

Ein Beitrag zur zellularen Bauweise von Implantatwerkstoffen nach dem Vorbild der Natur

Dissertation

zur Erlangung des Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät III

Chemie, Pharmazie, Bio- und Werkstoffwissenschaften

der Universität des Saarlandes

vorgelegt von

Dipl.-Ing. (FH) Michael Hartmann

Saarbrücken

2012

Tag der Einreichung: 28.06.2012
Tag des Kolloquiums: 20.12.2012
Dekan: Prof. Dr. rer. nat. Volkhard Helms
Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Stefan Diebels
Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich
Prof. Dr.-Ing. Jörg Wellnitz
Vorsitz: Prof. Dr. rer. nat. Wulff Possart

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Technik und Design e.V. unter der Leitung von Herrn Prof. Dr.-Ing. Jörg Wellnitz, in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Technische Mechanik der Universität des Saarlandes unter der Leitung von Herrn Prof. Dr.-Ing. Stefan Diebels.

Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Jörg Wellnitz für die hervorragende wissenschaftliche Betreuung und Schaffung der notwendigen Rahmenbedingungen zur Durchführung dieser Arbeit.

Herzlich bedanken möchte ich mich ebenfalls für seine stets hilfreichen Ideen, welche entscheidend zum Erfolg dieser Arbeit beigetragen haben sowie für die Übernahme des Koreferates.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Stefan Diebels möchte ich für die Übernahme des Referates für diese Arbeit und seine wertvolle Unterstützung sowohl in inhaltlichen als auch in organisatorischen Belangen danken.

Mein Dank gilt weiterhin Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich für seine Bereitschaft zur Begutachtung meiner Arbeit.

Des Weiteren möchte ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen am Institut für Technik und Design e.V. und der Hochschule für Angewandte Wissenschaften Ingolstadt bedanken, welche mich bei der Durchführung meiner Arbeit unterstützt haben. Insbesondere möchte ich hierbei Dr.-Ing. Uli Burger hervorheben, zu dem sich auch über die Arbeit hinaus ein ganz persönliches Verhältnis eingestellt hat.

Diese Arbeit entstand im Rahmen des Forschungsprojektes „Anthrocells“, welches in Zusammenarbeit mit dem Universitätsklinikum Göttingen, Abteilung Orthopädie, und der Firma ARISTOTECH in Berlin durchgeführt wurde. Erst durch diese gemeinsame Kooperation, welche von Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) gefördert wurde, konnte die Durchführung der Forschungsarbeiten sichergestellt werden. Mein ganz besonderer Dank gilt hierbei dem Geschäftsführer der Firma MERETE, Herrn Dr.-Ing. Curt Kranz[†] sowie Herrn Dipl.-Ing. Gottfried Buchorn vom Universitätsklinikum Göttingen.

Schließlich gilt mein ganz persönlicher Dank meinen Eltern, die mich immer verständnisvoll begleitet und mir auch in in schwierigen Zeiten den nötigen Rückhalt gegeben haben.

Unterstell, im Juni 2012

Michael Hartmann

Kurzfassung

An die Implantatwerkstoffe in der Medizintechnik werden hohe Anforderungen hinsichtlich Biofunktionalität und Biokompatibilität gestellt. Zur Erfüllung dieser Eigenschaften bestehen viele Implantatwerkstoffe aus einem homogenen Vollmaterial. Die Verwendung zu steifer oder zu weicher Werkstoffe führt jedoch zu einer Veränderung des Lastpfades und somit zu einem, durch „Stress-Shielding“ hervorgerufenen adaptiven Knochenumbauprozess. Hierdurch kann es zum Versagen des Implantats oder zur Schädigung angrenzender Bereiche kommen.

Um ein Versagen durch Steifigkeitsunterschiede zu vermeiden, wird in dieser Arbeit ein pulvermetallurgisch hergestellter, bionischer Titanschaum mit knochenähnlicher Struktur und knochenähnlichen Eigenschaften erforscht.

Der Schwerpunkt liegt hierbei auf der Charakterisierung des mechanischen Verhaltens unter statischer und zyklischer Belastung.

Weiterhin werden die Einflüsse explizit gewählter Parameter (z. B. Porosität, Porengröße) auf das Werkstoffverhalten herausgearbeitet und die Einsatzmöglichkeiten am Beispiel eines Bandscheibenimplantats bewertet.

Auf der theoretischen Seite wird eine Berechnungsroutine vorgestellt, welche die Lebensdauervorhersage für den zellularen Werkstoff mittels der Finite Elemente Methode ermöglicht.

Aus den Simulationsergebnissen und den experimentellen Daten werden anschließend erste Materialparameter über Parameteridentifikation abgeleitet. Zum Abschluss werden Möglichkeiten zur Beschreibung knochenähnlicher Strukturen diskutiert.

Abstract

Implant materials of the medical sector have to fulfil high requirements with regard to the biofunctionality and biocompatibility.

Almost all implant materials used to date, consist of a compact and homogeneous material. However, the use of too rigid or too soft materials leads to a change of the load, which causes an adaptive bone change process due to „Stress Shielding“. This may lead to the failure of the implant or to the damage of adjacent areas.

In order to avoid a failure due to stiffness differences, a new bionic lightweight powdermetalurgical manufactured material with bone-similar structure and bone-similar characteristics is investigated in this work.

The scope of the research work is the characterization of the mechanical behaviour with tension, compression and fatigue tests. Furthermore the influence of explicit defined parameters (e. g. grain size, porosity) to the mechanical behaviour will be investigated.

In addition to this, the planned usage of this material for intervertebral disc applications is considered.

On the theoretical side, a new routine for the numerical fatigue-life analysis of the cellular foam using the Finite-Element-Method is presented in this thesis.

Subsequently the routine is implemented in a common finite-element-code and the first material parameters are determined by parameter identification using experiments and simulation results.

In addition, possibilities for the mechanical characterization of bone similar structures are discussed.

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen, Abkürzungen, Vereinbarungen	1
1 Einführung	7
1.1 Zellulare Werkstoffe	8
1.2 Technische Anwendungen	11
1.3 Zellulare Werkstoffe in der Medizintechnik	13
1.3.1 Darstellung der gegenwärtigen Situation	13
1.3.2 Innovative zellulare Werkstoffe für medizinische An- wendungen	16
1.3.3 Lösungsansatz	19
2 Biomechanische Grundlagen	23
2.1 Der Knochen	24
2.1.1 Knochenaufbau	24
2.1.2 Mechanische Eigenschaften des Knochens	26

2.1.3	Die Bandscheibe	29
2.2	Biomaterialien	31
2.2.1	Werkstoffanforderungen an Biomaterialien	31
2.2.2	Metallische Biomaterialien	33
2.3	Auswahl einer Legierung	35
3	Ein Beitrag zur Ermüdung von Schaumwerkstoffen	39
3.1	Wöhlerversuch	41
3.2	Dehnungs-Wöhler-Linie	45
3.3	Lineare Miner-Regel	48
3.4	Nichtlineare Schadensakkumulation	51
3.5	Wertung von linearer und nichtlinearer Schadensakkumulation	53
4	Experimentelle Untersuchungen	55
4.1	Herstellung der Prüflinge	56
4.1.1	Herstellung der Pulver-Platzhaltermischung	56
4.1.2	Erzeugen der Grünlinge	59
4.1.3	Entfernung des Platzhalters, Sinterung der Proben	60
4.2	Gefügeuntersuchung	61
4.3	Uniaxiale Versuche	64
4.3.1	Verwendete Versuchseinrichtungen	64

4.3.2	Versuchsdurchführung	66
4.3.3	Versuchsergebnisse und Interpretation	68
4.3.4	Bewertung der statischen Eigenschaften	74
4.4	Lebensdaueruntersuchung	77
4.4.1	Lebensdaueruntersuchung im Druckschwellbereich . . .	77
4.4.2	Bewertung der Lebensdauereigenschaften	84
5	Simulation des Ermüdungsverhaltens von Schaumwerk-	
	stoffen	87
5.1	FE-Modellierung von Schäumen	88
5.2	Erstellung eines Simulationsmodells	90
5.3	Validierung des Meso-Modells	96
5.4	Numerische Umsetzung der Ermüdungssimulation	100
5.5	Parameteridentifikation und Simulation	105
5.5.1	Darstellung und Wertung der Simulationsergebnisse . .	105
5.6	Weitere numerische Beispiele	109
6	Zusammenfassung und Ausblick	111
6.1	Darstellung der erzielten Ergebnisse	111
6.2	Ausblick auf künftige Arbeiten	113
	Literaturverzeichnis	114

Sonstige Quellen	124
A Möglichkeiten zur Ermittlung bionischer Strukturen	127

Formelzeichen, Abkürzungen, Vereinbarungen

Lateinische Variablen

a	Determinante des Maßtensors
$a_{\alpha\beta}$	Komponente $\alpha\beta$ des Maßtensors
\mathbf{a}_α	Tangentenvektor an die Koordinatenlinie θ^α
A	(Querschnitts-) Fläche
\mathbf{b}	Krümmungstensor
$b_{\alpha\beta}$	Komponenten des Krümmungstensors
\bar{b}	gemittelte Probenbreite
BF	Biofunktionalitätsfaktor
C	Geometriefaktor
C_α	Integrationskonstante
d	Durchmesser
\bar{d}	gemittelter Probendurchmesser
$d(\cdot)$	inkrementelle Größen
D	Exponent zur Beschreibung der Dimension
\mathbf{e}_i	Einheitsvektor
e	Kantenlänge
E -Modul, E	Elastizitätsmodul
$E_{Impl.}$	Elastizitätsmodul des Implantats
$E_{Kno.}$	Elastizitätsmodul des Knochens
E_{min}	minimaler Elastizitätsmodul
E_{max}	maximaler Elastizitätsmodul
E_s	Elastizitätsmodul Matrix- bzw. Zellwandwerkstoffes
E^*	Elastizitätsmodul des zellularen Werkstoffes

f	Prüffrequenz
F_a	Kraftamplitude
F_N	Normalkraft
F_m	Mittellast
F_{min}	Minimalkraft
F_{max}	Maximalkraft
g	Gravitationskonstante (9,81 m/s ²)
h	Probenhöhe
\bar{h}	gemittelte Probenhöhe
H	horizontale Vektorkomponente des Normalenvektors \mathbf{N}
k	Exponent, charakterisiert die Neigung der Wöhlerlinie
k^*	modifizierter Exponent der Wöhlerlinie
l	Länge
l_0	Ausgangslänge
Δl	Längenänderung
m	Steigung der Rissfortschritts-Wöhlerlinie
m_{POM}, m_{Titan}	Masse von Titan bzw. Polyoxymethylen
\bar{m}	gemittelte Masse
\mathbf{N}	Normalkraftvektor bzw. Normalkrafttensor
$\mathbf{n}^{(\alpha)}$	Normalkraftvektor in Richtung θ^α
$\mathbf{n}^{(\alpha\beta)}$	Komponente ($\alpha\beta$) des Normalkrafttensors
$n_{(i)}$	Teillastspielzahl bei der Belastung (i)
$n_{(i)}^m$	maximale Teillastspielzahl bei der Belastung (i)
$n_{(i)}^{eq}$	äquivalente Belastung im Lastschritt (i)
N_D	Ecklastspielzahl
N	Lebensdauer bis zum Bruch, Schwingenspielzahl
$N_{B(i)}^m, N_{B(i)}^p$	maximal mögliche Teillastspielzahl der Elemente p bzw. m bis zum Bruch bei einem Belastungsniveau (i)
\mathbf{p}	Lastvektor
p^α	Komponente des Lastvektors in Richtung θ^α
P	Werkstoffkonstante
\mathbf{q}	Vektor der eingepprägten Steckenlast
q_x	x-Komponente der eingepprägten Steckenlast
q_y	y-Komponente der eingepprägten Steckenlast
q_z	z-Komponente der eingepprägten Steckenlast
Q	Vektorkomponente in y-Richtung des Normalenvektors \mathbf{N}
\mathbf{r}	Ortsvektor
R	im Kontext von Ermüdung: Spannungsverhältnis
R	im Kontext mit einer Geometrie: Radius
$Rp_{0,2}$	Ersatzstreckgrenze

R_m	Zugfestigkeit
$S^{(i)}$	Teilschädigung bei der Belastungsstufe (i)
$S_{(i)}^p, S_{(i)}^m$	Teilschädigung des Elements p bzw. m bei der Belastungsstufe (i)
s	Stempelweg bzw. Elementlänge
s_{max}	maximale Änderung des Stempelweges
s_{min}	minimale Änderung des Stempelweges
Δs	Änderung des Stempelweges
t	Zeit
T	Temperatur
$T_{(i)}^p, T_{(i)}^m$	Temperatur, bzw. Teilschädigung der Elemente p bzw. m
v	Prüfgeschwindigkeit
V	vertikale Vektorkomponente des Normalenvektors \mathbf{N}
V_{POM}, V_{Titan}	Volumenanteil von Titan bzw. POM

Griechische Variablen

α	Neigungswinkel der Wöhler-Linie
$\dot{\epsilon}$	Dehnrage
ϵ_a	Dehnungsamplitude
ϵ_{el}	elastischer Dehnungsanteil
ϵ_m	Mitteldehnung
ϵ_o	Maximaldehnung
ϵ_{pl}	plastischer Dehnungsanteil
ϵ_{tech}	technische Dehnung
Φ	Korrekturfaktor
γ	Skalierungsfaktor
$\Gamma^{\rho}_{\alpha\beta}$	Christoffelsymbol, kennzeichnet Ableitungsvorschrift
$\Lambda_{2D}; \Lambda_{3D}$	Volumenverhältnis
ν	Querkontraktionszahl
π	Kreiszahl
θ^α	allgemeine krummlinige Flächenkoordinate
ϱ	Dichte eines Werkstoffes
ϱ_{rel}	relative Dichte eines Werkstoffes (ϱ^*/ϱ_S)
ϱ_S	Dichte des Matrix- bzw. Zellwandwerkstoffes
ϱ_{Sch}	Schüttdichte
ϱ_{TS}	Dichte der kompaktierten Schüttung
ϱ^*	Dichte des Schaum- bzw. Verbundwerkstoffes
$\bar{\varrho}^*$	gemittelte Dichte des Schaum- bzw. Verbundwerkstoffes

σ	Zug- bzw. Druckfestigkeit
σ_a	Spannungsamplitude
σ_D	Dauerfestigkeit
σ_i^p	Belastung des Elements p im Lastschritt (i)
σ_m	Mittelspannung
σ_{max}	Ermüdungsfestigkeit
σ_N	Normalspannung
σ_n	normierte Spannungsamplitude
σ_o	Oberspannung, Maximalwert der Belastung
σ_{pl}	Plateauspannung im uniaxialen Druckversuch
σ_r	Steigung der Dauerfestigkeitskennlinie
σ_{tech}	technische Zug- bzw. Druckfestigkeit
σ_u	Unterspannung
σ_0	Schnittpunkt der Wöhler-Linie mit der y-Achse
Ψ	Schädigungsexponent

Verwendete Abkürzungen

ALM	Applied Light-Weight Materials
APDL	Ansys Parametric Design Language
BQS	Bundesanstalt für Qualitätssicherung
BMWi	Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie
CAD	Computer Aided Design
CAE	Computer Aided Engineering
CAO	Computer Aided Optimization
DEM	Diskrete Elemente Methode
DGL	Differentialgleichung
DLF	Direkte Laserform Methode
ℰ3-Raum	Dreidimensionaler euklidischer Vektorraum
EDX	Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy
ELI	Extra Low Interstitial
EIGA	Electrode Induction Melting Gas Atomisation
FEM	Methode der Finiten Elemente
HCF	High Cycle Fatigue
IFAM	Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Materialforschung Bremen
IWM	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Freiburg
krz	kubisch-raumzentriert

kfz	kubisch-flächenzentriert
LCF	Low Cycle Fatigue
POM	Polyoxymethylen, Paraformaldehyd
REM	Raster-Elektronen-Mikroskop
SKO	Soft-Kill-Option
SLS	Selektives Laser Sintern
ZSD	Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm

Medizinische Fachbegriffe

Anulus Fibrosus	faserreicher Ring der Bandscheibe
aseptisch	keimfrei
bioaktiv	Reaktion des Knochens auf das Implantat, welche eine chemische Verbindung von Knochen und Implantat zulässt
bioinert	keine chemische und/oder biologische Wechselwirkung zwischen Implantat und Gewebe
biotolerant	es kommt zu geringen Reaktionen des Gewebes auf das Implantat; es treten keine Zersetzungen, Zellveränderung sowie toxische Wirkungen auf dem Körper abgewandtes Ende des Oberschenkelknochens
distale Epiphyse	
caudal, kaudal	Ortsbezeichnung: abwärts
cranial, kranial	Ortsbezeichnung: zum die Schädel hin
Diaphyse	Mittelabschnitt des Oberschenkelknochens, Schaft
Distanzosteogenese	bei biotoleranten Implantatwerkstoffen wird das Implantat von einer Bindegewebsschicht umkapselt
Femur	Oberschenkelknochen
Inzidenz	Anzahl der Neuerkrankten
intravaskulär	von lat. intra „hinein, innen“ und vas „das Gefäß“, in einem Blut- oder Lymphgefäß befindlich
Kompakta, Kortikalis	kompakte Knochensubstanz
kardiovaskulär	das Herz oder das Gefäßsystem betreffend
Kontaktosteogenese	bioinerte Implantatwerkstoffe lösen keine Reaktionen im umliegenden Gewebe aus; es kommt lediglich zu punktförmigen Verbindungen zwischen Implantat und Knochen

Nucleus Pulposus	gallertartiger Kern der Bandscheibe
Orthodontie	Zahnregulierung; Bewegung von Zähnen im Rahmen der Kieferorthopädie
Osteon	Grundeinheit der Kortikalis eines Röhrenknochens
Osteogenese, Ossifikation	beschreibt die Bildung eines Knochens
Periost	Knochenhaut
periprothetische Infektion	fremdkörperassoziierte Infektion
proximale Epiphyse	dem Körper zugewandtes Ende des Oberschenkelknochens
(Substantia) Spongiosa	schwammartiger Knochen
Spacer	Wirbelsäulenplatzhalter
Spondylodese	Operation zur Versteifung von zwei oder mehreren Wirbelkörpern an der Hals-, Brust- oder Lendenwirbelsäule
Stress Shielding	Anpassung der Knochendichte an die aktuelle Belastung durch Knochenaufbau bzw. -abbau
Verbundosteogenese	bioaktive Werkstoffe reagieren positiv mit der biologischen Umgebung; es kommt zu einer direkten chemischen Verbindung zwischen Implantat und dem umliegenden Gewebe

Vereinbarungen

In dieser Arbeit gilt die EINSTEINSICHE Summationskonvention (vgl. u. a. BASAR, KRÄTZIG [8]). Tritt in einem mathematischen Ausdruck, der durch ein Plus-, Minus-, Gleichheits- oder Ungleichheitszeichen begrenzt wird, ein Index doppelt auf, so wird dieser über den Wertevorrat von 1, 2, 3 summiert, ohne dass dies durch ein Summenzeichen ausgedrückt wird.

Beispiel:

$$a_i b_i = \sum_{i=1}^3 a_i b_i = a_1 b_1 + a_2 b_2 + a_3 b_3$$

Weiterhin sei vereinbart, dass griechische Indizes (z. B. α und β) die Zahlen 1 und 2, lateinische Indizes (z. B. i , j , k , l) hingegen die Zahlen 1, 2, 3 durchlaufen.

1

Einführung

Im Bereich des Leichtbaus macht uns die Natur den perfekten Leichtbau am Beispiel von Knochen und Bäumen vor. Es wird nur dort Material eingesetzt, wo es zur Erfüllung der strukturellen und funktionellen Anforderungen benötigt wird.

Gerade dieser natürliche Leichtbau führt jedoch in der Implantatindustrie zu großen Problemen. Um den Anforderungen hinsichtlich Biokompatibilität und Biofunktionalität bei der Substitution von Knochen, Knochensegmenten, Bandscheiben oder Wirbelkörpern gerecht zu werden, werden derzeit hauptsächlich homogene Vollmaterialien als Implantatwerkstoff eingesetzt. **Die Verwendung zu steifer oder zu weicher homogener Werkstoffe führt zu einer Veränderung des Lastpfades im natürlichen System und somit zu einem durch Stress-Shielding hervorgerufenen adaptiven Knochenumbauprozess. Hierdurch kann es zum Versagen des Implantats oder zur Schädigung angrenzender Bereiche kommen.**

Um ein Versagen durch Steifigkeitsunterschiede zu vermeiden, wird in der vorliegenden Arbeit ein pulvermetallurgisch hergestellter zellulärer Titanwerkstoff mit knochenähnlicher Struktur und knochenähnlichen Eigenschaften erforscht.

Als Ausgangsmaterial findet die in der Medizinindustrie bereits etablierte TiAl6V4-Legierung Verwendung, wodurch ein schneller Marktzugang gewährleistet werden kann.

Ein Schwerpunkt der im Rahmen des Projektes „Anthrocells“ durchgeführten Untersuchungen liegt hierbei auf der Charakterisierung des mechanischen Verhaltens unter statischer und zyklischer Belastung mittels geeigneter Zug-, Druck- sowie Ermüdungsversuche.

Durch Variation explizit gewählter Einflussgrößen (z. B. Porosität, Korngröße) werden zudem die Einflüsse dieser Parameter auf das Werkstoffverhalten herausgearbeitet. Die Bewertung des vorliegenden zellularen Werkstoffes hinsichtlich seiner Eignung als Implantatwerkstoff erfolgt durch einen Vergleich mit den natürlichen Eigenschaften des Knochens. Des Weiteren wird die gezielte Einsatzmöglichkeit als Bandscheibenimplantatwerkstoff aus mechanischer Sicht betrachtet.

Aus den Erkenntnissen und auf Grundlage der experimentellen Arbeiten wird im Weiteren eine Berechnungsroutine vorgestellt, welche die Lebensdauervorhersage für den untersuchten zellularen Werkstoff unter zyklischer Druckschwellbelastung mittels der Finite Elemente Methode (FEM) ermöglicht. Implantate aus zellularem Titanschaum können folglich neben hoher Festigkeit und knochenähnlicher Steifigkeit auf Lebensdauer ausgelegt werden.

Neben den Fortschritten in der Implantattechnologie birgt eine Übertragung der dargestellten Ergebnisse sehr großes Potenzial für technische Anwendung. Strukturbauteile könnten unter Berücksichtigung des bionischen Leichtbaus steifigkeits-, gewichts- und zugleich lebensdaueroptimiert werden.

1.1 Zellulare Werkstoffe

Unter einem zellularen Werkstoff versteht man ein Material, dessen Struktur aus miteinander verbundenen Stegen eines festen Materials besteht. Die hierdurch entstehenden Zellen können eine stochastische oder reguläre geometrische Form aufweisen. Sind die entstehenden Zellen im Weiteren in sich geschlossen, so spricht man von einer geschlossenporigen Struktur. Andernfalls wird von einem offenporigen Werkstoff gesprochen.

Neben diesen optischen Unterscheidungsmerkmalen lässt sich der Werkstoff im Weiteren nach ASHBY et al. [1] mittels der relativen Dichte ρ^*/ρ_s charakterisieren. Nimmt hierbei der Quotient, aus der Dichte ρ^* des zellularen Werkstoffes und der Dichte ρ_s des Zellwandmaterials einen Wert von $\rho_{rel} < 0,3$ an, so spricht man von Schäumen, während Materialien mit größerer relativer Dichte als poröse Materialien bezeichnet werden.

Wie in Abb. 1.1 zu erkennen ist, entstammt die zellulare Bauweise der Natur. Nach NACHTIGALL, BLÜCHEL [62] ist sie das Ergebnis einer stetigen Evolution und bildet die Grundlage für eine Vielzahl weiterer biologischer Strukturen.

Sie besitzt herausragende physikalische, mechanische und thermische Eigenschaften wie z. B. niedriges Gewicht bei gleichzeitig hoher Steifigkeit, hohes Energieabsorptionsvermögen sowie hohe Isolationswirkung.

Diese positiven Eigenschaften von natürlichen Strukturen schätzen und nutzen die Menschen bereits seit tausenden von Jahren (z. B. Bambus, Kork). Sie bilden aber auch die Grundlage für eine Vielzahl neuer Entwicklungen und Innovationen (NACHTIGALL [61]).

Gegenwärtig werden Schäume und zellulare Werkstoffe aus einer Vielzahl von Materialien synthetisch hergestellt. Die Werkstoffauswahl reicht von Metallen über Polymere bis hin zu Keramiken und Gläsern. Nachfolgend wird hierzu ein Überblick zum aktuellen Stand der Technik im Bereich der zel-

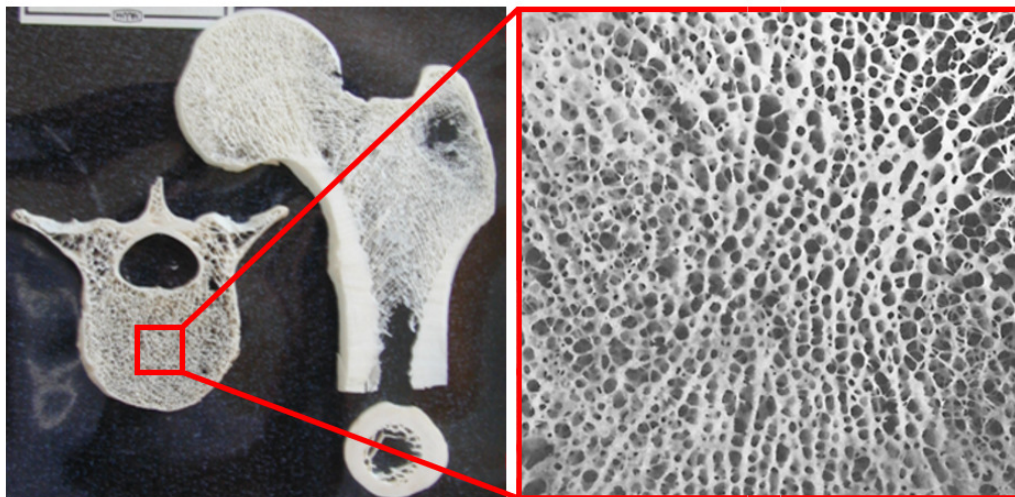


Abbildung 1.1: Zellulare Struktur von menschlichen Knochen; dargestellt sind Wirbelkörper sowie proximales Femur (HARTMANN [31])

lularen Werkstoffe gegeben. Die Zusammenfassung soll einen Eindruck über die Vielzahl an gegenwärtig verfügbaren Schäumen und porösen Werkstoffen verschaffen und das Potenzial dieser Werkstoffe aufzeigen.

Polymerschäume stellen das größte Anwendungsspektrum dar. So finden diese als Verpackungsmaterial, zur Wärme- und Schallisolation oder als Polsterwerkstoff für Fahrzeugsitze Verwendung. Weiterhin werden z. B. halbharte Polyurethanschäume im Bereich der Energieabsorption eingesetzt (BARTL [7]).

Thermoplaste finden aufgrund ihrer einfachen und massenproduktionstauglichen Verarbeitung im Spritzgussprozess ebenfalls wachsende Verwendung bei technischen Lösungen. Mangelnde Temperaturbeständigkeit, fehlende Recyclebarkeit und begrenzte mechanische Eigenschaften des Zellwandmaterials stellen nach SIMANCIK [80] jedoch einen großen Nachteil dieser Schäume dar.

Als Grundwerkstoff höherer Festigkeit und höherer thermischer Stabilität rückten Metalle, vor allem Aluminium, verstärkt in das Interesse von Forschung und Entwicklung. Erste dokumentierte Schäumversuche von Metallen gehen nach LEFEBVRE et al. [46] bereits auf ein französisches Patent im Jahre 1925 zurück. Die erste richtige Euphoriewelle erlebte dieses Material jedoch erst in den 1950ern, als weitere Fortschritte auf dem Gebiet der Herstellung erzielt werden konnten und das Potenzial dieses Werkstoffs erkennen ließen. Trotz dieser Erfolge war es bis Anfang der 1990er relativ still um diesen Werkstoff.

SIMANCIK [80] führt diese entmutigende Tatsache auf das Fehlen einer für diese Werkstoffgruppe ausgerichtete Strategie für das Produktdesign, die mangelnde Reproduzierbarkeit und die damit fehlenden Materialkennwerte und Materialgesetze sowie auf unzureichende Verbindungs- und Bearbeitungsmöglichkeiten zurück.

Weiterhin stellten zu komplizierte und teure Herstellungsverfahren ein zusätzliches Hindernis dar. Wie in LEFEBVRE [46] dokumentiert, erleben zelluläre Materialien seit Mitte der 1990er-Jahre eine „Renaissance“. Die bis zu diesem Zeitpunkt langsam ansteigende Anzahl an wissenschaftlichen Publikationen zum Thema „zelluläre Metalle“ und „metallischen Schäume“ erfährt seit ca. 1995 einen nahezu exponentiellen Zuwachs.

Einer der Hauptentwicklungsschwerpunkte lag hierbei in der Erforschung neuer, kostengünstiger und reproduzierbarer Herstellungsverfahren.

Die gegenwärtig entwickelten Fertigungsverfahren zur Herstellung poröser metallischer Strukturen und Schäume können entsprechend der Verwendung

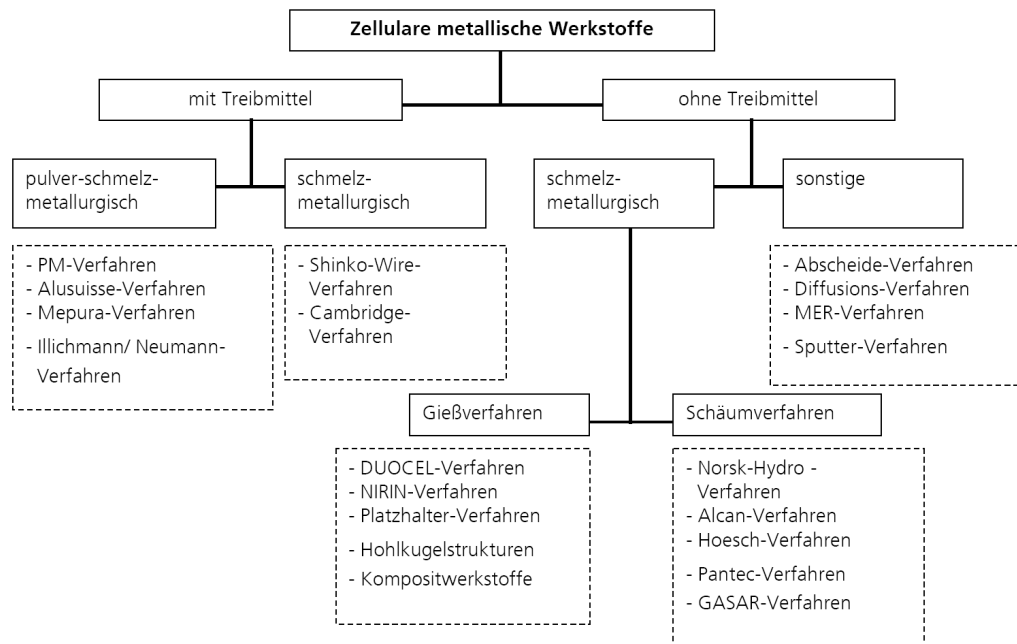


Abbildung 1.2: Übersicht der Herstellungsverfahren (NEUGEBAUER [Neu05])

eines Treibmittels und dem Ausgangszustand in schmelzmetallurgische und pulvermetallurgische Verfahren unterteilt werden. Die in Abb. 1.2 angeführten Herstellungsprozesse beziehen sich auf Produktnamen, Erfinder sowie Herstellerfirmen. Sie sind u. a. in ASHBY et al. [1], BANHART et al. [3], HIPKE et al. [36] sowie KÖRNER, SINGER [42] näher beschrieben.

1.2 Technische Anwendungen

Trotz des gesteigerten Forschungsaufwandes in den vergangenen Jahren konnten sich geschlossoporige metallische Schäume und poröse Metalle nur in Nischenanwendungen durchsetzen.

So kann die Firma ALULIGHT beispielsweise die Serienproduktion eines Crashabsorbers aus Aluminiumschaum für ein deutsches Automobil im Jahr 2006 mit einer Jahresproduktion von 100.000 Stück vorweisen.

Aluminiumschaum-Sandwich-Produkte der Firma ALM (Applied Light-Weight Materials) finden bei Kurbeltrieben von Fahrrädern, bei Kochtöpfen aber auch bei Raketendüsen erste Prototypenanwendungen. Weiterhin

wird dieses Sandwichmaterial als Trägerstruktur bei Hubliften eingesetzt (BANHART, SEELIGER [4]).

Die Firma SHINKO WIRE, welche unter dem Handelsnamen ALPORAS Schaumprodukte vertreibt, entwickelte nach LEFEBVRE et al. [46] in Zusammenarbeit mit dem Glashersteller PILKINGTON ein Vakuumhebezeug. Die Verwendung des Schaumes führte hierbei zu einer Gewichtsreduktion von 82 kg auf 32 kg. Die Losgröße beschränkt sich auf 5 - 6 Stück pro Jahr.

Ein weiteres Anwendungsfeld ist, wie in HIPKE et al. [36] beschrieben, im Bereich der Schwingungsdämpfung von Bearbeitungsmaschinen zu finden.

Offenporige Schaumwerkstoffe finden derzeit hauptsächlich in Bereichen Anwendung, bei denen sich komplexe Strukturen durch kostengünstige Herstellungsmöglichkeiten realisieren lassen. Festigkeits- und Steifigkeitseigenschaften werden in diesen Fällen als zweitrangig angesehen.

Nach LEFEBVRE et al. [46] stellt hierbei die großtechnische Herstellung von offenporigen Ni-Elektroden (z. B. *Incofoam* von VALE INCO) die möglicherweise größte Anwendung für zelluläre Materialien dar.

Weiterhin finden die offenzelligen Schäume als Filterwerkstoff Verwen-

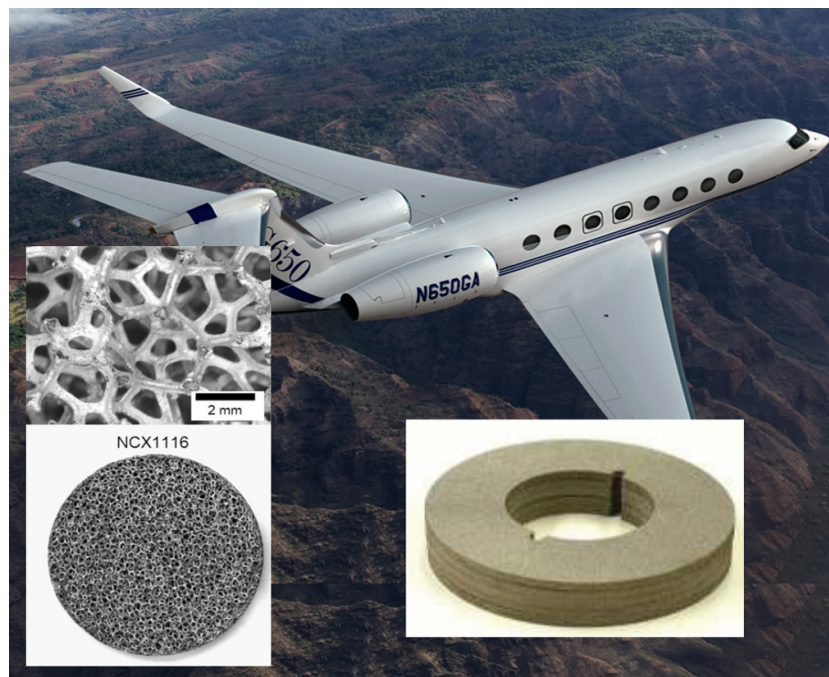


Abbildung 1.3: Offener Schaum der Firma RECEMAT findet als „Ölabscheider“ im Flugzeug G650 der Firma GULFSTREAM Verwendung

derung. So werden z. B. Produkte der Firma ALANTUM für Automotive-Anwendungen (Abgasnachbehandlung, Schalldämpfer) eingesetzt.

Der in Abb. 1.3 dargestellte Schaum von RECEMAT kommt hingegen im Bereich der Luftfahrt als Ölabscheider zum Einsatz.

Weitere Innovationen auf dem Gebiet der zellularen Werkstoffe sind der, zur effizienteren Kühlung von Elektrogeräten eingesetzte offenporige Kupferwerkstoff von METAFoAM sowie ein hochporöses Isolationsmaterial auf Molybdänbasis (CELLMET2008 [Cel09]).

1.3 Zellulare Werkstoffe in der Medizintechnik

1.3.1 Darstellung der gegenwärtigen Situation

Die Verwendung von metallischen Implantatmaterialien geht bereits auf das 18. Jahrhundert zurück. Seit diesem Zeitpunkt haben vor allem klinische Erfahrungen sowie die Fortschritte auf dem Gebiet der Werkstoffwissenschaften zu einer Zunahme des Implantateinsatzes geführt.

Gegenwärtig bekommen **jährlich über 300000 Menschen in Deutschland** ein künstliches Gelenkimplantat. Der Einsatz von Hüftendoprothesen zählt hierbei mit 152584 Eingriffen im Jahr 2007 nach Angaben der Bundesanstalt für Qualitätssicherung (BQS) zu den häufigsten Gelenkersatzoperationen in Deutschland (GORONOI et al. [26]).

Die Inzidenz für degenerativ bedingte Wirbelsäulenoperationen liegt laut einer Studie aus dem Jahr 2000 in Deutschland bei 87 pro 100000 Einwohner und Jahr (SEIDL [78]). Dies entspräche allein in Deutschland einer weiteren Anzahl von ca. **70000 Neuerkrankungen pro Jahr**.

Wie aus Abb. 1.4 ersichtlich ist, sind aber auch Ersatzgelenke für Knie-, Schulter-, Sprung-, Ellenbogen-, Finger- und Zehengelenke möglich.

Trotz aller Fortschritte in der Medizintechnik ist der Einsatz von Implantaten mit einer hohen Rate an Komplikationen verbunden. Leiwering [48] führt hierzu die periprothetische Infektion, mechanisches Versagen sowie die aseptische Lockerung als mögliche Ursachen an.

Im Bereich der Hüftendoprothetik sind nach LÖHR, KATZER [50] in etwa



Abbildung 1.4: Einsatzmöglichkeiten von Implantaten

90 % der Hüftendoprothesenwechsel auf **aseptische Lockerung** zurückzuführen. ELLENRIEDER et al. [22] nennen in 70 % der Hüft- und 50 % der Knierevisionen aseptische Lockerung als Ursache. Die aseptische Lockerung wird nicht durch eine Infektion des Gelenks verursacht. Sie ist auf:

- patientenbezogene Faktoren, z. B. Alter des Patienten,
- implantatbezogene Faktoren, z. B. Implantatdesign, und
- operativ-chirurgische Faktoren, z. B. Erfahrung des Operateurs,

zurückzuführen.

Patientenbezogene sowie operativ-chirurgische Faktoren stellen individuelle Einflussgrößen dar. Die implantatbezogenen Faktoren, welche sich neben dem Design auf den Verankerungsmechanismus und die tribologischen Eigenschaften beziehen, bieten großes Innovationspotenzial.

So lässt sich beispielsweise durch entsprechende Oberflächenbeschichtung und Oberflächenstrukturierung die ossäre Verankerung beeinflussen. Eine Möglichkeit hierzu ist die Beschichtung mittels Hydroxylapatit. Diese wird nach WINTERMANTEL, HA [90] heutzutage als Stand der Technik angesehen. Auch der Einfluss der Oberflächenporosität auf das Einwachsverhalten des Knochens wurde bereits grundlegend untersucht und in Arbeiten von BOBYN et al. [12], HULBERT et al. [38] sowie ST-PIERRE et al. [81] beschrieben. Umgesetzt wird dies beispielsweise in Form einer porösen Oberflächenstruktur bei zementfreien Prothesen.

Bezüglich der Standzeit lassen Hüftregister und Follow-up-Untersuchungen keine signifikanten Unterschiede zwischen geraden und anatomischen Hüftstilen erkennen (ELLENRIEDER et al. [22]).

Weiterhin bestehen keine signifikanten Standzeitunterschiede zwischen zementierten und unzementierten Prothesen. MENGE [57] führt diese Tatsache auf die natürlichen Reaktionsweisen des Knochens sowie auf die veränderten mechanischen Bedingungen zurück.

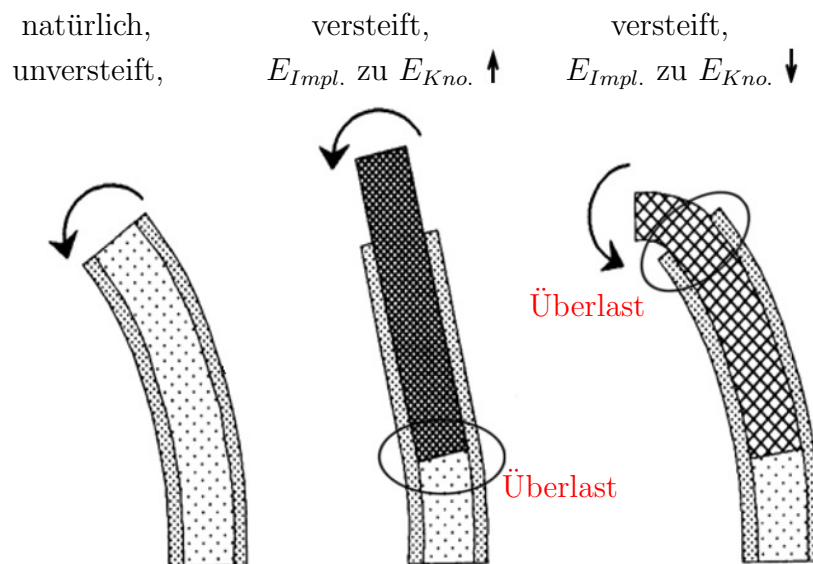


Abbildung 1.5: Schematische Darstellung des Deformationsverhaltens eines Röhrenknochens (VERDONSHOT, HUISKES [86])

Wie u. a. in PAUWELS [64], KUMMER [44] und WOLFF [92] beschrieben, führen die auftretenden Steifigkeitsunterschiede zwischen Knochen und Implantat zu einem in Abb. 1.5 schematisch dargestellten Deformationsverhalten, wodurch ein belastungsgesteuerter Knochenumbauprozess angeregt wird.

Das in diesem Zusammenhang als „**Stress-Shielding**“ bezeichnete Knochenremodeling bewirkt einen Knochenaufbau an hochbelasteten Stellen sowie eine Knochenresorption an unterbelasteten Stellen. Ein Versagen und somit ein Austausch des Implantats in dieser Situation wird unumgänglich.

Aus biomedizinischer Sicht ist folglich ein Implantat mit knochenähnlicher Steifigkeit und ausreichender mechanischer Dauerfestigkeit zur Erhaltung der natürlichen Knochensubstanz anzustreben.

1.3.2 Innovative zelluläre Werkstoffe für medizinische Anwendungen

Vor diesem Hintergrund brachten die Firmen STRYKER (*Tritanium*), ZIMMER (*Trabecular Metall*), BIOMET (*Regenerex*) und SMITH & NEPHEW (*Stikite*) poröse Implantate auf den Markt (LEVINE [49]).

- Bei *Tritanium* und *Stikite* handelt es sich um netzartige, poröse Titanbeschichtungen, welche nur in Verbindung mit entsprechenden Trägerstrukturen verwendet werden können (Abb. 1.6 a).
- *Regenerex* kann sowohl als Beschichtung als auch als „Stand-Alone-Struktur“ verwendet werden. Hergestellt wird dieses Material durch eine Plasma-Spray-Technologie.
- *Trabecular Metall* stellt eine offenporige Struktur dar. Die Basis ist Polyurethanschaum, der sich unter Zufuhr von Kohlenwasserstoffen und Hitze in einen hundertprozentig reinen Kohlenstoff mit glasartiger Kristallstruktur verwandelt. Die ursprünglich geschlossenen Bläschen des Schaums wandeln sich zu dreidimensional verzweigten Bälkchen, ähnlich den Knochen trabekeln.

In einem anschließenden Hochtemperatur-Vakuumverfahren wird dieses 3D-Gitter mit Tantalpentachlorid-Gas bedampft, wobei sich das Tantal auf dem Kohlenstoff absetzt und das Chlorid abgeschieden wird (Abb. 1.6 b).

Das entstandene *Trabecular Metall* ist nun von allen Seiten von Tantal umgeben. Eine ähnliche Vorgehensweise auf Titanbasis wird in einem aktuellen Bundesforschungsprojekt mit dem Namen „TiFoam“ verfolgt ([Inn08]).

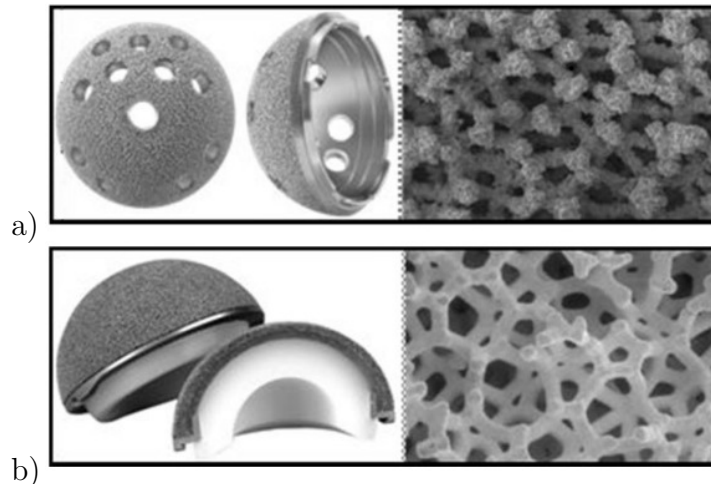


Abbildung 1.6: a, *Tritanium* der Firma STYKER b, *Trabecular Metall* der Firma ZIMMER (LEVINE [49])

Die vorgestellten Materialien weisen, wie aus Tab. 1.1 ersichtlich, große Porosität auf. Gutes Einwachsverhalten des Knochens und somit höhere Stabilität des Implantats sind die Folge. Die Steifigkeitsunterschiede zwischen kompaktem Knochen (E -Modul ca. 16 - 20 GPa) und den genannten Materialien führen jedoch dazu, dass das Problem des „Stress-Shielding-Effekts“ auch mit diesen Materialien nicht zu lösen ist.

Der im Vergleich zu *Trabecular Metall* und *Regenerex* sehr hohe E -Modul von *Tritanium* basiert auf der Tatsache, dass es sich nur um eine Beschichtung handelt und nach wie vor eine Trägerstruktur erforderlich ist.

Zur Verbesserung der „Stress-Shielding-Eigenschaften“ entwickelt die Firma SYNTHES das in Abb. 1.7 dargestellte Produkt *PlivioPore*. Unter Verwendung der Platzhaltermethode nach BRAM [14] werden quaderförmige Implantate hergestellt und erforscht. Die hierzu von IMWINKELRIED [39] beschriebenen Versuchsergebnisse lassen bereits die Eignung des pulvermetallurgischen Verfahrens für die Herstellung knochenähnlicher Schaumkörper erkennen.

Material- eigenschaften	<i>Trabecular Metal</i>	<i>Regenerex</i>	<i>Tritanium</i>
E -Modul [GPa]	2,5 - 3,9	1,6	106 - 115
Porengröße [μm]	550	300	616
Porosität [%]	75 - 85	67	60

Tabelle 1.1: Charakteristische Eigenschaften zellulärer Biomaterialien (LEVINE [49])

Wie in Abb. 1.7 weiter zu erkennen ist, versucht die Firma SYNTHES den auftretenden Steifigkeitsproblemen mit Hilfe von Hohlräumen im Implantat zu begegnen.

Die hieraus resultierenden dünnen Querschnitte sowie scharfe Kanten wirken sich jedoch aus mechanischer Sicht negativ auf die Lebensdauer aus.



Abbildung 1.7: Titanschaum-Implantate für die Wirbelkörperfusion der Lendenwirbelsäule (IMWINKELRIED [39])

Das von SYNTHES genutzte Platzhalterverfahren wurde ebenfalls zur Herstellung von zellulären Titanschaumproben im Rahmen dieser Arbeit gewählt. Die Probenherstellung erfolgte am Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Materialforschung [IFAM] in Bremen. Sie ist Abschnitt 4.1 näher beschrieben.

1.3.3 Lösungsansatz

Ein Problem der Medizinindustrie liegt in der Steifigkeitsanpassung von Implantatwerkstoffen und der damit einhergehenden Verbesserung des „Stress-Shielding-Effektes“ sowie der Verbesserung des Einwachsverhaltens.

Der häufigste Lösungsansatz für diese, als „**innere Bionik**“ bezeichnbare Fragestellung, besteht hierbei in der Verwendung homogener zellulärer Werkstoffe bzw. in der Verwendung von dichten Trägermaterialien, welche mit einer porösen Schicht überzogen werden. **Die Problematik, biologische Materialien durch bionische Werkstoffe zu ersetzen, ist jedoch zu großen Teilen in der Inhomogenität der Knochenstrukturen begründet.**

Gegenwärtig verwendete Werkstoffe weisen in der Regel aus Sicherheitsaspekten keine Gradienten oder Inhomogenitäten auf. Die Verwendung von homogenen Werkstoffen führt somit zu einem zu steifen oder zu weichen Verhalten, was zu einer Veränderung des Lastpfades und folglich zu einem adaptiven Knochenumbauprozess führt.

Lösungsansatz

Der Lösungsansatz zur Vermeidung dieser Steifigkeitsunterschiede und des dadurch verursachten adaptiven Knochenumbaus besteht darin, eine neue Bauweise von Biomaterialien zu erforschen und für die Anwendung im Menschen umzusetzen.

Es sollen der Belastung angepasste, inhomogene, hochbelastbare Schäume mit knochenähnlicher Struktur und knochenähnlichen, biomechanischen Eigenschaften aus körperverschträglichen Titanlegierungen entwickelt und umgesetzt werden.

Auf dem Gebiet der Titanschäume werden zur Erzeugung regelmäßiger, gerichteter Strukturen bereits unterschiedliche generative Herstellungsverfahren angewendet.

In DAS et al. [18] wird über das „Selektive Laser Sintern“ (SLS) von Titanwerkstoffen berichtet, welches Pulvermaterial mittels Laserstrahl auf Basis von CAD-Modellen gezielt versintert. Unter dem Begriff „Sintern“ wird bei diesem Verfahren die Bildung von Brücken zwischen einzelnen Pulverpartikeln verstanden die nur geringe Festigkeit aufweisen. Um ausreichende Festigkeit zu erhalten muss das Bauteil nach dem schichtweisen Aufbau im Ofen nachbehandelt werden.

WIRTZ [91] untersuchte die Herstellung regelmäßiger Strukturen mittels Direkter Laserform-Methode (DLF).

Die Firma ARCAM AB entwickelte das gleichnamige Arcam-Verfahren, welches anstatt eines Laserstrahls einen Elektronenstrahl als Energiequelle zur Verschmelzung von Pulverpartikeln verwendet (CORMIER et al. [17]).

Die genannten Rapid-Prototyping-Verfahren sind jedoch sehr zeitaufwendig und somit sehr kostenintensiv.

So wird z. B. nach WIRTZ [91] für die Fertigung einer Gitterstruktur mit den Abmaßen von 14 mm x 14 mm x 25 mm mittels DLF-Verfahren eine Bauzeit von ca. 6 h/Stück benötigt. Somit sind diese Fertigungsverfahren für Großserienanwendungen (z. B. Endoprothesen, Bandscheibenimplantate) nicht anwendbar. Sie eignen sich lediglich für Kleinserien und Sonderanfertigungen wie z. B. Schädelimplantate.

Für die Umsetzung bionischer Implantate wird das Platzhalterverfahren nach BRAM et al. [13, 14] im Rahmen dieser Arbeit als zielführend erachtet. Durch gezielte Steuerung der Platzhaltereigenschaften und -verteilung können bei diesem Verfahren Porosität, Porengröße, Porenform sowie eine poröse Außenhaut mit höherer Dichte unmittelbar beeinflusst werden.

Des Weiteren besitzt das gewählte Verfahren hohes Potenzial für mögliche Großserienanwendungen. Zudem kann ein derartiges Verfahren für Implantate mittleren Volumens durch eine Skalierung des Fertigungsverfahrens und der Herstellungsparameter sowohl auf kleinere (z. B. Knochen der Handwurzel, Kniescheibe) als auch auf größere Implantate (z. B. Oberschenkelhals, großer Röhrenknochen) übertragen werden.

Erste positive Ergebnisse von IMWINKELRIED [39] lassen die Eignung dieses Verfahrens für die geplante Anwendung bereits erkennen.

Strategie und Ziele dieser Arbeit

Zur Erforschung der Realisierbarkeit werden im Rahmen dieser Arbeit erste grundlegende Untersuchungen an pulvermetallurgisch hergestellten Prüfkörpern durchgeführt.

Ein Schwerpunkt liegt hierbei auf der Charakterisierung des mechanischen Verhaltens unter statischer und zyklischer Belastung mittels geeigneter Zug-, Druck- sowie Ermüdungsversuche.

Durch Variation explizit gewählter Einflussgrößen (z. B. Porosität, Korngröße) werden weiterhin die Einflüsse dieser Parameter auf das Werkstoffver-

halten herausgearbeitet.

Die Bewertung des vorliegenden zellulären Werkstoffes hinsichtlich seiner Eignung als Implantatwerkstoff erfolgt durch eine Gegenüberstellung mit den natürlichen Eigenschaften des Knochens nach biomechanischen Kriterien. Die statischen und dynamischen Kennwerte des natürlichen Knochens entstammen hierbei ausgewählten Literaturstellen [1, 34, 52, 70, 97].

Beispielhaft für weitere Anwendungen soll zudem die gezielte Einsatzmöglichkeit als Wirbelsäulenplatzhalter (Spacer) zur Wirbelsäulenversteifung (Spondylodese) betrachtet werden.

Um eine numerische Betrachtung des Werkstoffverhaltens zu ermöglichen wird anschließend eine stochastische Volumenzelle unter Verwendung physikalisch messbarer Probenparameter hergeleitet. Aus den Erkenntnissen und auf Grundlage der experimentellen Arbeiten wird im Weiteren eine Berechnungsroutine entwickelt, welche die Lebensdauervorhersage für den untersuchten zellulären Werkstoff unter zyklischer Belastung mittels der Finite Elemente Methode ermöglicht.

Im theoretischen Teil dieser Arbeit wird ein Beitrag zur Ermüdung von Schaumwerkstoffen gegeben. Des Weiteren werden Möglichkeiten zur mechanischen Beschreibung des Kochenaufbaus diskutiert und Wege zur Übertragung der Struktur auf medizinische oder technische Bauteile aufgezeigt.

Die Charakterisierung von Korrosion und Sterilität des entwickelten porösen Werkstoffes erfolgt parallel an der Universitätsklinik Göttingen, Abteilung Orthopädie. Auf diese Tests wird in dieser Arbeit nicht eingegangen.

Aufgrund der gewählten Vorgehensweise sind die Ergebnisse dieser Arbeit als Basis für die Entwicklung von bionischen Implantaten anzusehen. Durch Kombination von Ermüdungsroutine und Strukturoptimierung können in nachfolgenden Schritten Implantate aus zellulärem Titanschaum neben hoher Festigkeit und knochenähnlicher Steifigkeit bereits virtuell lebensdaueroptimiert werden.

Diese Fähigkeit, leichte, steife und zugleich dauerfeste Bauteile anbieten zu können, birgt durchaus interessante Anwendungsmöglichkeiten in technischen Bereichen (z. B. Robotik, Luftfahrtindustrie, Automobilsektor).

Neben Titan wäre Aluminium als ein weiterer Basiswerkstoff für technische Anwendungen anzusehen. In HARTMANN, WELLNITZ [30, 31] werden hierzu erste Untersuchungen an einem schmelzmetallurgisch hergestellten Schaum

der Firma METCOMB beschrieben.

2

Biomechanische Grundlagen

Der aus dem griechischen (*bios*: das Leben sowie *mechane*: die Maschine) abgeleitete Begriff Biomechanik befasst sich mit der Erklärung und Beschreibung der Bewegung des Menschen.

Unter Verwendung mechanischer Gesetze und Prinzipien erfolgt die wissenschaftliche Deutung der natürlichen Bauweisen sowie die Ableitung der notwendigen Erkenntnisse für die Entwicklung neuartiger Implantate.

Nach WINTERMANTEL, HA [90] ist der Aufbau des menschlichen Körpers derart komplex, dass die vollständige Substitution seiner Strukturen mit künstlichen Werkstoffen und Bauteilen unwahrscheinlich ist. Gegenwärtig eingesetzte Implantate ersetzen daher in der Regel einfache mechanische oder physikalische Funktionen des menschlichen Körpers, die aufgrund eines singulären Defektes im Gewebe oder als Ergebnis einer Erkrankung ersetzt werden müssen.

Um jedoch selbst diese meist einfachen Funktionen im menschlichen Körper übernehmen zu können, sind grundlegende Kenntnisse über das zu ersetzende natürliche Bauteil erforderlich.

Im Hinblick auf die Entwicklung eines neuen Knochenersatzmaterials werden in diesem Abschnitt die zur Bewertung notwendigen Knocheneigenschaften und Kennwerte gegeben. Weiterhin werden die Anforderungen, welche an ein Knochenersatzmaterial gestellt werden, zusammengefasst.

2.1 Der Knochen

2.1.1 Knochenaufbau

Das Skelett des Menschen stellt das Gerüst des Körpers dar. Es übernimmt strukturelle wie auch metabolische Aufgaben. Zu den strukturellen Aufgaben gehört das Abstützen des Körpers und die Bildung von Hebelsystemen als Grundlage für die menschliche Fortbewegung. Weiterhin bietet das Knochengerüst einen mechanischen Schutz der inneren Organe. Die metabolische Funktion des Knochens liegt in seiner Eigenschaft als Calcium- und Phosphatspeicher. Die Knochen treten hierbei in unterschiedlichsten Formen auf.

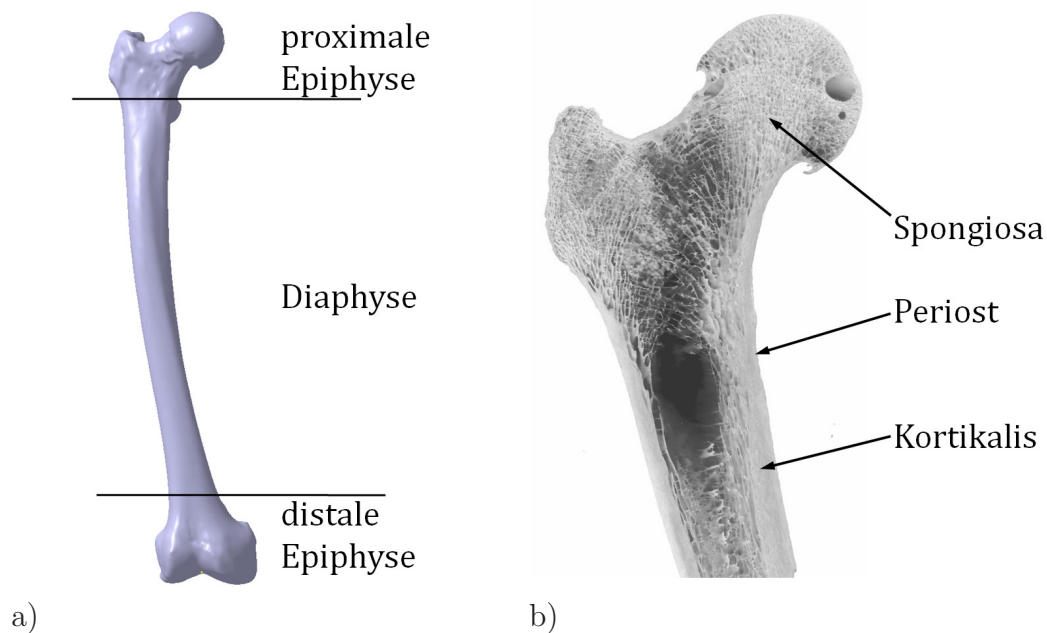


Abbildung 2.1: a) Bereiche eines Oberschenkelknochens b) Schnitt durch das rechte proximale Femurende

In Abhängigkeit der Morphologie lassen sich diese in:

- Röhrenknochen (z. B. Unterarmknochen, Fingerknochen),
- platte Knochen (z. B. Schädelkalotte, Beckenkamm),

- kurze Knochen (z. B. Hand- und Fußwurzeln),
- unregelmäßig geformte Knochen (z.B. Wirbelkörper) und
- pneumatisierte Knochen (z. B. Nasennebenhöhlen)

einteilen.

Ein Blick auf Abb. 2.1 lässt den histologischen Knochenaufbau erkennen. Der Schaft (Diaphyse) des Knochens besteht aus einer kompakten Knochen-
substanz (Kortikalis, Kompakta). In den Epiphysen befindet sich hingegen
schwammartige Knochen-
substanz (Substantia Spongiosa).

Grundbaustein der Kompakta ist das Osteon (Haverssches System), ein rund
250 μm dickes und 1 - 5 cm langes zylindrisches Gebilde mit zentralem Blut-
gefäß. Es besteht aus 2 - 3 μm dicken, konzentrischen geschichteten Kno-
chenlamellen, die um einen zentralen Kanal (Havers-Kanal) angeordnet sind.
Die Versorgung des Haversschen Systems erfolgt durch die Volkmann-Kanäle,
die, wie in Abb. 2.2 dargestellt, radial nach außen gerichtet sind.

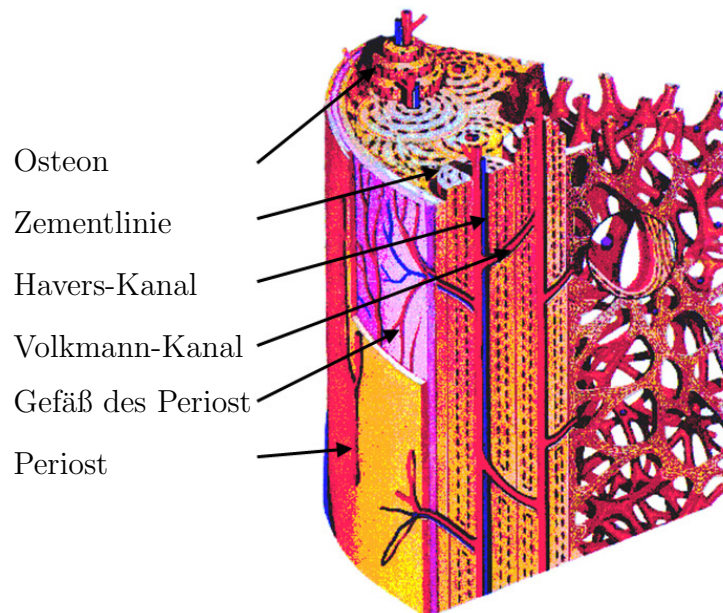


Abbildung 2.2: Aufbau des Röhrenknochens (BUCHHORN [Buc05])

Neben den Osteonen enthält die Kompakta von Röhrenknochen an ihrem
Rand konzentrische Lamellen, die von der Innenschicht des Periosts angela-
gert sind. Der kompakte Knochen ist auch Bestandteil der Spongiosa, wo er

eine sogenannte Bälkchenstruktur bildet, in dessen Zwischenraum Knochenmark eingelagert ist.

Knochen besteht aus organischen und anorganischen Bestandteilen. Hierbei nimmt die organische Knochensubstanz, welche größtenteils aus Kollagen besteht, in etwa 30 Gewichtsprozent ein. Anorganische Bestandteile liegen hauptsächlich in Form von Knochenapatit vor. Diese carbonreiche Form des Hydroxylapatits ($Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$) ist aufgrund seiner höheren Löslichkeit für den Stoffwechsel und für den Austausch mit Körperflüssigkeiten leicht verfügbar. Es dient z. B. als Carbonat-, Magnesium- oder Kaliumspeicher (WINTERMANTEL, HA [90]).

2.1.2 Mechanische Eigenschaften des Knochens

Die mechanischen Eigenschaften des Knochens sind aufgrund der ausgeprägten Anisotropie der Knochenstruktur richtungsabhängig. Je nach Orientierung der Kollagenfasern und Gehalt der anorganischen Bestandteile können sich hieraus lokal unterschiedliche Eigenschaften ergeben (adaptiver Knochenaufbauprozess).

Die in GIBSON, ASHBY [25], Martin [52] sowie REILLY, BURNSTEIN [70] angegebenen Daten zur Steifigkeit des kompakten Knochens variieren hierdurch in Abhängigkeit der Belastungsrichtung.

So werden für eine Belastung in Richtung der Knochenachse (longitudinal) für kompakten Knochen E-Modul Werte in einem Bereich von 8,5 bis 27,6 GPa angegeben.

Die E-Modul Werte der Spongiosa bewegen sich in einem Bereich von 0,1 bis ca. 3 GPa. Vergleichbar dem Elastizitätsmodul lassen die Zug- und Druckfestigkeiten ebenfalls eine starke Richtungsabhängigkeit erkennen. **In genannten Literaturstellen wird die Druckfestigkeit in Longitudinalrichtung mit 190 MPa sowie in Transversalrichtung mit 50 MPa angegeben.** Abb. 2.3 verdeutlicht nochmals den Einfluss der Belastungsrichtung (Zug/Druck) auf die Festigkeitseigenschaften des kortikalen Knochens.

Weiterhin erkennbar ist in Abb. 2.3 der Einfluss der relativen Dichte auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des schwammartigen Knochens unter Druckbelastung. So weist spongiöser Knochen bei einer relativen Dichte von $\rho^*/\rho_s = 0,5$ ein, für Schaumwerkstoffe typisches, ausgeprägtes Spannungsplateau unter Druckbelastung auf.

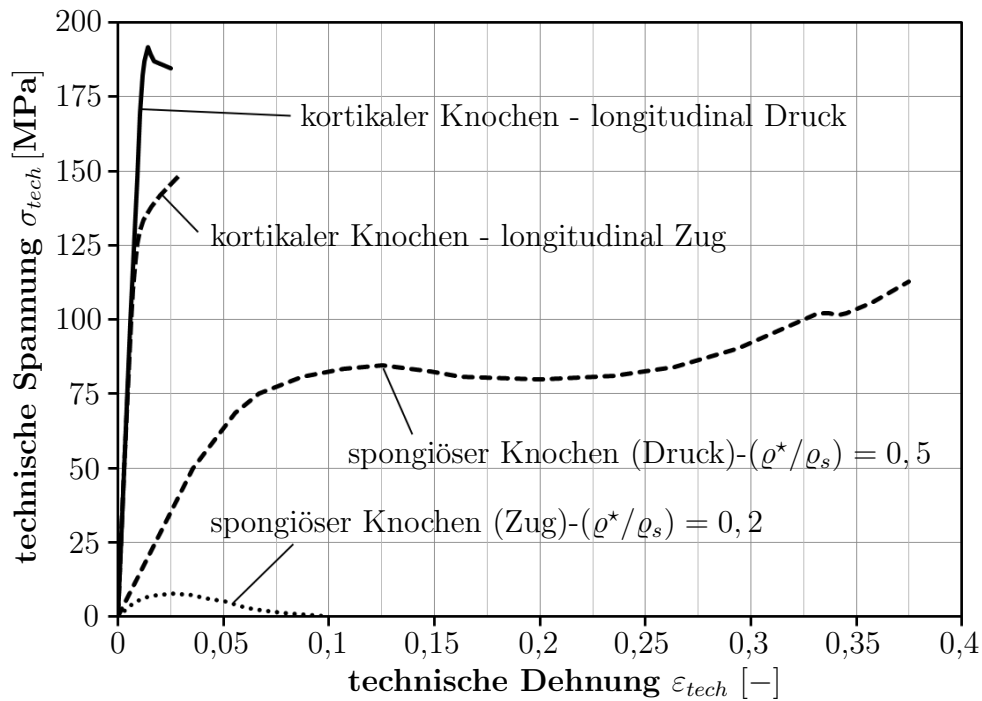


Abbildung 2.3: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Spongiosa und „feuchten“ Kortikal-Knochen unter Zug- und Druckbeanspruchung nach REILLY, BURNSTEIN [70] sowie HAYES, CARTER [34]

Nach GIBSON, ASHBY [25] nimmt die Druckfestigkeit der Spongiosa im Bereich $0,1 \leq \rho^*/\rho_s \leq 1$ Werte zwischen 0,1 und 100 MPa an.

Die Zugfestigkeiten streuen für spongiösen Knochen zwischen 5 und 20 MPa. Deutlich wird ebenfalls, dass die ertragbaren Festigkeiten für kortikalen Knochen signifikant über den Werten des spongiösen Knochens liegen.

Die Dichte des kompakten menschlichen Knochens beträgt nach HAYES, CARTER [34] ca. 1,8 bis 2 kg/dm³.

ZIOUPOS et al. [97] untersuchten das Ermüdungsverhalten an kortikalen Knochen. Die Prüflinge für diese Tests entstammen verschiedenen Personen unterschiedlichen Alters. Entnommen wurde das Knochenmaterial jeweils aus dem Femurknochen im Bereich der Diaphyse in longitudinaler Richtung. Die Dichte der Proben liegt im Bereich $1,86 \text{ kg/dm}^3 < \rho < 2,0 \text{ kg/dm}^3$.

Getestet wurde auf einer servohydraulischen Prüfmaschine unter sinusförmiger Last bei einer Prüffrequenz von $f = 2 \text{ Hz}$. Als Abbruchkriterium wurde der Bruch der Probe definiert. Zum Spannungsverhältnis R sind keine Angaben gemacht. Die Testergebnisse von drei unterschiedlichen Personen (weiblich 53 und 74 Jahre sowie männlich 55 Jahre) sind in Abb. 2.4 halbloga-

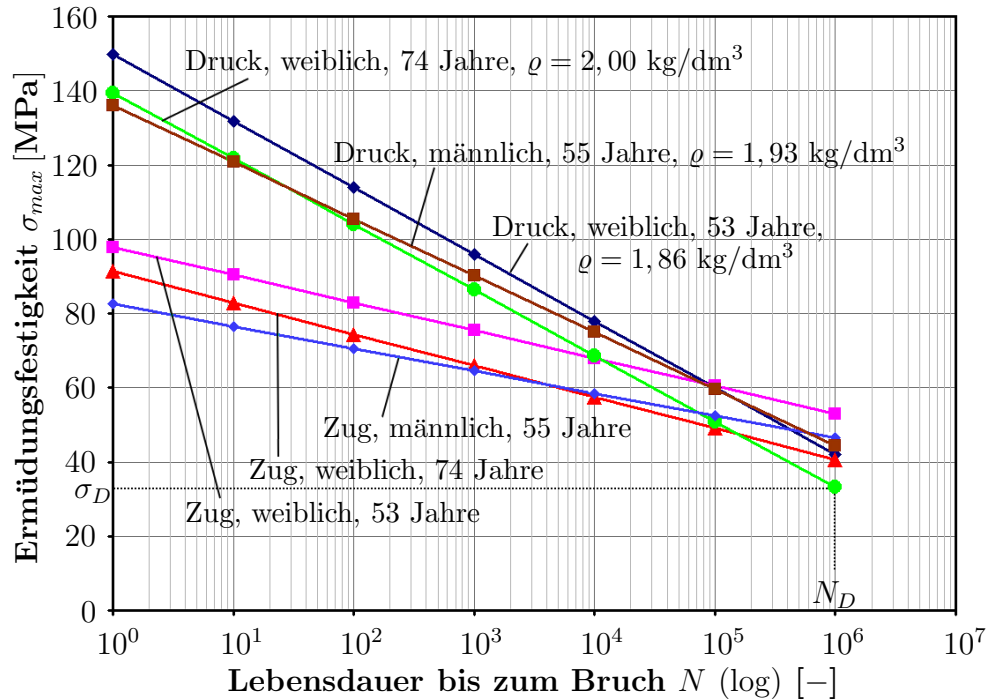


Abbildung 2.4: Ermüdungsfestigkeit von kortikalen Knochen nach ZIOUPOS et al. [97]

rithmisch aufgetragen. Sie sind in guter Übereinstimmung mit der weiteren Literatur, z. B. LAFFERTY et al. [45].

ZIOUPOS et al. [97] folgerten aus diesen Resultaten, dass die Dauerfestigkeit von kortikalen Knochen durch die Gleichung

$$\sigma_D = \sigma_0 + \sigma_r \log N_D \quad (2.1)$$

approximiert werden kann. σ_0 stellt den Schnittpunkt mit der y -Achse dar. σ_r entspricht der Steigung der Dauerfestigkeitslinie.

Ein Zusammenhang von Dichte und Ermüdungsfestigkeit konnte von ZIOUPOS et al. [97] nicht festgestellt werden.

2.1.3 Die Bandscheibe

Es gibt Wirbelsäulenerkrankungen (z. B. Wirbelkörperfraktur, Wirbelkörper tumor, Wirbelbogenschlussstörung), bei denen eine Versteifung der Wirbelsäule (Spondylodese) notwendig werden kann. Während dieser Operation werden die Bandscheiben, die „defekten“ Wirbelkörper oder Wirbelkörper und Bandscheibe(n) in dem zu versteifenden Bereich entfernt und durch „Platzhalter“ ersetzt. Die Fixierung der Wirbel zueinander erfolgt, wie in Abb. 2.5 b dargestellt, mittels Platten, Stäben und Schrauben.

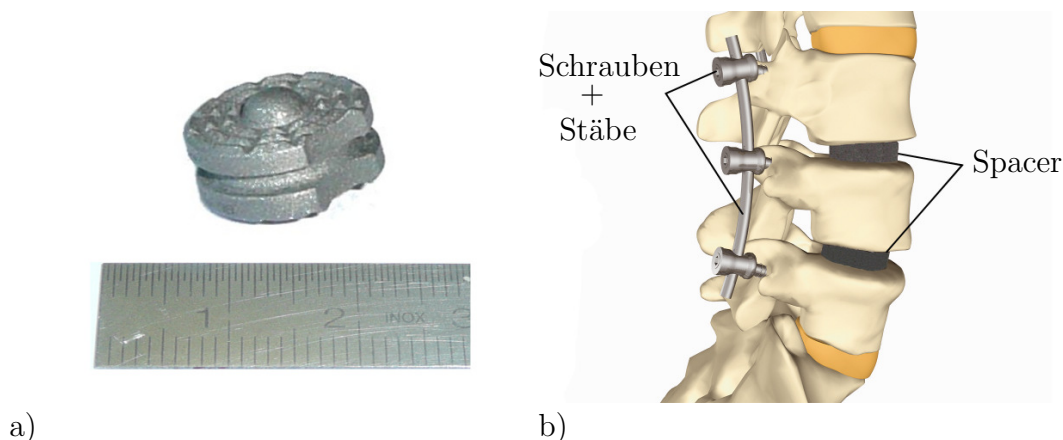


Abbildung 2.5: a) Bandscheibenimplantat für die Halswirbelsäule von der Firma ARISTOTECH b) Lumbale Wirbelsäulenversteifung

Als Bandscheiben- und Wirbeleratz kommen mit Knochenmaterial gefüllte Titankörbchen (Cages), Knochenblöcke, welche vom Beckenknochen entnommen werden oder Titanimplantate (Abb. 2.5 a) zum Einsatz.

Aufgrund zu großer Steifigkeitsunterschiede von Implantat und Wirbelkörper können Komplikationen in Form von überlastungsbedingten Anschlussinstabilitäten und Anschlussdegenerationen am Übergang des versteiften zum belassenen, beweglichen Wirbelsäulenabschnitt auftreten.

Zur Vermeidung dieser, durch „Stress-Shielding“ hervorgerufenen Komplikationen, wird im Rahmen dieser Arbeit ein bionischer Wirbelsäulenplatzhalter (Spacer) aus Titanschaum untersucht. Der Nachweis der Realisierbarkeit ist beispielhaft für weitere medizinische und technische Anwendungen zu sehen.

Die zu ersetzende **Bandscheibe**, abgebildet in Abb. 2.6, besteht aus einem faserreichen Ring (Anulus fibrosus) und einem gallertartigen Kern (Nucleus

pulposus). Der Gallertkern steht unter Druck und spannt den Faserring. Die Bandscheibe befindet sich zwischen den Wirbelkörpern und verbindet diese miteinander. Durch ihren Aufbau wirken sie wie Gelenke und Puffer zugleich und ermöglichen uns Bewegungen in alle Richtungen. Die Bandscheibe selbst besitzt keine Blutgefäße, wodurch eine Regeneration nur eingeschränkt möglich ist und mit steigendem Alter abnimmt.

Der **Wirbelkörper** besteht aus spongiosen Knochen, welcher von einer kortikalen Außenhaut (Kompakta) umgeben wird. Die Größen der Wirbelkörper nehmen von cranial nach caudal zu. Hierbei verändert sich auch ihre Form.

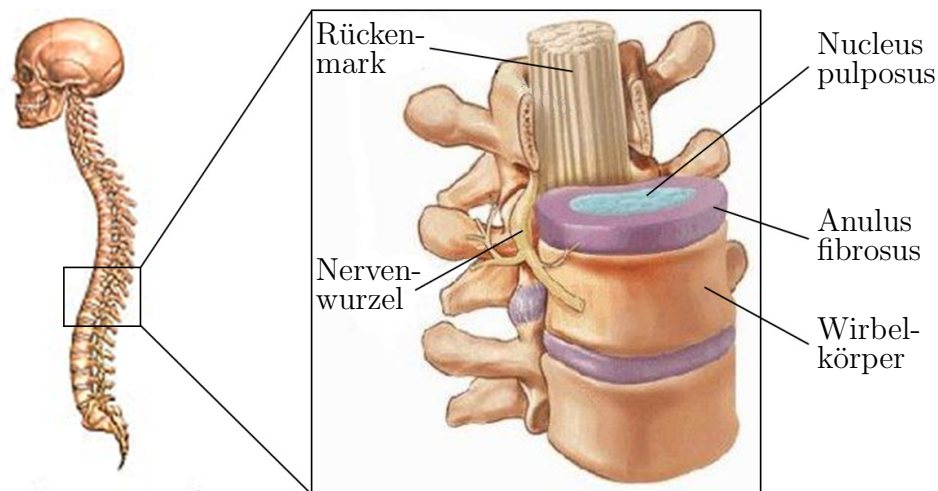


Abbildung 2.6: Bandscheibe

Nach Wintermantel, Ha [90] besitzt der **Wirbelkörper** eine maximale statische Druckfestigkeit von $\sigma = 10$ MPa. Der Durchschnittswert beträgt $\sigma = 4,6$ MPa.

Für Bandscheiben wird eine maximal ertragbare statische Druckfestigkeit von $\sigma = 11$ MPa angegeben.

Wie Tab. 2.1 weiter zu entnehmen ist, treten die maximalen Kräfte beim Heben von Lasten sowie beim aufrechten Sitzen auf, da sich der Schwerpunkt des Oberkörpers jeweils sehr weit vor der Wirbelsäule befindet.

KUMMER [44] zeigt weiterhin, dass die Zugverspannungen der Wirbelkörper mittels Muskeln zu einer axial einwirkenden Druckspannung führt. Dieses Ergebnis deckt sich mit den Spannungstrajektorien innerhalb der Spongiosa. Im Wirbelkörper laufen diese senkrecht zu den Deckplatten, wodurch hohe Festigkeiten trotz niedriger Dichte realisiert werden.

	Belastetes Gewebe	Belastung
Druckkräfte in der lumbalen Bandscheibe	liegend	250 N
	stehend	500 N
	aufrecht sitzend	700 N
	gebückt 10 kg hebend	1900 N
	gebückt 50 kg hebend	9000 N
Druckfestigkeit des isolierten Wirbelkörpers	Durchschnittswert:	4.6 MPa
	Maximalwert:	10 MPa
Bandscheibeninnendruck im Alltag max.		2 MPa
Symmetrisch belastete Bandscheiben kollabieren bei:		11 MPa

Tabelle 2.1: Auftretende Druckkräfte sowie mechanische Festigkeit von lumbalen Wirbelkörpern und Bandscheiben (WINTERMANTEL, HA [90])

2.2 Biomaterialien

2.2.1 Werkstoffanforderungen an Biomaterialien

Die Bereitstellung geeigneter Werkstoffe für den biomedizinischen Einsatz stellt hohe Anforderungen an die Materialeigenschaften. In der Literatur werden diese häufig unter den Begriffen Biokompatibilität und Biofunktionalität zusammengefasst. Nach WINTERMANTEL, HA [90] wird unter Biokompatibilität die Verträglichkeit zwischen einem technischen und einem biologischen System verstanden. WINTERMANTEL, HA unterscheiden hierbei zwischen Struktur- und Oberflächenkompatibilität. In EPPLE [23] setzt sich die Biokompatibilität aus den Eigenschaftsfeldern

- mechanische Kompatibilität (kein Bruch, Elastizität),
- chemische Kompatibilität (keine Korrosion, keine giftigen Abbauprodukte) und
- biologische Kompatibilität (keine Immunreaktion, keine Kalzifizierung)

zusammen. *Struktur-* wie auch *mechanische Kompatibilität* bezeichnen die Anpassung der Implantatstruktur an das mechanische Verhalten des Empfängergewebes. Sie äußern sich im optimalen Kraftfluss innerhalb des

Implantates und in der Krafteinleitung und -übertragung zwischen lasttragendem Implantat und Empfängergewebe.

Oberflächenverträglichkeit sowie *chemische und biologische Kompatibilität* charakterisieren die Implantat-Gewebe-Interaktion an der Grenzfläche zwischen Implantat und Gewebe.

Chemische, physikalische, biologische und morphologische Oberflächeneigenschaften sowie Strukturkompatibilität stehen in unmittelbarem Zusammenhang, da beispielsweise die Freisetzung einer chemischen Komponente aus einem Implantat zur biologischen Abwehrreaktion führen kann, welche ihrerseits den mechanischen Halt des Implantates im Gewebe herabsetzt. Zur Charakterisierung der Biokompatibilität wurde in SCHMITT [74] die Oberflächenenergie in Relation zum biologischen System gesetzt, da dies eine Zusammenfassung aller an der Grenzfläche ablaufenden Reaktionen und deren zelluläre Rückwirkung darstellt. In Abhängigkeit der biologischen Aktivität kann eine Klassifizierung der biologischen Verträglichkeit in

- bioaktiv,
- bioinert sowie
- biotolerant

erfolgen.

Die Reaktion von biotoleranten Werkstoffen mit dem umliegenden Gewebe erfolgt durch Distanzosteogenese. Das Implantat wird mit einer Bindegewebeschicht umkapselt. Bioinerte Werkstoffe setzen keinerlei toxische Substanzen frei, d. h. sie schädigen das umgebende Gewebe nicht, greifen aber auch nicht in die Grenzflächenprozesse ein (Kontaktosteogenese). Bioaktive Werkstoffe reagieren positiv mit der biologischen Umgebung. Knochenbildung beginnt an der Implantatoberfläche (Verbundosteogenese).

Unter dem Begriff *Biofunktionalität* verstehen WINTERMANTEL, HA [90] die Substitution einer oder mehrerer Funktionen im biologischen System durch ein technisches System. Grundlegende Voraussetzung hierfür sind genaue Kenntnisse hinsichtlich der Biokompatibilitätsanforderungen.

Die Hauptfunktion von Werkstoffen, die im menschlichen Skelett eingesetzt werden, besteht jedoch in der Lastübertragung. Hierfür sind eine ausreichende Steifigkeit, statische Festigkeit und Dauerfestigkeit sowie eine gute Implantatstabilisierung im Empfängergewebe Voraussetzung für die Biofunktionalität lasttragender Implantate.

Weitere Anforderungen stellen die tribologischen Eigenschaften (Reibung, Verschleiß) dar, da Verschleißmechanismen (Abrasion, Kohäsion, tribochemische Reaktionen, Oberflächenermüdung) zu Funktionseinschränkungen führen können.

Steht das Implantat in Kontakt mit Körperflüssigkeiten, sind die hydrodynamischen Eigenschaften zu berücksichtigen.

2.2.2 Metallische Biomaterialien

In Abhängigkeit der biologischen und medizinischen Anforderungen kommen eine Vielzahl von Biomaterialien zum Einsatz. Die Werkstoffauswahl erstreckt sich von metallischen Biomaterialien über biokompatible Polymere (z. B. PE, PET, PEEK, PMMA...) bis hin zu keramischen Implantatwerkstoffen (Aluminiumoxid, Zirkonoxid, Hydroxylapatit, Bioglas...). Aufgrund der großen Bandbreite an verfügbaren Implantatmaterialien und der Ausrichtung dieser Arbeit wird im Folgenden nur auf die metallischen Werkstoffe näher eingegangen. Für weitere Informationen wird auf die einschlägige Literatur verwiesen [10, 23, 74, 90].

Die gegenwärtig eingesetzten metallischen Implantatwerkstoffe können größtenteils den korrosionsbeständigen austenitischen CrNi-Stählen, den CoCr-Legierungen, den Titanlegierungen sowie den Nickelbasislegierungen zugeordnet werden. Weiterhin finden die Reinforme Titan, Tantal, Nickel, Niob, Platin und Iridium Verwendung. Im Zahnbereich kommen zudem noch Edelmetalllegierungen zum Einsatz.

Reintitan sowie Titanlegierungen bestechen durch niedrige Steifigkeit, hohe Festigkeit sowie hohe Korrosionsbeständigkeit. Sie finden vor allem in der Endoprothetik, der Wirbelsäulen Chirurgie und der zahnärztlichen Prothetik Verwendung.

CrNi-Stähle zeichnen sich ebenfalls durch hohe Festigkeit und Zähigkeit aus. Ihr hauptsächliches Einsatzgebiet ist im Bereich des Gelenkersatzes sowie als Osteosynthesematerial zu finden.

Kobaltlegierungen besitzen hohe Korrosionsbeständigkeit. Sie werden in der kardiovaskulären Chirurgie und der Orthopädie eingesetzt. Hauptanwendungsgebiete sind chirurgische Instrumente, Knochenplatten und -schrauben, Gelenkersatz und Herzklappen.

Nickelbasislegierungen werden vorrangig in der Prothetik verwendet. Im Weiteren finden NiTi-Verbindungen aufgrund des Formgedächtniseffektes ein breites Anwendungsgebiet als intravaskuläre Stents, als Klammern für die

Fußchirurgie oder als orthodonische Drähte. Stabilitätsprobleme der Passivschicht sorgen jedoch dafür, dass NiTi-Werkstoffe nur als Ultrakurzzeit- oder als Kurzzeitimplantat eingesetzt werden können.

Die Reinforme Platin und Iridium finden in Herzschrittmachern als Drähte und Elektroden Verwendung. Tantal und Niob werden als sehr bioverträglich eingestuft. Die mechanischen Kennwerte und die hohe Dichte verhindern jedoch den Einsatz dieser Materialien weitestgehend.

Bei der Vielzahl an verfügbaren metallischen Biomaterialien drängt sich die Frage nach einer aussagekräftigen Bewertung der unterschiedlichen Biomaterialien auf.

Unter Zuhilfenahme signifikanter mechanischer Kennwerte führten BIEHL, BREME [10] zur Bewertung von Implantatwerkstoffen den Biofunktionalitätsfaktor BF ein.

Dieser stellt den Quotienten aus Dauerfestigkeit σ_D und E -Modul dar. Nach BIEHL, BREME [10] trägt der Wert der Biofunktionalität damit der großen Bedeutung des E -Moduls Rechnung. Je niedriger er ist, desto besser werden Lasten vom Implantat auf den Knochen übertragen, wodurch ein adaptiver Knochenumbauprozess stimuliert wird.

Folglich spiegelt dieser Kennwert die in Abschnitt 1.3 beschriebenen Anforderungen wider.

Material	Dauerfestigkeit σ_D [MPa]	Elastizitätsmodul E [GPa]	Biofunktionalität BF ($\cdot 10^{-3}$)
Cr-Ni-Stahl	250	210	1.2
Co-Cr-Stahl (gegossen)	300	200	1.5
Co-Cr-Stahl (geschm.)	500	220	2.3
$(\alpha + \beta)$ -Titanlegierung	550	105	5.2
cp-Ti	200	100	2.0
cp-Ni	150	120	1.3
cp-Ta	200	200	1.0

Tabelle 2.2: Charakteristische mech. Eigenschaften verschiedener metallischer Biomaterialien nach BIEHL, BREME [10]; die Biofunktionalität BF stellt den Quotienten aus Dauerfestigkeit zu E -Modul dar, $BF = \sigma_D/E$

Die Gegenüberstellung der Biofunktionalitätsfaktoren in Tab. 2.2 sowie die hohe Korrosionsbeständigkeit lassen hierbei die herausragende Stellung der Titanwerkstoffe im Bereich der Medizintechnik erkennen.

2.3 Auswahl einer Legierung

Im vorhergehenden Abschnitt wurde erläutert, welche Anforderungen Biomaterialien hinsichtlich Biofunktionalität und Biokompatibilität zu erfüllen haben. Titan sowie Titanlegierungen sind hierbei als ein möglicher Knochenersatzwerkstoff anzusehen. Sie zeichnen sich gemäß PETERS et al. [66] primär durch

- hohe spezifische Festigkeit und
- sehr gute Korrosionsbeständigkeit

aus.

Festigkeitswerte bis zu 1400 MPa und ein spezifisches Gewicht von $\rho = 4,51 \text{ kg/dm}^3$ bilden die Basis für sein exzellentes mechanisches Verhalten. Die hohe Resistenz gegenüber Korrosion und Kontamination resultiert aus einer natürlichen TiO_2 -Schutzschicht (Rutil). Der gezielte Einsatz von Legierungselementen ermöglicht weiterhin die Anpassung der Materialparameter an den gewünschten Anwendungsfall. Diese mögliche Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften, welche u. a. in BARGEL, SCHULZE [6], ASKELAND [2] sowie SCHUMANN, OETTEL [77] ausführlich erläutert wird, erklärt auch ihren bevorzugten Einsatz in der Luft- und Raumfahrt, der chemischen Industrie, in der Medizintechnik und im Freizeitbereich.

Neben den genannten positiven Eigenschaften ermöglicht Titan zudem die pulvermetallurgische Verarbeitung mittels Platzhalterverfahren. Es erfüllt somit alle grundlegenden Anforderungen, welche an die Realisierung eines bionischen Implantats geknüpft sind.

Gegenwärtig finden Reintitan (cp-commercially pure), TiAl6V4 , TiAl6Nb7 , TiAl5Fe2,5 sowie TiMo12Zr6Fe2 und TiNb13Zr13 Anwendung. Die beiden letztgenannten Legierungen stellen metastabile β -Legierungen dar. Bei den übrigen handelt es sich um α - bzw. ($\alpha + \beta$)-Legierungen.

Bei der Wahl eines Titanwerkstoffs für medizinische Anwendungen mit möglichst hoher Festigkeit scheinen zunächst β -Legierungen sowie β -nahe Legierungen aufgrund hoher Festigkeiten geeignet. Der hinreichend hohe Gehalt an β -stabilisierenden Elementen (z. B. Mo, Ta, V, Fe) verhindert jedoch

eine martensitische Umwandlung und setzt eine genaue Kenntnis des Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramms (ZTU) voraus. Die Verarbeitungsbedingungen sind somit eingengt und teuer.

In TERLINDE, FISCHER [85] wird weiterhin gezeigt, dass höher β -stabilisierte Legierungen (z. B. Beta-C, Ti-15-3) eine geringere Dauerfestigkeit aufweisen als niedriger β -stabilisierte Legierungen (z. B. Ti-10-2-3, SP700). Als eine mögliche Ursache für dieses Verhalten wird die inhomogene Ausscheidung einer sekundären α -Phase in den höher stabilisierten Legierungen genannt.

α - bzw. ($\alpha + \beta$)-Legierungen weisen ebenfalls sehr hohe Festigkeitswerte auf. Aufgrund möglicher martensitischer Umwandlung und somit einfacherer, kostengünstigerer Temperaturführung besitzen diese sehr gute Eignung für den geplanten Einsatzzweck.

Neben festliegender chemischer Zusammensetzung wirken sich Form und Anordnung des Gefüges ebenfalls nachhaltig auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes aus. So erhöht feines Gefüge sowohl Festigkeit als auch Duktilität. Es verzögert Rissbildung und ist Voraussetzung für superplastisches Verhalten. Im Gegensatz hierzu ist grobes Gefüge beständiger gegen Kriechen und Rissausbreitung.

Weiterhin kann, wie in Abb. 2.7 dargestellt, bei der Phasenordnung zwischen lamellarem und globularem Gefüge unterschieden werden. Globulares Gefüge weist häufig höhere Dauerfestigkeiten und Bruch-

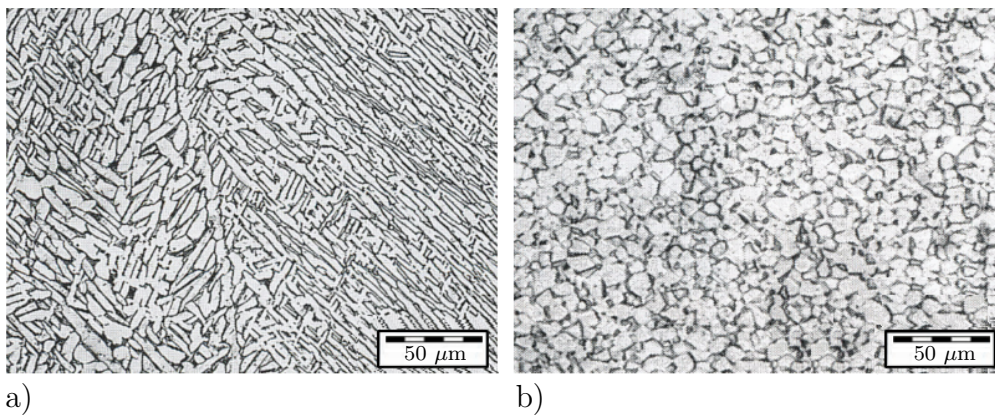


Abbildung 2.7: Gefügebilder der Legierung TiAl6V4: a) lamellares Gefüge nach Ofenabkühlung aus dem β -Gebiet (SCHUMANN, OETTEL [77]) b) durch Rekristallisation entstandenes globulares Gefüge (PETERS et. al [66])

dehnungen auf und wird daher bei superplastischen Anwendungen bevorzugt.

Lamellare Strukturen besitzen hingegen höheren Widerstand gegenüber Kriechen und Ermüdungsrissausbreitung (SCHUMANN, OETTEL [77]).

Bimodale Gefüge, eine Kombination aus beiden Gefügetypen, weisen hingegen ein sehr ausgewogenes mechanisches Verhalten auf.

Lamellare Gefüge entstehen durch einfaches Abkühlen von Temperaturen oberhalb der β -Transustemperatur. Abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit sind die Lamellen fein oder grob angeordnet.

Geringe Abkühlgeschwindigkeiten führen zu groben Lamellen. Schnelles Abschrecken führt hingegen zu einer martensitischen Umwandlung der β -Phase mit azikulärem (feinnadeligem) Gefüge. Im Gegensatz zu lamellaren Gefügen sind globulare Strukturen das Resultat eines Rekristallisationsprozesses. Die Legierung muss folglich im $(\alpha + \beta)$ -Gebiet entsprechend hoch verformt werden, damit beim nachfolgenden Lösungsglühen im Zweiphasengebiet ein rekristallisiertes, globulares Gefüge entsteht (PETERS et al. [66]).

Die Realisierung des, in Abb. 2.7 b dargestellten, globularen Gefüges ist somit bei einer geplanten pulvermetallurgischen Herstellung nicht möglich.

Die Herstellung bimodaler Gefüge ist aufgrund einer erforderlichen thermo-

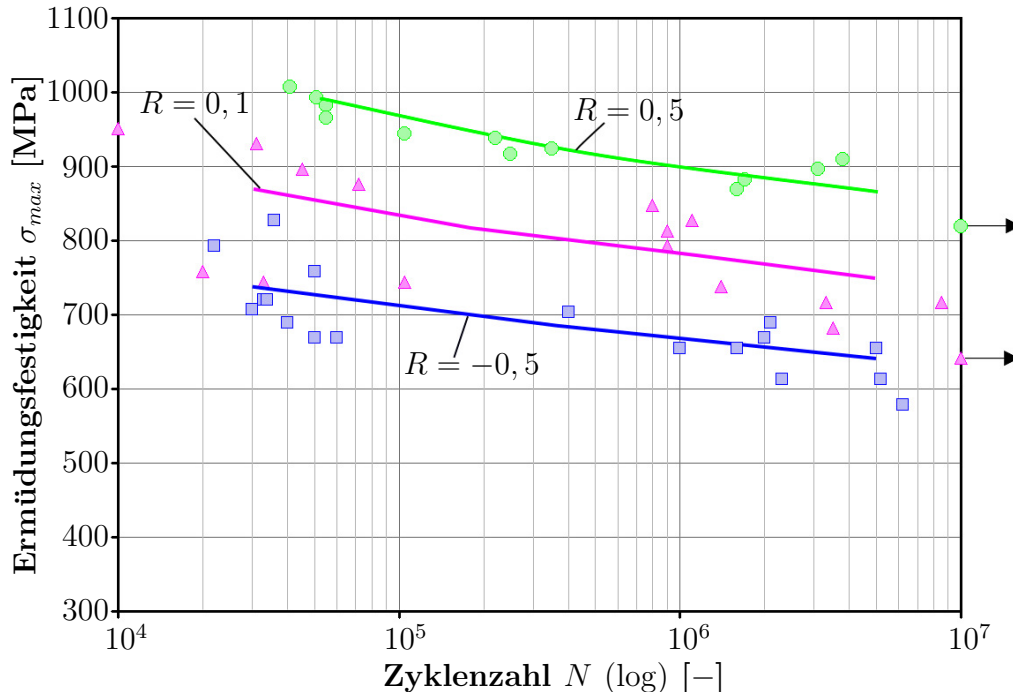


Abbildung 2.8: Wöhler-Linien für geglühtes TiAl6V4 aus RICE et al. [71]

mechanischen Behandlung ebenfalls nicht umsetzbar.

Fazit:

Aufgrund der beschriebenen Werkstoffeigenschaften wird die in der Medizintechnik bereits etablierte TiAl6V4-Legierung für die Herstellung eines bionischen Implantats gewählt.

Sie besitzt nach PETERS et al. [66] einen E -Modul von $E = 110 - 140$ GPa und eine Festigkeit von $\sigma = 900 - 1200$ MPa. Zudem lassen TiAl6V4-Legierungen eine hohe Dauerfestigkeit erkennen.

Wie aus Abb. 2.8 ersichtlich, weist TiAl6V4 bei einer Zugfestigkeit von $R_m = 1048$ MPa eine Ermüdungsfestigkeit von $\sigma_{max} = 550 - 1100$ MPa auf. Die ertragbaren Festigkeitswerte unter zyklischer Belastung lassen hierbei eine Abhängigkeit vom Mittelspannungsverhältnis erkennen.

Aus mechanischer Sicht übertrifft der gewählte Basiswerkstoff somit die in den Abschnitten 2.1.2 und 2.1.3 genannten statischen und dynamischen Eigenschaften des natürlichen Knochens.

Des Weiteren ermöglicht die gezielte Wahl dieser Legierung einen schnellen Marktzugang, da eine aufwendige Materialqualifikation vermieden wird.

3

Ein Beitrag zur Ermüdung von Schaumwerkstoffen

Durch die Bewegung des Menschen ist der gesamte Bewegungsapparat zeitlich veränderten Belastungen ausgesetzt. Folglich stellt die Untersuchung des Ermüdungsverhaltens bei der Entwicklung eines neuartigen Titanschaum-Implantats eine notwendig Forderung dar.

Nachfolgend werden hierzu theoretische Grundlagen zur Ermüdungsfestigkeit gegeben sowie bereits vorhandene Erkenntnisse zum Ermüdungsverhalten von Schaumwerkstoffen angeführt.

Bedingt durch die steigende Nachfrage nach Leichtbaumaterialien und den Fortschritten im Bereich der zellularen Werkstoffe, beziehen sich die angeführten Arbeiten zum Verhalten von Schaumwerkstoffen unter zyklischen und dynamischen Lasten größtenteils auf zellulare Aluminiumwerkstoffe.

Aufgrund ähnlicher Struktur können jedoch die bereits an Aluminiumschaum gewonnenen Erkenntnisse als Grundlage für die Untersuchung des Ermüdungsverhaltens von zellularem Titan angesehen werden.

So beschreiben HARTE et al. [29], MCCOLLOUGH et al. [56], OLURIN et al. [63], SCHULZ et al. [76] sowie ZETTL et al. [95] das Ermüdungsverhalten von offen- und geschlossenzelligen Aluminiumschäumen unter zyklischer Zug-Zug- oder Druck-Druck-Belastung anhand von experimentell ermittelten Wöhler-Diagrammen.

LEHMHUS et al. [47] erforschten weiterhin den positiven Einfluss einer Wärmebehandlung auf das Ermüdungsverhalten von zellularem Aluminium. DEMIRAY et al. [19] sowie KRUPP et al. [43] untersuchten das Ermüdungsverhalten eines offenzelligen Aluminiumschwamms mittels eines mikromechanischen 3-D Modells.

HARDERS [28] beschäftigte sich mit dem Einfluss von Kerben auf das Ermüdungsverhaltens metallischer Schäume.

Die in den genannten Arbeiten beschriebenen Versuche wurden größtenteils spannungsgeregelt durchgeführt. Die Schaumproben unterlagen hierbei einer periodisch, meist sinusförmigen Lastamplitude konstanter Größe mit gleichbleibender Mittellast. Die Mittellast σ_m und das Spannungsverhältnis $R = \sigma_u/\sigma_o$ wurden in Abhängigkeit, der in Abb. 3.1 dargestellten Belastungsart (Zugschwell-, Druckschwell-, oder Wechselbeanspruchung), bestimmt.

LEHMHUS et al. [47], MCCULLOUGH et al. [56] und OLURIN et al. [63] verwendeten ein Mittelspannungsverhältnis für Druckschwellversuche von $R = 0, 1$. HARTE et al. [29] untersuchten das zellulare Aluminium darüber hinaus bei einem R-Wert von $R = 0, 5$ im Druckschwell- und bei $R = 0, 1$ im Zugschwellbereich.

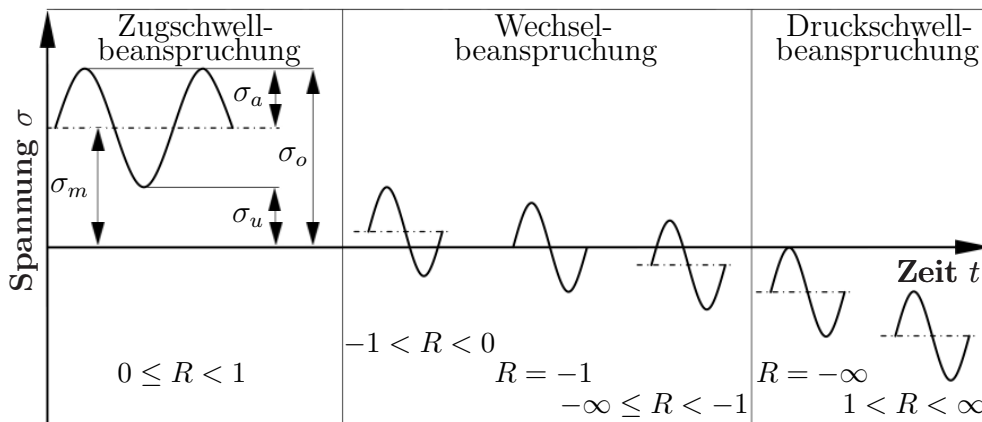


Abbildung 3.1: Belastungszustände während des Wöhlerversuchs

3.1 Wöhlerversuch

Durch Auftragung der bis zum Bruch der Probe gemessenen Schwingspielzahlen N in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R und der Belastungsamplitude $\sigma_a = (\sigma_o - \sigma_u)/2$ erhält man ein Wöhlerdiagramm. Die Wöhlerlinie stellt hierbei die Grenzlinie der ertragbaren Spannungsamplitude als Funktion der Schwingspielzahl dar. Sie weist, wie in Abb. 3.2 dargestellt, drei charakteristische Bereiche auf. Ausgehend von kleinen Amplituden ist zunächst der Bereich der Dauerfestigkeit zu erkennen. Dieser ist für

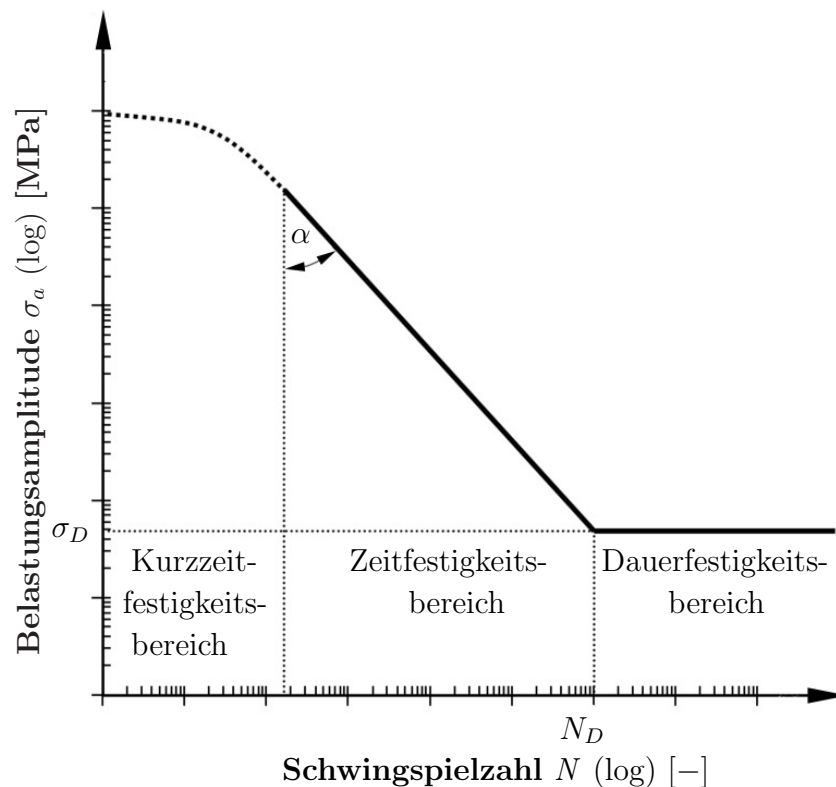


Abbildung 3.2: Wöhler-Schaubild

Baustähle und Titanlegierungen üblicherweise durch eine horizontal auslaufende Gerade gekennzeichnet. Ab dem Erreichen einer gewissen Grenzschningspielzahl N_D ist folglich kein Versagen der Probe mehr zu verzeichnen. Nach RADAJ [67] ist für Baustähle mit kubisch-raumzentrierter Gitterstruktur (krz) die Grenzschningspielzahl im Bereich $N_D = 2 \times 10^6$ bis 1×10^7 zu wählen. Bei legierten Stählen, Aluminium- und Kupferlegierungen mit

kubisch-flächenzentrierter (kfz) Gitterstruktur kann es aber dennoch zum Versagen oberhalb der Grenzschwingspielzahl kommen. Dieses Verhalten wird im Wöhler-Diagramm durch eine schräg nach unten verlaufende Gerade dargestellt. In SCHOTT [75] wird hierzu eine Ersatzgrenzschwingspielzahl $N_D = 1 \times 10^7$ bis 1×10^9 empfohlen. Entgegen dieser Empfehlung wird z. B. in ASHBY et al. [1] eine Dauerfestigkeit von 1×10^6 bis 1×10^7 als zweckmäßig beschrieben. Aufgrund der nicht vorhandenen Dauerfestigkeit von reinem Aluminium sollte diese Grenze jedoch genau überlegt sein.

Oberhalb der Dauerfestigkeit σ_D beginnt bei $N \leq N_D$ der Zeitfestigkeitsbereich (HCF-High Cycle Fatigue), welcher durch einen Abfall der ertragbaren Schwingspielzahl bei steigender Belastungsamplitude gekennzeichnet ist. Formelmäßig lässt sich die in der doppellogarithmischen Darstellung entstehende Gerade im Zeitfestigkeitsbereich durch die sogenannte Basquin-Gleichung (BASQUIN [9])

$$\frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{\sigma_{a1}}{\sigma_{a2}} \right)^{-k}, \quad (3.1)$$

beschreiben. Der Exponent $k = \tan \alpha$ kennzeichnet hierbei die Neigung der Wöhler-Linie im Zeitfestigkeitsgebiet. Die Neigungskennzahl spiegelt Werkstoff- und Kerbeeinflüsse wider.

In RADAJ [67] sind für ungekerbte Proben aus Stahl Werte von $k = 15$ und für solche mit milder Kerbe von $k = 5$ angegeben. Bei weiter wachsender Spannungsamplitude nähert sich die Schwingfestigkeit der statischen Festigkeit. Plastische Effekte treten auf, wodurch die Lebensdauer entscheidend beeinflusst wird. Dieser, durch eine flacher verlaufende Wöhler-Linie charakterisierte Bereich wird als Kurzzeitfestigkeitsbereich oder auch LCF-Bereich (Low Cycle Fatigue) gekennzeichnet. Der Übergang von Zeitfestigkeitsbereich zu Kurzzeitfestigkeitsbereich erfolgt bei 1×10^2 bis 1×10^4 Schwingspielen.

Die genannten Gesetzmäßigkeiten beziehen sich auf Vollmaterialien. **In den eingangs dieses Abschnitts angeführten Quellen konnte jedoch gezeigt werden, dass sich diese Gesetzmäßigkeiten ohne Einschränkungen auf den Schaumwerkstoff übertragen lassen.**

Ferner wurde in diesen Arbeiten gezeigt, dass die Ermüdungslebensdauer von Aluminiumschaumwerkstoffen mit der maximal aufgetragenen Spannung $\sigma_{max} = \sigma_o$ korrelieren. Eine Auftragung der maximalen ertragbaren zyklischen Spannung über der ertragbaren Lastspielzahl wird hierdurch, wie in Abb. 3.3 a dargestellt, als zweckmäßig erachtet.

ASHBY et al. [1] folgerten weiterhin, dass die Lebensdauer von Schaumwerkstoffen unabhängig vom Mittelspannungsverhältnis ist, was sie auch für

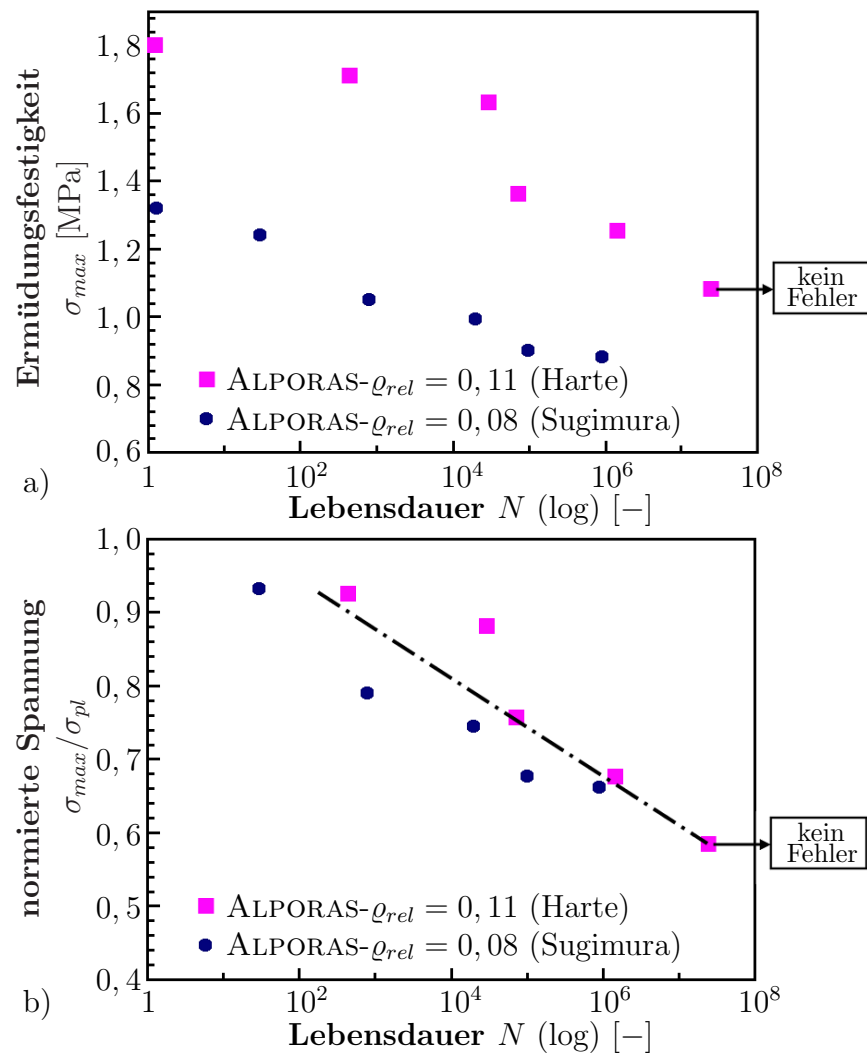


Abbildung 3.3: a) Lebensdauer in Abhängigkeit der Maximalspannung;
 b) Lebensdauer in Abhängigkeit der normierten Spannung (SUGIMURA et al. [83])

$R = 0,5$ und $R = 0,1$ nachweisen haben. HARDERS [28] hingegen konnte diese Aussage nicht vollständig bestätigen. Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Ermüdungsversuche an Titanschaum konnte dieses Verhalten ebenfalls nicht beobachtet werden.

Weiterhin wurde in bisherigen Arbeiten festgestellt, dass äußerlich gleiche Proben des gleichen Schaumtyps unterschiedliche Lebensdauerwerte bei gleicher Belastung aufweisen. Ein Bezug zur relativen Dichte liegt hierbei sehr nahe, da eine höhere relative Dichte eine höhere ertragbare Maximalspan-

nung und somit höhere Lebensdauer impliziert.

Um nun Vergleiche von verschiedenen Schaumtypen bzw. Schaumwerkstoffen mit unterschiedlicher reaktiver Dichte zu ermöglichen, wurden von ASHBY et al. [1] die normierte Spannungsamplitude $\sigma_n = \sigma_{max}/\sigma_{pl}$ eingeführt. σ_{max} stellt hierbei den Maximalwert der aufgetragenen Belastung dar. σ_{pl} bezeichnet die Plateauspannung im quasi-statischen Druckversuch und $Rp_{0,2}$ die Fließgrenze im uniaxialen Zugversuch.

Die Zweckmäßigkeit dieser Beziehung wird unter anderem in Abb. 3.3 b gezeigt. Durch Normierung von Schaumproben unterschiedlicher Dichte gelingt es SUGIMURA et al. [83] eine Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich für den untersuchten ALPORAS-Schaum trotz unterschiedlicher relativer Dichte zu definieren.

Weiterhin ist in Abb. 3.4 zu erkennen, dass die normierten Dauerfestigkeitswerte im Druckschwellbereich höher sind als im Zugschwellbereich. Bezogene Dauerfestigkeiten liegen im Zugschwellbereich bei $\sigma_D/Rp_{0,2} \approx 0,2 - 0,6$. Im Druckschwellbereich hingegen bewegen sich die Werte für σ_D/σ_{pl} zwischen 0,4 und 0,8.

Trotz der positiven Ergebnisse von ASHBY et al. [1], HARTE et al. [29] sowie SUGIMURA et al. [83] sollte die Lebensdauervorhersage von Schäumen in Abhängigkeit der Ermüdungsfestigkeit σ_{max} kritisch betrachtet werden, da stochastische Schäume unterschiedliche Porengeometrien und Schaumstruk-

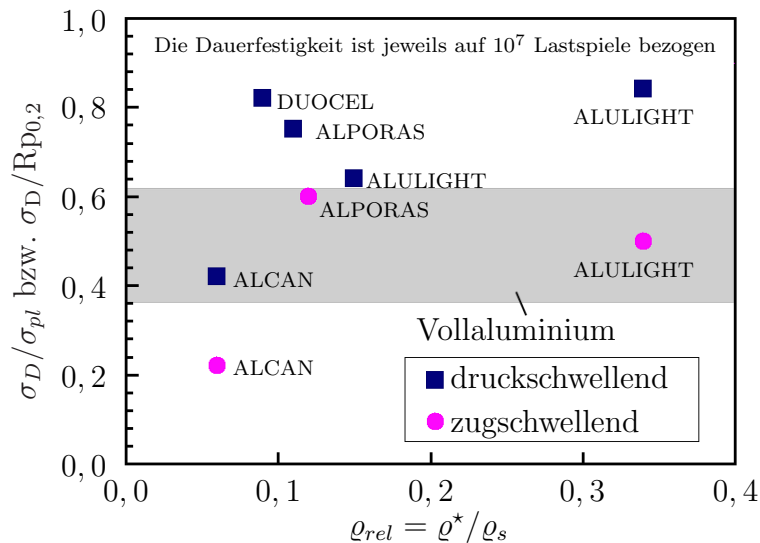


Abbildung 3.4: Bezogene Dauerfestigkeiten ausgewählter zellulärer Schaumwerkstoffe in Abhängigkeit der relativen Dichte bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ (HARDERS [28])

turen besitzen. Jeder Schaum weist somit Bereiche höherer Festigkeit und Bereiche mit niedrigerer Festigkeit auf. Anrisse entstehen hierbei immer in den Bereichen niedriger Dichte bzw. größerer Poren.

Somit ist der Einfluss von Porenform, Porengröße sowie Porenverteilung von entscheidender Bedeutung für das Ermüdungsverhalten von Schaumwerkstoffen. Dies wird u. a. durch die bezogene Dauerfestigkeit des offenporigen DUOCEL-Schaumes bestätigt. Dieser Schaum besitzt im Gegensatz zu den in Abb. 3.4 genannten geschlossenenporigen Schäumen (ALPORAS, ALULIGHT, ALCAN) eine nahezu homogene Struktur.

3.2 Dehnungs-Wöhler-Linie

Das Wöhler-Schaubild gibt Aufschluss über die Lebensdauer eines Werkstoffes unter gegebener Last. Über mikrostrukturelle Veränderungen des Bauteils während der Ermüdung enthält dieses Diagramm jedoch keinerlei Informationen.

Zur genaueren Darstellung des Ermüdungsverhaltens, welches in rein entfestigendem, rein verfestigendem oder gemischtem Werkstoffverhalten auftreten kann, wird deshalb das in Abb. 3.5 dargestellte zyklische Spannungs-Dehnungs-Diagramm (ZSD) gewählt.

Zyklische Verfestigung äußert sich bei spannungskontrollierten Versuchen in einer Abnahme der Dehnungsamplitude. Unter vorgegebener Dehnungsamplitude wächst die Spannungsamplitude.

Zyklische Entfestigung ist durch das gegenläufige Verhalten gekennzeichnet. Erfolgt die spannungskontrollierte Belastung mittels einer von Null verschiedenen Mittelspannung $\sigma_m \neq 0$, so kann es weiterhin zu einer zyklischen Mittelspannungsrelaxation kommen, welche sich durch eine Verschiebung der Hystereseschleife in Richtung $\sigma_m = 0$ bemerkbar macht.

Zyklisches Kriechen hingegen führt bei dehnungsgesteuerter Versuchsführung zu einer Zunahme der Mitteldehnung ε_m (engl. Ratcheting), d. h. ein Wandern der Hystereseschleife entlang der Dehnungsachse.

Bei sehr hohen Lastspielzahlen gestaltet sich die Auftragung aller durchgeführten Zyklen als sehr unübersichtlich. In der Praxis, wie auch im späteren Verlauf dieser Arbeit, wird zur Auswertung der durchgeführten Versuche die Auftragung der Spitzenwerte der Hystereseschleifen über der Schwing-

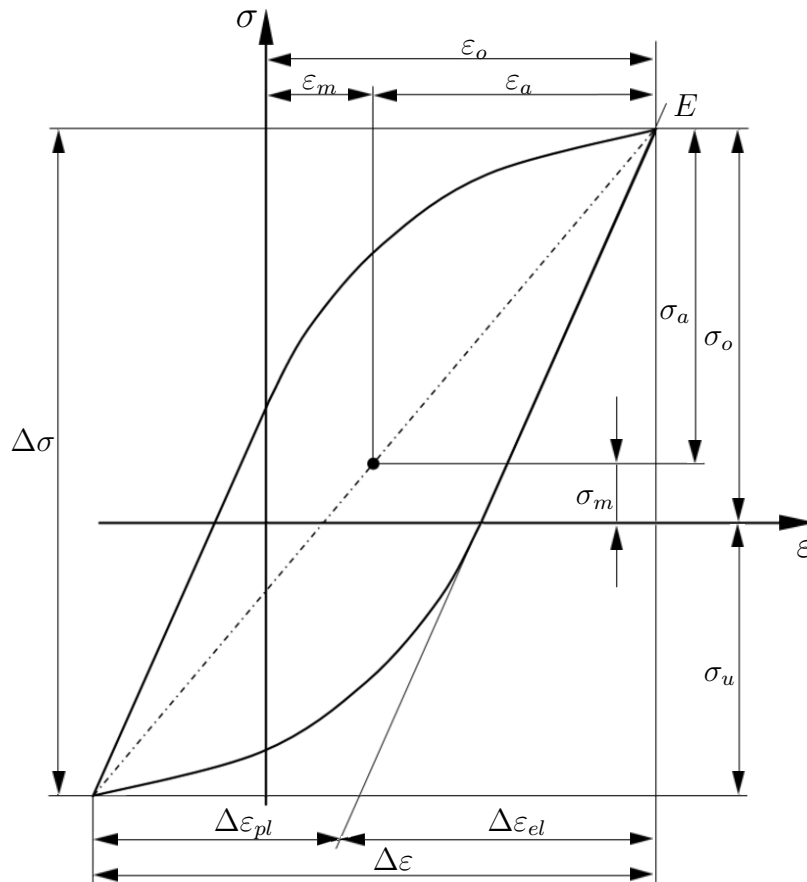


Abbildung 3.5: Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

spielzahl gewählt. Dies führt auf die sogenannte Wechselverformungskurve. Sie stellt die Änderung der Dehnungs- bzw. Spannungsamplitude über den Belastungszeitraum dar.

Wie in Abb. 3.6 zu erkennen ist, lässt sich die Wechselverformungskurve oftmals in drei Bereiche einteilen, was von SUGIMURA et al. [83] für Aluminiumschaum bestätigt werden konnte. Zyklische Ver- bzw. Entfestigung tritt hierbei größtenteils im Bereich I auf. Je nach Belastungshöhe treten neben elastischen auch plastische Dehnungen auf.

In Bereich II erreicht die Werkstoffreaktion nach SCHOTT [75] eine (quasi-) Sättigung, welche den überwiegenden Teil der Lebensdauer umfasst. Kurz vor Ende der Lebensdauer ändert sich der Verlauf der Wechselverformungskurve aufgrund von Rissbildung schlagartig. Die Probe versagt dann innerhalb weniger Zyklen.

Die quantitative Beschreibung des Dehnungsverhaltens erfolgt mit Hilfe der

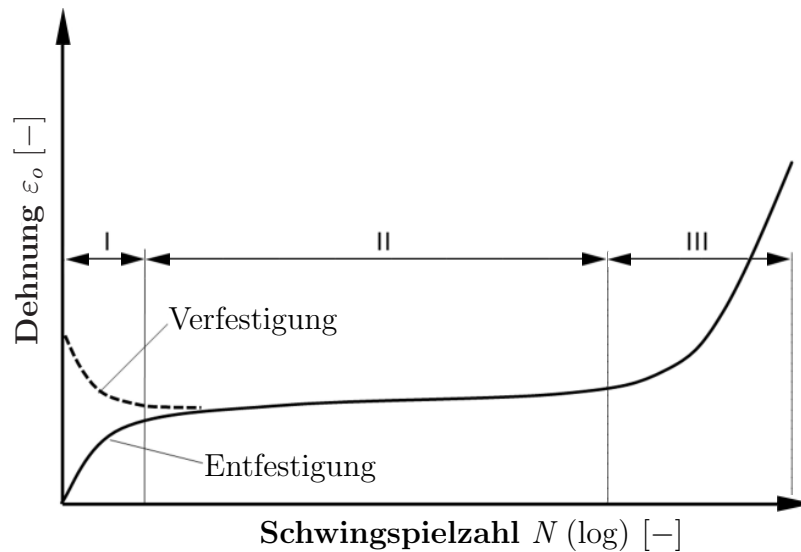


Abbildung 3.6: Wechselverformungskurve bei spannungsgeregelter Versuchsführung

zyklischen Dehnrate $d\varepsilon/dN$. Diese beschreibt den Gradienten der Wechselverformungskurve.

Das Versagensbild selbst ist vom Schaumtyp abhängig. Bei nahezu homogenen Proben ist die Verformung gleichmäßig über die Probe verteilt. Ein stetiger Verlauf der Wechselverformungskurve, wie er unter anderem in Abb. 3.6 skizziert ist, ist die Folge. Liegt jedoch ein inhomogener Schaumwerkstoff vor, so führt dies zu einer lokal höheren Belastung. Hierbei bildet sich nach HARDERS [28] im schwächsten Querschnitt ein Verformungsband senkrecht zur Belastungsrichtung. Dieses Verhalten wird durch einen stufenförmigen Verlauf der Wechselverformungskurve sichtbar.

Als Versagensmechanismus für Aluminiumschaum unter Druckschwellbelastung wird in HARTE et al. [29], MCCULLOUGH et al. [56] und SUGIMURA et al. [83] der plastische Kollaps von Zellen infolge von Knicken und Beulen der Zellstege bzw. -membrane genannt. Ermüdungsrisswachstum wird bei spröden Werkstoffen als weiterer Versagensmechanismus angeführt.

Nach Harders [28] spielt hingegen Rissbildung bei duktilen Schaumwerkstoffen eine untergeordnete Rolle.

Diese Aussage ist für eine spätere numerische Betrachtung des vorliegenden Titanschaumes als wichtig anzusehen, da die Betrachtung von Rissbildung einen erheblichen Mehraufwand bedeuten würde. Im Zugschwellbereich

wird zyklisches Kriechen als Hauptversagensmechanismus angegeben (Harte et al. [29], McCULLOUGH et al. [56]).

Bei wechselnden Belastungen ($R = -1$) nennt HARDERS [28] die verteilte Bildung von kurzen Rissen als Hauptursache für das Versagen. Der entstehende Makroriss bildet sich hierbei normal zur Belastungsrichtung aus.

3.3 Lineare Miner-Regel

Ermüdungsbelastete Strukturen des menschlichen Skeletts (z. B. Bandscheiben) unterliegen in der Regel einer zeitlich veränderten Belastung. Ein periodischer (deterministischer) Beanspruchungsverlauf ist nur über einen begrenzten Zeitraum (z. B. beim gleichmäßigen Gehen) zu erwarten.

Um nun Aussagen über Betriebsfestigkeit und Lebensdauer für technische Bauteile unter mehrstufiger bzw. zeitlich veränderter Belastung zu gewinnen, wurden bereits mehrere versuchstechnische Möglichkeiten, wie z. B. der Blockprogrammversuch nach GASSNER [24] oder die Zufallslastenversuche nach JAKOBY [40] und SWANSON [84], entwickelt. Diese experimentellen Methoden besitzen jedoch den Nachteil, dass sie sehr zeit- und kostenintensiv sind.

Aus diesem Grund hat die auf MINER [60] zurückgehende lineare Schadensakkumulationshypothese größere praktische Bedeutung erlangt. Hierbei handelt es sich um eine Methode zur Abschätzung der Lebensdauer von Bauteilen unter dynamischer, instationärer Beanspruchung mittels linearer Schädigungshypothese.

Bei der linearen Schadensakkumulation wird jeder Belastungsstufe $\sigma_{a(i)}$ eines Lastkollektivs eine gewisse Teilschädigung $S_{(i)}$ zugeordnet, deren Aufsummierung eine Gesamtschädigung ergibt.

Die auftretenden Teilschädigungen werden hierbei unter Verwendung des einstufigen Wöhlerdiagramms ermittelt. Wie in nachfolgender Abb. 3.7 skizziert, kann jeder Belastungsamplitude $\sigma_{a(i)}$ eine maximal mögliche Bruchschwingungszahl $N_{B(i)}$ zugeordnet werden.

Die tatsächlich auftretende Schwingungszahl $n_{(i)}$ verursacht nach MINER [60] somit eine Teilschädigung $S_{(i)} = n_{(i)}/N_{B(i)}$.

Versagen tritt ein, sobald die Summe aller Teilschädigungen den Wert 1 er-

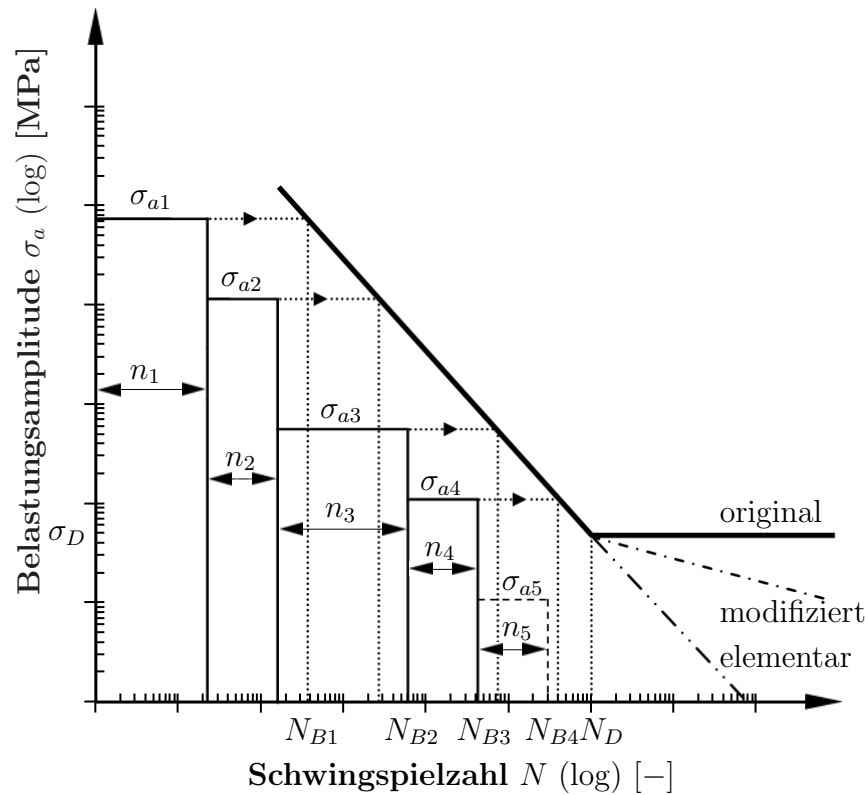


Abbildung 3.7: Lineare Schadensakkumulationshypothese

reicht hat. Dieser Zusammenhang lässt sich formelmäßig wie folgt darstellen

$$\sum_{i=1}^k S_{(i)} = \sum_{i=1}^k \frac{n_{(i)}}{N_{B(i)}} = 1. \quad (3.2)$$

Einschränkend sei an dieser Stelle anzumerken, dass bei diesem Verfahren nur Belastungen oberhalb der Ecklastspielzahl N_D berücksichtigt werden. Das Auslegen von Bauteilen mit der Original Miner-Regel kann somit zu einer Unterdimensionierung führen, da auch Belastungen unterhalb der Dauerfestigkeit σ_D eine Schädigung im Bauteil hervorrufen können. Die nach der originalen Miner-Regel vorhergesagte Lebensdauer kann um den Faktor 0,2 – 6 von der tatsächlichen Lebensdauer abweichen (RADAJ [67]).

Um auch kleinere Belastungen berücksichtigen zu können, wurden z. B. die modifizierte Miner-Regel nach HAIBACH [27] oder die Elementar-Miner-Regel

entwickelt. Die Elementar-Miner-Regel vernachlässigt ein Abknicken der Wöhler-Linie. HAIBACH [27] berücksichtigt das Absinken der Dauerfestigkeit durch eine veränderte Neigung $k^* = (2k - 1)$.

Eine weitere, nicht in Abb. 3.7 dargestellte Modifikation, wurde von ZENNER, LIU [94] vorgeschlagen. Zur Berücksichtigung von Amplituden unterhalb der Dauerfestigkeit wird die Wöhlerlinie bis zur Dauerfestigkeitsamplitude $\sigma_D^* = \sigma_D/2$ herabgesetzt.

Die Steigung k^* der neuen Wöhlerlinie wird aus der Steigung m der Rissfortschritts-Wöhlerlinie und der Steigung k der Bauteil-Wöhlerlinie durch den Zusammenhang $k^* = (k + m/2)$ errechnet.

Der Drehpunkt, um den man die modifizierte Wöhlerlinie mit der größeren Neigung k^* in Richtung der Rissfortschritts-Wöhlerlinie dreht, wird auf den Kollektivhöchstwert $\sigma_{a,max}$ festgelegt.

Bei dieser Methode ist zu erwarten, dass die Ergebnisse aufgrund der Drehung der Bauteil-Wöhlerlinie konservativer sind. Somit führt die Erweiterung nach ZENNER, LIU [94] lediglich zu einer Vergrößerung der Sicherheit, dient aber keineswegs der Erhöhung der Zuverlässigkeit einer Lebensdauerabschätzung.

Das größte Problem der genannten Hypothesen ist jedoch in der Nichtbeachtung der zeitlichen Belastungsfolge zu finden. So lässt in der Realität beispielsweise ein, bei hoher Beanspruchung verzeitigt geschädigtes Bauteil unter nachfolgenden niedrigen Belastungen eine geringere Lebensdauer erwarten. Weiterhin werden Änderungen der Mittelspannung nicht beachtet. Mögliche Werkstofffehler finden ebenfalls keine Berücksichtigung, da idealerweise von einer homogenen, fehlerfreien Struktur ausgegangen wird. Des Weiteren werden Verfestigungs-, oder Entfestigungseffekte bei diesen Verfahren nicht berücksichtigt.

Eine exakte Beschreibung der wirklichen Schädigungsvorgänge mit Hilfe der linearen Schadensakkumulationshypothesen ist somit nicht möglich.

3.4 Nichtlineare Schadensakkumulation

Zur Erfassung der genannten Einflussfaktoren wurden nichtlineare Schädigungshypothesen entwickelt.

Von SCHOTT [75] wurde hierzu vorgeschlagen, die Teilschädigung unter Drehung der Ausgangs-Wöhler-Linie sowie durch Absenkung der Dauerfestigkeit zu ermitteln. Die Modifikationen der Ausgangswöhlerlinie erfolgen hierbei unter Berücksichtigung der jeweils erreichten linearen Gesamtschädigung (Konzept der Folge-Wöhler-Linien).

Ein häufig gewählter Ansatz zur Berücksichtigung der verschiedenen Einflussfaktoren ist die Beschreibung mit Hilfe von Schädigungstermen oder Werkstoff- bzw. Schädigungsparametern Ψ .

Die Schädigungsfunktionen basieren ebenfalls auf der Schädigungsfunktion von MINER [60]. Sie werden jedoch in Funktionen höheren Grades transformiert und mit Exponenten der jeweiligen Schädigungs- bzw. Werkstoffparameter erweitert. Hierdurch ergeben sich unter verschiedenen Beanspruchungsgrößen linear abweichende Schädigungszuwächse (SIEMON [79]). Die nichtlinearen Schädigungszuwächse sind in Abb. 3.8 für drei verschiedene Schädigungs- bzw. Werkstoffparameter (Ψ_1, Ψ_2, Ψ_3) schematisch dargestellt.

Bei einem dreistufigen Versuch ergibt sich durch die erste Beanspruchungsstufe A mit einem festgelegten Zyklenverhältnis unter Berücksichtigung eines Schädigungs- bzw. Werkstoffparameters Ψ_1 eine nichtlineare Teilschädigung S_1 mit der Gleichung

$$S_1 = \left(\frac{n_1}{N_{B1}} \right)^{\Psi_1}. \quad (3.3)$$

Erfolgt die Belastung in der darauffolgenden Stufe B mit niedrigerer Lastamplitude, so wäre zum Erreichen einer der vorangegangenen Belastung analogen Schädigung ein erhöhtes Schwingenspielverhältnis mit

$$S_1 = \left(\frac{n_1}{N_{B1}} \right)^{\Psi_1} = \left(\frac{n_2^*}{N_{B2}} \right)^{\Psi_2} \quad (3.4)$$

erforderlich. Die Gesamtschädigung am Ende des zweiten Belastungskollek-

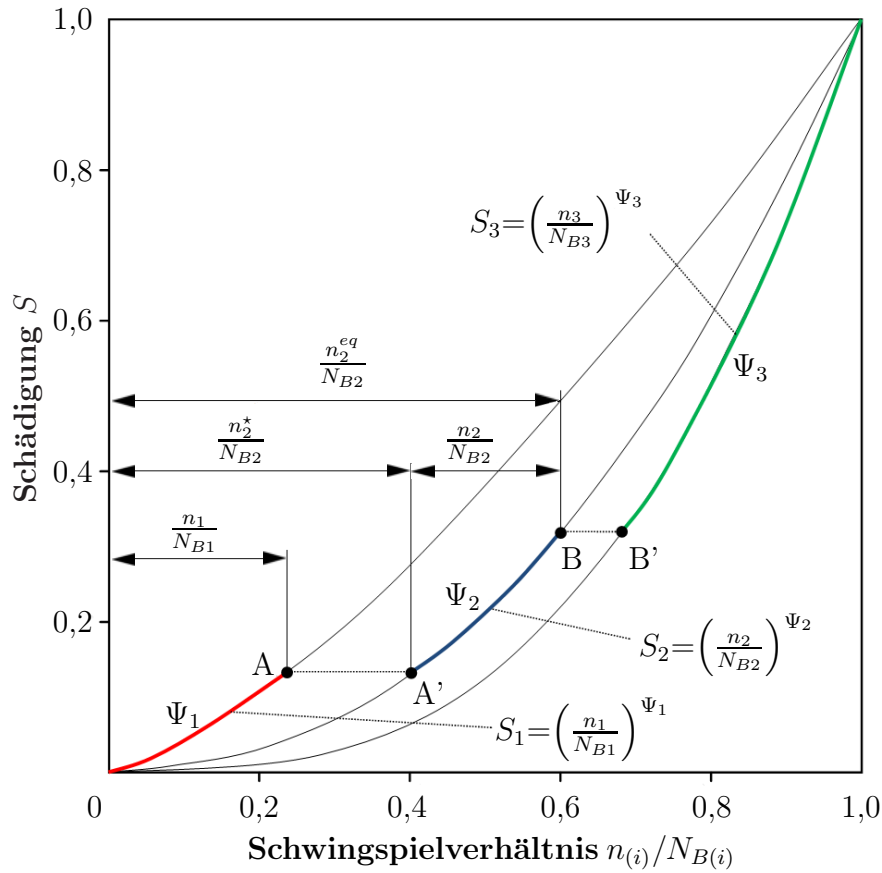


Abbildung 3.8: Nichtlinearer Schädigungsablauf nach BANNANTINE [5]

tivs beträgt somit

$$S_{ges} = S_1 + S_2 = \left(\frac{n_2^*}{N_{B2}} \right)^{\Psi_2} + \left(\frac{n_2}{N_{B2}} \right)^{\Psi_2} = \left(\frac{n_2^{eq}}{N_{B2}} \right)^{\Psi_2}. \quad (3.5)$$

Die in einem weiteren (dritten) Lastkollektiv ertragbare Belastung bis zum Bruch ($S = 1$) lässt sich unter Verwendung der Gleichungen (3.4) und (3.5) darstellen durch

$$S_{ges} = \left(\frac{n_2^{eq}}{N_{B2}} \right)^{\frac{\Psi_2}{\Psi_3}} + \frac{n_3}{N_{B3}} = \left[\left(\frac{n_1}{N_{B1}} \right)^{\frac{\Psi_1}{\Psi_2}} + \frac{n_2}{N_{B2}} \right]^{\frac{\Psi_2}{\Psi_3}} + \frac{n_3}{N_{B3}} = 1. \quad (3.6)$$

Dieses nichtlineare Grundschema kann auf beliebige viele Belastungsstufen ausgedehnt werden. Basierend auf dieser Vorgehensweise wurden weitere

Schädigungstheorien entwickelt. Sie unterscheiden sich im Wesentlichen dadurch, wie der Schädigungsparameter Ψ definiert wird.

Weitestgehend gute Bestätigung hat hierbei der Ansatz von MANSON, HALFORD [51] gefunden. Sie setzen den Schädigungsparameter zu $\Psi_i = N_{B(i)}^P$.

P stellt eine Werkstoffkonstante dar. Für Stahl hat sich hierbei ein Wert von 0,3 bis 0,5 als relevant herausgestellt.

3.5 Wertung von linearer und nichtlinearer Schadensakkumulation

Wie u. a. der Arbeit von SIEMON [79] zu entnehmen ist, besitzen die nichtlinearen Schädigungshypothesen höhere Vorhersagegenauigkeit sowie vielfältige Möglichkeiten zur Anpassung an die physikalische Realität.

In der Praxis sind diese nichtlinearen Methoden jedoch nur selten anzutreffen. Hintergrund hierfür ist in erster Linie die einfachere Handhabung der linearen Schadensakkumulationshypothesen.

Weiterhin erfassen nach RADAJ [67] die komplexen nichtlinearen Hypothesen nur einige „Teilaspekte“ richtig, während andere Einflussfaktoren unberücksichtigt bleiben. Zudem ist jede dieser Hypothesen mit zusätzlichen Werkstoffkonstanten verbunden, die in speziellen Versuchen ermittelt werden müssen.

Schließlich erschwert die Vielzahl an möglichen nichtlinearen Hypothesen die in der Praxis erforderliche Vereinheitlichung der rechnerischen und versuchstechnischen Vorgehensweise.

Der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten numerischen Lebensdauervorhersage wurde aufgrund nicht vorhandener Werkstoff- und Schädigungsparameter sowie der einfacheren Zugänglichkeit ebenfalls die lineare Schädigungshypothese nach MINER [60] zugrunde gelegt.

4

Experimentelle Untersuchungen

Die mechanische Inkompatibilität gegenwärtig eingesetzter Implantate und Implantatwerkstoffe verhindert einen Einsatz über 20 Jahre hinaus, da ein durch Stress-Shielding bedingter Knochenumbauprozess zum Versagen des Implantats führt.

Mit dem Ziel, einen bionischen Werkstoff mit knochenähnlichen Eigenschaften zu entwickeln, wird im Rahmen dieser Arbeit zellulärer Titanschaum nach dem Platzhalterverfahren hergestellt und hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften charakterisiert.

In diesem Abschnitt werden hierzu alle durchgeführten experimentellen Untersuchungen sowie das Herstellungsverfahren beschrieben.

Des Weiteren erfolgt eine ausführliche Darstellung, Interpretation und Bewertung der gewonnenen Ergebnisse hinsichtlich der geplanten Einsatzmöglichkeiten.

4.1 Herstellung der Prüflinge

Nach RAUSCH et al. [68] ist die schmelzmetallurgische Herstellung von porösen Titanwerkstoffen aufgrund des hohen Schmelzpunktes und der hohen Affinität zum Sauerstoff mit erheblichem prozesstechnischen Aufwand verbunden.

Pulvermetallurgische Verfahren bieten demgegenüber den Vorteil von geringeren Prozesstemperaturen und vielfältigeren Formgebungsmöglichkeiten. Mehrere Herstellungsvarianten sind hierzu im Einzelnen in RAUSCH et al. [68] beschrieben.

Nach BRAM et al. [13] besitzt hierbei die Herstellung hochporöser Titanformkörper unter Verwendung geeigneter Platzhalterwerkstoffe, hohe Attraktivität für medizinische Anwendungen, da sich Porengröße und Porosität direkt über Partikelgröße und Mischungsverhältnis einstellen lassen.

Zur Umsetzung dieses Herstellungsverfahrens wurde das Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Materialforschung in Bremen [IFAM] als Schaumhersteller in das Projekt integriert.

Die Probenherstellung erfolgte in folgenden Schritten:

- Erzeugen einer Mischung aus Pulver und Platzhalter
- Verdichten der Mischung (Erzeugen des Grünlings)
- Entfernung des Platzhalters
- Sinterung

4.1.1 Herstellung der Pulver-Platzhaltermischung

Zur Untersuchung des Pulvereinflusses auf die mechanischen Eigenschaften des Implantatwerkstoffs wurde Granulat aus einer TiAl6V4-Legierung in zwei unterschiedlichen Sieblinien beschafft. Es handelt sich hierbei um die Sieblinien „22 bis 45 μm “ sowie „bis 45 μm “. Die entsprechenden Korngrößenverteilungen der jeweiligen Sieblinien sind in Abb. 4.1 dargestellt. Anzumerken

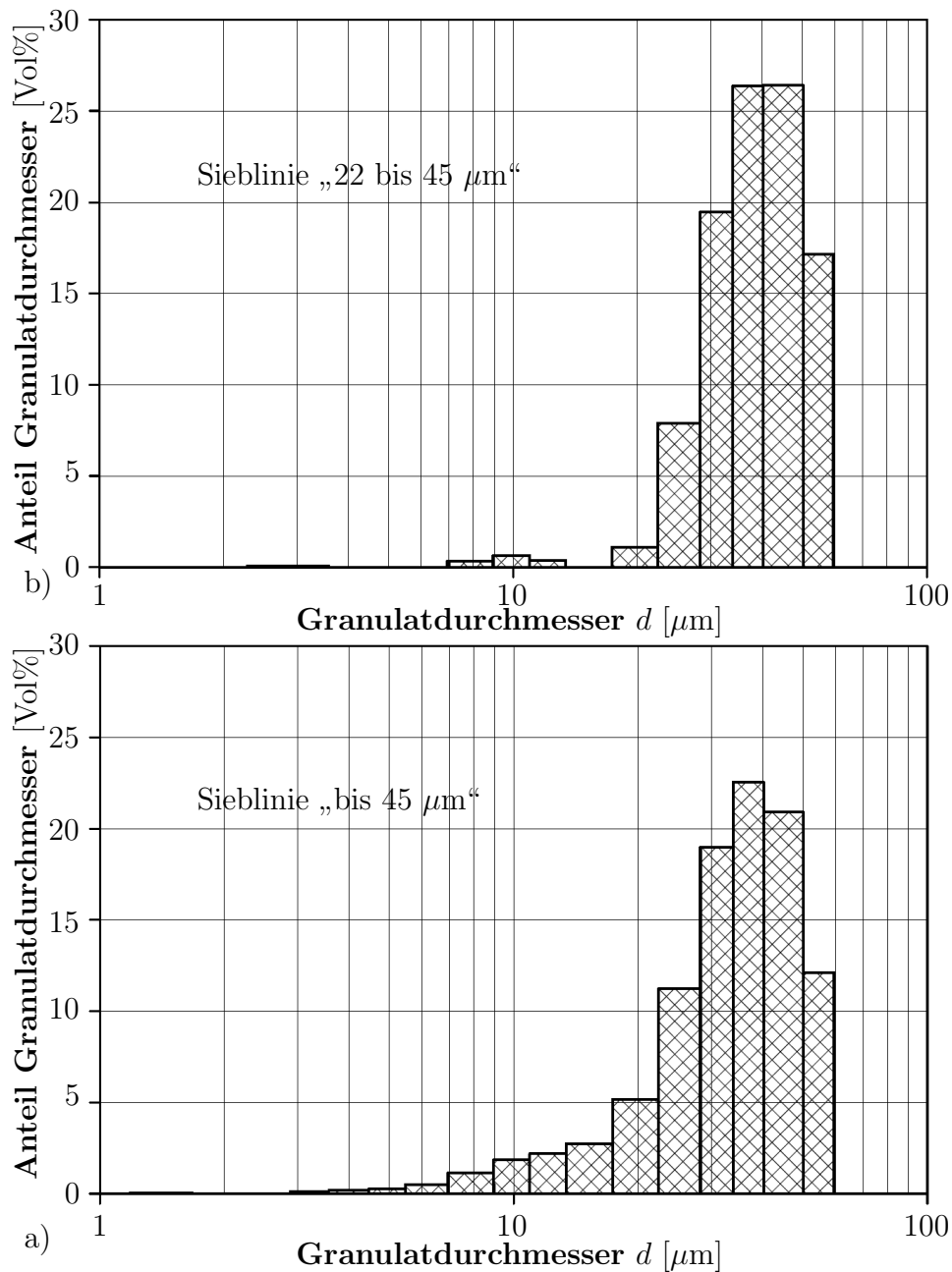


Abbildung 4.1: a) Korngrößenverteilung der Sieblinie „22 bis 45 μm “
 b) Korngrößenverteilung bei einer Sieblinie „bis 45 μm “ (TLS [TLS07b])

sei an dieser Stelle, dass bei der Sieblinie „22 bis 45 μm “ der Körneranteil mit einem Durchmesser kleiner als 20 μm ca. 4 % beträgt. Nach Auskunft der Herstellerfirma TLS ist dies auf den Siebprozess zurückzuführen. Hergestellt wurde das kugelförmige Basismaterial aus hochreinem (ELI-extra

low interstitial) TiAl6V4-Stangenmaterial mittels „EIGA-Verfahren“ (Electrode Induction Melting Gas Atomisation).

Nach SCHATT et al. [73] wird bei diesem Verfahren das zu verdüsende Metall bzw. die zu verdüsende Legierung als Elektrode in Stangenform senkrecht einer ringförmigen Induktionsspule zugeführt und oberflächlich aufgeschmolzen. Um ein gleichförmiges Aufschmelzen zu gewährleisten, unterliegt die Stange während des Prozesses einer Drehbewegung. Die so erzeugte Schmelze tropft schließlich im freien Fall durch eine Ringdüse, wird hier zerstäubt und erstarrt.

Abschließend erfolgt die Abscheidung des Pulvers im Verdüsbegälter. Eine Herstellung sehr feiner Pulver, die frei von keramischen Verunreinigungen sind und nur geringe Gehalte an Sauerstoff aufweisen, ist hierdurch möglich. Weiterhin kann die Mikrostruktur durch die Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst werden.

Als Platzhaltermaterial wurde Paraformaldehyd von der Firma ACROS-Organics mit einer Reinheit größer als 90 % und einem Durchmesser von $d_{POM} \approx 500 \mu\text{m}$ bezogen. Dieses durch die Summenformel $(\text{CH}_2\text{O})_n$ darstellbare Polymer besitzt nach MERKEL, THOMAS [58] eine Kristallitschmelztemperatur von $1750 \text{ }^\circ\text{C}$ sowie eine Dichte von $\rho_{POM} = 1,41 \text{ kg/dm}^3$. Der gewählte Kunststoff ist auch unter dem Namen Polyoxymethylen (POM) bekannt.

Die Porengröße wurde in Anlehnung an Arbeiten von BOBIN et al. [12], HULBERT et al. [38] und ST-PIERRE et al. [81] definiert. Aus BOBIN et al. [12] geht hervor, dass sich eine Porengröße von $50 \mu\text{m}$ bis $400 \mu\text{m}$ positiv auf das Einwachsverhalten von Knochen auswirkt. HULBERT et al. [38] bevorzugten Porengrößen von größer als $150 \mu\text{m}$. ST-PIERRE et al. [81] stellten sogar bei Durchmessern von größer als $400 \mu\text{m}$ noch exzellentes Poreneinwachsverhalten fest.

Folglich liegt der gewählte Porendurchmesser etwas über den Werten der Literatur. Wie nachfolgend beschrieben, führt jedoch eine Schrumpfung während des Sinterprozesses auf eine Verringerung des Porendurchmessers. Der hierdurch erzielte Porendurchmesser nähert sich dem empfohlenen Wert von $d \approx 400 \mu\text{m}$ an.

Unter Berücksichtigung der auftretenden Schwindungen erfolgte die Herstellung der Pulver-Platzhaltermischung im ersten Schritt des Herstellungsprozesses.

Für die Porosität 50 % wurden, gemäß bestehender Erfahrungswerte, 0,498 kg des Titanpulvers mit 0,189 kg des Platzhaltermaterials gemischt.

Anschließend wurde das Gemisch in eine Lösung von Paraffin in einer Hexanfraktion gegeben und mittels Taumelmischer homogenisiert. Im letzten Schritt erfolgte das Abdampfen des Hexans (HARTWIG [32]).

4.1.2 Erzeugen der Grünlinge

Die Geometrie der Zugprobenkavität ist in Abb. 4.2 dargestellt. Die Abmaße der Skizze entsprechen der Norm DIN EN ISO 2740 [ISO09], welche die Herstellung von Zugstäben aus Sintermetallen definiert.

Für die Druckproben wurde eine zylinderförmige Geometrie mit einem Grünlings-Durchmesser von $d = 20$ mm und einer Höhe von ca. $h = 26$ mm festgelegt. Diese Abmaße sind ebenfalls an die für Druckversuche vorgesehene Norm DIN 50106 [DIN78] angelehnt.

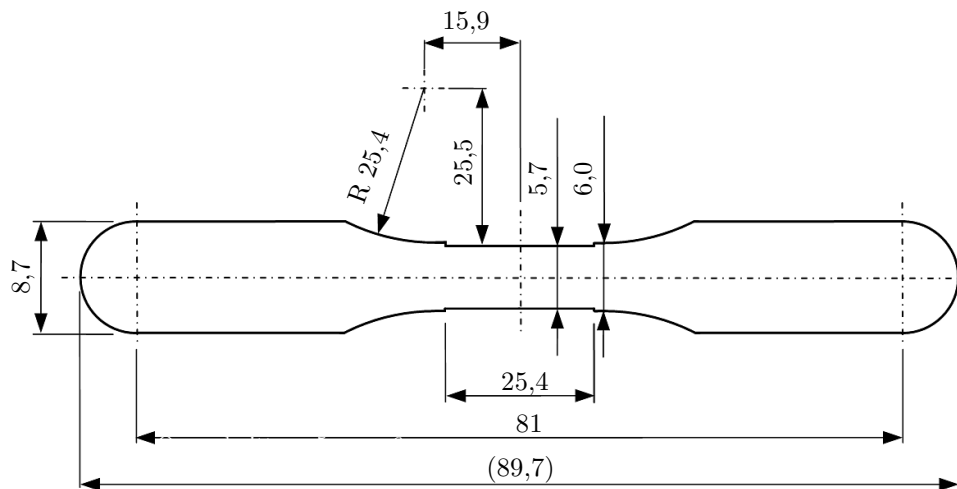


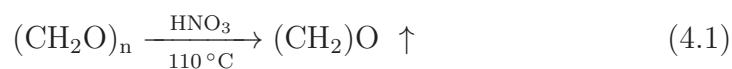
Abbildung 4.2: Abmaße der Kavität zur Herstellung des Zugprüflings

Nach HARTWIG [32] wurde für die Herstellung der Grünlinge eine definierte Menge (18 g bei Druckproben, 10 g bei den Zugproben) der getrockneten Pulver-Platzhaltermischung in die gewünschte Matrize gegeben und mittels einer hydraulischen Presse unter einem Druck von 50 MPa verdichtet.

4.1.3 Entfernung des Platzhalters, Sinterung der Proben

Der Platzhalter wurde in einem Kendro-Umluftofen des Typs VT6060MU/2, ausgestattet mit einer Kronlab-Dosierpumpe (VP120), zersetzt. Dazu wurden die Proben im Stickstoffstrom auf 110 °C erhitzt. Anschließend wurde 100 %-ige Salpetersäure (HNO₃) rauchend, in kleinen Mengen in den Ofen hineingepumpt und dort verdampft.

Diese bewirkt, gemäß Reaktionsgleichung (4.1), eine katalytische Zersetzung des Paraformaldehyds zu molekularem Formaldehyd.



Grundlage dieses Verfahrens ist die Möglichkeit, Polyacetale unter Einwirkung einer Säure oder einer Base vollständig depolymerisieren zu können. Abschließend erfolgte das Ausspülen der Säure über einen Zeitraum von 70 Minuten unter Verwendung von Stickstoff.

Die finale Sinterung fand in einem Entbinder- und Sinterofen vom Typ ELNIK 3002 statt. Die Proben wurden hierbei in einer Argon-Atmosphäre eine Stunde bei 1300 °C gesintert. Die fertigen Proben sind in Abb. 4.3 dargestellt.



Abbildung 4.3: Gesinterte Zug- und Druckprüflinge

4.2 Gefügeuntersuchung

Bei zellularen Werkstoffen werden die mechanischen Eigenschaften durch die relative Dichte ρ^*/ρ_s , die Struktur sowie durch das Ausgangsmaterial entscheidend beeinflusst.



a)

b)

Abbildung 4.4: a) Auflichtmikroskop b) Raster-Elektronen-Mikroskop

Um Aussagen über die jeweiligen Einflussgrößen treffen zu können, erfolgte im ersten Schritt eine Gefüge- bzw. Strukturanalyse des Schaums. Hierzu fanden das in Abb. 4.4 a dargestellte Auflichtmikroskop „DMLM“ der Firma LEICA und das in Abb. 4.4 b abgebildete Rasterelektronenmikroskop „LEO-1430“ von ZEISS Verwendung.

Die mittels Auflichtmikroskopie erzeugten Oberflächenaufnahmen sind in Abb. 4.5 dargestellt. Mit steigender Vergrößerung werden hierbei die Porenstruktur und die Pulververbindungen deutlich erkennbar. Die Granulatkörner sind jeweils an den gegenseitigen Berührungspunkten miteinander versintert. Ebenfalls deutlich wird, dass mit steigender Vergrößerung die Tiefenunschärfe an Bedeutung gewinnt. Aussagen hinsichtlich Phasenanteil, Gefügestruktur und Werkstoffzusammensetzung sind mit diesen Aufnahmen nicht möglich.

Aus diesem Grund wurde eine Probe in eine Graphitmasse eingebettet und mittels gängiger Metallographiemethoden für eine weitere Untersuchung präpariert. Die hierdurch erzeugte Schliiffprobe ist in Abb. 4.6 a abgebildet.

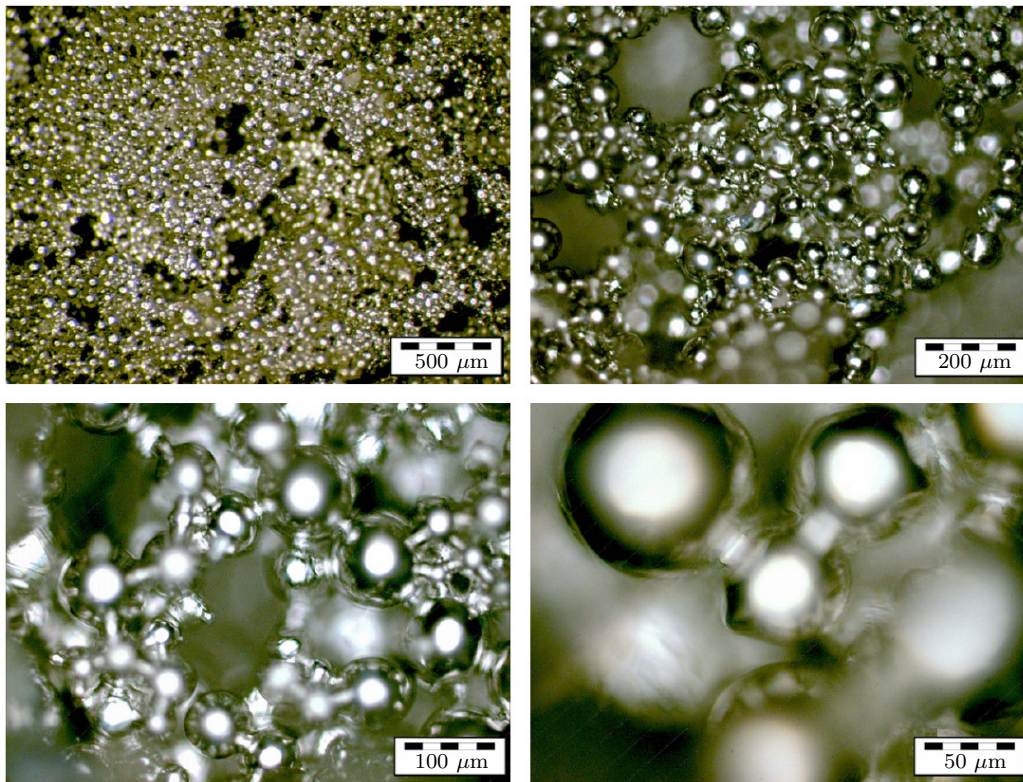


Abbildung 4.5: Darstellung der Mikrostruktur des Titanschaumwerkstoffes: Die Aufnahmen bilden die Struktur mit wachsender Mikroskopvergrößerung ab

Die Phasenanalyse erfolgte wiederum am Auflichtmikroskop (Abb. 4.4 a). An mehreren Stellen, beliebig über den Querschnitt verteilt, wurde der Phasenanteil mittels der, im Steuerrechner des Mikroskops vorhandenen Software, ausgewertet.

Die Analyse lieferte eine größere Streuung über den Querschnitt. Im Mittel konnte jedoch der für diese Probe erwartete Titananteil von ca. 40 % bestätigt werden. Abb. 4.6 b zeigt ein Schlibfbild der untersuchten Probe.

Um das Gefüge des vorliegenden Titanschaums sichtbar zu machen, wurde die Probe mittels einer aluminiumhaltigen Oxid-Poliersuspension bearbeitet und erneut unter dem Auflichtmikroskop betrachtet.

Bei 1000-facher Vergrößerung konnte ein lamellares Gefüge festgestellt werden. Diese Gefügestruktur war bereits erwartet worden, da ein globulares Gefüge eine mechanische Umformung voraussetzt.

Die Mikroskopaufnahme ist in Abb. 4.7 a dargestellt. Die weißen Punkte

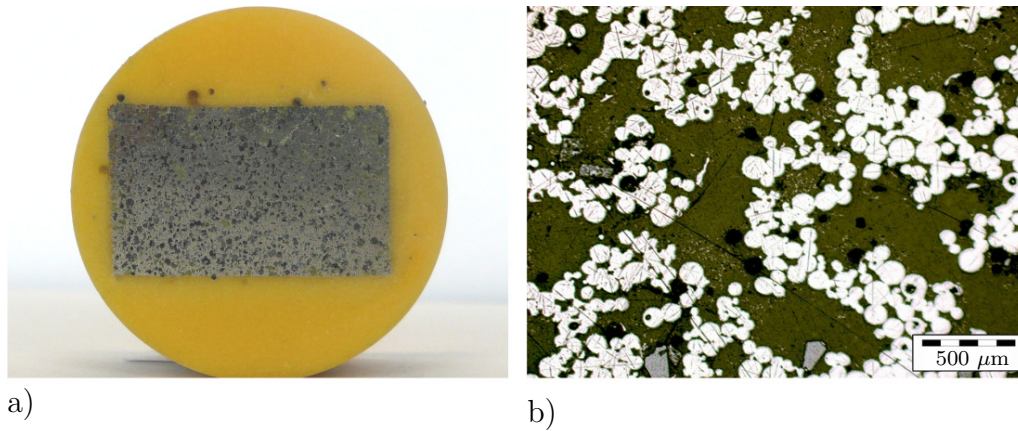


Abbildung 4.6: a) Schlichtprobe eines Prüflings mit Porenanteil ca. 60%
 b) Phasenanalyse des Titanschaums mit einem TiAl6V4-Anteil von ca. 40%

stellen TiAl-Ausscheidungen dar. Die abschließende Betrachtung des Gefüges mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) liefert hinsichtlich der Partikel-Partikel-Verbindung keine weiteren Erkenntnisse (Abb. 4.7 b).

Bei einer weiterhin durchgeführten EDX-Analyse (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) am REM konnte die chemische Zusammensetzung des Ausgangsmaterial bestätigt werden. Durch den Herstellungsprozess verursachte, schädliche Rückstände wurden nicht festgestellt.

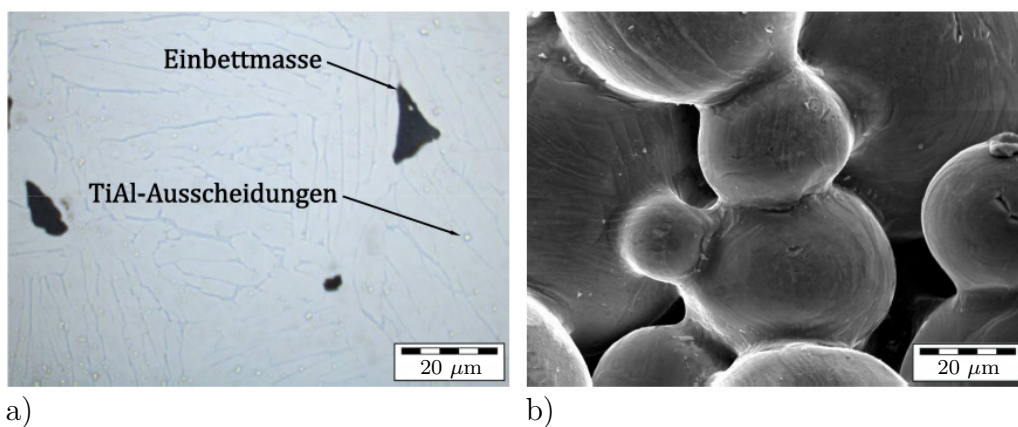


Abbildung 4.7: a) Lamellares Gefüge der Schaumstruktur b) Aufnahmen des Gefüges mittels Rasterelektronenmikroskop

4.3 Uniaxiale Versuche

4.3.1 Verwendete Versuchseinrichtungen

Zur Durchführung der uniaxialen, quasi-statischen Zug- und Druckversuche standen zwei elektromechanische Universalprüfmaschinen zur Verfügung. Eine Prüfmaschine vom Typ ZWICK-Z010/TN2A (Abb. 4.8 a) mit einem Kraftmessbereich von ± 10 kN sowie eine Prüfmaschine vom Typ ZWICK-Z250/SN5A mit einer Maximalprüfkraft von ± 250 kN (Abb. 4.8 b).

Beide Maschinen bestehen aus einem Lastrahmen, welcher zusammen mit der Mess- und Regeleinheit das Grundgerüst der jeweiligen Prüfmaschine darstellt. Im Lastrahmen integriert befinden sich eine feste sowie eine elektromechanisch verfahrbare Traverse, welche mittels Kugelgewindetrieb angetrieben wird. Die Einspannung der Proben ist über das Spannfutter oder optional über die vorgesehen Befestigungszapfen an den Traversen möglich. Die Aufzeichnung der Kraft erfolgt bei beiden Maschinen mittels Kraftmessdose.

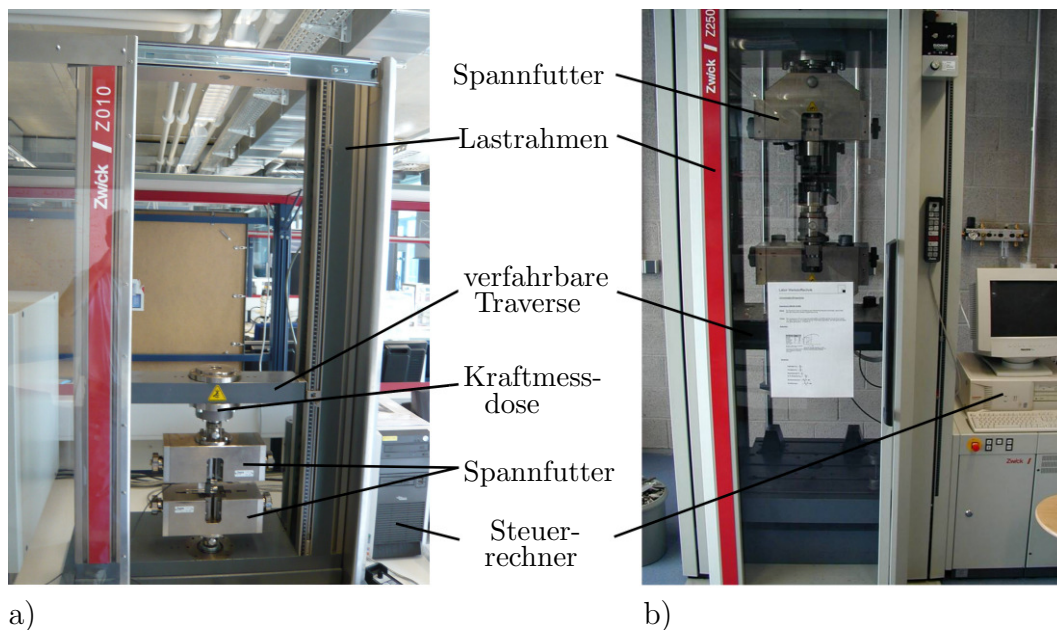


Abbildung 4.8: a) Universalprüfmaschine ZWICK-Z010/TN2A b) Universalprüfmaschine ZWICK-Z250/SN5A

Das hierfür zugrunde liegende Messprinzip basiert auf der in HOFFMANN [37] beschriebenen Dehnungsmessstreifenmethode. Durch das Zusammenschalten von vier Dehnungsmessstreifen zu einer Vollbrücke, der sogenannten Wheatonschen Brückenschaltung, wird bei der ZWICK-Z010 eine Genauigkeit nach DIN EN ISO 7500-1 Klasse 0,5 im Messbereich 20 N bis 10 kN erreicht. Die Zertifizierung der Messunsicherheit im 250 kN Kraftmesssystem erfolgt im Bereich 500 N bis 250 kN nach DIN EN ISO 7500-1 Klasse 1 sowie nach Klasse 0,5 von 10 kN bis 250 kN.

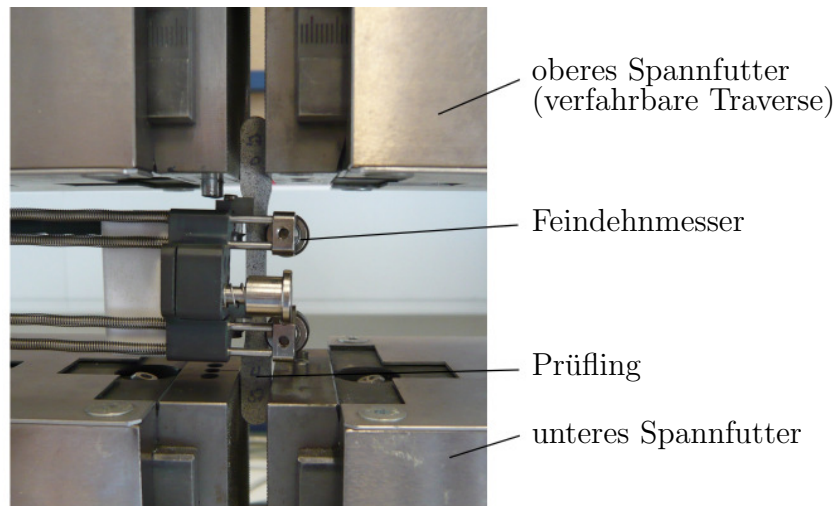


Abbildung 4.9: Aufsicht auf den aufsetzbaren Feindehnmessgerät der ZWICK-Z010

Die Wegmessung erfolgt über einen digitalen Traversenwegaufnehmer, welcher den Verfahrweg des Querhauptes aufzeichnet. Die Wegauflösung der kleineren Prüfmaschine beträgt $0,0625 \mu\text{m}$. Die größere Prüfmaschine besitzt eine Wegauflösung von $0,074 \mu\text{m}$.

Da sich diese Genauigkeit aufgrund von Maschinensteifigkeit, Verwindung und evtl. Lagerspiel nicht realisieren lässt, wurde zur genauen Erfassung der Probensteifigkeit bei beiden Maschinen der aufsetzbare inkrementelle Längenänderungsaufnehmer angewendet. Die Wegmessung wird hierdurch, wie in Abb. 4.9 dargestellt, direkt auf der Probe vorgenommen.

Die Auflösung des Z010-Feindehnmessers beträgt $0,1 \mu\text{m}$, die des Z250-Feindehnmessers hingegen nur $0,6 \mu\text{m}$. Die Messgenauigkeit ist für beide Systeme nach DIN EN ISO 9513 Klasse 0,5 angegeben. Weitere Angaben und Informationen zu den verwendeten Prüfeinrichtungen können den Technischen Dokumentationen und den Betriebsanleitungen der Firma ZWICK GmbH & Co. KG [Zwi99a, Zwi99b] entnommen werden.

4.3.2 Versuchsdurchführung

Die für die Versuche benötigten Zug- und Druckprüflinge (Abb. 4.3) wurden nach dem bereits beschriebenen Platzhalterverfahren vom Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und angewandte Materialforschung in Bremen [IFAM] gefertigt.

Aufgrund von Volumenschwindung während des Sinterprozesses erfolgte vor Versuchsdurchführung eine exakte Probenvermessung. Bei den Druckproben wurden Durchmesser, Prüflingshöhe und Gewicht ermittelt.

Tab. 4.1 enthält eine Zusammenfassung der gemessenen Mittelwerte sowie der daraus resultierenden Dichten ρ^* . Die angegebenen Mittelwerte stellen hierbei einen Durchschnittswert aus mindestens drei unterschiedlichen Messungen dar. Diese Vorgehensweise wurde gewählt, um Messfehler zu vermeiden bzw. zu minimieren und Geometrieschwankungen zu erfassen.

Prüflingsnummer	Granulatgröße	Durchm. \bar{d} $\times 10^{-3}$ [m]	Höhe \bar{h} $\times 10^{-3}$ [m]	Gewicht \bar{m} $\times 10^{-3}$ [kg]	Dichte ρ^* $\times 10^3$ [kg/m ³]
1	bis 45 μm	17,50	23,20	12,93	2,32
2	bis 45 μm	17,55	23,00	12,94	2,33
3	bis 45 μm	17,53	22,30	12,47	2,32
10	22 bis 45 μm	17,60	22,80	12,64	2,28
11	22 bis 45 μm	17,57	23,20	12,69	2,26
12	22 bis 45 μm	17,50	23,20	12,59	2,26
13	22 bis 45 μm	17,50	23,30	12,59	2,25
A	bis 45 μm	28,00	21,30	27,04	2,06
B	bis 45 μm	28,00	21,30	26,34	2,01
C	bis 45 μm	28,20	20,68	25,91	2,01
D	bis 45 μm	27,00	18,00	18,92	1,84
E	bis 45 μm	27,00	18,10	19,22	1,85

Tabelle 4.1: Probenabmaße der verwendeten Druckproben sowie die daraus resultierende Dichte

Die Längenmaße wurden mit einem Messschieber ermittelt. Die Genauigkeit (Auflösung) dieses Messwerkzeuges beträgt 0,02 mm.

Die Gewichtsermittlung erfolgte mit einer Analysewaage der Fa. SARTORIUS vom Typ BP221s. Die Anzeigenauigkeit dieser Waage liegt bei 0,1 mg.

Aufgrund der komplexeren Außenkontur der Zugprüflinge konnte bei diesen

Proben keine exakte Dichtermittlung durchgeführt werden. Deshalb erfolgte die Vermessung nur im Bereich der parallelen Probenlänge. Der Querschnitt in diesem Bereich wird für die spätere Ermittlung der technischen Spannung benötigt.

Zur Erfassung von möglichen Querschnittsschwankungen wurde wiederum an mehreren Stellen über die parallele Probenlänge gemessen. Die Mittelwerte des Prüflingsquerschnitts sind in Tab. 4.2 dargestellt. Diese Werte wurden mit einer Bügelmessschraube erfasst. Die Messgenauigkeit dieses Messwerkzeugs beträgt 0,01 mm.

Prüflingsnummer	Granulatgröße	Breite \bar{b} $\times 10^{-3}$ [m]	Höhe \bar{h} $\times 10^{-3}$ [m]
20	bis 45 μm	5,03	6,57
21	bis 45 μm	5,13	7,0
22	bis 45 μm	5,03	6,56
30	22 bis 45 μm	5,05	6,17
31	22 bis 45 μm	4,97	6,23
32	22 bis 45 μm	5,03	6,16
33	22 bis 45 μm	5,03	6,10

Tabelle 4.2: Probengeometrie der Zugprüflinge

Wie ein Vergleich der tatsächlich gemessenen Werte mit den Ausgangswerten aus Abschnitt 4.1.2 zeigt, tritt während des Sinterprozesses eine Schwindung von ca. 12 % auf. Dieser Wert stellt zugleich die Ausgangsbasis für die in Abschnitt 5.2 beschriebene Modellierung des 3-D Simulationsmodells dar.

Die Prüfung unter Zugbeanspruchung erfolgte an der in Abb. 4.8 a dargestellten Universalprüfmaschine ZWICK-Z010/TN5A unter Verwendung des beschriebenen Feindehnmessers.

Die Druckversuche wurden aufgrund höheren Kraftbedarfs an der in Abb. 4.8 b gezeigten Universalprüfmaschine ZWICK-Z250/SN5A durchgeführt. Beim Druckversuch wurden die Proben zwischen zwei planparallelen Stempeln zerdrückt. Diese wurden im Rahmen der Arbeit so konstruiert, dass der maschinenseitig integrierte Feindehnmesser im Drucktest ebenfalls verwendet werden konnte.

Die Prüfgeschwindigkeit wurde aus Gründen der Vergleichbarkeit für alle Versuche auf $v = 0,02$ mm/s festgelegt.

Anzumerken sei an dieser Stelle, dass die Anzahl der durchgeführten Versuche für jede untersuchte Variante auf mindestens drei reproduzierbare Versuche von mir beschränkt wurde. Basierend auf der Tatsache, dass es sich um reproduzierbare Versuche handelt, erweist sich die festgelegte Anzahl an Versuchen für erste Aussagen hinsichtlich Steifigkeit und Festigkeit als ausreichend.

4.3.3 Versuchsergebnisse und Interpretation

Druckversuche

In Abb. 4.10 sind die Druck-Stauchungs-Signale der Druckversuche gegeneinander aufgetragen. Die Ermittlung der technischen Druckspannung und Stauchung erfolgte anhand der Geometriedaten aus Tab. 4.1. Die Stauchung ist hierbei positiv dargestellt.

Zu Beginn der Deformation zeigt sich ein linearer Anstieg der Spannung, aus welchem der E -Modul berechnet werden kann. Dieser Bereich wird in

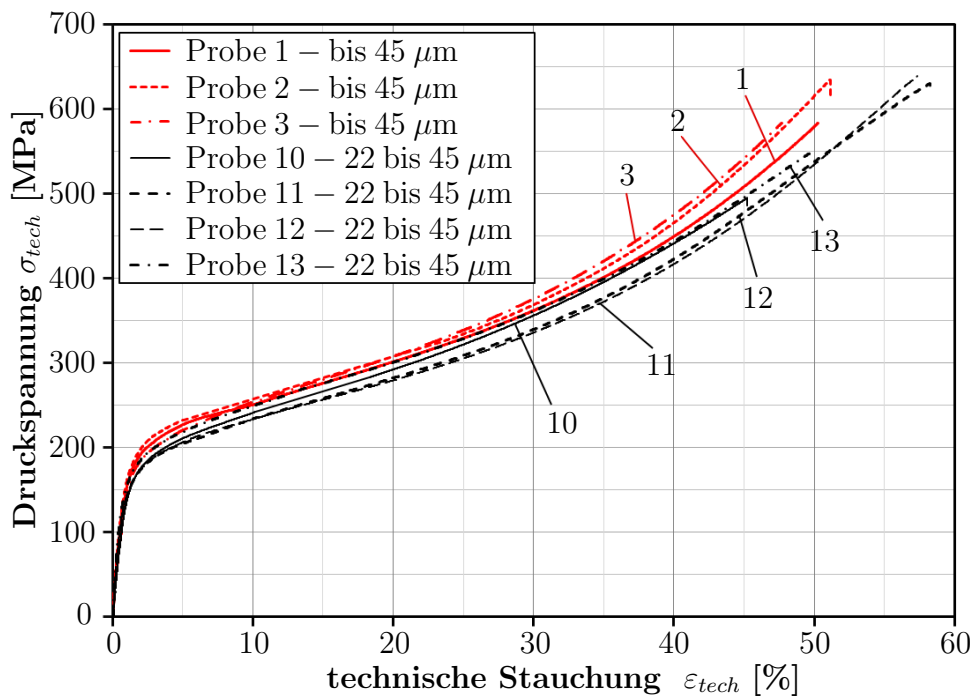


Abbildung 4.10: Druck-Stauchungs-Signale der durchgeführten Druckversuche

Anlehnung an SUGIMURA et al. [82] als quasi-elastischer Bereich bezeichnet, da bereits in diesem Abschnitt erste plastische Deformationen auftreten. An diesen Bereich schließt sich ein elastisch-plastischer Übergangsbereich an. Gefolgt von einem Bereich mit geringerer Verfestigung tritt schließlich die Kompaktionsphase ein. Somit kann der vorliegende Werkstoff in die für Schaumwerkstoffe charakteristischen drei Bereiche eingeteilt werden.

Im Gegensatz zu reinen Aluminiumschäumen, welche ein nahezu idealplastisches Materialverhalten im mittleren Bereich aufweisen, ist bei dem vorliegenden zellularen Werkstoff ein stetiger Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kurve zu erkennen. Ursache hierfür ist der kleine Porendurchmesser des Werkstoffs. Bereits nach geringer elastischer bzw. plastischer Deformation entsteht ein zusätzlicher Kontakt zwischen den ersten Sinterteilchen.

Durch die Vergrößerung des Anfangsbereichs der σ - ε -Kurven aus Abb. 4.10, dargestellt in Abb. 4.11, wird im Weiteren der Einfluss des verwendeten Titanpulvers auf den E -Modul und die Ersatzstreckgrenze sichtbar.

Die Festigkeitswerte $R_{p0,2}$ der Proben „22 bis 45 μm “ liegen unter den Werten der Prüflinge „bis 45 μm “.

Da beide Granulatgruppen über den, in Abb. 4.11 grün markierten Be-

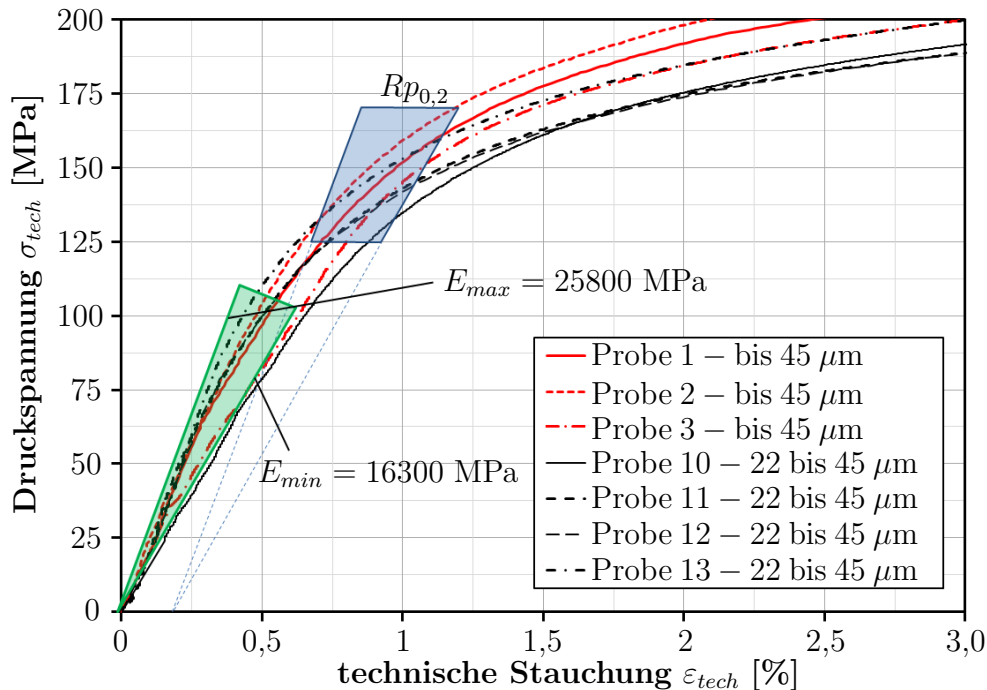


Abbildung 4.11: Vergrößerung des Anfangsbereichs aus Abb. 4.10

Im Mittel kann für die Proben „22 bis 45 μm “ eine Ersatzstreckgrenze von $Rp_{0,2} = 131,5$ MPa errechnet werden. Für die Proben mit dem Granulat „bis 45 μm “ ergibt sich ein Durchschnittswert von ca. $Rp_{0,2} = 149$ MPa.

Der E -Modul unter Druckbelastung bewegt sich im Bereich von ca. 16000 MPa bis ca. 25000 MPa. Im arithmetischen Mittel ergibt sich für die Granulatgröße „bis 45 μm “ ein Wert von $E = 20000$ MPa. Das zusätzlich gesiebte Titanpulver weist einen Durchschnittswert von ca. $E = 21400$ MPa auf.

reich streuen, können aus diesen geringen Unterschiede keine eindeutigen Abhängigkeiten beim E -Modul von der Sieblinie gefolgert werden. Aufgrund der höheren relativen Dichte des ungesiebten Pulvers („bis 45 μm “) wäre grundsätzlich eine etwas höhere Steifigkeit bei diesen Proben zu erwarten. Diese Unterschiede werden jedoch durch die Messtechnik sowie durch vorhandene Maschinensteifigkeiten etwas verfälscht.

Porositätseinfluss

Im weiteren Verlauf wurden Druckproben mit unterschiedlicher Porosität hergestellt. Als Grundmaterial wurde wiederum ein TiAl6V4-Granulat mit der Körnung „bis 45 μm “ gewählt. Das Platzhaltermaterial wurde gleich belassen. Unter dem Gesichtspunkt der zum Herstellungszeitpunkt verfügbaren Pressformen wurden die Probenabmaße etwas verändert. Die exakten Probenabmessungen sind ebenfalls Tab. 4.1 zu entnehmen.

Durch Auftragung der technischen Druckspannung über der technischen Stauchung wird der Einfluss der Porosität in Abb. 4.12 ersichtlich. Nach dem Erreichen der maximalen Druckfestigkeit erfolgt ein Abfall der ertragbaren Spannung. Bedingt durch das „Aufreißen“ der Proben weisen die σ - ε -Kurven im Bereich des Spannungsplateaus ein nahezu ideal-plastisches bzw. ein entfestigendes Verhalten auf.

Weiterhin lässt sich bei den Proben mit höherer Porosität ein Abfall von Steifigkeit und Ersatzstreckgrenze feststellen. Zur Beschreibung dieses Zusammenhangs verwenden GIBSON, ASHBY [25] bei offenporigen Werkstoffen die Gleichung

$$\left(\frac{E^*}{E_s}\right) = C_1 \cdot \left(\frac{\rho^*}{\rho_s}\right)^2. \quad (4.2)$$

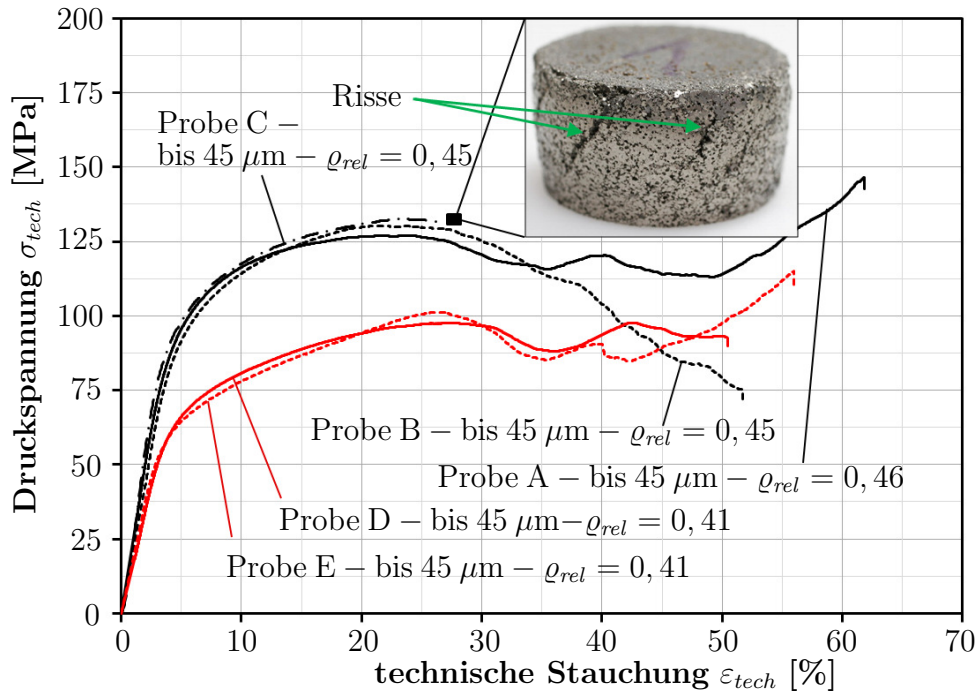


Abbildung 4.12: Einfluss der relativen Dichte auf das Spannungs-Stauchungs-Verhalten

Die mit $(\cdot)_s$ gekennzeichneten Größen bezeichnen Kennwerte des Werkstoffs der Zellwände und der Zellstege. Die mit $(\cdot)^*$ benannten Parameter beziehen sich auf die Eigenschaften des Gesamtsystems. Der Faktor C_1 beinhaltet alle geometrischen Größen und wird in GIBSON, ASHBY [25] mit 1 approximiert.

Wie in Abb. 4.13 zu erkennen ist, kann der vorliegende Schaum ebenfalls mit einem, auf dieser Gleichung basierenden Zusammenhang beschrieben werden. Die Ashby-Gleichung (4.2) wird hierfür um den Term $C_2 \cdot (\varrho^*/\varrho_s)$ erweitert zu

$$\left(\frac{E^*}{E_s}\right) = C_1 \cdot \left(\frac{\varrho^*}{\varrho_s}\right)^2 - C_2 \cdot \left(\frac{\varrho^*}{\varrho_s}\right). \quad (4.3)$$

Dieser Erweiterungsterm dient zur Berücksichtigung der inhomogenen Materialverteilung, da GIBSON, ASHBY [25] für die Herleitung des Zusammenhangs (4.2) eine homogene Einheitszelle mit konstanten Stegquerschnitten vorausgesetzt haben.

Gültigkeit besitzt der in Gleichung 5.4 genannte Zusammenhang für den untersuchten Werkstoff im Bereich $0,4 < \varrho^*/\varrho_s < 0,55$. Die Faktoren nehmen hierbei die Werte $C_1 = 2,31$ und $C_2 = 0,84$ an.

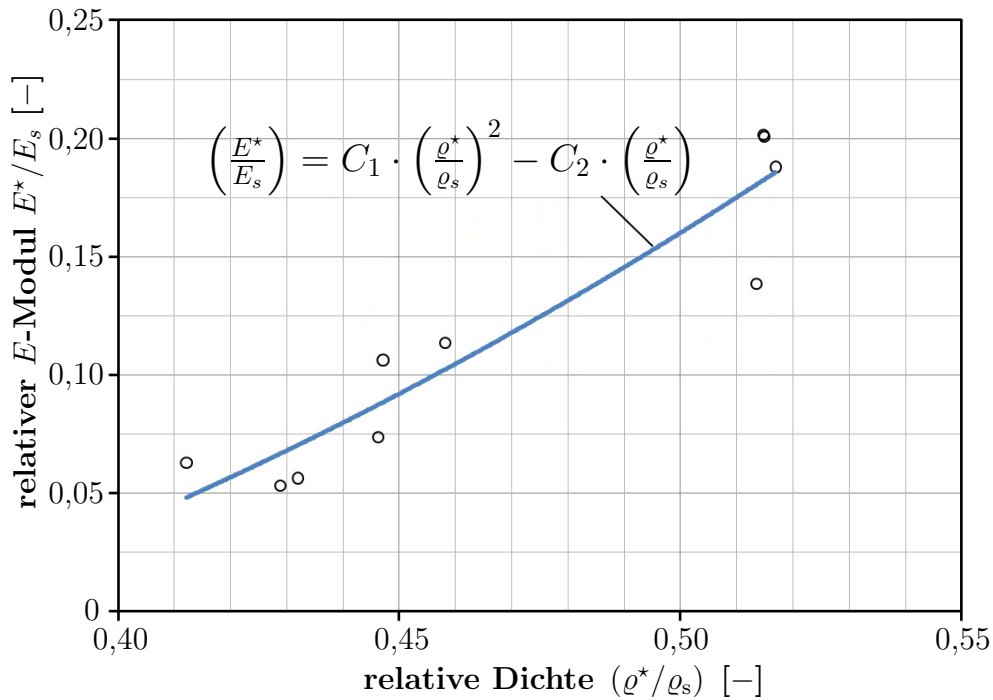


Abbildung 4.13: Darstellung des Zusammenhangs zwischen relativer Dichte und der in den Druckversuchen ermittelten relativen Steifigkeiten

Zugversuche

Zur Untersuchung der Schaumeigenschaften unter Zugbelastung wurden an den, in Abb. 4.3 dargestellten Zugprüflingen, einachsige Zugversuche unter quasi-statischer Belastung durchgeführt. Die Geschwindigkeit wurde aufgrund der parallelen Probenlänge von ca. 20 mm bei $v = 0,02$ mm/s belassen.

Die Darstellung der experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abb. 4.14 zeigt, dass der Werkstoff unter Zugbelastung ein sprödes Werkstoffverhalten aufweist. Dies wird u. a. durch eine horizontale Bruchfläche zusätzlich untermauert. Einem ausgeprägten, nahezu linear-elastischen Bereich folgt ein kurzer elasto-plastischer Bereich mit schlagartigem Werkstoffversagen bei einer Gesamtdehnung von ca. $\varepsilon = 0,75$ %.

Entgegen den Ergebnissen unter Druckbelastung, können bei Zugbeanspruchung für beide Granulatgruppen identische Mittelwerte für die Ersatzstreckgrenze mit ca. $R_{p0,2} = 123$ MPa errechnet werden. Der gemittelte E -Modul für beide Probengruppen liegt jeweils bei ca. $E = 21000$ MPa.

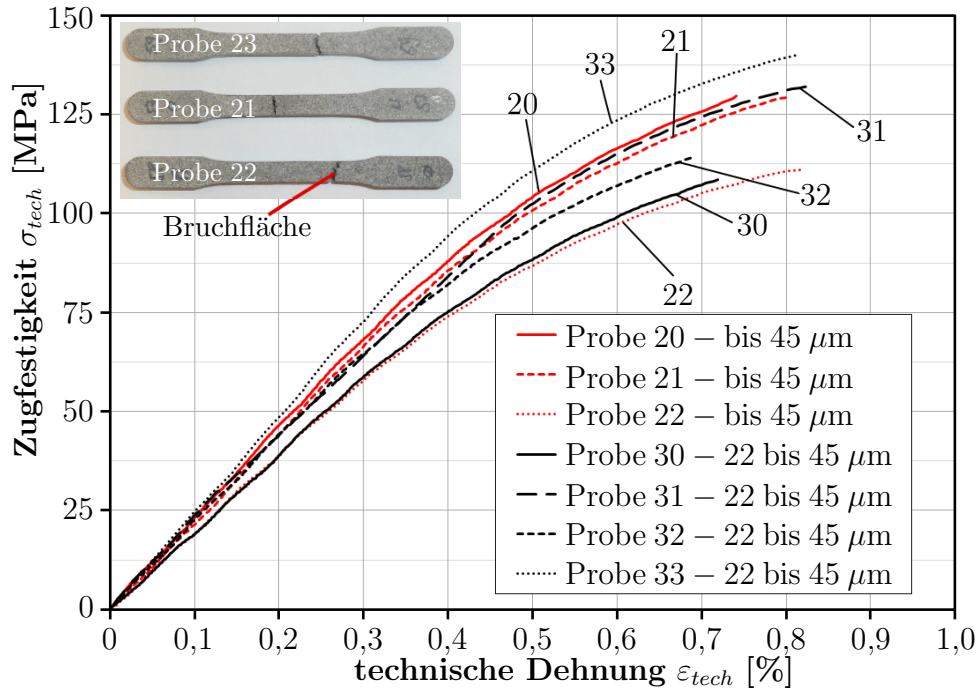


Abbildung 4.14: Spannungs-Dehnungs-Signale der durchgeführten Zugversuche

Die Prüflinge 22 und 30 besitzen hierbei den geringsten E -Modul mit $E \approx 19300 \text{ MPa}$. Zugprobe 33 weist hingegen die höchste Steigung mit $E \approx 24000 \text{ MPa}$ auf.

4.3.4 Bewertung der statischen Eigenschaften

Ziel dieser Arbeit ist die Erforschung eines neuartigen, innovativen Werkstoffes für medizinische Anwendungen. Vor diesem Hintergrund erfolgt ein Vergleich von experimentell ermittelten Kennwerten des Titanschaumwerkstoffes und den in Kapitel 2 angeführten Eigenschaften des Knochens bzw. Bandscheibenimplantats.

Für eine erste Gegenüberstellung sind in Abb. 4.15 die experimentell ermittelten E -Modul-Werte der Zug- und Druckproben mit einem Korndurchmesser „bis $45 \mu\text{m}$ “ den Knocheneigenschaften, in Abhängigkeit der Streckgrenze, gegenübergestellt.

Die Kennwerte des Knochens entstammen den Arbeiten von GIBSON, ASHBY [25], MARTIN [52] sowie MARTIN et al. [53]. Sie sind aufgrund der Streuung zwischen den Quellen in Form eines Bereiches berücksichtigt.

Aus Abb. 4.15 wird ersichtlich, dass der vorliegende Schaum knochenähnliche Werte aufweist. Weiterhin wird deutlich, dass durch

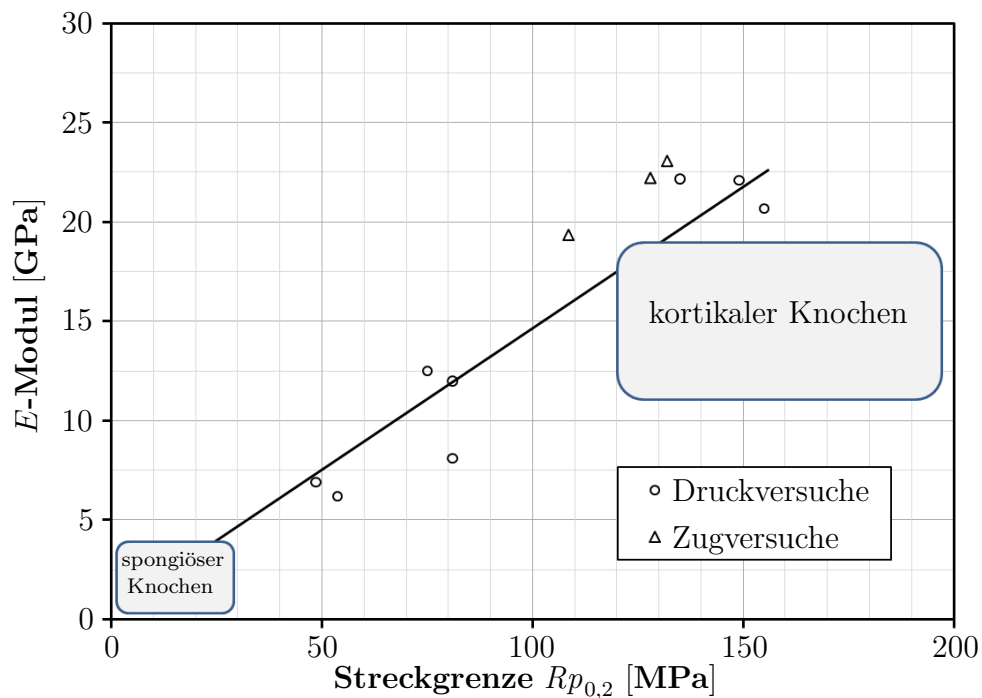


Abbildung 4.15: Zusammenhang zwischen Streckgrenze und E -Modul für die Körnung „bis $45 \mu\text{m}$ “; die mechanischen Kennwerte für spongiösen und kortikalen Knochen sind aufgrund der Streuung zwischen den Quellen als Bereiche dargestellt

gezielte Beeinflussung des Parameters Porosität (relative Dichte) eine „Feinanpassung“ an den gewünschten Bereich möglich ist.

Ähnliche Ergebnisse liefert der Vergleich der σ - ε -Kurven von Knochen und Schaumwerkstoff unter Druckbelastung. In Abb. 4.16 sind hierzu die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Titanproben mit einer relativen Dichte von $\varrho^*/\varrho_s = 0,51$ und $\varrho^*/\varrho_s = 0,45$ den σ - ε -Kurven von Spongiosa und Kortikalis graphisch gegenübergestellt. Die Auftragung im Zugbereich liefert entsprechende Resultate.

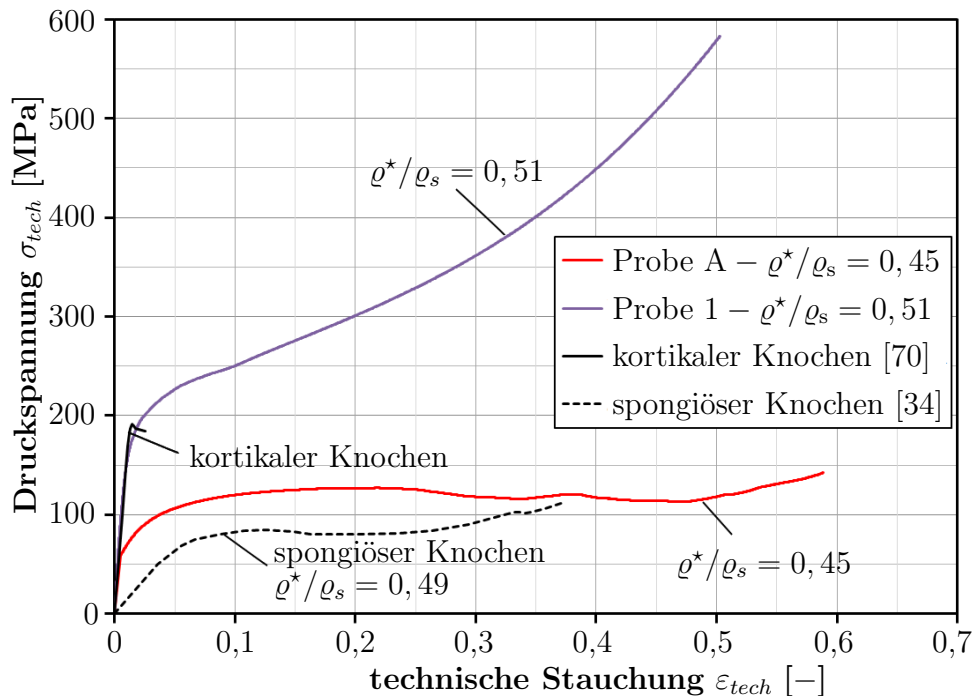


Abbildung 4.16: Vergleich der σ - ε -Kurven von Knochen und Schaumwerkstoff unter Druckbeanspruchung

Fazit quasi-statische Versuche

Wie aus den Versuchsergebnissen der uniaxialen Tests hervorgeht, tragen Porosität und Granulatgröße entscheidend zu den mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes bei.

Durch eine gezielte Definition dieser beiden Parameter können durch den vorliegenden bionischen Titanschaumwerkstoff knochenähnliche Eigenschaften realisiert werden.

Die Ersatzstreckgrenzen sowie Festigkeitswerte unter Zug- und Druckbelastung liegen im Bereich bzw. über den Werten des Knochens. So kann

die in Tab. 2.1 genannte Druckfestigkeit der Bandscheiben von 11 MPa bei knochenähnlichem E -Modul von $E \approx 20$ GPa deutlich überboten werden. Weiterhin zeigt sich, dass der E -Modul im Zug- und Druckbereich in etwa gleich ist. Das oftmals angenommene bimodulare Verhalten wird nicht bestätigt.

Die Biofunktionalität stellt zudem hohe Anforderungen an die Oberflächenbeschaffenheit des Implantats. Durch die erzielte Porengröße bzw. Oberflächenporosität wird das Einwachsverhalten des Knochenmaterials und somit die ossäre Verankerung ebenfalls positiv beeinflusst.

Die Anforderungen an einen knochenähnlichen, innovativen Implantatwerkstoff hinsichtlich mechanischer Kompatibilität können somit aus statischer Sicht bei einer

- Porosität von ca. 50 %,
- unter Verwendung eines Titanpulvers „bis 45 μm “ sowie
- bei einer Ausgangsporengröße von $d_{POM} \approx 500 \mu\text{m}$

sehr gut erfüllt werden.

4.4 Lebensdaueruntersuchung

Wie in Abschnitt 2 beschrieben, stellt die Dauerfestigkeit neben ausreichender statischer Festigkeit, knochenähnlicher Steifigkeit sowie einer guten Implantatstabilisierung im Empfängergewebe eine wichtige Voraussetzung zur Erfüllung der Biofunktionalität dar.

Vor diesem Hintergrund wurden im Rahmen dieser Arbeit Dauerfestigkeitsuntersuchungen unter Druckschwellbelastung durchgeführt. Die ausführliche Beschreibung dieser Versuche sowie eine Zusammenfassung und Bewertung der erzielten Ergebnisse erfolgt in diesem Abschnitt.

4.4.1 Lebensdaueruntersuchung im Druckschwellbereich

Versuchsaufbau

Auf Basis der vorliegenden Prüflingsgeometrien und der Arbeiten von LEHMUS et al. [47], MCCULLOUGH et al. [56] und OLURIN et al. [63] wurde für die zylindrischen Prüflinge eine sinusförmigen Druckschwellbelastung mit einem R – Wert von $R = 0,1$ definiert.

Die Prüffrequenz wurde in Anlehnung an die Prüfnorm für Endoprothesen ISO 7206-6 [ISO92] sowie an die mechanischen Prüfmethode für Wirbelsäulenimplantate ISO 12189 [ISO08] mit $f = 10$ Hz gewählt.

Als Versuchsanlage diente eine servohydraulische Prüfmaschine der Firma INSTRON. Es handelt sich um den Typ VHS 50/20 mit einer maximalen Verfahrgeschwindigkeit von $v_{max} = 20$ m/s und einer Maximalkraft von $F_{max} = \pm 50$ kN. Die Abweichungsgenauigkeit der verwendeten Kraftmess-einrichtung beträgt $\pm 0,1$ % vom aktuellen Messwert.

Prüfraum und Versuchsaufbau sind in Abb. 4.17 abgebildet. Die dargestellten Ober- und Unterstempel, inklusive aller notwendigen Adapter, wurden im Rahmen des Projektes entwickelt und dimensioniert.

Der an die Prüfmaschine individuell angepasste Versuchsaufbau ermöglicht hierbei, neben Probenaufnahme und Lasteinleitung, eine direkte Kraft- und Wegmessung im Laststrang.

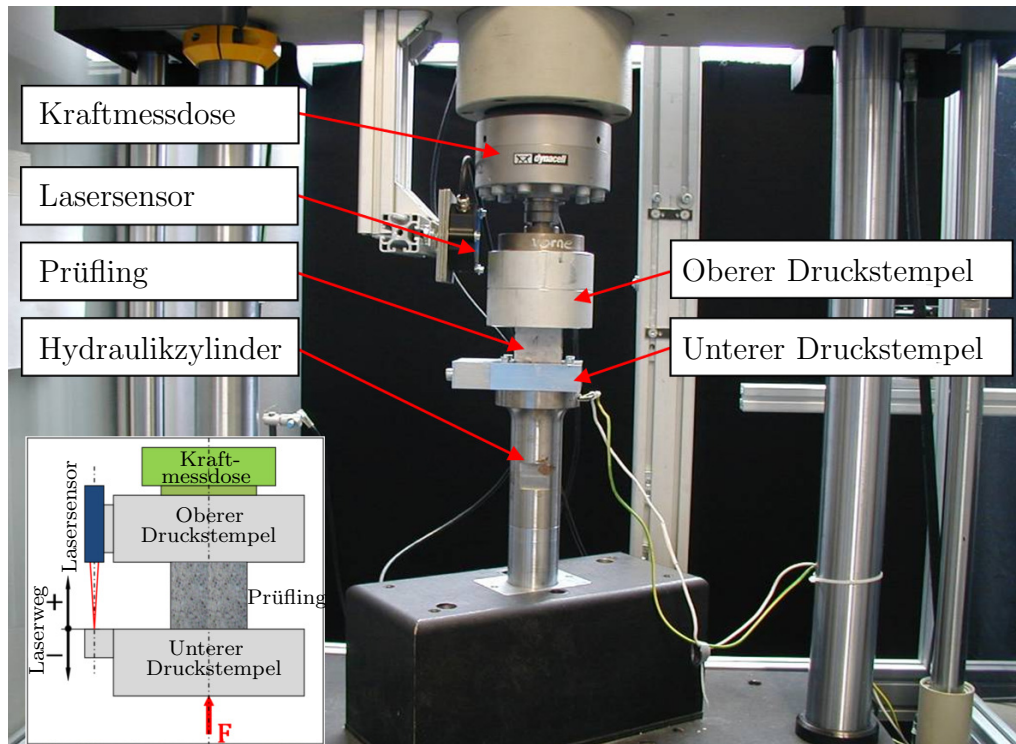


Abbildung 4.17: Prüfraum der servohydraulischen Prüfmaschine VHS 50/20

Da sich der maschinenseitig integrierte induktive Wegaufnehmer im Ölbad befindet, ist er im Dauerbetrieb Temperatureinflüssen ausgesetzt.

Zur Messung der Längenänderung wurde daher ein externes Laserwegmesssystem (optoNCDT-1800, Modell ILD 1800-100) der Firma MICRO-EPSILON so in den Versuchsaufbau integriert, dass eine direkte Messung der Längenänderung unter zyklischer Belastung möglich war.

Des Weiteren wurden Sensor und Steuersoftware so modifiziert, dass eine Messwerterfassung aller Messdaten über die Prüfmaschine realisiert werden konnte.

Der Laser arbeitet nach dem Triangulationsprinzip. Er misst Abstände berührungslos gegen ein breites Spektrum von Materialoberflächen, wodurch er von Prüfling und Servohydraulik entkoppelt ist.

Somit konnten mit Hilfe dieses opto-elektronischen Wegmesssystems temperaturbedingte Messfehler ebenso verhindert werden.

Die Leistungsmerkmale dieses externen Sensors sind in Abb. 4.18 angegeben.



Leistungsmerkmale:

- Grundabstand: 120 mm
- Messbereich: 100 mm
- Auflösung: 0,02 % d. M.
- Linearität: $\pm 0,1$ % d. M.
- Messrate: 5 kHz
- Betriebstemperatur: 0...50 °C

Abbildung 4.18: Laser-Triangulationssensor-optoNCDT ILD 1800

Mittelkraft und Kraftamplitude wurden entsprechend dem angestrebten Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ gewählt. Unter Zuhilfenahme der in Abschnitt 4.3 beschriebenen quasi-statischen Versuchsergebnisse, wurde mit einer Mittelkraft von $F_m = 11$ kN und einer Kraftamplitude von $F_a = \pm 9$ kN begonnen.

Das Belastungsniveau der darauffolgenden Versuche wurde entsprechend dem erzielten Versuchsergebnis, unter Beibehaltung des Spannungsverhältnisses, gesteigert.

Die geometrischen Parameter und die Prüfkraft der untersuchten Proben sind in Tab.4.3 zusammengefasst. Hinsichtlich Messabweichung sind die bereits im Abschnitt 4.3 angegebenen Toleranzen gültig.

Prüflingsnummer	Durchm. \bar{d} $\times 10^{-3}$ [m]	Höhe \bar{h} $\times 10^{-3}$ [m]	Gewicht \bar{m} $\times 10^{-3}$ [kg]	Dichte ρ^* $\times 10^3$ [kg/m ³]	Belastung F [kN]
D1	17,61	22,85	12,75	2,29	11 \pm 9
D2	17,67	21,88	12,13	2,25	14,3 \pm 11,7
D3	17,66	23,17	12,81	2,25	17,6 \pm 14,4
D4	17,66	22,13	12,25	2,27	19,8 \pm 16,2
D5	17,63	23,57	13,11	2,27	22 \pm 18
D6	17,64	23,47	13,05	2,28	18,7 \pm 15,3
D7	17,70	22,80	12,61	2,25	19,25 \pm 15,75
D8	17,66	22,22	12,35	2,27	16,5 \pm 13,5
D9	17,58	23,01	12,56	2,25	19,25 \pm 15,75
D10	17,67	22,51	12,49	2,26	20,7 \pm 17

Tabelle 4.3: Probenabmaße der verwendeten Dauerversuchsproben aus der Granulatgruppe „bis 45 μm “

Die Aufzeichnungsrate der Messdaten betrug 1 kHz. Eine Aufzeichnung der Daten erfolgte alle 40 Sekunden über einen Zeitraum von jeweils einer Sekunde. Diese Einstellungen wurden gewählt, um die entstehenden Datenmengen auf ein verträgliches und zugleich aussagekräftiges Maß zu reduzieren. Als Abbruchkriterium für Durchläufer wurde gemäß Norm eine Lastspielzahl von 10^7 festgelegt.

Ergebnisdarstellung

Die Beurteilung der Versuchsergebnisse erfolgte für jeden Versuch individuell. In Abb. 4.19 ist die Auswertung eines Tests exemplarisch dargestellt. Bei diesem Versuch wurde der Prüfling aus Dauerversuch „D8“ bei einer Belastung von $F = -16,5 \text{ kN} \pm 13,5 \text{ kN}$ über einen Zeitraum von 10 Millionen Zyklen geprüft. Weiterhin ist in diesem Diagramm die Veränderung des Stempelweges bei Minimal- und Maximalkraft eingetragen.

Der Stempelweg weist im Anfangsbereich einige Schwankungen auf. Diese Schwankungen, welche bis zu einer Lastspielzahl von ca. 50000 Zyklen auftreten, werden durch eine fehlende rotatorische Lagerung des Druckstempels verursacht.

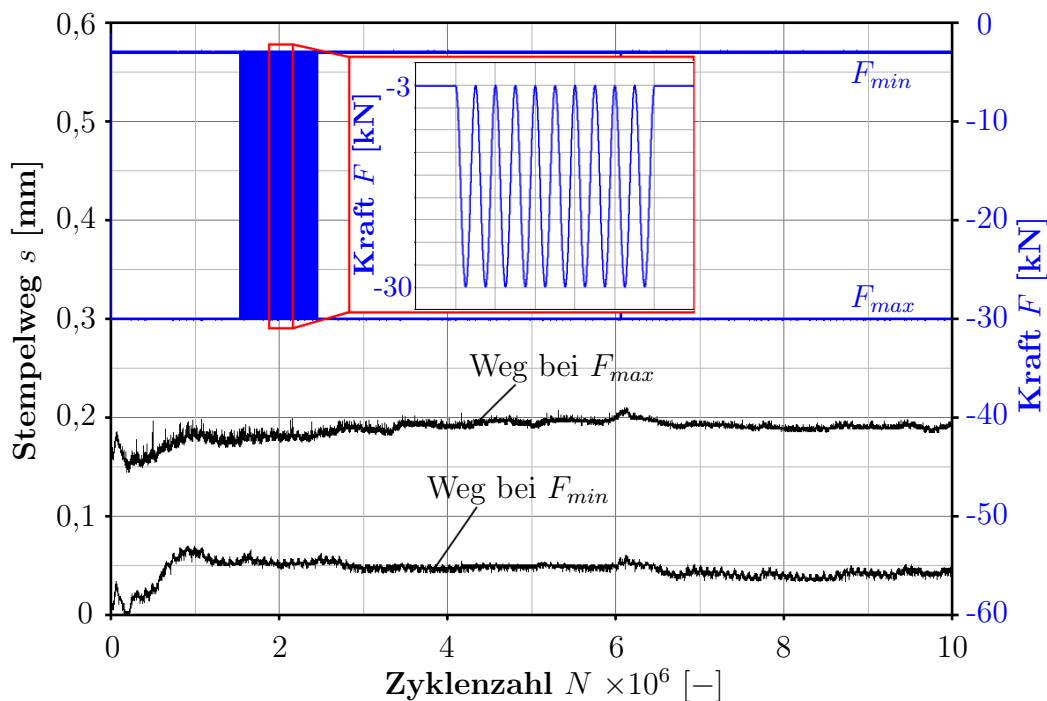


Abbildung 4.19: Auswertung des Ermüdungsversuchs „D8“ (Druckschwellbelastung $F = -16,5 \text{ kN} \pm 13,5 \text{ kN}$)

Die weiterhin erkennbare Probenverkürzung (bis 1 Mio. Zyklen) ist auf mangelnde Parallelität zwischen Druckfläche und Druckstempel zurückzuführen. Durch eine ungleichmäßige Belastung kommt es folglich zu einer plastischen Deformation mit anschließender Verfestigung an überbelasteten Bereichen. Diese plastische Deformation spiegelt sich in der Veränderung des Stempelweges $\Delta s = s_{max} - s_{min}$ wider. Die Längenänderung des Prüflings zwischen dem Maximalwerten F_{max} und F_{min} , dargestellt in Abb. 4.20, lässt die angesprochene Verfestigung erkennen.

Beendet ist dieser als „Ausrichten“ bezeichnbarer Vorgang, sobald ein Kräftegleichgewicht erreicht wird. Druckfläche und Stempelfläche können ab diesem Zeitpunkt als parallel angesehen werden.

Bei einer Lastspielzahl von ca. 1 Million ist das Verfestigungsmaximum erreicht.

Ab diesem Zeitpunkt ist ein Ansteigen der Wegamplitude erkennbar. Dies lässt auf ein schrittweises Versagen einzelner Verbindungen im Inneren des Prüflings schließen.

Die Ausbildung von Bruchbändern bzw. globales Versagen ist über den gesamten Belastungszeitraum von 10 Millionen Zyklen nicht zu erkennen.

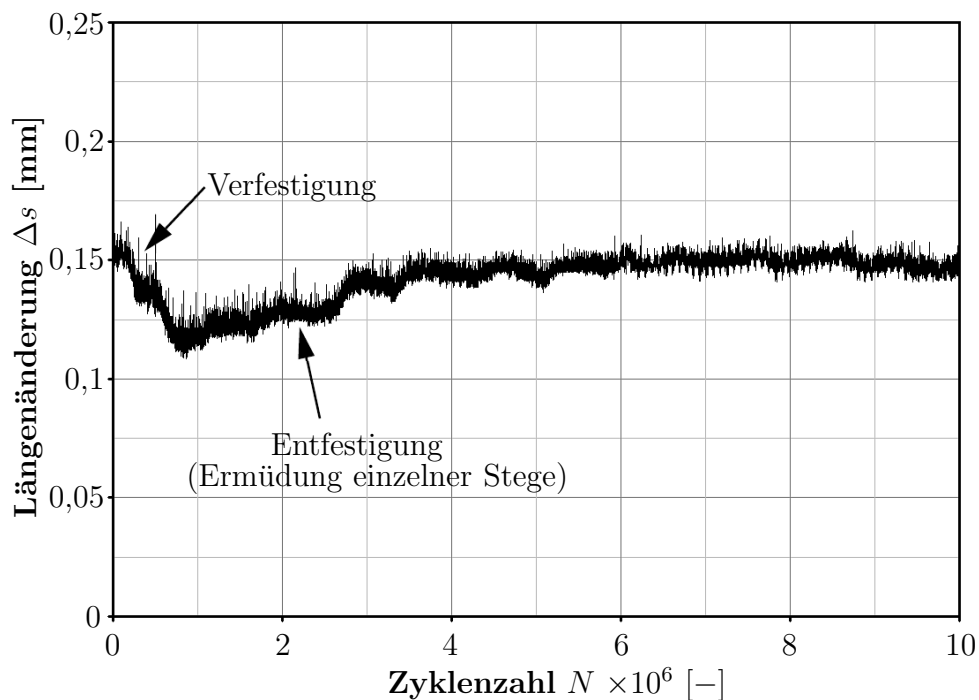


Abbildung 4.20: Darstellung der Längenänderung von Versuch „D8“ während des Belastungszeitraumes

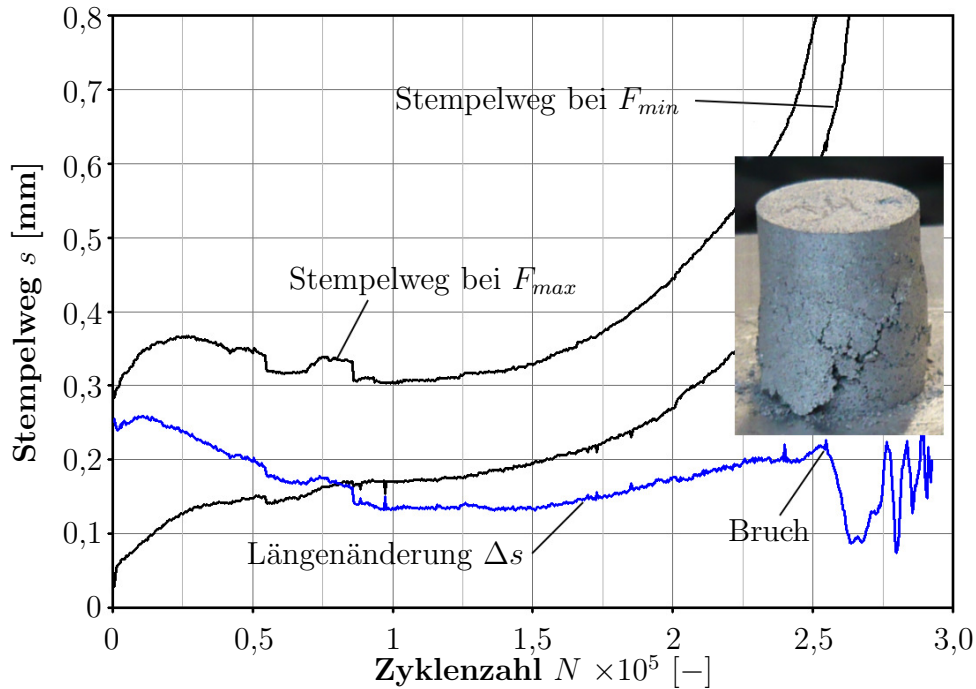


Abbildung 4.21: Auswertung Dauerversuchs „D4“: Die Druckbelastung von $F = -19,8 \text{ kN} \pm 16,2 \text{ kN}$ führt zu einem Versagen bei ca. 250.000 Zyklen

Weiterhin sei angeführt, dass die zyklischen Bewegungen, welche das Wegsignal überlagern, auf die Messgenauigkeit des Laserwegmesssystem zurückzuführen sind. Gemäß den in Abb. 4.18 gegebenen Angaben ist die Auflösung des Sensors auf 0,02 mm limitiert.

Im Weiteren wurden Mittellast und Lastamplitude unter Beibehaltung des Lastspielverhältnisses schrittweise erhöht. Ein erstes Versagen konnte bei einer Druckbelastung von $-17,6 \text{ kN} \pm 14,4 \text{ kN}$ nach 1,7 Millionen Lastwechseln festgestellt werden.

Wie Abb. 4.21 zu entnehmen ist, führt die Lasterhöhung auf $-19,8 \text{ kN} \pm 16,2 \text{ kN}$ bereits nach ca. 250.000 Schwingspielen zum Bruch der Probe. Zu Beginn ist wiederum eine Verkürzung der Probe zu erkennen, welche mit einer Verfestigung einhergeht. Nach dem Durchlaufen des Maximums weist der Prüfling eine Entfestigung auf.

Wöhler-Schaubild

Um Aussagen über die Lebensdauer des vorliegenden zellularen Werkstoffs treffen zu können, wurde ein Wöhler-Diagramm erstellt. Zur Ermittlung von technischer Spannungsamplitude sowie technischer Maximalspannung wurden die in Tab. 4.3 angegebenen Probenabmessungen verwendet. Die Spannungsamplituden sind in nachfolgendem Wöhlerdiagramm über der ertragbaren Lastspielzahl aufgetragen. Die Auftragung erfolgte in halb-logarithmischer Skalierung.

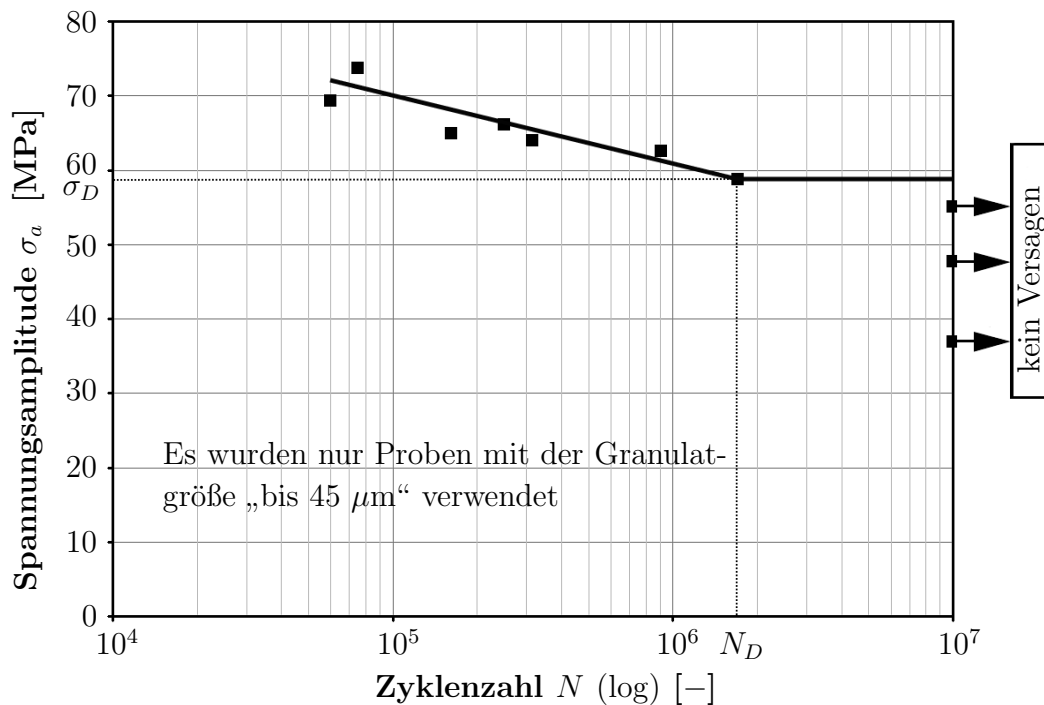


Abbildung 4.22: Wöhler-Diagramm für ein Spannungsverhältnis $R = 0,1$

Das Eintragen einer approximierten Wöhlerlinie in Abb. 4.22 lässt eine Dauerfestigkeit von ca. $\sigma_D = 60$ MPa sowie eine Ecklastspielzahl von ca. $N_D = 1,6$ Millionen erkennen.

In Anlehnung an ASHBY et al. [1] und SUGIMURA et al. [83] erfolgte im Weiteren die Untersuchung des Zusammenhangs zwischen maximaler Spannungsamplitude σ_{max} und ertragbarer Lebensdauer.

Die größte aufgebrachte Belastungen von $-22 \text{ kN} \pm 18 \text{ kN}$ bei Dauerversuch „D5“ entspricht einer maximalen Druckspannung von $\sigma_{max} = 163,8$ MPa. Dieser Wert liegt oberhalb der in Abschnitt 4.3 ermittelten Ersatzstreckgrenze unter quasi-statischer Belastung von $Rp_{0,2} = 149$ MPa.

Da die untersuchten Schaumproben nach dem Erreichen der Ersatzstreckgrenze kein ideal-plastisches, sondern verfestigendes Verhalten aufweisen, führt ein Überschreiten der Ersatzstreckgrenze nicht, wie bei den Aluminiumschäumen, zum unmittelbaren Versagen der gesamten Probe.

Eine Normierung der Spannungsamplitude unter Verwendung der Ersatzstreckgrenze ist somit bei diesem Werkstoff nicht zu empfehlen.

Abschließend sei noch erwähnt, dass die „Durchläufer“ einer Restfestigkeitsprüfung unterzogen wurden. Bei diesen Tests konnte kein signifikanter Festigkeitsabfall festgestellt werden.

4.4.2 Bewertung der Lebensdauereigenschaften

In Abschnitt 4.3 erfolgt die Bewertung des Titanwerkstoffes hinsichtlich seiner Einsatzmöglichkeiten als Knochenersatzmaterial durch Betrachtung der experimentell ermittelten quasi-statischen Kennwerte.

Hierbei kann für die Granulatfraktion „bis $45 \mu\text{m}$ “ mit einem Elastizitätsmodul von ca. $E = 20 \text{ GPa}$ ein knochenähnlicher Wert bei einer Druckfestigkeit bzw. Ersatzstreckgrenze von $Rp_{0,2} = 149 \text{ MPa}$ erzielt werden.

Weiterhin zeigt sich, dass der bionische Werkstoff die Anforderungen hinsichtlich Dauerfestigkeit ebenfalls in vollem Umfang erfüllt.

Durch die graphische Gegenüberstellung der Ermüdungsfestigkeitswerte von Titanschaum und kortikalem Knochen in Abb. 4.23 ist zu erkennen, dass die Dauerfestigkeitswerte des Knochenersatzmaterials über dem des natürlichen Knochens liegen.

Zudem ist für den zellularen Werkstoff, dessen durchschnittliche Dichte $\bar{\rho}^* \approx 2,28 \text{ kg/dm}^3$ beträgt, eine ausgeprägte Dauerfestigkeit zu erkennen.

Die Werte für kortikalen Knochen entstammen ZIOUPOS et al. [97]. Sie sind u. a. in Abschnitt 2.1.2 näher beschrieben.

Die in Abb. 4.22 beschriebene Dauerfestigkeit von $\sigma_D = 60 \text{ MPa}$ und der Elastizitätsmodul von $E = 20 \text{ GPa}$ führen nach BIEHL, BREME [10] auf einen Biofunktionalitätsfaktor von $BF = (\sigma_D/E) = 3 \times 10^{-3}$.

Dieser Wert liegt nach Tab. 2.2 zwischen den derzeit eingesetzten metallischen Implantatwerkstoffen und den $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen. Es handelt sich somit um einen sehr guten BF -Wert, der trotz ausreichender Ermüdungsfes-

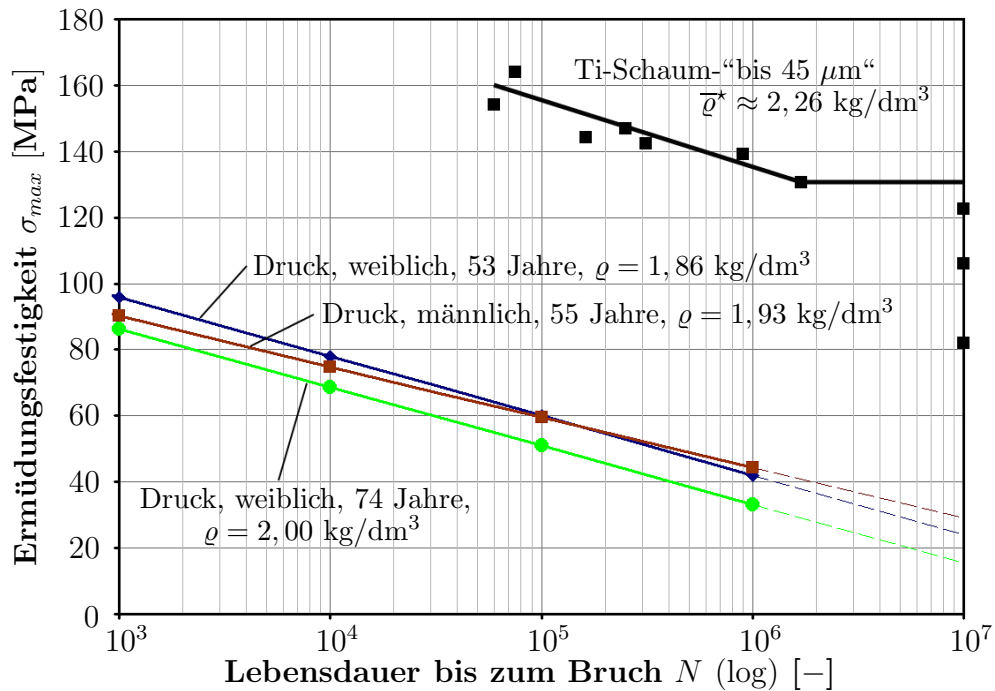


Abbildung 4.23: Gegenüberstellung der Ermüdungsfestigkeiten von Titanschaum und kortikalem Knochen [97]

tigkeit und knochenähnlichen Steifigkeit etwas unterhalb der Titanlegierungen liegt.

Diese Tatsache ist auf die geringere Dauerfestigkeit des zellularen Werkstoffs im Vergleich zu den $(\alpha + \beta)$ -Titan-Legierungen zurückzuführen.

Aus diesem Ergebnis kann gefolgert werden, dass bei der Bewertung mittels Biofunktionalitätsfaktor der Dauerfestigkeitswert ab dem Zeitpunkt überbewertet wird, ab diesem kein Versagen unter natürlicher zyklischer Belastung mehr zu erwarten ist.

Um diesem Mangel in der Bewertung mittels Biofunktionalitätsfaktor entgegenzuwirken könnte der Dauerfestigkeitswert σ_D bei der Berechnung des BF -Faktors auf einen Grenzwert limitiert werden.

Eine Gewichtung des ertragbaren Dauerfestigkeitswertes ab dem Überschreiten des Grenzwertes wäre ebenso möglich.

5

Simulation des Ermüdungsverhaltens von Schaumwerkstoffen

Experimentelle Lebensdaueruntersuchungen werden im Rahmen der Produktentwicklung aufgrund langer Versuchszeiten und der damit verbundenen Maschinen- und Betriebskosten auf ein Minimum reduziert.

Lebensdauerauslegungen werden deshalb mittels linearer oder nichtlinearer Schädigungsakkumulationshypothesen vorgenommen. Diese werden hierzu direkt in FEM-Programmen implementiert (z. B. ANSYS, ABAQUS) oder mittels geeigneter Simulationsstrategien umgesetzt.

Die Simulation erfolgt hierbei auf Basis von kontinuumsmechanischen Werkstoffmodellen, welche die tatsächliche Struktur auf makroskopischer Ebene abbilden. Basierend auf phänomenologischen Beobachtungen wird das makroskopische Werkstoffverhalten, wie in Arbeiten von BARTL [7] oder DESPANDE, FLECK [20] erläutert, durch ein geeignetes Materialmodell beschrieben.

Diese Abbildungsmethode führt zu sehr guten Ergebnissen bei der Simulation des elasto-plastischen Bauteilverhaltens unter quasi-statischen und dynamischen Beanspruchungen.

Für die numerische Abbildung einer Ermüdungsbeanspruchung von Titan-

schaum sind diese Materialmodelle jedoch ungeeignet, da das Bauteilverhalten von offen- und geschlossenporigen Schaumwerkstoffen durch die Zellstege und Zellwände entscheidend beeinflusst wird.

Folglich wird an dieser Stelle eine Modellierung auf Mesoebene erforderlich. Sie bezeichnet einen für den Menschen wahrnehmbaren Bereich, der zwischen der mikroskopischen (Aufbau der Atome und Molekülketten) und der makroskopischen Betrachtungsweise liegt.

Bis dato durchgeführte Arbeiten im Bereich der Ermüdungsuntersuchung von Schaumwerkstoffen beziehen sich größtenteils auf Aluminiumschäume. So beschreiben HARTE et al. [29], MCCOLLOUGH et al. [56], OLURIN et al. [63], SCHULZ et al. [76] sowie ZETTL et al. [95] das Ermüdungsverhalten von offen- und geschlossenzelligen Aluminiumschäumen unter zyklischer Zugschwell- oder Druckschwellbelastung.

LEHMHUS et al. [47] erforschten weiterhin den positiven Einfluss einer Wärmebehandlung auf das Lebensdauerverhalten von zellularem Aluminium.

DEMIRAY et al. [19] sowie KRUPP et al. [43] untersuchten das Ermüdungsverhalten eines offenzelligen Aluminiumschwamms mittels eines mikromechanischen 3-D Modells.

HARDERS [28] beschäftigte sich mit der Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens metallischer Schäume unter Berücksichtigung von Kerben.

5.1 FE-Modellierung von Schäumen

Zur Abbildung der Struktur auf Mesoebene werden in der Literatur mehrere Ansätze gegeben. Der einfachste analytische Ansatz besteht darin, zweidimensionale Strukturen aus geraden Zellwänden anzunähern.

GIBSON, ASHBY [25] beschreiben regelmäßige dreidimensionale Strukturen mittels der in Abb. 5.1 dargestellten kubischen Einheitszelle. Anhand dieser Modellannahme entwickelten sie die, in Abschnitt 4.3.3 beschriebene, Skalierungsbeziehung

$$\frac{E^*}{E_s} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2. \quad (5.1)$$

WARREN, KRAYNIK [87] verfolgten an dieser Stelle den Ansatz, regelmäßige zweidimensionale Strukturen mittels einer hexagonalen Einheitszelle (Bienenwabe) abzubilden.

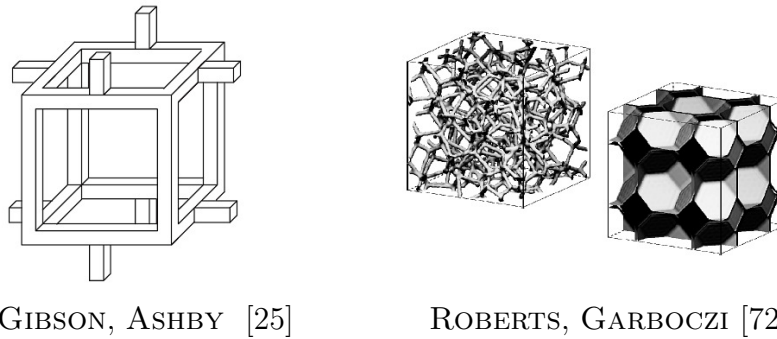


Abbildung 5.1: Porenmodelle für offenporige Schäume

WARREN, KRAYNIK [88] sowie ZHU et al. [96] leiteten im Weiteren analytische Ergebnisse an offenporigen Tetrakaidekaeder-Modellen ab, welche in eine kubisch raumzentrierte Einheitszelle einbeschrieben wurden (Abb. 5.1). Diese Struktur basiert auf dem sogenannten Kelvin-Modell. Sie besteht aus 8 hexagonalen sowie 6 quadratischen Flächen.

Unter Verwendung der Tetrakaidekaeder-Einheitszelle modellierten DEMIRAY et al. [19] sowie KRUPP et al. [43] das Ermüdungsverhalten von Schaumstrukturen.

Mit Hilfe einer ereignisgesteuerten Simulationsstrategie wird die Zeit bis zum Versagen eines Zellsteiges unter Berücksichtigung der aktuellen Spannungsverteilung auf Basis der Wöhlerlinie des Grundmaterials vorhergesagt.

Nach dem Bruch eines Zellsteiges wird die Lebensdauer bis zum Versagen des nächsten Zellsteiges unter Berücksichtigung der bereits vorhandenen Schädigung sowie der neu berechneten Last ermittelt. Die Anzahl der realen Schwingspielzahlen wird somit auf eine wesentlich geringere Anzahl an Simulationszyklen reduziert.

Die Realisierung zufälliger Strukturen erfolgte durch Implementierung eines gewissen Unordnungsgrades, welcher die auf die Zellsteglänge bezogene Abweichung eines Zellstegknotens von seiner idealen Lage im Kelvin-Modellschwamm darstellt.

Diese Simulationsmethode stellt eine interessante Herangehensweise an die Ermüdungssimulation von Schaumwerkstoffen dar. Das verwendete Simulationsmodell besitzt jedoch den Nachteil, dass die Zellstege selbst nur aus geraden Balkenelementen bestehen. Mögliche Krümmungen sowie Quer-

schnittsänderungen der Stege werden nicht berücksichtigt.

Eine weitere Möglichkeit besteht in der Entwicklung zufälliger Schaummodelle mittels Voronoi-Strukturen. Die Berücksichtigung von Form und Dicke der Zellstege realisierte HARDERS [28] bei diesen stochastischen Strukturen durch die Zuordnung entsprechender Balkenquerschnitte.

Die Materialanhäufung und die damit verbundene Steifigkeitszunahme in den Verbindungspunkten bedarf jedoch einer gewissen Nacharbeit. Des Weiteren spiegelt diese Struktur ausschließlich die vorhandenen Zellstege wider. Zellwände werden nicht modelliert.

Bei der Erstellung eines entsprechenden Simulationsmodells findet weiterhin die Röntgentomographie Verwendung. Ebenso ist die Simulation einer Kugelschüttung mit anschließender Simulation des Sinterprozesses möglich. Am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg wurde hierzu ein partikelbasierter Simulationscode „SimPARTIK“ auf Basis der Diskreten-Elemente-Methode („DEM“) entwickelt, welcher für die Generierung eines Simulationsmodells eingesetzt werden kann (BIERWISCH et al. [11], WONISCH et al. [93]).

Simulation und Röntgentomographie besitzen jedoch den Nachteil, dass sie Spezialgeräte bzw. individuelle Software benötigen, wodurch hohe Kosten entstehen. Zudem ist die Nachbearbeitung der generierten Modelle mit erheblichem Zeitaufwand verbunden.

5.2 Erstellung eines Simulationsmodells

Der vorliegende Titanschaumwerkstoff kann, wie in Kapitel 4 dargestellt, als offenporiger, stochastischer Schaumwerkstoff mit kompakter Matrix beschrieben werden.

Durch diese räumliche Anordnung der Poren kann die Struktur weder als zweidimensionale Struktur noch als Tetrakaidekaeder-Einheitszelle hinreichend genau hinsichtlich der angestrebten Ermüdungssimulation angenähert werden.

Vor diesem Hintergrund wird nachfolgend eine Möglichkeit zur Generierung eines geeigneten 3-D Simulationsmodells gegeben, welches auf Basis des vorliegenden Schaumes entwickelt wurde.

Ausgangspunkt stellt das gewünschte Mischungsverhältnis bzw. die gewünschte Zieldichte dar.

Weiterhin wird aus Gründen der übersichtlicheren Herangehensweise und der einfacheren Skalierbarkeit vorausgesetzt, dass die betrachtete Schaumzelle ein ganzes Polyoxymethylen-Korn (POM) besitzt. Die beschriebene Generierung der Schaumstruktur ist somit auf ein POM-Korn „normiert“ und kann entsprechend skaliert werden.

Die für die experimentellen Untersuchungen vorliegenden Prüflinge weisen nach Tab. 4.1 eine durchschnittliche Schaumdichte von ca. $\bar{\varrho}^* = 2,28 \text{ kg/dm}^3$ auf. Zudem kann durch einen Vergleich von vorliegender Prüflingsgeometrie und Grünlingsform eine Schwindung von $\Delta l \approx 0,12 \cdot l_0$ festgestellt werden. Die Schwindung nimmt in jede Raumrichtungen nahezu den gleichen Wert an. Hieraus errechnet sich eine Volumenschwindung von $\Delta V \approx 0,32 \cdot V_0$. Bei zweidimensionaler Betrachtung beträgt die Schwindung $\Delta A \approx 0,23 \cdot A_0$.

Die Dichte der kompaktierten Titanpulverschüttung streut nach HARTWIG [32] im Bereich von $\varrho_{TS} = 4,10 \text{ kg/dm}^3 - 4,30 \text{ kg/dm}^3$.

Sie wird für die nachfolgende graphische Darstellung zu $\varrho_{TS} = 4,20 \text{ kg/dm}^3$ festgelegt.

Die jeweiligen Volumenanteile des Titangranulates sind in den Messprotokollen 4282-(2674) und 4283-(2675) der Herstellerfirma TLS gegeben [TLS07b]. Explizit sei an dieser Stelle noch darauf hingewiesen, dass es sich bei den Werten der Pulverdichte ϱ_{TS} nicht um die Schüttdichte ϱ_{Sch} handelt. Diese liegt nach Herstellerangaben bei $\varrho_{Sch} = 2,07 \text{ kg/dm}^3$ [TLS07a].

Als Platzhaltermaterial wurde Polyoxymethylen mit einem Durchmesser von $d_{POM} = 500 \text{ }\mu\text{m}$ verwendet. Die Dichte dieses Thermoplasts liegt nach MERKEL, THOMAS [58] bei $\varrho_{POM} = 1,41 \text{ kg/dm}^3$.

Das für die gewünschte Schaumdichte notwendige Volumenverhältnis kann durch den Zusammenhang

$$\bar{\varrho}^* = \frac{\varrho_{TS} \cdot V_{Titan}}{(1 - \varepsilon)^D (V_{Titan} + V_{POM})}, \quad (5.2)$$

ermittelt werden.

Unter der Annahme, dass das Ausgangsvolumen der kompaktierten Titanpulverschüttung den Wert $V_{Titan} = 1 \text{ dm}^3$ annimmt, kann ein Gesamtausgangs-

volumen von $(V_{Titan} + V_{POM}) = 2,70 \text{ dm}^3$ für die experimentell ermittelten Werte $\rho_{TS} = 4,20 \text{ kg/dm}^3$, $\bar{\rho}^* = 2,28 \text{ kg/dm}^3$, $\varepsilon = (\Delta l/l_0) = 0,12$ sowie dem Dimensionsfaktor $D = 3$ errechnet werden.

Hierdurch ergibt sich ein Volumenverhältnis $\Lambda_{3D} = V_{POM}/V_{Titan} = 1,70$. Im zweidimensionalen Fall ($D = 2$) verändert sich das Verhältnis zu $\Lambda_{2D} = 1,37$.

Wie erwähnt beziehen sich die Überlegungen jeweils auf eine Kugel Polyoxymethylen. Eine Skalierung auf beliebig viele Kugeln ist dadurch jederzeit möglich. Unter dieser Voraussetzung können die Volumenanteile mit Hilfe des Volumenverhältnisses $\Lambda_{3D} = 1,70$ und dem gegebenen Platzhalterradius $R_{POM} = 250 \text{ }\mu\text{m}$ ermittelt werden.

Sie ergeben sich zu $V_{Titan} = 0,038 \text{ mm}^3$ sowie $V_{POM} = 0,065 \text{ mm}^3$. Das Gesamtvolumen $(V_{POM} + V_{Titan})$ entspricht einem Würfel mit der Kantenlänge $e_0 = 470,09 \text{ }\mu\text{m}$.

Wird nun die messtechnisch ermittelte Schrumpfung auf das Volumenmodell angewendet, so ist eine Verkürzung um $\Delta l \approx 0,12 \cdot l_0$ in jede Raumrichtung durchzuführen.

Dies führt zu einer neuen Kantenlänge von $e_1 = 413,68 \text{ }\mu\text{m}$. Zum Erreichen der gewünschten Enddichte von $\bar{\rho}^* = 2,28 \text{ kg/dm}^3$ ist nach Gleichung

$$R_{POM} = \sqrt[3]{e_1^3 \cdot \left(\frac{3}{4\pi}\right) \cdot \left(\frac{\rho_{Titan} - \bar{\rho}^*}{\rho_{Titan}}\right)}, \quad (5.3)$$

ein Radius von $R_{POM} = 202,77 \text{ }\mu\text{m}$ bei maximaler Dichte des Matrixwerkstoffes von $\rho_{Titan} = 4,50 \text{ kg/dm}^3$ notwendig.

Bevor im Weiteren auf die Validierung des stochastischen 3-D Schaummodells eingegangen wird, werden nachfolgend die getroffenen Annahmen hinsichtlich kompakter Titanmatrix beispielhaft an einem zweidimensionalen Modell visualisiert. Hierzu wird anstatt der Bezeichnung „Volumen-“ der Begriff „Flächenanteil“ verwendet.

Wie erwähnt beziehen sich die Überlegungen jeweils auf eine Kugel Polyoxymethylen. Unter dieser Voraussetzung können die Flächenanteile mit Hilfe des Volumenverhältnisses $\Lambda_{2D} = 1,37$ und dem gegebenen Platzhalterradius $R_{POM} = 250 \text{ }\mu\text{m}$ ermittelt werden.

Sie ergeben sich zu $A_{Titan} = 0,142 \text{ mm}^2$ sowie $A_{POM} = 0,196 \text{ mm}^2$. Die Gesamtfläche entspricht einem Quadrat mit der Kantenlänge $e_0 = 582 \text{ }\mu\text{m}$.

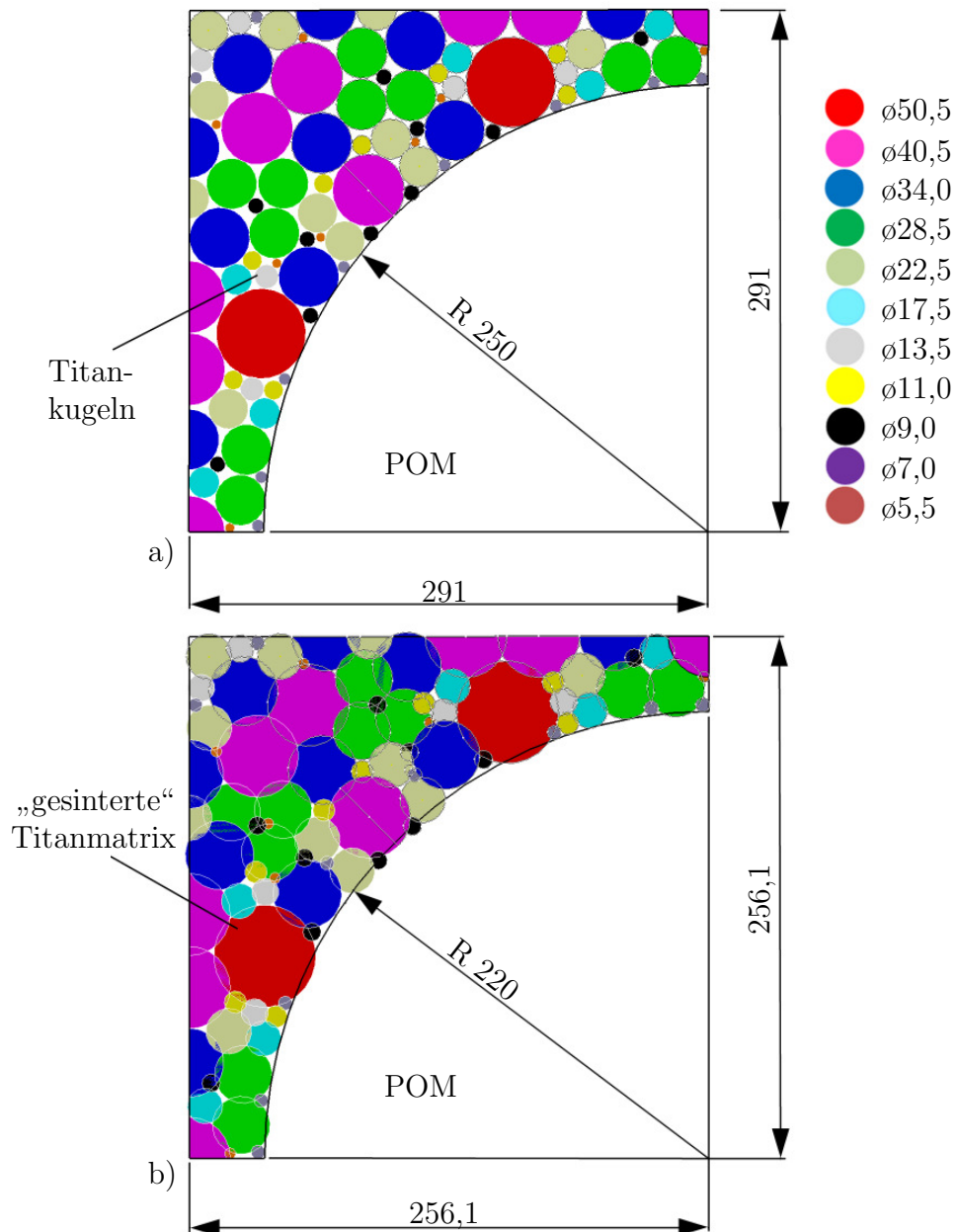


Abbildung 5.2: a) Verteilung der Ti-Kugeln in einem Viertel-Modell bei einer Pulverschüttdichte $\rho_{TS} = 4,20 \text{ kg/dm}^3$ b) Kugelanordnung nach einer „simulierten“ Schrumpfung um $\Delta l \approx 0,12 \cdot l_0$; (alle Längenangaben in $[\mu\text{m}]$)

Die Anzahl der für das Modell notwendigen Titankörner wurde unter Verwendung der Messprotokolle 4282-(2674), 4283-(2675) [TLS07b] sowie der errechneten Flächenanteile bestimmt.

Zur besseren Anschaulichkeit sowie zum Nachweis der getroffenen Annahmen ist ein Viertel des betrachteten Flächenmodells in Abb. 5.2 visualisiert. Bei diesem Modell sind Granulatdurchmesser sowie Außenmaße der Elementarzelle maßstäblich berücksichtigt.

Wird die angesprochene Schrumpfung von $\Delta A \approx 0,23 \cdot A_0$ auf dieses Viertel-Modell angewendet, so ist eine Verkürzung um $\Delta l \approx 0,12 \cdot l_0$ in jede Raumrichtung durchzuführen.

Dies führt zu einer neuen Kantenlänge von $e_1 = 512,16 \mu\text{m}$. Der Innenradius reduziert sich, auf ein Maß von $R = 220 \mu\text{m}$.

Die entsprechende Reduzierung jedes Kugel-Kugel-Abstandes um das definierte Schrumpfungsmaß $\Delta l \approx 0,12 \cdot l_0$ führt, wie aus Abb. 5.2 ersichtlich, zu einer deutlichen Überlagerung der Titankörner.

Da das Porenvolumen zwischen den Titan-Partikeln zu gering ist, um das Material aus der Schrumpfung aufnehmen zu können diffundiert das lokal „überschüssige“ Material in Richtung Zellenmitte.

Die minimale Diffusion wird hierbei bei kompakter Matrix, d. h. bei einer Dichte von $\rho_{Titan} = 4,50 \text{ kg/dm}^3$ erreicht.

Der analog zur dreidimensionalen Betrachtung ermittelte Porenradius errechnet sich im Flächenmodell zu $R_{POM} = 202,96 \mu\text{m}$.

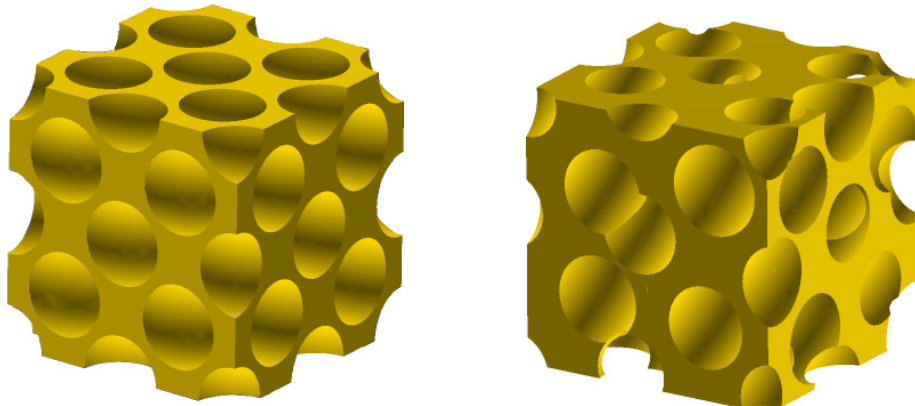
Die getroffenen Annahmen werden gestützt durch die in Kapitel 4 beschriebenen Messwerte und Beobachtungen.

Explizit erwähnt seien an dieser Stelle Abb. 4.5 und Abb. 4.7. Aus diesen Bildern geht hervor, dass die Porosität innerhalb der Matrix im Vergleich zur Platzhalterporosität als sehr gering anzusehen ist.

Weiterhin zeigt ein Vergleich von theoretischem und realem Mischungsverhältnis bei Berücksichtigung einer Volumenverringerung von ca. 68% vergleichbare Werte. Das reale Mischungsverhältnis ist in Abschnitt 4.1 angegeben.

Bei der Definition einer geeigneten Polyoxymethylen/Titangranulat-Struktur können verschiedenste kubische oder hexagonale Anordnung gewählt werden. Eine Übersicht der potentiellen Strukturen wird u. a. in ASKELAND [2] sowie MERKEL, THOMAS [58]) gegeben.

Unter der Annahme einer kompakten Titanmatrix wurde die Modellierung der Schaumstruktur in der vorliegenden Arbeit in Anlehnung an Arbeiten von BARTL [7] sowie KLAUS, HUBER [41] realisiert. In diesen Arbeiten wird die Modellierung eines Mineralschaum-Verbundwerkstoffes auf Mesoebene mittels kubisch-flächenzentrierter Kugelanordnung (kfz) beschrieben.



a)

b)

Abbildung 5.3: a) $2 \times 2 \times 2$ Meso-Modell mit regulärer Platzhalteranordnung
 b) Stochastisches Meso-Modell mit variablem Platzhalterdurchmesser

Die im Verhältnis zum Titangranulat großen POM-Kugeln nehmen die Positionen an den Eckpunkten wie auch in der Seitenmitte ein. Das Titanpulver befindet sich in den Zwischenräumen.

Im Gegensatz zum kubisch-raumzentrierten Kugelmodell (krz) ist bei der gewählten kfz-Anordnung die Anzahl der Porenkörner bei gleicher Porosität doppelt so hoch. Eine größere Streuung der Platzhalterkörner bei der Erzeugung eines stochastischen Modells ist dadurch möglich. Des Weiteren wird eine große Pore in der Mitte einer Elementarzelle vermieden.

Ausgehend von einer gewünschten Enddichte von $\bar{\varrho}^* = 2,28 \text{ kg/dm}^3$, der Dichte von TiAl6V4 mit $\varrho_{Titan} = 4,50 \text{ kg/dm}^3$ sowie einem POM-Kornradius nach der Schrumpfung von $R_{POM} = 202,77 \mu\text{m}$ kann die Kantenlänge der kfz-Einheitszelle unter der Annahme einer Volumenäquivalenz durch den Zusammenhang

$$e_1 = \sqrt[3]{4 \cdot \left(\frac{4\pi R_{POM}^3}{3} \right) \cdot \frac{\varrho_{Titan}}{(\varrho_{Titan} - \bar{\varrho}^*)}}, \quad (5.4)$$

berechnet werden zu $e_1 = 656,67 \mu\text{m}$. Die kfz-Elementarzelle beinhaltet hierbei 4 Kugeln des Platzhaltermaterials.

Die Modellierung einer stochastischen Struktur wurde im Weiteren mit Hilfe einer eigens programmierten Visual-Basic-Routine umgesetzt.

Basierend auf einem regulären Meso-Modell, dargestellt in Abb. 5.3 a, wird die Position der POM-Körner um $\pm 0,15 \cdot e_1$ um die Ausgangslage mit Hilfe

eines Zufallsgenerators verschoben.

Weiterhin wird der Kugelradius um $\pm 10\%$ stochastisch variiert. Dieser Wert beruht auf einer Annahme. Er soll mögliche Größenunterschiede zwischen den POM-Kugeln reflektieren.

Das hierdurch entstandene stochastische Mesomodell mit einer Größe von $2 \times 2 \times 2$ Einheitszellen ist in Abb. 5.3 b dargestellt.

Wie nachfolgend beschrieben, eignet sich die auf diese Weise darstellbare Genauigkeit einer stochastischen Mesostruktur sehr gut für die Simulation anisotroper Werkstoffeigenschaften. Weiterhin ermöglicht diese exakte dreidimensionale Modellierung eine Spannungsberechnung im Bereich der Stege.

Entgegen den Arbeiten von DEMIRAY et al. [19] und HADERS [28] entfällt bei dieser Vorgehensweise die Zuordnung von entsprechenden Querschnitten im Balkenmodell. Die Stegeometrie wird exakt berücksichtigt.

Anzumerken sei, dass im Vergleich zum realen Schaum nur ideal runde Kugeln betrachtet werden. Dies kann sicherlich als Einschränkung gesehen werden. Für eine genauere Abbildung könnte das verwendete Programm zur Erstellung des stochastischen Modelles um eine elliptische Porenform erweitert werden.

5.3 Validierung des Meso-Modells

Die Validierung des erzeugten stochastischen Meso-Modells bzw. die Ermittlung der Materialkurve für den Matrixwerkstoff erfolgt anhand einer Volumenzelle mit einer Porosität von $49,3\%$. Dies entspricht der Dichte des experimentell untersuchten Schaumwerkstoffs von $\bar{\rho}^* = 2,28 \text{ kg/dm}^3$.

Durch eine Gegenüberstellung der Spannungs-Dehnungs-Kurven aus Simulation und Versuch kann somit eine σ - ε -Materialkurve für das Matrixmaterial gewonnen werden, welche die numerische Abbildung des globalen uniaxialen Materialverhaltens ermöglicht.

Neben der numerischen Beschreibung des globalen Spannungs-Dehnungsverhaltens ermöglicht das vorliegende Meso-Modell weiterhin die Berechnung der Spannungsverteilung im gesamten Modell.

Höchst- bzw. hochbelastete Bereiche können mit entsprechenden Spannungswerten hinterlegt werden. Diese Spannungswerte stellen zugleich die Grundlage für die nachfolgend beschriebene Ermüdungsstrategie dar.

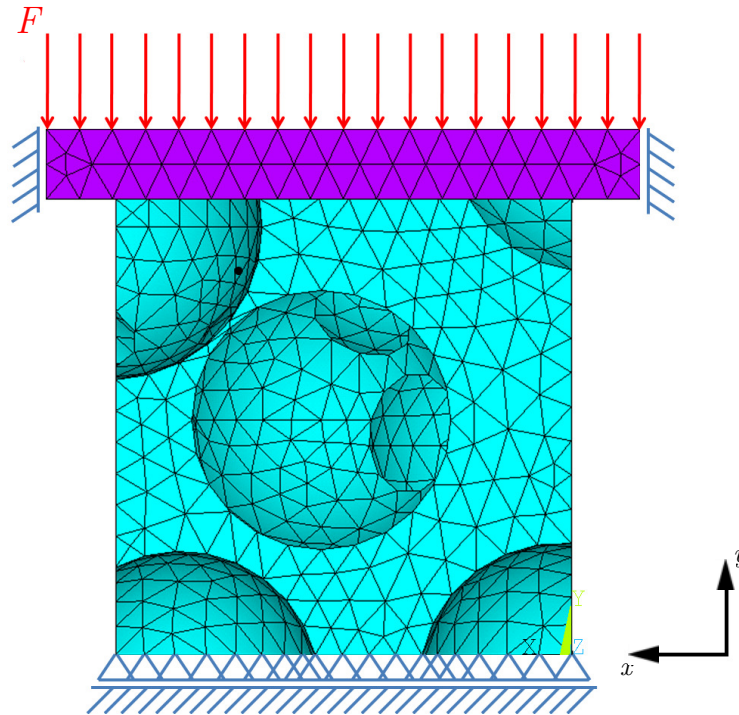


Abbildung 5.4: FE-Modell der Meso-Volumenzelle

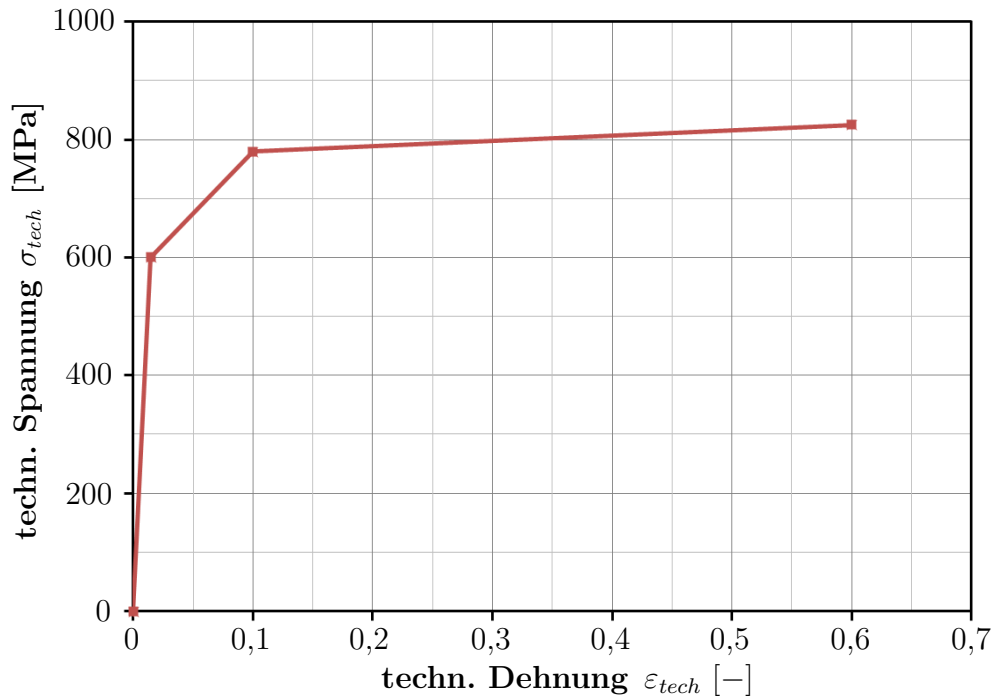
Im Hinblick auf das zu erwartende nichtlineare Materialverhalten wird ein nichtlineares Materialmodell mit isotropen Werkstoffeigenschaften für den Titanwerkstoff gewählt.

Als Fließkriterium ist diesem Materialmodell die von-Mises Fließhypothese zu Grunde gelegt. Sie beschreibt plastisch inkompressibles Verhalten, welches typisch für viele Metalle ist. Als Fließregel findet die im Materialmodell bereits implementierte assoziierte Fließregel Verwendung (ANSYS [ANS05]). Die Randbedingungen werden analog dem durchgeführten Druckversuch definiert. Der Körper ist an der Unterseite in vertikaler Richtung (y -Richtung) gelagert und an der Oberseite mit einer Vertikalkraft F belastet.

Die Krafteinleitung der Druckkraft erfolgt unter Verwendung eines steifen Druckstempels (Rigid Body), welcher seitlich geführt wird. Hierdurch kann eine realitätsnahe, gleichmäßige Verteilung der aufgebrachten Last simuliert werden. Das verwendete FE-Modell ist in Abb. 5.4 visualisiert.

Das Materialverhalten für den Matrixwerkstoff wird über die in Abb. 5.5 dargestellte multi-lineare Fließkurve definiert.

Hierbei zeigt sich, dass „Sinterhalse“ im Bereich der Stege zwischen den großen Poren zu erhöhter Kerbwirkung führen, wodurch die Festigkeit des TiAl6V4-Matrixmaterials folglich etwas unterhalb des in RICE et. al [71] ge-

Abbildung 5.5: σ - ε -Eingabekurve für das Matrixmaterial

nannten Festigkeitswertes von $R_m = 1048$ MPa liegt.

Die Porosität des Kugelmaterials (Abb. 4.7) selbst zeigt keinen signifikanten Einfluss auf das Materialverhalten. Die Anwendung des von-Mises Fließkriterium ist daher als begründet anzusehen.

Die mittels ANSYS erzeugte und in Abb. 5.6 dargestellte Spannungs-Stauchungs-Kurve des Titanschaumes weist bis zu einer technischen Stauchung von ca. 4 % eine sehr gute Übereinstimmung mit der Versuchskurve auf.

Eine Simulation über diesen globalen Dehnungswert hinaus wird nicht empfohlen, da der Zeitaufwand zum Lösen des Randwertproblems sehr stark ansteigt. Weiterhin bildet das verwendete Materialmodell das Werkstoffverhalten bei großen Dehnungen nur unzureichend ab.

Da Lebensdauerbetrachtungen in der Regel in einem Bereich mit geringer plastischer Deformation stattfinden, erweist sich der definierte Bereich (bis 4 % Dehnung) für die beabsichtigte Modellierung des Ermüdungsverhaltens als ausreichend.

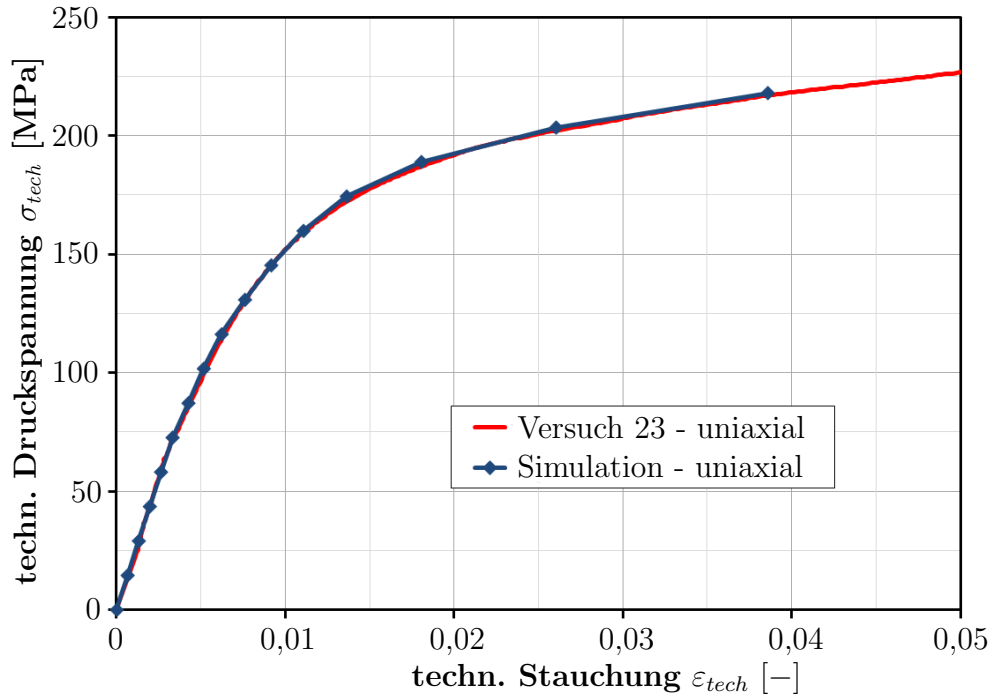


Abbildung 5.6: Gegenüberstellung von uniaxialer Simulationkurve und uniaxialer Versuchskurve

Die Validierung des vorliegenden Meso-Modells unter Zugbelastung führt auf eine nahezu identische σ - ε -Kurve für das Matrixmaterial. Dieses Ergebnis ist zu erwarten, da der Titanschaum bis $Rp_{0,2}$ ähnliches Verhalten im Zug- und Druckbereich aufweist. Das Ermüdungsverhalten kann somit hinreichend genau abgebildet werden.

Im Weiteren besteht die Möglichkeit, die Materialkurve über mehraxiale Versuche zu validieren. Aufgrund des Schwerpunktes dieser Arbeit wird die Durchführung dieser bi- bzw. triaxialen Versuche für nachfolgende Arbeiten empfohlen.

5.4 Numerische Umsetzung der Ermüdungssimulation

Die numerische Simulation des Ermüdungsverhaltens von zellularem Titan wird mittels einer individuellen Berechnungsroutine vorgenommen.

Es handelt sich hierbei um eine ereignisgesteuerte Simulationsstrategie, welche durch das schrittweise Versagen von einzelnen Elementen gesteuert wird. Sie ermöglicht eine fortlaufende Ermüdungssimulation unter Berücksichtigung der Belastungshistorie.

Unter der Annahme, dass sich die Spannungsverteilung zwischen zwei Elementbrüchen nicht signifikant ändert, kann die numerische Simulation des Ermüdungsverhaltens auf die Schwingspiele reduziert werden, welche direkt zum Versagen eines Elements führen.

Auf Basis der bisher aufgetretenen Elementschädigungen, der tatsächlich anliegenden Spannungen sowie der Matrix-Wöhlerlinie lassen sich somit unter Verwendung der linearen Schädigungshypothese nach MINER [60]

$$\sum_{i=1}^k S_{(i)} = \sum_{i=1}^k \frac{n_{(i)}}{N_{B(i)}} = 1, \quad (5.5)$$

die Zyklenzahl bis zum Versagen des nächsten Elements und der elementweise Schädigungszuwachs in jedem Berechnungsschritt ermitteln. Das Element mit der geringsten Restlebensdauer definiert hierbei das Lebensdauerinkrement $n_{(i)}$. Die Berechnung der Gesamtlebensdauer erfolgt durch Akkumulation der Lebensdauerinkremente.

HARDERS [28] sowie DEMIRAY et al. [19] beschreiben in ihren Arbeiten ebenfalls die Verwendung der linearen Schädigungshypothese bei der Berechnung der Lebensdauer von Schaumwerkstoffen unter Ermüdungsbelastung.

Die Anwendung bzw. Umsetzung dieser Hypothese hängt jedoch unmittelbar von der vorliegenden Modellierung sowie der Herangehensweise an die Ermüdungssimulation ab.

So simuliert DEMIRAY et al. [19] das dehnungsgesteuerte Ermüdungsverhalten an einer offenporigen Zellstruktur mit Hilfe eines KELVIN-Schwamms. Er überträgt hierbei makroskopische Verzerrungen mit Hilfe einer Skalenübergangsgleichung auf ein repräsentatives Volumenelement.

HARDERS [28] hingegen arbeitet bei der Ermüdungssimulation eines 2D-Balkenmodells mit mehreren unterschiedlichen ABAQUS-UserROUTINEN.

Der im Rahmen dieser Arbeit beschriebene Algorithmus wird mit Hilfe der Programmiersprache APDL (Ansys Parametric Design Language) umgesetzt. Er kann über ein sogenanntes Batch-File als Subroutine in ANSYS-Multiphysics aufgerufen und somit unmittelbar auf das vorgestellte Titanschaum-Mesomodell angewendet werden.

Neben der Vorhersage des Ermüdungsverhaltens sind somit Aussagen hinsichtlich Risswachstum und Rissfortschritt im gleichen Simulationsschritt möglich. Weiterhin können Verfestigungseffekte im Rahmen der Ermüdungssimulation berücksichtigt werden.

Berechnungsalgorithmus

Zu Beginn der Ermüdungssimulation werden dem Simulationsmodell (Abb. 5.4) die Materialkennwerte E , ν , eine multi-lineare Werkstoffkennlinie sowie eine Knotenstarttemperatur zugewiesen.

Die verwendete Werkstoffkennlinie entspricht der mittels Validierungssimulation gewonnenen Materialkurve aus Abb. 5.5. Der E -Modul beträgt entsprechend der ermittelten Materialkurve $E = 100$ GPa. Als Querkontraktion wird für den Matrixwerkstoff ein Wert von $\nu = 0,3$ verwendet.

Die Temperatur dient im Rahmen der Routine als Informationsträger für die bereits aufgetretene Schädigung. Weiterhin dient sie zur Steuerung der Elementsteifigkeit während der Ermüdungssimulation. Bei Erreichen einer Gesamtschädigung im Element p von $S^p = 1$ wird der E -Modul zu Null gesetzt. Ab diesem Zeitpunkt hat das jeweilige Element keinen Einfluss mehr auf die Steifigkeit des Bauteils. Es kann als „gelöscht“ betrachtet werden.

Der Vorteil dieser Schädigungsimplementierung ist in einer stetigen Simulation begründet. Da sich das FE-Modell trotz „gelöschter“ Elemente nicht ändert, kann jeder neue Belastungszyklus (Substep) unter Berücksichtigung der bisher aufgetretenen Belastungshistorie (z. B. kinematische Verfestigung) fortlaufend berechnet werden. Die Steuerung der Elementsteifigkeit mittels fiktiver Temperatur stellt somit eine wesentliche Grundlage für die vorgestellte Ermüdungssimulation dar.

Idealerweise ist eine Starttemperatur von $T = 100$ °C zu wählen. Die Schädigung kann hierdurch direkt erfasst werden, da $T = 100$ °C einer Schädigung

von 0 % bzw. einer Restlebensdauer von 100 % entspricht.

Die Verwendung der Temperatur als Träger von Informationen wird u. a. von MATTHECK [54] beim SKO-Optimierungsverfahren verwendet.

Die Definition der erforderlichen Wöhlerkurve für das Matrixmaterial erfolgt durch die Eingabe von Dauerfestigkeit σ_D , Ecklastspielzahl N_D sowie durch den Exponenten k . Durch diese Parameter kann mit Hilfe der in Abschnitt 3.1 angeführten BASQUIN-Gleichung

$$N_{B(i)}^p = N_D \cdot \left(\frac{\sigma_{(i)}^p}{\sigma_D} \right)^{-k}, \quad (5.6)$$

die Lebensdauer $N_{B(i)}^p$ jedes Elements p , in Abhängigkeit der vorherrschenden Elementenspannung $\sigma_{(i)}^p$ (z. B. von Mises Vergleichsspannung) für den aktuellen Lastschritt (i) ermittelt werden.

Idealerweise müsste eine Schar von Wöhlerkurven hinterlegt werden, da jedes Element einem speziellen R -Wert unterliegt. Um die Fülle an Eingabeparametern zu reduzieren wird darauf verzichtet und eine gemeinsame Kurve für alle Elemente mit $R = 0,1$ zu Grunde gelegt. Die Eingabeparameter nehmen im Rahmen dieser Arbeit die Werte

- $k = -49$,
- $\sigma_D = 581$ MPa und
- $N_D = 1,6 \times 10^6$

an. Sie wurden, wie in nachfolgendem Abschnitt dargestellt, mittels Parameteridentifikation bestimmt.

Nach erfolgreicher Definition von Simulationsmodell und Eingabeparameter beginnt der eigentliche Ermüdungsalgorithmus.

Für den jeweiligen Lastschritt wird die Spannungsverteilung im Modell unter Oberlast (F_{max}) bzw. Unterlast (F_{min}) berechnet und die Restlebensdauer für jedes Element p unter aktueller Belastung (i) mit Hilfe von Gl. (5.7) ermittelt.

Zur Berücksichtigung der bereits aufgetretenen Schädigung wird hierzu

Gl. (5.6) um einen Schädigungsterm erweitert zu

$$N_{B(i)}^p = N_D \cdot \left(\frac{\sigma_{(i)}^p}{\sigma_D} \right)^{-k} \cdot T_{(i-1)}^p. \quad (5.7)$$

Anschließend wird das Element mit der geringsten Restlebensdauer ermittelt

$$n_{(i)}^m = \min \left(N_{B(i)}^p \right). \quad (5.8)$$

Es bestimmt die maximale Schwingspielzahl bis zum Löschen des nächsten Elements m im jeweiligen Belastungsschritt.

Die Berechnung der im Intervall $n_{(i)}^m$ induzierten elementbezogenen Schädigung $S_{(i)}^p$ erfolgt mittels Gleichung

$$S_{(i)}^p = \frac{n_{(i)}^m}{N_{B(i)}^p}, \quad (5.9)$$

unter Berücksichtigung der zugehörigen Bruchschwingspielzahl $N_{B(i)}^p$. Die hieraus resultierende Gesamtschädigung bzw. Restlebensdauer wird durch den Zusammenhang

$$T_{(i)}^p = T_{(i-1)}^p - S_{(i)}^p \quad (5.10)$$

bestimmt. Am Ende des jeweiligen Lastschritts erfolgt die Akkumulation der Lebensdauerinkremente

$$N_{(i)} = N_{(i-1)} + n_{(i)}^m. \quad (5.11)$$

Versagen eines Elements tritt ein, sobald die Summe aller Teilschädigungen den Wert 1 bzw. die Elementtemperatur $T_{(i)}^p$ den Wert 0 erreicht hat. Ab diesem Zeitpunkt wird das betroffene Element nicht mehr berücksichtigt. Das Element wird aus dem Simulationsmodell durch Reduktion der Elementsteifigkeit „entfernt“.

Die Berechnung der Schrittweite für die nächsten Be- bzw. Entlastungsschritte verläuft entsprechend.

Die Ermüdungssimulation wird abgeschlossen, sobald die vorgegebene Zyklenzahl erreicht oder der Prüfling zerstört ist.

Ein ausführliches Ablaufschema der Ermüdungsroutine ist in Abb. 5.7 dargestellt.

I. Preprocessing (Modellerstellung+Randbedingungen+Materialparameter E, ν)			
II. Definition der Kontentemperaturen ($T = 100 \text{ °C} \hat{=} \text{Lebensdauer } 100 \%$)			
III. Eingabe der Wöhlerlinie für den Matrixwerkstoff mittels: <table style="float: right; border: none;"> <tr> <td>Dauerfestigkeit σ_D</td> </tr> <tr> <td>Ecklastspielzahl N_D</td> </tr> <tr> <td>Exponent k</td> </tr> </table>	Dauerfestigkeit σ_D	Ecklastspielzahl N_D	Exponent k
Dauerfestigkeit σ_D			
Ecklastspielzahl N_D			
Exponent k			
IV. Statische Analyse (explizit, implizit)			
<p>V. Berechnung der Lebensdauer bis zum Versagen des nächsten Elements</p> <p>Step 1: <u>Auswertung der v. Mises Vergleichsspannung auf Elementebene für den Belastungsschritt (i)</u></p> <p>Step 2: <u>Berechnung der Schrittweite</u></p> <p>a) Einlesen der Restlebensdauer $T_{(i-1)}^p$ für jedes Element p</p> <p>b) Elementweise Ermittlung der ertragbaren Lastspielzahl unter Berücksichtigung bereits vorhandener Schädigung</p> $N_{B(i)}^p = N_D \cdot \left(\frac{\sigma_{(i)}^p}{\sigma_D} \right)^{-k} \cdot T_{(i-1)}^p$ <p>Falls $\sigma_{(i)}^p < \sigma_D$ wird eine vordefinierte Dauerfestigkeit verwendet</p> <p>c) Berechnung der max. Lastspielzahl bis zum Löschen des nächsten Elements</p> $n_{(i)}^m = \min \left(N_{B(i)}^p \right)$ <p>Step 3: <u>Berechnung der Schädigung im aktuellen Lastschritt (i)</u></p> <p>a) Berechnung der Schädigung bei einer Schrittweite $n_{(i)}^m$</p> $S_{(i)}^p = \frac{n_{(i)}^m}{N_{B(i)}^p}$ <p>c) Jedem Element p wird die aktuelle Teilschädigung über die Temperatur $T_{(i)}^p$ zugeordnet</p> $T_{(i)}^p = T_{(i-1)}^p - S_{(i)}^p$ <p>Step 4: <u>Löschen des Elements m</u></p>			
<p>VI. Berechnung der Gesamtzyklenzahl</p> $N_{(i)} = N_{(i-1)} + n_{(i)}^m$ <p>Ausgabe von Spannung und Deformation für den Zyklus (i)</p>			
<p>VII. Wiederholung der Schritte IV, V, VI bis zum Versagen bzw. bis zum Erreichen einer definierten Lastspielzahl</p>			

Abbildung 5.7: Schematische Darstellung der Ermüdungsroutine

5.5 Parameteridentifikation und Simulation

Im Rahmen einer Parameteridentifikation sind die Dauerfestigkeit σ_D , die Ecklastspielzahl N_D sowie der Exponent k zur Beschreibung der Matrix-Wöhler-Kurve zu bestimmen.

Nachfolgend wird hierzu die Gegenüberstellung von experimentell und numerisch ermittelter Wechselverformungskurve gewählt.

Als experimenteller Datensatz dient der kraftgeregelte zyklische Druckschwellversuch „D4“ mit der Belastung $F = 19,8 \text{ kN} \pm 16,2 \text{ kN}$.

Das beschriebene stochastische Meso-Modell findet als Simulationsmodell Verwendung. Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens wird die, bei der Validierung des Meso-Modells gewonnene nichtlineare Materialkurve eingegeben. Die Berücksichtigung der Belastungsgeschichte wird mittels eines kinematischen Verfestigungsmodells realisiert, welches bereits im Materialmodell implementiert ist.

Um gleiche Randbedingungen wie im experimentellen Dauerversuch zu erhalten, erfolgt die numerische Ermüdungssimulation lastgesteuert. Das Simulationsmodell wird hierzu mit einer Last beaufschlagt, welche der im Versuch auftretenden technischen Spannung äquivalent ist.

5.5.1 Darstellung und Wertung der Simulationsergebnisse

Die mit Hilfe der Ermüdungsroutine gewonnenen Wechselverformungskurven unter Maximal- und Minimalbelastung sind in Abb. 5.8 den experimentellen Versuchskurven aus Dauerversuch „D4“ (siehe Tab. 4.3) gegenübergestellt. Um einen Vergleich zu ermöglichen wurde der gesamte Datensatz der Versuchskurven parallel so in Richtung der y -Achse verschoben, dass zu Versuchbeginn die Dehnungen unter Maximallast identisch sind.

An den experimentellen Kurven ist nach Versuchsbeginn eine Verkürzung der Probe festzustellen. Dies ist auf die mangelnde Parallelität der Druckflächen von Prüfling und Prüfstempel zurückzuführen.

Aufgrund der dadurch verursachten ungleichmäßigen Belastung des Prüfling erfährt die Probe anfangs eine größere Stauchung, welche durch plastische Deformation und Verfestigung im Laufe der Prüfung ausgeglichen wird.

Dieses Verhalten kann u. a. mit Hilfe der in Abb. 4.21 dargestellten Längenänderung nachvollzogen werden.

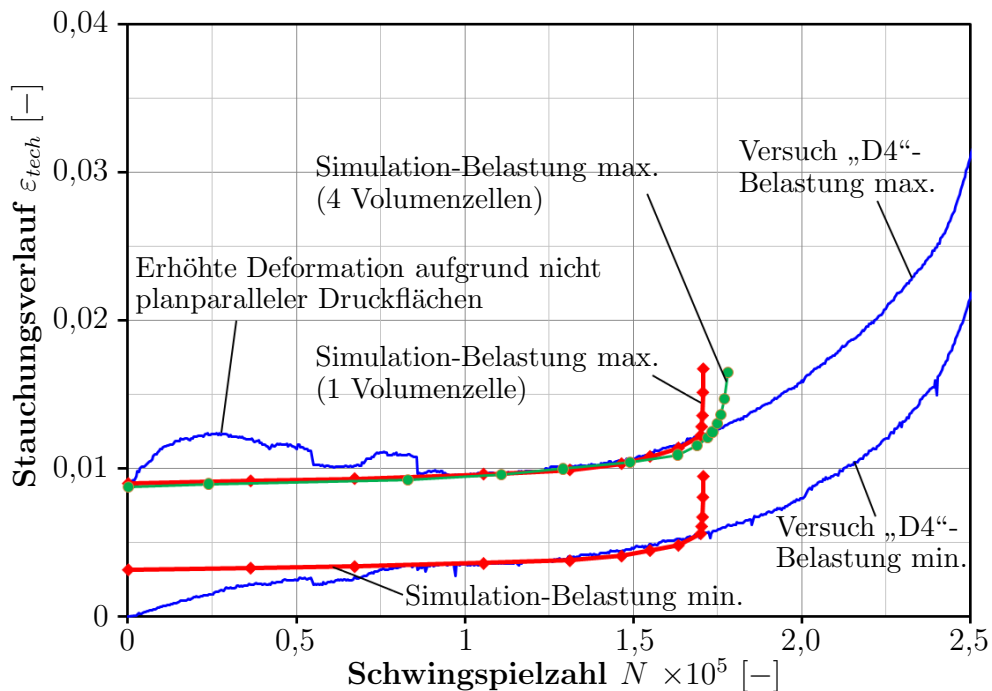


Abbildung 5.8: Gegenüberstellung des Dehnungsverlaufes über der Schwingzahl aus Simulation und Versuch

Nachdem die Anfangseffekte ausgeglichen sind, nähern sich Simulations- und Versuchskurve an. Sie zeigen ab einer Lastspielzahl von ca. 60000 Zyklen eine gute Übereinstimmung des Dehnungsverlaufes sowohl unter Maximal- als auch unter Minimalbelastung. Die Versagens-Schwingzahl der Probe wird ebenfalls gut wiedergegeben.

Im Gegensatz zum realen Versuch tritt das Versagen bei Verwendung von nur einer Volumenzelle schlagartig ein. Durch Verwendung mehrerer Volumenzellen kann das Versagen, wie in Abb. 5.8 dargestellt, kontinuierlicher abgebildet werden.

Die Werte für die Matrix-Wöhler-Linie nehmen im Rahmen der Simulation die Werte

- $k = -49$,
- $\sigma_D = 581 \text{ MPa}$ und
- $N_D = 1,6 \times 10^6$

an. Neben einer guten Übereinstimmung zwischen Simulationsergebnis und Versuchskurve weisen diese Werte, wie aus Abb. 5.9 ersichtlich, große Ähnlichkeit mit den in RICE et al. [71] genannten Ermüdungskurven für TiAl6V4 auf.

Zur Berücksichtigung von Kerbeffekten wurden diese unter Verwendung der Zugfestigkeiten skaliert. Den in RICE et al. [71] genannten Wöhler-Linien wird eine TiAl6V4-Legierung mit einer Zugfestigkeit von $R_m = 1048$ MPa zu Grunde gelegt. Der vorliegende Matrixwerkstoff besitzt nach Abb. 5.5 eine Zugfestigkeit von $R_m = 820$ MPa.

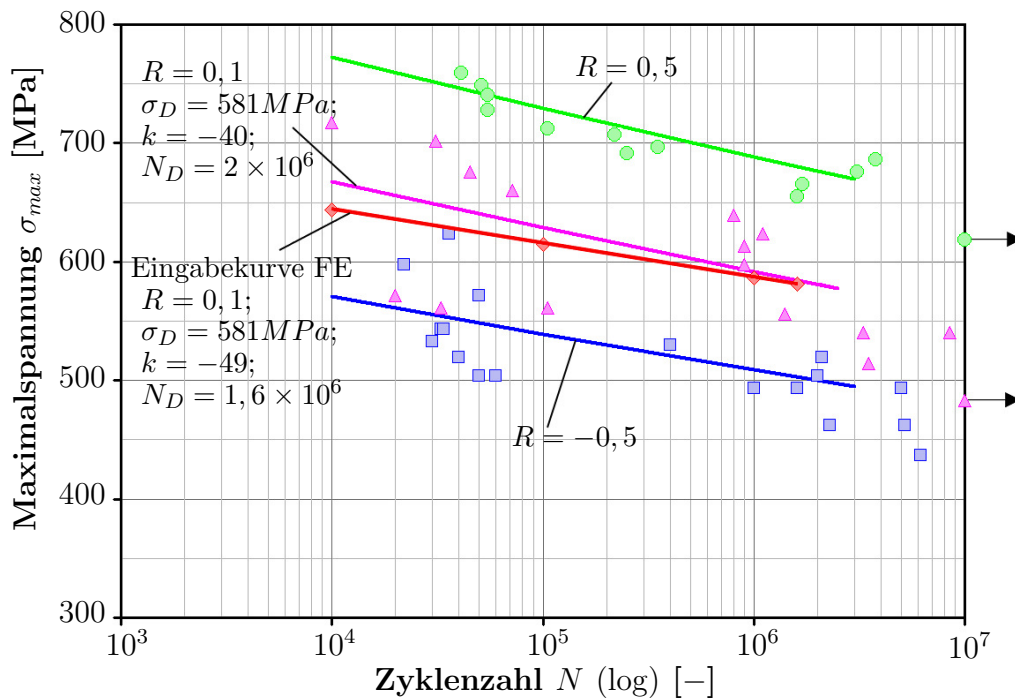


Abbildung 5.9: Vergleich der Wöhler-Linien aus Parameteridentifikation (rot) und Literatur (RICE et al. [71]); Die Kurven für geglühtes TiAl6V4 (grün, magenta, blau) sind unter Verwendung der Zugfestigkeit skaliert

Die vorgestellte Ermüdungsroutine ermöglicht weiterhin die elementbezogene Erfassung der Restlebensdauer bzw. der Ausgabe der Elementschädigungen. In Abb. 5.10 ist hierzu die Restlebensdauer zu fünf diskreten Zeitpunkten visualisiert. Weiterhin ist zu Vergleichszwecken die zerstörte Probe aus dem Dauerversuch „D4“ abgebildet.

Diese Gegenüberstellung lässt ein vergleichbares Versagensverhalten von Simulationsmodell und Versuch erkennen.

Die im Simulationsmodell angedeutete Bruchfläche ist wie im realen Versuch ebenfalls gegenüber der Horizontalen geneigt.

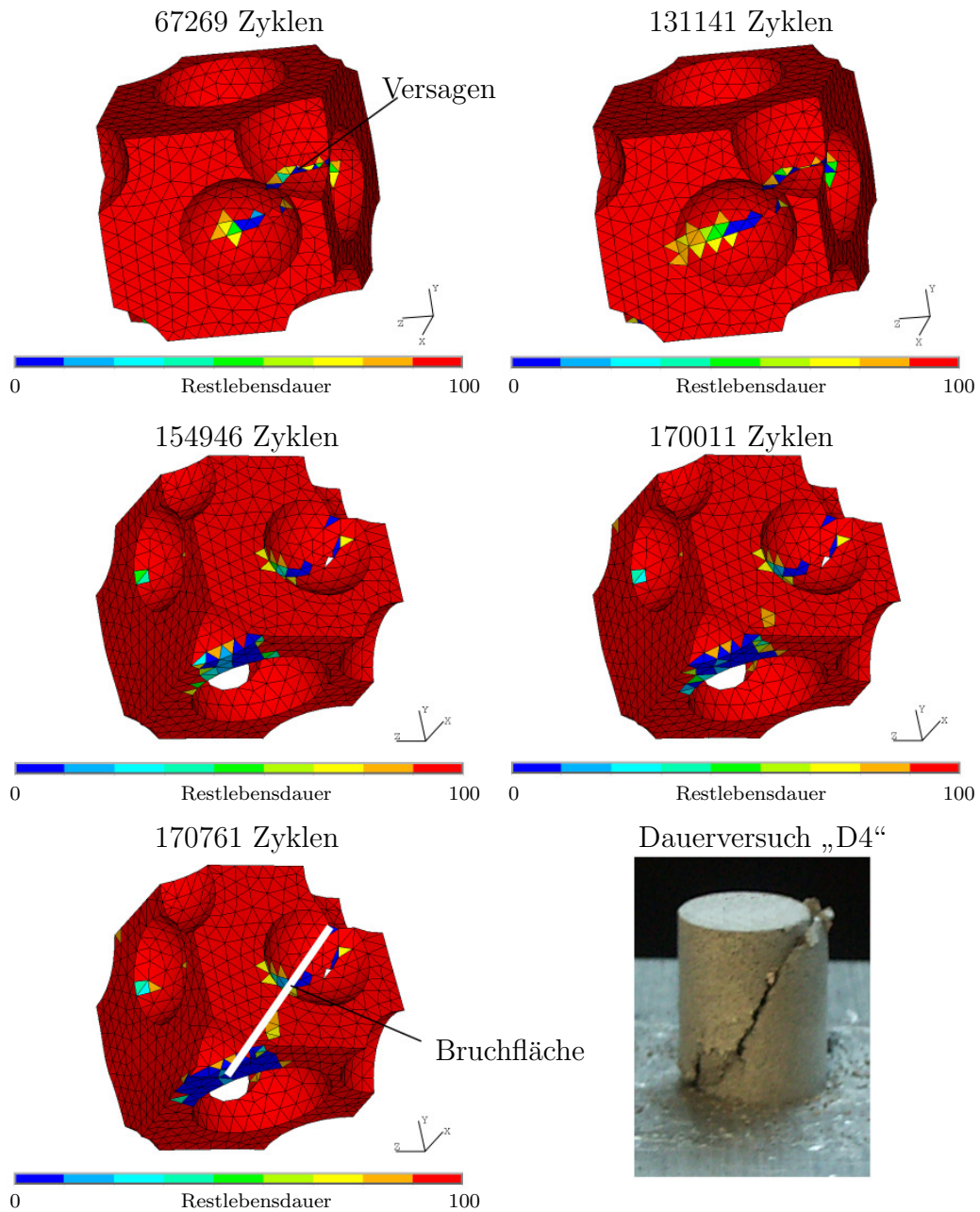


Abbildung 5.10: Darstellung des Versagensverhaltens aus FE-Simulation; die Belastung wurde jeweils in y -Richtung als Druckkraft aufgebracht

5.6 Weitere numerische Beispiele

Um die Übertragbarkeit der gewonnenen Materialparameter auf weitere Last-

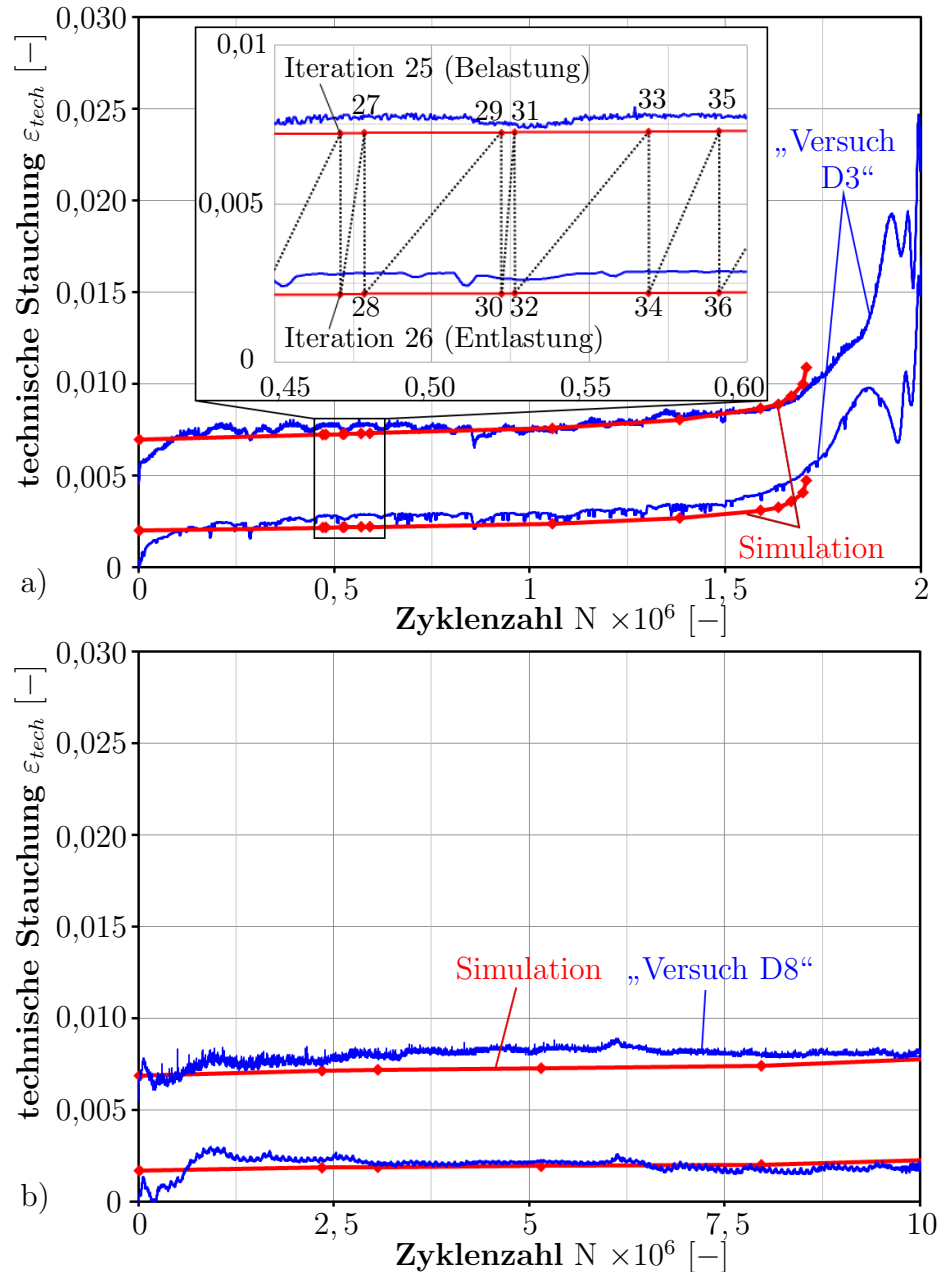


Abbildung 5.11: Simulation vs. Versuch bei den Belastungsniveaus a) $-17,6 \text{ kN} \pm 14,4 \text{ kN}$ und b) $-16,5 \text{ kN} \pm 13,5 \text{ kN}$

niveaus aufzuzeigen sind in Abb. 5.11 die Simulationsergebnisse für die Lastniveaus $-17,6 \text{ kN} \pm 14,4 \text{ kN}$ und $-16,5 \text{ kN} \pm 13,5 \text{ kN}$ dargestellt. Die gewählten Lastniveaus entsprechen hierbei den durchgeführten Dauerversuchen „D3“ sowie „D8“ aus Tab. 4.3.

An den dargestellten Ergebnissen ist zu erkennen, dass sowohl der Versuch „D3“ als auch der Versuch „D8“ den experimentell ermittelten Dehnungsverlauf bei Ober- und Unterlast wiedergeben.

Die Versagenslebensdauer wird bei dem Versuch mit der höheren Last ($17,6 \text{ kN} \pm 14,4 \text{ kN}$) sehr gut abgebildet.

Der in Abb. 5.11 b dargestellte Versuch „D8“ weist, wie im Experiment, kein Versagen auf.

Zum Aufzeigen der fortlaufenden Iteration sind die Iterationsschritte 25 - 36 in Abb. 5.11 a nochmals dargestellt. Be- bzw. Entlastung bauen jeweils auf den vorausgehenden Iterationsschritt auf.

Als Fazit bleibt festzuhalten, dass die entwickelte stochastische Volumenzelle in Kombination mit der vorgestellten Ermüdungsroutine das Ermüdungsverhalten des bionischen Titanschaum-Werkstoffes unter Druckschwellbelastung sehr gut abbilden.

Nach einer entsprechenden Validierung im Zugbereich sowie unter mehraxialer Belastung birgt das beschriebene Ermüdungstool sehr großes Potenzial bei der Lebensdaueruntersuchung von Schaumwerkstoffen.

Medizinischen oder technischen Bauteilen aus Titanschaum könnte hierdurch eine völlig neue Bedeutung zukommen.

6

Zusammenfassung und Ausblick

6.1 Darstellung der erzielten Ergebnisse

Das Ziel dieser Arbeit ist die Erforschung eines neuartigen, bionischen Titanschaum-Werkstoffes für medizinische Anwendungen. Die Eignung aus mechanischer Sicht wird hierbei am Beispiel eines Wirbelsäulenplatzhalters bewertet.

Auf der experimentellen Seite wurden zelluläre Proben aus einer Ti6AlV4-Legierung mit unterschiedlicher Granulatgröße aber gleicher, vordefinierter Porengröße pulvermetallurgisch hergestellt. Zur Untersuchung des Porositätseinflusses auf das Werkstoffverhalten wurde zudem die relative Dichte der Prüflinge variiert.

Mit uniaxialen Zug- und Druckversuchen wurde das Materialverhalten unter quasi-statischer Belastung bestimmt. Weiterhin ist das Verhalten unter zyklischer Druckschwellbelastung untersucht worden. Für diesen Zweck wurden spezielle Messvorrichtungen sowie Versuchsaufbauten entwickelt und in die vorhandenen Prüfmaschinen integriert.

Die durchgeführten Zug- und Druckversuche zeigten eine sehr gute Übereinstimmung und Reproduzierbarkeit innerhalb der jeweiligen Prüfgruppe. Die Ergebnisse lassen hierbei Rückschlüsse auf den Einfluss der Porosität sowie der Granulatgröße zu. Die relative Dichte erwies sich als der Parameter mit dem größten Einfluss auf das Materialverhalten.

Durch die gezielte Wahl der Porosität konnten somit knochenähnliche Steifigkeiten bei gleichzeitig höherer Festigkeit erzielt werden.

Das untersuchte Ermüdungsverhalten unter Druckschwellbelastung lieferte ein, für Schaumwerkstoffe, sehr positives Ergebnis. Eine Gegenüberstellung von Knochen- und Schaumeigenschaften unter zyklischer Belastung stellte hierbei die Eignung des Titanschaums als Implantatwerkstoff weiterhin heraus.

Somit bleibt festzuhalten, dass der vorliegende bionische Werkstoff aus mechanischer Sicht sehr gut für medizinische Einsatzzwecke geeignet ist.

Die im Rahmen des Projektes am Universitätsklinikum Göttingen durchgeführten Bioverträglichkeitstests bestätigen dieses Ergebnis ebenfalls (Buchhorn [16]).

Im theoretischen Teil dieser Arbeit wurden im ersten Schritt Grundlagen zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens von Werkstoffen dargestellt. Sie bilden die Grundlage für die in dieser Arbeit entwickelte Ermüdungsroutine. Sie ermöglicht die numerische Lebensdauervorhersage für den untersuchten bionischen Schaumwerkstoff mittels der Finite Elemente Methode (FEM).

Ausgehend von physikalisch messbaren Größen (z. B. Probengeometrie, Gewicht, Schrumpfung) wurde eine stochastische Volumenzelle auf Meso-Ebene entwickelt, welche die poröse Struktur des zellularen Materials repräsentiert. Unter Verwendung dieses Modells wurden die Werkstoffparameter der Titanmatrix im Rahmen von Validierungssimulationen bestimmt. Die Parameter der Matrix-Wöhler-Kurve wurden durch Parameteridentifikation anhand durchgeführter Ermüdungsversuche hergeleitet.

Vergleiche von numerischer und experimenteller Wechselverformungskurve lassen hierbei sehr gute Übereinstimmung erkennen.

Die im Rahmen dieser Arbeit definierte stochastische Volumenzelle in Kombination mit dem ebenfalls entwickelten Simulationstool ermöglicht folglich eine Lebensdauerabschätzung ohne Durchführung zeit- und kostenintensiver Ermüdungsversuche unter Druckschwellbelastung.

Damit konnte ein wesentlicher Fortschritt gegenüber dem derzeitigen Stand des Wissens erreicht werden, denn neben der Charakterisierung eines potenziellen bionischen Implantatwerkstoffes wurde eine Ermüdungsroutine vorgestellt, welche die Lebensdauervorhersage für den zellularen Werkstoff mittels marktüblicher FE-Programme ermöglicht.

Neben einem neuen Werkstoff wird dem Implantathersteller somit zugleich eine Methode zur kostensparenden Auslegung von Implantaten zur Verfügung gestellt.

6.2 Ausblick auf künftige Arbeiten

Ein Schwerpunkt dieser Arbeit liegt auf der experimentellen Lebensdaueruntersuchung des vorliegenden bionischen Titanschaums. Für die Versuchsdurchführung wurde bei den beschriebenen Versuchen ein Spannungsverhältnis von $R = 10$ gewählt.

Da bisher keine Aussagen bezüglich anderer R – Werte vorliegen, wird für nachfolgende Arbeiten die Untersuchung dieses Einflussfaktors empfohlen. Hierbei sollten u. a. Zug/Druck- oder Biege-Wechselversuche angedacht werden. Zudem ist der Mittelspannungseinfluss zu untersuchen.

Die Untersuchung unter realitätsnahen Bedingungen ist für eine spätere Zulassung als Implantatwerkstoff ebenfalls von entscheidender Bedeutung. Aus diesem Grund liegt der Fokus der aktuellen Projektphase auf der Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens unter physiologischen Bedingungen.

Für die beispielhafte Anwendung als Bandscheibenimplantat sind die durchgeführten uniaxialen Versuche als ausreichend anzusehen. Für weitere medizinische Anwendungen (z. B. Endoprothese) stellt die Untersuchung des Verhaltens unter mehraxialer Belastung einen weiteren wichtigen Aspekt dar. Diese Versuche geben zum einen Aufschluss über das Verhalten unter bi- bzw. triaxialer Belastung, zum anderen dienen sie, neben den Zugversuchen, zur weiteren Validierung des entwickelten Meso-Modells.

Um die weiterhin angestrebte Skalierung der Schaumkörper umzusetzen sind weitere Schäumversuche erforderlich. Proben mit unterschiedlicher Probengröße sind herzustellen und zu charakterisieren.

Durch diese Skalierung des Fertigungsverfahrens sowohl auf kleinere (wie z. B.

Knochen der Handwurzel, der Kniescheibe, des Fußes) als auch auf größere Implantate (z. B. Beckenteilersatz, Rollhügel) könnte eine Produktpalette von Wirbelsäulenimplantaten über Hüftprothesenersatz bis hin zu komplettem Knochenersatz realisiert werden.

Als Abrundung des Projektes „Anthrocells“ sollte die Optimierung des Implantats nach bionischem Vorbild erfolgen.

Im Anhang A dieser Arbeit werden hierzu mathematische Zusammenhänge zur Beschreibung bionischer Strukturen angeführt. Weiterhin werden Optimierungsprogramme (z. B. SKO, Ansys-Topologieoptimierung) angesprochen, welche eine Übertragung bionischer Bauweisen auf den Schaumwerkstoff ermöglichen.

Somit könnten nach erfolgreicher Validierung festigkeits- bzw. steifigkeits- und zugleich lebensdaueroptimierte Bauteile bei minimalem Gewicht entwickelt werden.

Eine technische Umsetzung wäre unter Verwendung des vorliegenden Materials durch Variation von Porengröße, Porenverteilung, Porenform sowie dem Umgießen mit einer Außenhaut möglich.

Literaturverzeichnis

- [1] ASHBY, M. F. ; EVANS, A. G. ; FLECK, N. A. ; GIBSON, L. J. ; HUTCHINSON, J. W. ; WADLEY, H. N. G.: *Metal Foams a Design Guide*, Butterworth-Heinemann-Verlag, Boston, 2002
- [2] ASKELAND, D. R.: *Materialwissenschaften*, Spektrum Akademischer-Verlag, Heidelberg, 1996
- [3] BANHART, J. ; ASHBY, M. F. ; FLECK, N. A.: Metal Foams and Porous Metal Structures, In: BANHART, J. (Hrsg.) ; ASHBY, M.F. (Hrsg.) ; FLECK, N.A. (Hrsg.): *Metal foams and Porous Metal Structures*, MIT-Verlag, Berlin, 1999
- [4] BANHART, J. ; SEELIGER, J. W.: Aluminium Foam Sandwich Panels: Manufacture, Metallurgy and Applications, In: *Advanced Engineering Materials 10*, Bd. 9, Wiley-VCH, Weinheim, 2008
- [5] BANNANTINE, J. ; COMER, J. ; HANDROCK, J.: *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, Prentice Hall, New Jersey (USA), 1990
- [6] BARGEL, H. J. ; SCHULZE, G.: *Werkstoffkunde*, 8. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2004
- [7] BARTL, F.: *Ein numerisches Werkstoffmodell für gießtechnisch hergestellte Verbundwerkstoffe bei höheren Deformationsgeschwindigkeiten*, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Fakultät für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie, Dissertation, 2009
- [8] BASAR, Y. ; KRÄTZIG, W. B.: *Mechanik der Flächentragwerke*, Vieweg-Verlag, Braunschweig, 1985

- [9] BASQUIN, O. H.: The exponential law of endurance tests, In: *American Society of Material Testing*, Bd. 10, A.S.T.M, Philadelphia, 1910
- [10] BIEHL, V. ; BREME, J.: Metallic Biomaterials, In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik*, Bd. 32/2, Wiley-VCH, Weinheim, 2001
- [11] BIERWISCH, C. ; KRAFT, T. ; RIEDEL, H. ; MOSELER, M.: The filling optimization using three-dimensional discrete element modeling, In: *Powder Technology*, Elsevier Science, Amsterdam, 2009
- [12] BOBYN, J.D. ; PILLAR, R.M. ; CAMERON, H.U. ; WEATHERLY, G.C.: The Optimum Pore Size for the Fixitation of Porous Surfaced Metal Implants by the Ingrowth of Bone, In: *Clinical Orthopaedics and Related Research*, Bd. 150, Springer-Verlag, New York, 1980
- [13] BRAM, M. ; LAPTEV, A. ; BUCHKREMER, H. P. ; STOEVEER, D.: Near-net-shape manufacturing of highly porous titanium parts for biomedical applications, In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik*, Bd. 35/4, Wiley-VCH, Weinheim, 2004
- [14] BRAM, M. ; STILLER, C. ; BUCHKREMER, H. P. ; STOEVEER, D.: Preparation and characterisation high porosity titanium, stainless steel and superalloy parts, In: BANHART, J. (Hrsg.) ; ASHBY, M. F. (Hrsg.) ; FLECK, N. A. (Hrsg.): *Metal Foams and Porous Metal Structure*, MIT-Verlag, Berlin, 1999
- [15] BRONSTEIN, I. ; SEMENDJAJEW, K. ; MUSIOL, G. ; MÜHLIG, H.: *Taschenbuch der Mathematik*, 7. Auflage, Harri-Deutsch, Frankfurt, 2008
- [16] BUCHHORN, G. H. ; NIEBERT, S.: *Eluationstests zur Feststellung der Biokompatibilität von TiAlV-Schaum*, Forschungsbericht im Rahmen des Drittmittelprojekts Antrocells, Göttingen, 2010
- [17] CORMIER, D. ; HARRYSSON, O. ; WEST, H.: Characterization of H13 steel produced via electron beam melting, In: *Rapid Prototyping Journal*, Emerald-Verlag, Bingley (UK), 2004
- [18] DAS, S. ; WOHLERT, M. ; BEAMAN, J. J. ; BOURELL, D. L.: Processing of titanium net shapes by SLS/HIP, In: *Materials and Design*, Bd. 20, Issue 2-3, Elsevier Science, Oxford (UK), 1999
- [19] DEMIRAY, S. ; BECKER, W. ; HOHE, J.: Investigation of the fatigue behavior of open cell foams by a micromechanical 3-D model, In: *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 504, Elsevier Science, Amsterdam, 2009

- [20] DESHPANDE, V. S. ; FLECK, N. A.: Isotropic constitutive models for metallic foams, In: *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 28, Elsevier Science, Amsterdam, 2000
- [21] EBINGER, T.: *Multi-scale modeling of bone remodeling*, Shaker-Verlag, Aachen, 2009
- [22] ELLENRIEDER, M. ; BADER, R. ; MITTELMEIER, W.: Komplikationen nach endoprothetischen Eingriffen, In: KRUKEMEYER, M. (Hrsg.) ; MO-ELLENHOFF, G. (Hrsg.): *Endoprothetik*, deGruyter-Verlag, Berlin, 2009
- [23] EPPLE, M.: *Biomaterialien und Biomineralisation*, Teubner-Verlag, Wiesbaden, 2003
- [24] GASSNER, E.: *Auswirkungen betriebsähnlicher Belastungsfolgen auf die Festigkeit von Flugzeugbauteilen*, Technische Hochschule Darmstadt, Dissertation, 1941
- [25] GIBSON, L. J. ; ASHBY, M. F.: *Cellular solids – Structure and properties*, 2nd edition, Cambridge University Press, Cambridge, 1997
- [26] GORONOI, V. ; SCHÖNEMARK, M. P. ; HAGEN, A.: Gelenkendoprothesenregister für Deutschland, In: *Schriftenreihe Health Technology Assessment (HTA) in der Bundesrepublik Deutschland*, Köln, 2009
- [27] HAIBACH, E.: Modifizierte lineare Schadensakkumulationshypothese zur Berücksichtigung des Dauerfestigkeitsabfalls mit fortschreitender Schädigung, In: *Technische Mitteilung Nr. 50, Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit*, Darmstadt, 1970
- [28] HARDERS, H.: *Ermüdung von Aluminiumschaum*, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Fakultät für Maschinenbau, Dissertation, 2005
- [29] HARTE, A. M. ; FLECK, N. A. ; ASHBY, M. F.: Fatigue failure of an open cell and a closed cell aluminium alloy foam, In: *Acta Materialia*, Bd. 47, Elsevier Science, Maryland Heights (USA), 1999
- [30] HARTMANN, M.: Untersuchung eines bionischen Schaumwerkstoffs, In: WELLNITZ, J. (Hrsg.) ; SUCHANDT, T. (Hrsg.) ; FUCHS, M. (Hrsg.): *Forschungs- und Entwicklungsbericht aus dem Gebiet des Leichtbaus*, ITD-Verlag, Ingolstadt, 2007

- [31] HARTMANN, M. ; WELLNITZ, J.: A new sustainable bionic material - new metallic generation of cellular material, In: SUBIC, A. (Hrsg.) ; LEARY, M. (Hrsg.) ; WELLNITZ, J. (Hrsg.): *Meeting the Challenges to Sustainable Mobility*, RMIT-Verlag, Melbourne, 2008
- [32] HARTWIG, T.: *Zwischenbericht - Untersuchung zur Herstellung von Titanschaumproben*, Bremen, 2009
- [33] HARZHEIM, L.: *Strukturoptimierung-Grundlagen und Anwendungen*, Harri-Deutsch Verlag, Frankfurt, 2008
- [34] HAYES, W. C. ; CARTER, D. R.: Postyield Behaviour of Subchondral Trabecular Bone, In: *Journal of Biomedical Material Research*, Bd. 7, Wiley-VCH, Weinheim, 1976
- [35] HEMP, W. S.: Optimum Structures, In: WOODS, L. C. (Hrsg.) ; WITTRICK, W. H. (Hrsg.): *Oxford Engineering Science Series*, Clarendon Press, Oxford (UK), 1973
- [36] HIPKE, T. ; LANGE, G. ; POSS, R.: *Taschenbuch für Aluminiumschäume*, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2007
- [37] HOFFMANN, K.: *Eine Einführung in die Technik des Messens mit Dehnungsmessstreifen*, HBM GmbH, Darmstadt, 1987
- [38] HULBERT, S. ; YOUNG, F. ; MATHEWS, R. ; J. KLAWITTER ; TALBERT, C. ; STELLING, F.: Potential of ceramic materials as permanently implantable skeletal prostheses, In: *Journal of Biomedical Material Research*, Bd. 4, Wiley-VCH, Weinheim, 1970
- [39] IMWINKELRIED, T.: Mechanical properties of open-pore titanium foam, In: *Journal of Biomedical Materials Research-Part A*, Wiley-VCH, Weinheim, 2006
- [40] JAKOBY, G.: Comparison of fatigue lives und conventional programme loading and digital random loading, In: *Effect of Environment and Complex Load History on Fatigue Life*, ASTM, Washington (DC), 1970
- [41] KLAUS, H. ; HUBER, O.: FEM-Modellierung für den Verbundwerkstoff Mineralschaumkugeln in Polyamidmatrix im elastischen Bereich, In: HUBER, O. (Hrsg.) ; BICKER, M. (Hrsg.): *1. Landshuter Leichtbau-Colloquium, Innovationen und Erfahrungen im Leichtbau-Kompetenznetzwerk*, LC-Verlag, Landshut, 2003

- [42] KÖRNER, C. ; SINGER, R. F.: Foaming Processes for Aluminium, In: DEGISCHER, H. P. (Hrsg.) ; KRISZT, B. (Hrsg.): *Handbook of Cellular Materials*, WILEY-VCH, Weinheim, 2002
- [43] KRUPP, U. ; OHRNDORF, A. ; BECKER, W. ; CHRIST, J. ; Hohe H. ; DEMIRAY, S. ; GUILLEN, T.: Isothermal and Thermomechanical Fatigue Behaviour of Open-Cell Metal Sponges, In: *Advanced Engineering Materials*, Bd. 8, Wiley-VCH, Weinheim, 2006
- [44] KUMMER, B.: *Biomechanik - Form und Funktion des Bewegungsapparates*, Deutscher Ärzte-Verlag, Köln, 2005
- [45] LAFFERTY, J. F. ; WINTER, W. G. ; GAMBARO, S. A.: Fatigue Characteristics of Posterior Elements of Vertebrae, In: *Journal of Bones and Joint Surgery Am.*, Bd. 59, Needham (USA), 1977
- [46] LEFEBVRE, L. P. ; BANHART, J. ; DUNAND, D. C.: Porous Metals and Metallic Foams: Current Status and Recent Developments, In: *Advanced Engineering Materials*, Bd. 10, Wiley-VCH, Weinheim, 2008
- [47] LEHMHUS, D. ; MARSCHNER, C. ; J.BAHNHART ; BOMAS, H.: Influence of heat treatment on compression fatigue of aluminium foams, In: *Journal of Materials Science*, Bd. 37, Springer-Verlag, New York, 2002
- [48] LEIWERING, B.: *Die aseptische Lockerung von MUTARS-Tumorendoprothesen*, Westfälische Wilhelms-Universität Münster, Medizinische Fakultät, Dissertation, 2009
- [49] LEVINE, B.: A New Era in Porous Metals: Application in Orthopaedics, In: *Advanced Engineering Mat.*, Bd. 10, Wiley-VCH, Weinheim, 2008
- [50] LÖHR, J. F. ; KATZER, A.: Die aseptische Hüftendoprothesenlockerung, In: MEYER, R. P. (Hrsg.) ; GÄCHTER, A. (Hrsg.) ; KAPPELER, U. (Hrsg.): *Hüftchirurgie in der Praxis*, Springer-Verlag, Heidelberg, 2005
- [51] MANSON, S. S. ; HALFORD, G. R.: Practical Implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage, In: *International Journal of Fracture*, Bd. 17, Springer-Verlag, Dordrecht (NL), 1981
- [52] MARTIN, J. W.: *Concise Encyclopedia of the Mechanical Properties of Materials*, Elsevier Science, Amsterdam, 2007
- [53] MARTIN, R. ; BURR, D. ; SHARKEY, N.: *Skeletal Tissue Mechanics*, Springer-Verlag, New York, 1998

- [54] MATTHECK, C.: *Design in der Natur*, Rombach-Verlag, Freiburg, 1997
- [55] MAXWELL, J. C.: *Scientific Papers II*, Cambridge University Press, Cambridge (USA), 1890
- [56] McCULLOUGH, K. Y. G. ; FLECK, N. A. ; ASHBY, M. F.: The stress-life fatigue behaviour of aluminium alloy foams, In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Struct.*, Bd. 23, Wiley-VCH, Weinheim, 2000
- [57] MENGE, M.: *Aktueller Stand der Hüftendoprothetik mit proximalen knochenparenden Alloplastiken*, Aus der Orthopädischen Abteilung des St. Marienkrankenhauses, Ludwigshafen, 2003
- [58] MERKEL, M. ; THOMAS, K. H.: *Taschenbuch der Werkstoffe*, Fachbuch-Verlag Leipzig, 2000
- [59] MICHELL, A. G. M. ; MELBOURNE, M. C. E.: The limits of Economy of Material in Frame Structures, In: *Philosophical Magazine* Bd. 6, Taylor and Francis, London, 1904
- [60] MINER, M. A.: Cumulative Damage in Fatigue, In: *Journal of Applied Mechanics*, University of California, Santa Barbara, 1945
- [61] NACHTIGALL, W.: *Bionik - Grundlagen und Beispiele für Naturwissenschaftler und Ingenieure*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2002
- [62] NACHTIGALL, W. ; BLÜCHEL, K.: *Das große Buch der Bionik. Neue Technologie nach dem Vorbild der Natur*, 2. Auflage, DVA, München, 2000
- [63] OLURIN, O. B. ; FLECK, N. A. ; ASHBY, M. F.: Fatigue of aluminium alloy foam, In: BANHART, J. (Hrsg.) ; ASHBY, M. F. (Hrsg.) ; FLECK, N. A. (Hrsg.): *Metal foams and Porous Metal Structures*, MIT-Verlag, Berlin, 1999
- [64] PAUWELS, F.: *Biomechanics of the Locomotor Apparatus*, Springer-Verlag, Berlin, 1980
- [65] PECH, A. ; KOLBITSCH, A. ; ZACH, F.: *Baukonstruktionen-Tragwerke*, 1. Auflage, Springer-Verlag, New York, 2007
- [66] PETERS, M. ; HEMPTENMACHER, J. ; LEYENS, C.: Titan und Titanlegierungen: Struktur, Gefüge, Eigenschaften, In: PETERS, M. (Hrsg.) ; LEYENS, C. (Hrsg.): *Titan und Titanlegierungen*, WILEY-VCH-Verlag, Weinheim, 2002

- [67] RADAJ, D.: *Ermüdungsfestigkeit*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2003
- [68] RAUSCH, G. ; HARTWIG, T. ; WEBER, M. ; SCHULZ, O.: Herstellung und Eigenschaften von Titanschäumen, In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Bd. 31/6, Wiley-VCH, Weinheim, 2000
- [69] RECHENBERG, I.: *Evolutionsstrategien: Optimierung technischer Systeme nach Prinzipien der biologischen Evolution*, Frommann-Holzboog, Stuttgart, 1973
- [70] REILLY, D. T. ; BURNSTEIN, A. H.: The Mechanical Properties of Cortical Bone, In: *Journal of Bone and Joint Surgery Am.*, Bd. 56, Needham (USA), 1974
- [71] RICE, R. C. ; JACKSON, J. L. ; BAKUCKAS, J. ; THOMSON, S.: *Metallic Material Properties-Development and Standardization (MMPDS)*, Federal Aviation Association, Washington, 2003
- [72] ROBERTS, A. P. ; GARBOCZI, E. J.: Elastic properties of model random three-dimensional open-cell solids, In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 50, Elsevier Science, Amsterdam, 2002
- [73] SCHATT, W. ; WIETERS, K. P. ; KIEBACK, B.: *Pulvermetallurgie*, Springer-Verlag, Berlin, 2007
- [74] SCHMITT, R.: *Werkstoffverhalten in biologischen Systemen*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 1999
- [75] SCHOTT, G.(Hrsg.): *Werkstoffermüdung-Ermüdungsfestigkeit*, 4. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1999
- [76] SCHULZ, O. ; LIGNERIS, A. ; HAIDER, O. ; STARKE, P.: Fatigue Behaviour, Strength, and Failure of Aluminium Foam, In: *Advanced Engineering Materials*, Bd. 2, Wiley-VCH, Weinheim, 2000
- [77] SCHUMANN, H. ; OETTEL, H.: *Metallografie*, 14. Auflage, WILEY-VCH-Verlag, Weinheim, 2005
- [78] SEIDL, S.: *Pseudoradikuläre Schmerzen nach lumbaler Bandscheibenoperation*, Technische Universität München, Fakultät der Medizin, Dissertation, 2005

- [79] SIEMON, A.: *Qualitative und quantitative Analysen der linearen und nichtlinearen Schadensakkumulationshypothesen unter Einbeziehung der statistischen Versuchsplanung*, Technische Universität Kassel, Fachbereich Elektrotechnik, Dissertation, 2006
- [80] SIMANCIK, F.: Introduction: The Strange World of Cellular Metal, In: DEGISCHER, H. P. (Hrsg.) ; KRISZT, B. (Hrsg.): *Handbook of Cellular Materials*, WILEY-VCH, Weinheim, 2002
- [81] ST-PIERRE, J. P. ; GAUTHIER, M. ; LEFEBVRE, L. P. ; TABRIZIAN, M.: Three-dimensional growth of differentiating MC3T3-E1 pre-osteoblasts on porous titanium scaffolds, In: *Biomaterials*, Bd. 26, Elsevier Science, Amsterdam, 2005
- [82] SUGIMURA, Y. ; MEYER, J. ; HE, M. Y. ; BART-SMITH, H. ; GREENSTEDT, J. ; EVANS, A. G.: On the mechanical performance of closed cell Al-alloy foams, In: *Acta Materialica*, Bd. 45, Elsevier Science, Amsterdam, 1997
- [83] SUGIMURA, Y. ; RABIEI, A. ; EVANS, A. G. ; HARTE, A. M. ; FLECK, N. A.: Compression fatigue of a cellular Al-alloy, In: *Materials Science Engineering A*, Bd. 269, Elsevier Science, Amsterdam, 1999
- [84] SWANSON, S. R.: Random load fatigue testing - A state of the art survey, In: *Material Research and Standards*, ASTM-Int., Washington, 1968
- [85] TERLINDE, G. ; FISCHER, G.: Beta-Titanlegierungen, In: PETERS, M. (Hrsg.) ; LEYENS, C. (Hrsg.): *Titan und Titanlegierungen*, WILEY-VCH-Verlag, Weinheim, 2002
- [86] VERDONSHOT, N. ; HUISKES, R.: *Femoral stem design and cement mantle stress*, 14. Auflage, Springer-Verlag, London, 2000
- [87] WARREN, W. E. ; KRAYNIK, A. M.: Foam mechanics: The linear elastic response of two-dimensional spatially periodic cellular materials, In: *Mechanics of Materials* Bd. 6, Elsevier Science, Amsterdam, 1987
- [88] WARREN, W. E. ; KRAYNIK, A. M.: Linear elastic behaviour of a low-density Kelvin Foam with open cell, In: *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 64, ASME, Santa Barbara, 1997
- [89] WIEDEMANN, J.: *Leichtbau-Elemente und Konstruktion*, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2007

- [90] WINTERMANTEL, E. ; HA, S. H.: *Medizintechnik mit biokompatiblen Werkstoffen und Verfahren*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 1998
- [91] WIRTZ, T.: *Herstellung von Knochenimplantaten aus Titanwerkstoffen durch Laserformen*, Rhein-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Fakultät für Maschinenwesen, Dissertation, 2005
- [92] WOLFF, J.: *Das Gesetz der Transformation der Knochen*, Hirschwald-Verlag, Berlin, 1892
- [93] WONISCH, A. ; KRAFT, T. ; RIEDEL, H. ; MOSELER, M.: Effect of Different Particle Size Distributions on Solid-State Sintering: A Microscopic Simulation Approach, In: *Journal of the American Ceramic Society*, Wiley-VCH, Weinheim, 2009
- [94] ZENNER, H. ; LIU, J.: Vorschlag zur Verbesserung der Lebensdauerabschätzung nach dem Nennspannungskonzept, In: *Konstruktion*, Bd. 44, Springer-VDI, Düsseldorf, 1992
- [95] ZETTL, B. ; MAYER, H. ; STANZL-TSCHEGG, S. E. ; DEGISCHER, H. P.: Fatigue Properties of aluminium foams at high numbers of cycles, In: *Materials Science and Engineering*, Bd. 292, Elsevier Science, Amsterdam, 2000
- [96] ZHU, H. X. ; J. MILLS n. ; KNOTT, J. F.: Analysis of the high strain compression of open cell foams, In: *Journal of Mech. Phy. Solids*, Bd. 45, Elsevier Science, Amsterdam, 1997
- [97] ZIOUPOS, P. ; GRESLE, M. ; WINWOOD, K.: Fatigue Strength of human cortical bone: Age, physikal and material heterogeneity effects, In: *Journal of Biomedical Materials Research*, Wiley VCH, Weinheim, 2007

Anmerkung: Es werden aus Authentizitätsgründen die Fonts und Orginal-schreibweisen der Publikationen bzw. publizierenden Verläge verwendet

Sonstige Quellen

- [ANS05] ANSYS., Inc.: *Documentation for ANSYS, Release 10*, Canonsburg (USA), 2005
- [Buc05] BUCHHORN, G. H.: *Zellverbund und Implantat - die Aufgabe der Integration*, Vortrag im Rahmen der Fachtagung Bionik, Ulm, 2005
- [Cel09] Fraunhofer Institut Dresden (IFAM): *CELLMET NEWS 2008-1*, Internet: <http://cellmet.de/>, Stand: 02.12.2009
- [DIN78] Deutsches Institut für Normung: *DIN 50106; Prüfung metallischer Werkstoffe - Druckversuch*, Beuth Verlag, Berlin, 1978
- [Inn08] Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (Hrsg.): *Projektbeschreibung Innonet - Offenzelliger Titanschaum mit bio-analoger Struktur als Knochenersatzmaterial (TiFoam)*, Internet: <http://www.vdivde-it.de/>, Stand: 15.01.2008
- [ISO92] International Organisation for Standardization: *ISO 7206-6; Implants for surgery - Partial and total hip joint prostheses-Part6: Determination of endurance properties of head and neck region of stemmed femoral components*, Beuth-Verlag, Berlin, 1992
- [ISO08] International Organisation for Standardization: *ISO/FDIS 12189:2008; Implants for surgery-Mechanical testing of implantable spinal devices-Fatigue test method for spinal implant assemblies using an anterior support*, Beuth-Verlag, Berlin, 2008
- [ISO09] Deutsches Institut für Normung: *DIN EN ISO 2740; Sintermetalle, ausgenommen Hartmetalle - Zugstäbe (ISO2740:2009)*, Beuth-Verlag, Berlin, 2009

-
- [Neu05] NEUGEBAUER, R.: *Leicht und stabil - geht das? Metallschaum auf der Schwelle zur Serienreife*, Vortrag im Rahmen des Forums Innovation und Produktion, Chemnitz, 2005
- [TLS07a] TLS: *Information zur Schüttdichte von Frau D. Hubert*, Bitterfeld, 2007
- [TLS07b] TLS: *Messprotokolle 4282-(2674) sowie 4283-(2675) zur Korngrößenmessung*, Bitterfeld, 2007
- [Zwi99a] ZWICK, GmbH&Co.KG: *Zwick Technische Dokumentation Z010/TN2A*, Ulm, 1999
- [Zwi99b] ZWICK, GmbH&Co.KG: *Zwick Technische Dokumentation Z250/SN5A*, Ulm, 1999

A

Möglichkeiten zur Ermittlung bionischer Strukturen

Die Frage nach einem optimalen Implantatdesign setzt ein Verständnis der genauen Anforderungen und Randbedingungen voraus. Im vorliegenden Fall des Knochens handelt es sich um ein System, welches trotz hoher mechanischer Ansprüche mit einem Minimum an Material auskommt.

Das in WOLFF [92] beschriebene Grundprinzip der Natur lautet hierbei, nur dort Material anzulagern, wo es wirklich benötigt wird (Wollfsches Gesetz). Mit dem Ziel einer gleichmäßigen Spannungsverteilung wird Material an weniger belasteten Stellen abgebaut und an hochbeanspruchten Bereichen angesetzt. MATTHECK [54] spricht in diesem Zusammenhang vom Axiom konstanter Spannung.

In Arbeiten von PAUWELS [64] wird gezeigt, dass die Knochenbälkchen mit geringstmöglichem Materialaufwand so im Raum gelagert sind, dass sie sich an jeder Stelle senkrecht durchdringen und nur reine Druck- bzw. Zugbeanspruchung auftreten. Sie bilden nach KUMMER [44] ein Spannungstrajektorienfeld. Diese Eigenschaft konnte unter anderem mit Hilfe von spannungsoptischen Methoden nachgewiesen werden. Weiterhin lässt sich zeigen, dass die Spongiosadichte proportional der wirkenden Belastung ist.

A.1 Entwurfstheorie nach Maxwell und Michell

Ist man bestrebt das bionische Bauprinzip der Knochen auf technische Werkstoffe zu übertragen und damit höchste Steifigkeit bei minimalem Gewicht zu erzielen, ist die Beschreibung der bionischen Struktur mittels mathematischer Zusammenhänge als eine Möglichkeit anzusehen.

In Arbeiten von HEMP [35], MAXWELL, [55], MICHELL [59], und WIEDEMANN [89] wird hierzu eine Methode zur Beschreibung von lastoptimierten zweidimensionalen Konstruktionen gegeben. Basierend auf einem Vergleich der virtuellen Arbeiten aller am System beteiligten Einzellemente beschreiben die Theorien nach Michell und Maxwell eine Fach- oder Netzwerkstruktur, bei welcher die beteiligten Elemente für maximale Zug- und Druckspannungen ausdimensioniert sind und dabei nur Wege größter Dehnung nutzen. Die graphische oder analytische Herleitung solcher Mitchell-Strukturen erfordert jedoch viele Annahmen (z. B. Vernachlässigung des Stabknickens) und führt nach WIEDEMANN [89] oftmals auf sehr komplexe Strukturen. Somit stellt sich sehr schnell die Frage nach der Realisierbarkeit und Rechtfertigung des Aufwandes, da einer praktischen Umsetzung des Strukturentwurfs oftmals Grenzen gesetzt sind. Folglich sollten Michell-Strukturen als Idealstrukturen angesehen werden, welche einen Referenzwert hinsichtlich Mindestgewicht für konstruktiv vertretbare Lösungen liefern.

A.2 Drucklinientheorie

Knochenbälkchen richten sich nach KUMMER [44] entsprechend ihren Hauptspannungsrichtungen aus. Sie stellen folglich rein zug- bzw. druckbeanspruchte Elemente dar, welche frei von Biegemomenten sind. In Analogie zu technischen Fragestellungen lassen sich somit bionische, **biegemomentfreie** Strukturen unter Verwendung der Drucklinien- bzw. Stützlinientheorie beschreiben.

Wird ein einzelnes Knochenbälkchen der komplexen Knochenstruktur selektiert und als momentenfreies Element mit der infinitesimalen Länge ds betrachtet, so ergibt sich das vektorielle Kräftegleichgewicht nach Abb. A.1

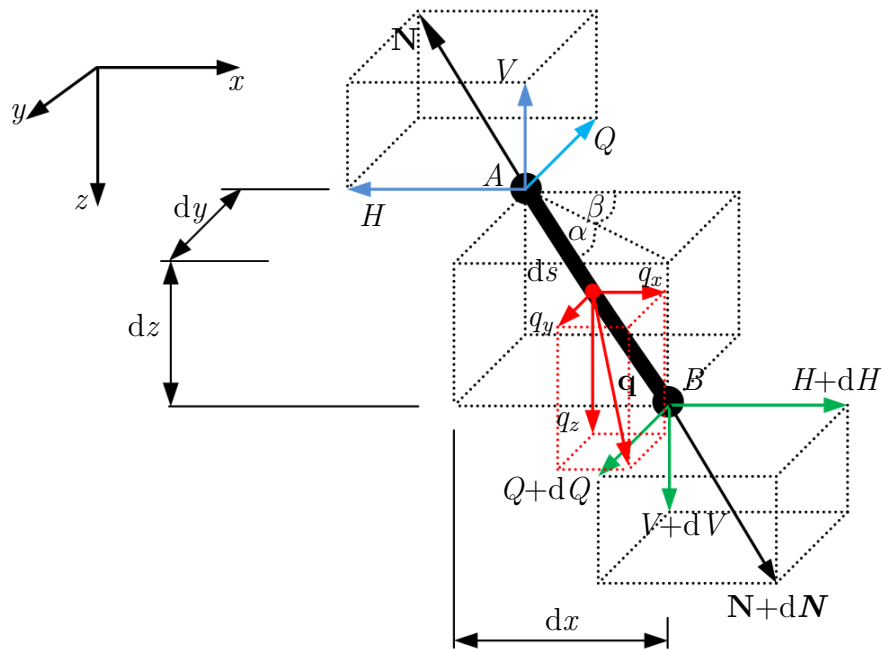


Abbildung A.1: Kräftegleichgewicht an einem Balkenelement

zu

$$\frac{d\mathbf{N}}{ds} + \mathbf{q} = 0. \quad (\text{A.1})$$

Unter Verwendung der Vektorkomponenten für die Normalkraft \mathbf{N} und die Streckenlast \mathbf{q} mit

$$\mathbf{N} = (H, Q, V)^T, \quad \mathbf{q} = (q_x, q_y, q_z)^T, \quad (\text{A.2})$$

folgt aus Gleichung (A.1)

$$\frac{dH}{ds} + q_x = 0, \quad \frac{dQ}{ds} + q_y = 0, \quad \frac{dV}{ds} + q_z = 0. \quad (\text{A.3})$$

Gemäß der Drucklinientheorie kann das in Abb. A.1 dargestellte „Knochenbälkchen“ nur Druckkräfte und somit keine Momente und Querkräfte übertragen. Somit handelt es sich bei der vorliegenden Fragestellung stets um ein ebenes Problem mit $dQ = q_y = 0$. Diese Aussage lässt sich anschaulich durch die Analogie zur Seillinie (umgedrehte Drucklinie) aufzeigen. Ein

biegeweiches, durchhängendes Seil würde sich unter einer einwirkenden Kraft im Raum immer so ausrichten, dass das Seil nur in einer Ebene belastet wird. Diese Ebene wird durch die beiden Befestigungspunkte A und B sowie durch den Lastangriffspunkt definiert.

Somit können zur Herleitung der Differentialgleichung der Stützlinie die Vektor- und Kraftkomponenten in y -Richtung ohne Beeinträchtigung des Ergebnisses vernachlässigt ($dQ = q_y = 0$) werden.

Für die nachfolgende Herleitung wird der in Abb. A.1 ebenfalls dargestellte Drehwinkel β zu Null gesetzt. Hierdurch kann die Steigung des Linienelements durch den trigonometrischen Zusammenhang

$$\tan \alpha = \frac{dz}{dx} = \frac{V}{H}, \quad (\text{A.4})$$

beschrieben werden. Die anschließende Differentiation dieser Gleichung führt auf die nichtlineare Differentialgleichung 2. Ordnung

$$\boxed{\frac{d^2z}{dx^2} = \frac{1}{H} \frac{dV}{dx} - \frac{V}{H^2} \frac{dH}{dx}}. \quad (\text{A.5})$$

Die Elementlänge ds des Linienelements beträgt

$$ds = \sqrt{dx^2 + dz^2} \quad (\text{A.6})$$

bzw.

$$\frac{ds}{dx} = \sqrt{1 + \left(\frac{dz}{dx}\right)^2}. \quad (\text{A.7})$$

Unter Verwendung der Gleichungen (A.3) und (A.7) kann die nichtlineare DGL 2. Ordnung aus Gleichung (A.5) umgeformt werden zu

$$\boxed{\frac{d^2z}{dx^2} = -\frac{q_z}{H} \sqrt{1 + \left(\frac{dz}{dx}\right)^2} + \frac{V q_x}{H^2} \sqrt{1 + \left(\frac{dz}{dx}\right)^2}}. \quad (\text{A.8})$$

Die Integration dieser Gleichung mit Hilfe der Substitutionsmethode führt unter der Annahme einer konstanten vertikalen Streckenlast $q_z = \text{const.}$ und

$q_x = 0$ sowie dem Zusammenhang

$$H = N \frac{dx}{ds} = N \left(\sqrt{1 + \left(\frac{dz}{dx} \right)^2} \right)^{-1}, \quad (\text{A.9})$$

auf folgende Gleichung der Schwerachse

$$z(x) = -\frac{N}{q_z} \ln \cos \left(\frac{q_z}{N} x \right). \quad (\text{A.10})$$

Gemäß dieser Gleichung kann z. B. die Forderung nach einem konstanten Druckspannungsverlauf ($\sigma_N = -N/A(z) = \text{const.}$) entlang einer, durch Eigengewicht ($q_z(z) = \rho g A(z)$) belasteten Stützlinie, durch einen exponentiellen Querschnittsverlauf realisiert werden. Dieser Verlauf genügt der Gleichung

$$A(z) = A_o \exp^{(az)} \quad \text{mit} \quad a = \left(\frac{\rho g}{\sigma_N} \right). \quad (\text{A.11})$$

Stützlinie und Querschnitt werden hierbei entscheidend durch den Ausdruck $a = (\rho g / \sigma_N)$ bestimmt. Durch die gezielte Wahl der Kennwerte ρ und σ_N lassen sich die Krümmung und Länge der Stützlinie sowie der lastproportionale Querschnitt steuern.

A.3 Raumtragwerke

Die vorgestellte Drucklinientheorie bietet die Möglichkeit, die Schwerachse sowie den Querschnittsverlauf eines Knochenbälkchens unter gegebener Last zu beschreiben. Weiterhin kann die Ausrichtung mehrerer miteinander verbundener Spongiosaelemente in Form einer Stützliniengleichung angegeben werden. Als Nachteil ist hier jedoch zu nennen, dass die Betrachtungsweise bis auf einige Spezialfälle (z. B. Tonnengewölbe) nur auf ebene Probleme beschränkt ist.

Die Spongiosa der Knochen stellt hingegen ein räumliches Tragwerk dar, welches aus einer Vielzahl an zug- und druckbelasteten Knochenbälkchen aufgebaut ist. Die Beschreibung des Spongiosaverlaufs erfordert somit die Berücksichtigung der dritten Dimension.

Ein möglicher Lösungsansatz zur Findung von räumlichen Stützflächen basiert auf der Anwendung von hyperbolischen, parabolischen und elliptischen Ansatzfunktionen, welche die Ermittlung biegemomentfreier Tragstrukturen unter Verwendung der Membrantheorie ermöglichen. Diese Stützflächen können anschließend durch Superposition mit Stabelementen unter anderem als Gitterkonstruktion realisiert werden. Abb. A.2 zeigt ein räumliches Stabtragwerk in Kuppelform.

Diese Herangehensweise stellt eine sehr interessante Möglichkeit zur Beschreibung knochenähnlicher Strukturen dar. Vor diesem Hintergrund wird am Beispiel einer Rotationsfläche gezeigt, wie räumliche, „bionische“



Abbildung A.2: Schalenförmiges Raumtragwerk (PECH et al. [65])

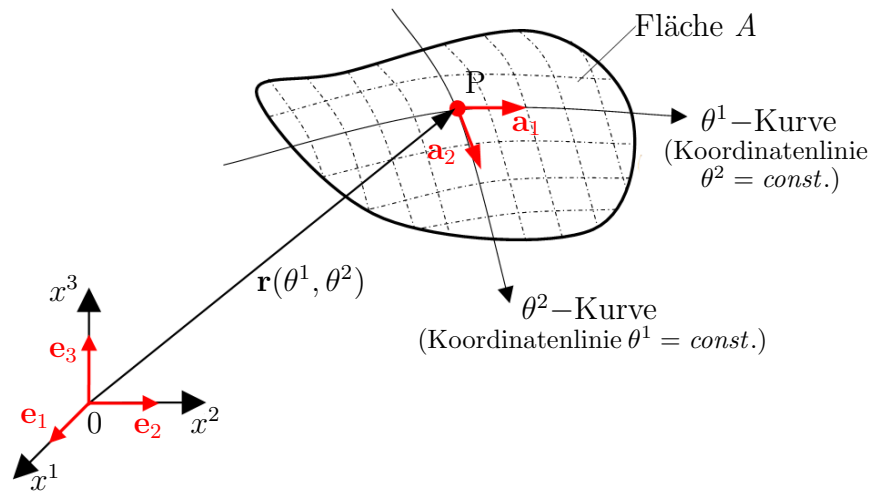


Abbildung A.3: Beschreibung einer Fläche mittels krummliniger Koordinaten

Tragstrukturen mittels Membrantheorie beschrieben werden können. Die differentialgeometrische Betrachtung wird hierbei in Anlehnung an Werke von BASAR, KRÄTZIG [8] mittels Tensoralgebra vollzogen.

Die nachfolgend verwendeten griechischen Indizes nehmen definitionsgemäß die Werte 1, 2 an. Lateinische Indizes hingegen durchlaufen die Werte 1, 2 und 3.

Die Beschreibung einer in den dreidimensionalen euklidischen Raum \mathbb{E}^3 eingebetteten Fläche erfolgt mittels krummliniger Koordinaten. Der Raum \mathbb{E}^3 wird durch ein orthogonales kartesisches Koordinatensystem x^i beschrieben. Die dazugehörigen Einheitsvektoren \mathbf{e}_i bilden eine orthonormierte Vektorbasis im Bezugspunkt 0. Die Basisvektoren \mathbf{e}_i sowie \mathbf{a}_i werden als kovariante Basis eingeführt. Die Koeffizienten x^i heißen kontravariante Koeffizienten. Die Verwendung von ko- bzw. kontravarianten Basissystemen wird vorgenommen, da es sich bei den Basisvektoren \mathbf{a}_i nicht um ein orthonormiertes System handelt. Sie besitzen eine von eins verschiedene Länge und stehen nicht rechtwinklig zueinander.

Im Rahmen dieses, in Abb. A.3 dargestellten, Bezugssystems beschreibt jedes feste Zahlentripel x^i einen Punkt des Raums \mathbb{E}^3 und definiert gleichzeitig die Komponenten des Ortsvektors

$$\mathbf{r} = \mathbf{r}(x^i) = x^1 \mathbf{e}_1 + x^2 \mathbf{e}_2 + x^3 \mathbf{e}_3 = x^i \mathbf{e}_i. \quad (\text{A.12})$$

Sind im Weiteren die Koordinaten x^i Funktionen zweier Parameter θ^α , so

beschreibt der Ortsvektor

$$\mathbf{r} = \mathbf{r}(\theta^\alpha) = x^i(\theta^\alpha) \mathbf{e}_i \quad (\text{A.13})$$

ein zweidimensionales Gebilde, eine Fläche A , die in den Raum \mathbb{E}^3 eingebettet ist. Hält man nun einen Parameter, z. B. θ^1 fest, so beschreibt der Ortsvektor folglich eine auf der Fläche A liegende Kurve, die als θ^2 -Kurve oder auch als Koordinatenlinie $\theta^1 = \text{const.}$ bezeichnet wird. Analog erfolgt die Definition der θ^1 -Kurve. Jedem Punkt P der Fläche A können somit zwei Parameter- oder Koordinatenlinien zugeordnet werden. Die Variablen θ^α werden als allgemeine krummlinige Flächenkoordinaten bezeichnet.

Die beiden Tangentenvektoren \mathbf{a}_1 bzw. \mathbf{a}_2 an die θ^α -Kurven erhält man durch partielle Ableitung des Ortsvektors nach θ^α . Diese beiden kovarianten Vektoren

$$\mathbf{a}_\alpha = \mathbf{r}_{,\alpha} = \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial \theta^\alpha} \quad (\text{A.14})$$

dienen als flächenhafte Vektorbasis. Der auf diesen Tangentenvektoren senkrecht stehende Normaleneinheitsvektor \mathbf{a}_3 wird durch den Zusammenhang

$$\mathbf{a}_3 = \frac{\mathbf{a}_1 \times \mathbf{a}_2}{|\mathbf{a}_1 \times \mathbf{a}_2|} \quad (\text{A.15})$$

definiert.

A.3.1 Membrantheorie der Rotationsschale

Durch die Membrantheorie wird ein, für Schalenträgerwerke besonders wirtschaftliches Tragverhalten beschrieben. Beliebige verteilte Flächenlasten werden allein durch tangential zur Mittelfläche wirkende Normalspannungen abgetragen. **Voraussetzung hierfür ist jedoch, dass die Mittelfläche eine von Null verschiedene Krümmung besitzt und das Kräftegleichgewicht ohne Berücksichtigung der Biegemomente und Querkräfte möglich ist.**

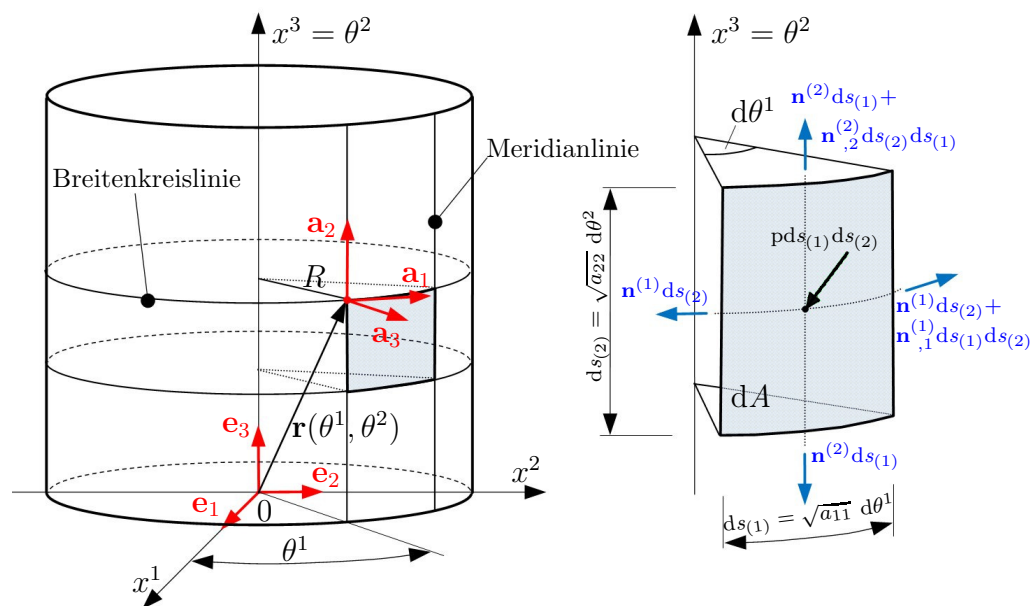


Abbildung A.4: Kräftegleichgewicht an einem finiten Schalenelement

Abb. A.4 zeigt ein differentielles Element der Mittelfläche, auf das ein Lastvektor \mathbf{p} wirkt. Unter der Annahme eines Membranspannungszustandes wirken an den Schnittufern ausschließlich Kräfte in der Flächenebene. Diese Schnittkraftvektoren, sind in Abb. A.4 als physikalische Größen $\mathbf{n}^{(\alpha)}$ dargestellt. Unter Verwendung normierter, auf die Längeneinheit bezogener Basisvektoren, spiegeln die physikalischen Komponenten die wahre Größe wider. Sie werden nachfolgend mit der Indexmarkierung (\cdot) gekennzeichnet. Um Formulierungen verwenden zu können, die frei von Eigenschaften spezieller Koordinatensysteme sind, definiert das Tensor-konzept alle Komponenten

hinsichtlich eines willkürlichen Bezugssystems. Es verlangt darüberhinaus, dass sich beim Wechsel zu einem anderen Bezugssystem jede Vektorkomponente nach einer einheitlichen Vorschrift transformiert, unabhängig vom jeweiligen Koordinatensystem.

Die Vorteile dieses u. a. in BASAR, KRÄTZIG [8] beschriebenen Konzepts bestehen folglich darin, dass tensorielle Beziehungen, welche für ein willkürliches Bezugssystem hergeleitet werden, für jedes spezielle System in der gleichen Form Gültigkeit besitzen. Nicht die einzelne Tensorkomponente ist invariant, wohl aber die Form der Tensorgleichung. Aus diesem Grund werden zur Herleitung der Gleichgewichtsbedingungen, an dem in Abb. A.4 dargestellten Flächenelement, die physikalischen Größen mittels des Zusammenhangs

$$\mathbf{n}^{(\alpha)} ds_{(\alpha)} = \mathbf{n}^{(\alpha)} \sqrt{a_{\beta\beta}} d\theta^\beta = \mathbf{n}^\alpha \sqrt{a} d\theta^\beta, \quad \text{mit } (\alpha \neq \beta), \quad (\text{A.16})$$

durch tensorielle Größen substituiert. a stellt hierbei die Determinante des Metriktensors dar. Dieser wird in nachfolgendem Abschnitt nochmals näher beschrieben. Wird nun analog zur Herleitung der DGL der Stützlinie das Kräftegleichgewicht an einem biegemomenten- und querkraftfreien Flächenelement ermittelt, so ergibt sich das Kräftegleichgewicht unter Verwendung von Abb. A.4 sowie Gleichung (A.16) zu

$$(\mathbf{n}^\alpha \sqrt{a})_{,\alpha} + \mathbf{p} \sqrt{a} = 0. \quad (\text{A.17})$$

Dividiert man weiterhin Gleichung (A.17) nach Ausführung der partiellen Ableitung durch \sqrt{a} und berücksichtigt

$$\Gamma_{\lambda\alpha}^\alpha = \frac{\sqrt{a}_{,\alpha}}{\sqrt{a}}, \quad \text{„Christoffelsymbol“} \quad (\text{A.18})$$

so entsteht die vektoriellen Gleichgewichtsbedingung in invarianten Form

$$\mathbf{n}^\alpha|_\alpha + \mathbf{p} = 0, \quad (\text{A.19})$$

mit

$$\mathbf{n}^\alpha|_\alpha = \mathbf{n}^\alpha_{,\alpha} + \Gamma_{\lambda\alpha}^\alpha \mathbf{n}^\lambda. \quad (\text{A.20})$$

Der vertikale Strich kennzeichnet eine kovariante Ableitung. Da partielle Ableitungen von Tensorkomponenten keinen Tensorcharakter besitzen, wird zur Beibehaltung der Invarianz gegenüber Koordinatentransformation anstelle

der partiellen Ableitung die kovariante Ableitung verwendet.

Unter Verwendung der Komponentendarstellung für den Längskraft- und den Lastvektor

$$\begin{aligned}\mathbf{n}^\alpha &= n^{\alpha\beta} \mathbf{a}_\beta, \\ \mathbf{p} &= p^\alpha \mathbf{a}_\alpha + p^3 \mathbf{a}_3,\end{aligned}\tag{A.21}$$

kann die Differentialgleichung aus Gleichung (A.19) umgeformt werden zu

$$n^{\alpha\beta}|_\alpha \mathbf{a}_\beta + n^{\alpha\beta} \mathbf{a}_\beta|_\alpha + p^\alpha \mathbf{a}_\alpha + p^3 \mathbf{a}_3 = 0.\tag{A.22}$$

Die kovariante Ableitung der Basisvektoren, welche durch die Gleichung

$$\mathbf{a}_\beta|_\alpha = \mathbf{a}_{\beta,\alpha} - \mathbf{a}_\lambda \Gamma_{\beta\alpha}^\lambda\tag{A.23}$$

definiert ist, führt unter Anwendung der partiellen Ableitung

$$\mathbf{a}_{\beta,\alpha} = \Gamma_{\beta\alpha}^\lambda \mathbf{a}_\lambda + b_{\beta\alpha} \mathbf{a}_3,\tag{A.24}$$

auf die Gleichung

$$\mathbf{a}_\beta|_\alpha = b_{\beta\alpha} \mathbf{a}_3 = b_{\alpha\beta} \mathbf{a}_3.\tag{A.25}$$

Die hierin eingeführte Bezeichnung $b_{\alpha\beta}$ bezeichnet die Komponenten des kovarianten Krümmungstensors. Er beschreibt die geometrische Änderung der Fläche dA in Richtung des Normalenvektors \mathbf{a}_3 . Durch Kombination von Gleichung (A.21) mit Gleichung (A.25) ergibt sich das Kräftegleichgewicht der Membranschale zu

$$\boxed{\begin{aligned}n^{\alpha\beta}|_\alpha + p^\beta &= 0, \\ n^{\alpha\beta} b_{\alpha\beta} + p^3 &= 0.\end{aligned}}\tag{A.26}$$

A.3.2 Membrantheorie der Kreiszyinderschale

Um diese Gleichung etwas greifbarer zu machen, wird diese am Beispiel einer Kreiszyinderschale näher betrachtet.

Die Kreiszyinderschale, welche in Abb. A.4 dargestellt ist, wird durch den Ortsvektor

$$\mathbf{r} = R \cos \theta^1 \mathbf{e}_1 + R \sin \theta^1 \mathbf{e}_2 + \theta^2 \mathbf{e}_3 \quad (\text{A.27})$$

beschrieben. θ^1 beschreibt den Breitenkreiswinkel und $\theta^2 = x^3$ bezeichnet die kartesische Koordinate in Richtung der Drehachse.

Demnach fallen die Koordinatenlinien mit den Breitenkreisen zusammen, wofür folgende differentialgeometrische Elemente berechnet werden können

$$\begin{aligned} \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} \\ a_{21} & a_{22} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} R^2 & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix}, & \begin{bmatrix} a^{11} & a^{12} \\ a^{21} & a^{22} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} \frac{1}{R^2} & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix}, & a &= R^2, \\ \begin{bmatrix} b_{11} & b_{12} \\ b_{21} & b_{22} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} -R & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix}, & \begin{bmatrix} b_1^1 & b_2^1 \\ b_1^2 & b_2^2 \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} -\frac{1}{R} & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix}, & \Gamma_{\beta\gamma}^\alpha &= 0. \end{aligned} \quad (\text{A.28})$$

Die dargestellten ko- und kontravarianten Metriktensoren beinhalten hierbei die Produkte, welche aus der Multiplikation zwischen den jeweiligen Basisvektoren resultieren.

Vor der Integration der DGL aus Gleichung (A.26) erweist sich die Rücktransformation der tensoriellen in physikalische Komponenten als sehr hilfreich, wozu die Transformationsbeziehungen

$$p^{(\alpha)} = p^\alpha \sqrt{a_{\alpha\alpha}}, \quad p^{(3)} = p^3 \quad \text{sowie} \quad n^{(\alpha\beta)} = n^{\alpha\beta} \sqrt{\frac{a_{\beta\beta}}{a^{\alpha\alpha}}} \quad (\text{A.29})$$

zu verwenden sind (Bemerkung: Einsteinsche Summationskonvention ist hier nicht anzuwenden). Unter Verwendung dieser Kopplungen kann das Kräftegleichgewicht aus Gleichung (A.26) umgeformt werden zu

$$\begin{aligned} n_{,1}^{(11)} + R n_{,2}^{(12)} + R p^{(1)} &= 0, \\ n_{,1}^{(12)} + R n_{,2}^{(22)} + R p^{(2)} &= 0, \\ n^{(11)} - R p^{(3)} &= 0. \end{aligned} \quad (\text{A.30})$$

Diese Gleichgewichtsbedingungen bilden ein partielles Differentialgleichungssystem, aus dem die Schnittkräfte $n^{(\alpha\beta)}$ für beliebig verteilte Lasten berechnet werden können. So liefert die dritte Gleichung des Gleichungssystems (A.30) direkt die Ringkräfte in Umfangsrichtung. Aus den beiden anderen folgen die Schub- und Meridiankräfte durch Integration nach θ^2 zu

$$\begin{aligned} n^{(12)} &= - \int \left(p^{(1)} + \frac{1}{R} n_{,1}^{(11)} \right) d\theta^2 + C_1(\theta^1), \\ n^{(22)} &= - \int \left(p^{(2)} + \frac{1}{R} n_{,1}^{(12)} \right) d\theta^2 + C_2(\theta^1). \end{aligned} \quad (\text{A.31})$$

Hierbei stellen die „Integrationskonstanten“ C_1 und C_2 beliebige Funktionen der Koordinate θ^1 dar, welche aus den Randbedingungen zu bestimmen sind. Der Verlauf der Ringkräfte $n^{(11)}$ wird bei diesem Beispiel ausschließlich durch die Lastkomponente $p^{(3)}$ bestimmt. Die Ringkraft $n^{(11)}$ ist somit durch die Randbedingungen nicht beeinflussbar. Sie muss längs der Ränder $\theta^1 = \text{const.}$ durch eine entsprechende Stützung aufgenommen werden.

Wegen $C_1 = C_1(\theta^1)$ kann auch der gesamte Verlauf der Schubkräfte $n^{(12)}$ längs dieser Ränder nicht vorgegeben werden. Hieraus wird die Sonderstellung aller Schalenränder deutlich, die längs der Erzeugenden verlaufen. Die Stützungen sind stets den dort wirkenden Membrankräften anzupassen, um einen Membranspannungszustand zu erzielen.

Zur weiteren Lösung sind die Gleichungen (A.31) nach θ^2 zu integrieren. Die Integrationskonstanten können anschließend durch Einsetzen der Randbedingungen bestimmt werden.

Mit Hilfe dieses Exkurses in die Membranthorie der Flächentragwerke soll gezeigt werden, wie dreidimensionale bionische Strukturen mit Hilfe der Tensoralgebra bestimmt werden können. Die Betrachtung der Schale als innerlich statisch bestimmtes System führt hierbei auf ein Gleichungssystem mit drei Differentialgleichungen, welches für gekrümmte Schalen beliebiger Geometrie unter beliebiger Flächenlast unter Einhaltung gewisser Kraft- und Verformungsrandbedingungen erfüllt werden kann. Lassen sich diese Randbedingungen nicht erfüllen, so werden zusätzliche Biegekräfte aktiviert. Eine reine zug- und druckbelastete Struktur ist somit nicht mehr gegeben.

Häufig klingen diese Effekte von den Schalenrändern aus verhältnismäßig stark ab, so dass ein großer Mittelbereich des Tragwerks einen Membranspannungszustand aufweist. In einem derartigen Fall kann die Membranthorie als erster Näherungsschritt zur Findung bionischer Strukturen angesehen werden.

A.4 Optimierung

In den voranstehenden Abschnitten wurden die Bedingungen für optimale Kräftepfade angegeben. Die graphische oder analytische Ermittlung optimaler Kräftepfade für beliebig vorgegebene äußere Lasten stellt sich in der Praxis jedoch als eine aufwendige und sehr zeitintensive Aufgabe dar.

Zur Verkürzung der Produktions- und Entwicklungskosten wurden hierzu mit Hilfe moderner Rechner automatische Analyse- und Optimierungsverfahren entwickelt.

Ziel der Optimierungsstrategien ist die Generierung von Bauteilen oder Strukturen, welche die vorgegebenen Kriterien (Restriktionen) erfüllen. Typische Fragestellungen sind z. B. das Strukturvolumen bzw. das minimale Gewicht bei vorgegebener Belastung oder die Generierung einer möglichst leichten Struktur bei maximaler Steifigkeit.

Optimierungsstrategien besitzen demnach sehr großes Potenzial für die Berechnung bionischer Kräftepfade.

Weiterhin bieten sie die Möglichkeit einer Superposition mit der in dieser Arbeit vorgestellten Ermüdungsroutine.

Somit könnten nach erfolgreicher Validierung, festigkeits- bzw. steifigkeits- und zugleich lebensdaueroptimierte Bauteile unter Verwendung von Optimierungsprogrammen entwickelt werden.

Möglichkeiten zur Simulation bionischer Strukturen

Optimierungsprobleme in der Strukturmechanik stellen größtenteils hochgradig nichtlineare Probleme dar, welche in der Regel mit numerischen Verfahren in einem iterativen Prozess zu lösen sind.

Dem Anwender werden hierzu eine Vielzahl an Optimierungsprogrammen (z. B. Optistruct/Altair, TOSCA/ FE-Design, SKO/CAO-SKO...) zur Verfügung gestellt. Sie basieren auf verschiedenen Optimierungsalgorithmen, welche im Wesentlichen in Gradientenverfahren und gradientenfreie Verfahren eingeteilt werden können.

Als Beispiele für die gradientenfreien Verfahren sind das Monte-Carlo-Verfahren (BRONSTEIN et al. [15], HARZHEIM [33]) und die Evolutionsstrategie (RECHENBERG [69]) zu nennen.

Innerhalb der Gradientenverfahren wird nach HARZHEIM [33] zwischen den Verfahren der mathematischen Programmierung und den Optimalitätskriterienverfahren unterschieden. Während die mathematische Programmierung

eine mathematisch abstrakte Formulierung der Optimierungsaufgabe sowie eine Umwandlung des kontinuierlichen Problems in eine diskrete bzw. parametrische Beschreibung voraussetzt, nutzen die Methoden der Optimalitätskriterien Kenntnisse aus der Physik und der Mechanik. Es werden Thesen postuliert, die das Optimum beschreiben. Beispiele hierzu sind das Prinzip vom vollbeanspruchten Tragwerk (z. B. Fully Stressed Design) und die adaptive Wachstumsregel von biologischen Kraftträgern. Es wird versucht, das optimale Design mittels heuristischer Iterationsvorschrift zu erreichen. Der Designraum wird hierzu nicht geometrisch durchschritten. Eine Annäherung an die optimale Lösung wird mittels einer Re-Design-Formel angestrebt.

Weiterhin ist z. B. die Mehrskalmodellierung nach EBINGER [21] als ein potentiell Verfahren zur Optimierung von Implantatstrukturen anzusehen. Es ermöglicht die numerische Simulation des adaptiven Knochenumbauprozesses als Reaktion auf einen geänderten Lastpfad.

Als Verfahren mit relativ einfachem Zugang sind im Bereich der bionischen Optimierung die Programme SKO (Soft Kill Option) und TopShape zu nennen. Diese Methoden basieren auf der adaptiven bionischen Wachstumsregel von biologischen Kraftträgern, wie Knochen oder Bäumen. Nach natürlichem Vorbild erfolgt zur Realisierung einer homogenen Oberflächenspannung ein „fiktiver“ Materialaufbau an überbelasteten Stellen sowie ein „fiktiver“ Materialabtrag an unterbelasteten Regionen mittels der Zuordnung von belastungsabhängigen Elementsteifigkeitswerten.

Beim SKO-Optimierungsalgorithmus nach MATTHECK [54] ist hierzu kein aufwändiges mathematisches Optimierungsproblem, sondern eine Iterationsvorschrift zu lösen, welche beendet wird, sobald die vom Benutzer definierte Referenzspannung bzw. die vorgegebene Anzahl an Iterationen erreicht ist.

Aufgrund der leichten Zugänglichkeit bzw. Umsetzbarkeit dieser Optimierungsroutine ist die Implementierung dieser Vorschrift in den entwickelten Ermüdungsalgorithmus im Anschluss an eine erfolgreiche Validierung zu empfehlen.