhofer IWM Freiburg) eine Modellierung des mechanischen Verhaltens von Metallschaumwerkstoffen auf der Basis eines verzerrungsenergiebasierten Homogenisierungskonzepts betrieben. Die Ermittlung der Effektiveigenschaften beruhte hierbei auf der Betrachtung eines repräsentativen Volumenelements bestehend aus einer kubisch raumzentrierten Anordnung von Tetrakaidekaedern. Vergleiche zwischen den Modellberechnungen und den realen Experimenten ergaben im Bereich einsinniger Beanspruchung sehr gute qualitative Übereinstimmung. Zudem dienten die Modellierungsergebnisse der Schärfung des Blicks bei der Identifikation wesentlicher Einflussparameter auf das mechanische Verhalten. Durch gezielte Variation der Randbedingungen konnte beispielsweise die besondere Bedeutung des Dehnungszu-

stands in der Probe auf die Kennwerte des Druckversuchs herausgestellt werden. Auch das Ermüdungsverhalten konnte im Modell recht gut beschrieben werden, indem ein Schädigungsansatz verfolgt wurde, welcher das fortschreitende Stegversagen infolge von Ermüdungsrissausbreitung durch die Verwendung einer Schadensakkumulationshypothese berücksichtigte.

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen an verschiedenen metallischen Schaumwerkstoffen haben sowohl unter einsinniger als auch unter zyklischer Beanspruchung die großen Einflüsse des Stegwerkstoffs sowie der Homogenität der Schaumstruktur auf die Ausbildung der Verformungsmechanismen nachgewiesen. Obwohl die Homogenität der auf dem Markt erhältlichen Metallschaumwerkstoffe in den letzten Jahren durch Herstellprozessoptimierungen deutlich verbessert werden konnte, liegt in der Steigerung der Duktilität des Stegmaterials noch erhebliches Potenzial für eine Aufwertung der Metallschäume. Erst wenn es gelingt, die mechanischen Kennwerte der Metallschäume ganz gezielt und in der Massenfertigung reproduzierbar auf die Vorgaben einer bestimmten Anwendung einzustellen, können komplexere Anwendungsgebiete für diese Werkstoffe erschlossen werden. Neben der weiteren wissenschaftlichen Untersuchung der Besonderheiten im mechanischen Verhalten der Schaumwerkstoffe kommt aber auch der Erarbeitung allgemein anerkannter Prüfstandards eine große Bedeutung zu, mit deren Hilfe den anwendenden Ingenieuren in der Praxis belastbare Kennwerte an die Hand gegeben werden können.

8 Literatur

- [1] Fratzl, P.; Weinkamer, R.: Nature's hierarchical materials, *Progress in Materials Science*, 52 (2007), 1263-1334
- [2] Burgert, I.; Fratzl, P.: Plants control the properties and actuation of their organs through the orientation of cellulose fibrils in their cell walls, *Integrative and Comparative Biology*, 49 (2009), 69-79
- [3] Benninghoff, A.G., K.: Lehrbuch der Anatomie des Menschen, Urban und Schwarzenberg, München Berlin, 1961
- [4] Pippan, R.: Handbook of cellular metals, Wiley VCH, 2002
- [5] Gibson, L.J.; Ashby, M.F.: Cellular solids: Structure & properties, Cambridge University Press, 1997
- [6] Schutz, W.: A history of fatigue, *Engineering Fracture Mechanics*, 54 (1996), 263-300
- [7] Krupp, U.: Fatigue crack propagation in metals and alloys, Wiley VCH, Weinheim, 2006
- [8] Christ, H.J., Editor Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998
- [9] Poncelet, J.V.: Introduction á la mécanique industrielle, physic ou expèrimentale, Imprimerie de Gauthier-Villar, Paris, 1839
- [10] Albert, W.a.J.: Über Treibseile am Harz, *Archive für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde*, 10 (1837), 215-234
- [11] Rankine, W.J.M.: On the causes of the unexpected breakage of the journals of railway axles, and on the means of preventing such accidents by observing the law of continuity in their construction, *Institution of Civil Engineers, Minutes of Proceedings*, (1843), 105-108
- [12] Wöhler, A.: Versuche zur Ermittlung der auf die Eisenbahnwagenachsen einwirkenden Kräfte und die Widerstandsfähigkeit der Wagenachsen, *Zeitschrift für Bauwesen*, Band 10 (1860), 583-616
- [13] Wöhler, A.: Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt a.d.O. angestellt sind, *Zeitschrift für Bauwesen*, Band 13 (1863), 233-258
- [14] Basquin, O.H.: The exponential law on endurance tests. American Society for Testing and Materials 10, 1910, p.625-630
- [15] Coffin, L.F.: A study of the effects of cyclic thermal stress on a ductile metal, *Transactions of ASME*, 76 (1954), 931-950
- [16] Manson, S.S.: Behaviour of materials under conditions of thermal stress. Heat Transfer, Symposium University of Michigan, Engineering Research Institute, 1954, p.9-75
- [17] Masing, G.: Zur Heyn'schen Theorie der Verfestigung der Metalle durch verborgene elastische Spannungen, *Wissenschaftliche Veröffentlichungen aus dem Siemens-Konzern*, 3 (1923), 231-239

- [18] Masing, G.: Eigenspannungen in kaltgereckten Metallen, *Zeitschrift technische Physik*, 6 (1925), 569-573
- [19] Paris, P.C.; Gomez, M.P.; Anderson, W.E.: A rational analytic theory of fatigue, *The Trend in Engineering*, 13 (1961), 9-14
- [20] Elber, W.: Fatigue crack closure under cyclic tension *Engineering Fracture Mechanics*, 2 (1970), 37-44
- [21] Elber, W.: Citation classic - the significance of fatigue crack closure - damage tolerance in aircraft structures, *Current Contents/Engineering Technology & Applied Sciences*, (1983), 22-22
- [22] Schöler, K.; Christ, H.J.: Servohydraulische Prüfsysteme vergleichen - Untersuchungen zum Regelverhalten, *Zeitschrift Materialprüfung*, 38 (1996), 488-492
- [23] Bauer, V.: Verhalten metallischer Werkstoffe unter thermomechanischer Belastung - experimentelle Charakterisierung und modellmäßige Beschreibung Fachbereich Maschinentechnik, Dissertation: Universität Siegen, 2005
- [24] Christ, H.J.: Wechselverformung von Metallen - Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten und Mikrostruktur, Springer-Verlag, Berlin, 1991
- [25] Mughrabi, H.; Herz, K.; Stark, X.: Cyclic deformation and fatigue behaviour of alpha-iron mono- and polycrystals, *International Journal of Fracture*, 17 (1981), 193-220
- [26] Feltner, C.E.; Laird, C.: Factors influencing the dislocation structures in fatigued metals, *TMS-AIME*, 242 (1968), 1253-1257
- [27] Lukás, P., Klesnil, M.: Fatigue damage and dislocation substructure. In: Devereux O.J.M., A.; Staehl, R.W., editor, International Conference on Corrosion Fatigue, Storrs, Connecticut: National Association of Corrosion Engineers NACE, 1971
- [28] Hodge, A.M.; Biener, J.; Hayes, J.R.; Bythrow, P.M.; Volkert, C.A.; Hamza, A.V.: Scaling equation for yield strength of nanoporous open-cell foams, *Acta Materialia*, 55 (2007), 1343-1349
- [29] Bach, F.W.; Bormann, D.; Kucharski, R.; Meyer-Lindenberg, A.: Magnesium sponges as a bioabsorbable material attributes and challenges, *International Journal of Materials Research*, 98 (2007), 609-612
- [30] Yamada, Y.; Shimojima, K.; Sakaguchi, Y.; Mabuchi, M.; Nakamura, M.; Asahina, T.; Mukai, T.; Kanahashi, H.; Higashi, K.: Processing of cellular magnesium materials, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000), 184-187
- [31] Bram, M.; Stiller, C.; Buchkremer, H.P.; Stover, D.; Baur, H.: High-porosity titanium, stainless steel, and superalloy parts, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000), 196-199
- [32] Dunand, D.C.: Processing of titanium foams, *Advanced Engineering Materials*, 6 (2004), 369-376
- [33] Gagliardi, F.; Filice, L.; Umbrello, D.; Shivpuri, R.: Forging of metallic foams to reproduce biomechanical components, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 480 (2008), 510-516
- [34] Laptev, A.; Bram, M.; Buchkremer, H.P.; Stover, D.: Study of production route for titanium parts combining very high porosity and complex shape, *Powder Metallurgy*, 47 (2004), 85-92

- [35] Degischer, H.-P.; Kriszt, B.: Handbook of cellular metals, Wiley VCH, Weinheim, 2002
- [36] Banhart, J.: Manufacturing routes for metallic foams, *Jom-Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 52 (2000), 22-27
- [37] Patel, M.R.; Finnie, I.: Structural features and mechanical properties of rigid cellular plastics, *Journal of Materials*, 5 (1970), 909-&
- [38] Menges, G.; Knipschild, F.: Estimation of mechanical-properties for rigid polyurethane foams, *Polymer Engineering and Science*, 15 (1975), 623-627
- [39] Warren, W.E.; Kraynik, A.M.: The linear elastic properties of open-cell foams, *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the Asme*, 55 (1988), 341-346
- [40] Christensen, R.M.: Sufficient symmetry conditions for isotropy of the elastic-moduli tensor, *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the Asme*, 54 (1987), 772-777
- [41] Voronoi, G.: Nouvelles applications des paramètres continus à la théorie des formes quadratiques, *J. Reine und Angew. Math.*, 134 (1908), 198-287
- [42] Thomson, W.: On the division of space with minimum potential area (reprinted), *Philosophical Magazine Letters*, 88 (2008), A503-A514
- [43] Plateau, J.: Statique expérimentale et théorique des liquids soumis aux seules forces moléculaire, Gauthiers-Villars, Paris, 1873
- [44] Patton, T.C.: Reflections of a paint engineer on paint flow, interface physics, and pigment dispersion, *Journal of Paint Technology*, 42 (1970), 665
- [45] Warren, W.E.; Kraynik, A.M.: Linear elastic behavior of a low-density kelvin foam with open cells, *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the ASME*, 64 (1997), 787-794
- [46] Zhu, H.X.; Knott, J.F.; Mills, N.J.: Analysis of the elastic properties of open-cell foams with tetrakaidecahedral cells, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45 (1997), 319
- [47] Huber, A.T.; Gibson, L.J.: Anisotropy of foams, *Journal of Materials Science*, 23 (1988), 3031-3040
- [48] Sahraoui, S.; Mariez, E.; Etchessahar, M.: Linear elastic properties of anisotropic open-cell foams, *Journal of the Acoustical Society of America*, 110 (2001), 635-637
- [49] Sullivan, R.M.; Ghosn, L.J.; Lerch, B.A.: A general tetrakaidecahedron model for open-celled foams, *International Journal of Solids and Structures*, 45 (2008), 1754-1765
- [50] Gong, L.; Kyriakides, S.; Jang, W.Y.: Compressive response of open-cell foams. Part i: Morphology and elastic properties, *International Journal of Solids and Structures*, 42 (2005), 1355-1379
- [51] Gibson, L.J.; Ashby, M.F.: The mechanics of 3-dimensional cellular materials, *Proceedings of the Royal Society of London Series a-Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 382 (1982), 43-&
- [52] Gent, A.N.; Thomas, A.G.: The deformation of foamed elastic materials, *Journal of Applied Polymer Science*, 1 (1959), 107-113

- [53] Vanderburg, M.W.D.; Shulmeister, V.; Vandergeissen, E.; Marissen, R.: On the linear elastic properties of regular and random open-cell foam models, *Journal of Cellular Plastics*, 33 (1997), 31
- [54] Shulmeister, V.; Van Der Burg, M.W.D.; Van Der Giessen, E.; Marissen, R.: A numerical study of large deformations of low-density elastomeric open-cell foams, *Mechanics of Materials*, 30 (1998), 125-140
- [55] Zhu, H.X.; Hobdell, J.R.; Windle, A.H.: Effects of cell irregularity on the elastic properties of open-cell foams, *Acta Materialia*, 48 (2000), 4893-4900
- [56] Harders, H.; Hupfer, K.; Rösler, J.: Influence of cell wall shape and density on the mechanical behaviour of 2D foam structures, *Acta Materialia*, 53 (2005), 1335-1345
- [57] Timoshenko, S.P.; Goodier, J.N.: Theory of elasticity, Mc Graw-Hill Book Company, New York, 1970
- [58] Illerhaus, B.; Goebbels, J.: Three-dimensional characterization of metal foam structures via micro-computed tomography, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000), 527-528
- [59] Maire, E.; Babout, L.; Buffiere, J.Y.; Fougères, R.: Recent results on 3d characterisation of microstructure and damage of metal matrix composites and a metallic foam using x-ray, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 319 (2001), 216-219
- [60] Buffiere, J.Y.; Maire, E.; Cloetens, P.; Lormand, G.; Fougères, R.: Characterization of internal damage in a mmcp using x-ray synchrotron phase contrast microtomography, *Acta Materialia*, 47 (1999), 1613-1625
- [61] Olurin, O.B.; Arnold, M.; Korner, C.; Singer, R.F.: The investigation of morphometric parameters of aluminium foams using micro-computed tomography, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 328 (2002), 334-343
- [62] Kottar, A.; Degischer, H.P.; Kriszt, B.: X-ray computed tomography for characterization of cellular aluminum and its deformation, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000), 465-469
- [63] Maire, E.; Fazekas, A.; Salvo, L.; Dendievel, R.; Youssef, S.; Cloetens, P.; Letang, J.M.: X-ray tomography applied to the characterization of cellular materials. Related finite element modeling problems, *Composites Science and Technology*, 63 (2003), 2431-2443
- [64] Roberts, A.P.; Garboczi, E.J.: Elastic moduli of model random three-dimensional closed-cell cellular solids, *Acta Materialia*, 49 (2001), 189-197
- [65] Barbe, F.; Decker, L.; Jeulin, D.; Cailletaud, G.: Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 1: Fe model, *International Journal of Plasticity*, 17 (2001), 513-536
- [66] Ulrich, D.; Van Rietbergen, B.; Weinans, H.; Rügsegger, P.: Finite element analysis of trabecular bone structure: A comparison of image-based meshing techniques, *Journal of Biomechanics*, 31 (1998), 1187-1192
- [67] Youssef, S.; Maire, E.; Gaertner, R.: Finite element modelling of the actual structure of cellular materials determined by x-ray tomography, *Acta Materialia*, 53 (2005), 719-730

- [68] Paserin, V.; Marcuson, S.; Shu, J.; Wilkinson, D.S.: Cvd technique for inco nickel foam production, *Advanced Engineering Materials*, 6 (2004), 454-459
- [69] Prakash, O.; Sang, H.; Embury, J.D.: Structure and properties of al-sic foam, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 199 (1995), 195-203
- [70] Sugimura, Y.; Meyer, J.; He, M.Y.; Bartsmith, H.; Grenstedt, J.; Evans, A.G.: On the mechanical performance of closed cell al alloy foams, *Acta Materialia*, 45 (1997), 5245-5259
- [71] Ip, S.W.; Wang, Y.; Toguri, J.M.: Aluminum foam stabilization by solid particles, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 38 (1999), 81-92
- [72] Korner, C.; Singer, R.F.: Processing of metal foams - challenges and opportunities, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000), 159-165
- [73] Miyoshi, T.; Itoh, M.; Akiyama, S.; Kitahara, A.: Alporas aluminum foam: Production process, properties, and applications, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000), 179-183
- [74] Grote, F.; Busse, R.: Casting techniques for open-cell metal foams using mineral pellets, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000), 415-418
- [75] Hintz, C.; Wagner, I.; Guntner, A.; Sahn, P.R.: Mechanical and tribological properties of precision-cast foams and composite materials, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000), 574-577
- [76] Girlich, D.; Franzke, U.: Open pore metal foams for heat exchange in ventilation and refrigeration, *Advanced Engineering Materials*, 3 (2001), 351-352
- [77] Hohfeld, J.; Hipke, T.; Stephani, G.; Girlich, D.; Gerlach, F.; Kovacs, B.: With fight weight as a goal - the organization "Verbund zellulärer Werkstoffe" in Saxony, *Metall*, 58 (2004), 380-385
- [78] Banhart, J.: Properties and applications of cast aluminum sponges, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000), 188-191
- [79] Banhart, J.: Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams, *Progress in Materials Science*, 46 (2001), 559
- [80] Banhart, J.: Aluminum foams: On the road to real applications, *Mrs Bulletin*, 28 (2003), 290-295
- [81] Banhart, J.: Aluminium foams for lighter vehicles, *International Journal of Vehicle Design*, 37 (2005), 114-125
- [82] Kunze, H.D.; Baumeister, J.; Banhart, J.; Weber, M.: P/m technology for the production of metal foams, *Powder Metallurgy International*, 25 (1993), 182-185
- [83] Matijasevic, B.; Banhart, J.: Improvement of aluminium foam technology by tailoring of blowing agent, *Scripta Materialia*, 54 (2006), 503-508
- [84] Yu, C.J.; Eifert, H.H.; Banhart, J.; Baumeister, J.: Metal foaming by a powder metallurgy method: Production, properties and applications, *Materials Research Innovations*, 2 (1998), 181-188
- [85] Yu, C.J.; Eifert, H.H.; Banhart, J.; Baumeister, J.: Metal foams, *Advanced Materials & Processes*, 154 (1998), 45-47

- [86] Simancik, F.; Jerz, J.; Kovacik, J.; Minar, P.: Aluminium foam - a new light-weight structural material, *Kovove Materialy-Metallic Materials*, 35 (1997), 265-277
- [87] Grote, F.; Busse, P.; Schmitz, M.: Structure-property correlation of open-pore metal foams using 3d structural characterization, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000), 470-473
- [88] Hintz, C.: Präzisionsgegossene metallische Schwammstrukturen. Gießerei-Institut, Dissertation, Aachen: RWTH Aachen, 2003
- [89] Aveyard, R.; Binks, B.P.; Clint, J.H.: Emulsions stabilised solely by colloidal particles, *Advances in Colloid and Interface Science*, 100 (2003)
- [90] Gonzenbach, U.T.; Studart, A.R.; Tervoort, E.; Gauckler, L.J.: Ultrastable particle-stabilized foams, *Angewandte Chemie-International Edition*, 45 (2006), 3526-3530
- [91] Korner, C.; Arnold, M.; Singer, R.F.: Metal foam stabilization by oxide network particles, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 396 (2005), 28-40
- [92] Korner, C.: Foam formation mechanisms in particle suspensions applied to metal foams, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 495 (2008), 227-235
- [93] Leitlmeier, D.; Degischer, H.P.; Flankl, H.J.: Development of a foaming process for particulate reinforced aluminum melts, *Advanced Engineering Materials*, 4 (2002), 735-740
- [94] Korner, C.; Hirschmann, M.; Wiehler, H.: Integral foam moulding of light metals, *Materials Transactions*, 47 (2006), 2188-2194
- [95] Wiehler, H.; Koerner, C.; Singer, R.F.: High pressure integral foam moulding of aluminium - process technology, *Advanced Engineering Materials*, 10 (2008), 171-178
- [96] Byakova, A.; Sirko, A.; Mykhalekov, K.; Milman, Y.; Gnyloskurenko, S.; Nakamura, T.: Improvements in stabilisation and cellular structure of al based foams with novel carbonate foaming agent, *High Temperature Materials and Processes*, 26 (2007), 239-246
- [97] Byakova, A.V.; Gnyloskurenko, S.V.; Sirko, A.I.; Milman, Y.V.; Nakamura, T.: The role of foaming agent in structure and mechanical performance of al based foams, *Materials Transactions*, 47 (2006), 2131-2136
- [98] Hipke, T.; Lange, G.; Poss, R.: Taschenbuch für Aluminiumschäume, Aluminium-Verlag, 2007
- [99] Banhart, J.; Seeliger, H.W.: Aluminium foam sandwich panels: Manufacture, metallurgy and applications, *Advanced Engineering Materials*, 10 (2008), 793-802
- [100] Schwingel, D.; Seeliger, H.W.; Vecchionacci, C.; Alwes, D.; Dittrich, J.: Aluminium foam sandwich structures for space applications, *Acta Astronautica*, 61 (2007), 326-330
- [101] Shabestari, S.G.; Wanderka, N.; Seeliger, W.; Banhart, J.: Optimisation of the strength of aluminium foam sandwich (afs) panels by different heat treatments, *Aluminium Alloys 2006, Pts 1 and 2*, 519-521 (2006), 1221-1226
- [102] Stobener, K.; Baumeister, J.; Rausch, G.; Busse, M.: Metal foams with advanced pore morphology (APM), *High Temperature Materials and Processes*, 26 (2007), 231-237

- [103] Banhart, J.; Baumeister, J.: Deformation characteristics of metal foams, *Journal of Materials Science*, 33 (1998), 1431-1440
- [104] Cheng, H.F.; Huang, X.M.; Wei, J.N.; Han, F.S.: Damping capacity and compressive characteristic in some aluminum foams, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 13 (2003), 1046-1050
- [105] Despois, J.F.; Mueller, R.; Mortensen, A.: Uniaxial deformation of microcellular metals, *Acta Materialia*, 54 (2006), 4129-4142
- [106] Gibson, L.J.: Mechanical behavior of metallic foams, *Annual Review of Materials Science*, 30 (2000), 191-227
- [107] Kanahashi, H.; Mukai, T.; Nieh, T.G.; Aizawa, T.; Higashi, K.: Effect of cell size on the dynamic compressive properties of open-celled aluminum foams, *Materials Transactions*, 43 (2002), 2548-2553
- [108] Kriszt, B.; Foroughi, B.; Faure, K.; Degischer, H.P.: Behaviour of aluminium foam under uniaxial compression, *Materials Science and Technology*, 16 (2000), 792-796
- [109] Nieh, T.G.; Higashi, K.; Wadsworth, J.: Effect of cell morphology on the compressive properties of open-cell aluminum foams, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 283 (2000), 105-110
- [110] Yu, H.J.; Guo, Z.Q.; Li, B.; Yao, G.C.; Luo, H.J.; Liu, Y.H.: Research into the effect of cell diameter of aluminum foam on its compressive and energy absorption properties, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 454 (2007), 542-546
- [111] Koza, E.; Leonowicz, M.; Wojciechowski, S.; Simancik, F.: Compressive strength of aluminium foams, *Materials Letters*, 58 (2004), 132-135
- [112] Olurin, O.B.; Fleck, N.A.; Ashby, M.F.: Deformation and fracture of aluminium foams, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 291 (2000), 136-146
- [113] Simone, A.E.; Gibson, L.J.: Effects of solid distribution on the stiffness and strength of metallic foams, *Acta Materialia*, 46 (1998), 2139-2150
- [114] Andrews, E.; Sanders, W.; Gibson, L.J.: Compressive and tensile behaviour of aluminum foams, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 270 (1999), 113-124
- [115] Simone, A.E.; Gibson, L.J.: Aluminum foams produced by liquid-state processes, *Acta Materialia*, 46 (1998), 3109-3123
- [116] Hakamada, M.; Asao, Y.; Kuromura, T.; Chen, Y.Q.; Kusuda, H.; Mabuchi, M.: Density dependence of the compressive properties of porous copper over a wide density range, *Acta Materialia*, 55 (2007), 2291-2299
- [117] Bart-Smith, H.; Bastawros, A.F.; Mumm, D.R.; Evans, A.G.; Sypeck, D.J.; Wadley, H.N.G.: Compressive deformation and yielding mechanisms in cellular Al alloys determined using x-ray tomography and surface strain mapping, *Acta Materialia*, 46 (1998), 3583-3592
- [118] Bastawros, A.F.; Bart-Smith, H.; Evans, A.G.: Experimental analysis of deformation mechanisms in a closed-cell aluminum alloy foam, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48 (2000), 301-322

- [119] Song, H.W.; He, Q.J.; Xie, J.J.; Tobota, A.: Fracture mechanisms and size effects of brittle metallic foams: In situ compression tests inside SEM, *Composites Science and Technology*, 68 (2008), 2441-2450
- [120] Alkhader, M.; Vural, M.: Mechanical response of cellular solids: Role of cellular topology and microstructural irregularity, *International Journal of Engineering Science*, 46 (2008), 1035-1051
- [121] Thornton, P.H.; Magee, C.L.: Deformation of aluminum foams, *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 6 (1975), 1253-1263
- [122] Gui, M.C.; Wang, D.B.; Wu, J.J.; Yuan, G.J.; Li, C.G.: Deformation and damping behaviors of foamed al-si-sicp composite, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 286 (2000), 282-288
- [123] Bollinghaus, T.; Von Hagen, H.; Bleck, W.: Fatigue of sandwich structures made of steel-clad aluminum foam, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000), 488-492
- [124] Motz, C.; Pippin, R.: Deformation behaviour of closed-cell aluminium foams in tension, *Acta Materialia*, 49 (2001), 2463-2470
- [125] Fleck, N.A.; Parker, P.: Part ii project report. 1988
- [126] Harte, A.M.; Fleck, N.A.; Ashby, M.F.: Fatigue failure of an open cell and a closed cell aluminium alloy foam, *Acta Materialia*, 47 (1999), 2511-2524
- [127] Sugimura, Y.; Rabiei, A.; Evans, A.G.; Harte, A.M.; Fleck, N.A.: Compression fatigue of a cellular al alloy, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 269 (1999), 38-48
- [128] Kolluri, M.; Mukherjee, M.; Garcia-Moreno, F.; Banhart, J.; Ramamurty, U.: Fatigue of a laterally constrained closed cell aluminum foam, *Acta Materialia*, 56 (2008), 1114-1125
- [129] Bart-Smith, H.; Hutchinson, J.W.; Fleck, N.A.; Evans, A.G.: Influence of imperfections on the performance of metal foam core sandwich panels, *International Journal of Solids and Structures*, 39 (2002), 4999-5012
- [130] Beck, T.; Lohe, D.; Baumgartner, F.: The fatigue behavior of an aluminium foam sandwich beam under alternating bending, *Advanced Engineering Materials*, 4 (2002), 787-790
- [131] Bouwhuis, B.A.; Bele, E.; Hibbard, G.D.: Edge effects in compression testing periodic cellular metal sandwich cores, *Journal of Materials Science*, 43 (2008), 3267-3273
- [132] Chen, C.; Harte, A.M.; Fleck, N.A.: The plastic collapse of sandwich beams with a metallic foam core, *International Journal of Mechanical Sciences*, 43 (2001), 1483-1506
- [133] Chen, C.; Fleck, N.A.: Size effects in the constrained deformation of metallic foams, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50 (2002), 955-977
- [134] Harte, A.M.; Fleck, N.A.; Ashby, M.F.: Sandwich panel design using aluminum alloy foam, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000), 219-222
- [135] Hosur, M.V.; Abdullah, M.; Jeelani, S.: Dynamic compression behavior of integrated core sandwich composites, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 445 (2007), 54-64

- [136] Roosen, D.: Fatigue behavior of sandwich foam core materials: Comparison of different core materials, *Journal of Advanced Materials*, 37 (2005), 38-42
- [137] Salvo, L.; Belestin, P.; Maire, E.; Jacquesson, M.; Vecchionacci, C.; Boller, E.; Bornert, M.; Doumalin, P.: Structure and mechanical properties of afs sandwiches studied by in-situ compression tests in x-ray microtomography, *Advanced Engineering Materials*, 6 (2004), 411-415
- [138] Motz, C.; Friedl, O.; Pippan, R.: Fatigue crack propagation in cellular metals, *International Journal of Fatigue*, 27 (2005), 1571-1581
- [139] Olurin, O.B.; Mccullough, K.Y.G.; Fleck, N.A.; Ashby, M.F.: Fatigue crack propagation in aluminium alloy foams, *International Journal of Fatigue*, 23 (2001), 375-382
- [140] Pyzalla, A.R.R., W.: Kriechschädigung dreidimensional sichtbar gemacht, *Physik in unserer Zeit*, 36 (2005), 155-156
- [141] Frost, H.J.: Deformation mechanism and fracture mechanism maps, *Cim Bulletin*, 75 (1982), 110-110
- [142] Ashby, M.F.: Mechanisms of deformation and fracture, *Advances in Applied Mechanics*, 23 (1983), 117-177
- [143] Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, Vieweg Verlag, Braunschweig, 1998
- [144] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Teubner-Verlag, Wiesbaden, 2003
- [145] Cocks, A.C.F.; Ashby, M.F.: Creep-buckling of cellular solids, *Acta Materialia*, 48 (2000), 3395-3400
- [146] Goretta, K.C.; Brezny, R.; Dam, C.Q.; Green, D.J.; Dearellanolopez, A.R.; Dominguezrodriguez, A.: High-temperature mechanical-behavior of porous open-cell Al₂O₃, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 124 (1990), 151-158
- [147] Andrews, E.W.; Huang, J.S.; Gibson, L.J.: Creep behavior of a closed-cell aluminum foam, *Acta Materialia*, 47 (1999), 2927-2935
- [148] Andrews, E.W.; Gibson, L.J.; Ashby, M.F.: Overview no. 132: The creep of cellular solids, *Acta Materialia*, 47 (1999), 2853-2863
- [149] Andrews, E.W.; Gibson, L.J.: The role of cellular structure in creep of two-dimensional cellular solids, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 303 (2001), 120-126
- [150] Haag, M.; Wanner, A.; Clemens, H.; Zhang, P.; Kraft, O.; Arzt, E.: Creep of aluminum-based closed-cell foams, *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 34A (2003), 2809-2817
- [151] Oppenheimer, S.M.; Dunand, D.C.: Finite element modeling of creep deformation in cellular metals, *Acta Materialia*, 55 (2007), 3825-3834
- [152] Krupp, U.; Ohrndorf, A.; Guillen, T.; Hipke, T.; Hohlfeld, J.; Aegerter, J.; Danninger, A.; Reinfried, M.: Development of a standard for compression testing of cellular metals. In: Lefebvre L.P., Banhart J., Dunand D.C., editors, *MetFoam 2007*, Montreal, Canada: DEStech Publications, 2007, p.407-410

- [153] Schmidt, P.: Konstruktion und Inbetriebnahme einer Temperaturkammer zur Durchführung von TMF-Versuchen an offenporigen metallischen Schäumen, Studienarbeit, Siegen: Universität Siegen, 2003
- [154] Hall, E.O.: The deformation and ageing of mild steel .3. Discussion of results, *Proceedings of the Physical Society of London Section B*, 64 (1951), 747-753
- [155] Petch, N.J.: The cleavage strength of polycrystals, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174 (1953), 25-28
- [156] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Metallkunde, Berlin, Heidelberg, 2001
- [157] Goussery, V.; Bienvenu, Y.; Forest, S.; Gourgues, A.F.; Colin, C.; Bartout, J.D.: Grain size effects on the mechanical behavior of open-cell nickel foams, *Advanced Engineering Materials*, 6 (2004), 432-439
- [158] Arzt, E.: Overview no. 130 - size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints: A comparative review, *Acta Materialia*, 46 (1998), 5611-5626
- [159] Altenpohl, D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer-Verlag, 1965
- [160] Panuskova, M.; Tillova, E.; Chalupova, M.: Relation between mechanical properties and microstructure of cast aluminum alloy AlSi9Cu3, *Strength of Materials*, 40 (2008), 98-101
- [161] Shivkumar, S.; Wang, L.; Keller, C.: Impact properties of Al-Si-Cu alloys, *Zeitschrift für Metallkunde*, 85 (1994), 394-399
- [162] Pedersen, L.; Arnberg, L.: The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMgMn foundry alloys, *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 32 (2001), 525-532
- [163] Timelli, G.; Lohne, O.; Arnberg, L.; Laukli, H.I.: Effect of solution heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a die-cast AlSi7MgMn alloy, *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 39A (2008), 1747-1758
- [164] Tiryakioglu, M.: Si particle size and aspect ratio distributions in an Al-7%Si-0.6%Mg alloy during solution treatment, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 473 (2008), 1-6
- [165] Hansen, M.: Constitution of binary alloys, Mc Graw-Hill Book Co., New York, 1958
- [166] Wallbaum, H.J.: Kupfer, Springer-Verlag, Berlin, 1964
- [167] Mukai, T.; Kanahashi, H.; Miyoshi, T.; Mabuchi, M.; Nieh, T.G.; Higashi, K.: Experimental study of energy absorption in a close-celled aluminum foam under dynamic loading, *Scripta Materialia*, 40 (1999), 921-927
- [168] Dannemann, K.A.; Lankford, J.: High strain rate compression of closed-cell aluminium foams, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 293 (2000), 157-164
- [169] Deshpande, V.S.; Fleck, N.A.: High strain rate compressive behaviour of aluminium alloy foams, *International Journal of Impact Engineering*, 24 (2000), 277-298
- [170] Ruan, D.; Lu, G.; Chen, F.L.; Siores, E.: Compressive behaviour of aluminium foams at low and medium strain rates, *Composite Structures*, 57 (2002), 331-336

- [171] Bourne, N.K.; Bennett, K.; Milne, A.M.; Macdonald, S.A.; Harrigan, J.J.; Millett, J.C.F.: The shock response of aluminium foams, *Scripta Materialia*, 58 (2008), 154-157
- [172] Cady, C.M.; Gray, G.T.; Liu, C.; Lovato, M.L.; Mukai, T.: Compressive properties of a closed-cell aluminum foam as a function of strain rate and temperature, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 525 (2009), 1-6
- [173] Mundl, A.K., H.: Einfluss von Schwankungen im Festphasengehalt und Kreislaufanteil auf die mechanischen Kennwerte von AlSi7Mg, *Giesserei*, 88 (2001), 55-58
- [174] Banhart, J.; Baumeister, J.: Deformation characteristics of foamed metals, *Metall*, 51 (1997), 19-24
- [175] Linder, J.: The influence of surrounding environment on the fatigue properties for a high pressure die cast AlSi9Cu3 alloy, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 30 (2007), 759-765
- [176] Pabel, T.; Geier, G.F.; Rockenschaub, H.; Hopfinger, M.: Improved mechanical properties of the high pressure die casting alloy AlSi9Cu3(Fe)(Zn) as a result of the combination of natural and artificial ageing, *International Journal of Materials Research*, 98 (2007), 516-520
- [177] Amsterdam, E.; Onck, P.R.; De Hosson, J.T.M.: Fracture and microstructure of open cell aluminum foam, *Journal of Materials Science*, 40 (2005), 5813-5819
- [178] Tiryakioglu, M.; Campbell, J.; Alexopoulos, N.D.: On the ductility of cast Al-7 pct Si-Mg alloys, *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 40A (2009), 1000-1007
- [179] Alexopoulos, N.D.; Tiryakioglu, M.: On the uniform elongation of cast Al-7%Si-0.6%Mg (A357) alloys, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 507 (2009), 236-240
- [180] Mccullough, K.Y.G.; Fleck, N.A.; Ashby, M.F.: Uniaxial stress-strain behaviour of aluminium alloy foams, *Acta Materialia*, 47 (1999), 2323-2330
- [181] San Marchi, C.; Despois, J.F.; Mortensen, A.: Uniaxial deformation of open-cell aluminum foam: The role of internal damage, *Acta Materialia*, 52 (2004), 2895-2902
- [182] Kadar, C.; Chmelik, F.; Lendvai, J.; Voros, G.; Rajkovits, Z.: Acoustic emission of metal foams during tension, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 462 (2007), 316-319
- [183] Conde, Y.; Despois, J.F.; Goodall, R.; Marmottant, A.; Salvo, L.; San Marchi, C.; Mortensen, A.: Replication processing of highly porous materials, *Advanced Engineering Materials*, 8 (2006), 795-803
- [184] Despois, J.F.; Marmottant, A.; Conde, Y.; Goodall, R.; Salvo, L.; San Marchi, C.; Mortensen, A.: Microstructural tailoring of open-pore microcellular aluminium by replication processing, *Advanced Structural and Functional Materials Design, Proceedings*, 512 (2006), 281-288
- [185] Demiray, S.: Zur nichtlinearen Homogenisierung und mesoskopischen Simulation von Festkörperschwämmen, Dissertation, TU Darmstadt, 2007

- [186] Demiray, S.; Becker, W.; Hohe, J.: Strain-energy based homogenisation of two- and three-dimensional hyperelastic solid foams, *Journal of Materials Science*, 40 (2005), 5839-5844
- [187] Demiray, S.; Becker, W.; Hohe, J.: Investigation of the fatigue behavior of open cell foams by a micromechanical 3-D model, *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 504 (2009), 141-149
- [188] Krupp, U.; Ohrndorf, A.; Guillen, T.; Christ, H.J.; Demiray, S.; Becker, W.; Hohe, J.: Isothermal and thermomechanical fatigue behavior of open-cell metal sponges, *Advanced Engineering Materials*, 8 (2006), 821-827
- [189] Onck, P.R.; Van Merkerk, R.; De Hosson, J.T.M.; Schmidt, I.: Fracture of metal foams: In-situ testing and numerical modeling, *Advanced Engineering Materials*, 6 (2004), 429-431
- [190] Borovinsek, M.; Ren, Z.: Computational modelling of irregular open-cell foam behaviour under impact loading, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39 (2008), 114-120
- [191] Kraft, O.; Saxa, D.; Haag, M.; Wanner, A.: The effect of temperature and strain rate on the hardness of al and al-based foams as measured by nanoindentation, *Zeitschrift für Metallkunde*, 92 (2001), 1068-1073
- [192] Ramamurty, U.; Kumaran, M.C.: Mechanical property extraction through conical indentation of a closed-cell aluminum foam, *Acta Materialia*, 52 (2004), 181-189
- [193] Liu, Z.Q.; Scanlon, M.G.: Scaling young's modulus of cellular solids, *Journal of Materials Science Letters*, 22 (2003), 547-548
- [194] Hohe, J.; Becker, W.: Effective mechanical behavior of hyperelastic honeycombs and two-dimensional model foams at finite strain, *International Journal of Mechanical Sciences*, 45 (2003), 891-913
- [195] Yang, Q.S.; Becker, W.: A comparative investigation of different homogenization methods for prediction of the macroscopic properties of composites, *Cmes-Computer Modeling in Engineering & Sciences*, 6 (2004), 319-332
- [196] Voigt, W.: Über die Beziehung zwischen beiden Elastizitätskonstanten isotroper Körper. *Wiedemanns Annalen der Physik und Chemie*, vol. 38, 1889, p.573-587
- [197] Reuss, A.: Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen aufgrund der Plastizitätsbedingungen für Einkristalle, *Zeitung für angewandte Mathematik und Mechanik*, 9 (1929), 49-58
- [198] Demiray, S.; Ohrndorf, A.; Becker, W.; Hohe, J.; Krupp, U.; Christ, H.-J.: Micromechanical modeling and experimental characterization of the deformation behaviour of open-cell metal foams; in: *Cellular Metals and Polymers*; R.F. Singer, C. Körner, V. Altstadt, H. Münsted, Editors, Zürich: Trans Tech Publications, 2005
- [199] Demiray, S.; Becker, W.; Hohe, J.: A triangular v. Karman type finite element for sandwich plates with transversely compressible core, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 193 (2004), 2239-2260
- [200] Hohe, J.; Becker, W.: An energetic homogenisation procedure for the elastic properties of general cellular sandwich cores, *Composites Part B-Engineering*, 32 (2001), 185-197

- [201] Hohe, J.; Becker, W.: Homogenization of cellular sandwich cores considering core face sheet constraints, *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 81 (2001), S299-S300
- [202] Hohe, J.; Becker, W.; Goswami, S.: Singular stress fields in cellular cores for structural sandwich panels, *Composite Structures*, 53 (2001), 9-19
- [203] Hohe, J.; Becker, W.: Optimized structural sandwich panels with minimum delamination hazards, *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 23 (2002), 448-459
- [204] Ramamurty, U.; Paul, A.: Variability in mechanical properties of a metal foam, *Acta Materialia*, 52 (2004), 869-876
- [205] Mccullough, K.Y.G.; Fleck, N.A.; Ashby, M.F.: The stress-life fatigue behaviour of aluminium alloy foams, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 23 (2000), 199-208
- [206] Lehnhus, D.; Marschner, C.; Banhart, J.; Bomas, H.: Influence of heat treatment on compression fatigue of aluminium foams, *Journal of Materials Science*, 37 (2002), 3447-3451
- [207] Zhou, J.; Soboyejo, W.O.: Compression-compression fatigue of open cell aluminum foams: Macro-/micro-mechanisms and the effects of heat treatment, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 369 (2004), 23-35
- [208] Guillen, T.: The mechanical behaviour of the open cell AlSi7Mg foam under isothermal and thermomechanical loading conditions, Masterthesis, Siegen: Universität Siegen, 2007
- [209] Ingraham, M.D.; Demaria, C.J.; Issen, K.A.; Morrison, D.J.: Low cycle fatigue of aluminum foam, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 504 (2009), 150-156
- [210] Zhang, P.; Haag, M.; Kraft, O.; Wanner, A.; Arzt, E.: Microstructural changes in the cell walls of a closed-cell aluminium foam during creep, *Philosophical Magazine a-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties*, 82 (2002), 2895-2907
- [211] Lin, J.Y.; Huang, J.S.: Stress relaxation of cellular materials, *Journal of Composite Materials*, 39 (2005), 233-245
- [212] Huang, J.S.; Lin, J.Y.; Jang, M.J.: Stress relaxation of foamed high-alumina cement paste, *Cement and Concrete Research*, 35 (2005), 1503-1509
- [213] Evans, A.G.; Hutchinson, J.W.; Ashby, M.F.: Cellular metals, *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, 3 (1998), 288-303
- [214] Hakamada, M.; Nomura, T.; Yamada, Y.; Chino, Y.; Chen, Y.Q.; Kusuda, H.; Mabuchi, M.: Compressive deformation behavior at elevated temperatures in a closed-cell aluminum foam, *Materials Transactions*, 46 (2005), 1677-1680
- [215] Zhang, J.Y.; Zhang, P.; Gan, Q.L.; Guo, X.G.: Temperature-dependence of open-cell nickel foams properties, *Journal of Materials Science Letters*, 22 (2003), 1701-1703
- [216] Fuchs, H.; Wappelhorst, M.: Werkstoffentwicklung zukünftiger Leichtmetall-Motorblöcke und Zylinderköpfe - Fragen und Antworten, *VDI-Berichte*, 1718 (2003), 107-126