

Offenporige, nanobeschichtete Hybrid-Metallschäume

—

Herstellung und mechanische Eigenschaften

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.-Chem. Anne Jung

Saarbrücken

2011

Tag des Kolloquiums: 19.01.2012

Dekan:	Prof. Dr. Wilhelm F. Maier
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Stefan Diebels Prof. Dr. Rolf Hempelmann Prof. Dr.-Ing. Wilfried Becker
Vorsitz:	Prof. Dr.-Ing. Markus Stommel
Akad. Mitarbeiter:	Dr.-Ing. Guido Falk

Zusammenfassung

Durch die wachsende Weltbevölkerung und den steigenden Wohlstand, besteht ein steigender Energie- und Materialbedarf, der zu einer Verknappung der Rohstoffe führt. Damit der Wohlstand für zukünftige Generationen gesichert werden kann, kommt der ressourceneffizienten Nutzung von anwendungsoptimierten Materialien eine immer größere Bedeutung zu. Dies ist nicht nur aus Gründen der Nachhaltigkeit der Fall, sondern auch aufgrund der damit verbundenen Kostenersparnis und Wettbewerbsvorteilen. Zelluläre Materialien wie Metallschäume stellen ein solches innovatives Material dar, das v. a. im konstruktiven Leichtbau und als Absorber kinetischer Energien eingesetzt wird. Durch ihre besondere Mikrostruktur weisen diese Materialien gegenüber nicht porösen Metallen ein spezielles, sehr komplexes Materialverhalten auf.

Die vorliegende Arbeit zielt auf die Verstärkung bestehender offenporiger Metallschäume durch eine metallische, nanokristalline Beschichtung und eine Stärkung des Multifunktionalitätspotentials in Kombination mit einer Füllung der Schäume. Es wird zunächst ein Elektrodepositionsverfahren zur Beschichtung entwickelt und die Beschichtung in entsprechenden Experimenten in Bezug auf das Energieabsorptionsvermögen unter quasistatischen und dynamischen Belastungen optimiert. Auf der Basis der dabei erhaltenen Ergebnisse wird ein theoretisches Modell zur Stofftransportlimitierung in porösen Elektroden und ein qualitatives, phänomenologisches Modell zur Beschreibung des Materialverhaltens entwickelt.

Abstract

In consequence of the growing world population and the increasing affluence there are increased requirements of energy and material those lead to a scarcity of resources. To save this affluence for future generations the resource-efficient usage of application optimized materials becomes important. This is not only for reason of sustainability but also of cost saving and competitive advantages. Cellular materials like metal foams are such an innovative material. They are used for lightweight constructions and as energy absorber. In contrast to non-porous metals cellular materials show a special and very complex material behaviour based on their special microstructure.

The present work aims for the strengthening of existing open-cell metal foams by a metallic, nanocrystalline coating and the increase of the multifunctionality of the foams in combination with a filling. First, a electrodeposition process for the coating of metal foams is developed and the coating is optimized in appropriate experiments in relation to the energy absorption capacity under quasi-static and dynamic loadings. Based on the results, a theoretical model for the mass transport limitation in porous electrodes and a qualitative, phenomenological model for the description of the material behaviour are developed.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Einleitung und Motivation	1
1.2	Zielsetzung und Aufbau der Arbeit	3
2	Metallschäume – Struktur, Herstellung und Eigenschaften	5
2.1	Definitionen und Struktur	6
2.2	Herstellungsverfahren	8
2.3	Eigenschaften von Metallschäumen	10
2.4	Anwendungen	14
2.5	Beschichtung von Metallschäumen	16
3	Theoretische Grundlagen	19
3.1	Kontinuumsmechanische Grundlagen	19
3.1.1	Spannungen und Verzerrungen	19

3.1.2	Makroskopisches Materialverhalten und rheologische Modelle	23
3.1.3	Elasto-Plastizitätstheorie	27
3.1.4	Biegen und Knicken	35
3.2	Nanowerkstoffe und ihre Eigenschaften	40
3.2.1	Aufbau und Präparation von Nanowerkstoffen	40
3.2.2	Eigenschaften von Nanowerkstoffen	41
3.3	Elektrodeposition – Herstellung nanokristalliner Metalle . . .	42
3.3.1	Die kathodische Metallabscheidung	43
3.3.2	Gepulste und ungepulste Elektrodeposition	45
3.3.3	Stofftransport und Diffusionsschicht	47
4	Elektrodeposition	51
4.1	Abschätzung der Schaumoberfläche	52
4.2	Oberflächenvorbehandlung von Aluminiumschäumen	53
4.3	Instrumentelle Ausstattung und experimentelle Durchführung	56
4.3.1	Galvanostat und Signalgenerator	56
4.3.2	Die Abscheidenzelle	57
4.3.3	Die Elektrolyte	58
4.4	Stofftransportlimitierung poröser Elektroden	60
4.4.1	Optimierung der Abscheidparameter - Messung der magnetischen Flussdichteverteilung	63

4.4.2	Ein qualitatives Modell	71
4.5	Mögliche Beschichtungen und deren Anwendungen	73
4.6	Upscaling des Beschichtungsprozesses in den industriellen Maßstab	74
4.7	Diskussion des Beschichtungsprozesses	76
5	Strukturelle Charakterisierung	79
5.1	Morphologie der Metallschäume	80
5.2	Röntgen-Computertomographie	82
5.3	Röntgenbeugung	86
5.4	Electron Backscatter Diffraction (EBSD)	89
5.5	Nanoindentierung	97
5.6	Diskussion der Strukturcharakterisierung	104
6	Mechanische Charakterisierungsmethoden	107
6.1	Quasistatische Druckversuche	108
6.1.1	Instrumentelle und experimentelle Grundlagen	108
6.1.2	Optimierung des Beschichtungsmetalls und der Be- schichtungsgeometrie	109
6.1.3	Optimierung der Beschichtungsdicke und des Elektro- lyten	121
6.1.4	Size effect – Einfluss der Porengröße	131
6.1.5	Füllstoffe	137

6.1.6	Vorteil beschichteter Schäume	143
6.1.7	Upscaling des Beschichtungsprozesses – Homogenität der mechanischen Eigenschaften	146
6.2	Dynamische Druckversuche – Werkstoffverhalten unter Stoß .	150
6.2.1	Theorie – Split-Hopkinson-Pressure-Bar	151
6.2.2	Dynamische Druckversuche an Metallschäumen unter Stoßbeanspruchung	161
6.3	Ballistische Versuche	167
6.3.1	Theoretische Grundlagen	168
6.3.2	Experimentelle Durchführung	171
6.3.3	Ballistische Versuche an nanokristallinen Hybridme- tallschäumen	173
6.4	Vergleich der Schädigung unter flächiger und punktueller Be- lastung	182
6.5	Biaxiale Werkstoffprüfung unbeschichteter Aluminiumschäume	183
6.5.1	Experimentelle Durchführung	184
6.5.2	Kombinierte Schub-Druck-Versuche	186
6.5.3	Plastisches Verhalten – Die Fließfläche	192
6.6	Diskussion mechanische Charakterisierung	195
7	Ein qualitatives Materialmodell	199
7.1	Plateauphase – Plastizität oder Schädigung	200
7.2	Qualitative Beschreibung mittels Materialdegradation	201

7.3	Ein rheologisches Modell	207
7.4	Diskussion des entwickelten Modells	212
8	Zusammenfassung und Ausblick	215
8.1	Darstellung der erzielten Ergebnisse	215
8.2	Ausblick auf zukünftige Arbeiten	219
	Literaturverzeichnis	221
	Anhang	235
A	Veröffentlichungen, Proceedings	235
B	Vorträge	237
C	Posterbeiträge	241
D	Patent	242

1

Nanokristallin beschichtete, offenporige Hybridmetallschäume – eine Einleitung

1.1 Einleitung und Motivation

Unsere moderne, hochtechnisierte Konsumgesellschaft stellt in ihrem Bestreben nach weiterer technischer Entwicklung und Wohlstand ständig steigende Anforderungen an ihre Werkstoffe und greift zum Wohle des Fortschritts immer stärker zerstörend in die natürliche Umwelt ein. Technische Konstruktionen müssen immer leichter werden, sollen aber dennoch höhere Nutzlasten tragen, umweltverträglich sein, eine verbesserte Unfallsicherheit und steigenden Komfort gewährleisten. Das gleichzeitig wachsende Bestreben nach einer energie- und ressourcenschonenden Lebensweise führt zu einer steigenden Bedeutung der Materialforschung. Neue Materialien müssen sowohl Multifunktionalität als auch Gewichtsersparnis miteinander vereinen.

Die Natur hat dieses Problem in einem millionen Jahre dauernden Evolutionsprozess durch die Verwendung zellulärer Materialien, wie Knochen, Holz oder Kork gelöst. Die Wissenschaft hat diesen Bauplan der Natur zum

Teils bereits übernommen und setzt in vielen Bereichen der Technik Polymerschäume und Wabenstrukturen ein. Diese Materialien vereinen hohe Steifigkeiten bei gleichzeitig geringem Gewicht und sind in der Lage kinetische Energien zu absorbieren. Eine seit mehreren Jahrzehnten bekannte Materialklasse, die ebenfalls diesen Forderungen gerecht wird und Gewichtseinsparung einfach durch das Weglassen von Material, das Einbringen von Poren, bewirkt, sind Metallschäume. Aufgrund der Entwicklung neuer, billigerer Herstellungsmethoden und der mittlerweile besseren Kenntnis ihrer Eigenschaften erweitern Metallschäume das Spektrum technischer zellulärer Materialien. Die schwierigere und immer noch teurere Herstellung im Vergleich zu Polymerschäumen sowie die immer noch schlechte Homogenität und Reproduzierbarkeit heutiger, kommerziell erhältlicher Metallschäume führt dazu, dass Metallschäume bisher noch nicht weit verbreitet sind. Es gibt allerdings einige wenige Bereiche, in denen Metallschäume auch heute schon eingesetzt werden, da Polymerschäume für diese Einsatzzwecke zu schwach sind. Dies betrifft vor allem die Transportindustrie mit ihrer ständig steigenden Nachfrage nach Leichtbaukonzepten. Zum Einen werden Metallschäume bereits erfolgreich als Energieabsorber für den Crashfall in Straßenbahnen und in japanischen Hochgeschwindigkeitszügen verwendet. Zum Andern dienen sie auch zur Schallabsorption im Straßenverkehr [155]. Im Sektor des konstruktiven Leichtbaus werden Metallschäume bereits erfolgreich im Arm eines mobilen Krans eingesetzt. Weitere spezialisierte Anwendungsgebiete der Metallschäume sind der Einsatz als Energieabsorber gegen Blastwellen [109, 160] und den Impact von Projektilen [157].

Der kommerzielle Durchbruch ist Metallschäumen allerdings noch nicht gelungen. Dies wird nur gelingen, wenn die Herstellungskosten gesenkt werden können oder durch eine Verbesserung der Eigenschaften in den jeweiligen Einsatzsektoren geringere Schaummateriamengen benötigt werden, die gleichzeitig mehrere Funktionen erfüllen sollen. Zur erfolgreichen Kommerzialisierung von Metallschäumen steht daher die Entwicklung neuer, verbesserter, multifunktionaler Metallschäume im Vordergrund. Der Einsatz eines solchen neuen Materials bedingt nicht nur die Materialentwicklung, sondern auch grundlegende Kenntnisse seines physikalischen und mechanischen Verhaltens. Meist gibt es auch die Forderung nach einem Materialmodell zur kostengünstigen Vorhersage des Materialverhaltens für unterschiedliche Lastsituationen mittels numerischer Simulation.

1.2 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung eines verstärkten, leichten, offenporigen Metallschaums mit erhöhtem Energieabsorptionsvermögen unter quasi-statischen Belastungen als auch bei Crash- und Stoßbelastungen mit hohen Verzerrungsraten. Weiterhin sollen die Schäume eine erhöhte Formstabilität und Biegesteifigkeit für den Einsatz im konstruktiven Leichtbau aufweisen. Die Verstärkung soll dabei über die Beschichtung der Rahmentragwerksstruktur eines offenporigen Aluminiumschaums mittels Elektrodeposition erfolgen. Ein weiteres Ziel neben der Herstellung des verstärkten Schaums ist die Entwicklung eines qualitativen, phänomenologischen Materialmodells, das die Schädigung der Schaumstruktur während eines Druckversuchs beschreibt und ein besseres Verständnis des Materialverhaltens der Schäume liefert. Zur Entwicklung eines solchen Modells ist es zuvor notwendig, die verstärkten Schäume sowohl strukturell als auch mechanisch experimentell zu charakterisieren.

Die hier vorliegende Arbeit ist in acht Kapitel unterteilt. Im Kapitel 2 wird auf die Definition von Metallschäumen, ihre Herstellung, Eigenschaften und bisherige Beschichtungsverfahren eingegangen. Kapitel 3 führt die relevanten Begriffe und theoretischen Grundlagen aus Mechanik, Nanotechnologie und Elektrochemie ein.

Nach diesen beiden theoretischen Kapiteln beschäftigt sich das vierte Kapitel mit der praktischen Beschichtung von Metallschäumen und der Optimierung des stark stofftransportlimitierten Beschichtungsprozesses. Es wird eine auf Magnetismus basierende Methode vorgestellt, mit der es möglich ist, die Stofftransportlimitierung in den Schäumen zu visualisieren. Auf der Grundlage der erhaltenen Versuchsergebnisse wird ein qualitatives, theoretisches Modell zur Beschreibung der in Schäumen auftretenden Stofftransportlimitierung bei der Elektrodeposition entwickelt.

Die nach dem in Kapitel 4 entwickelten und optimierten Verfahren beschichteten Schäume werden in Kapitel 5 strukturell mit Hilfe von Lichtmikroskopie, Röntgen-Computertomographie, Röntgenbeugung, Elektron Backscatter Diffraction und Nanoindentierung näher charakterisiert.

Kapitel 6 behandelt die experimentellen, mechanischen Untersuchungen an den Schäumen durch quasistatische und dynamische Druckversuche, ballistische Impaktversuche sowie biaxiale Schub-Druck-Versuche.

Basierend auf den experimentellen Ergebnissen der mechanischen Untersuchungen und den Ergebnissen der Strukturuntersuchung wird in Kapitel 7 ein phänomenologisches Materialmodell entwickelt, mit dem es möglich ist,

den Verlauf eines Spannungs-Verzerrungs-Diagramms von Metallschäumen qualitativ durch eine Materialdegradation zu beschreiben. Auf der Grundlage dieses Modells wird ein rheologisches Federmodell ausgearbeitet, das eine Vorarbeit darstellt, um in zukünftigen Arbeiten das mechanische Verhalten der Schäume mittels numerischer Simulation zu beschreiben.

Im abschließenden Kapitel 8 werden die in dieser Arbeit erhaltenen Ergebnisse zusammengefasst. Es wird ein Ausblick auf weitere mögliche Einsatzbereiche beschichteter Metallschäume sowie zukünftige Experimente und Untersuchungen gegeben, durch die das Verständnis des Materialverhaltens von Hybridschäumen weiter vertieft wird.

2

Struktur, Herstellung und Eigenschaften von Metallschäumen

In der Natur findet man eine Vielzahl von Materialien, wie Holz, Knochen, Kork sowie die Skelette von Seesternen und Korallen und viele weitere lasttragende Strukturen, die zellulär aufgebaut sind (vgl. Abb. 2.1). Der Grund für diesen Bauplan der Natur besteht darin, dass diese Materialien ein geringes Gewicht bei gleichzeitig hoher Steifigkeit aufweisen. Es stellt sich die Frage, warum der Mensch diese in Evolutionsprozessen bezüglich Steifigkeits-, Festigkeits- und Leichtbauanforderungen optimierte Bauweise nicht aufgreift, sondern lasttragende Strukturen meist aus schweren Vollmaterialien aufbaut. Michael F. Ashby drückte diese Diskrepanz so aus:

”When modern man builds large load-bearing structures,
he uses dense solids, steel, concrete, glass.
When nature builds large load-bearing structures,
she generally uses cellular materials: wood, bone, coral.
There must be a good reason for it.” [5]

Poröse Polymerschäume finden bereits seit mehreren Jahren in vielen Bereichen der Technik Verwendung. Metallschäume sind zwar seit den 50er Jahren bekannt, konnten sich aufgrund teurer und komplexer Herstellungsmethoden jedoch nicht etablieren. Erst eine verbesserte Prozesskontrolle und neue, günstigere Herstellungsverfahren führten seit den 90er Jahren zu einem verstärkten Interesse in der Werkstofftechnologie [105].

2.1 Definitionen und Struktur

Metallschäume sind eine relativ neue Klasse bionischer Werkstoffe, in denen das zelluläre Bauprinzip der Natur vom Menschen übernommen wurde. In der Literatur wird im Allgemeinen zwischen porösen Metallen, Metallschäumen und Metallschwämmen unterschieden [105].

Poröse Metalle bestehen aus einzelnen, isolierten Poren, weshalb sie geringere Porositäten und höhere Dichten als Metallschäume aufweisen. Metallschäume sind metallische, zelluläre Strukturen mit einem großen Volumenanteil an gasgefüllten Poren. Sie sind unterteilt in offenporige und geschlossenporige Metallschäume. In geschlossenporigen Metallschäumen sind die Poren durch dünne Metallfilme, die Zellmembranen, voneinander getrennt und ähneln damit in ihrem Aufbau Kork. Offenporige Metallschäume bestehen aus einem dreidimensionalen Netzwerk miteinander verknüpfter offener Poren, die von fluiden Medien durchströmt werden können, und weisen eine sehr große innere Oberfläche auf. Sie ahmen das Konstruktionsprinzip von Knochengewebe bzw. Naturschwämmen nach und werden deshalb auch als Metallschwämme bezeichnet. Da sich die hier vorliegende Arbeit hauptsächlich mit offenporigen Metallschäumen beschäftigt, wird im weiteren Text in der Regel auf die Unterscheidung von Schaum und Schwamm verzichtet. Die Eigenschaften von Metallschäumen hängen von den Eigenschaften des Metalls, der Dichte, dem Porentyp (offen, geschlossen), der Porengröße, Stegdicke, Porenform und dem Wärmebehandlungszustand ab [7, 66]. Offenporige Metallschäume werden weiter durch die Anzahl der Poren pro Inch, die sogenannte ppi-Zahl, charakterisiert.

Zur phänomenologischen Beschreibung der Materialeigenschaften von Metallschäumen ist es zweckmäßig drei strukturelle Hierarchieebenen mit unterschiedlichen Längenskalen zu definieren (vgl. Abb.2.2). Auf jeder Hierarchieebene lässt sich der Schaum in Unterstrukturen, die auf der Ebene als homogen angesehen werden, unterteilen. Bedingt durch diese Homogenisierung

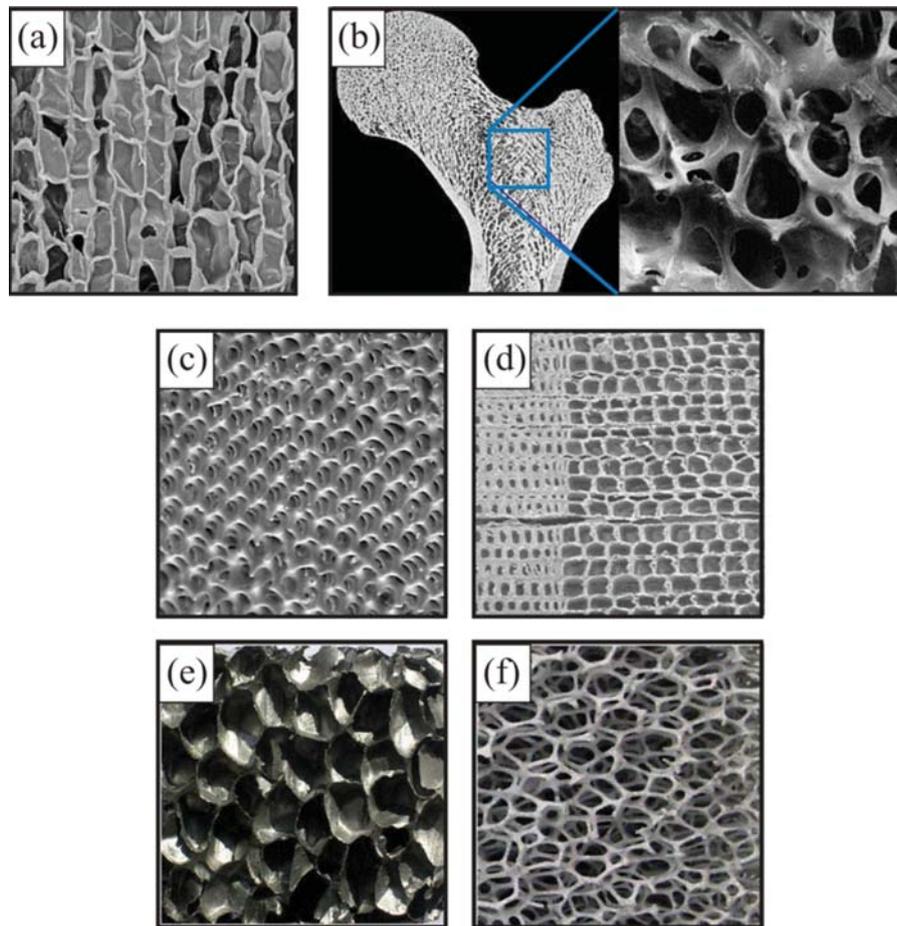


Abbildung 2.1: Metallschäume und deren natürliche Analogien:
(a) Kork (von Visuals Unlimited, [150]), (b) Röhrenknochen (von Technische Universität Wien und Mount Sinai Hospital Research Institute, [141, 85]), (c) Seestern (von The University of Tennessee Knoxville, [143]), (d) Pinienholz (aus Dissertation von E.V. Kultikova [102]), (e) geschlossenenporiger Metallschaum, (f) offenenporiger Metallschaum.

wird das mechanische Verhalten auf einer Hierarchieebene nur durch Inhomogenitäten auf der darunterliegenden Ebene bestimmt. Die charakteristische Länge auf der Makroskala umfasst mehrere Poren bis zur gesamten Probengröße. Auf dieser Skala wird der Schaum meist als Kontinuum betrachtet, um ganze Bauteile aus Schaum mit vertretbarem Rechenaufwand mittels FE-Methoden zu simulieren [4, 18, 45]. Auf der Makroebene ist es dadurch nicht möglich, Schädigungs- und Verformungsmechanismen eines Schaumes zu un-

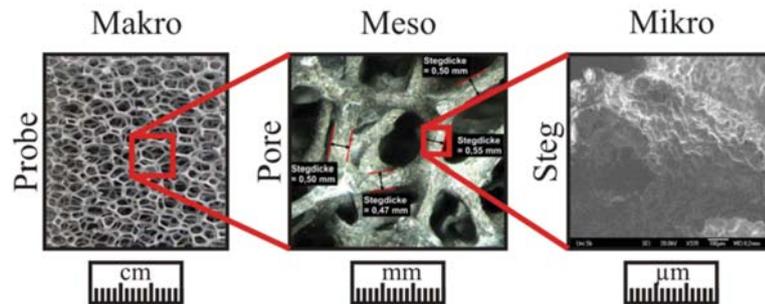


Abbildung 2.2: Hierarchieebenen offenerporiger Metallschäume.

tersuchen. Dies geschieht auf der Mesoebene. Die charakteristische Länge der Mesoskala ist die mittlere Größe einer Pore und liegt im Bereich einiger Millimeter. Sie wird charakterisiert durch die Form, Größe und Verteilung der Poren sowie die Form, Dicke und Länge der Stege. Eine weitere Auflösung der Zellstege führt zur Mikrostruktur. Sie beschreibt das Gefüge der Stege, die Korngröße, Risse, Mikroporen und Einschlüsse in den Stegen.

2.2 Herstellungsverfahren

Die Herstellung von Metallschäumen kann ausgehend von einem flüssigen Metall, einem festen Metallpulver, einem metallischen Gas/Dampf oder einer ionischen Metalllösung erfolgen. Metallschäume werden heute bevorzugt nach fünf Verfahren hergestellt [7]:

1. Einblasen von Gas in eine Metallschmelze, der zur Viskositätherhöhung SiC- oder Al_2O_3 -Partikel zugesetzt wurden (Al, Mg)
2. Einrühren eines Treibmittels in eine Metallschmelze und abkühlen unter kontrollierten Druckverhältnissen (Al)
3. Verdichten eines Metallpulvers mit einem pulverförmigen Treibmittel und erwärmen bis sich eine weiche Masse bildet, die durch das entweichende Treibmittel aufgeschäumt wird (Al, Zn, Fe, Pb, Au)
4. Herstellen einer keramischen Gießform ausgehend von einem Wachs- oder Polymerschäumtemplat, ausbrennen des Templats, eingießen einer

Metallschmelze und entfernen der Gießform (Al, Mg, Ni-Cr, Edelstahl, Cu)

5. Gasphasenabscheidung (CVD, PVD) oder Elektrodeposition von Metallen auf einem Polymerschaumprecursor und ausbrennen des Polymerschaums (Ni, Ti)

Während Schäume, die aus einer flüssigen Schmelze heraus aufgeschäumt werden, nur solche Strukturen annehmen können, die auch im flüssigen Zustand stabil sind, können gießtechnisch oder über Sintern hergestellte Schäume jede vorstellbare Morphologie aufweisen. Mittels der Verfahren 1 bis 3 können nur geschlossenporige Metallschäume hergestellt werden. Die Verfahren 4 und 5 dienen zur Synthese von offenporigen Metallschäumen, wobei durch Gasphasenabscheidung und Elektrodeposition nur Schäume mit Hohlstegen entstehen.

Da in dieser Arbeit fast ausschließlich nach dem Feingussverfahren (Verfahren 4) hergestellte, offenporigen Aluminiumschäume verwendet werden, wird das Verfahren im Folgenden ausführlich erklärt (vgl. Abb. 2.3). Feinguss ist

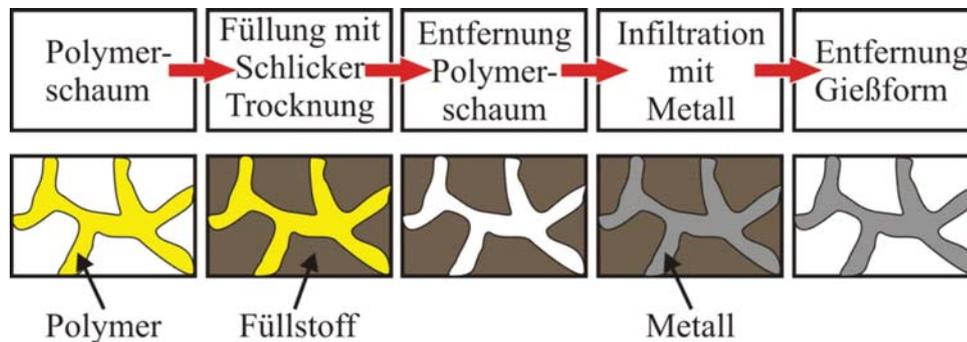


Abbildung 2.3: Schaumherstellung mittels Feingussverfahren.

ein Verfahren zur Schaumherstellung ohne ein direktes Schäumen. Ein Platzhalter, bestehend aus einem offenporigen, mit Wachs stabilisierten Polymerschaum (meist Polyurethan, PUR) wird in einer Küvette mit einem Schlicker aus feuerfestem Material (z. B. Mullit, Gips oder Sand) umgossen und infiltriert. Die Porengröße und Stegdicke des Platzhalters sind für die Eigenschaften des späteren Metallschaums ausschlaggebend. Der feuerfeste Schlicker wird erst getrocknet und anschließend gebrannt. Beim Brennen zersetzt sich der Platzhalter und wird so aus dem Füllstoff entfernt. Die Gießform wird anschließend mit flüssigem Metall ausgegossen. Das Metall nimmt die vormalige Struktur des Platzhalters ein. Nach dem Erstarren des Metalls wird

der Füllstoff im letzten Schritt beispielsweise mit unter hochdruckstehendem Wasser entfernt [10, 23]. Das Gießverfahren weist eine Vielzahl von Vorteilen gegenüber schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren auf:

- Die Legierung, Bauteilgeometrie, Dichte und Zellstruktur können gezielt auf die Anwendung des Bauteils abgestimmt werden.
- Da der offenporige Metallschaum eine exakte Kopie des ursprünglichen Polymerschaums ist, sind auch sehr komplexe Bauteilgeometrien möglich.
- Gießtechnisch lassen sich wesentlich regelmäßige Strukturen und Porengrößenverteilungen erzeugen.
- Feste Bauteile können direkt beim Gießen des Metallschaum an den Schaum angebunden werden.

Nachteilig am Gießverfahren ist allerdings, dass es durch die Verwendung eines Templatschaums sehr aufwendig und im Vergleich zum direkten Schäumen von geschlossenporigen Schäumen teuer ist.

2.3 Eigenschaften von Metallschäumen

Metallschäume zeichnen sich durch eine Vielzahl von Vorteilen gegenüber herkömmlichen massiven Metallen als auch gegenüber anderen zellulären Materialien wie Polymer- und Keramiksäumen aus. Aufgrund ihrer hohen Porosität besitzen Metallschäume nur zirka 10% der Dichte des entsprechenden Vollmaterials. Bei gleicher Masse sind sie steifer und verformen sich bedingt durch die poröse Struktur viel stärker und gleichmäßiger [13]. Die spezifische Festigkeit, Steifigkeit und das Energieabsorptionsvermögen sind wesentlich höher als die von Polymerschäumen und von Vollmaterialien. Metallschäume sind Polymerschäumen vor allem dort überlegen, wo bedingt durch einen geringeren zur Verfügung stehenden Bauraum bei gleicher Verformung ein höheres Energieabsorptionsvermögen erwünscht ist [34]. Sie ertragen höhere Anwendungstemperaturen als Polymerschäume und verformen sich plastisch im Vergleich zu spröden Keramiksäumen. Weitere positive Eigenschaften von Metallsäumen sind die vollständige Recyclebarkeit, die elektrische

Leitfähigkeit (Abschirmung elektrischer Felder), eine hohe Wärmeleitfähigkeit (Wärmetauscher) und die Nichtbrennbarkeit (Explosions- und Flamm-schutzwände). Vor allem offenporige Metallschäume können zur Schallisolierung und zur Abschirmung elektromagnetischer Wellen eingesetzt werden. Ihr mechanisches Dämpfungsvermögen ist bis zu zehnmal so groß wie das des massiven Metalls. [6, 7].

Metallschäume nehmen äußere Belastungen durch ihre gesamte Struktur auf. Die dreidimensional vernetzte Struktur offenporiger Schäume ist dabei mit einem Rahmentragwerk vergleichbar, das die Lasten dissipiert, indem es sie über die gesamte Struktur bis ins Innere der Schäume verteilt. Die Materialeigenschaften eines Metallschaums sind somit keine reinen Materialeigenschaften des Matrixmetalls, sondern werden stark durch die makroskopischen Strukturparameter, Porengeometrie, Porengröße, Stegdicke, Steglänge dominiert. Material und Struktur bilden eine Einheit. Eine wichtige Größe zur Beschreibung der mechanischen Eigenschaften von Metallschäumen ist die relative Dichte ρ_r . Sie ist definiert als der Quotient aus der Dichte des Metallschaums ρ zu der Dichte des Stegmaterials ρ_s . Die meisten Materialkennwerte lassen sich beispielsweise auf der Basis eines kubischen Modells eines offenporigen Metallschaums nach Gibson und Ashby [57] über einen Potenzansatz mit Hilfe der relativen Dichte abschätzen. Die Abhängigkeit des E-Moduls E bzw. der Druckfestigkeit σ eines offenporigen Metallschaums von der relativen Dichte wird durch die folgenden Gleichungen beschrieben.

$$E = E_s \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2 \quad (2.1)$$

$$\sigma = \sigma_s C \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} \quad (2.2)$$

Hierin sind E_s der E-Modul und σ_s die Druckfestigkeit des Stegmaterials und C eine materialtypische, auf die jeweilige Eigenschaft bezogene Konstante. Durch die regelmäßigen Einheitszellen des Modells von Gibson und Ashby können die Eigenschaften realer, isotropen Metallschäume mit stochastischer Struktur nicht dargestellt werden. Andererseits ist es ebenfalls unmöglich das elastische und plastische Verhalten realer Schäume analytisch vorherzusagen. Die auf Einheitszellen basierten Modelle, wie das Modell von Gibson und Ashby mit kubischer Einheitszelle, stellen daher eine einfache, wenn auch nicht exakte Möglichkeit zur Abschätzung der Materialeigenschaften realer

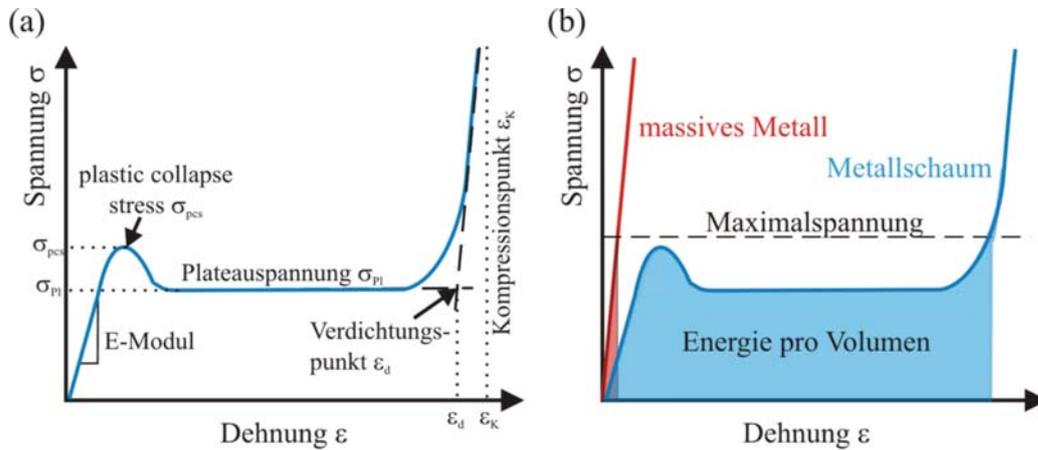


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung (a) des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms und der Kennwerte eines Metallschaums und eines Vollmetalls, (b) Bestimmung der absorbierten Energiemenge.

Schäume dar. Um bessere Vorhersagen mit Einheitszellenmodellen machen zu können, können Weaire-Phelan- oder Kelvin-Strukturen verwendet werden, die aus Dodekaedern oder Tetraikaedern bestehen.

Während nicht poröse Materialien unter Zug- und Druckbelastung vergleichbares Materialverhalten zeigen, besitzen Metallschäume zwar hohe Druckfestigkeiten und tolerieren starke Stauchungen aber nur sehr geringe Zugfestigkeiten und Dehnungen. Dies schränkt die Anwendungsbereiche von Metallschäumen auf solche ein, bei denen sie fast ausschließlich auf Druck belastet werden. Abbildung 2.4 zeigt ein für einen Druckversuch typisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Metallschaums und im Vergleich dazu, das eines nicht porösen Metalls. Das Spannungs-Verzerrungs-Diagramm lässt sich in drei Bereiche, in denen unterschiedliche Deformationsmechanismen vorliegen, unterteilen. Einem kurzen linear-elastischen Bereich folgt ein Spannungsplateau (Plateauspannung σ_{Pl}), bei dem über einen großen Verformungsbereich die Spannung nahezu konstant bleibt. Das Spannungs-Verzerrungs-Diagramm endet mit einem Bereich, in dem die Spannung stark ansteigt, dem sogenannten Verdichtungsbereich. Im linear-elastischen Bereich verformen sich die Stege durch Biegen unter Ausbildung von Fließgelenken und bei spröder Matrix durch ein Brechen der Stege. Sobald die ersten Stege knicken, kollabiert die erste Zelle und der sogenannte plastic collapse stress σ_{PCS} , die Druckfestigkeit des Metallschaums ist erreicht. Das Kollabieren der ersten Zelle schwächt die Stabilität ihrer Nachbarzellen, die dann eine Versagenszone senkrecht zur Belastungsrichtung ausbilden. Dies äußert sich

im Übergang zur Plateauphase. Bei spröden Materialien zeigt sich der plastic collapse als ausgeprägter Peak über der Plateauspannung, bei duktilem Stegmaterial geht der linear-elastische Bereich direkt ohne Peak in den Plateaubereich über. Die Plateauphase wird durch das lagenweise Kollabieren von Poren durch Knicken und Brechen der Zellstege und die sich dadurch ausbreitende Versagenszone dominiert. Dabei nimmt die Dichte des Metallschaums zu. Sind alle Poren mit gebrochenen Stegen verdichtet steigt die Spannung durch den Kontakt zwischen den Stegen steil an. Weitere Kennwerte zur Charakterisierung von Metallschäumen neben der Druckfestigkeit σ_{pcs} und der Plateauspannung σ_{Pl} sind der E-Modul, der Verdichtungs- und der Kompressionspunkt. Da bei offenporigen Schäumen bereits in dem linear-elastischen Bereich bei geringen Dehnungen plastische Verformungen auftreten, kann der tatsächliche E-Modul nicht direkt aus dem Spannungs-Verzerrungs-Diagramm bestimmt werden [12]. Aus diesem Grund, wird der erste Bereich im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm oft als pseudo-elastisch bezeichnet. Der aus ihm bestimmte E-Modul definiert eine Steifigkeit der Struktur, entspricht aber nicht einem echten E-Modul wie er von Vollmaterialien bekannt ist. Der Verdichtungs- und Kompressionspunkt charakterisiert den Beginn der Verdichtungsphase und wird aus dem Schnittpunkt der beiden Tangenten an das Plateau und an den Spannungsanstieg am Ende der Spannungs-Verzerrungs-Charakteristik bestimmt. Der Kompressionspunkt entspricht bei Schäumen mit inkompressiblem Stegmaterial dem Übergang von kompressiblem zu inkompressiblem Materialverhalten. Bei Erreichen des Kompressionspunktes sind alle Poren geschlossen und der Schaum verhält sich wie ein massives Metall. Die Steigung im steilen Anstieg entspricht dem E-Modul des Metalls. Der Kompressionspunkt wird aus der Asymptote an den Spannungsanstieg im dritten Bereich bestimmt. Mit steigender relativer Dichte nimmt sowohl die Steifigkeit als auch die Plateauspannung zu. Gleichzeitig verlagert sich der Verdichtungs- und Kompressionspunkt hin zu niedrigeren Dehnungen.

Aufgrund ihres speziellen Deformationsmechanismus, der Bildung von Deformationsbändern und dem damit verbundenen Plateau im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm sind Metallschäume exzellente Energieabsorber. In der Plateauphase wird kinetische Energie durch Verformung der Porenstruktur unter annähernd konstanter Spannung absorbiert. Parameter zur Auslegung von Energieabsorbern sind die maximal ertragbare Kraft, die der Druckfestigkeit entspricht, der maximale Deformationsweg und die zu absorbierende Energiemenge. Die von dem Metallschaum absorbierte Energiemenge entspricht der Fläche unter dem Kraft-Weg-Diagramm. Aus der Fläche unter dem Spannungs-Verzerrungs-Diagramm wird die auf das Volumen gemittelte Energiemenge erhalten. Die Steifigkeit und Festigkeit des massiven Metalls sind um eine Größenordnung höher als bei dem Metallschaum. Darf

bei einer Anwendung aber eine bestimmte Maximalspannung während eines Crashes nicht überschritten werden, so kann ein entsprechend strukturoptimierter Metallschaum wesentlich mehr Energie absorbieren als ein massives Metall ohne die kritische Maximalspannung zu überschreiten. Da sich das massive Metall unterhalb der Maximalspannung noch im linear-elastischen Bereich befindet, ist die Verformung im Gegensatz zum Schaum rein elastisch und es wird nicht nur eine viel geringere, sondern keine Energie dissipiert. Die offenporige Struktur von Metallschäumen ermöglicht das Infiltrieren mit gieß- und schüttbaren Materialien. Die so gebildeten Hybridschäume erweitern das Eigenschaftsspektrum der Metallschäume und erlauben die gezielte Steuerung ihrer Eigenschaften. Hybridschäume erweitern die Multifunktionalität von Metallschäumen, indem sie die guten Eigenschaften der drei Materialklassen – Polymer, Metall und Keramik – miteinander kombinieren und Synergieeffekte ausnutzen. Wird der Metallschaum mit einem anderen Schaummaterial gefüllt handelt es sich bei dem Hybridschaum um ein „Interpenetrating Phase Composite“ (IPC). IPC's bestehen aus zwei oder mehr Phasen, wobei jede Phase auf makroskopischer Ebene ein kontinuierliches dreidimensionales Netzwerk durch das Volumen der anderen Phase bildet [65]. Liegt die Füllung nicht in Form eines Schaums, sondern von Partikeln, wie beispielsweise Sand vor, spricht man von partikulären Hybridschäumen.

2.4 Anwendungen

Die Anwendungsgebiete von Metallschäumen liegen in der Automobilindustrie, der Luft-, Raum- und Schifffahrt, beim Schienenverkehr, im Maschinenbau, beim Bauwesen, in der chemischen Reaktionstechnik und in der Medizin. Die Hauptanwendungsgebiete liegen aber immer noch in der Automobilindustrie und in der Luft- und Raumfahrt. In den meisten Bereichen konkurrieren Metallschäume mit anderen Werkstoffkonzepten, und es existieren bereits etablierte und billigere Materialien. Für neue Anwendungen ist es deshalb wichtig, mehrere positive Eigenschaften der Schäume, wie die geringe spezifische Dichte, die Nichtbrennbarkeit und die große innere Oberfläche oder das gute Energieabsorptionsvermögen miteinander zu kombinieren und einen Multifunktionswerkstoff zu schaffen. Banhart [10] unterscheidet drei Hauptanwendungsfelder (vgl. Abb. 2.5).

- In der ersten Gruppe, dem Leichtbau, stehen die hohe spezifische Stei-

figkeit und die niedrige Dichte im Vordergrund. Die Schäume werden nur elastisch verformt. Beispiele sind große, flächige Strukturen oder Versteifungen im Fahrzeug, wie die Bodengruppe, Trennwände, das Dach oder die Motorhaube.

- Zur zweiten Gruppe, der Energieabsorption, gehören Anwendungen, bei denen der Schaum irreversibel plastisch verformt wird. Der Metallschaum wird beispielsweise als Crashelement (Seitenaufprallschutz, Längs- und Heckträger) in Autos eingesetzt.
- Die dritte Gruppe umfasst funktionelle Anwendungen und solche, die aus der großen inneren Oberfläche resultieren. Offenporige Metallschäume können dementsprechend als Filter, Katalysatorträger, Schalldämpfer, Wärmeaustauscher, Vibrationsdämpfer und elektromagnetische Abschirmungen zum Schutz technischer Geräte eingesetzt werden [9].

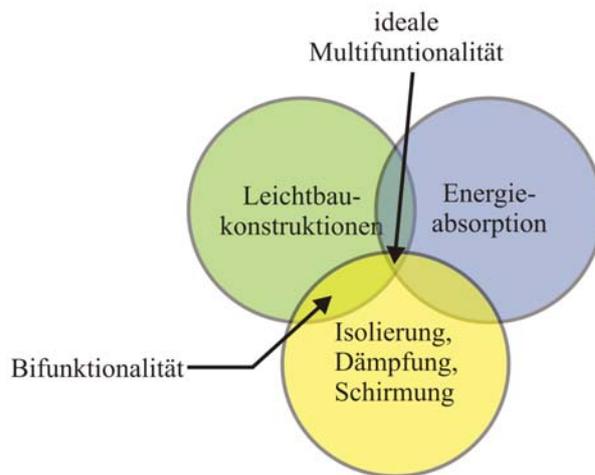


Abbildung 2.5: Die drei Hauptanwendungsfelder von Metallschäumen [10].

Metallschäume vereinen somit durch ihre Struktur multifunktionale Eigenschaften in einem Material. Eine genaue Beschreibung bisher realisierter Anwendungen von Metallschäumen ist bei Lefebvre [105] und Banhart [10] zu finden .

2.5 Beschichtung von Metallschäumen

Beschichtungen offenporiger Metallschäume sind vor allem zur Funktionalisierung ihrer großen inneren Oberfläche von Interesse. Die Anwendung von Metallschäumen als Filter und Katalysatorträger bewirkte die Entwicklung verschiedenster Beschichtungsprozesse zur Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit oder zur Aufbringung eines Katalysators. Dazu wird der Metallschaum in eine flüssige Dispersion feiner Metallpartikel eingetaucht, getrocknet und gesintert [137]. Metallschäume können auch durch thermische Spritzverfahren, wie Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF) beschichtet werden. Diesen beiden Verfahren gemein ist, dass sie auf sehr dünne Schaumstrukturen angewendet werden können, da es vor allem bei sehr kleinen Poren zu einer Fraktionierung der Partikel und somit zu einer stark inhomogenen Beschichtung kommt. Mit beiden Verfahren können nur sehr geringe Beschichtungsdicken erzielt werden. Die Beschichtung von Metallschäumen über Gasphasenabscheidung ist ein sehr teures Verfahren und auch nur zum Aufbringen geringer Schichtdicken geeignet. Bei der chemischen Gasphasenabscheidung (CVD) z. B. von Nickel kommen hoch giftige Nickel-Carbonylverbindungen zum Einsatz. Katalysatoren für Brennstoffzellen werden durch Elektrodeposition auf sehr dünnen, nur ca. 1 mm dicken Nickelschäumen abgeschieden. Hierbei werden nur weniger als 1 μm dicke, nicht vollständig deckende, poröse Schichten erzeugt [156].

Die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften stand bisher im Hintergrund. Ein dafür entwickeltes Verfahren ist das Hot-Dip-Coating [101]. Es dient zur Herstellung eines schweren, metallbeschichteten Metallschaums. Dazu wird ein offenporiger Metallschaum in die flüssige Schmelze eines anderen Metalls, dessen Schmelztemperatur niedriger als die des Metallschaums ist, eingetaucht. Die Schichtdicke kann nur durch Abstreifen des überschüssigen Metalls kontrolliert werden und ist dadurch nicht genau einstellbar.

Elektrodeposition und Gasphasenabscheidungen sind die einzigen Methoden, welche es erlauben, nanokristalline metallische Beschichtungen herzustellen. Versuche, die mechanischen Eigenschaften von leichten Aluminiumschäumen mit einer Dicke von 4 mm durch eine steife, nanokristalline Ni-W-Legierung-Beschichtung mittels Elektrodeposition zu verbessern, wurden 2008 von Boonyongmaneerat et al. unternommen [20]. Es konnten positive Effekte der Beschichtung auf Steifigkeit, Festigkeit und Energieabsorption festgestellt werden, die sich durch die Massenzunahme aber nicht in den spezifischen Eigenschaften widerspiegelten. Ein Jahr später beschäftigten sich Bouwhuis et al. [21] mit der Nickelbeschichtung von 12,7 mm dicken Aluminiumschäum-

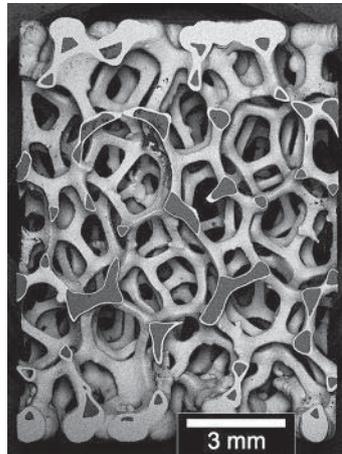


Abbildung 2.6: Beschichteter Metallschaum nach [21]. Man erkennt deutlich eine inhomogene Schichtdickenverteilung.

en. Die Ergebnisse von Boonyongmaneerat wurden auch für nanokristallines Nickel bestätigt. Aufgrund der elektromagnetischen Abschirmung der Schaumstruktur wiesen ihre Proben trotz der geringen Dicke starke Inhomogenitäten in der Beschichtungsdicke auf (vgl. Abb. 2.6).

3

Theoretische Grundlagen

3.1 Kontinuumsmechanische Grundlagen

3.1.1 Spannungen und Verzerrungen

Unter einer mechanischen Spannung σ versteht man die aufgrund äußerer Belastungen auf eine in einem Körper liegende infinitesimale Schnittfläche A bezogene wirkende Kraft F . Als eine Kraft pro Flächeneinheit hat sie die gleiche physikalische Dimension wie der Druck.

$$\sigma = \lim_{A \rightarrow 0} \frac{F}{A} \quad (3.1)$$

Normalspannungen σ sind Spannungen, die senkrecht zur Schnittfläche stehen und gleichmäßig über die Fläche verteilt sind. Positive Normalspannungen werden als Zugspannungen und negative Normalspannungen als Druckspannungen bezeichnet. Greift eine Kraft tangential an einer Fläche an, wird

die Spannung Schubspannung τ genannt und stellt eine Belastung unter Scherung dar. Wirkt eine Kraft nicht normal oder tangential auf eine Fläche, so kann der Spannungsvektor \mathbf{t} in eine Spannungskomponente σ normal und eine Komponente τ tangential zur Fläche zerlegt werden. Da in einem realen Körper gleichzeitig verschiedene Kräfte auf Flächen mit unterschiedlicher Orientierung wirken, genügt ein Skalar nicht, um den Spannungszustand im Körper vollständig zu beschreiben. Der Spannungstensor $\underline{\sigma}$ ist ein symmetrischer Tensor 2. Stufe, der die Spannungen an einem bestimmten Punkt innerhalb eines dreidimensionalen Körpers beschreibt. Er ist durch die Spannungsvektoren in drei senkrecht aufeinanderstehenden Schnitten festgelegt (vgl. Abb. 3.1). Wird ein kartesisches Koordinatensystem mit den Achsen x_1 , x_2 und x_3 verwendet, kann der Spannungstensor $\underline{\sigma}$ in folgender Matrixform dargestellt werden.

$$\underline{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (3.2)$$

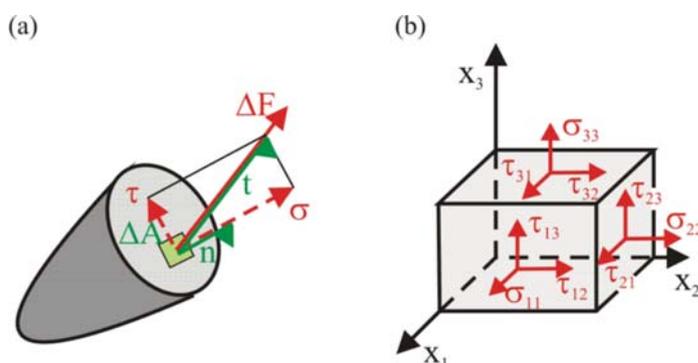


Abbildung 3.1: (a) Spannungsvektor, (b) Elemente des Spannungstensors.

Die Matrix ist symmetrisch zur Hauptdiagonalen. Die Diagonalelemente (gleiche Indizes) stellen die Normalspannungen, die Nichtdiagonalelemente (ungleiche Indizes) die Schubspannungen dar. Der Spannungstensor kann für beliebig viele Achsensysteme angegeben werden. Im Hauptachsensystem hat der Spannungsvektor die Richtung des Normalenvektors \mathbf{n} einer Schnittfläche. Es wirken somit nur Normalspannungen, die sogenannten Hauptspannungen. Die Schubspannungen sind null, der Spannungstensor nimmt die Diagonalform ein. Nach dem Cauchy-Theorem entspricht der Spannungsvektor in einer Schnittfläche dem Skalarprodukt aus Spannungstensor und Normalenvektor.

$$\underline{\mathbf{t}} = \underline{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \underline{\mathbf{n}} \quad (3.3)$$

Der Spannungstensor kann durch drei skalare Größen beschrieben werden. Da diese Skalare unabhängig von der Wahl des Koordinatensystems sind, werden sie als Invarianten bezeichnet. Die Invarianten werden aus den Elementen des Spannungstensors wie folgt berechnet:

$$I_1 = \text{tr}(\underline{\boldsymbol{\sigma}}) = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \quad (3.4)$$

$$I_2 = -(\sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}\sigma_{33} + \sigma_{33}\sigma_{11}) + \sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2 \quad (3.5)$$

$$I_3 = \det[\underline{\boldsymbol{\sigma}}] = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{vmatrix} \quad (3.6)$$

Die Invarianten können auch durch die Hauptspannungen ausgedrückt werden:

$$I_1 = \text{tr}(\underline{\boldsymbol{\sigma}}) = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \quad (3.7)$$

$$I_2 = -(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) \quad (3.8)$$

$$I_3 = \det[\underline{\boldsymbol{\sigma}}] = \sigma_1\sigma_2\sigma_3 \quad (3.9)$$

Ein hydrostatischer Spannungszustand liegt vor, wenn nur gleich große Normalspannungen auf einen Körper wirken und diese zugleich Hauptspannungen sind. Invarianten sind für die Spannungsbeschreibung sehr nützlich. So ist der hydrostatische Druck p , auch mittlere Normalspannung σ_m genannt, wie folgt definiert:

$$-p = \sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) = \frac{1}{3}I_1 \quad (3.10)$$

Bei der Formulierung von Materialmodellen kann es vorteilhaft sein, einen beliebigen Spannungstensor σ_{ij} in einen hydrostatischen und einen deviatorischen Anteil zu zerlegen. Der deviatorische Anteil beschreibt hierbei die Abweichung vom hydrostatischen Spannungszustand.

$$\sigma_{ij} = -p\delta_{ij} + s_{ij} \quad (3.11)$$

Oder ausgeschrieben:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \sigma_{11} - \sigma_m & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} - \sigma_m & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} - \sigma_m \end{bmatrix} \quad (3.12)$$

Der hydrostatische Anteil wird durch den Kugeltensor beschrieben. Der symmetrische Tensor 2. Stufe s_{ij} heißt Spannungsdeviator. Wie für den Spannungstensor, können auch für den Spannungsdeviator Invarianten bestimmt werden. Die ersten beiden deviatorischen Invarianten lauten:

$$J_1 = \text{tr}(\mathbf{s}_{ij}) = (\sigma_{11} - \sigma_m) + (\sigma_{22} - \sigma_m) + (\sigma_{33} - \sigma_m) = 0 \quad (3.13)$$

$$J_2 = \frac{1}{6}[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2] + \sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2 \quad (3.14)$$

$$J_3 = \det[\mathbf{s}_{ij}] \quad (3.15)$$

Über die zweite deviatorische Invariante J_2 wird eine weitere wichtige Größe zur graphischen Darstellung von Materialmodellen definiert, die deviatorische Länge q :

$$q = \sqrt{2J_2} \quad (3.16)$$

Die Verformungen eines Körpers durch äußere Belastungen werden als Dehnungen beschrieben. Sind in einem uniaxialen Zug- oder Druckversuch die Längenänderungen über die gesamte Probe konstant, wird das Verhältnis von Längenänderung Δl zur Ausgangslänge l als Dehnung ϵ bezeichnet.

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l} \quad (3.17)$$

Besitzt die Probe veränderliche Querschnittsflächen oder wirken Volumenkkräfte, müssen ortsabhängige Dehnungen betrachtet werden. Anstelle der gesamten Probe wird ein Element der Probe betrachtet, das im unbelasteten Zustand die Länge dx besitzt. Wird die Probe deformiert, erfahren die Querschnitte Verschiebungen u . Der Quotient aus der Längenänderung du und der ursprünglichen Länge dx wird als örtliche Dehnung $\varepsilon(x)$ bezeichnet. Die Verzerrungsrate oder Verzerrungsgeschwindigkeit ist definiert als die Änderung eines Verzerrungszustands $\Delta\varepsilon$ innerhalb eines bestimmten Zeitintervalls Δt .

Spannungen sind Kraftgrößen und ein Maß für die Beanspruchung eines

Materials. Dehnungen/Verzerrungen und Verschiebungen sind kinematische Größen, die ein Maß für die Verformung des Materials darstellen.

Die Querkontraktions- oder Poisson-Zahl ν ist definiert als das Verhältnis aus relativer Dickenänderung $\Delta d/d$ zur relativen Längenänderung $\Delta l/l$ bei Einwirkung einer äußeren Kraft auf einen Körper.

3.1.2 Makroskopisches Materialverhalten und rheologische Modelle

Das Materialverhalten von Werkstoffen kann nur in Experimenten ermittelt werden. Zu den Elementarversuchen gehören klassische einachsige Zug-, Druck- und Schubversuche sowie unterschiedliche Biaxial- und Triaxialversuche. Anhand der erhaltenen Spannungs-Verzerrungs-Kennlinien werden die Materialien charakterisiert. Vom phänomenologischen Gesichtspunkt lassen sich drei verschiedene Grundtypen nichtlinearen Materialverhaltens – Elastizität, Plastizität und Schädigung – unterscheiden (vgl. Abb. 3.2). Das Materialverhalten kann auch bezüglich des Verhaltens auf Geschwindigkeitsänderungen (Verzerrungsraten) in der Belastung oder das Auftreten einer Hysterese in die folgenden vier Materialklassen unterteilt werden:

- elastisch: ratenunabhängig ohne Hysterese
- viskoelastisch: ratenabhängig ohne Gleichgewichtshysterese
- plastisch: ratenunabhängig mit Gleichgewichtshysterese
- viskoplastisch: ratenabhängig mit Hysterese

Die Unterschiede im Materialverhalten machen sich erst bei zyklischen Be- und Entlastungsversuchen bemerkbar. Bei ratenunabhängigem Verhalten sind die Spannungs-Verzerrungs-Diagramme von der Belastungsgeschwindigkeit unabhängig. Bei ratenabhängigem Verhalten nehmen die für eine gegebene Dehnung gemessenen Spannungen mit der Belastungsgeschwindigkeit zu, das Verhalten wird als viskos bezeichnet. Bei einem Materialverhalten ohne Hysterese geht der Werkstoff nach Wegnahme der äußeren Belastung wieder in seinen Ausgangszustand zurück, bei Verhalten mit Gleichgewichtshysterese bleibt auch nach der Entlastung eine Deformation zurück.

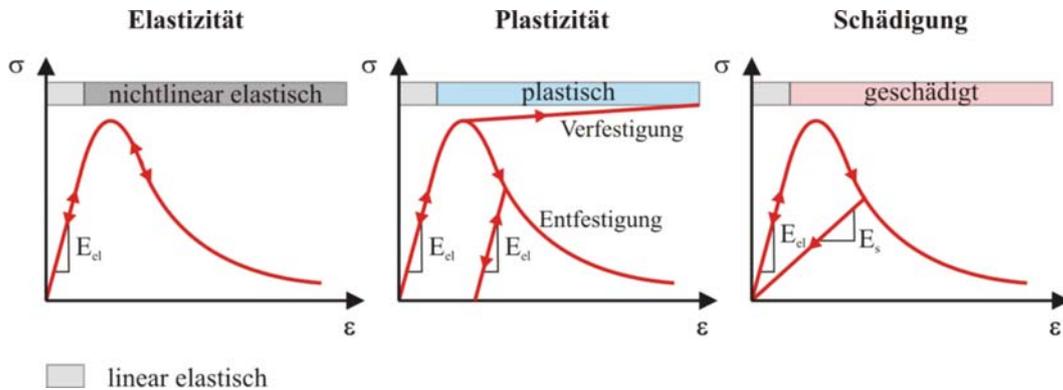


Abbildung 3.2: Grundtypen nichtlinearem, eindimensionalen Materialverhaltens.

Elastisches Materialverhalten ist ratenunabhängig und besitzt keine Hysterese. Die Belastungs- und Entlastungskurve eines Materials sind identisch. Viskoelastisches Materialverhalten ist ratenabhängig. Bei quasistatischen Belastungen sind Be- und Entlastungspfad gleich. Mit zunehmender Dehnrage liegen die Kurven nicht mehr übereinander und es tritt eine Hysterese auf. Materialien mit bleibenden Verformungen nach einer Entlastung werden als plastisch bezeichnet. Sie sind ratenunabhängig und weisen eine Gleichgewichtshysterese auf. Erst nach Überschreiten einer materialtypischen Spannung, der Fließspannung, tritt plastisches Materialverhalten auf. Ohne Verfestigung verformt sich der Werkstoff bei konstanter Kraft weiter. Tritt Verfestigung auf muss die Kraft ständig weiter erhöht werden, damit sich das Material weiterverformt. Bei starrer Plastizität tritt eine Verformung erst nach Erreichen der Fließgrenze ein, bei elastisch-plastischem Verhalten finden bis zum Erreichen der Fließgrenze nur elastische Verformungen statt. Die Entlastungskurve verläuft parallel zum elastischen Belastungspfad, d. h. nach vollständiger Entlastung bleibt eine irreversible plastische Verformung zurück. Viskoplastische Materialien verhalten sich wie plastische, außer dass sie ratenabhängig sind und sich somit mit zunehmender Verzerrungsrate die Fläche der Hysterese vergrößert. Nehmen die mechanischen Eigenschaften eines Materials aufgrund chemischer, thermischer oder physikalischer Zerstörungen der Struktur des Materials während der Belastung ab, spricht man von Schädigung. Bei Entlastung wird eine Ursprungsgerade erhalten, sodass bei vollständiger Entlastung keine irreversiblen Verformungen zurückbleiben. Die Steigung der Geraden weicht von dem E-Modul der Erstbelastung ab. Reale Werkstoffe weisen oft eine Kombination aus den Materialklassen in ihrem Verhalten auf.

Ein Stoffgesetz verknüpft die Spannung mit der Dehnung eines Materials. Das Materialverhalten der obigen Materialklassen kann durch drei einfache mechanische Grundelemente mittels rheologischer Modelle beschrieben werden. Es handelt sich um eine phänomenologische Betrachtungsweise, die nur eingeschränkt auf heterogene Materialien übertragen werden kann, da die Grundelemente für homogene Materialien formuliert sind. Der Vorteil der rheologischen Materialmodellierung liegt in ihrer Anschaulichkeit und der Möglichkeit zur systematischen Herleitung von Konstitutivgleichungen auf der Basis rheologischer Modelle. Die drei mechanischen Grundelemente sind Feder, Dämpfer und Reibelement. Sie sind in Abbildung 3.3 dargestellt. Die

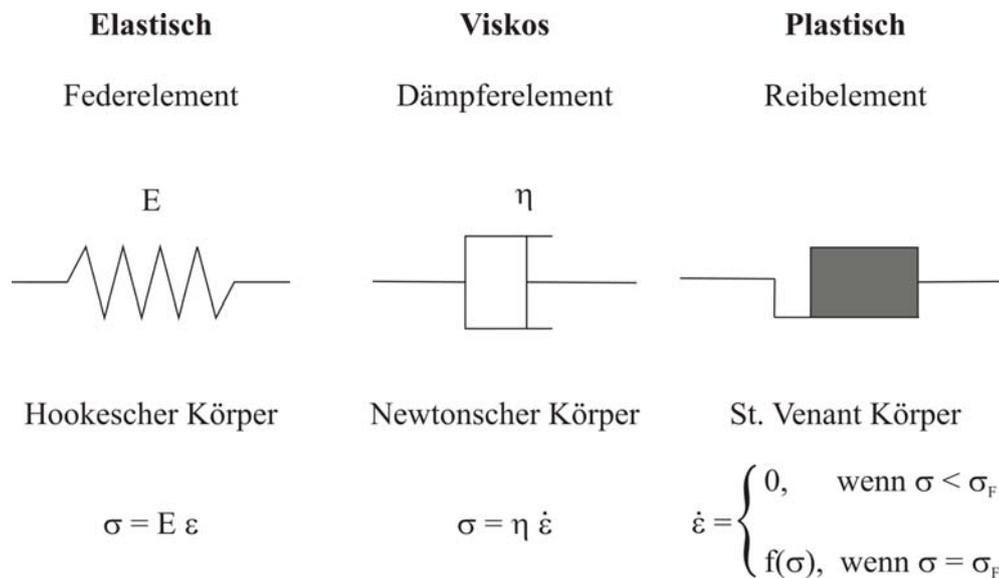


Abbildung 3.3: Mechanische Vertreter für die grundlegenden Deformationseigenschaften.

Modellierung von Materialverhalten mittels Feder, Dämpfer und Reibelement ist auf eindimensionales, lineares Verhalten beschränkt. Linear elastisches Verhalten wird durch eine einfache Feder, den sogenannten Hookeschen Körper, ausgedrückt. Deformationen sind proportional zu den sie verursachenden Lasten. Dies wird durch das Hookesche Gesetz beschrieben:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (3.18)$$

Der E-Modul ist hierbei ein Maß für die Steifigkeit der Feder. Lineare Viskosität, d. h. zeitabhängiges Materialverhalten, wird durch einen Dämpfer modelliert. Die Spannung ist nicht mehr proportional zur Deformation, sondern

zur Deformationsgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$. Dies wird über das Newtonsche Gesetz ausgedrückt, weshalb der Dämpfer auch als Newtonscher Körper bezeichnet wird.

$$\sigma = \eta \dot{\varepsilon} \quad (3.19)$$

η ist die Dämpfungskonstante bzw. die Viskosität des Materials. Starr plastisches Verhalten ist dadurch gekennzeichnet, dass erst nach Überschreiten einer kritischen Spannung, der Fließspannung σ_F , plastische Verformungen auftreten. Der Sachverhalt steht in Analogie zur Coulombschen Reibung, weshalb plastisches Materialverhalten durch einen Reibelement, das St. Venant-Element beschrieben wird.

$$\dot{\varepsilon} = \begin{cases} 0, & \text{wenn } \sigma < \sigma_F \\ f(\sigma), & \text{wenn } \sigma = \sigma_F \end{cases} \quad (3.20)$$

Das reale Verhalten unterschiedlicher Materialien kann durch Kopplung der Grundelemente in Reihen- und/oder Parallelschaltung näherungsweise abgebildet werden. Im Falle einer Reihenschaltung sind entsprechend dem Schnittprinzip und der Gleichgewichtsbedingung die Spannungen der Einzelemente gleich der auf das gesamte System wirkenden Spannung. Die Gesamtdehnung setzt sich additiv aus den Dehnungen der einzelnen Elemente zusammen. Bei einer Parallelschaltung addieren sich die Einzelspannungen zur Gesamtspannung und die Dehnungen sind identisch mit der Gesamtdehnung.

Für eine Reihenschaltung gilt:

$$\sigma = \sigma_i \quad (3.21)$$

$$\varepsilon = \sum_{n=1}^i \varepsilon_i \quad (3.22)$$

Für eine Parallelschaltung gilt:

$$\sigma = \sum_{n=1}^i \sigma_i \quad (3.23)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_i \quad (3.24)$$

3.1.3 Elasto-Plastizitätstheorie

Das Verhalten realer Werkstoffe ist eine Kombination aus den idealen Materialverhalten für Elastizität, Plastizität, viskosem Verhalten und Schädigung. Metallschäume zeigen im Spannungs-Verzerrung-Diagramm ein elastisch-plastisches Verhalten, das durch die Stegstruktur bestimmt wird. Aus diesem Grund wird in diesem Kapitel die Elasto-Plastizitätstheorie ausführlich diskutiert.

Eine typische Spannungs-Verzerrungs-Kennlinie für einen Körper, der sich in einem eindimensionalen Zug- oder Druckversuch elastisch-plastisch verhält, ist in Abbildung 3.4 dargestellt. Bis zum Erreichen einer bestimmten kritischen Spannung, der sogenannten Fließspannung σ_F , zeigt das Material linear elastisches Materialverhalten. Entlastung geschieht dabei auf dem selben Spannungspfad wie die Belastung. Jeder Spannung ist somit eindeutig eine Dehnung zugeordnet und umgekehrt. Der Körper kehrt nach der Wegnahme der Belastung in seine Ausgangsform zurück. Überschreitet die Materialbeanspruchung die Fließgrenze, beginnt der Körper plastisch zu fließen. Die Entlastung vollzieht sich über einen parallel zur Belastung verlaufenden Spannungspfad. Selbst nach vollständiger Entlastung bleiben irreversible plastische Deformationen zurück. Die Zuordnung von Spannung und Dehnung ist nicht mehr eindeutig und hängt von der Belastungsvorgeschichte und der Dehnung ab. Plastizität ist wie ein perfektes Gedächtnis des Materials [39]. Kommt es zusätzlich zu einer Verfestigung, steigt die Spannung unter Belastung auch noch nach Erreichen der Fließgrenze immer weiter an. In der Elasto-Plastizitätstheorie ist es üblich bei kleinen Verzerrungen die Gesamtverzerrung ε und deren Ratenform additiv in einen reversiblen elastischen Anteil ε_{el} und einen irreversiblen plastischen Anteil ε_{pl} zu zerlegen:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad \text{bzw.} \quad \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{el} + \dot{\varepsilon}_{pl} \quad (3.25)$$

Die bisherigen Überlegungen sind nur für einachsige Belastungen gültig. In realen Körpern treten diese jedoch nur in Ausnahmefällen auf. Deshalb ist es das Ziel der Plastizitätstheorie auch für mehrachsige Spannungen Gesetzmäßigkeiten für die Fließspannung sowie das Verformungs- und Verfestigungsverhalten zu finden.

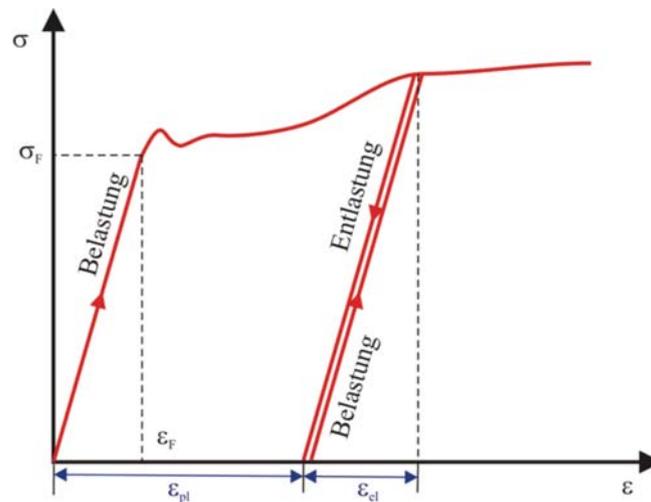


Abbildung 3.4: Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines elastisch plastischen Materials.

Die Plastizitätstheorie nach Prandtl und Reuss [134] basiert im mehrdimensionalen Fall auf drei Grundideen:

- Die Fließbedingung bzw. die Fließfunktion F bestimmt den mehrdimensionalen Spannungszustand in einem Material, bei dem plastisches Fließen einsetzt.
- Die Fließregel beschreibt die Richtung des plastischen Fließens nachdem ein kritischer mehrdimensionaler Spannungszustand erreicht wurde. Die Konsistenzbedingung verknüpft die Fließbedingung mit der Fließregel.
- Die Verfestigung ist Teil der Fließbedingung und gibt an, wie sich die Fließbedingung während dem plastischen Fließen durch Verfestigung verändert.

Fließfunktionen und Fließfläche

Die Fließfunktion F bestimmt, ob sich ein mehrachsig belasteter Werkstoff elastisch verformt oder plastisch zu fließen beginnt. Die Spannungszustände, bei denen plastische Deformationen auftreten, werden mathematisch durch

die Fließbedingung erfasst:

$$F = 0 \quad (3.26)$$

Für den einachsigen Fall kann die folgende Fließbedingung angegeben werden:

$$F = \sigma - \sigma_F = 0 \quad (3.27)$$

Wenn die Fließbedingung erfüllt ist, wird die Fließfunktion null und es liegt ein Spannungszustand vor, bei dem plastisches Fließen beginnt. Für isotrope Werkstoffe hängt die Fließfunktion nur von den drei Hauptspannungen oder den Invarianten ab. Die Darstellung der Fließbedingung im Spannungsraum liefert die sogenannte Fließfläche. Sie verbindet alle Spannungszustände bei denen Fließen eintritt. Abbildung 3.5 zeigt die Fließfläche für einen ebenen Spannungszustand. Innerhalb der Fließfläche ist $F < 0$ und das Material

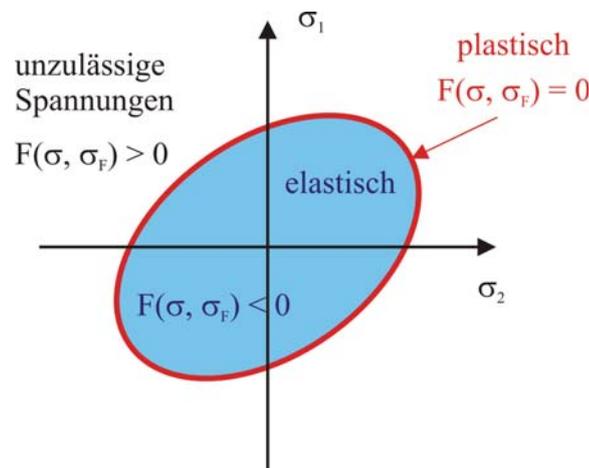


Abbildung 3.5: Schematische Fließfläche für einen ebenen Spannungszustand.

verhält sich elastisch. Beim Erreichen der Fließfläche ist die Fließbedingung $F = 0$ erfüllt. Hier kommt es zu plastischen Deformationen. Zur Aufrechterhaltung des Fließens muss die Konsistenzbedingung $\dot{F} = 0$ erfüllt sein, so dass der Spannungszustand während des Fließens auf der Fließfläche bleibt. Ist sie nicht erfüllt, findet eine Entlastung in den elastischen Bereich statt. Zustände außerhalb der Fließfläche ($F > 0$) sind nicht erlaubt. Dies kann leicht aus dem klassischen eindimensionalen Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines elastisch-plastischen Materials abgeleitet werden. Ohne die Berücksichtigung von Verfestigung ist es auch dort nicht möglich Spannungswerte anzunehmen, die oberhalb der Fließspannung liegen. Die Fließfläche verändert sich vielmehr bei Verfestigung so, dass die Spannungen auch während plasti-

scher Deformationen zu jedem Zeitpunkt auf der Fließfläche liegen. Dies gilt auch für den mehrdimensionalen Fall. Bei isotroper Verfestigung kommt es zu einer geometrisch ähnlichen Aufweitung der Anfangsfließfläche. Bei anisotroper Verfestigung vergrößert sich die Fließfläche beliebig. Im Falle von kinematischer Verfestigung behält die Fließfläche ihre Form und Größe, verschiebt sich aber im Spannungsraum. Ohne Verfestigung können Spannungen nur durch elastische Dehnungsanteile aufgebaut werden. Ebenso sind im Falle der klassischen Metallplastizität alle vorkommenden Volumenänderungen rein elastisch.

Zur graphischen Darstellung der Fließfläche ist die in Gleichung 3.11 vorgenommene Zerlegung des Spannungstensors in einen hydrostatischen und einen deviatorischen Anteil vorteilhaft. Im Hauptspannungsraum entspricht die Raumdiagonale dem hydrostatischen Druck (Gl. 3.10). Für die Raumdiagonale gilt:

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 = \frac{1}{3}I_1 = -p \quad (3.28)$$

Die Raumdiagonale wird deshalb auch als hydrostatische Achse bezeichnet. Die Fließfläche kann zweidimensional in der Deviatorebene dargestellt werden. Die Deviatorebene wird auch als Oktaederebene bezeichnet. Dies sind Ebenen, die senkrecht zur hydrostatischen Achse verlaufen. Während die erste Invariante I_1 Zustände auf der hydrostatischen Achse charakterisiert, beschreibt die zweite deviatorische Invariante J_2 Schubspannungen in der Deviatorebene. In der deviatorischen Ebene wird die Fließfläche durch die deviatorische Länge oder Reussche Variable $q = \sqrt{2J_2}$ (Gl. 3.16) und den Lodewinkel θ charakterisiert. Die Reussche Variable q entspricht dem wahren Abstand eines Spannungszustands von der hydrostatischen Achse im Hauptspannungsraum. Der hydrostatische Druck p ist der Abstand eines Spannungszustands auf der hydrostatischen Achse vom Ursprung aus. In der Bodenmechanik werden meist q - p -Diagramme als eine andere zweidimensionale Form der Darstellung von Fließflächen verwendet.

Klassische Fließkriterien

Aus der Vielzahl, der in der Literatur bekannten Fließkriterien, werden hier die vier am weitesten verbreiteten vorgestellt. Das Fließverhalten von Metallen wird klassisch durch die Gestaltsänderungshypothese nach von Mises beschrieben. Demnach tritt bei einer mehrdimensionalen Belastung Fließen ein, wenn die Gestaltsänderungsarbeit gleich der bei Eintritt des Fließens unter

einachsiger Belastung ist. Die Fließbedingung nach von Mises lautet:

$$F = \sqrt{J_2} - k = 0 \quad (3.29)$$

Da das Fließkriterium unabhängig von der ersten Invariante I_1 ist, tritt Fließen nur ein, wenn eine bestimmte Oktaederschubspannung überschritten wird. Hydrostatische Spannungsanteile führen nur zu elastischen Deformationen. Im Hauptspannungsraum wird durch das von Mises-Kriterium eine Fließfläche in Form eines Kreiszyinders definiert, dessen Mittelachse die hydrostatische Achse ist. In der Deviatorebene bildet die Fließfläche einen Kreis. Das von Mises-Kriterium setzt demnach eine Gleichheit von Zug- und Druckfestigkeit voraus.

Das Fließkriterium nach Tresca wird auch als Schubspannungshypothese bezeichnet. Es geht davon aus, dass plastisches Fließen nur dann auftritt, wenn die maximal im Material vorkommende Schubspannung einen kritischen Wert annimmt. Falls für die Hauptspannungen $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ gilt, so gilt für die maximale Schubspannung:

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (3.30)$$

Das Fließkriterium nach Tresca lautet:

$$F = \tau_{max} - k = 0 \quad (3.31)$$

oder in Invariantenform:

$$F = 2\sqrt{J_2} \cos \theta - k = 0 \quad (3.32)$$

Im Hauptspannungsraum bildet die Fließfläche ein hexagonales Prisma, dessen Mittelachse die hydrostatische Achse ist. In der Deviatorebene stellt sie ein regelmäßiges Sechseck dar. Wie das von Mises-Kriterium setzt das Tresca-Kriterium die Gleichheit von Zug- und Druckfestigkeit voraus und ist unabhängig vom hydrostatischen Druck.

Im Gegensatz zu Metallen sind granulare Materialien in der Bodenmechanik, Materialien im Betonbau oder andere poröse Materialien wie Metallschäume kompressibel und somit vom hydrostatischen Druck bzw. der ersten Invariante I_1 abhängig. Ebenso zeigen sie meist geringere Zug- als Druckfestigkeiten.

Für diese Materialien wurde das Drucker-Prager-Fließkriterium entwickelt:

$$F = \sqrt{J_2} + AI_1 - k = 0 \quad (3.33)$$

Im Hauptspannungsraum bildet die Fließfläche einen regelmäßigen Kegel, dessen Spitze im Zugbereich auf der hydrostatischen Achse liegt. Bei höheren hydrostatischen Drücken können größere Lasten aufgenommen werden, bevor es zu plastischen Deformationen im Material kommt. In der deviatorischen Ebene wird die Fließfläche als Kreis mit variablem Durchmesser abgebildet. Für $A = 0$ geht das Drucker-Prager-Fließkriterium in das von Mises-Kriterium über.

Alternativ zum Drucker-Prager-Fließkriterium wird vor allem in der Geotechnik für plastisch kompressible Medien das Fließkriterium nach Mohr-Coulomb angewendet, das eine Erweiterung des Tresca-Kriteriums für kompressible Materialien darstellt. In der Invariantenform lautet das Kriterium:

$$F = \frac{I_1}{3} \sin \varphi + \sqrt{J_2} \left(\cos \theta - \frac{1}{\sqrt{3}} \sin \theta \sin \varphi \right) - c \cos \varphi = 0 \quad (3.34)$$

wobei c die Kohäsion und φ der Grenzwinkel der inneren Reibung ist. Die Fließfläche bildet im Hauptspannungsraum eine Pyramide mit sechseckiger Grundfläche, bei der sich zwei Winkel abwechseln. Die Spitze liegt im Zugbereich auf der hydrostatischen Achse. Wie bei Drucker-Prager gilt, dass das Material nur in geringem Maße allseitigen Zug aber in hohem Maße allseitigen Druck aufnehmen kann.

Abbildung 3.6 gibt eine Übersicht der verschiedenen Darstellungsarten und die Darstellung der vier klassischen Fließkriterien im Hauptspannungsraum.

Fließregel

Mit Hilfe der Fließbedingung kann bestimmt werden, bei welcher Belastung ein Werkstoff plastisches Verhalten zeigt. Die Fließregel bestimmt die Richtung des plastischen Fließens und gibt Auskunft über die Größe der plastischen Dehnungsinkremente $d\varepsilon_{pl}$. Sie wird bestimmt durch das plastische Potential Q , welches vom Spannungszustand abhängt.

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \lambda \frac{\partial Q}{\partial \sigma} \quad (3.35)$$

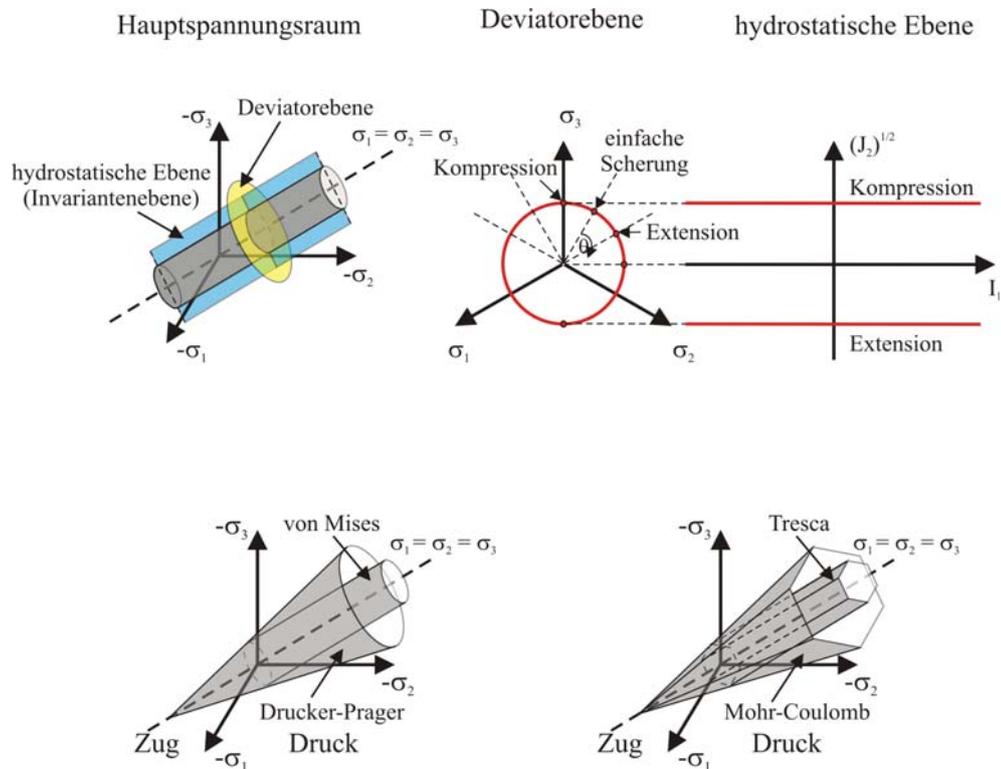


Abbildung 3.6: Darstellung des von Mises-Kriteriums im Hauptspannungsraum, in der Deviatorebene sowie in der hydrostatischen Ebene (oben) und Übersicht der klassischen Fließflächen im Hauptspannungsraum (unten).

Dabei ist die Proportionalitätskonstante λ der sogenannte plastische Multiplikator, der den Betrag des Fließens angibt und aus der Konsistenzbedingung $\dot{F} = 0$ bestimmt werden kann. Die Fließrichtung wird durch die Ableitung des plastischen Potentials nach dem Spannungszustand ($\partial Q / \partial \sigma$) festgelegt. Nach dem Druckerschen Postulat, dem „Prinzips der maximalen plastischen Arbeit“ muss die Fließfläche immer konvex sein, damit ein eindeutiger konstitutiver Zusammenhang zwischen den Spannungen und Dehnungen während des Fließens besteht. Im Falle von assoziiertem Fließen steht der Vektor der plastischen Dehnungssinkremente senkrecht auf der Fließfläche, d. h. das plastische Potential ist identisch mit der Fließfunktion. Sind das plastische Potential und die Fließfunktion nicht identisch, spricht man von nicht-assoziertem Fließen. Bei Reibungsmaterialien und Schäumen trifft das assoziierte Fließen nicht zu, die plastischen Dehnungssinkremente stehen nicht mehr senkrecht auf der Fließfläche. Unter der Annahme von assoziiertem Fließen würde die während eines Experiments beobachtbare

Volumenänderung eines Materials überschätzt werden.

Fließkriterien für Schäume

Schäume und Reibungsmaterialien wie Böden weisen im Vergleich zu Metallen außer in der Fließregel in ihrem mechanischen Verhalten noch weitere Besonderheiten auf, die nicht oder nur mangelhaft durch die klassischen Fließkriterien abgebildet werden. Metalle sind inkompressibel und können sich nur unter deviatorischer Belastung plastisch verformen. Sie weisen nur elastische Volumenänderungen auf und besitzen deshalb zum Beispiel im Falle von Stahl eine Querkontraktionszahl von etwa 0,3. Basierend auf ihrer porösen Struktur tritt bei Schäumen auch unter hydrostatischem Druck bis zum Erreichen des Kompressionspunktes eine plastische Volumendehnung auf. Durch das Zusammenbrechen einzelner Porenlagen treten sehr große plastische Volumenänderungen auf, weshalb ihre Querdehnung annähernd Null ist [58]. Mit dem Erreichen des Kompressionspunktes wird auch der Schaum plastisch inkompressibel. Um diesem Verhalten Rechnung zu tragen, muss die Fließfläche auch in der hydrostatischen Ebene eine geschlossene Form besitzen und eine Abhängigkeit von der ersten Invariante I_1 aufweisen. Durch die Abhängigkeit des Fließkriteriums von der ersten Invariante I_1 wird für den Spezialfall von Metallschäumen auch eine weitere Besonderheit, die gegenüber der Druckfestigkeit stark verminderte Zugfestigkeit der Schäume berücksichtigt.

In der Literatur gibt es mehrere Übersichtsartikel, die sich mit der Modellierung der Fließfläche von Metallschäumen beschäftigen [34, 37, 45, 58, 68, 104, 111, 146]. Im Weiteren wird hier nur ein Überblick über einige Fließmodelle gegeben. Am verbreitetsten sind phänomenologische Fließmodelle, die den Schaum als Kontinuum auffassen und die Fließfläche allein mittels der Druck- und Zugfestigkeit aus einachsigen Versuchen beschreiben ($k = f(\sigma_F)$). Die Greensche Fließfläche [68] wird oft für poröse Materialien wie auch Metallschäume angewendet. Auch sie berücksichtigt die Kompressibilität unter hydrostatischem Druck durch die Berücksichtigung der ersten Invariante I_1 im Vergleich zum von Mises-Kriterium.

$$F = \sqrt{J_2 + \frac{1}{2}AI_1^2} - k = 0 \quad (3.36)$$

Im Hauptspannungsraum bildet sie einen Rotationsellipsoid um die hydrostatische Achse, d. h. eine geschlossene Fließfläche.

Das Modell von Deshpande und Fleck [36] ist eine Form des klassischen

Drucker-Prager-Modells, wobei für die Parameter a , b und c gilt:

$$F = J_2 - aI_1^2 - bI_1 - c = 0 \quad (3.37)$$

$$\text{mit} \quad a = -\frac{\beta^2}{3}, \quad b = 0 \quad \text{und} \quad c = (1 + \beta^2)\sigma_F^2$$

Der Parameter β bestimmt die Form der Fließfläche und σ_F ist die aus einachsigen Zug- oder Druckversuchen bestimmte Fließgrenze.

Das Fließkriterium nach Ehlers [44] ist ein Sieben-Parameter-Modell. Die Fließfläche bildet im Hauptspannungsraum eine geschlossene Fließfläche, in der deviatorischen Ebene ein gleichseitiges Dreieck mit abgerundeten Ecken und im Extremfall einen Kreis.

$$F = \sqrt{J_2 \left(1 + C \frac{J_3}{J_2^{3/2}}\right)^m + \frac{1}{2}AI_1^2 + D^2I_1^4 + BI_1 + EI_1^2 - k} = 0 \quad (3.38)$$

Durch Nullsetzen einiger dieser Parameter können die Greensche Fließfläche ($B = C = D = E = 0$), die Fließfläche nach Drucker-Prager ($A = C = D = E = 0$) und die klassische von Mises-Fließbedingung ($A = B = C = D = E = 0$) erhalten werden.

Neben den Einflächenfließmodellen gibt es auch Mehrflächenfließmodelle, um das je nach Spannungszustand unterschiedliche Verhalten von Metallschäumen abzubilden. Zu den bekanntesten zählt das Drucker-Prager-Kappen-Modell [104, 148]. Um plastische Deformationen auch unter hydrostatischer Belastung zuzulassen, muss eine geschlossene Fließfläche vorliegen. Dazu wird die Drucker-Prager-Fließfläche in hydrostatischer Richtung durch eine Kappe begrenzt. Die Kappe repräsentiert Spannungszustände, bei denen Verfestigung oder Verdichtung auftritt. Auf der Kappe gilt assoziiertes Fließen. Aufgrund des erhöhten Aufwands bei FE-Modellierungen von Mehrflächenmodellen werden Einflächenmodellen bevorzugt.

3.1.4 Biegen und Knicken

Die mechanischen Eigenschaften von Metallschäumen werden stark von den Eigenschaften und dem Verhalten des Stegmaterials bestimmt. Überlagert

werden diese materialspezifischen Eigenschaften der Mikroebene von dem Verhalten, das aus der speziellen Tragwerkstruktur der Schäume hervorgeht. Tragwerke versagen oft nicht aufgrund von Materialversagen, sondern wegen struktureller Instabilitäten. Als Hauptverformungsmechanismen von Metallschäumen auf der Mesoebene können somit strukturabhängige Mechanismen – Biegen, Knicken und die Schädigung der Stege durch Rissbildung und Bruch – ausgemacht werden [31].

Die Phänomene Biegen und Knicken werden in der Technischen Mechanik in der Balkentheorie erklärt. Balken sind stabförmige Bauteile, deren Querschnittsabmessungen sehr viel kleiner sind als ihre Länge und die senkrecht zu ihrer Längsachse belastet werden. Wird ein solches Bauteil nur in Richtung seiner Längsachse belastet nennt man es Stab [70]. Die Randfasern eines Balkens werden bei Biegung am stärksten belastet, die sogenannte neutrale Faser auf der Achse bleibt spannungslos. Während für Zug-, Druck- und Schubbeanspruchungen nur die Querschnittsfläche eines Bauteils als geometrische Größe von Bedeutung ist, muss zur Beschreibung von Biegung und Knickung eine zusätzliche Größe, das sogenannte Flächenträgheitsmoment als wichtige geometrische Größe eingeführt werden. Das axiale Flächenträgheitsmoment I einer Fläche bezüglich einer gegebenen Achse ist definiert als das Integral über das Produkt aus Abstandsquadrat und Flächenelement. Wie der E-Modul ist das Flächenträgheitsmoment ein Maß für die Steifigkeit eines Bauteils gegen Biegung. Während der E-Modul Aussagen über die Materialeigenschaften gibt, ist das Flächenträgheitsmoment eine rein mathematische, von Materialeigenschaften unabhängige Größe, die nur von der Geometrie des Querschnittes eines Bauteil bestimmt wird. Das Produkt aus E-Modul und Flächenträgheitsmoment wird auch als Biegesteifigkeit bezeichnet. Für einfache Querschnitte wie Kreis, Rechteck und Dreieck kann das Flächenträgheitsmoment wie folgt berechnet werden [72]:

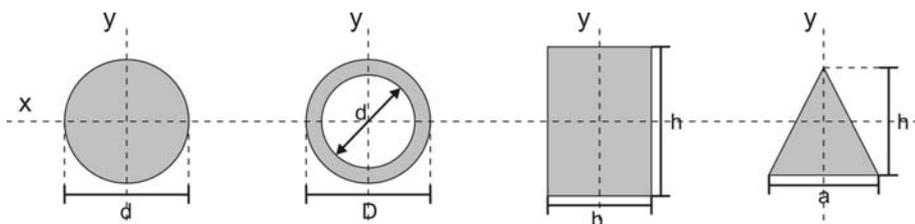


Abbildung 3.7: Unterschiedliche Balkenquerschnitte

$$\text{Kreis} \quad I_x = I_y = \frac{\pi d^4}{64} \quad (3.39)$$

$$\text{Kreisring} \quad I_x = I_y = \frac{\pi}{64}(D^4 - d^4) \quad (3.40)$$

$$\text{Rechteck} \quad I_x = \frac{bh^3}{12}, \quad I_y = \frac{b^3h}{12} \quad (3.41)$$

$$\text{Dreieck} \quad I_y = \frac{ah^3}{36} \quad (3.42)$$

Die Biegesteifigkeit eines Balkens steigt mit der vierten Potenz des Durchmessers eines runden Balkens und der dritten Potenz der Breite eines rechteckigen Balkens. Während bei der Beschreibung der Biegung eines Balkens vom unverformten Zustand ausgegangen wird, ist es beim Knicken eines Balkens notwendig, diesen im verformten Zustand zu betrachten. Ein Bauteil, das nur in Richtung seiner Längsachse belastet wird, aber aufgrund eines Stabilitätsproblems seitlich ausknickt wird als Knickstab bezeichnet. Ist die Spannung, bei der das Ausknicken beginnt, kleiner als die Streckgrenze, spricht man von elastischem Knicken. Die dafür notwendige Knickkraft F_k kann mit Hilfe der von Euler aufgestellten Knickgleichung berechnet werden.

$$F_k = \pi^2 \frac{EI}{s^2} \quad (3.43)$$

Dabei ist I das kleinste axiale Flächenträgheitsmoment, E der E-Modul und s die freie Knicklänge des Stabes. Die freie Knicklänge stimmt für den Eulerfall 2, einem beidseitig gelenkig gelagerten Stab, mit der Stablänge überein. Bei anderen Lagerreaktionen ist die Knicklänge lediglich proportional zur Stablänge. Das Bestreben eines Stabes zu knicken ist umso geringer, je kürzer die Stablänge und je dicker der Stab bzw. je größer die Biegesteifigkeit.

Metallschäume können in idealisierter Weise als aus mehreren Balken und Knickstäben bestehende räumliche Tragwerke mit beispielsweise einer kubischen Elementarzelle, wie sie in Abbildung 3.8 nach dem Modell von Gibson und Ashby gezeigt ist, dargestellt werden. Die Elementarzellen sind über die Balkenmitten miteinander verbunden. Für die Balken und Knickstäbe kann es sowohl durch die Ausbildung von Fließgelenken an den Knotenpunkten, als auch durch Knicken entsprechend dem Eulerfall 2 zu Stabilitätsproblemen kommen. Der Mechanismus der Ausbildung von Fließge-

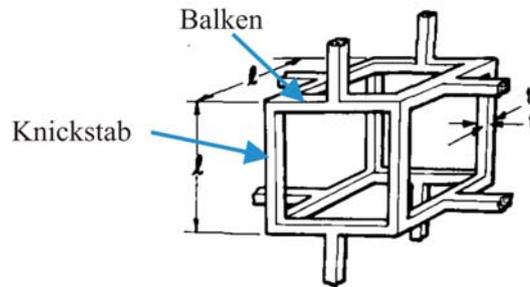


Abbildung 3.8: Schematische Darstellung der Einheitszelle eines Metallschaums aus Balken und Knickstäben.

lenken schwächt nicht nur für sich betrachtet die Elementarzelle, sondern schwächt gleichzeitig so die Struktur, dass ein Knicken eines zuvor stabilen Stabes begünstigt wird. Das Flächenträgheitsmoment eines Balkens bzw. Knickstabes der Elementarzelle ist über Gleichung 3.39 für kreisförmige Querschnitte und über Gleichung 3.41 für quadratische Querschnitte berechenbar und proportional zur vierten Potenz des Durchmessers bzw. der Kantenlänge. Der Verlauf des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms von Metallschäumen kann durch das Biegen, Knicken und Brechen der Stege bzw. Balken des Schaumes erklärt werden. Zur Vereinfachung wird entsprechend dem Modell von Ashby [5] nicht mehr die dreidimensionale Zelle aus Abbildung 3.8 verwendet, sondern die Deformationen an einer zweidimensionalen, hexagonalen Einheitszelle verdeutlicht (vgl. Abb. 3.9). Die dreigeteilte Form des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms ist sowohl bei elastischen, plastischen als auch spröden Schäumen zu finden. Die Schäume unterscheiden sich jedoch im Versagensmechanismus, der zur Ausbildung des Plateaus führt [5]. Der linear-elastische Bereich im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm eines Schaums ist geprägt durch das Biegen der Stege, die sich nicht normal zur Belastungsrichtung befinden. Der E-Modul des Metallschaums zeigt dadurch eine Abhängigkeit von der 4. Potenz der Stegdicke. Das Kollabieren der Poren in der Plateauphase erfolgt je nach den Materialeigenschaften der Stege durch elastisches oder plastisches Knicken und Schubknicken, die Ausbildung von Fließgelenken an den Knoten der Stege bei plastischem Schaummaterial oder durch das Brechen (Sprödbbruch oder Biegebruch) und Zerdrücken von Stegen bei spröden Schäumen. Die Plateauspannung wird demnach nicht nur von der Stegdicke, sondern auch der Steglänge bestimmt. Große Poren kollabieren aufgrund der obigen Überlegungen unter Belastung früher als kleine Poren.

Die geometrische Struktur bzw. die Zellgröße (Stegdicke und -länge) eines Schaums sind neben dem Stegmaterial die bestimmenden Faktoren für die

mechanischen Eigenschaften eines Metallschaums [118]. Reale Metallschäume versagen aufgrund ihrer gebogenen und gewellten Stege früher als nach dem idealisierten Modell von Gibson und Ashby [55], nach dem die Plateauspannung allein von der Porengröße und der Dicke der Stege abhängt. Zur Berücksichtigung des Einflusses von Krümmungen und anderen Fehlstellen in Schäumen wurden von Grenestedt [69] und Kadar [95] weitere Modelle entwickelt.

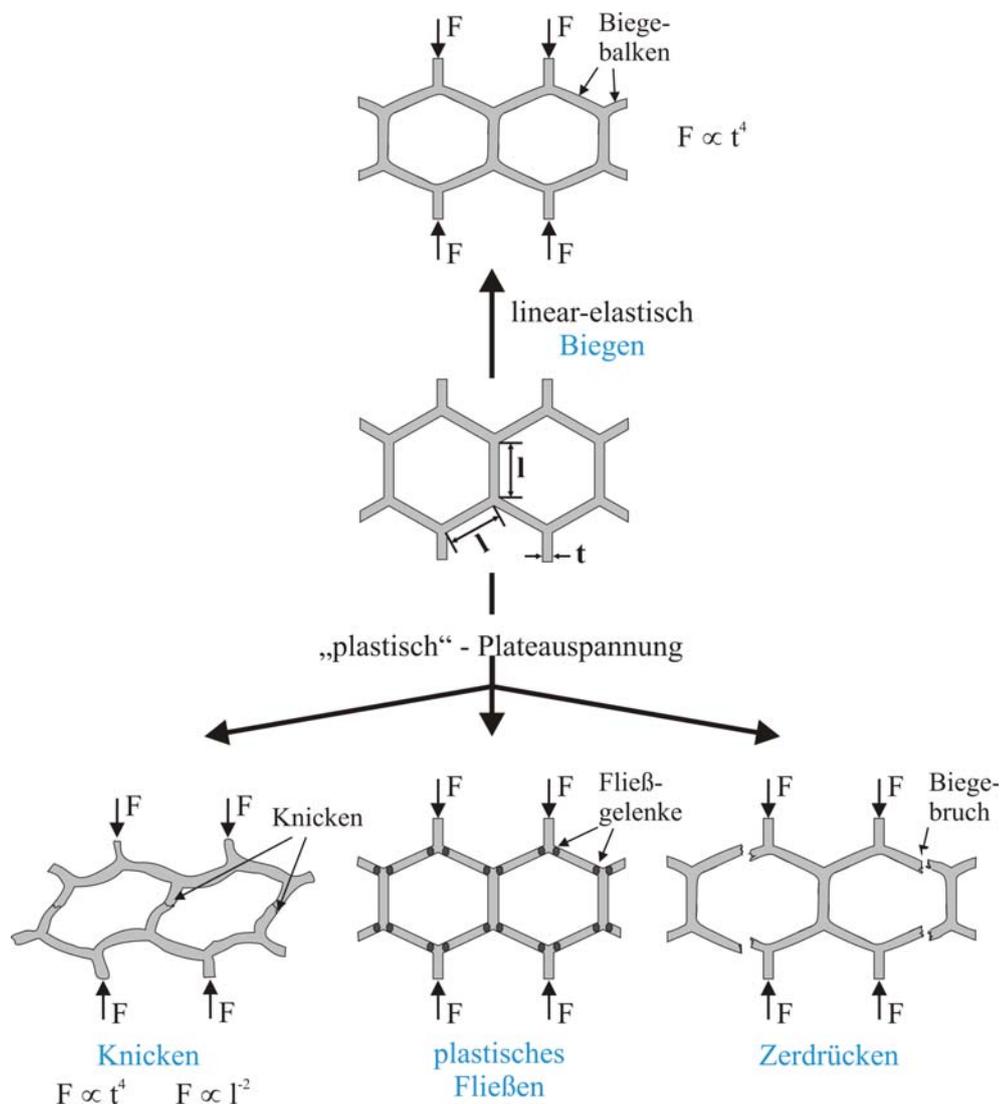


Abbildung 3.9: Auftretende Deformationsmechanismen an einem zweidimensionalen Schaum mit hexagonaler Einheitszelle.

3.2 Nanowerkstoffe und ihre Eigenschaften

Die Nanotechnologie gilt als eine der wichtigsten Zukunftstechnologien und wird oft als die Schlüsseltechnologie des 21. Jahrhunderts bezeichnet. Aufgrund seines 1959 gehaltenen Vortrags „There’s plenty of room at the bottom“ gilt der amerikanische Physiker Richard Phillips Feynman als „Vater der Nanotechnologie“. Er bezog sich damit auf immer kleinere Strukturen und Partikel und erkannte bereits deren technologisches Potential. Nanokristalline Materialien wurden erstmals 1976 synthetisiert [67]. Durch die geringe Korngröße weisen sie im Vergleich zu den entsprechenden mikrokristallinen Materialien andere Verformungsmechanismen und dadurch veränderte Materialeigenschaften wie eine gesteigerte Härte, Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit auf [99, 61].

3.2.1 Aufbau und Präparation von Nanowerkstoffen

Nanokristalline Stoffe sind polykristalline Materialien, mit einer Kristallitgröße von 1 - 100 nm. Sie besitzen eine Art atomare Mischstruktur zwischen der langreichweitigen Wechselwirkung von perfekten Kristallen und der kurzreichweitigen Wechselwirkung in Glas. Im Vergleich zu mikrokristallinen und ultrafeinkörnigen (UFG) Materialien weisen sie einen stark gestiegenen Anteil des Korngrenzvolumens, der amorphen Glasphase, auf. Entsprechend Abbildung 3.10 trennen die Korngrenzen kohärente Kristalle mit unterschiedlicher Orientierung. Der Abstand der Kristalle entspricht der Dicke der Korngrenze und beträgt etwa 1 nm [116]. Durch die schlechte atomare Passung der Kristallite in den Grenzbereichen ist die Dichte in der Glasphase auf ca. 70% der Dichte der ungestörten Kristallite herabgesetzt [61, 62]. Dieser Dichteunterschied ist in erster Linie für die veränderten Materialeigenschaften nanostrukturierter Materialien verantwortlich.

Die Synthese von Nanomaterialien kann auf zwei unterschiedlichen Routen erfolgen. Bei den „Top-down-Methoden“ werden mikrokristalline Materialien durch mechanische, thermische oder optische Bearbeitung bis zur gewünschten Größe verkleinert. Zu ihnen zählen Kugelmahlen [54, 27], schwere plastische Deformation [2, 139] und Explosionsverfahren [99]. Demgegenüber stehen die „Bottom-up-Methoden“ bei denen nanokristalline Materialien aus dem atomaren Zustand aufgebaut werden. Zu diesen gehört die Edelgaskon-

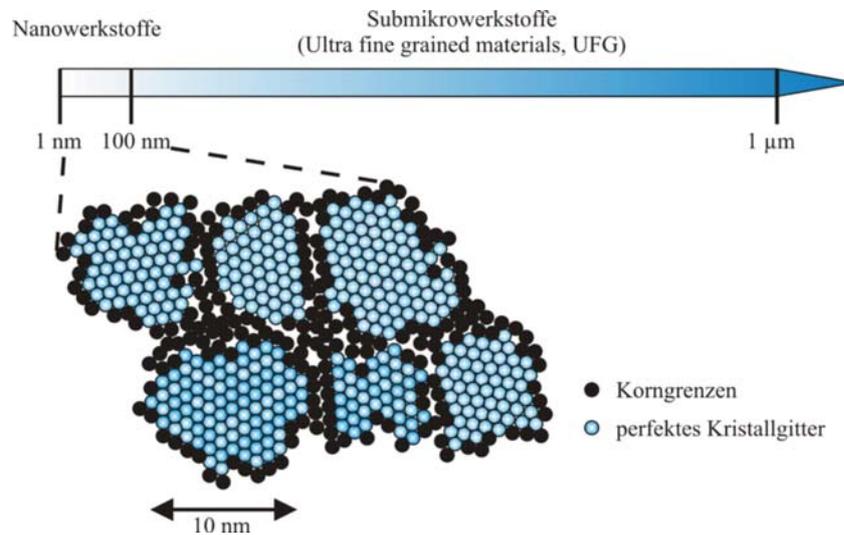


Abbildung 3.10: Größenskala der Werkstoffe und schematisches Nanogefüge.

densation, mit dem Granqviste und Buhrman [67] sowie Gleiter [61] die ersten nanokristallinen Materialien synthetisierte. Weitere Verfahren sind Sol-Gel-Methoden, Gasphasenabscheidungen und die Elektrodeposition (vgl. Kap. 3.3).

3.2.2 Eigenschaften von Nanowerkstoffen

Die Eigenschaften nanokristalliner Materialien hängen von den Defekten in den Korngrenzen und den sogenannten Triple Junctions ab [124, 125]. Triple Junctions sind die Bereiche, in denen mehrere Körner (meist drei) unterschiedlicher kristallographischer Orientierung aufeinander treffen. Der Anteil der amorphen Korngrenzen steigt von 0,3% bei einer Korngröße von 1 µm bis auf 40% bei 20 nm und über 50% für Korngrößen kleiner 5 nm an [62]. Die physikalischen, chemischen und mechanischen Eigenschaften sind somit für einen Bereich zwischen 1 nm und 1000 nm abhängig von der Korngröße des Materials. Es ist daher möglich, die Eigenschaften eines polykristallinen Materials gezielt durch die Einstellung seiner Korngröße zu steuern.

Eigenschaften wie die thermische Ausdehnung, die Sättigungsmagnetisierung und der E-Modul zeigen nur eine geringe Korngrößenabhängigkeit [99]. Die Vickers Härte, die Fließgrenze und die Verschleißfestigkeit sind dagegen stark von der Korngröße abhängig [91]. Korngrenzen wirken als Hindernis für die

Versetzungsbewegung. Da die kristallographische Orientierung in benachbarten Körnern unterschiedlich ist, kann eine Versetzung nicht ungehindert über die Korngrenze hinaus in ein benachbartes Korn eindringen. An den Korngrenzen kommt es zum Aufstauen von Versetzungen. Zur Überwindung der Korngrenzen ist ein erhöhter Spannungsbetrag erforderlich. Dieser Härtungsmechanismus wird als Kornfeinung oder Korngrenzhärtung bezeichnet. Je kleiner die Korngröße, desto mehr Korngrenzen sind in dem Material enthalten und um so größer wird der Widerstand gegen die Versetzungsbewegung. Eine allgemeine Beziehung, die die Größenabhängigkeit der Härte, Fließgrenze und Verschleißfestigkeit beschreibt, wurde von Hall [75] und Petch [128] aufgestellt. Die entsprechende mechanische Eigenschaft, hier die Fließgrenze σ ist umgekehrt proportional zur Wurzel der Korngröße d .

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (3.44)$$

Hierin ist σ_0 die Fließgrenze für ein unendlich großes, fehlerbehaftetes Korn und k die Hall-Petch-Konstante, die die Korngrenzstruktur beschreibt. Der Gültigkeitsbereich der Hall-Petch-Beziehung ist für sehr kleine Körner eingeschränkt. Bis zu einer bestimmten Grenzkorngröße von ca. 10 nm gilt Gleichung 3.44. Wird die Korngröße weiter verringert setzt das inverse Hall-Petch-Verhalten ein. Die Fließgrenze nimmt aufgrund des ab der Grenzkorngröße stark gestiegenen Anteils an Triple Junctions wieder ab [28, 124].

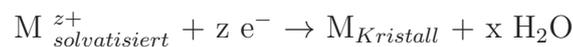
3.3 Elektrodeposition – Herstellung nanokristalliner Metalle

Werkstoffe müssen immer extremere Anforderungen erfüllen. Der Grundwerkstoff muss Beanspruchungen wie Zug, Druck, Biegung oder Torsion standhalten. Korrosion und Verschleiß sind Beanspruchungen, die nur auf die Oberfläche wirken. Die Funktionstüchtigkeit von Werkstücken und Teilen ist nur gewährleistet, wenn nicht nur der Werkstoff, sondern auch seine Oberfläche bestimmte Eigenschaften erfüllen [90]. Durch die Beschichtung eines Grundwerkstoffes ist es möglich, dessen mechanische Eigenschaften mit den spezifischen Eigenschaften einer Beschichtung (Härte, Verschleißfestigkeit, Glanz, Korrosionsbeständigkeit, usw.) geschickt zu einem Komposit

aus Grundwerkstoff und Beschichtung zu kombinieren. Die Elektrodeposition oder elektrochemische Metallabscheidung ist eine seit Beginn des 19. Jahrhunderts bekannte Methode zur Beschichtung leitfähiger Materialien [16]. Unter der elektrochemischen Metallabscheidung versteht man laut einer Definition der Gütegemeinschaft Galvanotechnik alle Verfahren zur Oberflächenbehandlung von Metallen und Nichtmetallen, die zur Herstellung metallischer Überzüge aus Elektrolytlösungen und Salzschnmelzen unter Ausnutzung eines Transportes von Ionen und Elektronen dienen [73]. Es ist ein kostengünstiges und weit einsetzbares Verfahren, mit dem es möglich ist selbst komplexgeformte Bauteile zu beschichten.

3.3.1 Die kathodische Metallabscheidung

Bei der kathodischen Metallabscheidung wird durch Elektrokristallisation eine metallische Schicht aufgebaut. Dabei wandern die in einer Lösung befindlichen solvatisierten Metall-Kationen durch Konvektion und Diffusion zur Kathode. Die Metallionen werden durch Elektronenaufnahme an der Grenzfläche Kathode/Elektrolyt entladen und als elementares Metall auf der Kathode abgeschieden.



In der Realität vollzieht sich die Entladung in sechs Teilschritten [93].

1. Antransport der solvatisierten Metallionen aus dem Innern (Bulk) des Elektrolyten zur Kathode
2. Bildung der elektrolytischen Doppelschicht vor der Kathode
3. Abstreifen der Solvathülle an der Grenzfläche Kathode/Elektrolyt
4. Ladungsaustausch und Entstehung von adsorbierten Atomen (Adatome) in der elektrolytischen Doppelschicht
5. Bildung von Kristallkeimen durch Oberflächendiffusion der Adatome auf der Kathodenoberfläche

6. Wachstum der thermodynamisch stabilen Kristallkeime zu einer metallischen Schicht

Neben dem Transport der Metallionen durch den Elektrolyten zur Kathode sind für den Aufbau einer metallischen Schicht zwei Prozesse von Bedeutung, die Keimbildung und das Keimwachstum. Die Keimbildung erfolgt entweder

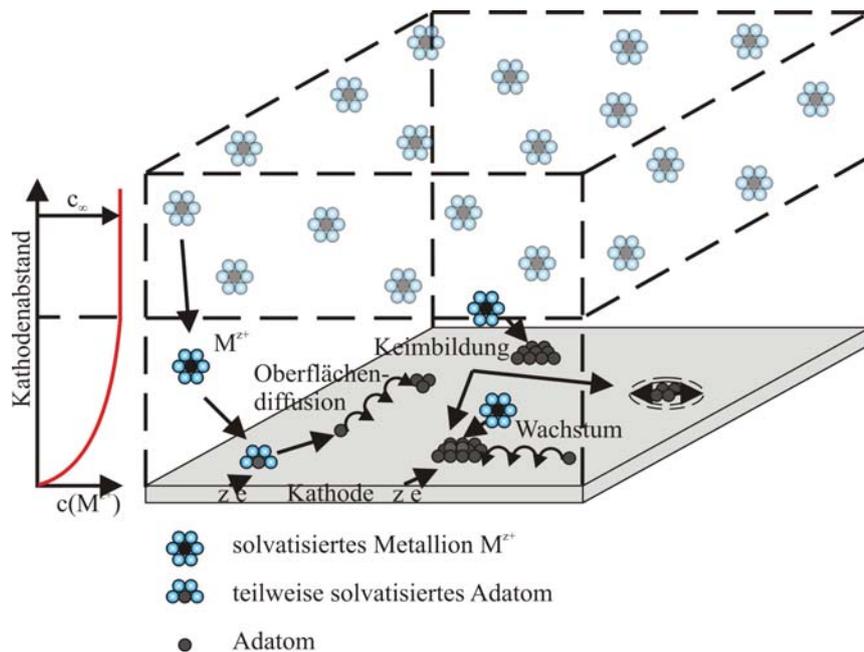


Abbildung 3.11: Teilschritte der kathodischen Metallabscheidung.

durch zweidimensionale Keimbildung auf der Fläche eines Einkristalls durch Ausbildung einer neuen Netzebene oder durch Ausbreitung der aus einer Schraubenversetzung entspringenden Stufe. Für das Kristallwachstum, bei dem ein Metallion aus einer Lösung heraus an einer Wachstumsstelle angelagert wird, kommen ebenfalls zwei Mechanismen in Betracht [76]. Bei der ersten Möglichkeit wird das in der Lösung befindliche Metallion an der äußeren Helmholtz-Schicht zu einem Adatom entladen und gelangt durch Oberflächendiffusion über einen „random walk“ zu einer Stufe oder Kante, an der es in das Gitter einer wachsenden Metallschicht eingebaut wird. Bei der zweiten Möglichkeit wird das Metallion direkt aus der äußeren Helmholtz-Schicht an einer Wachstumskante entladen und in das Metallgitter eingebaut.

Die Kristallitgröße elektrochemisch abgeschiedener Metalle hängt von der Abscheiderate des Metalls, der Tendenz zur Keimbildung und der Oberflächendiffusion ab. Ein abgeschiedenes Adatom kann sich entweder an einen

bestehenden Keim anlagern oder mit anderen Adatomen einen neuen Keim bilden. Damit es zur Abscheidung fein strukturierter, nanokristalliner Schichten kommt, muss die Keimneubildung dominieren. Dies ist genau dann der Fall, wenn die Adatomkonzentration viel größer als die Anzahl an Wachstumskanten ist und die Adatome eher mit einem anderen Adatom als mit einer Wachstumskante zusammenstoßen. Eine weitere Möglichkeit besteht in der vollständigen Blockierung oder Verlangsamung der Oberflächendiffusion durch adsorbierte Fremdmoleküle, sogenannte Inhibitoren, so dass die Wahrscheinlichkeit sinkt eine Wachstumskante zu erreichen. Der zur Keimbildung notwendige Energiebetrag muss in Form der Kristallisationsüberspannung η_K aufgebracht werden. Die Keimbildungsrate v ist wie folgt von der Gesamtüberspannung $|\eta|$ abhängig [76, 149, 132]:

$$v = k_1 \exp\left(-\frac{k_2}{|\eta|}\right) \quad (3.45)$$

k_1 ist eine Proportionalitätskonstante und k_2 eine systemspezifische Konstante. Eine zunehmende Gesamtüberspannung bewirkt einen Anstieg der Keimbildungsrate. Dadurch werden bei der Abscheidung viele neue Keime gebildet, wodurch eine feinkristalline, im Spezialfall nanokristalline Abscheidung erzeugt wird.

3.3.2 Gepulste und ungeladene Elektrodeposition

Bei der elektrolytischen Abscheidung von Metallen wird je nach Strom-Zeit-Verlauf zwischen gepulster Elektrodeposition und Gleichstromelektrodeposition unterschieden. Im Falle der Gleichstromelektrolyse wird ein über die gesamte Abscheidezeit konstanter Strom verwendet. Neben der Stromstärke können nur noch Badparameter, wie Badzusammensetzung, Temperatur, pH-Wert und die hydrodynamischen Bedingungen variiert werden. Die Herstellung nanokristalliner Abscheidungen ist mit diesem Verfahren im Allgemeinen nur unter Verwendung sehr hoher Stromdichten, die zu einer hohen Konzentrationsüberspannung führen, möglich (vgl. Gl. 3.45). Aufgrund der hohen Stromdichten kommt es bei wässrigen Elektrolyten zu einer starken Wasserstoffentwicklung und somit zu einer Zersetzung des Elektrolyten. Eine bessere Methode zur Synthese nanokristalliner Abscheidungen mittels Gleichstromelektrolyse ist die Verwendung von oberflächeninhibierenden Stoffen im Elektrolyten, die die Oberflächendiffusion der Adatome blockieren.

Pulsstromabscheidungen (Pulsed Electrodeposition, PED) unterscheiden sich von Gleichstromabscheidungen durch eine zeitliche Modulation im Stromverlauf während der Abscheidung. Die besonderen Eigenschaften solcher Abscheidungen im Vergleich zu denen aus Gleichstromelektrolysen wurden erstmals von De la Rive [136] belegt. Am häufigsten wird ein periodischer, rechteckiger Strompuls verwendet, der durch seine Pulsdauer t_{on} , die Strompause t_{off} , die Amplitudenstromstärke I_P und die mittlere Stromstärke I_m charakterisiert wird. Das Verhältnis aus Pulsdauer und der Summe aus Pulsdauer und Pulspause wird als Tastgrad bezeichnet. Die mittlere Stromstärke (vgl.

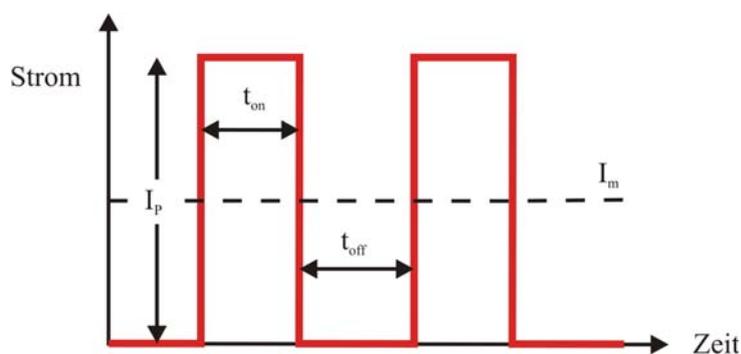


Abbildung 3.12: Pulsparameter von Rechteckpulsen.

Gl. 3.46) bestimmt die Abscheiderate und entspricht der Stromstärke einer Gleichstromelektrolyse bei gleicher geflossener Ladung.

$$I_m = I_P \frac{t_{on}}{t_{on} + t_{off}} \quad (3.46)$$

Die Masse m und darüber die Dicke einer galvanisch abgeschiedenen Metallschicht lassen sich unter Verwendung der Molmasse M und des während der Abscheidezeit t geflossenen Stroms I über das Faradaysche Gesetz berechnen (z : Anzahl der bei der Elektrolyse übertragenen Elektronen, F : Faraday-Konstante).

$$m = \frac{M I t}{z F} \quad (3.47)$$

Bei Pulsstromelektrolysen muss für die Stromstärke I die mittlere Stromstärke I_m eingesetzt werden (vgl. 3.46).

Die Herstellung nanokristalliner Abscheidungen mittels PED basiert auf zwei Prozessen – der Keimbildungsrate und dem Wachstum bestehender Keime. Mit Hilfe des PED-Verfahrens sind bei entsprechend kurzen t_{on} -Zeiten sehr hohe Amplitudenstromdichten anwendbar. Diese bewirken bei gleichzeitig moderaten mittleren Stromdichten einen starken Anstieg in der Adatomkonzentration und dadurch eine Erhöhung der Keimbildungsrate, ohne Zersetzung des Elektrolyten und der damit verbundenen Wasserstoffentwicklung [19]. Die Amplitudenstromdichten können bis zu 10 000 mal höher als die entsprechenden Gleichstromdichten gewählt werden. Neben einer erhöhten Keimbildungsrate ist eine niedrige Wachstumsgeschwindigkeit der Keime Voraussetzung für die Abscheidung eines nanostrukturierten Gefüges [131, 133, 132]. Das Keimwachstum wird durch die Adatomdiffusion limitiert. Je geringer die Adatomdiffusion, desto geringer ist das Keimwachstum und umso feinkörniger wird das Gefüge der Abscheidung. Da die Korngröße durch geeignete Wahl der Abscheideparameter eingestellt werden kann, ist die gepulste Elektrolyse eine Form des „Grain Boundary Engineering“. Der Anteil der Korngrenzen und darüber die physikalischen, chemischen und mechanischen Eigenschaften der hergestellten Bulkmaterialien können durch die Prozessparameter gezielt eingestellt werden [125].

3.3.3 Stofftransport und Diffusionsschicht

Durch den elektrochemischen Umsatz an der Kathode verarmt der Elektrolyt direkt vor der Elektrode an Metallionen. Diese müssen durch Diffusion, Konvektion und Migration aus dem Innern des Elektrolyten nachgeliefert werden. Der limitierte Stofftransport führt bei einer Gleichstromelektrolyse zur Ausbildung von einer und bei Pulsstromelektrolysen zur Ausbildung von zwei Diffusionsschichten in Elektrodennähe. Durch die Elektrolytbewegung gelangen die Metallionen aus dem Innern der Lösung mit konstanter Metallionen-Konzentration c_∞ zur stationären Diffusionsschicht δ_S , die sich analog zur Nernstschen Diffusionsschicht δ_N der Gleichstromelektrolyse durch Entladung der Metallionen an der Kathode ausbildet. Mit fortschreitender Elektrolyse breitet sich die stationäre Diffusionsschicht immer weiter ins Innere des Elektrolyten aus, bis die Verarmung an Metallionen mit der Nachlieferung der Ionen durch Konvektion im stationären Zustand ist. Bei der Pulsstromelektrolyse bildet sich in unmittelbarer Elektrodennähe eine zweite, die sogenannte pulsierende Doppelschicht δ_P , deren Konzentration mit der Pulsfrequenz pulsiert und zur Elektrode hin stark abfällt. Die Dicke

der stationären Diffusionsschicht entspricht der bei der Gleichstromelektrolyse. Die Dicke der pulsierenden Diffusionsschicht wird von der t_{on} -Zeit und dem Amplitudenstrom bestimmt. Das Konzentrationsprofil in der Diffusions-

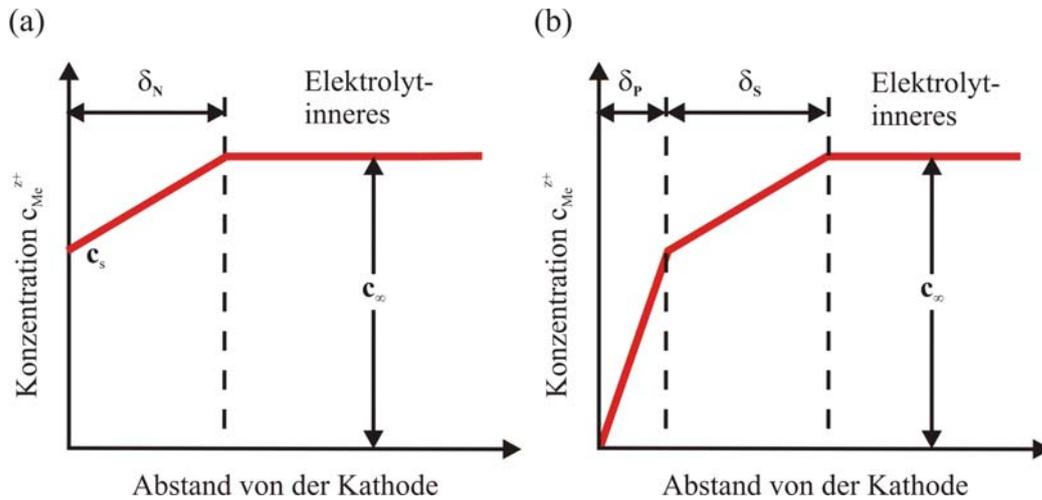


Abbildung 3.13: Aufbau der Diffusionsschicht bei der Gleichstromelektrolyse (a) und bei der Pulsstromelektrolyse (b) vor einer planaren Elektrode.

schicht wird durch das 1. Ficksche Gesetz mit der Nernstschen Approximation als lineares Konzentrationsprofil innerhalb der Nernstschen Diffusionsschicht δ_N beschrieben [84, 76].

$$N = D \frac{dc}{dx} = D \frac{c_\infty - c_s}{\delta_N} = k(c_\infty - c_s) \quad (3.48)$$

Hierbei ist N der Diffusionsfluss, D der Diffusionskoeffizient und k der Stoffübergangskoeffizient. Die Stromdichte j ist bei hundertprozentiger Stromausbeute proportional zum Diffusionsfluss.

$$j = nFN \quad (3.49)$$

Hierin entspricht n der Wertigkeit der Metallkationen. Durch Einsetzen von Gleichung 3.48 in Gleichung 3.49 erhält man:

$$j = \frac{nFD(c_\infty - c_s)}{\delta_N} \quad (3.50)$$

Der Strom ist proportional zur Steigung der Konzentrationslinie $(c_\infty - c_s)/\delta_N$ in Abbildung 3.13 (a). Die Dicke der Diffusionsschicht ist eine Funktion der Elektrolysedauer und des Diffusionskoeffizienten. Die angelegte Stromdichte hat keinen Einfluss auf die Dicke der Diffusionsschicht, wirkt sich aber auf das Konzentrationsprofil der Metallionen in der Diffusionsschicht aus.

Mit zunehmender Stromdichte sinkt die Konzentration c_s an der Elektro-

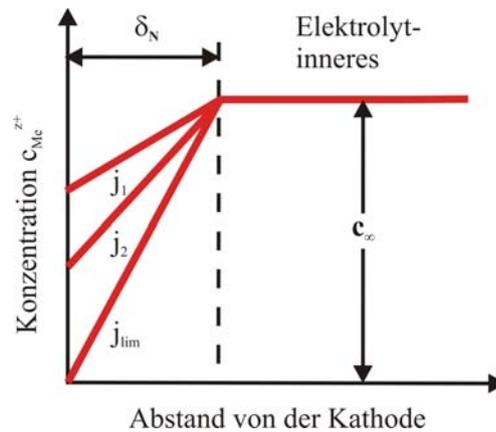


Abbildung 3.14: Stationäres Konzentrationsprofil bei Gleichstrom für verschiedene Stromdichte ($j_2 > j_1$; j_{lim} = Grenzstromdichte).

denoberfläche. Die Diffusionsgrenzstromdichte j_{lim} ist die Stromdichte, bei der die Oberflächenkonzentration der Metallionen an der Elektrode gerade null wird. Der Diffusionsgrenzstrom entspricht der maximalen Abscheiderate eines Metalls aus einem Elektrolyten bei gegebenen hydrodynamischen Bedingungen und kann aus Gleichung 3.50 beim Übergang $c_s \rightarrow 0$ berechnet werden.

$$j_{lim} = \frac{nFDc_\infty}{\delta_N} \quad (3.51)$$

Um höhere Abscheideraten zu ermöglichen, muss der Grenzstrom gesteigert werden. Nach Gleichung 3.51 kann ein Anstieg des Grenzstroms durch eine Konzentrationserhöhung der Metallionen im Elektrolyten c_∞ , eine verbesserte Diffusion D oder die Reduktion der Dicke der Diffusionsschicht δ_N erzielt werden. Eine Temperaturerhöhung des Elektrolyten verbessert die Diffusion der gelösten Ionen durch die Erhöhung des Diffusionskoeffizienten. Die Intensivierung der Elektrolytströmung und aller weiteren hydrodynamischen Effekte vor der Elektrode verbessert den Stoffaustausch und reduziert dadurch die Dicke der Nernstschen Diffusionsschicht δ_N .

4

Elektrodeposition – nanokristalline Beschichtung offenporiger Metallschäume

Elektrodeposition ist eine vielseitige und mehrschichtige Technik zur Beschichtung leitfähiger Substrate mit Metallen oder Legierungen, die selbst auf komplexe, dreidimensionale Substrate angewendet werden kann. Die Beschichtung poröser Substrate wie Metallschäume birgt einige verfahrenstechnische Herausforderungen, da nicht nur die äußere Oberfläche, sondern auch das Schauminnere beschichtet werden soll. Dazu zählt zum Einen die Bestimmung der realen Oberfläche, damit für unterschiedliche Schäume die gleiche Stromdichte verwendet werden kann. Zum Andern kommt es aufgrund der dreidimensionalen, porösen Struktur der Schäume während der Abscheidung zu einer Abschirmung des elektrischen Feldes innerhalb der Schäume und gleichzeitig zu einem Stofftransportproblem. Ohne eine verfahrenstechnische Optimierung der Abscheidung bewirken diese beiden Effekte eine inhomogene Schichtdickenverteilung über den Querschnitt von Schäumen. Die hier aufgeführten Probleme, die sich speziell bei der Beschichtung großer, poröser, dreidimensionaler Strukturen ergeben, gilt es in diesem Kapitel zu lösen.

4.1 Abschätzung der Schaumoberfläche

Die Kenntnis der realen bzw. der spezifischen Oberfläche von Metallschäumen ist für viele Anwendungen wie z. B. beim Einsatz als Katalysator oder als Wärmeaustauscher von großer Bedeutung. Übliche Verfahren zur Bestimmung der Oberfläche von Metallschäumen sind Adsorptionsmethoden z. B. die Aufnahme von BET-Isothermen oder pyknometrische Messungen. Für große Proben sind die Methoden nur mit großem gerätetechnischen Aufwand durchzuführen und nicht für Routineuntersuchungen geeignet.

Zur Einstellung der Stromdichte bei der galvanischen Beschichtung der verwendeten Metallschaumwürfel reicht eine Abschätzung der Oberfläche vollkommen aus. Es wurde eine Methode entwickelt, die im Weiteren als „Drahtmethode“ bezeichnet wird. Bei der Drahtmethode wird das Gerüst des Metallschaums so angenähert, als bestünde es aus einem einzigen Stück Aluminiumdraht mit dem Durchmesser der Stegdicke d des Schaums.

Zur Abschätzung der Metallschaumoberfläche S_{Schaum} wird die fiktive Oberfläche eines Aluminiumdrahtes berechnet, der die gleiche Stegdicke und das gleiche wahre Volumen wie der Metallschaum besitzt. Die Drahtoberfläche ist

$$S_{Draht} = \pi dL \quad (4.1)$$

$$\text{mit } V_{Draht} = \frac{\pi d^2 L}{4} \quad \text{und} \quad \rho_{Steg} = \frac{m_{Schaum}}{V_{Draht}}$$

Die Oberfläche kann somit schnell und einfach allein aus der Masse m_{Schaum} und der Dichte ρ_{Steg} des Metallschaums über Gleichung 4.2 abgeschätzt werden.

$$S_{Schaum} = \frac{4m_{Schaum}}{\rho d} \quad (4.2)$$

Bei der BET- und der pyknometrischen Methode bewirken im Metallschaum verbleibende Verunreinigungen eine Verringerung der scheinbaren gegenüber der realen Oberfläche. Für galvanische Beschichtungen entspricht diese gerade der real nutzbaren Oberfläche, da auch nur diese vom Elektrolyt benetzt wird. Bei Abschätzung der Oberfläche mittels Gleichung 4.2 wird der Fehler gemacht, dass die Zwickel bei denen jeweils drei Stege einer Zelle des Metallschaums zusammentreffen, bei der Volumenbetrachtung mitberücksichtigt werden, obwohl sie keine freie Oberfläche zum Schaum beitragen. Dadurch

und durch eventuelle herstellungsbedingte Verunreinigungen im Schaum, die nicht beseitigt werden konnten und ebenfalls mit dem Schaum mitgewogen werden, ist die nach der Drahtmethode abgeschätzte Oberfläche immer größer als die tatsächliche Oberfläche. Aufgrund des erhöhten Aufwandes, den eine routinemäßige Bestimmung der Schaumoberfläche nach der pyknometrischen und der BET-Methode unmöglich macht, ist zum einfachen Vergleich der verwendeten Schäume untereinander die Bestimmung der Metallschaumoberfläche mittels der Drahtmethode ausreichend und wird im Weiteren ausnahmslos zur Oberflächenbestimmung verwendet.

4.2 Oberflächenvorbehandlung von Aluminiumschäumen

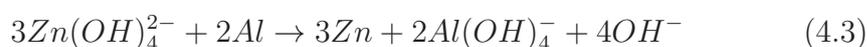
Um eine Beschichtung mit guter Qualität mittels Elektrodeposition zu erhalten, ist üblicherweise eine sorgfältige Vorbehandlung und Reinigung der Probe notwendig. Zur galvanischen Beschichtung von Substraten aus Aluminium und seinen Legierungen ist aufgrund der Stellung in der elektrochemischen Spannungsreihe sowie des amphoteren Charakters von Aluminium und seiner großen Reaktionsfreudigkeit mit Sauerstoff eine sorgfältige Vorbehandlung mit mehreren Prozessschritten notwendig.

Die Unterschiede im Atomradius, Kristallgitter und dem thermischen Ausdehnungskoeffizient zwischen dem Aluminiumsubstrat und dem Beschichtungsmetall bedingen das Aufbringen von metallischen Zwischenschichten [123], die die Aufgabe haben die Haftung der Beschichtung zu verbessern und ein Auflösen des Aluminiums in sauren und basischen galvanischen Bädern zu verhindern. Für das Metallisieren von Aluminium muss die folgende Reihenfolge mit einer Abstufung im thermischen Ausdehnungskoeffizienten beim Aufbringen der Metalle beachtet werden:



Vor dem Beschichten müssen erst die natürliche Oxidschicht entfernt und die Aluminiumoberfläche aktiviert werden. Die natürliche Oxidschicht bildet sich innerhalb von Millisekunden neu, jedoch wird durch das Beizen ein reproduzierbarer Oberflächenzustand der Aluminiumschäume hergestellt. Die alkalische Beize hat die Aufgabe, die natürliche Oxidschicht zu entfer-

nen. Das anschließende saure Dekapieren dient zur Neutralisation nach der alkalischen Beize und entfernt den bei AlSi-Legierungen anfallenden grauen Beizbast. Die Zinkat-Beize ist das wichtigste Verfahren zur Vorbehandlung der Aluminiumschäume vor einer galvanischen Beschichtung. Beim Eintauchen in die stark alkalische Zinkatlösung wird nicht nur eine dünne leitfähigere Zinkschicht über eine außenstromlose Abscheidung aufgebracht, sondern die natürliche Oxidschicht entfernt und die Aluminiumoberfläche aktiviert. Dabei wird gleichzeitig die erneute Ausbildung der Oxidschicht verhindert. Die außenstromlose Abscheidung der Zinkschicht basiert auf der folgenden Reaktionsgleichung:



Da sich beim erstmaligen „Verzinken“ grob kristalline Zinkkristalle abscheiden, die eine poröse, schwammige Schicht ergeben, werden die erste Schicht mit halbkonzentrierter Salpetersäure aufgelöst und der Aluminiumschaum erneut in eine Zinkatlösung getaucht. Der Vorgang wird noch ein zweites Mal wiederholt. Dabei bildet sich eine besser haftende, fein kristallinere und dichtere Zinkschicht aus.

Nach der Zinkschicht wird zur besseren Adhäsion der galvanisch abzuschcheidenden Schicht außenstromlos eine dünne Kupferzwichenschicht aus einer schwefelsauren Kupfersulfatlösung abgeschieden. Erst danach kann galvanisch zum Beispiel eine Nickelschicht aufgebracht werden. Der Schichtaufbau ist in Abbildung 4.1 zusammengefasst. Die Dauer der außenstromlosen Metallisierungsprozesse wurde mit Hilfe eines von der Fa. Enthone, Inc. West Haven patentierten Verfahrens zur Kontrolle von Abscheideergebnissen auf Substratoberflächen in einer abgewandelten Form optimiert [53]. Mit Hilfe einer Dreielektroden-Schaltung wird das freie Korrosionspotential zwischen der zu beschichtenden Substratoberfläche und der Gegenelektrode in Abhängigkeit von der Zeit bestimmt. Unter dem freien Korrosionspotential versteht man dabei das Potential, das sich zwischen der in einen Elektrolyten eintauchenden Substratoberfläche und einer Gegenelektrode ohne die Einwirkung äußerer Ströme ausbildet. Finden Korrosionsvorgänge statt, sinkt das Potential mit der Zeit ab. Beim außenstromlosen Abscheiden einer metallischen Schicht steigt das Korrosionspotential an und erreicht bei der Ausbildung einer vollständig geschlossenen Schicht einen konstanten Grenzwert. Sobald sich eine vollständige Schicht ausgebildet hat, kann sich das edlere Metall nicht weiter auf dem unedleren Substrat abscheiden und der Schichtaufbau ist beendet.

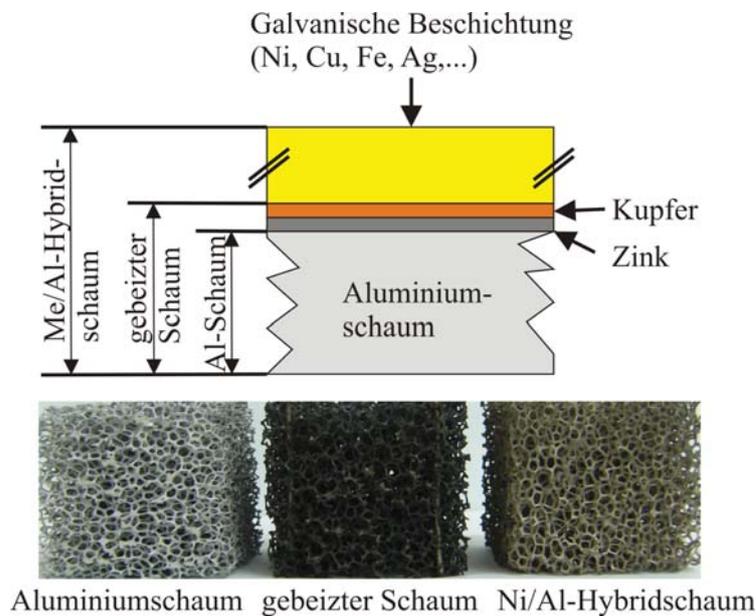


Abbildung 4.1: Schematischer Schichtaufbau bei der Beschichtung von Aluminiumschäumen (oben) und Fotos der 3 Stadien der Schäume bis zum Metall/Al-Hybridschaum (unten).

Für jeden Metallisierschritt der Oberflächenvorbehandlung wurden Transienten des Ruhepotentials aufgenommen. Die Arbeitselektrode bestand aus 10 ppi Aluminiumschaumquadern mit einer Kantenlänge von $20 \times 20 \times 40 \text{ mm}^3$, die jeweils 25 mm in den Elektrolyten eingetaucht wurden. Mittels einer Hg/Hg₂SO₄-Elektrode (0,5 M H₂SO₄) wurde das freie Korrosionspotential gegen einen Käfig aus Titanstreckmetall bestimmt (vgl. Abb. 4.2). Anhand der für die außenstromlosen Zink- und Kupferbeschichtung aufgenommenen Potential-Zeit-Kurven wurden die Beizzeiten optimiert. Die vollständige Schrittfolge der Vorbehandlung zur Beschichtung von Aluminiumschäumen ist in Tabelle 4.1 zusammengefasst. Alle Beizschritte wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Zwischen jedem Schritt wurde der Schaum in deionisiertem Wasser gespült. Die verwendete Zinkatbeize besteht aus 75 g/l ZnO und 350 g/l NaOH. Der Kupferelektrolyt für die außenstromlose Verkupferung besteht aus 150 g/l CuSO₄·5H₂O und 50 g/l H₂SO₄.

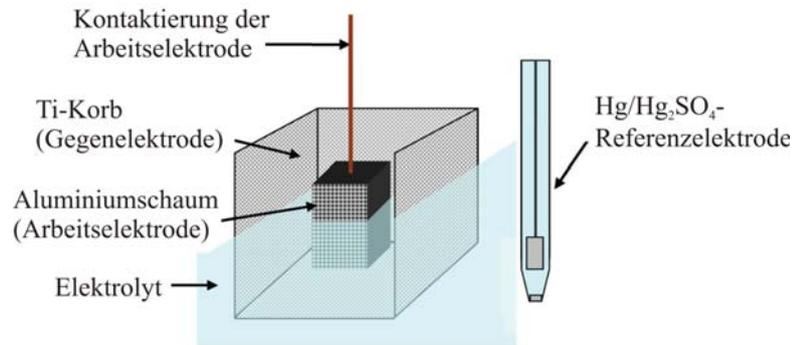


Abbildung 4.2: Versuchsaufbau für die Messung des freien Korrosionspotentials. Bei der Messung wird die Referenzelektrode an der offenen Seite des Ti-Korbs positioniert.

Tabelle 4.1: Vorbehandlungsschritte zur Beschichtung der Aluminiumschäume.

Schritt	Beizlösung	Zusammensetzung/Dauer
1	alkalische Reinigung/Beize	NaOH (20%) für 2 min
2	saure Reinigung/Dekapieren	HNO ₃ (37%) für 1 min
3	1. Zinkatbeize	für 1 min
4	Auflöse der Zn-Schicht	HNO ₃ (37%) für 15 s
5	2. Zinkatbeize	für 1 min
6	Auflöse der Zn-Schicht	HNO ₃ (37%) für 15 s
7	3. Zinkatbeize	für 1 min
8	außenstromlose Verkupferung	für 1,5 min

4.3 Instrumentelle Ausstattung und experimentelle Durchführung

4.3.1 Galvanostat und Signalgenerator

Zur galvanischen Beschichtung von Metallschäumen sind aufgrund der großen Oberfläche selbst bei geringen angewendeten Stromdichten große

Ströme erforderlich. Der Beschichtungsprozess kann sowohl im Konstantstromverfahren (DC) oder mittels Pulsstromverfahren (PED) erfolgen. Um die dazu benötigten hohen Ströme zu gewährleisten und den Strom zwischen Kathode und Anode während der Abscheidung konstant zu halten, wurde ein Bipolargalvanostat der Fa. Kepco Power Supplies Inc., ein BOP 20-20 (20V, 20A) mit dem Einkanal-funktionsgenerator Tabor WW5061 der Fa. Tabor Electronics Ltd. verwendet. Für einfache Gleichstromabscheidungen wurde teils auch ein handelsübliches Labornetzgerät der Fa. Conrad Electronic benutzt.

4.3.2 Die Abscheidzelle

Im Gegensatz zu planaren Substraten wird für die Beschichtung poröser, dreidimensionaler Materialien eine spezielle Form der Abscheidzelle mit einer speziellen Anoden-Kathoden-Anordnung benötigt. Um Metallschäume nicht nur an der äußeren geometrischen Oberfläche, sondern auch noch im Innern der Schaumstruktur zu beschichten, besteht die Anode aus einem doppelwandigen Hohlwürfel, dessen Kanten aus PVDF und die Seitenwände aus Titanstreckmetall bestehen (vgl. Abb. 4.3). Als Opferanode sind die Wände des Hohlwürfels mit Stücken aus dem abzuscheidenden Metall gefüllt. Da die Seitenwände nicht miteinander verbunden sind, muss jede Seite des Anodenwürfels einzeln kontaktiert werden. Dazu wird eine 6-beinige Spinne verwendet, die den Strom gleichmäßig vom Galvanostaten auf alle sechs Seiten verteilt. Die Kathode besteht aus dem Metallschaum, der in der Mitte der käfigartigen Anode isoliert von dem Anodenkäfig platziert wird. Zur Verhinderung der Verschmutzung des Elektrolyten mit Anodenschlamm sind die Seitenwände der Käfiganode mit einem Dialyseschlauch bespannt. Das Elektrolysengefäß besteht aus einem 5l-Becherglas, welches von unten durch einen Magnetrührer geheizt und gerührt wird. Im Falle der Proben für ballistische Versuche wurde ein 16l-Plastikbottich, der mit einem Badwärmer geheizt wird, verwendet.

Für die unterschiedlichen Probengeometrien der Schäume zur Durchführung von Druckversuchen und ballistischen Versuchen sind unterschiedliche Zellen notwendig. Für die Schäume zur Durchführung von Druckversuchen wird eine Käfiganode mit einem inneren Volumen von $80 \times 80 \times 80 \text{ mm}^3$ verwendet. Für die Beschichtung von Schaumplatten für ballistische Versuche wird der in Abbildung 4.4 (a) gezeigte Anodenkäfig mit Zwischenanodenboden

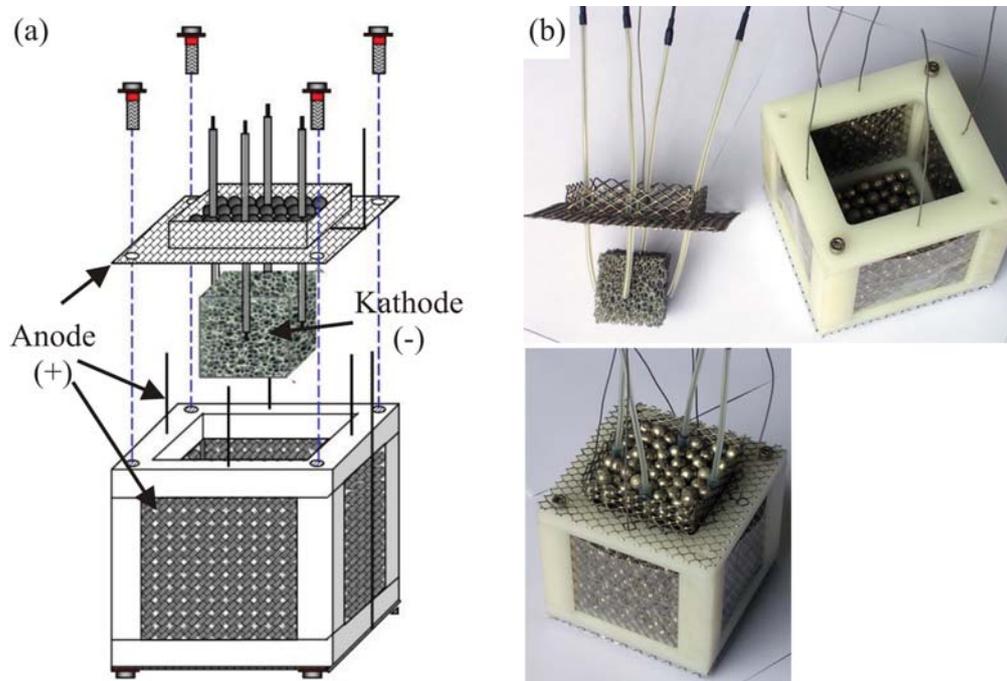


Abbildung 4.3: Schematische Darstellung des Anodenkäfigs für die Beschichtung von Metallschäumen (a). Anodenkäfig wie er für die Beschichtung von Metallschäumen für Druckversuche verwendet wurde (b).

genutzt, sodass zwei Schaumplatten gleichzeitig beschichtet werden können. Das innere Volumen des Anodenkäfigs beträgt $130 \times 130 \times 80 \text{ mm}^3$. Zur Durchführung einer Beschichtung aus einem Dispersionselektrolyten kann keine geschlossene Käfiganode verwendet werden, da die Dispersion mechanisch durch Rühren stabilisiert werden muss. Es wird ein offener 4-flügliger Anodenkäfig, wie er in Abbildung 4.4 (b) gezeigt wird, verwendet.

4.3.3 Die Elektrolyte

In dieser Arbeit werden Metallschäume zunächst mit fünf unterschiedlichen Metallen aus sechs verschiedenen Elektrolyten beschichtet. Es werden zwei verschiedene Nickelelektrolyte, ein Nickel/Korund-Dispersionselektrolyt, ein Kupfer-, ein Eisen- und ein Silberelektrolyt verwendet.

Zum einen wird ein kommerzieller Nickelsulfamat-Elektrolyt der Fa. Entho-

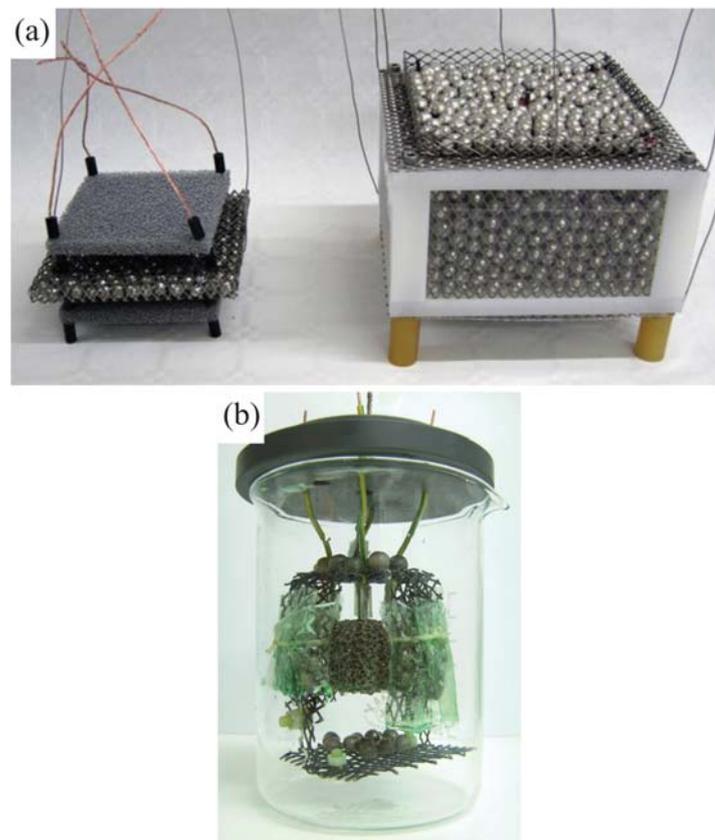


Abbildung 4.4: Anodenkäfig zur Beschichtung von Metallschaumplatten für ballistische Versuche (a). Anodenkäfig zur Beschichtung von Metallschäumen mit einem Metall-Matrix-Komposit (b).

ne GmbH, Langenfeld, mit einem Nickelgehalt von 110 g/l benutzt. Aufgrund seiner geringen inneren Spannungen wird dieser Elektrolyt üblicherweise zur Dickvernickelung eingesetzt. Als zweiter Nিকেlelektrolyt kommt ein Nickelsulfat-Elektrolyt, ein sogenannter Watts-Elektrolyt, zur Anwendung. Watts-Elektrolyte führen zu größeren inneren Spannungen in den Abscheidungen und werden deshalb nur zur Aufbringung dünner Schichten verwendet. Gegenüber dem Sulfamatelektrolyt sind die Schichten aber wesentlich härter, fester und verschleißfester, weshalb dieser Elektrolyt vor allem zur Oberflächenveredelung eingesetzt wird. Zur Herstellung einer Ni/Al₂O₃-Metall-Matrix-Kompositbeschichtung wird ein modifizierter Watts-Elektrolyt mit einem Korundgehalt von 120 g/l eingesetzt [92]. Die genauen Elektrolytzusammensetzungen, Abscheidetemperaturen und pH-Werte aller Verwendung findenden Elektrolyte sind in Tabelle 4.2 zusammengefasst. Es werden jeweils Opferanoden aus den entsprechenden Metallen

Tabelle 4.2: Elektrolytzusammensetzungen und Badparameter für unterschiedliche Beschichtungsmetalle.

Metall	Zusammensetzung	Temperatur	pH
Ni _{Sulfamat}	kommerzielles Ni-Bad 110 g/l Ni (Fa. Enthone GmbH)	50 °C	3,8
Ni _{Watts}	281 g/l NiSO ₄ ·6H ₂ O 60 g/l NiCl ₂ ·6H ₂ O 30 g/l H ₃ BO ₃ 0,2 g/l SDS (Netzmittel)	50 °C	3,8
Ni/Al ₂ O ₃	analog Ni _{Watts} 120 g/l α-Al ₂ O ₃	50 °C	3,8
Cu	200 g/l CuSO ₄ ·5H ₂ O 50 g/l H ₂ SO ₄ 0,2 g/l Netzmittel	40 °C	1,0
Fe	240 g/l FeCl ₂ ·4H ₂ O 180 g/l KCl	35 °C	1,5
Ag	kommerzielles Ag-Bad 30 g/l Ag (Fa. Wieland GmbH)	RT	12,0

benötigt. Nickel wird in Form von runden S-depolarisierten Nickelpellets und Kuper in Form von zylindrischen Stücken von der Fa. A.M.P.E.R.E. GmbH, Dietzenbach, bezogen. Die Eisenplatten und Silberstücke stammen von der Fa. Goodfellow GmbH, Bad Nauheim.

4.4 Stofftransportlimitierung poröser Elektroden

Die Beschichtung komplexer, dreidimensionaler Elektroden, wie Metallschäumen, führt zu einer speziellen Stofftransportlimitierung. Hierbei muss zwischen der Gleichstrom- und der Pulsstromabscheidung unterschieden werden. Im Falle einer Gleichstromabscheidung bilden sich vor einer nichtporösen, planaren Elektrode zwei Diffusionszonen aus (vgl. Kap. 3.3.3). Die erste Zone, die weit von der Elektroden entfernt ist, besitzt eine konstante Metallionenkonzentration. In der sich daran anschließenden zweiten

Zone direkt vor der Kathode fällt die Konzentration linear zur Kathode hin ab. Beim Diffusionsgrenzstrom wird die Konzentration an der Kathodenoberfläche gerade null [76]. Offenporige Metallschäume sind dagegen komplexere, dreidimensionale Elektrode. Der zuvor angesprochene Konzentrationsverlauf

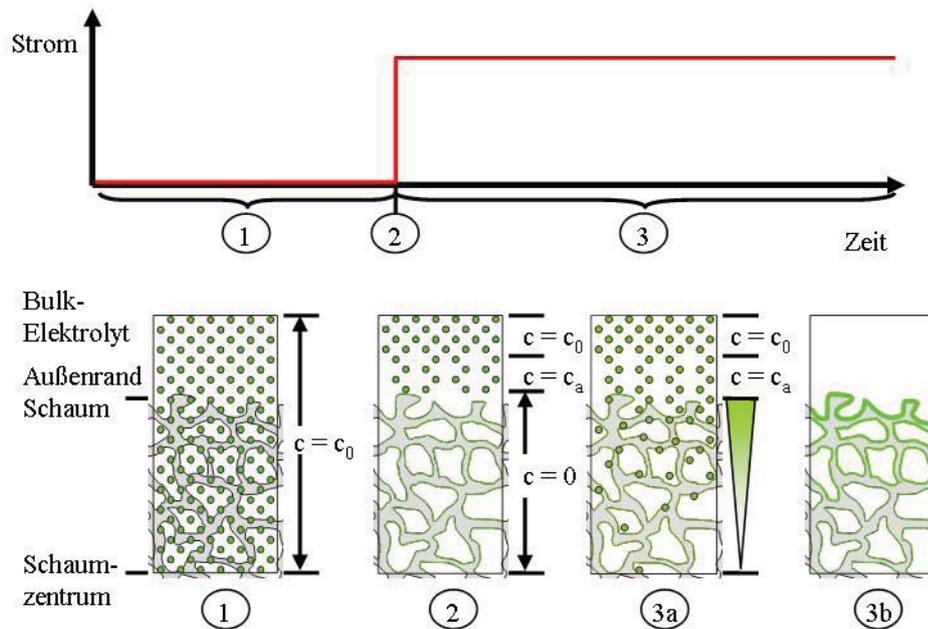


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung der Verteilung der Metallionen in einem Schaum während der Gleichstromabscheidung: kein Strom angelegt (1), Verarmung des Elektrolyten durch Stromfluss (2), Diffusion von Metallionen aus dem Bulk-elektrolyten in den Schaum (3a), inhomogene Schichtdickenverteilung durch Stofftransportlimitierung (3b).

planarer Elektroden muss in die dritte Raumrichtung ausgedehnt werden. Bei der Elektrodeposition von Schäumen kann jeder einzelne Steg in der beschriebenen Weise als planare Elektrode wirken. Das für Ströme oberhalb des Diffusionsgrenzstroms entstehende Stofftransportproblem mit der dadurch resultierender inhomogener Schichtdickenverteilung offener Schäume ist in Abbildung 4.5 schematisch dargestellt. Basierend auf der Tatsache, dass im Metallschaum in jedem Bereich, von der äußeren Oberfläche bis zum Zentrum, eine Abscheidung an Metallionen stattfindet, gelangen nur sehr wenige Metallionen zum Schaumzentrum. Im Schauminnern finden bedingt durch einen Gradienten in der Metallionenkonzentration Diffusionsprozesse statt. Diese diffusionsbedingte Stofftransportlimitierung während des Abscheide-

prozesses führt zu einer nicht einheitlichen Schichtdickenverteilung auf den Stegen. Ein zweiter Effekt, der zu einer gewissen Inhomogenität der Beschichtung führt, ist die elektromagnetische Abschirmung äußerer Schaumbereiche, die als Faradayscher Käfig wirken.

Mittels Pulsstromabscheidungen sollte eine homogenere Verteilung der Beschichtungsdicke als mittels Gleichstrom erhalten werden. Abbildung 4.6 zeigt eine schematische Darstellung der Verteilung der Metallionen in einem Schaum während einer Pulsstromabscheidung. Analog zur Gleich-

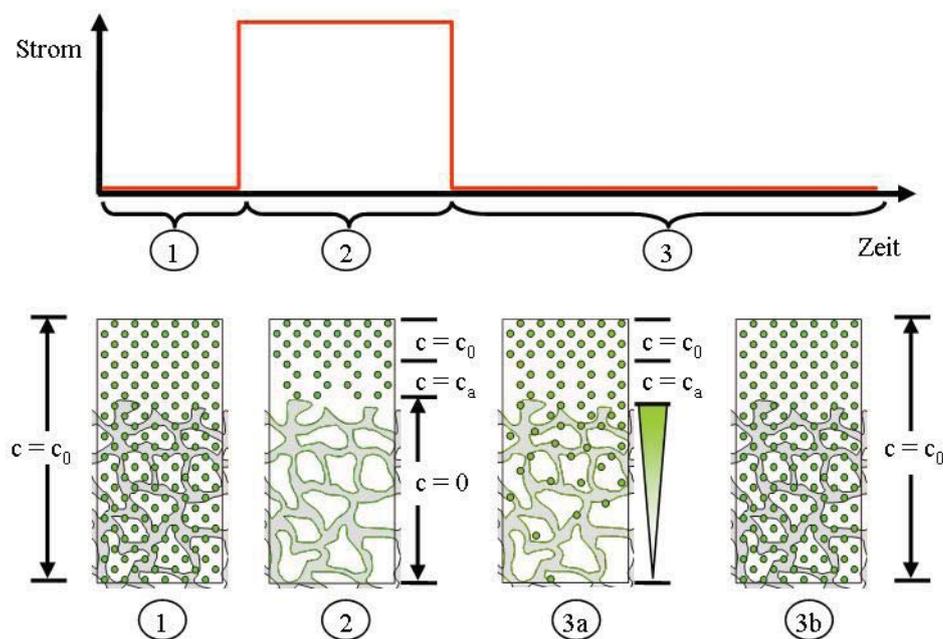


Abbildung 4.6: Schematische Darstellung der Verteilung der Metallionen in einem Schaum während der Pulsstromabscheidung: kein Strom angelegt (t_{off} -Zeit) (1), Strompuls (t_{on} -Zeit), Verarmung des Elektrolyten im Schaum (2), kein Strom angelegt (t_{off} -Zeit) (3), Diffusion der Metallionen in den Schaum entlang des Diffusionsgradienten (3a) Metallionen können ohne vorher abgeschieden zu werden zum Schaumzentrum diffundieren (3b).

stromabscheidung werden Metallionen während der t_{on} -Zeit im und in der Nähe des Schaums spontan abgeschieden. Es kommt zur Verarmung des Elektrolyten in den Poren des Schaums. Während der folgenden t_{off} -Zeit können die Metallionen aus dem Bulk elektrolyten zum Schaumzentrum diffundieren, ohne an äußeren Schaumbereichen bereits abgeschieden zu werden. Zunehm-

mende t_{off} -Zeiten sollten deshalb zu einer Verbesserung der Beschichtungshomogenität beitragen.

Zur Überwindung dieser Stofftransportlimitierung ist nicht nur eine spezielle Anoden-Kathoden-Konfiguration (vgl. Abb. 4.3) erforderlich, sondern es werden auch spezielle Abscheideparameter für die erfolgreiche und homogene Beschichtung poröser, dreidimensionaler Elektroden benötigt.

4.4.1 Optimierung der Abscheideparameter - Messung der magnetischen Flussdichteverteilung

Zur Steigerung der Homogenität der Beschichtung eines Schaums durch Optimierung der Abscheideparameter wird zuvor eine Methode benötigt, mit der es möglich ist, die Schichtdickenverteilung eines beschichteten Schaum zu visualisieren. Für ferromagnetische Beschichtungsmetalle wie Nickel wurde in dieser Arbeit in Analogie zu den mittlerweile routinemäßig an Hochtemperatursupraleitern durchgeführten Feldmessungen [25, 64, 115] eine Methode zur Visualisierung der Schichtdickenverteilung durch Messung der Verteilung der magnetischen Flussdichte entwickelt. Christides et al. [30] wendeten diese Technik ebenfalls auf Vollmaterialpermanentmagnete an.

Um Feldmessungen der magnetischen Flussdichte an beschichteten Aluminiumschäumen durchzuführen, wurden die Schaumwürfel zunächst in quadratische Platten geschnitten. Die Platten wurden senkrecht zur Querschnittsfläche dem homogenen magnetischen Feld von 256 mT einer Helmholtzspule ausgesetzt, um einen definierten magnetischen Anfangszustand der Schaumplatten zu generieren. Die Metallverteilung jedes Schaumquerschnitts wurde durch Messung der remanenten, magnetischen Flussdichteverteilung $B_z(x,y)$ mit Hilfe einer kommerziellen Hall-Sonde (Arepec, Bratislava, Slovenien; magnetische Auflösung 0,1 G) bestimmt. Mit einer fest an einem $x - y - z$ -Tisch angebrachten Hall-Sonde wurde in einem z -Abstand von 1,5 mm über die Schaumplatten gerastert. Abbildung 4.7 zeigt den Messaufbau zur Feldmessung an nickelbeschichteten Metallschäumen. Der Messbereich wurde so gewählt, dass er den dreifachen Ausmaßen des Schaums in x - und y -Richtung entspricht. Auf Basis der Änderung des gemessenen Magnetfeldes und seiner räumlichen Verteilung können Rückschlüsse auf die Schichtdickenverteilung magnetischer Metalle gezogen werden.

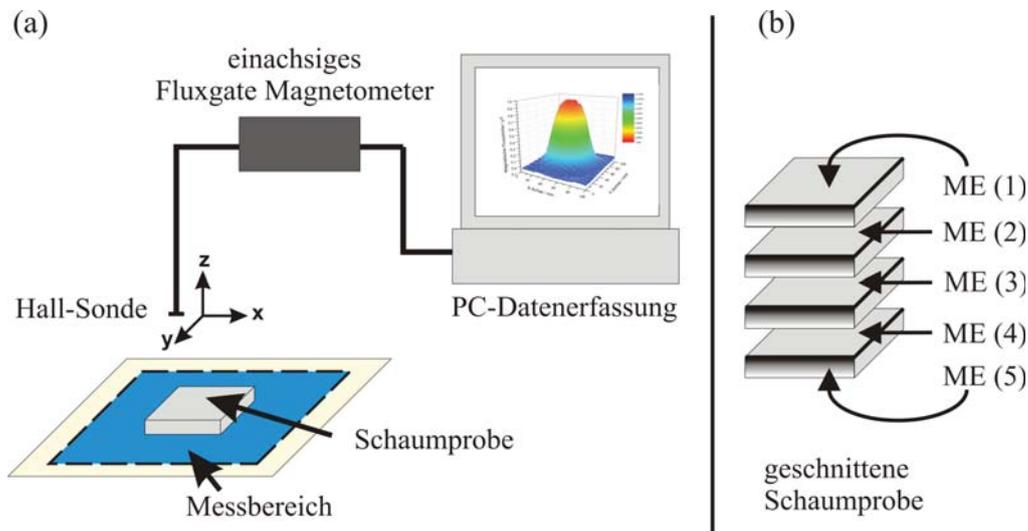


Abbildung 4.7: Schematische Darstellung des Messaufbaus zur Feldmessung an nickelbeschichteten Metallschäumen (a) und geschnittene Schaumprobe mit Kennzeichnung der einzelnen Messebenen (ME) (b).

Optimierung der mittleren Stromdichte

Zur Optimierung der mittleren Stromdichte in Gleichstromabscheidung von Nickel wurden 10 ppi Schaumwürfel ($40 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$) bei unterschiedlichen Stromdichten beschichtet. Die theoretische Schichtdicke über den gesamten Schaumquerschnitt sollte $20 \mu\text{m}$ betragen. Nach der Beschichtung wurden die Schäume in 10 mm dicke rechteckige Platten geschnitten. An jeder dieser Platten wurden Feldscans der magnetischen Flussdichte B_z durchgeführt. Die maximalen, relativen Flussdichten für die jeweils vier Platten der bei verschiedenen Stromdichten beschichteten Hybridschäume sind in Abbildung 4.8 dargestellt. Die relative magnetische Flussdichte wurde aus den Flussdichtemessungen als das Verhältnis der maximalen magnetischen Flussdichte jeder Platte und der maximal in der gesamten Schaumprobe auftretenden Flussdichte bestimmt. Die maximale Flussdichte des gesamten Schaums tritt meist an der Unterseite (ME(5)) auf. Für unterschiedliche Positionen in einem Schaum sind, aufgrund der stochastischen Verteilung der Poren, die natürliche Morphologie und die Porenstruktur nicht exakt identisch. Basierend auf dieser strukturellen Inhomogenität resultieren beispielsweise die Unterschiede in der magnetischen Flussdichte von ME(1) und ME(5). Messebenen gleicher Position im Schaum sollten sonst gleiche Schicht-

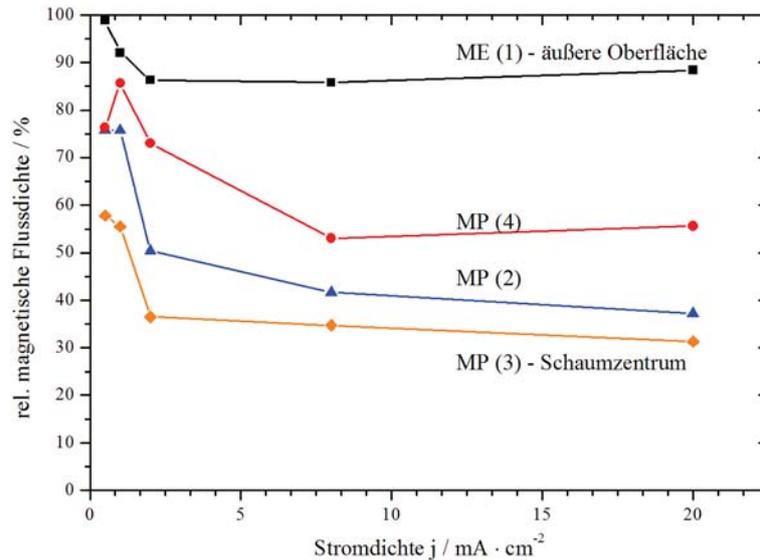


Abbildung 4.8: Relative magnetische Flussdichten der Schäume als Funktion der mittleren Stromdichte.

dicken aufweisen. Die Unterschiede in der Flussdichteverteilung von ME(2) und ME(4) sind ein Artefakt der Eindringtiefe der Hall-Sonde und resultieren aus dem unterschiedlichen Messvolumen, das in Abbildung 4.7 (b) durch den grauen Gradienten ausgedrückt wird. Das Messvolumen von ME(2) befindet sich näher am Zentrum des Schaums als ME(4). Als Konsequenz der unterschiedlichen Positionen der Messvolumina hat ME(2) eine geringere magnetische Flussdichte als ME(4).

Schäume, welche bei hohen Stromdichten beschichtet wurden, zeigen große Inhomogenitäten in der Schichtdickenverteilung von der äußeren Schaumoberfläche bis zum Zentrum. Mit zunehmender Stromdichte fällt die relative magnetische Flussdichte für jede Schaumplatte rasch auf einen annähernd konstanten Wert ab.

Der Verlauf der magnetischen Flussdichte in Abhängigkeit der Stromdichte für eine bestimmte Schaumplatte kann durch das Konzept des Diffusionsgrenzstroms von Metallionen während der Abscheidung erklärt werden und weisen auf eine direkte Proportionalität zwischen der magnetischen Flussdichte und dem Diffusionsgrenzstrom des Schaums hin. Jede Schaumplatte besitzt einen bestimmten lokalen Diffusionsgrenzstrom. Es existiert ein Gradient der Metallionenkonzentration des Elektrolyten im Innern der Po-

ren. Daher nimmt der Diffusionsgrenzstrom von Gebieten nahe der äußeren Oberfläche bis hin zum Schaumzentrum ab. Basierend auf diesem Konzept lokaler Diffusionsgrenzströme besteht ebenfalls eine direkte Proportionalität zwischen der magnetischen Flussdichte und der Schichtdicke.

Gemäß diesen Überlegungen führt eine Zunahme des Diffusionsgrenzstroms zu einer Verbesserung der Homogenität der Schichtdickenverteilung. Wie in Kapitel 3.3.3 beschrieben, kann der Grenzstrom durch Verwendung eines konzentrierteren Elektrolyten, höhere Elektrolyttemperaturen oder durch eine Steigerung des Elektrolytflusses durch den Schaum gesteigert werden. Da bereits ein hochkonzentrierter Elektrolyt verwendet wurde und die Temperatur des Elektrolyten aufgrund von dann auftretenden Zersetzungsvorgängen im Elektrolyten nicht erhöht werden kann, wurde die Elektrolytströmung während der Abscheidung durch Durchpumpen des Elektrolyten durch den Schaum gesteigert. Dadurch konnte für eine Stromdichte von 1 mA/cm^2 die relative magnetische Flussdichte im Schaumzentrum von 55,5% auf 61,3% gesteigert werden. Für eine Stromdichte von 20 mA/cm^2 wurde eine Steigerung der magnetischen Flussdichte von 31,3% auf 44,0% beobachtet. Die Verbesserung der Beschichtungshomogenität durch eine Steigerung der Intensität der Elektrolytbewegung ist größer als durch die Reduktion der Stromdichte. Dies ist der Beweis für die zuvor aufgestellte Hypothese, dass die Beschichtung von Metallschäumen mittels Elektrodeposition sehr starken Stofftransportbeschränkungen unterliegt.

Abbildung 4.9 zeigt die relativen magnetischen Flussdichten für unterschiedliche Stromdichten als Funktion der Position in den Schäumen. Mit zunehmender Stromdichte zeigt der Kurvenverlauf der magnetischen Flussdichte einen immer stärkeren exponentiellen Abfall hin zum Schaumzentrum. Es scheint, dass Schäume, die bei niedrigen Stromdichten beschichtet wurden, ein nahezu lineares Verhalten zeigen. Durch die geringe Anzahl an Datenpunkten ist es schwierig diese Messungen genauer zu interpretieren. Aus diesem Grund ist es notwendig, die Anzahl an Messebenen zu vergrößern (vgl. Abb. 4.11).

Stofftransportlimitierung bei der Elektrodeposition auf Metallschäumen

Um weitere Informationen über die Stofftransportlimitierung, wie die Metallionenkonzentration während der Abscheidung zu erhalten, wurden 10 ppi Schaumwürfel mit einer Kantenlänge von 50 mm mit Nickel bei einer mittleren Stromdichte von 8 mA/cm^2 beschichtet. Es wurden drei unterschiedliche Experimente durchgeführt: Gleichstrom (Experiment 1), Gleichstrom mit gesteigerter Elektrolytströmung durch den Schaum mittels Pumpen (Expe-

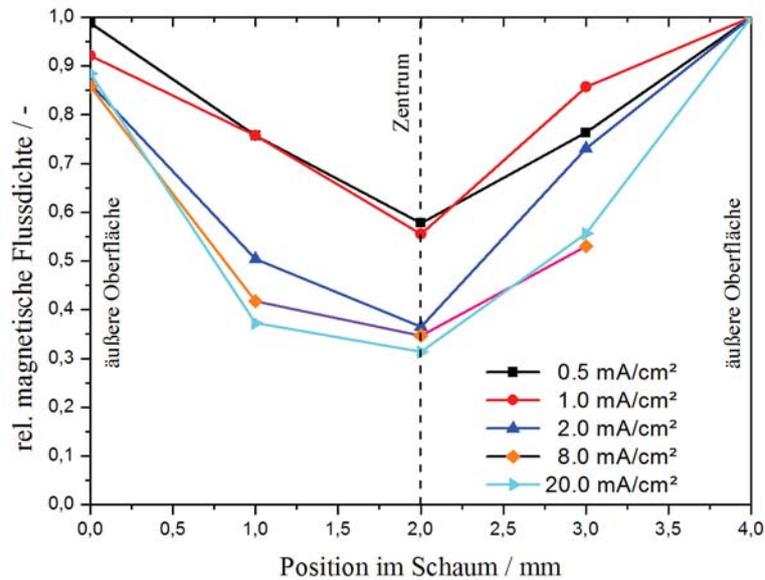


Abbildung 4.9: Relative magnetische Flussdichten in Abhängigkeit der Position im Schaum für unterschiedliche Stromdichten.

riment 2) und Pulsstrom bei einem Tastgrad von 30% und einer Frequenz von 100 Hz (Experiment 3). Bis zur Schaummitte wurden die Schäume in 5 mm dicke rechteckige Platten geschnitten. Abbildung 4.10 zeigt einmal beispielhaft die Flussdichteverteilungen der Messebenen 1 bis 6 von Experiment 1. Die aus den Feldmessungen resultierenden magnetischen Flussdichten als Funktion der Position im beschichteten Schaum sind in Abbildung 4.11 dargestellt. Die magnetische Flussdichte und damit auch die Dicke der Nickelbeschichtung nimmt von der äußeren Oberfläche bis zum Zentrum des Schaumwürfels exponentiell ab. Für Experiment 1 (DC) nimmt der Gradient der magnetischen Flussdichte zwischen zwei Platten linear zum Schaumzentrum hin ab, bis sich nahe des Schaumzentrums eine Art Sättigungswert einstellt. Aufgrund der direkten Proportionalität zwischen der magnetischen Flussdichte und der Schichtdicke muss auch eine Proportionalität zur Stromdichte an dieser Schaumposition vorliegen. Die Stromdichte ihrerseits ist nach Gleichung 3.50 proportional zur Steigung des Konzentrationsgradienten im Schaum. Der Kurvenverlauf der magnetischen Flussdichteverteilung unter Gleichstrom korreliert sehr gut mit den Stromdichteverteilungen in dicken, porösen Elektroden aus Braunstein oder anderen Materialien, wie sie für Batterien benutzt werden [47, 48, 50].

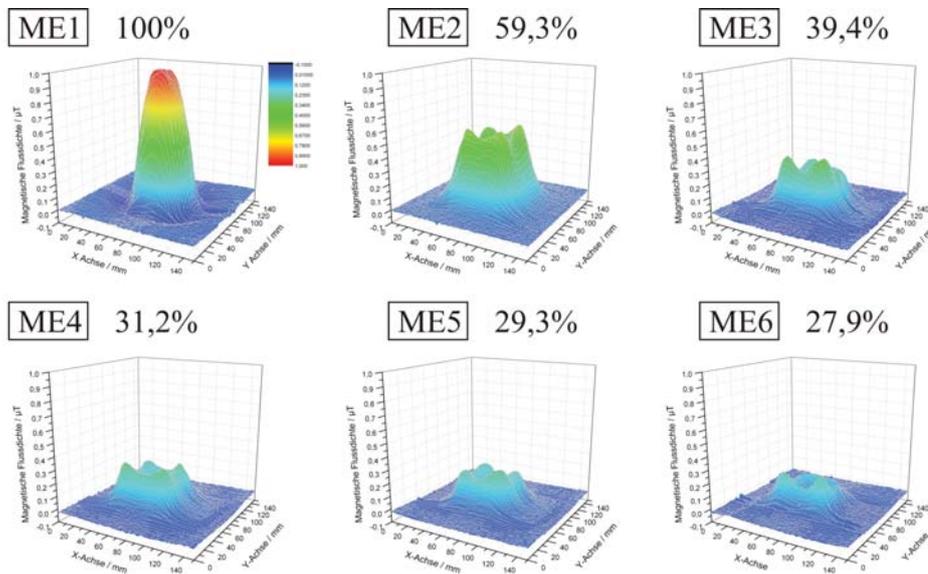


Abbildung 4.10: Verteilung der relativen magnetische Flussdichten für die Messebenen 1 bis 6 eines bei 8 mA/cm^2 mittels Gleichstrom beschichteten Schaums (Experiment 1).

Die Steigerung der Flussintensität des Elektrolyten durch den Schaum (Experiment 2) führt zu einem Anstieg der magnetischen Flussdichte im Vergleich zu dem DC beschichteten Schaum aus Experiment 1 und verbessert demgegenüber auch die Homogenität der Schichtdickenverteilung. Der Gradient zwischen den ersten drei Platten des Schaums aus Experiment 2 ist niedriger als der aus Experiment 1. Der Kurvenverlauf ist geradliniger. Der mittels PED beschichtete Schaum (Experiment 3) hat die homogenste Schichtdickenverteilung. Die Schichtdicke nimmt linear in Richtung des Schaumzentrums ab. Die Flussdichten und daher auch die Schichtdicken für jede Messebene sind wesentlich höher als für die beiden DC Experimente. Diese Zunahme in der Flussdichte macht sich am stärksten für das Schaumzentrum (ME(6)) bemerkbar.

Die PED-Abscheidung bedingt eine Änderung in der Stofftransportlimitierung. Aufgrund des alternierenden Stroms während der t_{on} - und t_{off} -Zeiten wird mittels PED eine viel einheitlichere Beschichtung als über DC erhalten. Während der t_{off} -Zeit gibt es keine elektrochemische Verarmung des Elektrolyten durch die Abscheidung. Die Metallionen können ungehindert aus dem Bulk Elektrolyten zu den Poren im Zentrum des Schaums diffundieren. Bei der PED-Abscheidung wird die Stofftransportlimitierung getrieben durch die unterdrückte Ionendiffusion zum Schaumzentrum. Diese ist dabei weniger ausgeprägt als bei einem DC-Beschichtungsprozess. Abbildung 4.12

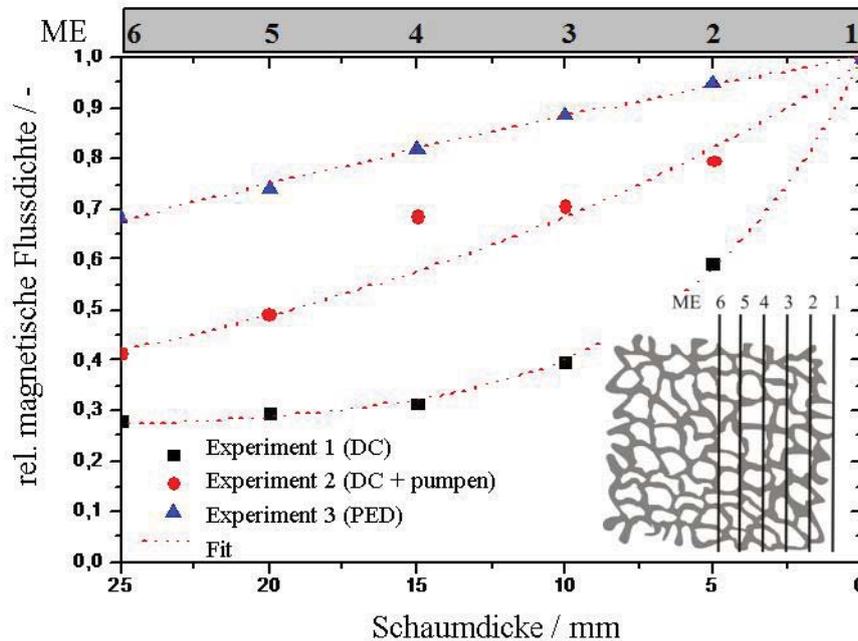


Abbildung 4.11: Relative magnetische Flussdichten für bei 8 mA/cm^2 beschichtete Schäume in Abhängigkeit der Position im Schaum für unterschiedliche Beschichtungsmoden.

zeigt die relativen magnetischen Flussdichten von Schäumen, die bei unterschiedlichen Stromdichten mit und ohne Verstärkung der Hydrodynamik und im Falle von PED-Abscheidungen bei einem Tastgrad von 50% beschichtet wurden. Als Resultat der bei PED auftretenden geringeren Verarmung an Ionen in den Poren können im Vergleich zu DC-Abscheidungen höhere Beschichtungsdicken im Schaumzentrum erreicht werden. Die Ergebnisse der Messungen zeigen, dass eine Steigerung der Hydrodynamik einen größeren Effekt auf die Beschichtungsdicke hat als die Senkung der Stromdichte.

In aktuellen Veröffentlichungen über die Beschichtung von Metallschäumen [20, 21] wurde ein Homogenitätsfaktor (Verhältnis der Beschichtungsdicke auf der äußeren Oberfläche zur Schaummitte) von 2 erhalten. Durch PED-Abscheidung bei einer Stromdichte von $j_m = 2,4 \text{ mA/cm}^2$ in Kombination mit der speziellen Konfiguration von Anode und Kathode (vgl. Abb. 4.3) konnte der Inhomogenitätsfaktor selbst für die hier verwendeten vierfach so dicken Schäume auf 1,25 reduziert werden. Niedrigere Stromdichten und Tastgrade würden bei entsprechend weiter gesteigertem Fluss des Elektrolyten durch den Schaum zu einer weiteren Steigerung der Beschichtungshomogenität beitragen.

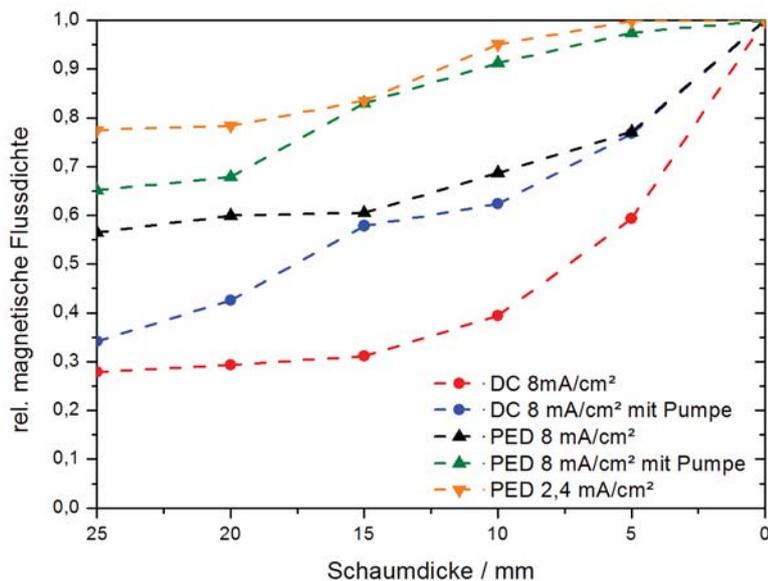


Abbildung 4.12: Relative magnetische Flussdichten für bei unterschiedliche DC und PED beschichtete Schäume in Abhängigkeit der Position im Schaum.

Aufgrund der hier erhaltenen Ergebnisse (vgl. Abb. 4.11 und 4.12) ist ohne eine Verstärkung des Elektrolytflusses unvermeidbar, dass sich eine nicht homogene Schichtdickenverteilung ausbildet. Um mittels DC-Abscheidungen eine annähernd homogene Schichtdickenverteilung zu erhalten, wird eine sehr starke Elektrolytströmung zur Steigerung der hydrodynamischen Bedingungen im Porenelektrolyt des Schaums benötigt. Auch in PED-Abscheidungen muss die Flussintensität des Elektrolyten gesteigert werden, es sind allerdings geringere Strömungen notwendig, um den gleichen Homogenitätsgrad der Beschichtung zu erreichen wie bei DC-Abscheidungen. Die Beschichtung nach dem PED-Verfahren führt zu einer homogenen Schichtdickenverteilung, bewirkt durch Beeinflussung der Nanostruktur der Beschichtung gleichzeitig allerdings eine nicht immer erwünschte Änderung der Eigenschaften der Beschichtung und dadurch des gesamten Komposits aus Beschichtung und Schaum. Es kommt beispielsweise zu einer Kornfeinung, die entsprechend der Hall-Petch-Beziehung (vgl. Gl. 3.44) zu einer Steigerung der Härte und Festigkeit der Beschichtung führt. Diese Härtesteigerung mittels PED hergestellter Beschichtungen führt gleichzeitig zu einer verminderten Duktilität und somit zu einer erhöhten Sprödigkeit der Beschichtung.

4.4.2 Ein qualitatives Modell

Zur Beschreibung der bei der Elektrodeposition offenporiger Metallschäume auftretenden Stofftransportlimitierung wurde basierend auf den oben erhaltenen Ergebnissen das in Abbildung 4.13 gezeigte Modell für Gleichstromabscheidungen entwickelt. Das Modell basiert auf einer Superposition von Helmholtzschichten δ_N mit zunehmender Schichtdicke in Richtung zum Schaumzentrum und erweitert dadurch das zweidimensionale Stofftransportmodell planarer Elektroden (vgl. Abb. 3.13) in die dritte Dimension in die Schaumstruktur. Mit zunehmendem Abstand vom Bulkelektrolyt sinkt der Konzentrationsgradient zwischen zwei benachbarten Helmholtzschichten stetig in Richtung des Schaumzentrums ab. An der äußeren Schaumober-

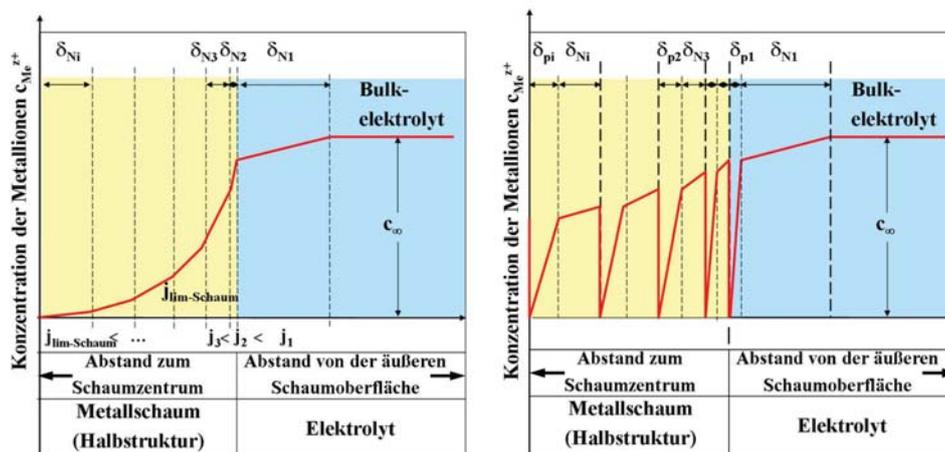


Abbildung 4.13: Modell zur Stofftransportlimitierung in Metallschäumen bei der Gleichstrom- (links) und Pulsstromabscheidung (rechts).

fläche werden die Metallionen spontan abgeschieden. Dies wiederholt sich an jeder Helmholtzschicht δ_{N1} bis zum Schaumzentrum. Basierend auf dieser großen Abnahme der Metallionenkonzentration in den ersten Porenlagen sinkt der Konzentrationsgradient zwischen benachbarten Helmholtzschichten (z. B. δ_{N2} und δ_{N3}) in Richtung zum Schaumzentrum ab, während die Dicke der Schichten ansteigt. Für jede dieser Helmholtzschichten δ_{Ni} existiert ein eigener lokaler Diffusionsgrenzstrom j_i , der von der ersten Schicht δ_{N1} bis zur letzten Schicht δ_{Ni} im Schaumzentrum abnimmt. Die Höhe dieser lokalen Diffusionsgrenzströme j_i hängt von der Position im Schaum ab. Schaumbereiche

können nur dann beschichtet werden, wenn der angelegte Strom geringer oder gleich dem lokalen Diffusionsgrenzstrom an dieser Position im Schaum ist. Der Diffusionsgrenzstrom der Helmholtzschicht δ_{Ni} entspricht dem lokalen Diffusionsgrenzstrom des Schaums $j_{lim-Schaum}$.

Bei Verwendung des gleichen Elektrolyten ist der Diffusionsgrenzstrom einer theoretischen planaren Elektrode, die die gleiche äußere Oberfläche wie ein Metallschaum besitzt, viel größer als der globale Diffusionsgrenzstrom des Schaums. Die lokalen Diffusionsgrenzströme liegen in der Größenordnung zwischen dem Diffusionsgrenzstrom des Schaums und dem einer theoretischen planaren Elektrode. Bei Anwendung des Diffusionsgrenzstroms einer theoretischen planaren Elektrode auf einem Metallschaum würde lediglich die äußere Oberfläche des Schaum beschichtet werden. Das innere Volumen bliebe unbeschichtet.

Durch Erweiterung des Modells durch einen Term, der die verstärkte Diffusion bzw. Konvektion im Schaum berücksichtigt, kann dieses Stofftransportmodell auch auf das Experiment 2, die Gleichstromabscheidung mit Pumpen, angewendet werden. Dies führt zu einer Reduktion im Konzentrationsgradienten benachbarter Helmholtzschichten und dadurch zu einer Verbreiterung der Dicke der Schichten.

Für PED-Abscheidungen muss das Modell aufgrund des alternierenden Stroms während der t_{on} - und t_{off} -Zeiten durch eine pulsierende Diffusionsschicht δ_{pi} erweitert werden. Die Metallionenkonzentration in dieser Schicht pulsiert mit der Pulsfrequenz zwischen der niedrigsten Konzentration der stationären Diffusionsschicht und Null (direkt vor der Elektrode). Die Dicke der pulsierenden Diffusionsschicht nimmt dabei mit zunehmender Pulsstromdichte, zunehmender t_{on} -Zeit und zunehmendem Tastgrad ab. Wird die gleiche Stromdichte wie bei einer Gleichstromelektrolyse verwendet, bleibt die Dicke der stationären Diffusionsschicht, der Helmholtzschicht, unverändert. Im Fall von Schäumen befindet sich die zweite Diffusionsschicht direkt vor jedem Steg. Im Modell wird daher die pulsierende Diffusionsschicht zwischen zwei Helmholtzschichten eingeführt. Während der t_{off} -Zeit steigt die Konzentration der Metallionen in der pulsierenden Diffusionsschicht wieder an und verringert dadurch die Verarmung des Porenelektrolyten in Richtung des Schaumzentrums.

Im Falle der Gleichstromabscheidung hängt der Verlauf des Konzentrationsprofils in Abbildung 4.13 von der Porengröße, der Dicke des Schaums, den hydrodynamischen Bedingungen und der mittleren Stromdichte ab. Für PED gibt es zusätzlich eine Abhängigkeit vom Tastgrad und der Pulsfrequenz.

Aufgrund der Tatsache, dass Metallschäume die Fähigkeit besitzen elektromagnetische Wellen abzuschirmen, kommt es durch die Schaumstruktur selbst, entsprechend dem Faraday-Effekt, zu einer Verminderung der an-

gewandten Stromdichte in Richtung des Schaumzentrums. Das in diesem Kapitel beschriebene Diffusionsmodell wird von dem strukturbedingtem Abschirmungseffekt überlagert. Es ist deshalb unmöglich eine vollkommenen homogene Schichtdickenverteilung mit einem Homogenitätsfaktor von 1,0 zu erhalten.

4.5 Mögliche Beschichtungen und deren Anwendungen

Prinzipiell können nach dem oben beschriebenen Verfahren alle aus wässrigen Lösungen abscheidbaren Metalle zur Beschichtung von Metallschäumen eingesetzt werden. Eine Übertragbarkeit des Verfahrens auf ionische Flüssigkeiten müsste nochmals gesondert überprüft werden.

Bisher wurden die in Abbildung 4.14 gezeigten unterschiedlichen Metallbeschichtungen auf Metallschäumen durchgeführt. Die nickel- und eisenbeschichteten Metallschäume sowie die Beschichtung mit Ni/Al₂O₃ sollten aufgrund der hohen Fettsigkeit der Beschichtungsmetalle erhöhte Steifigkeiten, Festigkeiten und Energieabsorptionsvermögen aufweisen. Dies prädestiniert diese Hybridschäume für Einsatzgebiete im Leichtbau und als Energieabsorber.

Offenporige Aluminiumschäume werden aufgrund ihrer großen Oberfläche bereits erfolgreich als Wärmetauscher eingesetzt. Die Beschichtung von Schäumen mit Kupfer erhöht aufgrund der guten thermischen Leitfähigkeit des Kupfers ebenso die thermische Leitfähigkeit der Hybridschäume. In Wärmetauschern sollte es daher zu einer noch effizienteren Wärmeübertragung kommen. Da die Leitfähigkeit eine Oberflächeneigenschaft ist, ist die Beschichtung eines Aluminiumschaums günstiger und ressourcenschonender als die Verwendung eines reinen Kupferschaums.

Ein weiteres Einsatzgebiet von Aluminiumschäumen liegt im Sanitärbereich. Hier werden feinporige Aluminiumschäume in hochpreisigen Duschköpfen zur Erzeugung eines sanften Wasservorhangs genutzt. Aluminium ist jedoch nicht resistent gegen die dort verwendeten starken Entkalkungsmitteln. Die hier gezeigte Beschichtung mit Silber bewirkt einerseits einen zuverlässigen Korrosionsschutz durch eine geschlossene Silberschicht und andererseits wird durch die Silberbeschichtung sowohl eine antibakterielle als auch eine antifouling Ausstattung der Schäume erzielt.

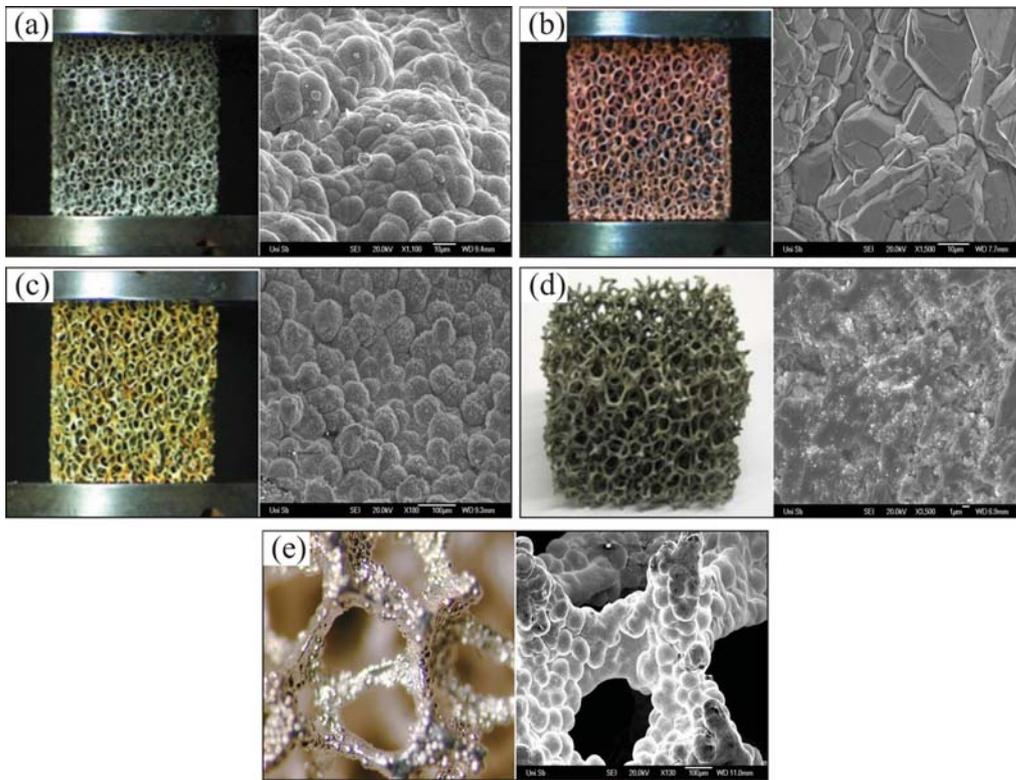


Abbildung 4.14: Unterschiedliche durchgeführte Metallbeschichtungen. Fotos (links), REM-Aufnahmen (rechts). Nickel (a), Kupfer (b), Eisen (c), Ni/Al₂O₃-MMC (d) und Silber (e).

4.6 Upscaling des Beschichtungsprozesses in den industriellen Maßstab

Um die Vorteile, die eine Beschichtung von Metallschäumen mit sich bringt tatsächlich zu nutzen und Metall-Hybridschäume in realen Anwendungen zu etablieren, muss der Beschichtungsprozess von den kleinen Schaumproben des Labormaßstabs auf technisch relevante Bauteilgrößen in den industriellen Maßstab hochskaliert werden.

Während die maximale Probengröße im Labormaßstab $100 \times 100 \times 10 \text{ mm}^3$ betrug, sollte der Beschichtungsprozess auf Schaumplatten von $250 \times 250 \times 20 \text{ mm}^3$ hochskaliert werden. Bei diesem Upscaling galt es neue verfahrenstechnische Probleme zu lösen. Zum Einen musste die Durchströmung

des Schaums während der Abscheidung durch den Elektrolyten gewährleistet werden, und zum Ändern wurden ein entsprechend größeres galvanisches Bad, ein stärkerer Galvanostat und eine größere Anode benötigt. Da dieser enorme apparative Aufwand nicht mehr mit der universitären Infrastruktur in Einklang zu bringen war, wurde der Beschichtungsprozess in Zusammenarbeit mit einer etablierten Galvanikfirma in den industriellen Maßstab hochskaliert. Für solche großen Schaumplatten ist eine Durchströmung der Schaumstruktur durch den Elektrolyten mittels Umpumpen nicht mehr praktikabel. Es könnten nur inhomogene Strömungsfelder realisiert werden. Die Durchströmung wurde stattdessen indirekt durch eine Bewegung der Schaumplatte im Elektrolyten erreicht, wodurch eine gleichmäßige Durchströmung der gesamten Platte gewährleistet wurde. Zur Senkung der Produktionszeit wurden immer drei Schaumplatten gleichzeitig in einem 6300 l großen Nickelsulfamatbad beschichtet. Die Schäume wurden dazu entsprechend Kapitel 4.2 vorbehandelt und nebeneinander auf einem großen Edelstahlrahmen befestigt (vgl. Abb. 4.15). Zur Vermeidung einer aufgrund erhöhter Stromdichten an

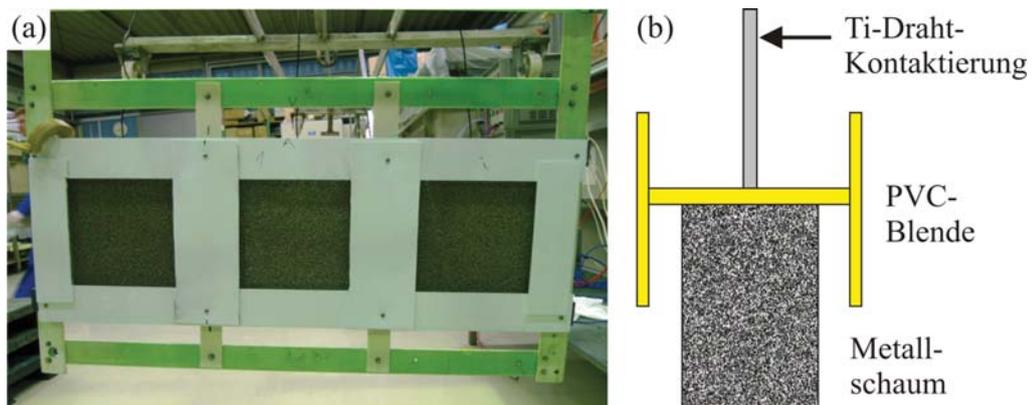


Abbildung 4.15: Upscaling des Beschichtungsprozesses: Rahmen zur Aufnahme von drei Metallschäumen (a) und schematische Darstellung der Verblendung der Schäume (b).

den Ecken und Kanten auftretenden verstärkten Abscheidung befand sich eine PVC-Blende auf beiden Seiten der Schaumplatten, die eine quadratische Öffnung vor den Schäumen aufwies. Die Blende überlappte an allen Seiten ca. 15 mm mit dem Schaum, sodass die Ecken und Kanten des Schaums nicht voll von den sich zwischen Anode und Schaum ausbildenden Feldlinien beaufschlagt wurden. Die Seitenflächen der Schäume wurden ebenfalls mit einer PVC-Blende abgeschirmt. Die Kontaktierung erfolgte über an allen vier Stirnseiten angebrachte Titandrähte. Während des galvanischen Beschichtungsprozesses wurde der senkrecht in den Elektrolyt eingetauchte Rahmen

zwischen zwei sich im Abstand von 300 mm vor und hinter dem Rahmen befindlichen planaren Anodenkörben, angetrieben durch einen Linearmotor, 150 mm in Richtung beider Opferanoden vor und zurück bewegt. Da nur recht dünne Platten von maximal 20 mm Dicke verwendet wurden, konnte auf die Anbringung von zusätzliche Anoden an den vier Stirnseiten analog zum Anodenkäfig verzichtet werden. Abgesehen von einer trotz Verblendung immer noch auftretenden verstärkten Beschichtung der Ecken und Kanten konnte der Beschichtungsprozess erfolgreich auf die größeren Schaumplatten hochskaliert werden. Die Beschichtungshomogenität muss allerdings noch durch weitere mechanische Untersuchungen sichergestellt werden (vgl. Kap. 6.1.7). Eine weitere Maßstabsvergrößerung zum Beispiel auf 1000 x 1000 x 20 mm³ große Schaumplatten ist ohne weitere Optimierung möglich.

4.7 Diskussion des Beschichtungsprozesses

Um einen Überblick über die Besonderheiten der galvanischen Beschichtung von Metallschäumen zu bekommen, werden die in diesem Kapitel erhaltenen Erkenntnisse an dieser Stelle nochmals kurz zusammengefasst:

- Zur reproduzierbaren Beschichtung unterschiedlicher Metallschäume wurde die Drahtmethode entwickelt, mit deren Hilfe es möglich ist, die Schaumoberfläche aus der Masse des Schaums abzuschätzen.
- Bevor Aluminiumschäume galvanisch beschichtet werden können ist eine mehrstufige Vorbehandlung über beizen, dekapieren und außenstromlose Abscheidungen von Zink und Kupfer notwendig, damit sich der Aluminiumschaum nicht im Elektrolyten auflöst und eine gute Adhäsion zwischen Schaum und einer galvanisch aufgetragenen Beschichtung besteht.
- Durch die poröse, dreidimensionale Struktur der Schäume kommt es während der galvanischen Beschichtung offenerporiger Metallschäume zu einer starken Stofftransportlimitierung im Innern der Schäume, die zu Inhomogenitäten der Beschichtungsstärke über die Schaumstruktur führt und eine spezielle Käfiganode bedingen.
- Zur Optimierung der Verfahrensparameter der Abscheidung wurden an nickelbeschichteten Schäumen Messungen der magnetischen Flussdich-

te durchgeführt, mittels derer es möglich war, die Stofftransportlimitierung zu visualisieren und auch zu quantifizieren. Eine Verbesserung der hydrodynamischen Verhältnisse des Elektrolyten im Schaum ist von essentieller Bedeutung. Gepulste Stromführung und niedrige Stromdichten wirken unterstützend zur Erzielung homogenerer Schichtdickenverteilungen. Aufgrund des Faradayschen Effekts sind jedoch keine zu 100% homogenen Beschichtungsdicken erreichbar.

- Es wurde ein qualitatives Modell entwickelt, das die Stofftransportlimitierung im Innern einer Schaumkathode während der Abscheidung sowohl für Gleichstrom- als auch Pulsstromelektrolysen beschreibt. Das Modell basiert im Wesentlichen auf einer Superposition der bei planaren Elektroden vorhandenen Diffusionsschichten, die sich analog dazu vor jeder Porenlage ausbilden.

In diesem Kapitel wurden die verfahrenstechnischen Besonderheiten bei der galvanischen Beschichtung von Metallschäumen aufgeklärt und die theoretischen Grundlagen, die das besondere Verhalten von Metallschäumen bedingen, ermittelt und modelliert. Durch das Verständnis sowohl der praktischen als auch der theoretischen Behandlung des Beschichtungsprozesses konnte dieser erfolgreich vom Labor- in den industriellen Maßstab hochskaliert werden.

5

Strukturelle Charakterisierung der Hybridschäume

Zur Klassifizierung von Metallschäumen und zum Ermitteln von Zusammenhängen zwischen ihrem strukturellen Aufbau und ihren mechanischen Eigenschaften sind umfassende Strukturuntersuchungen der Makro-, Meso- und Mikrostruktur erforderlich. In diesem Kapitel werden einige der verwendeten Methoden zur Strukturanalyse beschrieben sowie die an den Schäumen erhaltenen Ergebnisse dargelegt und diskutiert. Die Makro- und Mesostruktur wurden durch Makrofotographie, Lichtmikroskopie und Röntgen-Computertomographie (Röntgen-CT) untersucht. Zur Charakterisierung der Mikrostruktur dienen Gefügebilder, Rasterelektronenmikroskopie (REM), Röntgenbeugung (XRD), Electron Backscatter Diffraction (EBSD) und Nanoindentierung.

5.1 Morphologie der Metallschäume

Die Untersuchungen in dieser Arbeit beziehen sich auf offenporige Aluminiumschäume der Firma m.pore GmbH in Dresden. Die Schäume werden nach einem modifizierten Feingussverfahren hergestellt (vgl. Kap. 2.2) und bestehen aus der eher spröden Aluminiumgußlegierung $\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0.3}$. Diese Legierung wird bevorzugt für Metallschäume verwendet, da sie gute Fließeigenschaften besitzt und deshalb gut gießbar ist. Sie ist somit bestens zum Ausgießen feinsten Strukturen geeignet. Das Stegmaterial besitzt eine Druckfestigkeit $R_m = 300 \text{ MPa}$, ein Brinellhärte von 90 HB und zeigt ein typisches Gussgefüge mit Ausscheidungshärtung von Mg_2Si (vgl. Abb. 5.17). Die Schaumstruktur wird von Einheitszellen in der idealisierten Form eines Pentagondodekaeders gebildet. Die Kanten bilden die Stege der Tragwerkstruktur des Metallschaums. An jeder Kante sind drei Einheitszellen miteinander verbunden. Die Stege besitzen volle, dreieckige oder auch runde Querschnittsflächen mit konvexer Randlinie. Die einzelnen Stege weisen zwischen den Knotenpunkten eine konkave Krümmung auf, sodass es zu einer variablen Verteilung der Querschnittsausmaße über die Steglänge mit dem Minimum in der Stegmitte kommt (vgl. Abb. 5.3 (b)). Herstellungsbedingt kommt es zu dieser Materialanhäufung an den Knotenpunkten, an denen typischerweise vier Stege aufeinandertreffen. Abbildung 5.2 zeigt einen Vergleich des Spannungs-

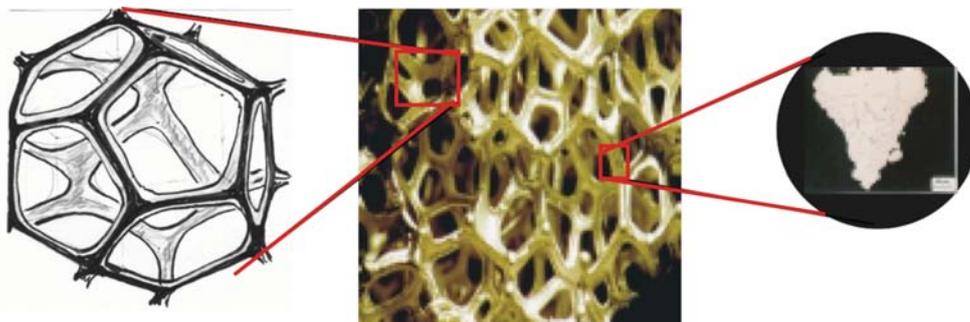


Abbildung 5.1: Einheitszelle, Metallschaum und Steg (aus Open Pore Metal Foam von D. Girlich [60]).

Verzerrungs-Diagramms der Aluminiumlegierung und eines 10 ppi-Schaums, dessen Stege aus der selben Legierung bestehen. Bedingt durch die Herstellung über das Feingussverfahren mit Platzhalterschäumen aus Polymer, weisen die Schäume geringe Anisotropien auf. Aufgrund der Schwerkraft sind die Poren in Schäumrichtung der Polymerschäume elongiert und zeigen lo-

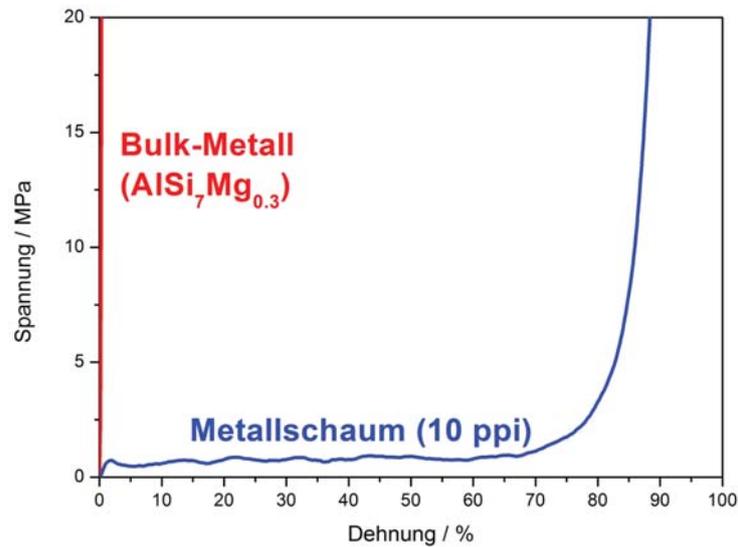


Abbildung 5.2: Vergleich des Materialverhaltens von AlSi₇Mg_{0.3}-Vollmaterial mit einem 10 ppi Schaum.

kale Schwankungen in der Porengröße (vgl. Abb. 5.3). Diese Anisotropien der Platzhalterschäume werden beim Gussverfahren auf die Metallschäume übertragen. Der Grad der Anisotropie wird durch den Anisotropieparameter $\lambda = \frac{h_1}{h_2}$ beschrieben [87]. Die Werte h_1 und h_2 stehen dabei für die Höhe einer Pore in longitudinaler bzw. transversaler Richtung, sodass sich bei ideal isotroper Porengeometrie ein $\lambda = 1$ ergibt. Die Zellstruktur zeigt meist auch nicht die ideale Pentagondodekaederform, bestehend aus zwölf gleichseitigen Fünfecken. Meist treten v. a. auch Vier- und Sechsecke auf, sodass die Struktur meist durch einen Kelvin-Schaum simuliert wird. Weitere Fehler in der Schaumstruktur sind teils geschlossene Zellen, nicht vollständig entfernter Schlicker und kleine Kugeln aus geschmolzenem Metall, die beim Erstarren an den Stegen anhafteten. Da die Eigenschaften stark von der Porenstruktur abhängen, bewirken die beschriebenen Fehlstellen und Imperfektionen in der geometrischen Struktur eine schlechte Reproduzierbarkeit. Laut Hersteller zeigen die verwendeten Schäume eine Schwankungsbreite der mechanischen Eigenschaften von $\pm 15\%$ untereinander und durch die lokalen Schwankungen in der Porengröße von $\pm 20\%$ innerhalb eines Schaums [59]. Durch die anisotrope Porengeometrie resultiert auch eine Anisotropie in den mechanischen Eigenschaften, sodass in Versuchen die Orientierung der Poren berücksichtigt werden muss [118]. Wird ein Schaum in Richtung seiner longitudinal

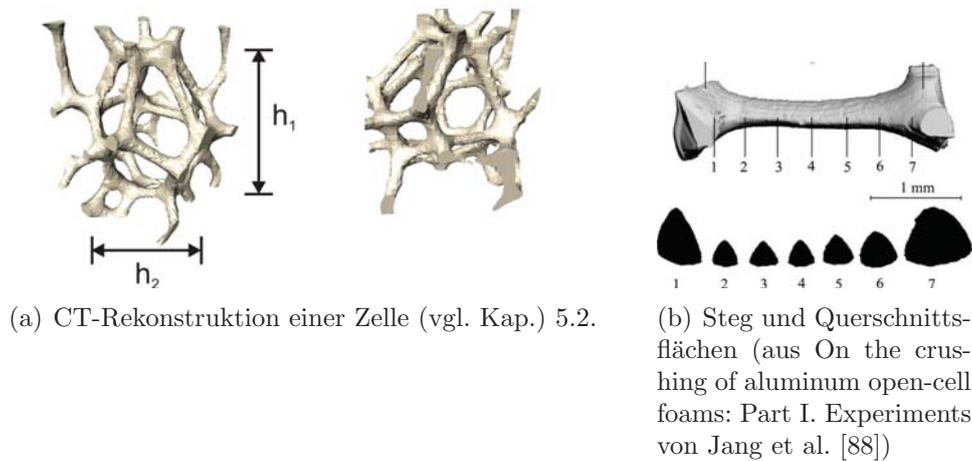


Abbildung 5.3: Zellmorphologie der verwendeten 10 ppi-Aluminiumschäume.

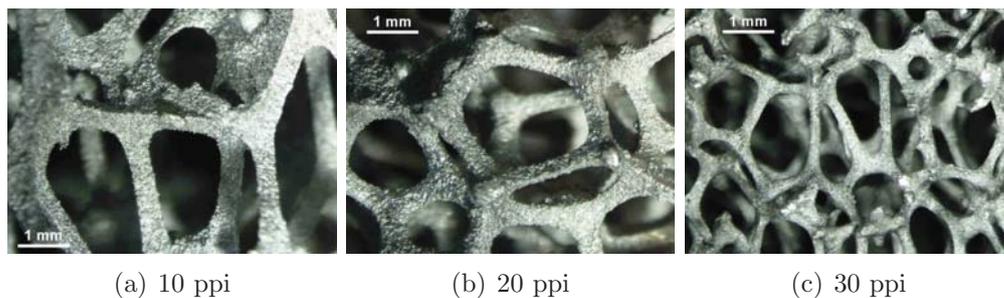


Abbildung 5.4: Mesostruktur der verwendeten Aluminiumschäume.

gestreckten Zellen belastet, resultieren daraus höhere Werte seiner mechanischen Eigenschaften wie Steifigkeit, Festigkeit und Energieabsorption als wenn er in transversaler Richtung belastet wird [88, 118].

Die Mesostruktur und die Morphologieparameter für unterschiedliche Porengrößen der verwendeten Aluminiumschäume sind in der Abbildung 5.4 und in Tabelle 5.1 zusammengefasst.

5.2 Röntgen-Computertomographie

Die Röntgen-Computertomographie (CT) ist als diagnostisches Verfahren aus der Medizin bekannt. Als zerstörungsfreies Prüfverfahren kann sie auch

Tabelle 5.1: Morphologieparameter für unterschiedliche Porengrößen.

Porengröße ppi	Porengröße mm	Stegdicke mm	Dichte g/cm ³	Porosität %	Anisotropie -
10	4,5	0,50	0,154	94,3	1,27
20	2,4	0,39	0,192	92,9	1,21
30	1,8	0,26	0,168	93,7	1,39

zur Untersuchung dreidimensionaler Bauteile in der Materialprüfung eingesetzt werden. Aufgrund des zerstörungsfreien Charakters ist diese Methode prädestiniert zur Klassifizierung und zur Aufklärung der Struktur-Eigenschaftsbeziehung von Metallschäumen. Das der CT zugrundeliegende Prinzip besteht in der Messung der Absorption, d. h. der Schwächung von Röntgenstrahlen beim Durchgang durch eine Probe entsprechend dem Lambert- Beerschen Gesetz (Gl. 5.1).

$$I = I_0 \exp(-\mu d) \quad (5.1)$$

Hierin entspricht I_0 der Intensität des einfallenden Röntgenstrahls und I der Intensität des beim Durchgang durch die Probe abgeschwächten Röntgenstrahls. Die Probendicke wird mit d bezeichnet und μ entspricht dem lineare Schwächungskoeffizienten. Für die Schwächung sind vor allem Photoabsorption sowie kohärente und inkohärente Streuung verantwortlich. Die Schwächung des Röntgenstrahls ist abhängig von der Atomzahl, der Dichte und der Dicke der Probe sowie der Energie des Röntgenstrahls. Mit zunehmender Atomzahl und Dichte steigt der Schwächungskoeffizient. Mit zunehmender Energie der Röntgenstrahlung nimmt er ab [17].

Das Messprinzip ist in Abbildung 5.5 dargestellt. Die zu untersuchende Probe ist auf einem drehbaren Tisch zwischen der Röntgenquelle und einem Detektor gelagert. Trifft ein konischer Röntgenstrahl auf die Probe wird er beim Durchstrahlen abgeschwächt. Mit einem Halbleiter-Flächendetektor hinter der Probe wird die abgeschwächte Intensität des Strahl hinter der Probe detektiert. Es wird eine röntgenographische Projektion der Probe erhalten. Um eine komplette dreidimensionale Rekonstruktion der Struktur zu erhalten, müssen Röntgenaufnahmen aus einer Vielzahl von Richtungen durchgeführt werden. Dazu wird die Probe auf dem Drehtisch schrittweise um 360° gedreht, und es werden immer wieder Röntgenbilder aufgenommen. Diese zweidimensionalen Projektionsbilder werden mit Hilfe eines mathematischen Algorithmus, der gefilterten Rückprojektion, zu einem dreidimensio-

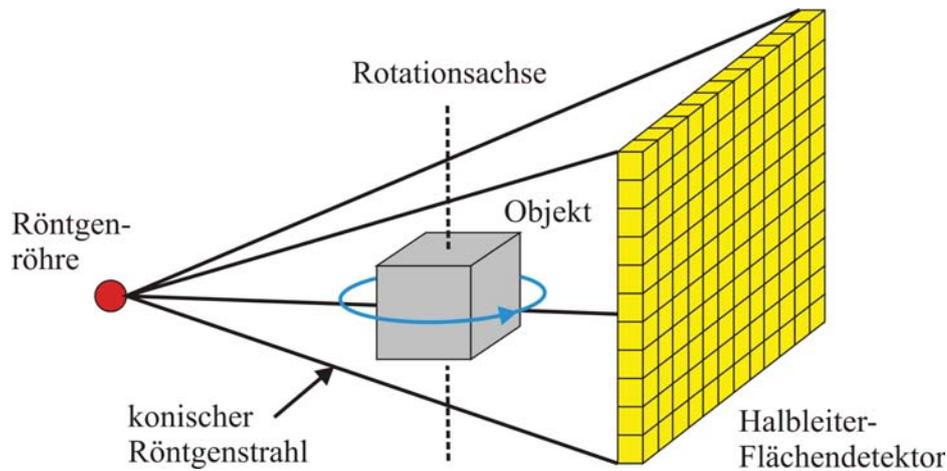


Abbildung 5.5: Prinzip der Röntgen-Computertomographie.

nen Tomogramm zusammengesetzt, das erlaubt, das Innere der Probe zu visualisieren ohne die Probe zu zerstören. Es liefert auch wahre Schnittbilder der inneren Struktur ohne Überlappungen. Das Tomogramm entspricht der räumlichen Massenverteilung der Probe. Je heller eine Stelle in der Graustufendarstellung eines zweidimensionalen CT-Bilds ist, desto größer ist die lokale Dichte. Poren besitzen die Dichte von Luft und besitzen dementsprechend einen sehr niedrigen Schwächungskoeffizienten. Poren und Luft sind als schwarze Bereiche im CT-Bild erkennbar.

Zur Untersuchung der Stegmorphologie der Aluminiumsubstratschäume sowie der Struktur und der Homogenität der Beschichtung von Ni/Al-Hybridschäumen, wurden Röntgen-CT-Aufnahmen am Fraunhofer Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren (IZFP) in Saarbrücken aufgenommen. Dazu wurden alle $0,5^\circ$ ein Bild des jeweils zu untersuchenden Schaums gemacht. Abbildung 5.6 zeigt die Graustufen-CT-Bilder zweidimensionaler Querschnitte durch die Schaummitte für einen unbeschichteten Aluminiumschaum, einen Ni/Al-Hybridschaum mit einer Schichtdicke von ca. $150\mu\text{m}$ und die dreidimensionale Rekonstruktion der eine Pore bildenden Stege. Die Stege des Aluminiumsubstratschaums besitzen einen runden oder dreieckigen Querschnitt mit abgerundeten Ecken. Da Nickel eine größere Ordnungszahl und höhere Dichte als Aluminium besitzt, schwächt Nickel den einfallenden Röntgenstrahl sehr viel stärker als Aluminium. Im CT-Bild des Hybridschaums wird Nickel deshalb viel heller als Aluminium dargestellt. Da der Röntgenstrahl durch die Nickelbeschichtung bereits sehr stark abgeschwächt wird, besitzt der Aluminiumschaum im Hybridschaum einen geringeren Kontrast als beim unbeschichteten Schaum. Für den Ni/Al-Hybridschaum zeigt sich eine überwiegend homogene Schichtdickenverteilung über den Schaumquer-

schnitt. Am Rand erscheint die Beschichtung minimal dicker. Diese Wirkung ist nicht allein auf Homogenitätsmängel zurückzuführen, sondern entsteht auch durch ein Artefakt der Röntgen-CT an dem Schaum. Analog zur Abschirmung elektrischer Felder nach dem Faraday-Prinzip und der elektromagnetischen Abschirmung, schirmt der Hybridschaum auch die Röntgenstrahlung ab. Dieser Effekt bewirkt, dass selbst bei vollkommen homogener Beschichtungsdicke die Beschichtung am Rand dicker als in der Mitte eines Querschnittes erscheint. Die Röntgen-CT-Bilder des Hybridschaums zei-

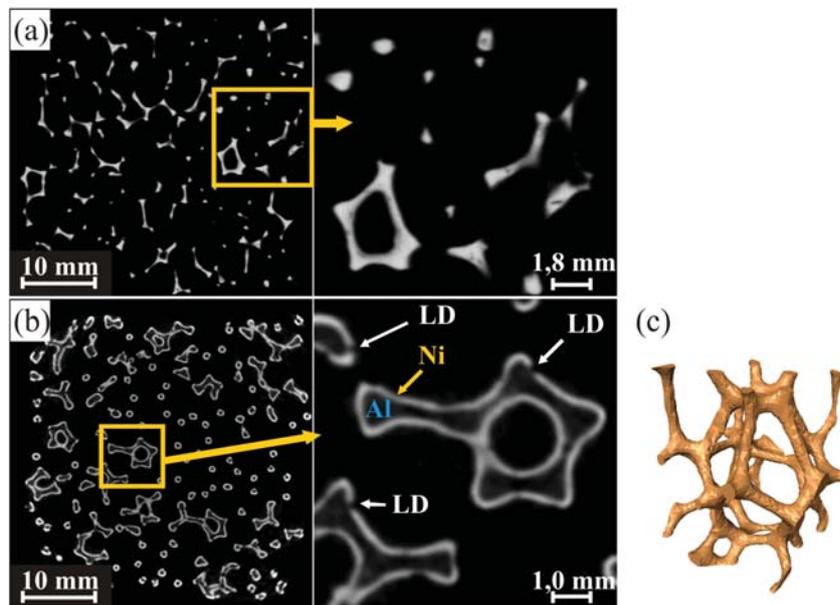


Abbildung 5.6: Graustufen-CT-Bilder eines unbeschichteten Aluminiumschaums (a) und eines Ni/Al-Hybridschaums mit einer Schichtdicke von ca. $150\mu\text{m}$ (b) sowie dreidimensionale Rekonstruktion einer Pore des Hybridschaums (c).

gen Löcher (LD: Lochdefekt) in der Beschichtung. Diese entstehen aufgrund der bei der Abscheidung auftretenden Nebenreaktion der Wasserstoffentwicklung. Anhaftende Wasserstoffblasen isolieren die darunterliegende Schaumoberfläche vom Elektrolyten und bewirken die Bildung dieser Mikroporen in der Beschichtung. Wie sich die Mikroporen auf die mechanischen Eigenschaften auswirken muss weiter untersucht werden. Durch Zusatz eines Netzmittels zum Elektrolyten kann die Bildung der Mikroporen weitgehend verhindert werden, es kommt jedoch auch zum Einbau des Netzmittels in die Beschichtung. Dies reduziert durch Kornfeinung die Duktilität der Beschichtung. Aus diesem Grund wurde auf die Zugabe eines Netzmittels zur Abscheidung verzichtet.

5.3 Röntgenbeugung

Röntgenbeugung ist eine wichtige Methode zur Bestimmung der Kristallstruktur von Materialien. Die Röntgenstrahlen wechselwirken mit den regelmäßig angeordneten Atomen eines Kristallgitters, das als natürliches Beugungsgitter für die Röntgenstrahlung fungiert. Durch Interferenz der an den Elektronenhüllen der Atome gebeugten Röntgenwellen können die Kristallstruktur der Probe, Mikroverspannungen, Textur, Kristallitgröße usw. untersucht werden.

Die Methode basiert auf der von William Lawrence Bragg 1912 hergeleiteten Braggschen Gleichung (Gleichung 5.2), die die Röntgenbeugung auf eine selektive Reflexion der Röntgenstrahlung an einer Netzebenenschar zurückführt. Die Ableitung der Gleichung erfolgt an Abbildung 5.7. Trifft ein

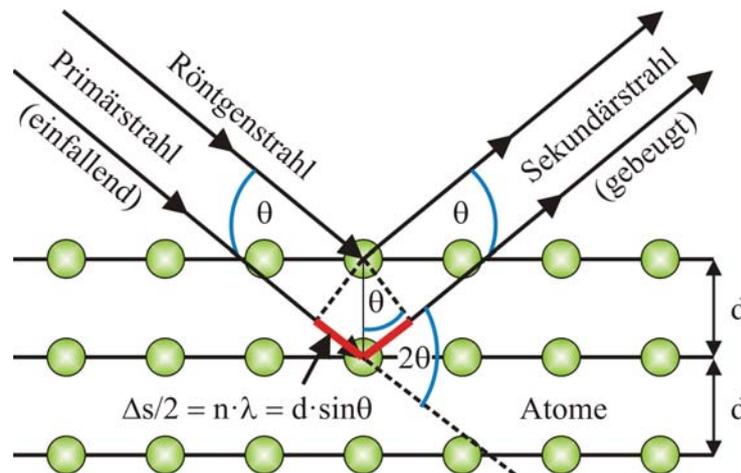


Abbildung 5.7: Beugung an einem Kristall mit Netzebenenabstand d .

monochromatischer Röntgenstrahl (Primärstrahl) auf eine kristalline Probe, wird ein Teil des Strahls an der ersten Netzebene unter dem Winkel θ gebeugt (Sekundärstrahl), ein weiterer Teil an der zweiten Netzebene usw. Damit es zu einer Interferenz der Wellen kommt, muss die Wellenlänge λ der einfallenden Röntgenstrahlung kleiner als der doppelte Netzebenenabstand sein.

Nach Bragg kommt es nur unter bestimmten Einfallswinkeln zur konstruktiven Interferenz zwischen den an den Netzebenen im Abstand d gebeugten Strahlen, ansonsten löschen sich die Wellen gerade aus. Der Einfallswinkel und der Ausfallswinkel der Röntgenstrahlung stimmen dabei überein. Konstruktive Interferenz tritt nur dann auf, wenn der durch die unterschiedliche

Eindringtiefe bedingte Gangunterschied Δs der reflektierten Röntgenwellen benachbarter Netzebenen ein ganzzahliges Vielfaches n der Wellenlänge ist. Unter dieser Voraussetzung sind die an den einzelnen Netzebenen gebeugten Wellen phasengleich.

$$\Delta s = n \lambda = 2d \sin \theta \quad (5.2)$$

Die unter den diskreten Winkeln auftretenden konstruktiven Interferenzen werden zusätzlich durch die Geräteoptik und die Realstruktur der Probe verbreitert. Aus dieser Verbreiterung der Bragg-Reflexe kann von Stoffen mit einer Kristallitgröße kleiner als 1000 nm die Kristallitgröße bestimmt werden. Die Scherrer-Gleichung gibt einen Zusammenhang zwischen der volumengemittelten Säulenlänge L_{Vol} und der Halbwertsbreite $FWHM$ (Full-Width at Half Maximum).

$$L_{Vol} = \frac{K_{Scherrer} \lambda}{FWHM \cos \theta} \quad (5.3)$$

Die Scherrerkonstante $K_{Scherrer}$ nimmt je nach Kristallitform Werte zwischen 0,78 und 0,97 ein.

Unter der Annahme monodisperser, kugelförmiger Kristalle kann die volumengewichtete Säulenlänge in die volumengemittelte Kristallitgröße D_{Vol} umgerechnet werden.

$$L_{Vol} = \frac{3}{4} D_{Vol} \quad (5.4)$$

Die Kristallitgrößenbestimmung mittels Scherreranalyse liefert nur bei monodispersen Kristallitgrößen und unter vernachlässigbaren Mikrospannungen zuverlässige Ergebnisse. Das Warren-Averbach-Verfahren [152, 153] berücksichtigt nicht nur Peakverbreiterungen durch die Kristallitgröße, sondern auch durch Mikrospannungen und Stapelfehler, durch die die Kristallitgröße bei reiner Scherrerauswertung unterschätzt würde. Desweiteren ist es mit diesem Verfahren möglich, eine Verteilungsfunktion der Kristallitgröße zu bestimmen. Es beschränkt sich daher nicht nur auf monodisperse Kristallite.

Zur Bestimmung der Kristallitgröße der Schaumbeschichtungen wurde ein Röntgenpulverdiffraktometer des Typs X'Pert Pro MPD der Fa. PANalytical B.V. in Θ/Θ -Geometrie und mit einem eindimensionalen, orts aufgelösten Detektor (X'Cellerator) verwendet. Bei den Messungen wurde ein Winkelbereich von $2\theta = 30^\circ$ bis 120° erfasst. Die Beschleunigungsspannung der Röntgenröhre betrug 45 kV, der an der Anode anliegende Strom 40 mA.

Da es mit den zur Verfügung stehenden Mitteln nicht möglich war, an einem einzigen Steg eines Schaums eine Diffraktometermessung durchzuführen, wurden ca. 1 cm^3 große Proben aus einer Schaumprobe geschnitten und mittels einer hydraulischen Presse zu einer planaren Röntgenprobe vollständig

Tabelle 5.2: Kennzeichnung, Abscheideparameter und Kristallitgrößen für unterschiedliche Beschichtungen.

Kennung	Modus	j_m mA/cm ²	j_P mA/cm ²	Kristallitgröße nm
Ni _{DC}	DC	0,45	-	43
Ni _{PED}	PED	0,45	1,8	28
Ni _{DC,SW}	DC	0,45	-	50
Ni _{PED,SW}	PED	0,45	1,8	16
Cu _{DC}	DC	0,45	-	93
Cu _{PED,SW}	PED	0,45	1,8	130

komprimiert und anschließend röntgenographisch vermessen. Aufgrund der Probenvorbereitung treten meist auch Reflexe des Aluminiumschaums in den Diffraktogrammen auf. Bei der Beschichtung mit Eisen überlagern sich die Eisen- und Aluminiumreflexe. Aus diesem Grund konnte bei der Eisenbeschichtung keine Kristallitgröße bestimmt werden. Da die beschichteten Schäume sehr rasch an der Luft rosteten, kann von einer nanokristallinen Kristallitgröße ausgegangen werden. Die Kristallitgrößen der Beschichtungen wurden mittels eines modifizierten Warren-Averbach-Verfahrens bestimmt [117]. Die Kristallitgrößen der übrigen beschichteten Schäume sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst.

Bei der Beschichtung mit Nickel werden mittels Pulsstrom geringere Kristallitgrößen als mit Gleichstrom erhalten. Dies sollte nach der Hall-Petch-Beziehung eine Härtung der PED-Beschichtung bewirken und muss in mechanischen Untersuchungen weiter geklärt werden. Die Kristallitgrößen von Kupfer sind mehr als doppelt so groß wie die von Nickel und liegen am oberen Rand der Bestimmungsgrenze dieser Methode. Da Kupfer ohnehin wesentlich geringere Festigkeiten als Nickel aufweist, wird dies durch den Unterschied in der Kristallitgröße weiter verstärkt.

Zur Untersuchung des Temperatureinflusses auf die Kristallitgröße wurde ein kubischer Ni_{PED} mit einer Kantenlänge von 40 mm in 8 Würfel mit einer Kantenlänge von 20 mm geteilt. Es wurden einstündige Temperversuche an den Würfeln durchgeführt. Die Temperatur wurde in 50 K-Schritten von 50°C bis 350°C gesteigert. Höhere Temperaturen wurden nicht untersucht, da es dabei unter Luftatmosphäre zur Bildung von kanzerogenem Nickeloxid kommt. Abbildung 5.8 zeigt die jeweiligen Kristallitgrößen in Abhängigkeit von der Temperatur. Bei 50°C zeigt sich noch kein Unterschied zu der ungetemperten Probe, da diese auch bei einer Badtemperatur von 50°C abgeschie-

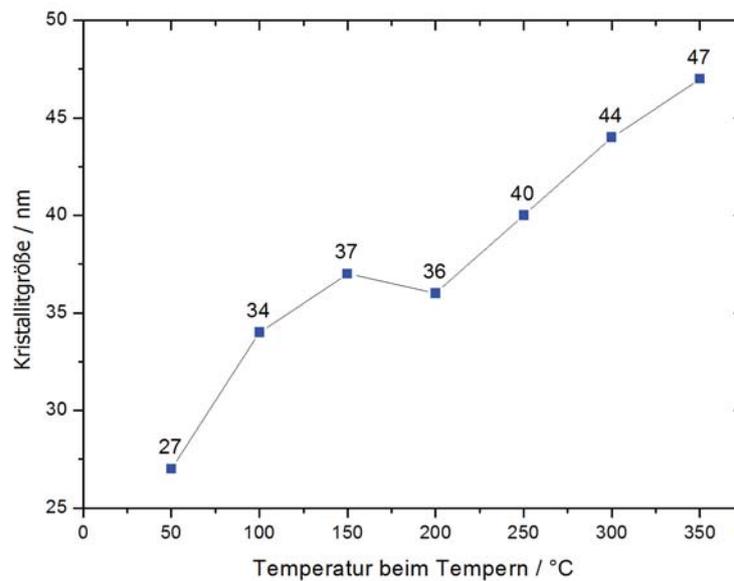


Abbildung 5.8: Kristallitgrößen in Abhängigkeit der Temperatur.

den wurden. Mit weiter zunehmender Temperatur steigt die Kristallitgröße langsam stetig an. Es ist jedoch nicht möglich, Kristallitgrößen über 50 nm mittels Tempern zu erzeugen, um dadurch den Beschichtungen zu mehr Duktilität zu verhelfen.

5.4 Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

Electron Backscatter Diffraction (EBSD) oder auch Orientation imaging microscopy (OIM) genannt ist eine Methode zur orts aufgelösten Bestimmung von Kristallstrukturen und Kornorientierungen im Rasterelektronenmikroskop. EBSD basiert auf der Beugung rückgestreuter Elektronen an den Netzebenen einer massiven Probe im Elektronenmikroskop. Das Messprinzip ist in Abbildung 5.9 dargestellt. Trifft ein einfallender Elektronenstrahl (Primärstrahl) auf eine im Winkel von 70° gegen die Horizontale, d. h. 20° gegen den Primärstrahl geneigte Probe, wechselwirken die Elektronen in der Wechselwirkungszone (rot) bis zu 20 nm tief mit der Probe und werden dort

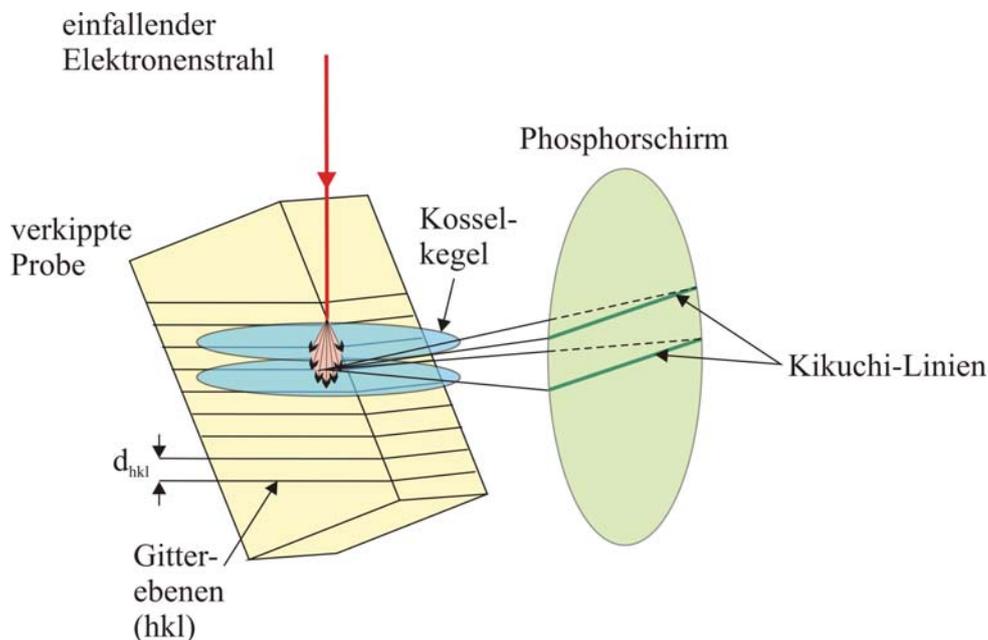


Abbildung 5.9: Erzeugung von Kikuchi-Linien beim EBSD-Verfahren.

elastisch gestreut. Im Material bildet sich nahe der Oberfläche eine in alle Richtungen im Kristall gleichmäßig abstrahlende Punktquelle für Elektronen. Aufgrund der in der Probe liegenden homogen strahlenden Punktquelle gibt es für jede Netzebene im Kristall Elektronen, die die Braggbedingung (vgl. Gl. 5.2) erfüllen. Diese werden an den Netzebenen gebeugt. Für jede Netzebene bilden sich zwei Beugungskegel, die sogenannten Kosselkegel (blau), rückgestreuter Elektronen aus. Die Schnitte dieser Kegelmäntel auf einem sich nahe der Probe befindlichem Phosphorschirm sind Geraden und bilden die sogenannten Kikuchi-Linien. Mit Hilfe einer im 90° -Winkel zum Primärstrahl hinter dem Phosphorschirm angebrachten CCD-Kamera werden die Linien detektiert und ausgewertet. Aufgrund der in der Probe liegenden Elektronenquelle werden bei einer Rotation der Probe die Kikuchi-Linien einfach mitgedreht, d. h. sie verändern ihre Lage zueinander nicht. Aus der Breite, der Intensität und der Lage der Kikuchi-Linien zueinander können der Netzebenenabstand, die Kristallstruktur und die Orientierung einzelner Körner bestimmt werden [83]. Um die Kornorientierung eines ganzen Bereichs einer Probe in Form einer Orientierungskarte (IPF, Inverse Pole Figure) zu erhalten, wird mit dem Elektronenstrahl über einen ausgewählten Bereich Punkt für Punkt abgerastert und für jede Stelle das Kikuchi-Beugungsmuster aufgenommen. Die erhaltenen Kikuchi-Muster werden automatisch mittels einer Software indiziert und analysiert.

EBSD verbindet die bisherigen traditionellen Methoden zur kristallographischen Untersuchung kristalliner Materialien, wie Röntgenbeugung und Transmissionselektronenmikroskopie und fügt den entscheidenden Vorteil einer hohen räumlichen Auflösung hinzu [96, 97]. Der Vorteil von EBSD gegenüber der Röntgenbeugung ist, dass mittels EBSD wesentlich detailliertere Ergebnisse erhalten werden und die lokale Textur für ganze Probenbereiche mit einer Auflösung von 20 nm aufgenommen werden kann. Desweiteren können mittels der EBSD-Technik nicht nur Polfiguren, sondern auch inverse Polfiguren, Orientierungskarten, Image Quality Karten (IQ-Karten) und Korngrößenkarten aus den Messwerten berechnet werden [98]. Die Image Quality Karte ist analog zum REM-Rückstreuелеktronen Bild der Probe und gibt Auskunft über die lokale Kristallinität des untersuchten Bereiches der Probe. Orientierungskarten (IPF) werden üblicherweise in (001)-Richtung gezeigt, d.h. die Körner sind entsprechend ihrer kristallographischen Orientierung senkrecht zur Probenoberfläche farbkodiert.

Zur EBSD-Analyse an beschichteten Aluminiumschäumen wurde ein Rasterelektronenmikroskop der Fa. Jeol (JSM-7000F) mit einer EBSD-Analyseeinheit der Fa. TexSEM Laboratories (EDAX) verwendet. Die Kikuchi-Muster wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 15 kV erzeugt und mit einem DigiView 3 Detektor Kamerasystem aufgenommen.

Als Proben für die Durchführung von EBSD-Messungen an einem Ni/Al- und einem Cu/Al-Hybridschaum wurden $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ Würfel aus größeren Proben herausgeschnitten. Da die Beugungsbilder aus der Oberflächenschicht einer Probe erzeugt werden, ist EBSD ein sehr oberflächenintensives Verfahren. Jede Unebenheit in der Probenoberfläche führt zu einer Verschlechterung der Beugungsmuster. Aus diesem Grund ist eine sorgfältige Probenvorbereitung durch Schleifen und Polieren erforderlich. Die Schaumwürfel wurden dazu nass mit SiO-Papieren mit einer Körnung von 320 bis 4000 geschliffen und anschließend mit einer $3 \mu\text{m}$ Diamantdispersion bis hinunter zu einer 50 nm kolloidalen Korunddispersion (AP-A) poliert. Die Proben wurden danach mehrere Minuten im Ultraschallbad in Aceton und anschließend in einem Isopropanol/Ethanol-Gemisch (50:50) gereinigt.

Abbildung 5.10 zeigt die IPF-Karte in (001)-Richtung und die IQ-Karte für eine massive, elektrochemisch hergestellte Nickelplatte (Scanbereich $60 \times 60 \mu\text{m}^2$, Stepsize $0,065 \mu\text{m}$). Der Farbcode der zugehörigen kristallographischen Orientierungen der Körner senkrecht zur Probenoberfläche ist durch das stereographische Dreieck gegeben. Für elektrochemisch hergestellte Proben üblich, besitzt die Nickel-Bulkprobe eine starke Textur in (001)-Richtung, die zu einem Stängelwachstum in Abscheiderichtung führt. Die Bulkprobe verfügt über ein anormales Kornwachstum mit vereinzelt großen Körnern, die von einer wesentlich feinkristallineren Matrix umgeben sind.

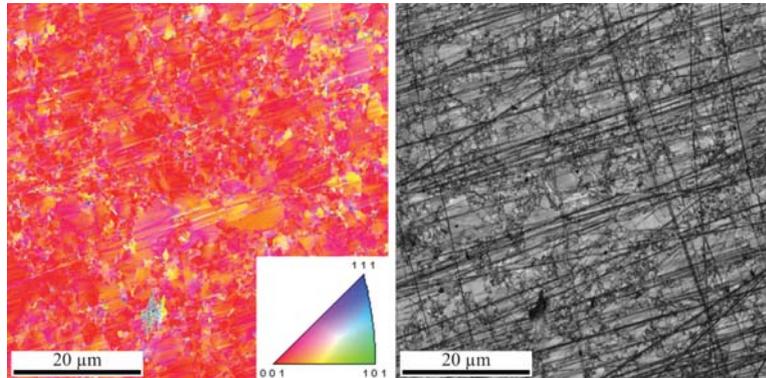


Abbildung 5.10: IPF- (links) und IQ-Karte (rechts) für eine mittels Elektrodeposition hergestellte Bulk-Nickelprobe.

Für die Hybridschaumproben wird ein deutlich anderes Ergebnis erhalten. Abbildung 5.11 zeigt die IQ-Karten und die IPF-Karten für einen Ni/Al- und einen Cu/Al-Hybridschaum mit einer Beschichtungsdicke von jeweils $150\ \mu\text{m}$ (Scanbereich $90 \times 90\ \mu\text{m}^2$, Step size $0,4\ \mu\text{m}$). Der Farbcode der zugehörigen kristallographischen Orientierungen der Körner senkrecht zur Probenoberfläche ist durch das stereographische Dreieck gegeben. Da Nickel und Kupfer beide eine kubisch-flächenzentrierte Kristallstruktur besitzen und zur gleichen Raumgruppe gehören ($Fm\bar{3}m$), gilt für beide das gleiche stereographische Dreieck. Am linken Rand des Ni/Al-Hybridschaums und in der linken, oberen Ecke des Cu/Al-Hybridschaums ist der Aluminiumsubstratschaum zu sehen. Der Ni/Al-Hybridschaum besitzt eine deutlich feinere Korngröße als der Cu/Al-Hybridschaum. Dessen Körner sind stark vergrößert und weisen teils Zwillingskorngrenzen auf. Aufgrund der riesigen Korngröße der Kupferbeschichtung und der daraus resultierenden geringen Kornanzahl im untersuchten Bereich, kann für den Cu/Al-Hybridschaum keine Vorzugsorientierung bestimmt werden. Da auch die in der IQ-Karte gezeigte Kristallinität der Kupferbeschichtung nicht sehr gut ist, beschränken sich die weiteren Untersuchungen auf den Ni/Al-Hybridschaum.

An der Phasengrenze Aluminium/Nickel gibt es eine Schicht sehr kleiner Nickelkörner. Daran schließen sich in Wachstumsrichtung elongierte, größere Körner an, die von der Phasengrenze wegorientiert sind. Auf den ersten Blick besitzen die Körner des Ni/Al-Hybridschaums eine regellose Orientierungsverteilung. Bei genauerer Betrachtung fällt auf, dass die Probe in zwei größere Bereiche A und B unterteilt werden kann, einen blau ((111)-Richtung) und einen rot ((001)-Richtung) dominierten Bereich. In Abbildung 5.12 wurden diese Bereiche getrennt voneinander betrachtet. Im rot dominierten Bereich B sind die elongierten Körner in einem 45° -Winkel geneigt. Im blau do-

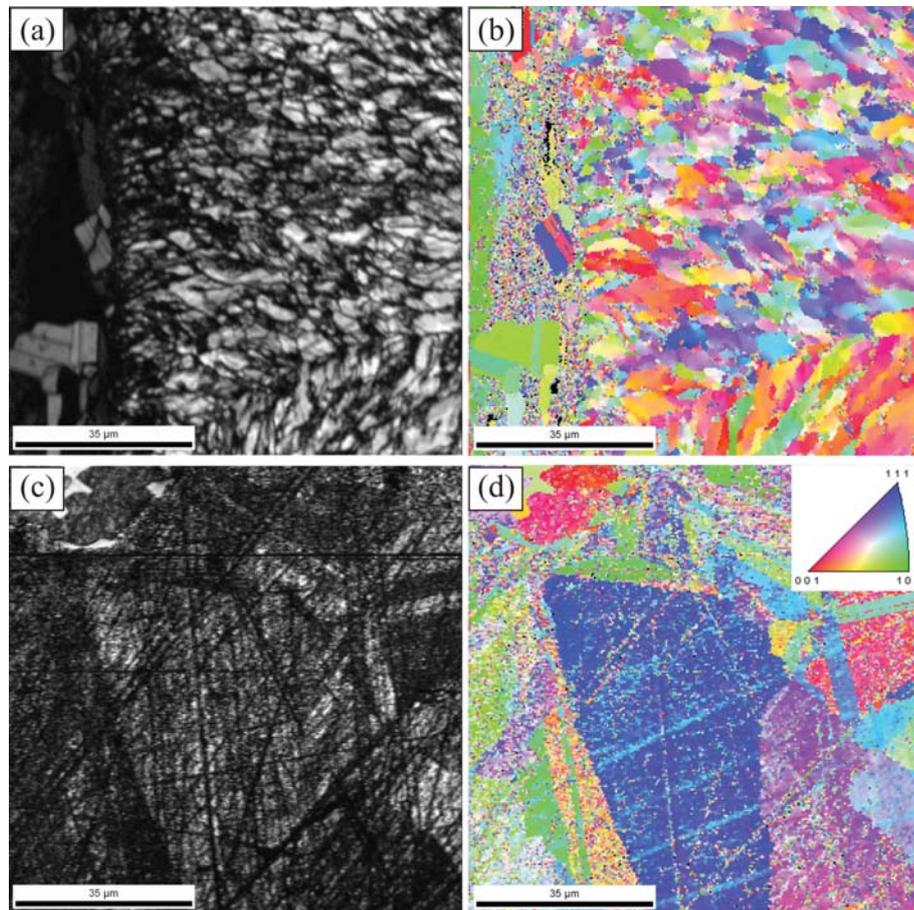


Abbildung 5.11: IQ-Karten (a), (c) und IPF-Karten in (001)-Richtung (b), (d) eines Ni/Al- (oben) und eines Cu/Al-Hybridschaums (unten). Die Orientierungen können anhand des farbkodierten stereographischen Dreiecks zugeordnet werden.

minierten Bereich A sind die Körner weniger stark elongiert und senkrecht zur Oberfläche des Aluminiumschaums orientiert. Während im roten Bereich fast ausschließlich die elongierten Körner vorkommen, zeigt der blaue Bereich A ein anormales Kornwachstum. Die elongierten Körner sind an den Korngrenzen von viel kleineren Körnern umgeben. Zur genaueren Charakterisierung der Vorzugsorientierung wurden für beide Bereiche die Polfiguren und die inversen Polfiguren in (110)-Richtung aufgenommen (vgl. Abb. 5.13). Im blauen Bereich A liegt eine Fasertextur mit starker Fehlorientierung vor. Die (111)-Richtung dominiert. Die Fehlorientierung geht v. a. in (001)-Richtung. Die Einheitszellen sind so ausgerichtet, dass die Elementarzellen auf einer Ecke stehen. Die Fasertextur betrifft elongierte Körner, deren lange Ach-

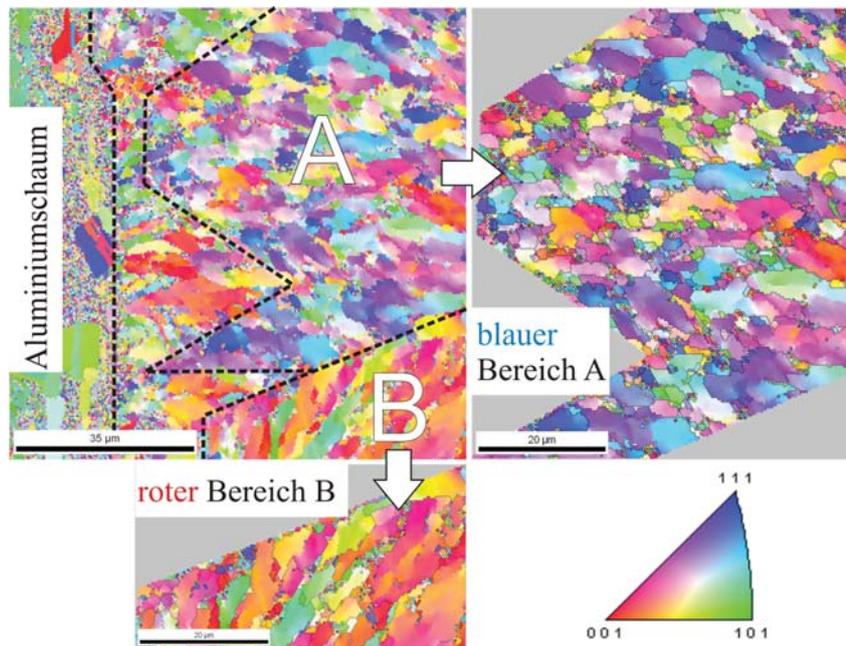


Abbildung 5.12: IPF-Karte des Ni/Al-Hybridschaums in (001)-Richtung mit Aufteilung in roten und blauen Bereich, die als Korngrößenkarte dargestellt sind.

se etwas geneigt zur Probenoberfläche stehen. Dem roten Bereich B liegt eine Würfeltextrur mit geringer Fehlorientierung zugrunde. Die Vorzugsorientierung ist bezüglich der (001)-Richtung. Die Fehlorientierung geht in die (101)-Richtung und äußert sich auch in der teils grünen Schraffierung in der IPF-Karte. Die würfelförmige Einheitszelle liegt auf einer Seitenfläche.

Zur weiterführenden Untersuchung der Textur wurden an einer weiteren Stelle im Ni/Al-Hybridschaum (Scanbereich $60 \times 60 \mu\text{m}^2$, Stepsize $0,065 \mu\text{m}$) EBSD-Messungen und gleichzeitig Element-Mappings zur Phasenanalyse durchgeführt. Abbildung 5.14 zeigt die Orientierungs-Karte, die Kristallinitätskarte und die Element-Mappings von Aluminium, Silizium und Nickel. Auch an dieser Stelle kommt es in der Orientierungskarte zur Ausbildung von Bereichen unterschiedlicher Vorzugsorientierung. Wie man an der Lage in einer Ecke des Stegs des Metallschaums erkennen kann, resultiert diese Textursepuration aus den Unebenheiten der Stegoberfläche, indem Wachstumskanten aus unterschiedlichen Richtungen zusammenstoßen. Ein Vergleich der Element-Mappings mit den Orientierungskarten identifiziert die Kristalle mit hoher Image Quality im Bereich des Aluminiumschaums als Siliziumausscheidungen. Vor allem wenn diese an der Phasengrenze Al/Ni liegen weist die Nickelbeschichtung in der ersten Grenzschicht sehr kleine globuläre

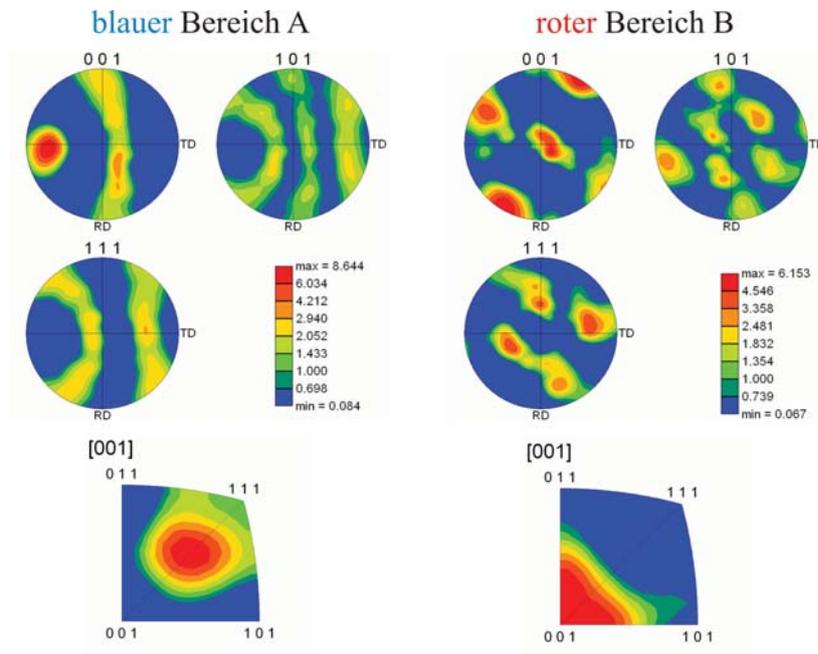


Abbildung 5.13: Polfiguren für den blauen und roten Bereich in (001)-, (100)- und (110)-Richtung und inverse Polfiguren.

Körner auf. An diese Grenzschicht schließen sich wie zuvor größere, elongierte Körner an. Es zeigt sich wie in der Bulkprobe ein Stängelwachstum von Nickel in Wachstumsrichtung. Im Gegensatz zur Bulkprobe befindet sich die Wachstumsrichtung beim Schaum nicht senkrecht zur Schlißfläche, sondern liegt im Extremfall sogar in der Schlißfläche. Aufgrund der Krümmung der Stege und der rauen Oberfläche stoßen an bestimmten Stelle in unterschiedliche Richtungen wachsende Schichten zusammen. Diese bilden die Bereiche unterschiedlicher Textur. Das Stängelwachstum findet immer senkrecht zur Schaumoberfläche in (001)-Richtung statt. Aufgrund der dreidimensionalen Abscheidung auf gekrümmten Stegen (vgl. Abb. 5.15) liegt die Wachstumsrichtung nicht immer in der Ebene der Probenoberfläche, sondern kann auch in unterschiedlichen Winkeln schräg dazu verlaufen. In der Schlißebene resultieren daraus unterschiedliche Vorzugsorientierungen, wenn gleich in Bezug auf die Stegoberfläche die gleiche Textur vorliegt. Bedingt durch die dreidimensionale Schaumstruktur kommt es trotz starker Anisotropie im Schichtwachstum makroskopisch zu einer isotropen, kristallographischen Orientierungsverteilung der Körner und begünstigt dadurch ein isotropes Materialverhalten. Dies könnte als „strukturinduzierte Isotropie“ bezeichnet werden. So verläuft das Schichtwachstum des roten Bereichs aus Abbildung 5.13 mit der Würfeltextur in der Schlißebene und ergibt lange Körner. Das Stängel-

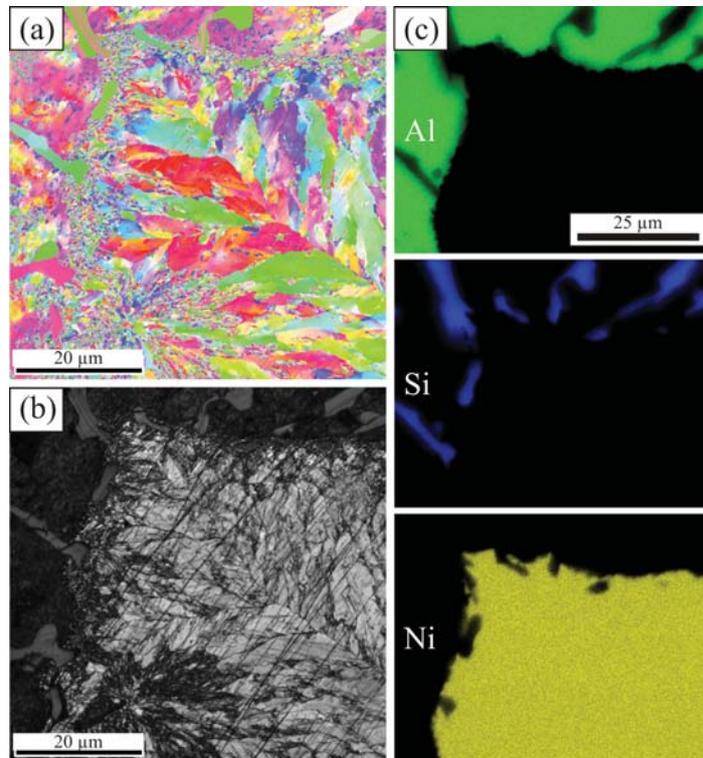


Abbildung 5.14: IPF-Karte in (001)-Richtung (a), IQ-Karte (b) und Element-Mappings (Al, Si und Ni) (c) für eine weitere Stelle auf der Stegoberfläche eines Ni/Al-Hybridschaum.

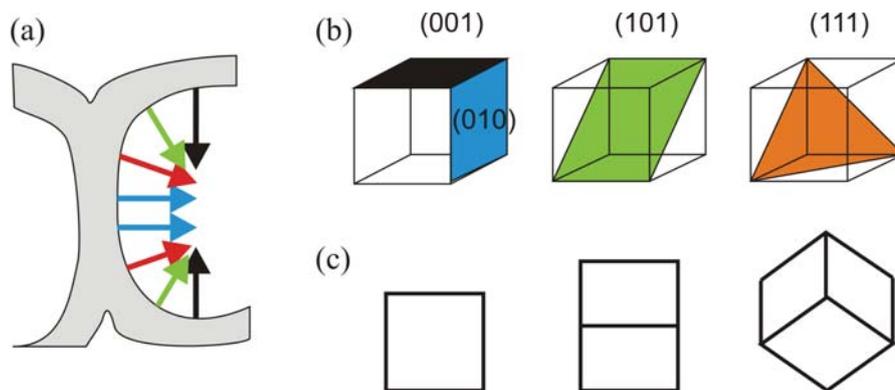


Abbildung 5.15: Schaumausschnitt mit Wachstumsrichtungen der Beschichtung (a), Lage der kristallographischen Ebenen in der Elementarzelle (b) und Lage der Elementarzellen zur Probenoberfläche (c).

wachstum im blauen Bereich verläuft in einer zur Probenoberfläche nicht ganz senkrechten Richtung, weshalb auch kürzere Körner zu sehen sind als im roten Bereich.

5.5 Nanoindentierung

Härtemessungen sind eine sehr schnelle und zuverlässige Methode, um Aussagen über lokale mechanische Eigenschaften von Werkstoffen machen zu können [43]. So kann zum Beispiel die makroskopische Druckfestigkeit in guter Näherung als das Dreifache der makroskopischen Härte abgeschätzt werden. Bei Mikro- (Eindringkraft bis 2N) und Makrohärteprüfungen (Eindringkraft $> 2N$) wie beispielsweise der Härteprüfung nach Vickers oder Brinell wird ein Prüfkörper (Indenter) mit einer definierten Kraft für eine bestimmte Dauer in die Oberfläche der zu untersuchenden Probe gedrückt. Der Indenter hinterlässt dabei nach Wegnahme der Belastung einen bleibenden Eindruck in der Probenoberfläche, der mittels optischer oder elektronenmikroskopischer Verfahren ausgemessen wird. Der Quotient aus der Eindruckkraft und der Größe des bleibenden Eindrucks ist ein Maß für die Härte. Die Eindrucktiefe sollte dabei zur Vermeidung von Einflüssen durch das Substrat bzw. der Unterlage maximal nur ein Zehntel der Dicke der zu untersuchenden Probe betragen [94, 154].

Für die Untersuchung der Härte an dünnen Schichten oder von einzelnen Kristalliten sind deutlich geringere Eindringtiefen und -kräfte notwendig als bei den Mikrohartepfprüfverfahren. Unter diesen geringen Kräften sind die Härteindrücke so klein, dass sie nicht mehr optisch oder mittels Rasterelektronenmikroskopie vermessen werden können. Zur Härtemessung an sehr dünnen Proben und zur Untersuchung lokaler Härten von Proben mit Gefügen im Submikro- und Nanometerbereich wurde das Verfahren der Nanoindentierung entwickelt. Nanoindentierung ist ein tiefenregistrierendes Härteprüfverfahren, bei dem unter geregelter Aufbringung der Eindringkraft F die Eindringtiefe h des Indenters als Funktion der Kraft simultan miterfasst wird. Heutzutage wird dazu meist eine Kombination aus Rasterkraftmikroskop und Nanoindenter verwendet, sodass sowohl die Indentierung, als auch die Abbildung der Oberflächentopologie mit einer einzigen Sonde erfolgen kann. Eine häufig zur Nanoindentierung verwendete Spitzengeometrie ist der Berkovich-Indenter. Es handelt sich dabei um eine dreiseitige Diamantpyramide, die die gleiche Kontaktflächenfunktion wie ein Vickersindenter aufweist. Ein ent-

scheidender Vorteil der Nanoindentierung gegenüber den klassischen Härteprüfungen ist, dass nicht nur plastische Deformationen nach der Entlastung, sondern über die gesamte Prüfdauer elastische und plastische Deformationen erfasst werden. Die Bestimmung der Kontaktfläche zwischen Indenter und Probe erfolgt indirekt aus der Messung der Kontakttiefe h_c und im Gegensatz zu den klassischen Verfahren noch unter Last. Aus den bei der Nanoindentierung erhaltenen Kräfteindringkurven ist es deshalb möglich, nicht nur die Härte, sondern auch den E-Modul zu bestimmen. Die Auswertung erfolgt über die Kräfteindringkurven. Abbildung 5.16 zeigt eine schematische Darstellung einer Kräfteindringkurve und der dabei erhaltenen verformten Oberfläche der Probe. Die aus einer Kräfteindringkurve ablesbaren Kenngrößen sind die maximale Kraft F_{max} , die maximale und die verbleibende Eindringtiefe h_{max} bzw. h_f und die Kontaktsteifigkeit S .

Das heute verwendete Standardverfahren zur Auswertung ist die Methode

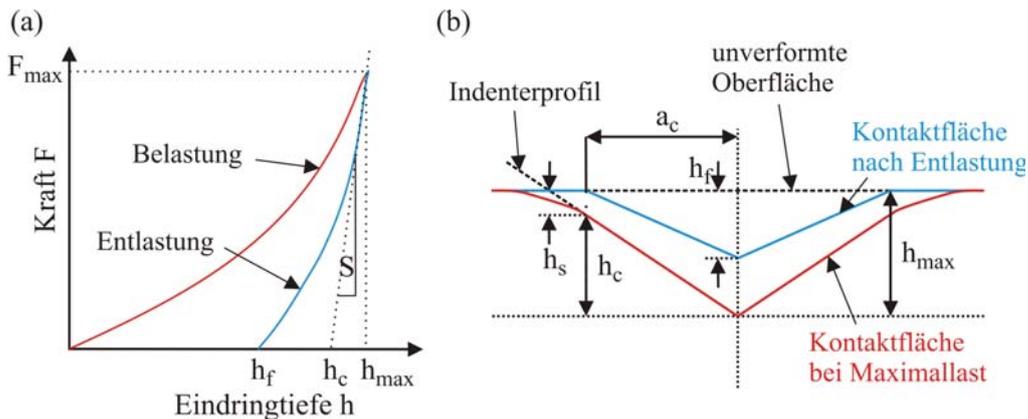


Abbildung 5.16: Schematische Darstellung einer Kräfteindringkurve und der dazugehörigen Kennwerte (a) und schematische Darstellung der Kontaktzone zwischen Probe und Indenter [119].

nach Oliver und Pharr, die auf dem Sneddonschen Kontaktmodell basiert [119, 120]. Zur Beschreibung des Kraftverlaufs als Funktion der Eindringtiefe im Entlastungsast wird von Oliver und Pharr kein linearer, sondern der folgende Potenzansatz genutzt:

$$F = \alpha(h - h_f)^m \quad (5.5)$$

Hierin sind α und m Fitparameter. $(h - h_f)$ entspricht der elastischen Verschiebung der Probenoberfläche. Nach erfolgter Lastaufbringung federt die Probe bei der geregelten Entlastung rein elastisch zurück. Die Kontaktsteifigkeit S kann daher aus der Steigung des Entlastungsastes bei der maximalen

Eindringtiefe und der maximalen Kraft ermittelt werden. Mittels der elastischen Kontakttheorie ist es deshalb möglich, nicht nur die Härte, sondern auch die lokale Elastizität über die Kontaktsteifigkeit zu bestimmen. Dazu muss zunächst die projizierte Kontaktfläche A_c zwischen Indenter und Probe mit Hilfe der Flächenfunktion $A_c(h_c)$ und der Kontakttiefe h_c bestimmt werden. Für die Kontakttiefe eines Berkovich-Indenters gilt:

$$h_c = h_{max} - h_s = h_{max} - 0,75 \frac{F_{max}}{S} \quad (5.6)$$

Hierbei ist h_s die elastische Verschiebung des äußeren Kontaktpunktes. Die Härte ergibt sich als Quotient aus der Maximalkraft und der projizierten Kontaktfläche.

$$H = \frac{F_{max}}{A_c} \quad (5.7)$$

Über die Sneddonschen Gleichung (vgl. Gl. 5.8) kann aus der Kontaktsteifigkeit und der projizierten Kontaktfläche der reduzierte E-Modul E_r bestimmt werden.

$$S = \frac{dF}{dh} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_r \sqrt{A_c} \quad (5.8)$$

Der reduzierte E-Modul, der die elastische Verformung des Indenters beim Eindringvorgang berücksichtigt, steht in folgendem Zusammenhang zum E-Modul der Probe.

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu_P^2}{E_P} + \frac{1 - \nu_I^2}{E_I} \quad (5.9)$$

Hierin sind E_P bzw. E_I die E-Module der Probe und des Indenters und ν_P bzw. ν_I deren Querkontraktionszahlen.

Die Nanoindentierung an Stegquerschnitten von Ni/Al-Hybridschäumen wurde am Arbeitskreis von Prof. Dr. Vehoff (Lehrstuhl für Werkstoffwissenschaften und Methodik der Universität des Saarlandes) durchgeführt. Es wurde ein Hysitron Tribometer mit von oben nach unten gerichteter optischer Kamera, einem M Plan Apo 10x Objektiv und einem Berkovich-Indenter verwendet. Die Tiefenaufösung des Indenters betrug 0,2 nm. Mit dem Gerät kann eine maximale Kraft von 8,0 mN bei einer Kraftauösung von 0,1 μ N aufgebracht werden.

Als Probe für die Durchführung der Nanointentation an einem Ni/Al-Hybridschaum wurde ein $10 \times 10 \times 10$ mm³ Würfel aus einer größeren Proben herausgeschnitten. Da bereits geringste Rauigkeiten und Unebenheiten der Probenoberfläche zu Fehlern in der Messung führen, ist eine sorgfältige Probenvorbereitung durch Schleifen und Polieren erforderlich. Die

Schaumwürfel wurden dazu nass mit SiO-Papieren mit einer Körnung von 320 bis 4000 geschliffen und anschließend mit Diamantdispersionen von 3 μm bis hinunter zu einer 50 nm kolloidalen Korunddispersion (AP-A) poliert. Anschließend wurden die Proben mehrere Minuten im Ultraschallbad in Aceton und anschließend in einem Isopropanol/Ethanol-Gemisch (50:50) gereinigt und mit einem Struers LectroPol-5 bei einer Spannung von 30 V für 5 s elektropoliert. Der Elektrolyt dazu bestand aus einem 1-molarem Schwefelsäure-Methanol-Gemisch. Die Oberfläche des Ni/Al-Hybridschaums und das Gussgefüge des Al-Substratschaums sind im Schlibbild in Abbildung 5.17 dargestellt. Es wurden Nanoindentierungen an einem unbeschichteten

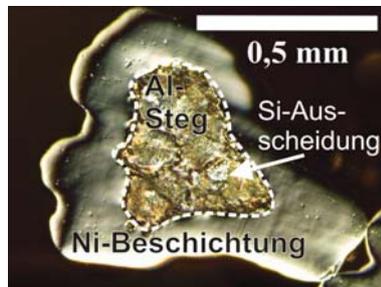


Abbildung 5.17: Schlib eines Ni/Al-Hybridschaums unterm Lichtmikroskop.

Bereich eines Stegquerschnitt des Ni/Al-Hybridschaum und auf der Nickelbeschichtung an der Phasengrenze Aluminium/Nickel durchgeführt. Abbildung 5.18 zeigt AFM-Bilder dieser beiden Bereiche mit den Positionen, an denen nanoindentiert wurde. Dazu wurde die Last der Berkovichspitze auf die Probe innerhalb von 3 Sekunden auf 1200 μN gesteigert, 3 Sekunden gehalten und innerhalb von 2 Sekunden wurde die Probe wieder entlastet. Die Kräfteindringkurven zeigten ein elastisch-plastisches Verhalten sowohl für die Nickelbeschichtung, als auch für den Aluminiumsubstratschaum. Abbildung 5.19 zeigt den Verlauf der Härtewerte aus beiden Bereichen als Funktion der Eindringtiefe. Sowohl für Aluminium als auch für Nickel nimmt die Härte mit zunehmender Eindringtiefe ab. Die Ursache hierfür können Oxidfilme an der Oberfläche, Verformungsschichten oder der durch geometrisch notwendige und in jedem Material statistisch verteilten Versetzungen bedingten Indentation-Size-Effekt sein. Die Nickelbeschichtung besitzt ca. die vierfache Härte der Aluminiumlegierung des Substratschaums. Dieser große Härteunterschied ist auch der Grund, warum es nicht gelungen ist, durch Schleifen und Polieren sowohl für Nickel als auch für Aluminium eine ebene Oberfläche zu erhalten (vgl. Abb. 5.18). Das weichere Aluminium wird verstärkt abgetragen, wodurch es zu einem Absatz an der Phasengrenze Aluminium/Nickel kommt. Es ist daher nicht möglich einen Linienscan mit dem Nanoindenter

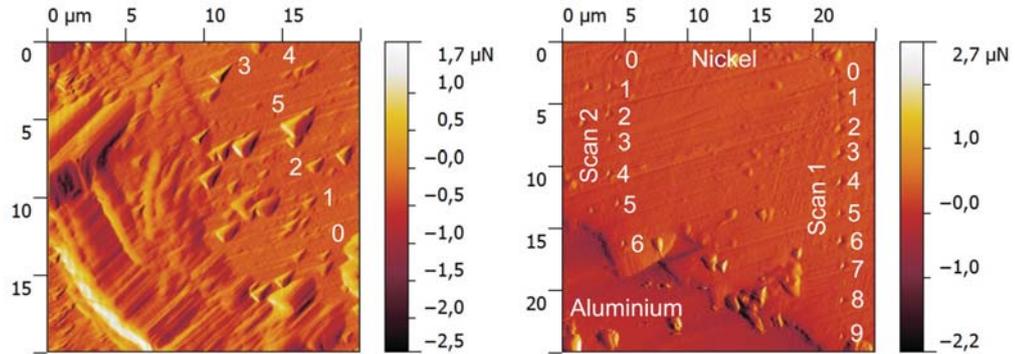


Abbildung 5.18: AFM-Bilder von Querschnitten eines Steges eines Ni/Al-Hybridschaums aus einem unbeschichteten Bereich (links) und aus einem Bereich an der Phasengrenze Aluminium/Nickel (rechts) mit den Positionen, an denen nanoindentiert wurde.

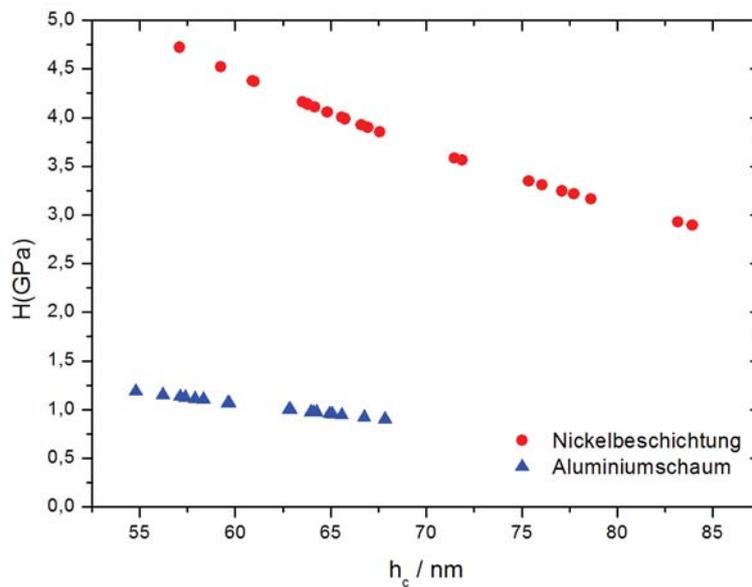


Abbildung 5.19: Verlauf der Härte als Funktion der Eindringtiefe der Nanoindentierungen aus Abbildung 5.18.

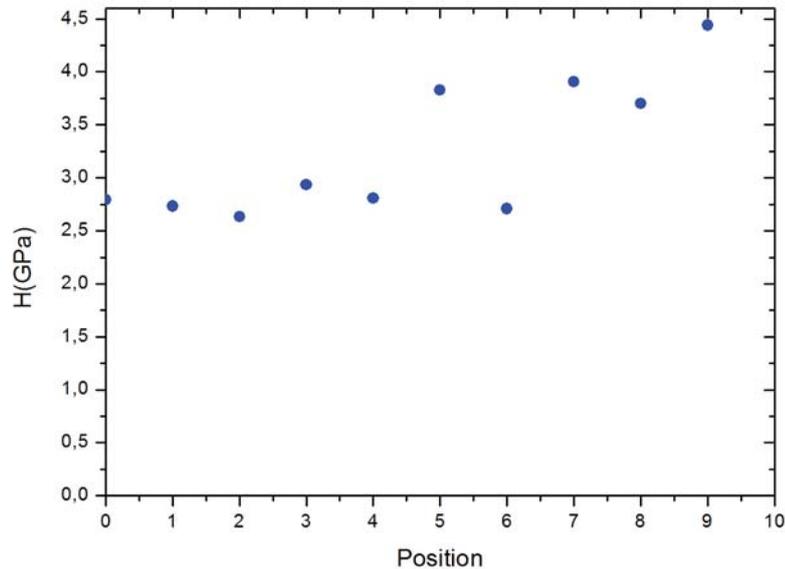


Abbildung 5.20: Verlauf der Härte in Abhängigkeit von der Entfernung zur Phasengrenze Aluminium/Nickel der Nanoindentierungen des Scans 1 aus Abbildung 5.18.

über die Phasengrenze hinaus durchzuführen. Abbildung 5.20 zeigt die Härte­werte des Scans 2 der Nickelbeschichtung in Abhängigkeit der Position der Indentierung. Es ist ein eindeutiger Trend erkennbar, dass die Härte zunächst annähernd konstante Werte besitzt und dann mit abnehmendem Abstand von der Phasengrenze Aluminium/Nickel zunimmt. Dies bestätigt die in den EBSD-Messungen erhaltenen Ergebnisse, dass direkt an der Phasengrenze eine feinkristalline Nickelschicht vorliegt. Mit zunehmendem Abstand von der Phasengrenze kommt es zum Stängelwachstum, was zu einer Vergrößerung der Körner und nach der Hall-Petch-Beziehung zu einer Verminderung der Härte führt.

Zur genaueren Untersuchung der Härte als Funktion des Abstandes von der Phasengrenze Aluminium/Nickel wurde eine optische Automation durchgeführt. Es wurde mit der gleichen Belastungsfunktion wie in den obigen Mes­sun­gen indentiert. An sieben Positionen im Abstand von $5\ \mu\text{m}$ wurden von der Phasengrenze radial nach außen Indentierungen durchgeführt. Die AFM-Bilder der erhaltenen Eindrücke sind in Abbildung 5.21 dargestellt. Es zeigen sich keine Probenunebenheiten, die die Härte­werte verfälschen würden. Die zu den Eindrücken korrespondierenden Härte­werte sind in Abbildung 5.22

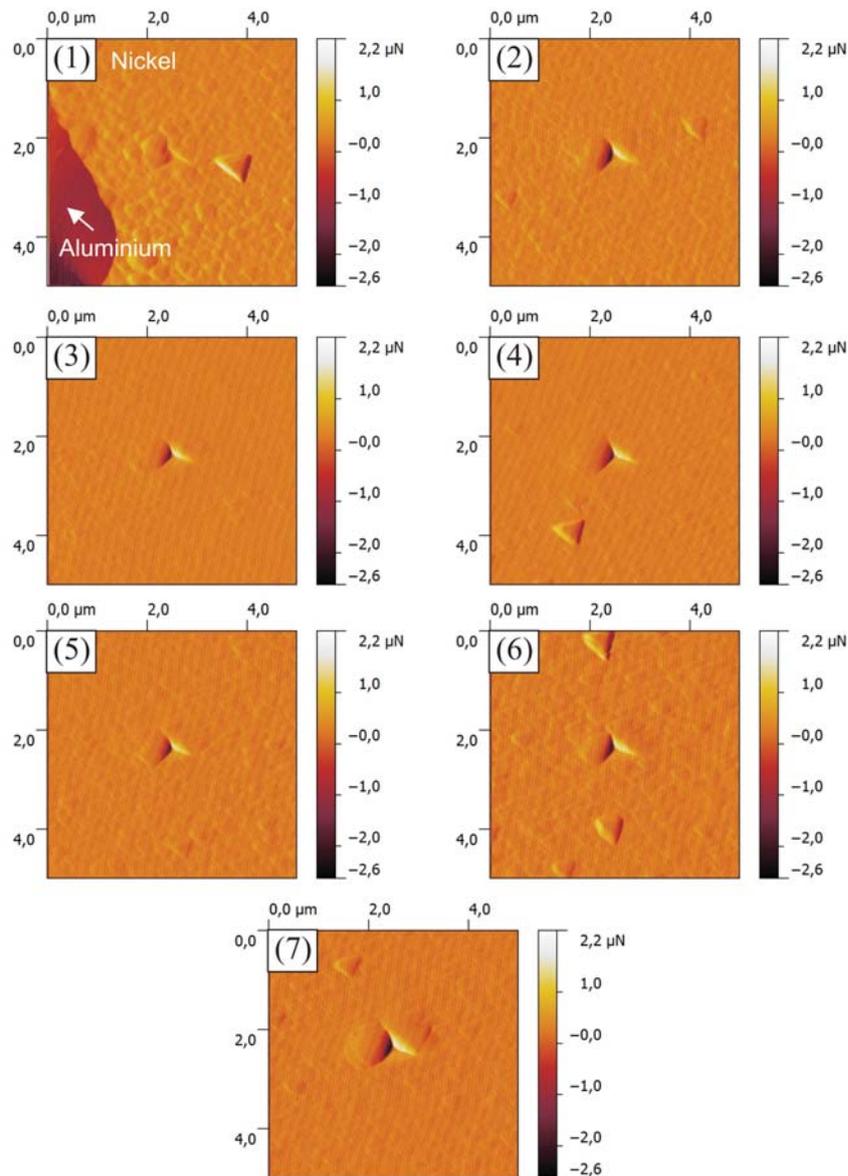


Abbildung 5.21: Optische Automation mit Nanoindentierungen in einem Abstand von 5 µm.

dargestellt. Auch bei dieser systematischen Verteilung der Härteeindrücke konnte der vorherige Trend und damit das Ergebnis der EBSD-Messungen bestätigt werden, dass die Härte der Nickelbeschichtung mit zunehmendem Abstand vom Aluminiumschaum abnimmt. Dies ist auf die in gleiche Richtung bis zu einer Grenzkorngröße zunehmende Korngröße zurückzuführen.

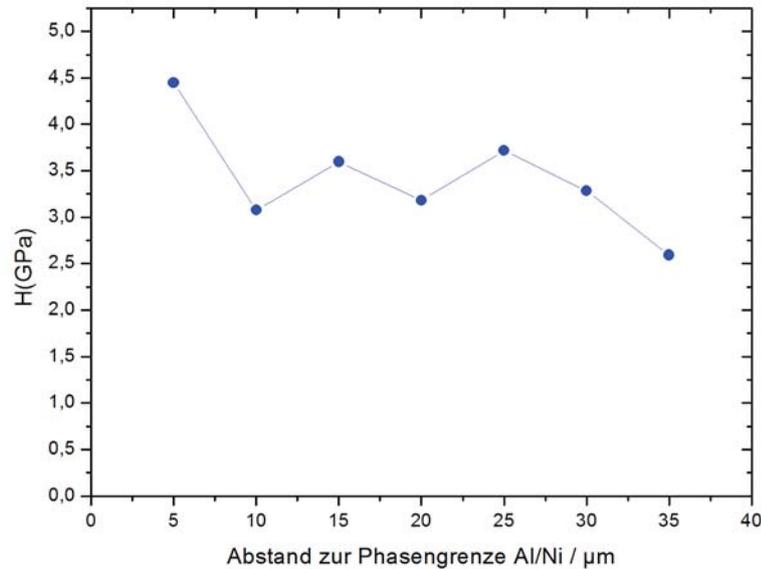


Abbildung 5.22: Verlauf der Härte in Abhängigkeit von der Entfernung zur Phasengrenze Aluminium/Nickel für die optische Automation aus Abbildung 5.22.

5.6 Diskussion der Strukturcharakterisierung

Zum Ende dieses Kapitels werden die hier erhaltenen Ergebnisse der strukturellen Charakterisierung nochmals kurz zusammengefasst:

- Die verwendeten Aluminiumsubstratschäume besitzen die idealisierte Porenstruktur eines Pentagondodekaeders und bestehen aus einer $\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0,3}$ -Legierung. Die Stege weisen im Querschnitt konvexe Randlinien auf. Zwischen zwei Knotenpunkten sind sie konkav gekrümmt. Je nach Porengröße liegen Anisotropieparameter von 1,21 bis 1,39 vor, die zu unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften je nach Orientierung der Poren führen. Die Dichte liegt zwischen $0,15$ und $0,19 \text{ g/cm}^3$ und die Porosität beträgt $93,5 \pm 1 \%$. Die Schwankungsbreite von 15–20% in den mechanischen Eigenschaften zeigt die schlechte Reproduzierbarkeit [59].

- Aus den Röntgen-CT-Messungen zeigt sich eine weitgehend homogene Schichtdickenverteilung über den Schaumquerschnitt mit einer etwas größeren Schichtdicke am Rand. Durch die bei der Elektrodeposition auftretende Wasserstoffentwicklung kommt es aufgrund von an der Schaumoberfläche anhaftenden Wasserstoffblasen zur Bildung von Mikroporen in der Beschichtung. Diese äußern sich als Lochdefekte.
- Die Nickelbeschichtungen weisen röntgenographisch bestimmt wesentlich geringere Kristallitgrößen als die Kupferbeschichtungen auf. Für Nickel variieren die Kristallitgrößen von 16 bis 50 nm. Für Kupfer werden Kristallitgrößen von 93 und größer 100 nm erhalten. Temperversuche an Ni/Al-Hybridschäumen zur Duktilitätssteigerung der Beschichtung durch Kornwachstum zeigten, dass die Kristallitgröße auch durch Wärmebehandlung an der Luft nicht über 50 nm gesteigert werden kann.
- Galvanogeformte, nichtporöse Nickelproben weisen aufgrund von Stängelwachstum senkrecht zur Substratoberfläche eine starke (001)-Textur auf. Dies führt zu einem stark anisotropen Materialverhalten. Die Körner von Cu/Al-Hybridschäume sind analog zu den Kristallitgrößen aus der röntgenographischen Bestimmung deutlich größer, als die von Ni/Al-Hybridschäumen. Mittels EBSD werden allerdings wesentlich größere Korngrößen erhalten, da mittels Röntgenbeugung Kleinwinkel- und mittels EBSD hier vor allem Großwinkelkorngrenzen bestimmt wurden. Auch die Ni/Al-Hybridschäume zeigen ein Stängelwachstum senkrecht zur Schaumoberfläche. Aufgrund der dreidimensionalen, gekrümmten Struktur der Stege und des Wachstums radial um die Stege, zeigen die Schäume trotz Stängelwachstum strukturinduziert isotropes Materialverhalten. Direkt an der Grenzfläche Aluminium/Nickel tritt eine sehr feinkristalline Nickelschicht mit globulären Körnern auf.
- Mittels Nanoindentierung zeigten sich zunehmende Härtewerte für Nickel in Richtung der Phasengrenze Aluminium/Nickel. Diese korrelieren mit der an der Phasengrenze über EBSD-Messungen ermittelten feinkristallinen Schicht und dem sich daran anschließenden Stängelwachstum. Die Nickelbeschichtung ist viermal so hart wie der Aluminiumschaum. In den Krafteindringkurven wird sowohl für das Aluminium des Substratschaums als auch für die Nickelbeschichtung elastisch-plastisches Materialverhalten nachgewiesen.

Im folgenden Kapitel wird untersucht, wie sich die an dieser Stelle aufgezeigten strukturellen Eigenschaften der Substratschäume und der Hybridschäume auf die makroskopischen, mechanischen Eigenschaften der Schäume auswirken.

6

Mechanische Materialcharakterisierung nanokristalliner Hybridschäume

In diesem Kapitel erfolgt die Untersuchung der Eignung beschichteter Schäume im Vergleich zu reinen Aluminiumschäumen und geschlossenzelligen Metallschäumen als potentieller Energieabsorber (Crash, Blast), als Leichtbauelement sowie als Splitterschutz. Dazu wurden die Schäume unter uniaxialer Belastung in quasistatischen und dynamischen Druckversuchen sowie in ballistischen Beschussversuchen untersucht. Da in der Realität meist keine einfachen uniaxialen Belastungen auf einen Werkstoff einwirken und Schäume bei ihren Hauptanwendungen v.a. unter Druck und Biegung belastet werden, wurden Biaxialversuche zur Aufnahme einer Fließfläche der unbeschichteten Substratschäume durchgeführt.

6.1 Quasistatische Druckversuche

Zur Untersuchung des elastisch-plastischen Materialverhaltens der Metallschäume wurden quasistatische Druckversuche durchgeführt. Wie in Kapitel 2 beschrieben, kann das Energieabsorptionsverhalten von Metallschäumen einfach aus uniaxialen Druckversuchen ermittelt werden, weshalb die Druckversuche zur Beurteilung der Beschichtung in puncto Energieabsorption verwendet wurden.

Im Weiteren wird kurz auf einige Besonderheiten bei der Durchführung von Druckversuchen an Metallschäumen eingegangen. Bei massiven Metallen muss zwischen der technischen Spannung und der wahren Spannung unterschieden werden. Die technische Spannung bezieht die aktuell während des Versuchs gemessene Kraft auf den Anfangsquerschnitt der Probe vor dem Versuch. Während des Druckversuchs erfährt eine massive Probe eine Querkontraktion. Die wahre Spannung bezieht die aktuell wirkende Kraft auf die aktuell vorliegende Querschnittsfläche. Da Metallschäume aufgrund ihres großen Porenvolumens für die Plateauphase bis zum Verdichtungspunkt eine effektive Querkontraktionszahl von annähernd null besitzen [55], entspricht die technische Spannung in guter Näherung der wahren Spannung.

In Metallschäumen ist das Verhältnis der Probengröße zur Porengröße und damit die Anzahl der übereinanderliegenden Poren entscheidend für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften. Die Stege am Rand eines Schaums ragen mit ihren Enden in die Luft und tragen nicht mehr zur Steifigkeit und Festigkeit der Probe bei, wie es die allseits miteinander verbundenen Stege des Tragwerks im Innern des Schaums tun. Die Ränder schwächen die mechanischen Eigenschaften der Probe. Dieser Randeffect wird um so geringer, je mehr Poren in Belastungsrichtung liegen. Als Faustformel gilt, dass bei einem Verhältnis von Probengröße zu Porengröße größer als sieben Randeffecte vernachlässigt werden können [7]. Bei einer genügend großen Porenzahl kann der Schaum als Kontinuum betrachtet werden.

6.1.1 Instrumentelle und experimentelle Grundlagen

Die quasistatischen Druckversuche wurden hauptsächlich am Deutsch-Französischen Forschungsinstitut in Saint-Louis (ISL), Frankreich durchgeführt. Es wurde eine weggesteuerte Universalprüfmaschine INSTRON 4505

der Firma Instron GmbH, Ludwigshafen, mit einer Maximalkraft von 50 kN verwendet. Zur Untersuchung des Upscalings des Beschichtungsverfahrens wurden weitere Druckversuche am Lehrstuhl von Prof. Dr. Busch für Metallische Werkstoffe der Universität des Saarlandes durchgeführt. Hier wurde die Universalprüfmaschine SHIMADZU Autograph der Firma Shimadzu, Kyoto mit einer Maximalkraft von 50 kN benutzt. Beide Prüfmaschinen wurden, sofern nicht anders in den Versuchsbeschreibungen angegeben, mit einer Verzerrungsrate von $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bei Raumtemperatur verwendet. Die Verzerrungen wurden direkt aus dem Maschinenweg bestimmt.

Zur Durchführung der Druckversuche wurden offenporige Schaumproben der Firma m.pore GmbH aus der Legierung $\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0,3}$ (vgl. Kapitel 5.1) verwendet. Die Schäume wurden mittels Wasserstrahlschneiden zu kubischen Druckproben geschnitten und nach dem in Kapitel 4 beschriebenen Verfahren beschichtet. Die genauen Maße der Proben und die jeweiligen Beschichtungsparameter werden bei den entsprechenden Versuchsbeschreibungen spezifiziert. Zur Klassifizierung der Eigenschaften der Hybridschäume wurden die Hybridschäume nicht nur mit den unbeschichtete Schäume, sondern auch mit zwei gebräuchlichen geschlossenporigen Aluminiumschäumen aus dem Leichtmetall Kompetenzzentrum Ranshofen (LKR), Österreich mit Dichten von 0,1 bzw. 0,2 g/cm^3 verglichen. Metallschäume zeigen herstellungsbedingt aufgrund von Strukturfehlern eine Streuung in ihren Eigenschaften (vgl. Kap. 5.1). Um diesem Sachverhalt Rechnung zu tragen und die in den Versuchen erhaltenen Ergebnisse durch eine minimale Statistik zu bestätigen, wurden alle Versuche zur mechanischen Charakterisierung der Metallschäume jeweils dreimal durchgeführt. Zur Erhöhung der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse fand die Belastung aller Proben in Richtung der elongierten Zellen, der Gießrichtung, statt.

6.1.2 Optimierung des Beschichtungsmetalls und der Beschichtungsgeometrie

Die Optimierung des Beschichtungsmetalls erfolgte durch Druckversuche an mit Nickel (aus Sulfamatelektrolyt), Kupfer bzw. Eisen mit einer Schichtdicke von 20 μm beschichteten würfelförmigen Proben ($50 \times 50 \times 50 \text{ mm}^3$) des 10 ppi Aluminiumschaumes der Firma M-Pore. Zur Erhöhung der Duktilität der Beschichtung durch Erhöhung der Kristallitgröße wurde ein mit Nickel beschichteter Schaum 24 Stunden bei 350 °C getempert. Die genauen

Tabelle 6.1: Kennzeichnung und Abscheideparameter für unterschiedliche Beschichtungen.

Probe	Beschichtung	Modus	j_m mA/cm ²	j_P mA/cm ²	Anmerkung
Ni _{DC}	Nickel	DC	0,45	-	-
Ni _{DC,350 °C}	Nickel	DC	0,45	-	24 h, 350 °C
Ni _{PED}	Nickel	PED	0,45	1,8	-
Cu _{DC}	Kupfer	DC	0,45	-	-
Fe _{DC}	Eisen	DC	0,45	-	-

Probendaten und Bezeichnungen können der Tabelle 6.1 entnommen werden. Abbildung 6.1 zeigt die Spannungs-Verzerrungs-Diagramme der mittels Gleichstrom beschichteten Schäume für die unterschiedlichen Beschichtungsmetalle. Trotz der nur geringen Beschichtungsdicke von 20 μm sind deutliche

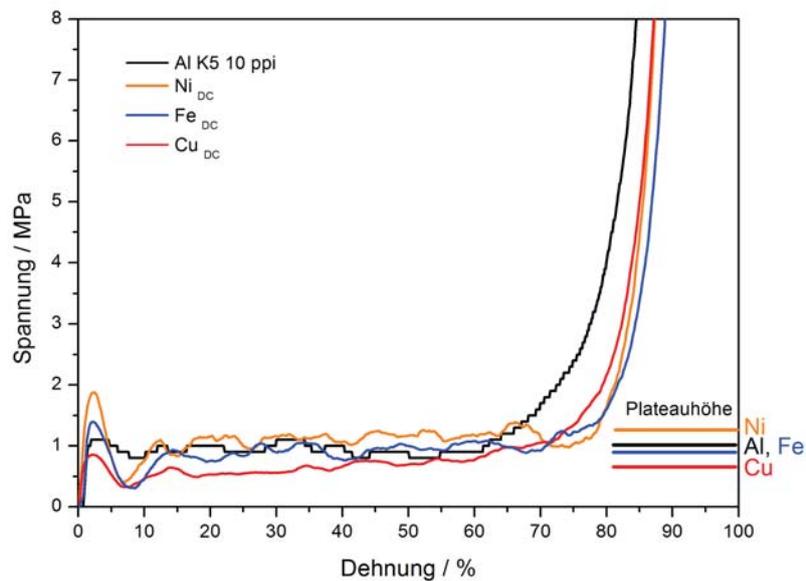


Abbildung 6.1: Spannungs-Verzerrungs-Diagramme unterschiedlich beschichteter (Ni, Cu, Fe) 10 ppi-Schäume.

Unterschiede zwischen den einzelnen Beschichtungen und dem Aluminiumschaum erkennbar. Die beschichteten Schäume zeigen gegenüber dem Alumi-

Tabelle 6.2: Experimentelle Ergebnisse der Druckversuche an unterschiedlichen Beschichtungsmetallen.

Probe	Kristallitgröße nm	E-Modul GPa/kg	σ_{PCS} MPa/kg	σ_{PI} MPa/kg	max. absorb. Energienmenge kJ/kg
Al	-	3,41	41	0,041	5,05
Ni _{DC}	43	4,96	68	0,043	5,05
Ni _{DC,350°C}	50	3,39	58	0,040	4,87
Ni _{PED}	28	5,20	65	0,044	5,31
Cu _{DC}	93	2,44	25	0,020	3,12
Fe _{DC}	-	5,52	48	0,034	4,44

niumschaum einen ausgeprägten Plastic collapse stress (PCS), nach dessen Erreichen die Spannung sehr stark bis unter die Plateauspannung des unbeschichteten Schaums abfällt. Der PCS kennzeichnet die erste Versagenszone einer Porenlage im Schaum. Das Spannungsminimum wird gerade bei der der Porengröße (ca. 4,5 mm) entsprechenden Verschiebung erreicht. Nach Erreichen des Spannungsminimums steigt die Spannung wieder an und es bildet sich das Fließplateau aus. Das unterschiedliche Verhalten der beschichteten Schäume gegenüber dem Aluminiumschaum kann durch die höhere Sprödigkeit der Beschichtung erklärt werden. Es kommt zur Rissausbreitung in der Beschichtung [21] und zu einem spontanen Knicken der Stege, während es bei dem Aluminiumschaum zu einem Biegen der Stege kommt.

Die relevanten Materialkennwerte der Proben aus Abbildung 6.1 wurden zum besseren Vergleich auf die Schaummasse normiert und in der Tabelle 6.2 aufgelistet. Da von gleichen Querschnitten der Proben ausgegangen wurde, ergeben auch auf die Masse normierte Werte einen sinnvollen Vergleich. Für Fe_{DC} konnte röntgenographisch keine Kristallitgröße bestimmt werden, da die Fe-Reflexe von Al-Reflexen überlagert wurden. Abgesehen von Cu_{DC}, bei dem die mechanischen Kennwerte unter denen der reinen Aluminiumschäume liegen, konnte bei allen beschichteten Schäumen trotz der Massenzunahme durch die Beschichtung der E-Modul und somit die Steifigkeit gegenüber den reinen Aluminiumschäumen gesteigert werden. Im Falle der getempernten Probe Ni_{DC,350°C} wurde massenbezogen die gleiche Steifigkeit wie für Al erhalten. Die höchsten massenbezogenen Steifigkeiten wurden bei Fe_{DC} erzielt. Es kam zu einer Steigerung um 62% gegenüber Aluminiumschäumen. Mit abnehmender Kristallitgröße der Nickelbeschichtung nimmt die Steifig-

keit des Schaums zu ($\text{Ni}_{DC,350^\circ\text{C}}$ (50 nm) < Ni_{DC} (43 nm) < Ni_{PED} (28 nm)). Dieser Effekt ist durch die Härtesteigerung der Beschichtung mit sinkender Kristallitgröße entsprechend der Hall-Petch-Beziehung erklärbar. Durch die Beschichtung wird die Randfaser der Stege verstärkt und dadurch die Biegesteifigkeit der einzelnen Stege und der gesamten Tragwerksstruktur der Schäume gesteigert. Die Beschichtung mit Nickel ohne Tempern führt zu einer Steigerung um ca. 50%. Für den PCS und die Plateauspannung ergaben sich folgende Reihenfolgen zunehmender Kennwerte:

- PCS: $\text{Cu}_{DC} \ll \text{Al} \approx \text{Fe}_{DC} \ll \text{Ni}_{DC,350^\circ\text{C}} < \text{Ni}_{DC}, \text{Ni}_{PED}$
- Plateauspannung: $\text{Cu}_{DC} < \text{Fe}_{DC} < \text{Al} < \text{Ni}_{DC,350^\circ\text{C}} < \text{Ni}_{DC}, \text{Ni}_{PED}$

Der PCS beschreibt die Festigkeit eines Schaums. Alle mit Nickel beschichteten Schäume zeigen eine um 40–65% gesteigerte massenspezifische Festigkeit im Vergleich zu den reinen Aluminiumschäumen. Die massenspezifische Plateauspannung wird durch die Beschichtungen Ni_{DC} und Ni_{PED} geringfügig gesteigert. Fe_{DC} und Cu_{DC} weisen dagegen um ca. 25 bzw. 50% reduzierte Plateauspannungen auf. Die maximal absorbierbare Energiemenge bis zum Verdichtungspunkt wird bei Fe_{DC} und Cu_{DC} ebenfalls reduziert. Trotz der Gewichtszunahme durch die Beschichtung zeigen die mit Nickel beschichteten Schäume Ni_{DC} und Ni_{PED} massenspezifisch ein gleich großes bzw. geringfügig gesteigertes Energieabsorptionsvermögen.

Die Verschlechterungen sogar der unnormierten mechanischen Eigenschaften durch eine Beschichtung mit Kupfer bzw. Eisen gegenüber den als Substrat verwendeten reinen Aluminiumschäumen deuten auf eine Schädigung der Aluminiumschäume durch den Beschichtungsprozess hin. Die Ursache ist jeweils Korrosion, die das Aluminiumsubstrat schädigt und zu einer verminderten Adhäsion der Beschichtung auf dem Substrat führt (vgl. Abb. 6.2). Cu_{DC} zeigt an der Phasengrenze Cu/Al abgerundete Ecken und Löcher (vgl. weiße Pfeile), was auf eine Schädigung des Aluminiumschaums durch Lokalelementbildung hindeutet. Durch diese verminderte Adhäsion kommt es leicht zur Delamination der Beschichtung bei Belastung der Schäume. Die Nickelbeschichtung zeigt aufgrund einer guten Konturabformung der Aluminiumoberfläche eine sehr gute Adhäsion basierend auf dem „Druckknopfprinzip“ und verstärkt dadurch weitere einfache Adhäsionsmechanismen. Bei Fe_{DC} korrodiert die nanokristalline Eisenbeschichtung bereits nach kürzester Zeit an der Luft. Es bildet sich keine geschlossene, sondern eine partikuläre Beschichtung aus Rotrost aus. In feuchter Umgebung kommt es zur Lokalelementbildung und zum Angriff des Aluminiumsubstratschaums.

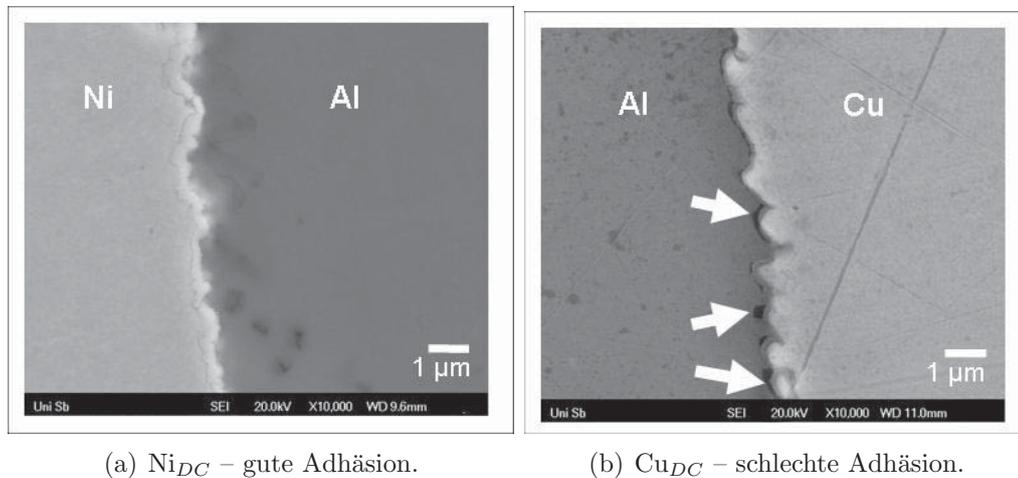


Abbildung 6.2: REM-Aufnahme der Phasengrenze Ni/Al bzw. Cu/Al.

Allen beschichteten Schäumen gemein ist ein um ca. 10% Dehnung später einsetzender Verdichtungspunkt, der nur durch genauere Kenntnisse der auftretenden Deformationsmechanismen erklärt werden kann. Zur Untersuchung der Schädigungsmechanismen wurden Videoaufnahmen von den Druckversuchen aufgenommen. Screenshots dieser Aufnahmen zu fünf verschiedenen Zeitpunkten sind in Abbildung 6.3 dargestellt. Nicht nur in Abhängigkeit des Beschichtungsmetalls, sondern auch des Beschichtungsverfahrens, zeigen die Schäume makroskopisch unterschiedliche Deformations- und Schädigungsmechanismen mit Lokalisation der Schädigungszone an unterschiedlichen Positionen im Schaum.

Analog zu den Beschreibungen in der Literatur [5, 14, 88, 89, 145] erfolgte in den Experimenten beim reinen Aluminiumschaum bis zum PCS eine makroskopisch einheitliche Deformation der Probe durch Stauchen und Biegen der Stege sowie teilweise Plastifizierung. Beim PCS kam es zu einer Instabilität, wodurch lokal entweder am oberen oder am unteren Ende der Probe Poren zerdrückt wurden. Beim Kontakt der Stege kollabierter Poren mit Stegen intakter Poren wird das Kollabieren benachbarter Zellen ausgelöst, sodass sich eine Schädigungszone in Form eines Deformationsbandes ausbildet. Das Deformationsband hat die Ausdehnung einer Porenlage. Die Zellen außerhalb des Deformationsbandes sind intakt und erfahren nur elastische Verzerrungen. Es koexistieren somit bei einer Spannung zwei unterschiedliche Verzerrungen der Zellen in der Probe [5]. Im Aluminiumschaum bildet sich zunächst am oberen Rand eine Deformationszone aus. Nach deren Verdichtung versagt als nächstes eine Porenlage am unteren Rand. Die beiden Deformationsbänder breiten sich mit zunehmender Kompression durch al-

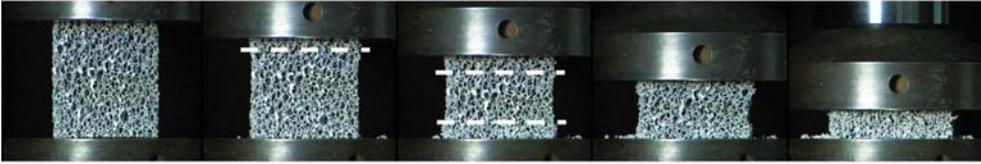
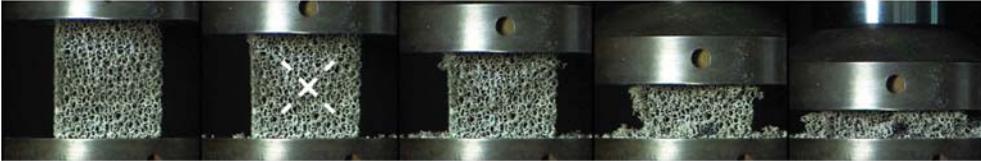
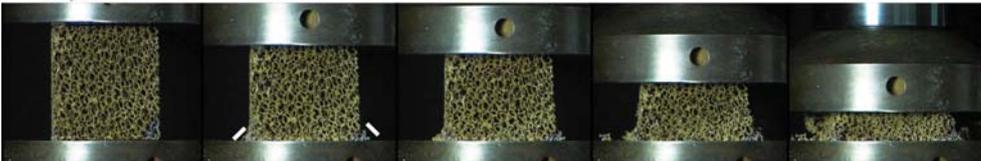
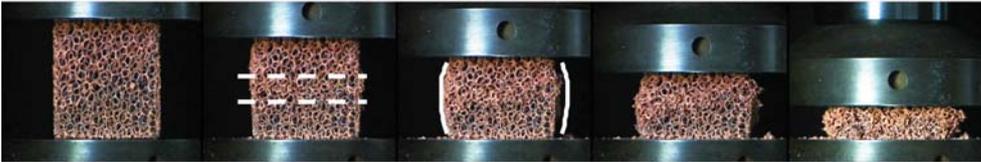
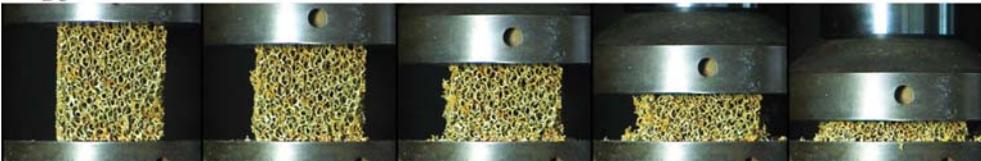
Aluminiumschaum ($\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0,3}$) Ni_{DC}  $\text{Ni}_{\text{DC}, 350^\circ\text{C}}$  Ni_{PED}  Cu_{DC}  Fe_{DC} 

Abbildung 6.3: Lokalisation der Schädigung in Metallschäumen mit unterschiedlicher Beschichtung.

ternierendes Kollabieren und Biegeknicken von benachbarten Porenlagen der oberen bzw. unteren Deformationszone aus und bilden so das Fließplateau im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm. Mit zunehmender Ausbreitung des Kompressionsbandes versteift der Schaum, wodurch die Spannung ansteigt und

es schließlich zur vollständigen Verdichtung kommt. Die Hauptdeformationsmechanismen der unbeschichteten Aluminiumschäume sind Biegen im elastischen Bereich und Biegeknicken bzw. die Ausbildung von Fließgelenken bei der Plateauspannung.

Das Verhalten der Lokalisation der „Plastifizierung“ ist analog zu sehen zum Erreichen der unteren Streckgrenze bei massiven Metallen und der dabei makroskopisch sichtbaren Lokalisation plastischer Verformungen der Probe durch die Ausbildung von Lüders-Bändern und deren Wanderung durch die Probe bei konstanter Spannung bereits unterhalb der Fließgrenze des Metalls [145, 22]. Da bei den Lüders-Bändern die maximale Schubspannung ausschlaggebend ist, breiten sich Lüders-Bänder allerdings meist in einem 45°-Winkel durch die Probe aus. Die Normalen der Deformationsbänder in Schäumen fallen mit der Belastungsrichtung zusammen oder sind bedingt durch Inhomogenitäten in der Schaumdichte maximal in einem Winkel von ca. 20° dazu geneigt [14, 15, 88, 110].

Das Verhalten der beschichteten Proben bis zum Erreichen des PCS war analog dem des Aluminiumschaums. Im Weiteren wird deshalb nur noch das Deformations- und Schädigungsverhalten, das zur Ausbildung des Plateaus führte, beschrieben. Die relevanten Fotos der Proben aus den Druckversuchen sind in Abbildung 6.4 vergrößert dargestellt. Die Probe Ni_{DC} versagte im Gegensatz zu den übrigen Proben nicht unter Normalspannungen durch porenlagenweises Kollabieren, sondern durch Scherbandbildung unter Ausbil-

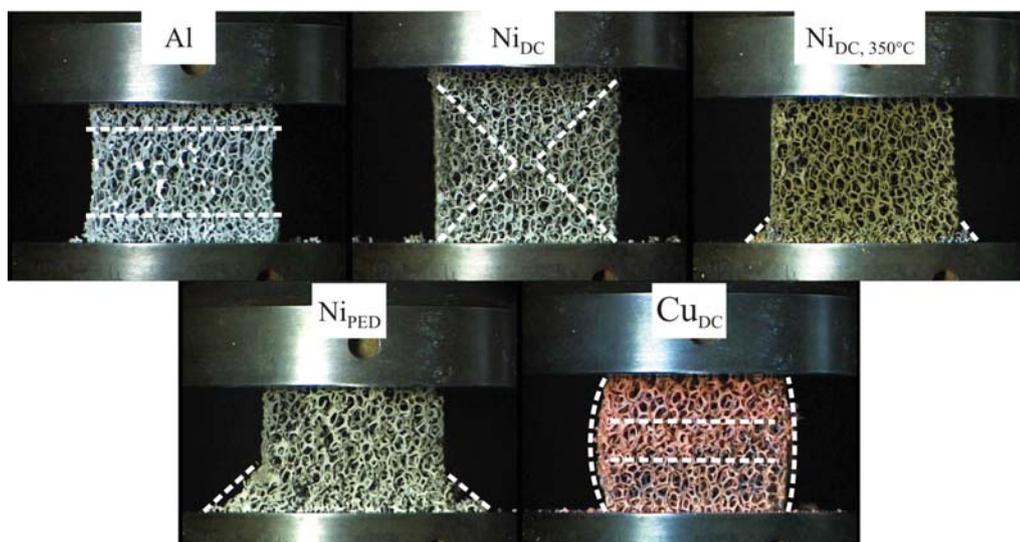


Abbildung 6.4: Lokalisation der Schädigung bei der Ausbildung des Spannungsplateaus.

derung eines Schmiedekreuzes entlang der bei kurzen Proben aufeinanderstehenden Druckkegel im 45° -Winkel zur Druckrichtung. Analog zu den Lüders-Bändern massiver Metalle liegt ein Versagen unter Schubspannungen vor. Unter der Druckbelastung brachen die Stege des Schaums bei nur geringer Deformation. Die an den Spitzen aufeinanderstehenden pyramidenförmigen Druckkegel nahmen an stärkeren Verformungen der Poren nicht teil. Beim Bruch der Probe blieben die Pyramiden erhalten und stützten sich gegenseitig ab, was zu einer Erhöhung der Druckfestigkeit des Schaums führte. Die übrige Schaumstruktur glitt an den Pyramiden ab. Der Schaum zerdrückte sich von oben nach unten durch Kollabieren von Porenlagen innerhalb der pyramidenförmigen Bereiche, d. h. die Deformationsbänder waren nicht überall über den gesamten Probenquerschnitt ausgedehnt. Mit fortschreitender Kompression bildeten sich an der Unter- und an der Oberseite der Probe Bänder aus gebrochenen, ineinander verhakten Stegen aus. Die Hauptdeformationsmechanismen der Ni_{DC} -Schäume zur Ausbildung des Plateaus sind ein Brechen der Stege durch Rotation der Knotenpunkte und Rissbildung in der Beschichtung sowie inelastisches Schubknicken der Stege, wie es auch bei Jang et al. [88, 89] für Schäume aus spröden Aluminiumlegierungen beschrieben wurde.

Der getemperte Schaum $\text{Ni}_{DC,350^\circ\text{C}}$ zeigte eine völlig andere Lokalisation der Deformationsbänder. Es bildete sich ein einziges Deformationsband an der Unterseite der Probe. Die benachbarten Porenlagen brachen in gleichem Maße, wie der Schaum komprimiert wurde, sodass sich das Deformationsband fast nicht durch die Probe ausbreitete, sondern vielmehr der Schaum an der Unterseite Porenlage für Porenlage weggebrochen ist, während die übrige Schaumstruktur intakt blieb. Durch die Vergrößerung der Kristallitgröße mittels Tempern ist die Beschichtung weniger spröde. Die Mechanismen, die zur Ausbildung des Plateaus führen, sind Biegeknicken und Brechen der Stege. Der Ni_{PED} -Schaum weist eine ähnliche Lokalisation der Deformation an der Unterseite der Probe auf wie der $\text{Ni}_{DC,350^\circ\text{C}}$ -Schaum. Aufgrund der geringeren Kristallitgröße und daraus resultierenden höheren Härte der Beschichtung brachen die Stege bereits bei sehr geringen Deformationen. Der Hauptdeformationsmechanismus in diesen Schäumen ist das Zerdrücken der Stege durch Biege- und Sprödbrech (vgl. Abb. 3.9).

Unter Drucklast bildete sich in den Cu_{DC} -Schäumen ein Deformationsband in etwa der Mitte der Probe aus, das sich bei zunehmender Kompression zu den beiden Stirnflächen der Probe ausbreitete. Gleichzeitig wölbten sich die Seiten der Probe nach außen (barelling). Die Energieabsorption in diesem Probentyp geschieht hauptsächlich durch Biegen und Biegeknicken der Stege. Bruch spielt nur eine untergeordnete Rolle, was an der geringen Menge an Stegbröseln an der Unterseite des Schaums während des Versuchs zu er-

kennen war.

Bei den Fe_{DC} -Schäumen konnte aufgrund der sich direkt nach der Beschichtung mit nano-Eisen ausbildenden Rostschicht kein einheitlicher Deformationsmechanismus festgestellt werden.

Der Verdichtungspunkt von Cu_{DC} liegt geringfügig früher als bei Ni_{DC} und Fe_{DC} . Das spätere Einsetzen der Verdichtung gegenüber dem Aluminiumschaum ist durch den vornehmlichen Deformationsmechanismus des Biege- und Sprödbruchs der beschichteten Schäume zurückzuführen. Die Stege brechen in kleinere Stücke, sodass das Stegmaterial in den kollabierten Poren dichter gepackt werden kann. Dadurch kann auch der steilere Anstieg hin zum Kompressionspunkt im Vergleich zum Aluminiumschaum erklärt werden. Aus den Spannung-Verzerrungs-Charakteristiken und der Untersuchung der Deformationsmechanismen kann folgende Schlussfolgerung gezogen werden: Damit es zu einem positiven Effekt der Beschichtung auf die mechanischen Eigenschaften eines Substratschaums kommt, muss eine geschlossene Beschichtung aus einem steifen aber dennoch duktilen Metall mit guter Adhäsion auf dem Schaum aufgebracht werden, um die Randfaser der Stege zu verstärken und die Biegesteifigkeit zu erhöhen. Ist die Beschichtung zu hart, kommt es zum Sprödbruch in der Beschichtung und dadurch zu Sollbruchstellen an den Stegen des Substratschaums, der früher versagt als ein reiner Aluminiumschaum. Gleichzeitig darf es während des Beschichtungsprozesses nicht zu Korrosionsphänomenen kommen, die nicht nur die Beschichtung und/oder den Aluminiumschaum schädigen, sondern auch die Adhäsion zwischen der Beschichtung und dem Substratschaum schwächen. Die besten Ergebnisse werden durch eine Nickelbeschichtung mittels Gleichstrom oder Pulsstrom erzielt. Aufgrund der höheren Duktilität von Ni_{DC} im Vergleich zu Ni_{PED} werden weitere Untersuchungen an mittels Gleichstrom beschichteten Schäumen durchgeführt.

Nicht nur das Beschichtungsmetall sondern auch das geometrische Ausmaß der Beschichtung hat einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Schäume. Neben der Vollbeschichtung der Schäume wurden zwei weiteren Beschichtungsgeometrien untersucht, Sandwich- und Gradientschäume. In diesem Zusammenhang werden unter Sandwichschäumen Schäume verstanden, die nicht über den kompletten Schaumkörper, sondern nur zu einem Viertel an der Ober- und der Unterseite beschichtet wurden. Dazu wurde der Elektrolytstand während der Abscheidung so geregelt, dass der Schaum zu einem Viertel mit der Unterseite in den Elektrolyten eintauchte und bis zur gewünschten Schichtdicke beschichtet wurde. Anschließend wurde der Schaum um 180° gedreht und die noch unbeschichtete Oberseite analog zur Unterseite beschichtet. Die Sandwichgeometrie benötigt daher die doppelte Zeit wie für eine Vollbeschichtung. Es wurden die gleichen Schäume (50×50

Tabelle 6.3: Experimentelle Ergebnisse unterschiedlicher Beschichtungsmetalle bei Sandwichschäumen.

Probe	Kristallitgröße nm	E-Modul GPa/kg	σ_{PCS} MPa/kg	σ_{PI} MPa/kg	max. absorb. Energienmenge kJ/kg
Al	-	3,41	41	0,041	5,05
Ni _{DC-SW}	50	2,32	36	0,031	4,51
Ni _{PED-SW}	16	2,79	37	0,031	4,32
Cu _{PED-SW}	130	3,18	31	0,028	4,03

$\times 50 \text{ mm}^3$) und die gleiche Probenkennzeichnung (vgl. Tab. 6.1) verwendet. Die mechanischen Kennwerte der mit einer Schichtdicke von jeweils $20 \text{ }\mu\text{m}$ beschichteten Sandwichschäume sind in Tabelle 6.3 zusammengefasst.

Die Kennwerte für alle untersuchten Sandwichbeschichtungen liegen unterhalb derer, der unbeschichteten Schäume. Die Werte für Ni_{DC-SW} und Ni_{PED-SW} unterscheiden sich kaum. Die Kupferbeschichtung Cu_{PED-SW} zeigt geringfügig schlechtere Werte. Da es in den Spannungs-Verzerrungs-Diagrammen keinen signifikanten Unterschied gab, wird das elastisch-plastische Verhalten und der Schädigungsmechanismus der Sandwichschäume zur besseren Übersicht nur an einer Kurve und den Bildern von Ni_{PED-SW} näher erläutert (vgl. Abb. 6.5 und 6.6). Die nach der Sandwichmethode beschichteten Schäume weisen nicht nur eine, sondern zwei Plateauphasen und zwei PCS auf. Dies deutet auf einen zweistufigen Deformationsmechanismus hin, bei dem zunächst die Deformation des unbeschichteten Teils des Schaums analog zu den reinen Aluminiumschäumen verläuft. Die Plateauspannung ist im Vergleich zum Aluminiumschaum geringer, was auf die verminderte Probengröße und dadurch auf die verminderte Anzahl an Poren des unbeschichteten Teils in Druckrichtung gegenüber den Aluminiumschäumen zurückzuführen ist. An diese erste Plateauphase des Aluminiumteils schließt sich nach der Verdichtung der unbeschichteten Poren ein zweiter PCS an. Bei diesem beginnen die ersten mit Nickel beschichteten Stege zu knicken, und es folgt eine kurze zweite Plateauphase, bei der die beschichteten Porenlagen kollabieren. Dieser zweistufige Deformationsmechanismus konnte auch durch die Screenshots der Videoaufnahmen der Druckversuche bestätigt werden (vgl. Abb. 6.6). Bei Ni_{DC-SW} wird das zweite Plateau durch Biegeknicken gebildet. Die geringere Kristallitgröße bei der Ni_{DC-SW}-Beschichtung und daraus resultierende höhere Härte führen zu einer höheren Verdichtung des unbeschichteten Aluminiumteils, bevor es zum Kollabieren der mit Nickel be-

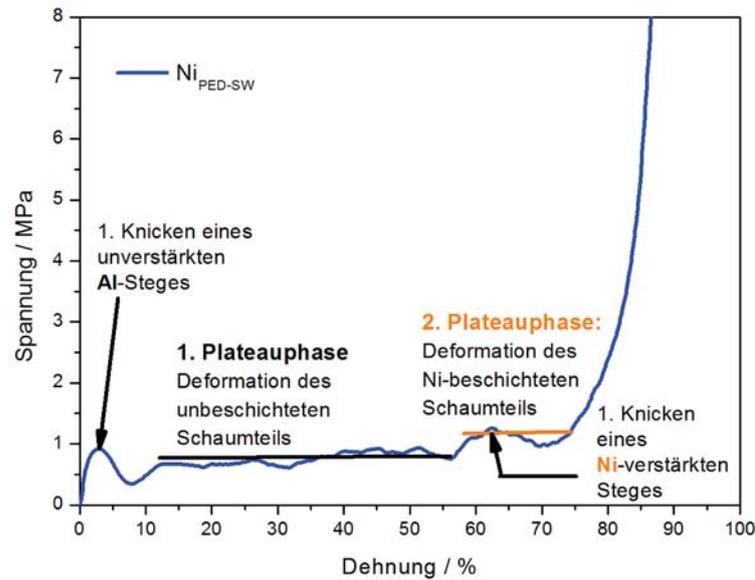


Abbildung 6.5: Spannungs-Verzerrungs-Diagramm eines nach der Sandwichmethode beschichteten Schaums (Ni_{PED-SW}).

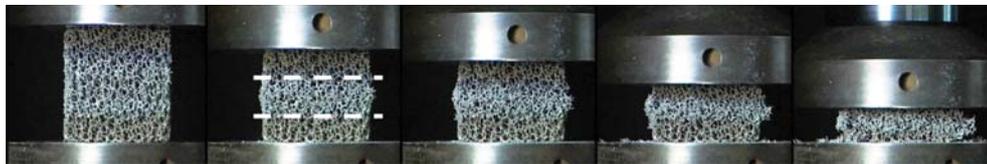


Abbildung 6.6: Lokalisation der Schädigung in einem nach der Sandwichmethode beschichteten Schaum (Ni_{PED-SW}).

schichteten Porenlagen durch Sprödbbruch kommt. Die Kupferbeschichtung in Cu_{DC-SW} ist viel weicher als die Nickelbeschichtung. Zu Beginn des Druckversuchs verbiegen sich die an den Druckplatten anliegenden, kupferverstärkten Porenlagen leicht, bevor es zum Kollabieren der Aluminumporenlagen kommt. Die Hauptverdichtung der kupferverstärkten Bereiche durch Biegeknicken und die Ausbildung von Fließgelenken setzt erst nach der Verdichtung des unbeschichteten Mittelteils der Schäume ein.

Aufgrund der Erkenntnisse über den mehrstufigen Deformationsmechanismus bei Sandwichschäumen wurde versucht, den Mechanismus durch unterschiedlich dicke Beschichtung kontinuierlich über einen Schaum durch Herstellung eines Gradientschaums zu verteilen. Unter einem Gradientschaum wird ein

Schaum verstanden, der nicht nur den unvermeidlichen Schichtdickengradienten von Außen nach Innen aufweist, sondern überlagert einen Gradienten von der oberen zur unteren Stirnfläche besitzt. Diese Beschichtungsgeometrie wurde durch kontinuierliches Abpumpen des Elektrolyten während der Abscheidung erhalten. Da sich dabei die Oberfläche der Schäume verringerte, stieg die Stromdichte während der Abscheidung exponentiell an. Dadurch wird nicht nur ein exponentieller Gradient in der Schichtdicke erhalten, sondern es bildet sich ebenfalls ein Gradient in der Kristallitgröße der Beschichtung über den Schaum aus. Im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm (vgl. Abb. 6.7) kam es durch die sich exponentiell ändernde Beschichtungsdicke von 0 bis 325 μm zu keinem echtem Plateau. Stattdessen stieg die Spannung pro-

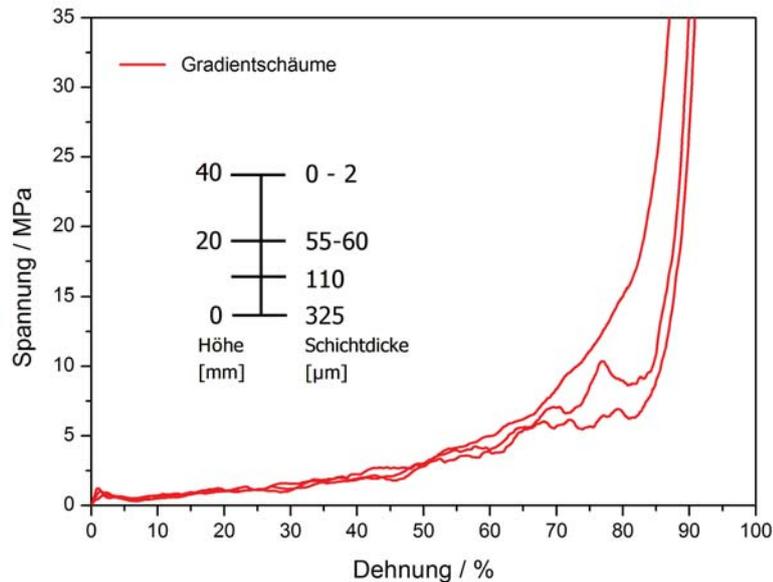


Abbildung 6.7: Spannungs-Verzerrungs-Diagramm eines beschichteten Gradientschaums.

gressiv bis hin zum Kompressionspunkt an. Da bei einem derartigen Materialverhalten nur geringe Mengen an mechanischer Energie vom Schaum absorbiert werden können, werden Gradientschäume im Weiteren nicht mehr untersucht.

Die Beschichtung mit Eisen oder Kupfer verschlechterte v. a. aufgrund von Korrosionsvorgängen die Materialkennwerte im Vergleich zu reinen Aluminiumschäumen. Die Sandwichschäume wiesen zwar einen interessanten mehrstufigen Deformationsmechanismus auf, zeigten aber in Bezug auf die zu opti-

mierenden Materialeigenschaften – Steifigkeit, Festigkeit und Energieabsorption – ebenfalls ein verschlechtertes Verhalten gegenüber Aluminiumschäumen. Mit Nickel voll beschichtete Schäume (Ni_{DC} und Ni_{PED}) zeigten die besten Ergebnisse. Eine Verkleinerung der Kristallitgröße der Beschichtung wirkte sich aufgrund der Korngrenzhärtung der Beschichtung positiv auf die mechanischen Eigenschaften der Schäume aus. Eine zu harte Beschichtung führt jedoch zur Bildung von Sollbruchstellen im Schaum. Es muss daher ein Kompromiss zwischen ausreichender Duktilität und möglicher Festigkeit der Beschichtung gefunden werden. Aufgrund der höheren Duktilität der Ni_{DC} gegenüber den Ni_{PED} -Schäumen wurden im Weiteren v. a. mittels Gleichstrom beschichtete Schäume untersucht.

6.1.3 Optimierung der Beschichtungsdicke und des Elektrolyten

Zur Untersuchung des Einflusses der Beschichtungsdicke auf die zu optimierenden Materialeigenschaften von Hybridschäumen wurden kubische 10 ppi-Aluminiumschäume mit einer Kantenlänge von 40 mm mit Ni_{DC} bzw. Cu_{DC} in unterschiedlichen Schichtdicken beschichtet. Die Schichtdicken variierten von 0 bis 250 μm in Schritten von 50 μm . Die Ergebnisse der Druckversuche sind in Abbildung 6.8 dargestellt. Die Beschichtung mit Kupfer hat auch bei höheren Schichtdicken als 20 μm keinen signifikanten positiven Effekt auf die mechanischen Kennwerte. Der PCS und die Plateauspannung werden geringfügig durch die Beschichtung erhöht, wodurch auch das dickenspezifische Energieabsorptionsvermögen geringfügig gegenüber dem reinen Aluminiumschaum ansteigt. Die Massenzunahme durch die Beschichtung überwiegt diesen Effekt allerdings bei weitem, sodass Cu_{DC} Schäume jeglicher Schichtdicke in etwa eine Halbierung des dichtespezifischen Energieabsorptionsvermögens aufweisen. Auch durch eine dicke Beschichtung mit Cu_{DC} konnte die Randfaser der Schaumstege nicht verstärkt werden. Es überwiegt die schlechte Adhäsion der Beschichtung aufgrund von Korrosionsprozessen. Die schlechten Eigenschaften lassen sich weiter durch die geringe Festigkeit von Kupfer und die sehr großen Körner der Beschichtung (vgl. Kap. 5.4) sowie die daraus resultierende starke Anisotropie der Beschichtung erklären.

Der PCS und die Plateauspannung der Ni_{DC} -Schäume steigen annähernd linear mit zunehmender Beschichtungsdicke an. Gleichzeitig werden der Verdichtungs- und der Kompressionspunkt zu geringeren Dehnungen hin ver-

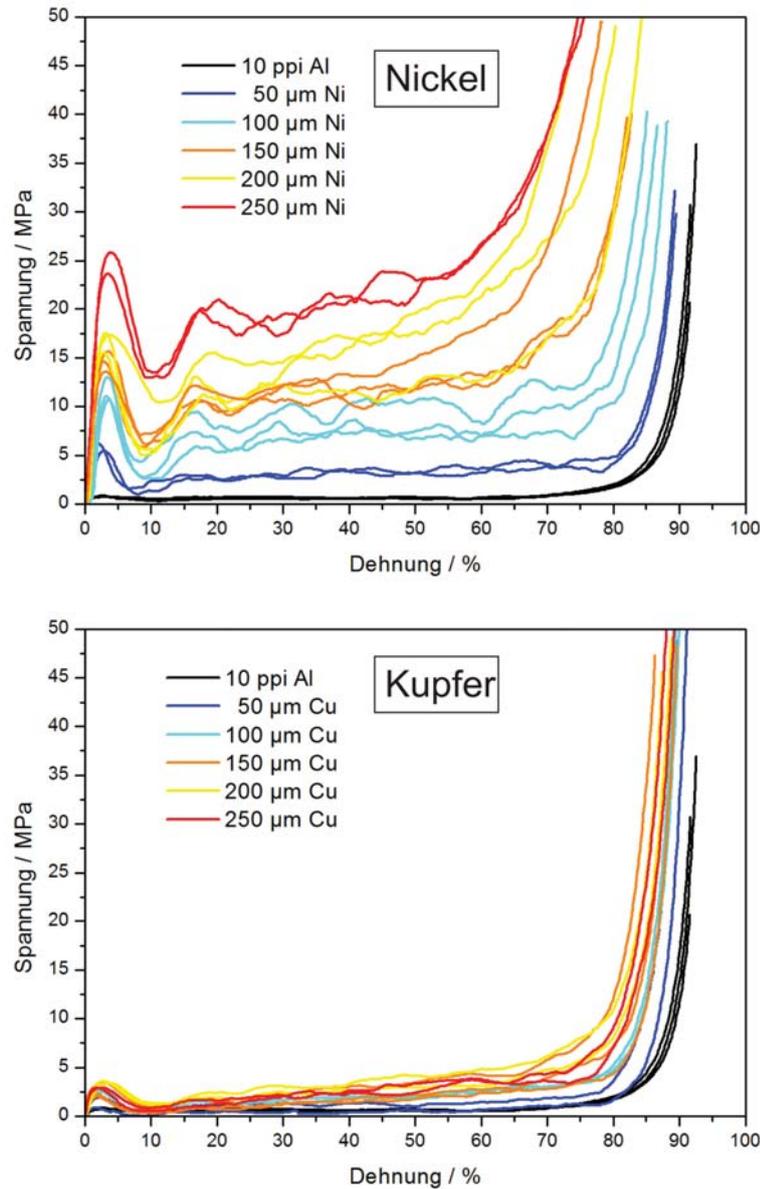


Abbildung 6.8: Schichtdickenabhängigkeit der Spannungs-Dehnungs-Charakteristik von Ni_{DC} bzw. Cu_{DC} Schäumen.

schoben, wie es auch für reine Aluminiumschäume bei einer Dichtezunahme der Fall ist. Trotz dieser Verkürzung des Plateaus zeigen die Hybridschäume eine lineare Zunahme des dickenspezifischen Energieabsorptionsvermögens

mit zunehmender Schichtdicke. Das dichtespezifische Energieabsorptionsvermögen steigt anfangs ebenfalls linear an und geht dann in eine Sättigungskurve über. Ab einer kritischen Schichtdicke überwiegt die Massenzunahme durch die Beschichtung den positiven Effekt auf die mechanischen Eigenschaften, sodass es zu keiner signifikanten Steigerung der Energieabsorption mehr kommt. Für Ni_{DC} ergibt sich so eine dichteoptimierte Schichtdicke von $150\ \mu\text{m}$. Auch wenn die Absolutwerte der Energieabsorption noch ansteigen, sollten für mobile Einsatzzwecke keine größeren Schichtdicken verwendet werden. Neben dem Gewicht würde sich bei einer größeren Beschichtungsdicke auch die Beschichtungszeit unwirtschaftlich verlängern. Tabelle 6.4 zeigt den Vergleich der mechanischen Eigenschaften gegenüber einem unbeschichteten Aluminiumschaum. Durch eine Beschichtung mit $150\ \mu\text{m}$ Ni_{DC} konnte die massenspezifische Festigkeit um den Faktor 4,7 gesteigert und die massenspezifische Energieabsorption mehr als verdoppelt werden. Die absolute bzw. dickenspezifische Energieabsorption stieg auf fast das zehnfache an.

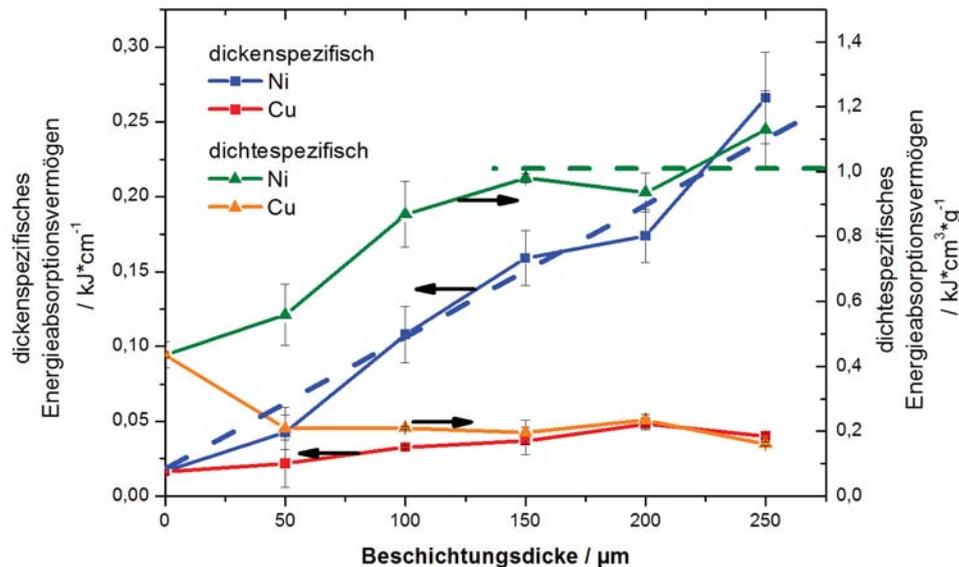


Abbildung 6.9: Abhängigkeit der spezifischen Energieabsorption von Ni_{DC} bzw. Cu_{DC} Schäumen von der Beschichtungsdicke.

Um einen besseren Vergleich der Leistung der Ni/Al-Hybridschäume mit Aluminiumschäumen zu erhalten, wurde entsprechend Gleichung 2.2 der PCS von theoretischen Aluminiumschäumen mit der gleichen Dichte wie die der

Tabelle 6.4: Vergleich der mechanischen Eigenschaften eines unbeschichteten und eines mit $150 \mu\text{m Ni}_{DC}$ beschichteten 10 ppi Aluminiumschaums.

Kennwert	Al	$150 \mu\text{m Ni}_{DC}$	Steigerungsfaktor
E-Modul / $\text{GPa}\cdot\text{kg}^{-1}$	6,81	23,74	3,5
PCS / $\text{MPa}\cdot\text{kg}^{-1}$	77,13	364,85	4,7
σ_{pl} / $\text{MPa}\cdot\text{kg}^{-1}$	65,75	252,38	3,8
max. Energieabsorption			
dickenspezifisch / $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$	$1,65\cdot 10^{-2}$	$15,84\cdot 10^{-2}$	9,6
massenspezifisch / $\text{kJ}\cdot\text{kg}^{-1}$	6,58	14,52	2,2
dichtespezifisch / $\text{kJ}\cdot\text{cm}^3\cdot\text{g}^{-1}$	0,415	0,978	2,2

Hybridschäume berechnet. Der Vergleich ist in Abbildung 6.10 aufgezeigt. Sowohl die theoretischen Aluminiumschäume als auch die Hybridschäume zei-

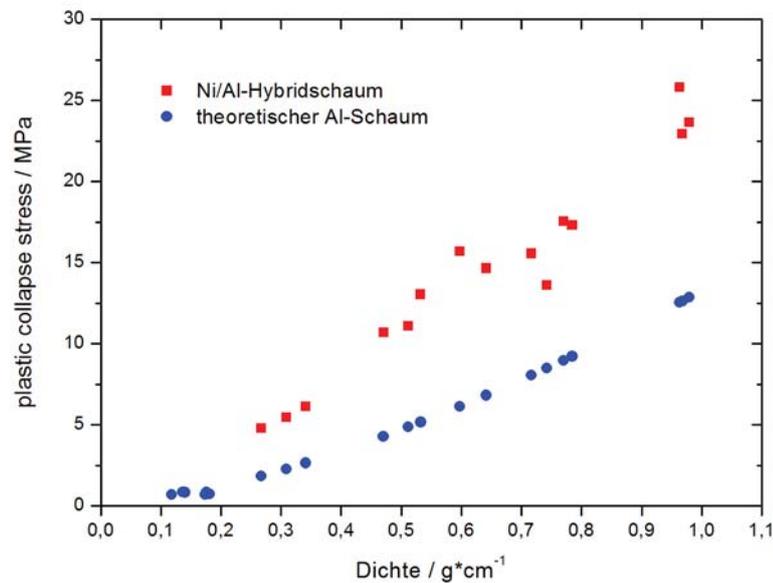


Abbildung 6.10: PCS von mit nano-Ni beschichteten 10 ppi Aluminiumschäumen im Vergleich zu theoretischen unbeschichteten Aluminiumschäumen gleicher Dichte.

gen eine überproportionale Abhängigkeit der Druckfestigkeit mit der Dichte. Nach Thornton [145] ist dies ein Beweis dafür, dass Biegespannungen beim Kollaps der Schaumstruktur eine wichtige Rolle spielen. Die Ni/Al-Hybridschäume sind den theoretischen Aluminiumschäumen mit gleicher Dichte in der Festigkeit bei weitem überlegen. Dieser Effekt ist, wie in Kapitel 6.1.2 bereits kurz erwähnt, auf die Erhöhung der Stabilität der Stege durch die hochfeste Nickelbeschichtung zurückzuführen, die ein Knicken der Stege verhindert. Der Grund für die höhere Biegefestigkeit der Hybridschäume liegt in der Verstärkung der Randfaser der Stege, in der die bei Biegeprozessen auftretende Maximalspannung lokalisiert ist. Je nach Beschichtungsdicke hat der Aluminiumsteg des Substratschaums keinen Anteil an dieser Randfaser. Sie erstreckt sich vollständig auf die Dicke der Nickelbeschichtung, so dass die Festigkeit hauptsächlich durch die nanokristalline Beschichtung bestimmt ist. Mit zunehmender Beschichtungsdicke vergrößert sich der Stegdurchmesser und dadurch nach Gleichung 3.39 bzw. 3.40 das Flächenträgheitsmoment und somit auch die Biegesteifigkeit.

Nach Boonyongmaneerat et al. [20] wurde Gleichung 6.1 zur Abschätzung des Energieabsorptionsvermögens von theoretischen Aluminiumschäumen mit der gleichen Dichte wie die der Hybridschäume verwendet.

$$U \approx \sigma_{pl}(\epsilon_d - 0,5\epsilon_{pl}) \quad (6.1)$$

Dabei wurde für die Aluminiumschäume eine konstante Plateauspannung σ_{pl} (aus Gl. 2.2) angenommen. Die Fließdehnung ϵ_{pl} wurde aus der Plateauspannung und dem E-Modul (aus Gl. 2.1) bestimmt. Der Verdichtungs- punkt ϵ_d wurde aus den Spannungs-Verzerrungsdiagrammen erhalten. Abbildung 6.11 zeigt den Vergleich des volumenspezifischen und des dichte- spezifischen Energieabsorptionsvermögens. Die Ni/Al-Hybridschäume besitzen sowohl auf das Volumen als auch auf die Dichte bezogen ein wesentlich höheres Energieabsorptionsvermögen als die theoretischen unbeschichteten Aluminiumschäume. Anhand des Kurvenverlaufs der theoretischen unbeschichteten Schäume im Vergleich zum tatsächlich gemessenen Aluminiumschaum erkennt man, dass die Abschätzung durch Gleichung 6.1 das Energieabsorptionsvermögen der hypothetischen Aluminiumschäume geringfügig unterschätzt. Dennoch kann eindeutig ein überlegenes Energieabsorptionsvermögen der Hybridschäume festgestellt werden. Volumenspezifisch zeigen unbeschichtete Schäume, aufgrund der bei ihnen dominanten Biegeverformungen, eine quadratische Abhängigkeit der Energieabsorption von der Dichte. Die Hybridschäume zeigen hier nur noch eine lineare Abhängigkeit, was durch die Dominanz von Biegebruch und inelastischem Knicken während der

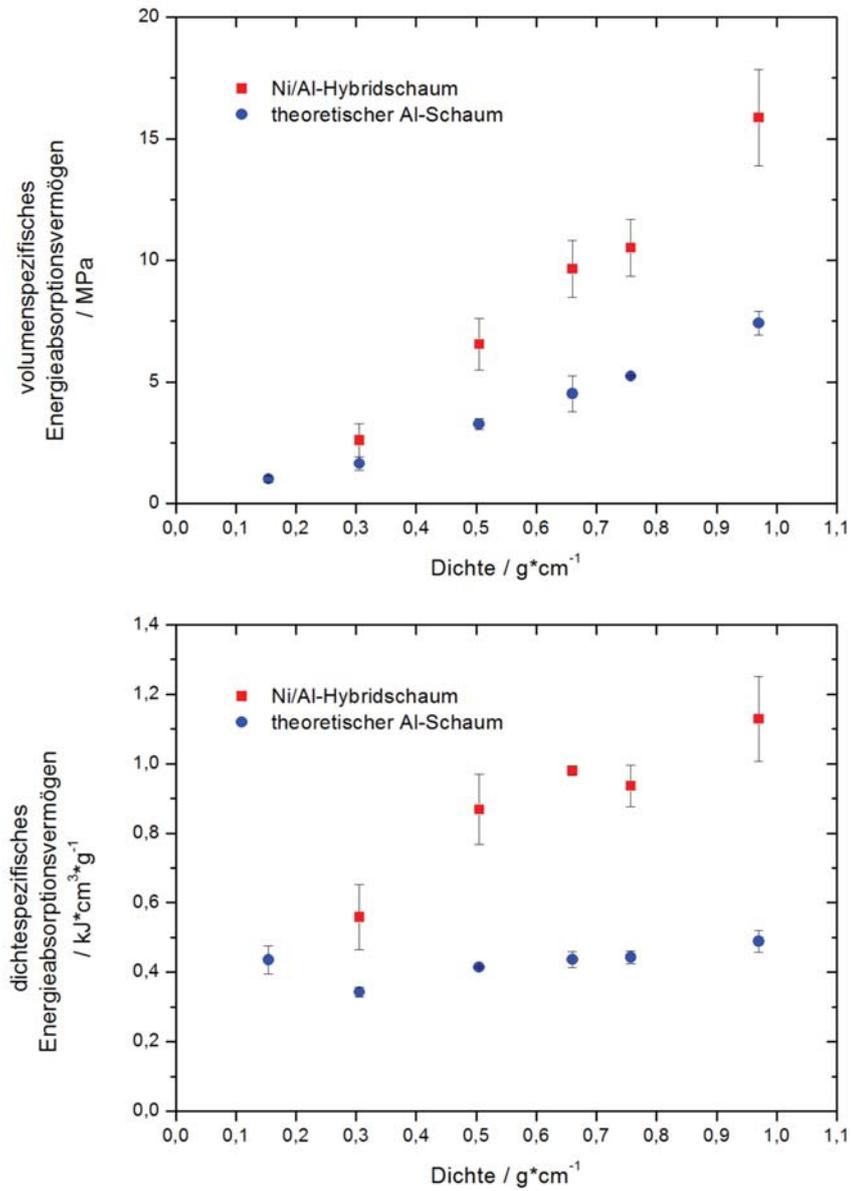


Abbildung 6.11: Vergleich des Energieabsorptionsvermögens pro Volumen (oben) bzw. pro Dichte (unten) der 10 ppi Ni/Al-Hybridschäume und theoretischen Aluminiumschäumen gleicher Dichte.

Plateauphase zurückzuführen ist. Desweiteren wird das Energieabsorptionsvermögen der Hybridschäume durch das lokale Spannungsminimum im Anschluss an den PCS vermindert. Dieses Minimum ist durch die Delamination der Beschichtung vom Schaumsubstrat bedingt. Unter Druckbelastung verbiegen sich die Stege. Auf der Zugseite entstehen Risse in der Beschichtung. Eine bessere Adhäsion zwischen Beschichtung und Schaumsubstrat vermindert die Ausbildung des lokalen Spannungsminimum und erhöht dadurch die Energieabsorption [20].

Die Druckfestigkeit bzw. Tragfähigkeit der Hybridschäume wird allein durch die Beschichtung, ein Netz aus miteinander verbundenen nanokristallinen Röhren, bestimmt. Die Verbesserung des Energieabsorptionsvermögens der Hybridschäume ist dagegen auf eine komplexe Wechselwirkung zwischen dem Schaumsubstrat, seiner Struktur und den mechanischen Eigenschaften der nanokristallinen Schale zurückzuführen.

Zur Optimierung des Verstärkungseffekts der Stege durch die Umhüllung mit nano-Nickel wurde der Einfluss des Elektrolyten bzw. einer Ni/Al₂O₃-Metall-Matrix-Kompositbeschichtung (MMC, metal matrix composite) untersucht. 10 ppi Aluminiumschäume wurden aus dem bisherigen Sulfamat-elektrolyt ($Ni_{DC} = Ni_{Sulfamat,DC}$), aus einem Wattselektrolyt ($Ni_{Watts,DC}$ bzw. $Ni_{Watts,PED}$) und aus einem Nickeldispersionselektrolyt (Wattselektrolyt mit 120 g/L Al₂O₃-Partikeln, $Ni/Al_2O_3,PED$) mit Nickel in drei verschiedenen Schichtdicken, 50, 100 und 150 μm beschichtet (für $Ni/Al_2O_3,PED$ nur 50 und 100 μm).

$Ni_{Watts,DC}$ bzw. $Ni_{Watts,PED}$ zeigten im Gegensatz zu den bisherigen $Ni_{Sulfamat,DC}$ -Schäumen kein gerades, sondern ein ansteigendes Plateau. Die Gleichstrom- und die Pulsstromabscheidung unterschieden sich anhand ihres Spannungs-Verzerrungs-Diagramms nur geringfügig. Im Vergleich zu $Ni_{Sulfamat,DC}$ wurden schlechtere Kennwerte erhalten. Der PCS zeigte einen scharfen Peak. Das anschließende lokale Minimum durch Risse und Delaminationsprozesse der Beschichtung [20] ist niedriger und tritt bei einer um ca. 5% kleineren Dehnung als bei $Ni_{Sulfamat,DC}$ auf. Die MMC-Beschichtung zeigt einen noch extremeren Kurvenverlauf des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms (vgl. Abb. 6.12). Der PCS des 50 μm $Ni/Al_2O_3,PED$ -Schaums ist nur etwa halb so hoch wie der bei $Ni_{Sulfamat,DC}$. Der Peak ist viel schärfer, und die Spannung erreicht bei einer um ca. 5% kleineren Dehnung ein lokales Minimum. Dieses ist ebenfalls nur etwa halb so hoch wie das des $Ni_{Sulfamat,DC}$ -Schaums. Nach dem Minimum steigt die Spannung unter starken Oszillationen im Mittel linear an. Bei ca. 50% Dehnung zeigen beide Beschichtungsdicken ein zweites stark ausgeprägtes lokales Minimum bevor der Schaum in die Verdichtung übergeht. Der scharfe PCS-Peak und die starken Oszillationen der Spannung sind nach Boonyongmaneerat et al. [20] auf

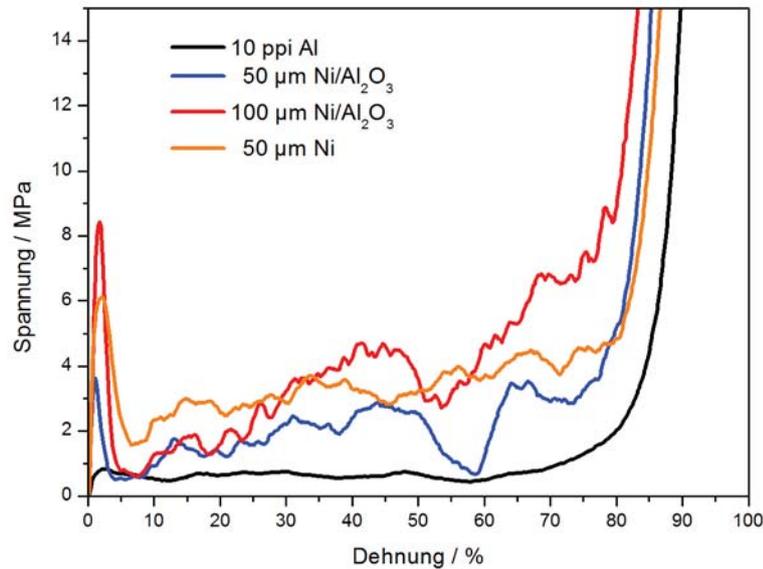


Abbildung 6.12: Spannungs-Verzerrungs-Diagramme von Ni/Al₂O₃-MMC-Hybridschäumen im Vergleich mit einem 50 µm Nickel-Sulfamat-Hybridschaum. Zur besseren Übersicht wurde jeweils nur eine repräsentative Kurve gezeigt.

eine schlechte Adhäsion und die dadurch bedingten Delaminationsprozesse der Beschichtung zurückzuführen. Abbildung 6.13 zeigt einen Vergleich des PCS und der mittleren Plateauspannung für die hier untersuchten Elektrolyte bei einer Beschichtungsdicke von 100 µm. Ni_{Sulfamat,DC} ist jeweils den anderen Proben bei weitem überlegen. Ni_{Watts,PED} besitzt von den anderen Elektrolyten die besten mechanischen Eigenschaften. Während die MMC-Beschichtung in Bezug auf den PCS geringfügig höhere Werte als Ni_{Watts,DC} erzielt, liegt die Plateauspannung erheblich niedriger. Ein Vergleich der dicken- und dichtetpezifischen Energieabsorption der unterschiedlichen Elektrolyte ist in Abbildung 6.14 dargestellt. Durch den scharfen PCS-Peak und das stark ausgeprägte lokale Minimum danach zeigen alle neu untersuchten Elektrolyte ein geringeres Energieabsorptionsvermögen als Ni_{Sulfamat,DC}. Dichtetespezifisch sind die Schäume aus den neuen Elektrolyten bis zu einer Beschichtungsdicke von 100 µm sogar alle schlechter als unbeschichtete Aluminiumschäume. Am schlechtesten schneidet dabei Ni/Al₂O_{3,PED} ab. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Massenzunahme den Verstärkungseffekt durch die Beschichtung übersteigt.

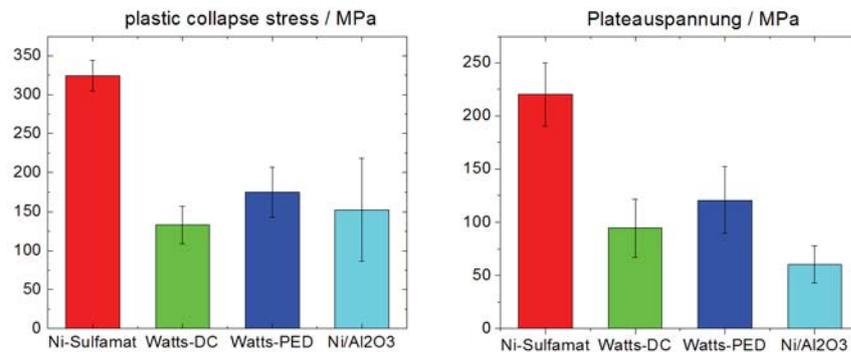


Abbildung 6.13: Vergleich der mechanischen Eigenschaften von mit $100 \mu\text{m}$ Ni beschichteten 10 ppi Aluminiumschäumen in Abhängigkeit des verwendeten Elektrolyten.

Sulfamatelektrolyte sind arm an inneren Spannungen und weisen eine ausreichende Duktilität auf. Sie werden üblicherweise zur Dickvernickelung und zum Beschichten bzw. Galvanoformen komplexer Geometrien verwendet. Watts elektrolyte führen zu härteren aber auch spröderen Beschichtungen und besitzen vergleichsweise hohe innere Spannungen. Sie werden deshalb für Verschleißschutzschichten verwendet. Aus diesen Ergebnissen folgt, dass die optimale Beschichtung zwar hart genug sein muss, um die Biegesteifigkeit der Stege zu erhöhen, aber auch nicht zu hart und somit nicht zu spröde sein darf, dass es zu verstärkter Rissbildung in der Beschichtung an der Zugseite der Stege und somit zu einem starken Festigkeitsverlust nach dem PCS kommt. Desweiteren spielt die Adhäsion der Beschichtung auf dem Schaumsubstrat eine entscheidende Rolle für die Ausprägung des PCS-Peak. Die Beschichtungen mit dem Watts elektrolyt sind aufgrund der inneren Spannungen zu spröde und zu hart. Unter Belastung kommt es verstärkt zur Rissbildung und Delamination der Beschichtung von den Stegen, was sich in dem scharfen PCS-Peak und dem anschließenden stark ausgeprägten lokalen Spannungsminimum zeigt. Analoges Verhalten wird für $\text{Ni}/\text{Al}_2\text{O}_3, \text{PED}$ beobachtet. Die Beschichtung ist durch die eingebauten Partikel zwar sehr hart aber auch extrem spröde. Während des Beschichtungsprozesses kommt es aufgrund der Siebwirkung des Schaums zur Partikelansammlung auf den Stegen, die die Adhäsion der Beschichtung auf den Stegen reduziert. Die verminderte Adhäsion und die Partikelansammlung auf den Stegen führt nicht nur beim PCS zu Rissbildung und Delamination der Beschichtung, sondern auch während der Plateauphase. Die starken Oszillationen des Plateaus entstehen durch eine Serie von Delaminationsprozessen der Beschichtung vom Aluminiumschaum [20], durch die es sogar zur Ausbildung eines

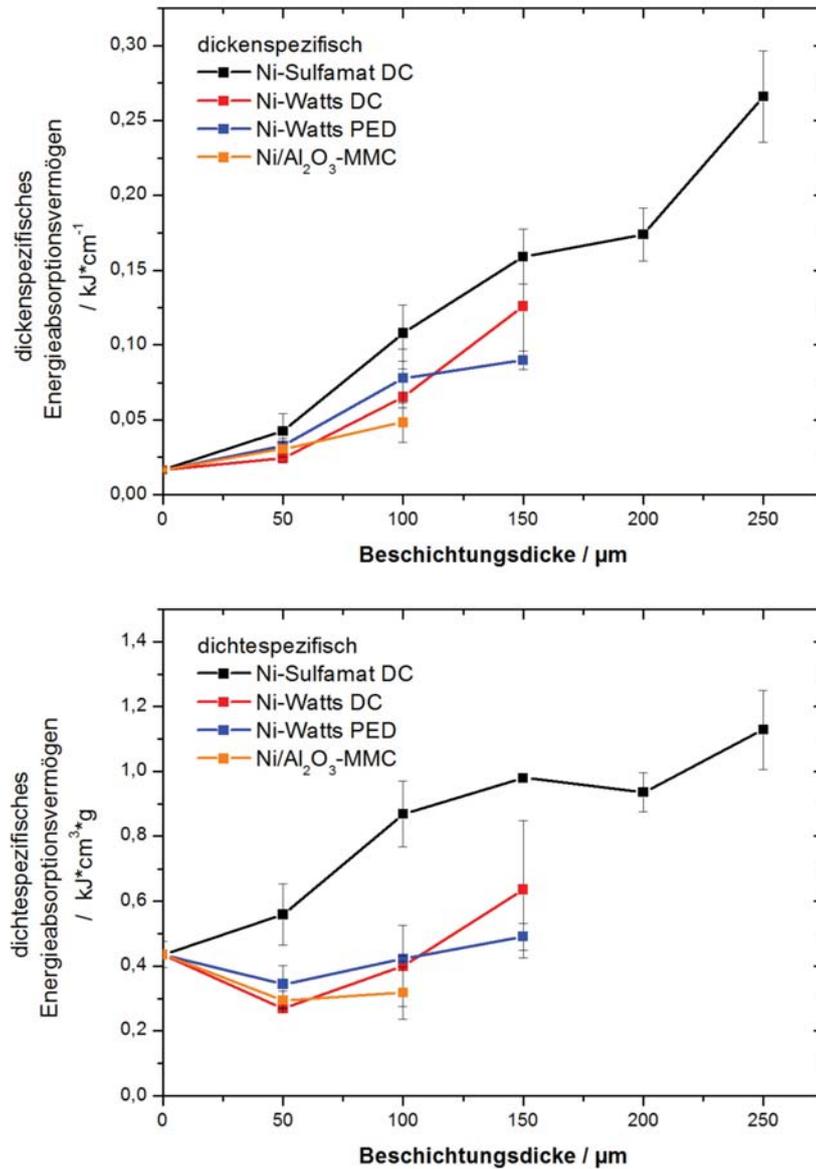


Abbildung 6.14: Vergleich des Energieabsorptionsvermögens pro Dicke (oben) bzw. pro Dichte (unten) von 10 ppi Ni/Al-Hybridschäumen mit Beschichtungen aus unterschiedlichen Elektrolyten.

zweiten lokalen Spannungsminimums kommt. Die schlechte Energieabsorption der Watts- und MMC-Schäume ist durch den in Höhe und Breite verminderten PCS und das stark ausgeprägte lokale Spannungsminimum direkt danach bedingt. Für diese Schäume überwiegt anfangs die Massenzunahme durch die Beschichtung deutlich den positiven Effekt durch die Verstärkung der Randfaser der Stege. Es werden viel größere Schichtdicken als bei der duktileren $\text{Ni}_{\text{Sulfamat,DC}}$ -Beschichtung benötigt. Für weitere Versuche wurde deshalb nur noch $\text{Ni}_{\text{Sulfamat,DC}}$ verwendet. Zur Vereinfachung werden die Schäume im Weiteren wieder mit Ni_{DC} bezeichnet.

6.1.4 Size effect – Einfluss der Porengröße

Size effects entstehen, wenn die makroskopischen Dimensionen einer Probe in der Größenordnung der Mikroskala, d. h. der Porengröße, liegen [122]. Zur Untersuchung des Einflusses der Porengröße auf die Materialeigenschaften von Hybridschäumen wurden 10 ppi und 30 ppi Schäume (jeweils $40 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$) mit $50 \mu\text{m}$ Ni_{DC} beschichtet. Es traten deutliche Unterschiede in der Spannungs-Verzerrungs-Charakteristik auf (vgl. Abb. 6.15). Die 30 ppi Schäume besitzen keinen ausgeprägten Peak gegenüber der Plateauspannung beim PCS und zeigen nur minimale Oszillationen in der Spannungsantwort bei der Plateauspannung. Die Plateauspannung ist ca. dreimal so hoch wie bei den 10 ppi Schäumen und die Verdichtung der Porenstruktur erfolgt wesentlich früher. Die dickenspezifische Energieabsorption wurde beim Übergang von 10 ppi zu 30 ppi für die Aluminiumschäume um 50% gesteigert. Für die Ni/Al-Hybridschäume konnte sie verdoppelt werden. Dichtespezifisch zeigen die 30 ppi Schäume nur noch ca. 12% der Energieabsorption der 10 ppi Schäume.

Die geringeren Spannungsoszillationen beim lagenweisen Versagen der Zellstege und der fehlende PCS-Peak sind auf die geringere Porengröße der 30 ppi Schäume zurückzuführen, wodurch die einzelnen Porenlagen schneller verdichten als bei 10 ppi Schäumen und die Spannung nach jedem lokalen Porenkollaps geringer abfällt und schneller ansteigt. Die höheren Plateauwerte der 30 ppi Schäume resultieren aus der dreimal so großen Anzahl an Poren in Druckrichtung. Ein weiterer Grund ist vermutlich die etwas weniger als ein Drittel so große Steglänge der 30 ppi-Schäume im Vergleich zu den 10 ppi-Schäumen, die nach Gleichung 3.43 zu einer Vergrößerung der kritischen Knicklänge führt. Die Eigenschaften werden ebenfalls durch Randschichteffekte stark beeinflusst. Die Stege am Rand einer Schaumprobe sind geschnit-

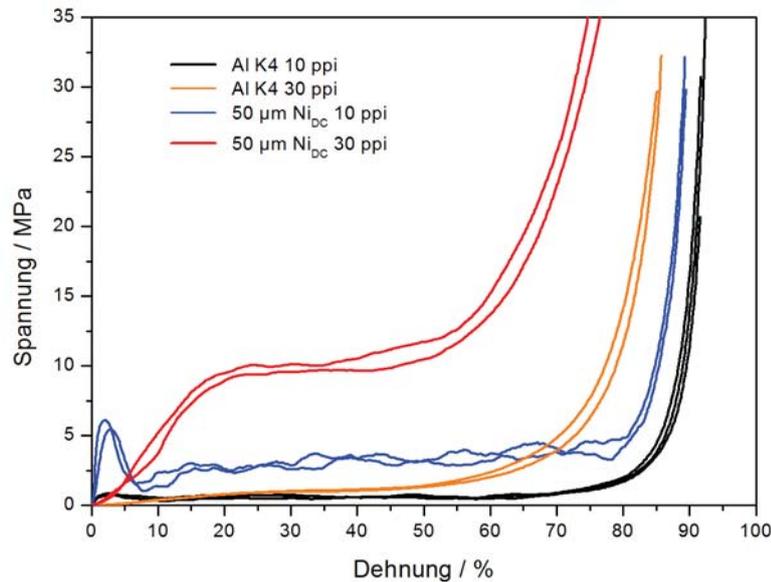


Abbildung 6.15: Spannungs-Verzerrungs-Diagramm von 10 und 30 ppi Schäumen bei gleicher Probengeometrie.

ten und ragen mit einem Ende in die Luft. Unter Druckbelastung bleiben diese Stege spannungsfrei. Auch zu dieser spannungsfreien Randschicht benachbarte Zellen zeigen eine verminderte Festigkeit. Stege im Schauminnern sind in alle Raumrichtungen durch benachbarte Zellen in ihrer Deformation beschränkt und besitzen dadurch eine hohe Steifigkeit und Festigkeit. Mit zunehmender Probenhöhe sinkt der Anteil der weichen Randschicht an der Probe und somit der Beitrag dieser geschwächten Zone zur makroskopischen Festigkeit der Probe. Das Verhältnis α aus Probenhöhe zu Porengröße beeinflusst aufgrund der unterschiedlichen Porenanzahl und des Anteils der schwachen Randschicht sehr stark die mechanischen Eigenschaften von Schäumen [3, 7, 122]. Bei unendlich großer Probenhöhe gehen die Eigenschaften in einen Sättigungswert über und der Schaum verhält sich wie ein klassisches Kontinuum.

Bei den Spannungs-Verzerrungs-Diagrammen in Abbildung 6.15 sind zwei Effekte überlagert, zum einen die unterschiedliche Anzahl an Poren in Druckrichtung und zum Andern die unterschiedliche Dichte der 10 ppi und 30 ppi Schäume. Um Schäume mit unterschiedlicher Porengröße besser vergleichen zu können, wurden kubische 10, 20 und 30 ppi Schäume mit annähernd gleichem Verhältnis α von Probengröße zu Porengröße untersucht. Dazu wurden

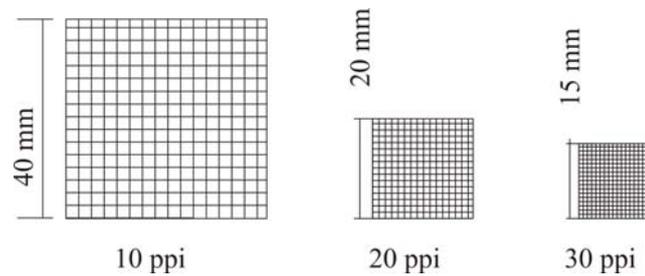


Abbildung 6.16: Schematische Darstellung der Proben- und Porengröße von 10, 20 und 30 ppi-Schäumen bei gleichem Verhältnis von Proben- zu Porengröße.

Schaumwürfel mit einer Kantenlänge von 40, 20 bzw. 15 mm für die 10, 20 bzw. 30 ppi Schäume verwendet (vgl. Abb. 6.16) und mit Ni_{DC} in unterschiedlichen Schichtdicken beschichtet. Bei gleichem α zeigen Schäume mit unterschiedlicher Porengröße ähnliche Spannungs-Verzerrungs-Diagramme (vgl. Abb. 6.17). Auch die 30 ppi Schäume besitzen einen ausgeprägten PCS-Peak und weisen stärkere Spannungsoszillationen als bei gleicher Probengröße auf, die durch die geringere Porenhöhe weit weniger stark als bei 10 ppi Schäumen ausgeprägt sind. Bei Schäumen mit kleinerer Porengröße werden aufgrund der kleineren Steglänge und dadurch höheren kritischen Knicklasten noch geringfügig größere Werte für PCS und Plateauspannung erhalten. Der Unterpunkt bleibt weiterhin aufgrund der geringeren Porengröße zu kleineren Dehnungen verschoben.

Als Fazit sind die mechanischen Eigenschaften bei gleichem α besser zu vergleichen. Da je nach Anwendung unterschiedliche Restriktionen für eine Konstruktion gelten, wurden die dichte- und volumenspezifische Energieabsorption bei unterschiedlicher Porengröße als Funktion der Beschichtungsdicke ebenfalls bei gleichem α untersucht. Die optimierte Schichtdicke wurde mit Hilfe der dichtespezifischen Energieabsorption bestimmt. Dichtespezifisch zeigen die Schäume mit den größeren Poren auch die größere Energieabsorption. Während für 10 ppi die Energieabsorption aller Hybridschäume ansteigt, fällt bei 20 und 30 ppi die Energieabsorption der Ni/Al-Hybridschäume anfangs unter die der unbeschichteten Aluminiumschäume, die Massenzunahme überwiegt den Verstärkungseffekt durch die Beschichtung. Für 20 ppi Schäume kompensieren sich die Massenzunahme und der Verstärkungseffekt bei einer Schichtdicke von ca. $90 \mu\text{m}$ Ni_{DC} und für 30 ppi Schäume bei ca. $50 \mu\text{m}$. Die optimierte Schichtdicke ist diejenige, bei der die spezifische Energieabsorption nicht mehr oder nur noch minimal mit zunehmender Schichtdicke ansteigt. So ergeben sich die folgenden dichteoptimierten Schichtdicken: 150

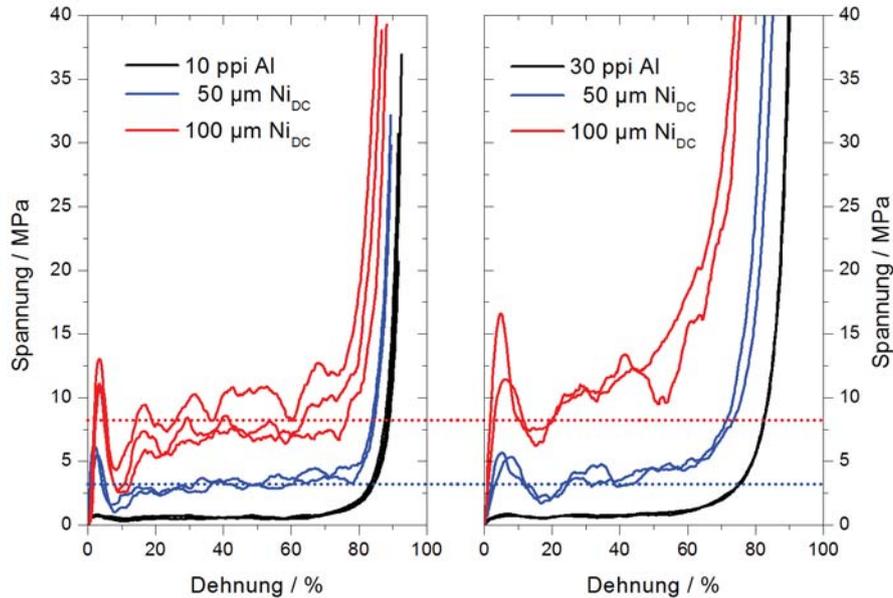


Abbildung 6.17: Vergleich der Spannungs-Verzerrungs-Diagramme von 10 (links) und 30 ppi Schäumen (rechts) bei gleichem Verhältnis α .

μm für 10 ppi, $120 \mu\text{m}$ für 20 ppi und $75 \mu\text{m}$ für 30 ppi. Der dichtespezifische Vergleich spiegelt keine realen Verhältnisse wider. In realen Bauteilen besitzen die Schäume, gleichwohl welche Porengröße eingesetzt wird, die gleiche Geometrie. Der Effekt der unterschiedlichen Probengeometrie (vgl. Abb. 6.16) wird bei der Normierung auf das Volumen herausgerechnet und spiegelt die tatsächliche Leistung der Schäume bei gleichen Probendimensionen wider (vgl. Abb. 6.19). Volumenspezifisch sind unter den untersuchten Schäumen die 10 ppi Schäume die schlechtesten Energieabsorber. Bei einer Beschichtungsdicke zwischen 50 und $75 \mu\text{m Ni}_{DC}$ sind 20 und 30 ppi Schäume gleich gut. Für größere Beschichtungsdicken übersteigt die Energieabsorption der 20 ppi Schäume die der 10 und 30 ppi Schäume bei weitem. Daraus folgt, dass ein Ni/Al-Hybridschaum mit einer Porengröße von 20 ppi und einer Beschichtungsdicke von $120 \mu\text{m Ni}_{DC}$ der beste Energieabsorber unter den untersuchten Schäumen ist.

Ein Vergleich der für unterschiedliche Porengrößen jeweils dichteoptimierten Schichtdicke mit einer Ungenauigkeit von $\pm 3 \mu\text{m}$ und der jeweiligen Stegdicke der Schäume liefert für alle Porengrößen ein konstantes Verhältnis von Schichtdicke zu Stegdicke von 0,3. Wird somit die Stegdicke der untersuchten

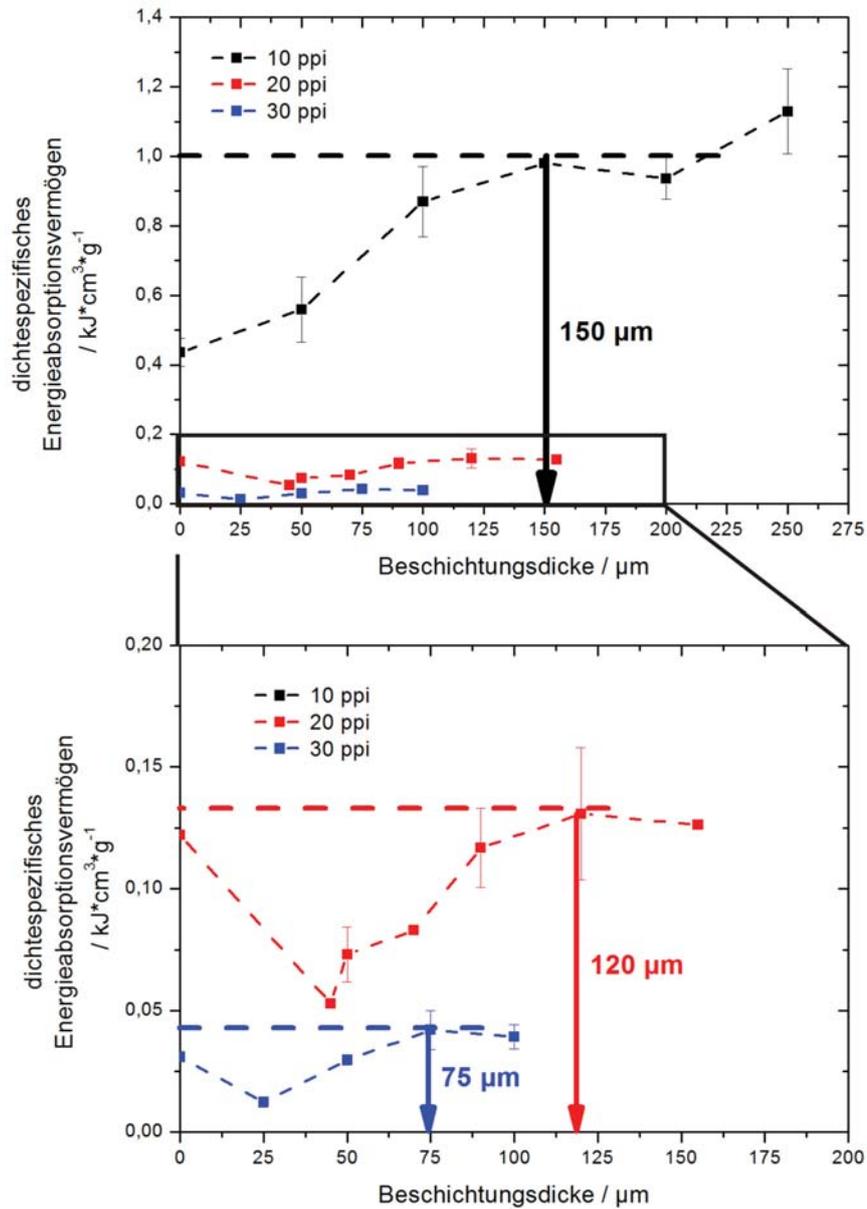


Abbildung 6.18: Dichtespezifisches Energieabsorptionsvermögen und dichteoptimierte Schichtdicke für 10, 20 und 30 ppi-Schäumen.

Schäumen durch die Beschichtung mit nano-Nickel um 60% erhöht, resultiert daraus die dichteoptimierte Energieabsorption. Nach Jang et. al [89] gibt es keinen Unterschied in den mechanischen Kennwerten, wenn bei der Modellie-

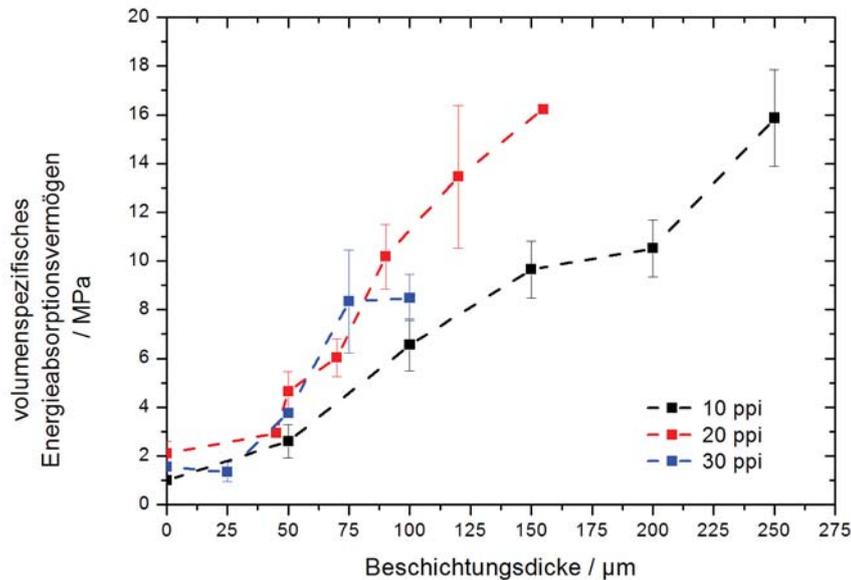


Abbildung 6.19: Volumenspezifisches Energieabsorptionsvermögen für 10, 20 und 30 ppi-Schäumen.

rung von Schäumen mit rundem oder dreieckigem Stegquerschnitt gerechnet wird. Deshalb wird zur Vereinfachung im Folgenden von einem runden Stegquerschnitt ausgegangen. Eine einfache Zunahme der Stegdicke eines Aluminiumschaums führt laut Gleichung 3.39 zu einer Zunahme der Biegesteifigkeit bzw. des PCS um den Faktor 6,55. Für die Beschichtung mit nano-Nickel resultiert je nach Porengröße eine Zunahme der Biegesteifigkeit um den Faktor 15,75 bis 20,66. Die verbesserte Leistung der Ni/Al-Hybridschäume ist eindeutig auf die Stärkung der Randfaser der Stege durch die Beschichtung und nicht allein auf die Zunahme der Stegdicke zurückzuführen.

Dieser Size effect ist ein sehr wichtiger Faktor bei der Konstruktion mit Schäumen, da je nach Art der Anwendung die Bauteildimensionen in der Größenordnung weniger Porengrößen liegen können. In Ni/Al-Hybridschäumen kommt es durch die Verstärkung der Stege zu einer veränderten Ausprägung gegenüber dem Size effect reiner Aluminiumschäume.

Der in diesem Kapitel beschriebene Size effect bezog sich ausschließlich auf das Verhältnis von Proben- zu Porengröße. Die bereits angesprochene Anisotropie der Porengeometrie kann ebenfalls als eine Art Size effect aufgefasst werden, da die Porenhöhe je nach Orientierung der Poren gegenüber der Pro-

benhöhe ein unterschiedliches Verhältnis aufweist und sich Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften in transversaler bzw. longitudinaler Porenausrichtung ergeben [118].

6.1.5 Füllstoffe

Offenporige Schäume besitzen gegenüber geschlossenenporigen Schäumen die Möglichkeit, dass sie mit jedem gieß- oder schüttbaren Material infiltriert werden können. Als Füllmaterialien sind beispielsweise Polymere (Elastomere, Thermoplasten, Duromere), Pulver, Sand, Flüssigkeiten oder auch andere Schäume denkbar. Durch die Füllung sollen unter Ausnutzung von Synergieeffekten verbesserte Eigenschaften, zusätzliche Eigenschaften sowie neue Eigenschaftskombinationen in einem Hybridmaterial vereint werden und so das Multifunktionalitätskonzept der Schäume verbessert werden. Wird ein Schaum mit einem Schaum eines anderen Materials gefüllt, entsteht ein sogenanntes Interpenetrating Phase Composite (IPC), ein Multiphasenkomposit, welches wiederum ein bionisches Material darstellt. Ein IPC ist ein kontinuierliches dreidimensionales Geflecht aus zwei oder mehr verschiedenen Phasen, die auf der Mikrostruktur ineinander verflochten sind. Diese außergewöhnliche topologische Struktur ermöglicht die Herstellung von Materialien mit echtem multifunktionalem Charakter, wobei jede Phase ihre eigenen Eigenschaften (vgl. Abb. 6.20) zu den makroskopischen Eigenschaften des Komposites beiträgt.

In diesem Kapitel wird der Einfluss unterschiedlicher Füllmaterialien auf die

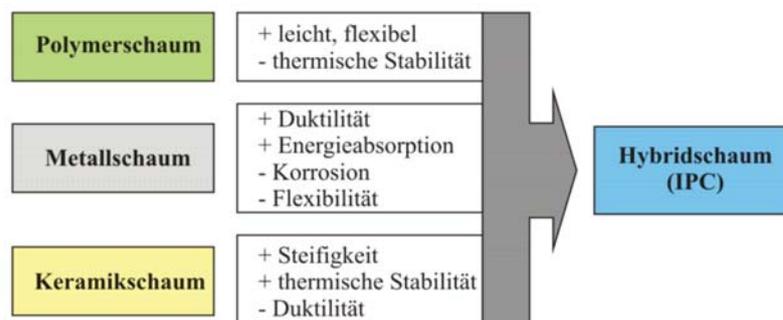


Abbildung 6.20: Positive und negative Eigenschaften von Monomaterialschäumen und Ausnutzung von Synergieeffekten in Hybridschäumen.

mechanischen Eigenschaften von Hybridschäumen untersucht. Dabei wird vor allem das Verformungsverhalten unter uniaxialem Druck und die Energieabsorption genauer betrachtet. Ziel ist es, durch die Füllung des Dämpfungsverhalten, die Strukturstabilität sowie die Eignung als Splitterschutz zu verbessern. Als Füllmaterialien wurden ein kondensationsvernetzender Silikonkautschuk mit einer Dichte von $1,34 \text{ g/cm}^3$ und einer Zugfestigkeit von $1,7 \text{ MPa}$ (OOMOO30, Fa. Kaupo), ein mit nano-Korundpartikeln gefüllter Silikonkautschuk (OOMOO30 mit $0,25 \text{ g nano-Al}_2\text{O}_3$ (Fa. BaikaloX, 40 nm) pro ml Silikon) und ein weicher Polyurethanschaum mit einer Dichte von $0,05 \text{ g/cm}^3$ (Neukadur PU 131, Fa. Altropol) verwendet. Als Wirtsschaum für die Füllung dienten 10 ppi Schaumwürfel mit einer Kantenlänge von 40 mm . Es wurden sowohl reine Aluminiumschäume als auch mit $50, 100$ bzw. $150 \mu\text{m}$ Ni_{DC} beschichtete Ni/Al-Hybridschäume verwendet.

Abbildung 6.21 zeigt die Spannungs-Verzerrungs-Diagramme mit Silikonkautschuk gefüllter Schäume in Abhängigkeit der Beschichtungsstärke mit Ni_{DC} (durchgezogene Linien) und den Vergleich mit den ungefüllten Ni/Al-Hybridschäumen (gestrichelte Linien) und dem reinen Silikonkautschuk. Im Vergleich zum reinen Silikon gibt der Schaum dem Silikonkautschuk einen stabilen Halt. Der PCS der gefüllten Schäume ist niedriger als bei den

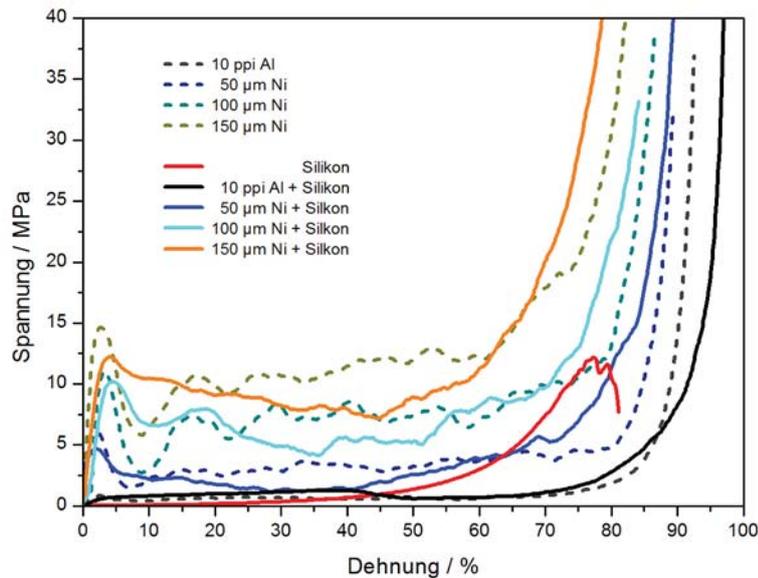


Abbildung 6.21: Spannungs-Verzerrungs-Diagramm silikongefüllter Schäume im Vergleich zu ungefüllten Schäumen.

ungefüllten. Durch die Füllung wird das Einknicken der Stege gedämpft, wodurch es zu einer starken Verringerung der Ausprägung des lokalen Minimums nach dem PCS kommt. Die Plateauphase der gefüllten Schäume ist durch ein Absinken der Spannung bis zu einer Dehnung von 35-40% gekennzeichnet. Anschließend steigt die Spannung wieder an und die Schäume beginnen sich zu verdichten. Der Verdichtungs- und der Kompressionspunkt der gefüllten Schäume wird früher als bei den unbeschichteten Schäumen erreicht. Die Ursache für den Spannungsabfall während der Plateauphase liegt in der Kompressibilität des Silikons. Durch den uniaxialen Druck auf den gefüllten Hybridschaum steht der gegenüber dem Schaum sehr inkompressible Silikonkautschuk unter großer Spannung und versucht, sich in alle Raumrichtungen auszudehnen, was vom Metallschaum weitgehend verhindert wird. Die Schaumstruktur unterliegt dadurch nicht mehr nur dem uniaxialen Druck, sondern bedingt durch das sich ausbreitende Silikon auch Zugspannungen senkrecht zur Druckrichtung. Es herrscht somit ein komplexer mehrdimensionaler Spannungszustand vor. Das Knicken der Stege beginnt durch die zusätzlichen seitlichen Zugspannungen bereits bei geringeren Knicklasten und führt zu den geringeren PCS-Werten. Die Schwächung der Plateauphase resultiert ebenfalls aus den durch das Silikon nach den Seiten weggedrückten Stegen, die zu einem vorzeitigen Knicken führen. Mit zunehmender Dehnung werden die Spannungen im Silikon so groß, dass die Stege der Schaumstruktur dem Silikonkautschuk nicht mehr als Stützstruktur dienen können und ganze Schaumstücke regelrecht nach den Seiten abgesprengt werden. Dies verfälscht die Ergebnisse der Druckversuche, da es teilweise keine Massenkonstanz während den Versuchen gibt. Mit zunehmender Beschichtungsdicke hält der Schaum den Druck des Silikons besser und länger stand. Die früheren Verdichtungs- und Kompressionspunkte ergeben sich durch die fehlende Porosität der Hybridschäume durch die Füllung. Die zusätzliche Füllung des Silikonkautschuk mit nano-Korund führt zu keiner Veränderung der Spannungs-Verzerrungs-Charakteristik gegenüber den Schäumen ohne Korundpartikel.

Eine Füllung mit Silikon verbessert die Dämpfung, die Kompressibilität der Schäume geht jedoch aufgrund der vollständigen Füllung der Poren verloren. Um die Dämpfung zu verbessern und dennoch eine ausreichende Kompressibilität zu gewährleisten müssen die Wirtsschäume mit einem anderen Schaummaterial gefüllt werden, so dass es zur Bildung eines IPCs kommt. Die Porengröße des Gastschaums muss dabei unterhalb der des Wirtsschaums liegen. Abbildung 6.22 zeigt ein solches IPC aus einem mit PU gefülltem Aluminiumschaum. Zur Herstellung wurden die beiden PU-Komponenten miteinander vermischt und die Mischung in den Metallschaum gegossen, so dass das PU den Wirtsschaum ausschäumte und ein kontinuierliches IPC mit drei-

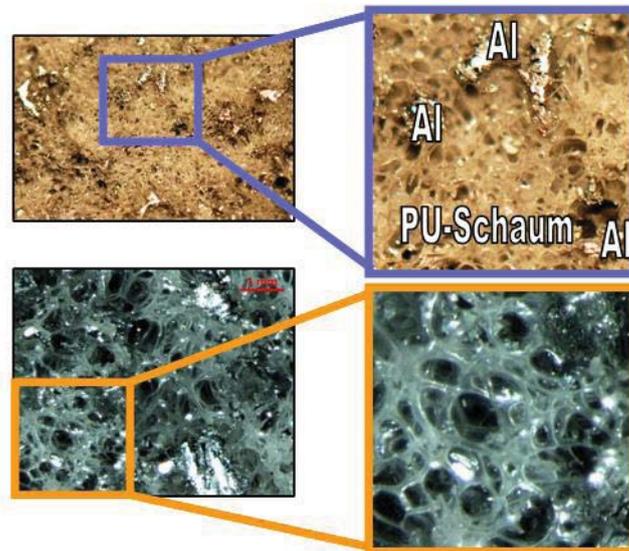


Abbildung 6.22: Foto (oben) und Lichtmikroskopieaufnahme (unten) eines mit PU gefüllten Aluminiumschaums.

dimensionaler, stochastischer Porenverteilung bildete. Abbildung 6.23 zeigt die Spannungs-Verzerrungs-Diagramme mit PU gefüllter IPC-Schäume in Abhängigkeit der Beschichtungsdicke mit Ni_{DC} (durchgezogene Linie) und den Vergleich mit den ungefüllten Ni/Al-Hybridschäumen (gestrichelte Linien). Analog zu den mit Silikonkautschuk gefüllten Schäumen besitzen die PU-IPC-Schäume einen geringeren PCS im Vergleich zu den ungefüllten Ni/Al-Hybridschäumen. Im Gegensatz zur Silikonfüllung bildet sich ein richtiges Spannungsplateau aus, das jedoch niedrigere Werte als bei ungefüllten Schäumen aufweist. Die Kraftoszillationen sind gegenüber denen ungefüllter Schäume leicht gedämpft. Verdichtungs- und Kompressionspunkt sind aufgrund der verringerten Porosität durch die Füllung zu geringeren Dehnungen verlagert. Der geringere PCS und die verminderten Plateauwerte können wie bei der Silikonfüllung auf den dreidimensionalen Spannungszustand, der das Knicken der Stege bei früheren Knicklasten einsetzen lässt, zurückgeführt werden. Gleichzeitig kann es durch die Diisocyanatkomponente der Zweikomponenten-PU-Mischung v. a. beim unbeschichteten Aluminiumschaum zur Korrosion und somit zur Schädigung des Schaums kommen. Abbildung 6.24 zeigt einen Vergleich des Energieabsorptionsvermögens von ungefüllten Ni/Al-Hybridschäumen mit Ni_{DC} -Beschichtung mit Silikonkautschuk und mit PU gefüllten Hybridschäumen. Die Absolutwerte bzw. die dickenspezifische Energieabsorption aller drei Schaumtypen unterscheiden

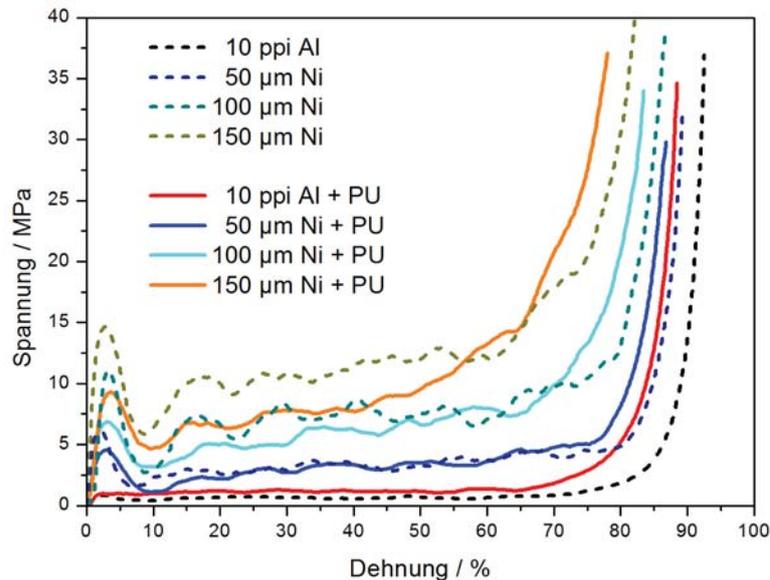


Abbildung 6.23: Spannungs-Verzerrungs-Diagramm mit PU-Schaum gefüllter Schäume im Vergleich zu ungefüllten Schäumen.

sich nur geringfügig. Bis zu einer Beschichtungsstärke von $100\ \mu\text{m}$ sind die beiden gefüllten Schaumtypen minimal besser als die ungefüllten Schäume. Für unbeschichtete Schäume werden die besten Ergebnisse mit der Silikonfüllung erzielt. Analog zu ungefüllten Schäumen steigt auch bei den gefüllten Hybridschäumen das Energieabsorptionsvermögen linear mit der Beschichtungsstärke an. Bei einer Beschichtungsstärke größer $100\ \mu\text{m}$ sinkt die Energieabsorption im PU gefüllten Schaum stark unter die der beiden anderen Schaumtypen. Unter Berücksichtigung des Fehlerbalkens ist das Energieabsorptionsvermögen des mit Silikonkautschuk gefüllten Schaums annähernd gleich dem des ungefüllten Schaums. Bedingt durch die große Dichte des verwendeten Silikonkautschuks ist das dichtespezifische Energieabsorptionsvermögen der silikongefüllten Schäume erheblich geringer als das der ungefüllten Ni/Al-Hybridschäume. Es steigt dennoch linear mit der Beschichtungsstärke an. Die mit PU gefüllten Schäume verfügen bis zu einer Beschichtungsstärke von $50\ \mu\text{m}$ auch dichtespezifisch über ein vergleichbares Energieabsorptionsvermögen wie die unbeschichteten Schäume. Für höhere Beschichtungsstärken sinkt die dichtespezifische Energieabsorption auch hier unter die der ungefüllten Schäume, ist aber noch etwa doppelt so hoch wie das Energieabsorptionsvermögen der silikongefüllten Schäume. Durch die PU-Füllung

vermindert sich die dichteoptimierte Beschichtungsdicke auf $100 \mu\text{m}$. Eine Füllung verbessert je nach Dichte der Füllung nicht oder nur geringfügig das dichtetpezifische Energieabsorptionsvermögen. Es werden jedoch zusätzliche Eigenschaften, wie eine verbesserte Dämpfung, erhalten. Durch die Füllung mit dem PU-Schaum wird sich auch die Wärmedämmfähigkeit und die Schallabsorption der IPC-Hybridschäume gegenüber den ungefüllten Schäumen verbessern. Am Beispiel des Silikonkautschuks wurde gezeigt, dass sich der Ni/Al-Hybridschaum als leichte Gerüststruktur mit geringem Materialbedarf eignet, um einen Werkstoff mit geringerer Stabilität zu stützen und ihn unter Belastung in Form und am Ort zu halten. Das Füllen von Metallschäumen in Kombination mit der Beschichtung stellt ein neues, vielseitiges Konzept dar, um maßgeschneiderte Eigenschaften und v. a. auch Eigenschaftskombinationen für spezielle Anwendungen zu realisieren.

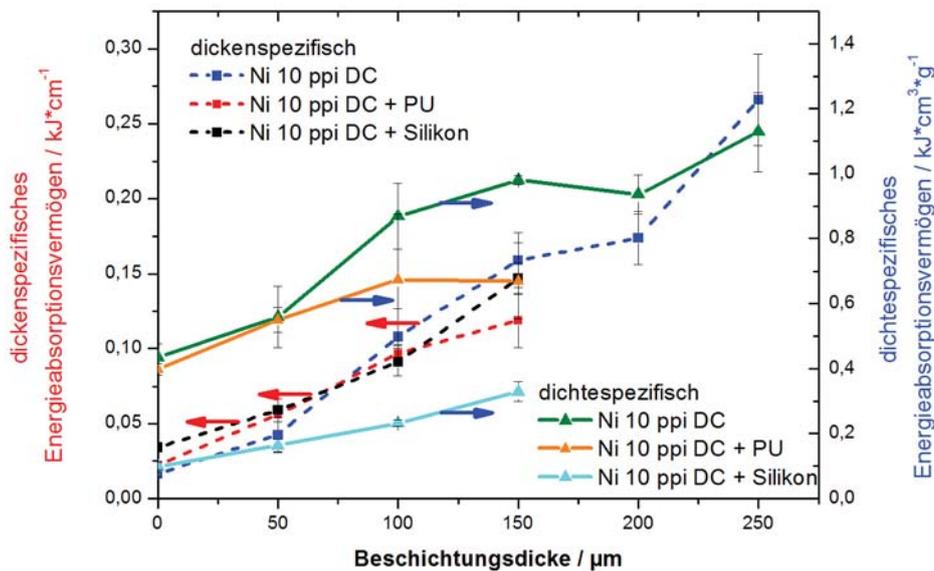


Abbildung 6.24: Vergleich des dicken- und dichtetpezifischen Energieabsorptionsvermögens von 10 ppi Ni/Al-Hybridschäumen mit und ohne Füllung.

6.1.6 Vorteil beschichteter Schäume

Reine Aluminiumschäume werden zwar bereits oft im Leichtbau oder auch zur Absorption mechanischer Energien eingesetzt, sie weisen jedoch noch erhebliche Nachteile auf. Dazu zählen die geringe Festigkeit von Aluminium (ca. 20 - 110 MPa) und seinen Legierungen (bis 600 MPa), der relativ niedrige Schmelzpunkt und die oft schlechte Korrosionsstabilität. Aus diesen Gründen ist der Einsatz von Aluminiumschäumen meist auf Anwendungen unter Raumbedingung und milden Umweltbedingungen sowie geringe Belastungen beschränkt. Eine in der Materialwissenschaft weit verbreitete Strategie zum Maßschneidern und Verbessern der Eigenschaften eines gegebenen Materials ist es, das Material mit einem anderen in den mechanischen Eigenschaften überlegenen Material zu beschichten. Dieses Konzept wurde hier erfolgreich auf offenporige Metallschäume angewendet. Durch die Beschichtung mit nanokristallinem Nickel (Zugfestigkeit von ca. 800 MPa) konnte die Festigkeit und das Energieabsorptionsvermögen der Aluminiumschäume gesteigert werden. Aufgrund der Verstärkung der Randfaser der Stege des Metallschaums in Form einer nanokristallinen Umhüllung mit Nickel konnten bessere mechanische Eigenschaften als für hypothetische Aluminiumschäume mit gleicher Dichte wie die der Ni/Al-Hybridschäume und demnach dickerem Stegquerschnitt erzielt werden (vgl. Abb. 6.10 und 6.11). Die Steigerung überstieg ebenfalls die rein durch die Vergrößerung des Stegquerschnitts und somit des Flächenträgheitsmoments bedingte Steigerung. Die Beschichtung offener Metallschäume stellt ein vielseitiges Konzept zur Erzeugung maßgeschneiderter Eigenschaften von Metallschäumen dar. Dabei können die Eigenschaften durch Variation einer Vielzahl von Parametern, wie dem Beschichtungsmetall, der Beschichtungsdicke, der Kristallitgröße der Beschichtung usw., verändert werden. Durch die nanokristalline Beschichtung werden neben mechanischen Eigenschaften, wie der Tragfestigkeit und dem Energieabsorptionsvermögen, auch Oberflächeneigenschaften wie die Korrosionsstabilität und die Hochtemperaturbeständigkeit verbessert. Darüber hinaus bringt die Beschichtung von Metallschäumen einen weiteren entscheidenden Vorteil. Metallschäume zeichnen sich oft durch schlechte Reproduzierbarkeit der mechanischen Eigenschaften aus, die auf Gießfehler bei der Herstellung, Defekte in der Porengeometrie, unterschiedliche Wärmebehandlung und Alterung zurückzuführen ist. Die makroskopische Eigenschaftsverbesserung der beschichteten Ni/Al-Hybridschäume ist auf ein komplexes Zusammenwirken zwischen der Struktur des Templatschaums, in diesem Fall des Aluminiumschaums, und v. a. den Materialeigenschaften der Beschich-

tung zurückzuführen. Nur die Struktur und nicht die Materialeigenschaften des Templatschaums sind von Bedeutung. Da der Beschichtungsprozess mittels Elektrodeposition wesentlich höhere Reproduzierbarkeiten besitzt als die Herstellung der Metallschäume, wird durch die Beschichtung zusätzlich die Reproduzierbarkeit der Schäume verbessert.

Ni/Al-Hybridschäume besitzen nicht nur gegenüber unbeschichteten, offen-

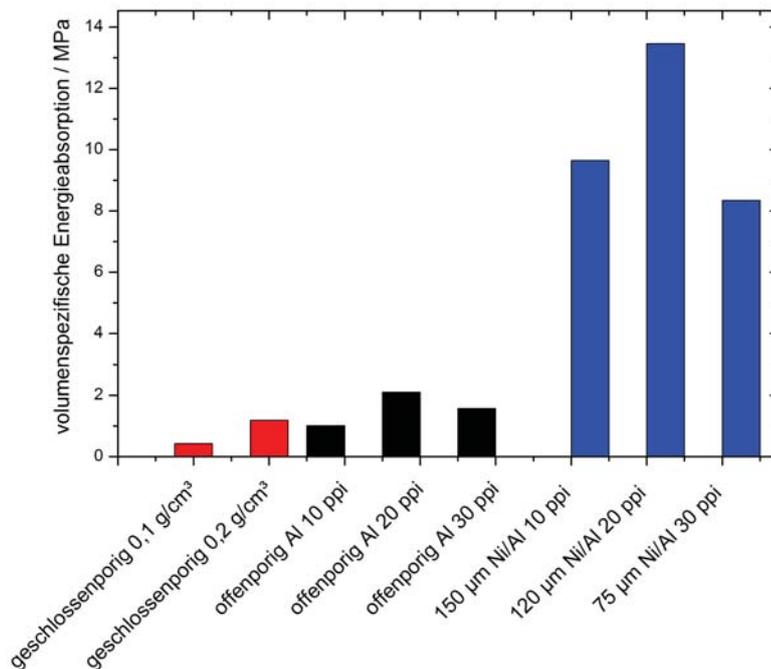


Abbildung 6.25: Volumenspezifisches Energieabsorptionsvermögen für geschlossenporige Schäume und 10, 20 bzw. 30 ppi-Schäume im Vergleich.

porigen Schäumen Vorteile, sondern auch gegenüber geschlossenporigen Metallschäumen, die nach dem bisherigen Stand der Technik [105] aufgrund ihrer geringen Masse offenporigen Schäumen in Bezug auf Energieabsorption vorzuziehen sind. Abbildung 6.25 zeigt den Vergleich des volumenspezifischen Energieabsorptionsvermögens zweier geschlossenporiger Schäume mit unterschiedlicher Dichte und den offenporigen Aluminium- und Ni/Al-Hybridschäumen mit unterschiedlicher Porengröße. Volumenspezifisch besitzen die geschlossenporigen Schäume ein ähnliches Energieabsorptionsvermögen wie die unbeschichteten Schäume. Ausschlaggebend für den bevorzugten Einsatz geschlossenporiger Schäume ist v. a. die leichtere und kostengünstigere Herstellung und das geringe Gewicht. Da nur die 10 ppi Schäume und die geschlossenporigen Schäume die gleichen Proben dimensions-

nen besessen haben, können für die dicken- und dichtetespezifische Energieabsorption auch nur diese beiden Typen verglichen werden (vgl. Abb. 6.26). Dicken- als auch dichtetespezifisch steigt das Energieabsorptionsvermögen der

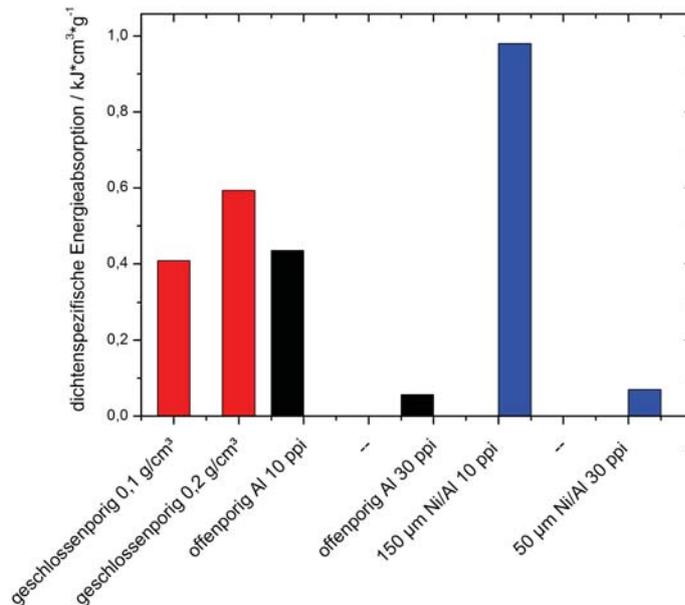


Abbildung 6.26: Dichtetespezifisches Energieabsorptionsvermögen für geschlossenporige Schäume und 10 bzw. 30 ppi-Schäume im Vergleich.

geschlossenporigen Schäume mit zunehmender Dichte an. Die geschlossenporigen Schäume mit der höheren Dichte sind den 10 ppi Aluminiumschäumen überlegen. Sie besitzen eine um 74% höhere dichten- und dichtetespezifische Energieabsorption. Dagegen kann die dichten- und dichtetespezifische Energieabsorption bei den Ni/Al-Hybridschäumen auf das 1,5- bzw. 5,5-fache für 50 µm Ni_{DC} bzw. 150 µm Ni_{DC} gesteigert werden. Dichtetespezifisch sind 10 ppi Aluminiumschäume nur noch ca. 25% schlechter als der geschlossenporige Schaum mit einer Dichte von 0,2 g/cm³. Während der Ni/Al-Hybridschäume mit 50 µm Ni_{DC} noch geringfügig schlechter als der geschlossenporige Schaum ist, zeigt der Hybridschaum mit der optimierten Schichtdicke von 150 µm Ni_{DC} eine um 65% höhere dichten- und dichtetespezifische Energieabsorption.

Der Vergleich der Energieabsorption zeigt, dass es den „optimalen Schaum“ (Porengröße, Beschichtungsmetall und -dicke) nicht gibt. Der Schaum muss immer auf eine bestimmte Anwendung hin bezüglich der Parameter des Substratschaums und der Beschichtung optimiert werden. Je nach Beschränkung

gen in den Anwendungen bzw. der Bauteilgeometrie – Dicke, Dichte, Volumen – sind andere Konfigurationen von Porengröße und Beschichtungsdicke optimal. Ganz allgemein kann hier jedoch der 20 ppi Ni/Al-Hybridschaum mit einer Beschichtungsdicke von $120 \mu\text{m Ni}_{DC}$ als sehr gute Lösung für einen „optimalen Schaumwerkstoff“ angesehen werden.

Bisher konnte gezeigt werden, dass Ni/Al-Hybridschäume sowohl offenporigen als auch geschlossenporigen Aluminiumschäumen in ihren mechanischen Eigenschaften überlegen sind. Ein Vergleich mit Nickelschäumen konnte nicht hergestellt werden, da für die vorgesehenen Anwendungen im Leichtbau und der Energieabsorption bei mobilen Konstruktionen ein Nickelschaum zu schwer und zu teuer in der Herstellung ist. Die Herstellung reiner nanokristalliner Nickelschäume ist nach heutigem Stand der Technik nicht machbar.

6.1.7 Upscaling des Beschichtungsprozesses – Homogenität der mechanischen Eigenschaften

Da sich ein 20 ppi Schaum mit einer Beschichtungsdicke von $120 \mu\text{m Ni}_{DC}$ als optimierter Hybridschaum herausgestellt hatte, wurde auch das Upscaling an diesem Schaum durchgeführt. Nachdem für industrielle Anwendungen der Beschichtungsprozess wie in Kapitel 4.6 beschrieben erfolgreich in den Industriemaßstab auf Platten von $250 \times 250 \times 20 \text{ mm}^3$ hochskaliert werden konnte, musste die Homogenität der Beschichtung und damit der Eigenschaften innerhalb der Platten untersucht werden. Dazu wurde eine solche Hybridschaumplatte mit einer Dichte von $0,757 \text{ g/cm}^3$ mittels Wasserstrahlschneiden, wie in Abbildung 6.27 gezeigt, in 144 Würfel mit einer Kantenlänge von ca. 20 mm geschnitten und an jedem Würfel wurde ein quasistatischer Druckversuch durchgeführt.

Da es zur Überprüfung der Homogenität der mechanischen Eigenschaften innerhalb der Platte nicht auf die tatsächlichen Werte, sondern nur auf den Vergleich der Werte innerhalb der Platte ankommt, werden im Folgenden nur relative Kennwerte betrachtet. Dies bedeutet, dass alle Absolutwerte eines Kennwertes auf den Maximalwert innerhalb der Platte normiert wurden. Die Dichteverteilung zeigt, dass es zu dem bei der Elektrodeposition typischen Hundeknocheneffekt gekommen ist. Durch die an den Ecken und Kanten auftretenden höheren Stromdichten, wurden diese verstärkt beschichtet. Die größte Inhomogenität zeigt sich in der rechten, unteren Ecke. An den Kan-

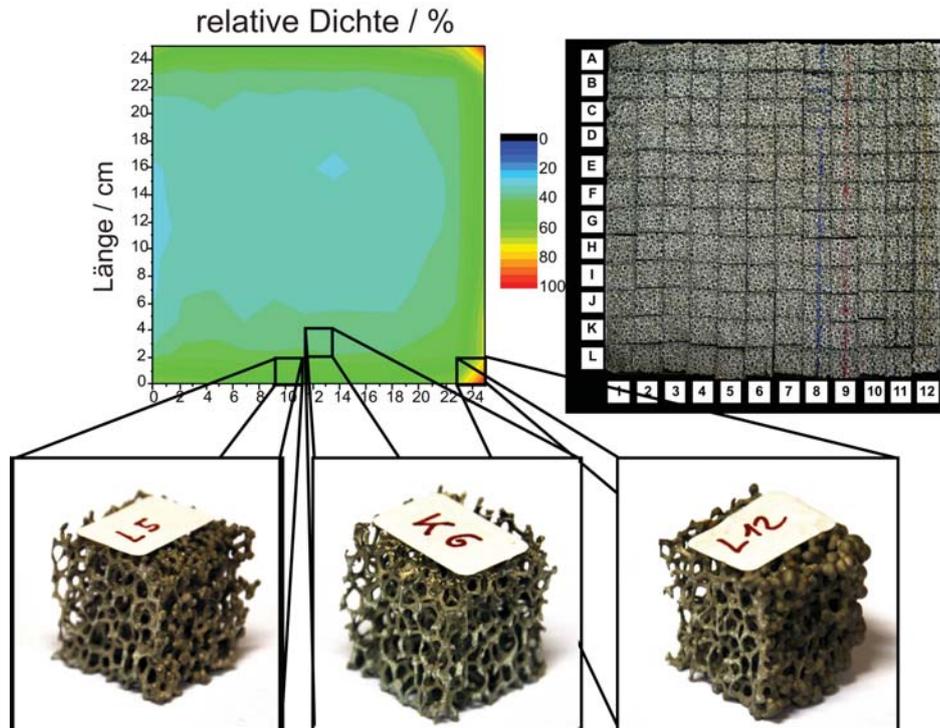


Abbildung 6.27: Dichteverteilung (links) und Foto einer in Druckproben geschnittenen, beschichteten Ni/Al-Hybridschaumplatte (20 ppi, 250 x 250 x 20 mm³) (rechts) mit Beispiel für Beschichtungsinhomogenitäten am Rand (unten).

ten ist die Inhomogenität weniger stark ausgeprägt. Bereits 2 cm vom Rand entfernt liegt eine recht homogene Dichte im Vergleich zur übrigen Platte vor. Bei der Herstellung dünner, offenporiger Metallschäume über Elektrodeposition auf PU-Schäumen wird zur Beschreibung der Beschichtungshomogenität das Verhältnis der Schichtdicke der Oberfläche zur Mitte angegeben. Nach dem Stand der Technik liegt bei 3 mm dicken Schäumen das beste Verhältnis bei 2, d. h. die Schichtdicke im Innern beträgt nur 50% der an der Oberfläche. Für 12,7 mm dicke Schäume erzielten Hibbard et al. [21] ein wesentlich schlechteres Verhältnis von über 10 (vgl. Abb. 2.6). Für die untersuchte Platte wurde das Verhältnis sowohl für die Oberseite als auch für die Unterseite in einem sternförmigen Muster über die Platte bestimmt. Alle Verhältnisse größer oder gleich zwei sind in Abbildung 6.28 grau dargestellt. Nur an einigen wenigen Stellen wird ein Schichtdickenverhältnis gleich zwei oder schlechter erhalten. Der Beschichtungsprozess konnte demnach erfolgreich vom Labor- auf den Industriemaßstab hochskaliert werden. Obwohl fast

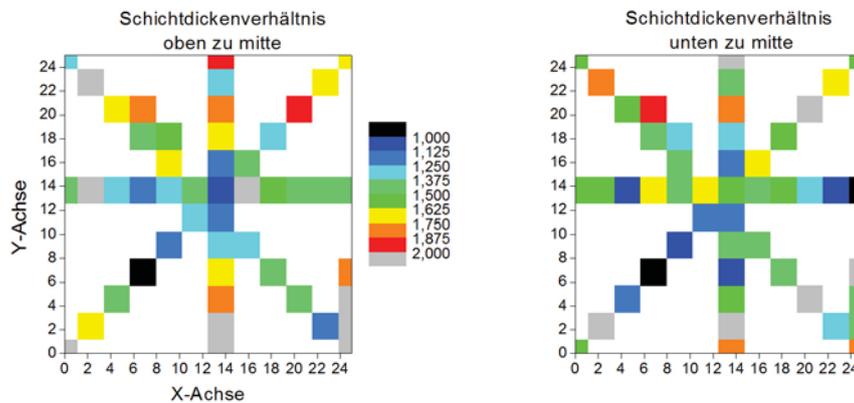


Abbildung 6.28: Beschichtungshomogenität - Schichtdickenverhältnis oben/mitte (links) und unten/mitte (rechts).

7-fach dickere Schäume beschichtet wurden, wurden fast ausschließlich bessere Schichtdickenverhältnisse als nach dem Stand der Technik erhalten. Die Homogenität spiegelt sich ebenfalls in den mechanischen Kennwerten wider (vgl. Abb. 6.29). Abgesehen vom oberen und unteren Rand der Schaumplatte ist der E-Modul sehr einheitlich über die gesamte Platte verteilt. Der PCS, die Plateauspannung und die Energieabsorption spiegeln die Verhältnisse der Dichteverteilung wider und sind abgesehen von einem ca. 2 cm dicken Rand ebenfalls sehr einheitlich über die Platte verteilt.

In der Dicke entspricht die Homogenität bereits den Ergebnissen der im Labormaßstab hergestellten Proben. Über die Oberfläche besteht noch Optimierungsbedarf. Die Abschirmung am Plattenrand sollte während der Elektrodposition weiter über den Rand ragen, so dass es zu einer weiteren Verbesserung der Homogenität der Beschichtung über die Plattenoberfläche kommen sollte. Da es sich bei dem hier beschriebenen leichten Homogenitätsproblem lediglich um einen Randeffect des Beschichtungsprozesses handelt und die Inhomogenität nicht auf die bei der Beschichtung von Schäumen auftretenden Stofftransportlimitierung zurückzuführen ist, kann der Prozess ohne weitere Probleme auch auf größere Probendimensionen bei gleichbleibender Probendicke hochskaliert werden. Der gegenüber der übrigen Platte verstärkte Rand birgt auch gewisse Vorteile. Die Anwendung von Schäumen innerhalb eines größeren Bauteils bedingt das Fügen von Schäumen zu einem größeren Ganzen. Die Fügetechnik muss am Rand der Platten stattfinden und belastet den Rand dadurch stärker. Der Randeffect kann daher als gewichtsoptimierte Verstärkung der bei Verbindung der Platten stark belasteten Randzone angesehen werden.

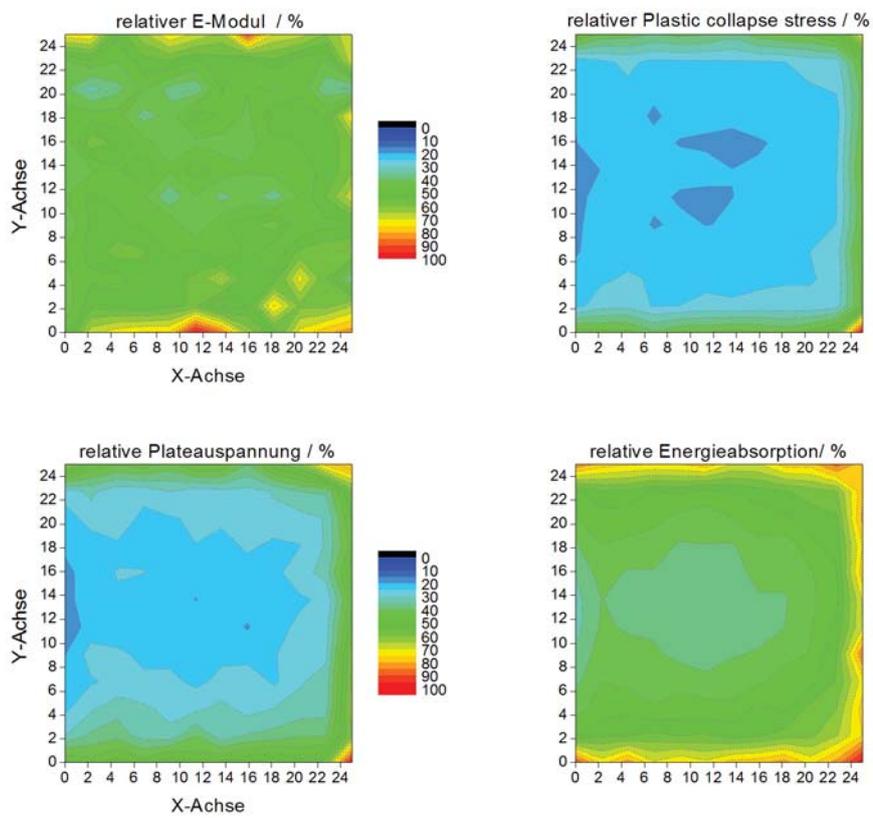


Abbildung 6.29: Relative Kennwerte der Ni/Al-Hybridschaumplatte (Absolutwerte normiert auf Maximum).

6.2 Dynamische Druckversuche – Werkstoffverhalten bei Stoßbeanspruchung

Ein wesentliches Einsatzgebiet von Metallschäumen liegt in der Absorption kinetischer Energien, wie sie bei einem Fahrzeugcrash oder der Beaufschlagung eines Bauteils mit Splintern auftreten können. Das Schlagwort hierfür lautet „crashworthiness“. Bei Crashes sowie Explosions- oder Berstdruckwellen treten Belastungen auf, die weit über die in quasistatischen Prüfverfahren hinausgehen. Die während eines Fahrzeugcrashes teils auftretenden Verzerrungsgeschwindigkeiten können bis zu 2500 s^{-1} betragen. Unter quasistatischer Belastung kommt es nur zu Verzerrungsgeschwindigkeiten von 10^{-5} bis 10^0 s^{-1} . Meist zeigen Werkstoffe unter dynamischer Belastung völlig andere Materialeigenschaften als unter quasistatischer Belastung, wie beispielsweise ein früheres Materialversagen. Der verformungsmindernde Einfluss der Verzerrungsratenabhängigkeit kann bis zu 30 % betragen. Bei hoch dynamischen Stoßvorgängen kommen zwei Effekte zum Tragen, die bei den Gleichgewichtszuständen in quasistatischen Versuchen vernachlässigt werden können – Massenträgheit und Ausbreitung von Spannungswellen. Stoßvorgänge sind transiente Phänomene, bei denen keine Gleichgewichtszustände existieren [86]. Bei hohen Dehngeschwindigkeiten liegt aufgrund von Massenträgheitseffekten im Material eine zeitliche Verzögerung zwischen den von außen aufgetragenen Belastungsänderungen und der von dieser Krafteinwirkung räumlich entfernt auftretenden lokalen Spannungs- und Verzerrungsänderungen vor. Die Spannungen und Verzerrungen sind nun nicht mehr unabhängig von Ort und Zeit. Gerade bei Anwendungen, bei denen Werkstoffe einer schlagartigen oder dynamischen Belastung ausgesetzt sind, ist es unvermeidbar, dynamische Werkstoffprüfungen durchzuführen. Um exakte Aussagen über das Festigkeits- und Verformungsverhalten eines Werkstoffes machen zu können, muss er unter den in der Anwendung tatsächlich auftretenden Verzerrungsgeschwindigkeiten mechanisch charakterisiert werden. Schaumstrukturen, welche als Energieabsorber bei Crash dienen sollen, sollten daher nicht nur in quasistatischen Versuchen, sondern auch unter Stoßbelastung und in Abhängigkeit der Verzerrungsgeschwindigkeit untersucht werden.

In der hier vorliegenden Arbeit wurde das dynamische Materialverhalten offenporiger Metallschäume mittels der Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Methode in Druckversuchen und durch ballistische Versuche bestimmt.

6.2.1 Theorie – Split-Hopkinson-Pressure-Bar

Die Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Methode (SHPB) ist zur Charakterisierung von Werkstoffen unter hoch dynamischen Belastungen weit verbreitet. Der klassische SHPB deckt das Dehngeschwindigkeitsspektrum von 10^3 - $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ ab. Durch Variationen kann die Dehngeschwindigkeit runter bis auf 200 s^{-1} (Stäbe mit größerem Durchmesser und größerer Länge) und hoch bis auf 10^4 s^{-1} (Stäbe mit kleinem Durchmesser) gebracht werden. Die Methode basiert auf der eindimensionalen Ausbreitung elastischer Wellen in einer Probe, wobei uniaxiale Spannungszustände erzeugt werden. Die Anfänge dieser Methode gehen auf die Pionierarbeiten von John Hopkinson und seinem Sohn Bertram Hopkinson zurück, die Ende des 19. und zu Beginn des 20. Jahrhunderts das durch Spannungswellen verursachte Bruchverhalten von Werkstoffen untersuchten. Dazu verwendeten sie anfangs ein Fallwerk und später ein ballistisches Pendel, bei dem mittels einer Sprengladung eine Stoßwelle in einem an vier Fäden aufgehängter Stab erzeugt wurde, die durch den Stab auf eine zylindrische Probe traf [79, 80, 81]. Der Aufbau wurde über die Jahre bis zur heutigen von Kolsky [78, 100] vorgeschlagenen Form, bei der sich eine Probe zwischen zwei in Lager geführten Stäben befindet, optimiert. Eine heute übliche SHPB-Apparatur besteht aus einer Druckluftkano-

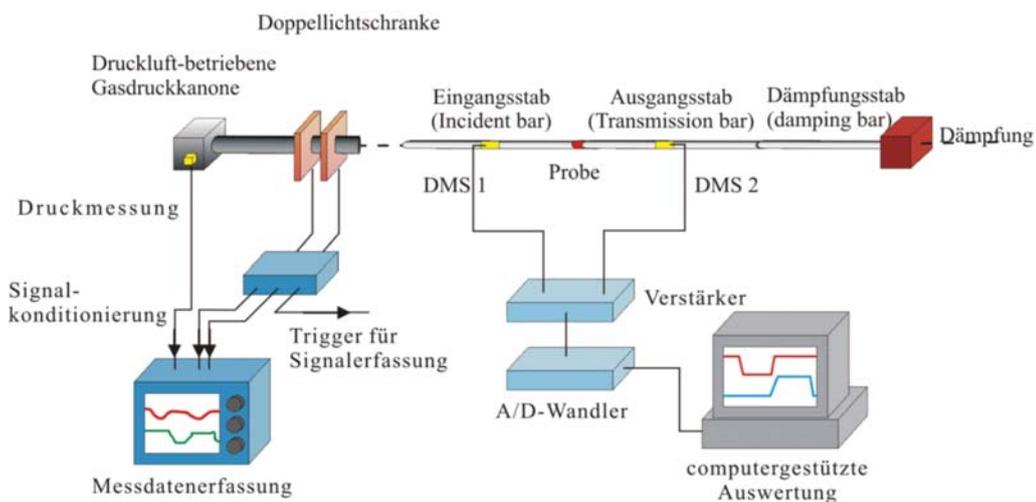


Abbildung 6.30: Aufbau einer SHPB-Apparatur

ne, einem stabförmigen Projektil und elastischen, zylindrischen Stäben, die im Verhältnis zu ihrem Durchmesser relativ lang sein müssen. Der Aufbau ist in Abbildung 6.30 skizziert. Zwischen den Stirnflächen von Eingangs- und

Ausgangsstab befindet sich eine zylindrische Probe, deren Durchmesser nicht über den der Stäbe hinausgehen darf. Das Längen/Durchmesser Verhältnis der Proben sollte immer zwischen 0,5 und 1,0 liegen. Dieser Bereich ergibt sich aus dem Einfluss der Reibung bei zu kurzen Proben und der zeitlich zu langen Ausbreitung der Wellen bei zu langen Proben. Die Streckgrenze der Stäbe muss dabei immer größer als die der Probe sein, damit die gesamte Energie beim Übergang von Eingangsstab zu Probe in die Probe eingekoppelt wird und das Messergebnis nicht durch plastische Deformationen an den Stäben verfälscht wird. Das in der Druckluftkanone beschleunigte Projektil wird auf den Eingangsstab geschossen. Dort erzeugt es beim Auftreffen auf die Stirnfläche einen Stoßimpuls, der sich in Form einer elastischen, longitudinalen Druckwelle durch den Stab fortpflanzt. Beim Übergang vom Eingangsstab zur Probe wird, bedingt durch Unterschiede in der mechanischen Impedanz von Eingangsstab und Probe, die Welle an der Grenzfläche zwischen Eingangsstab und Probe in einen an der Probe reflektierten Anteil und einen durch die Probe transmittierten Anteil aufgespalten. An der Grenzfläche Probe/Ausgangsstab findet wieder eine Teilreflektion statt. Ein Teil geht zurück in die Probe und ein anderer Teil wird in den Ausgangsstab geleitet. Die reflektierte Welle überlagert sich mit den vom Eingangsstab ankommenden Wellen und führt so zu einer Spannung, die die Fließgrenze der Probe überschreitet. Hinter der Probe läuft der verbleibende Rest als transmittierte Welle durch den Ausgangsstab. Die am Eingangstab aufgebracht, an der Probe reflektierten und transmittierten elastischen Wellen werden mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen (DMS) auf den Stäben als longitudinale Dehnungen über die Zeit detektiert. Aus den Signalen an den Dehnungsmessstreifen werden die zeitlichen Verläufe von Verzerrung und Verzerrungsgeschwindigkeit bestimmt. Die Spannung in der Probe ist proportional zur elastischen Dehnung des Ausgangsstabes [46, 114]. Die Position der Dehnungsmessstreifen auf den Stäben muss so gewählt werden, dass die Reflexion der Wellen an den Stirnflächen der Stäbe außerhalb der Versuchszeit liegen und sich nicht mit den an der Probe reflektierten und hinter ihr transmittierten Wellen überlagern. Da die Dehnungsmessungen auf den Stäben und nicht direkt an der Probe stattfinden ist die SHPB-Methode ein indirektes Verfahren zur Bestimmung von Fließkurven. Die zur Spannungs- und Verzerrungsbestimmung benötigten Signale werden zeitlich verschoben zum eigentlichen Deformationsvorgang der Probe aufgezeichnet.

Eindimensionale Ausbreitung elastischer Wellen

Die SHPB-Methode basiert auf der eindimensionalen Wellentheorie. Die zu vermessende Probe befindet sich zwischen zwei zylindrischen Stäben (vgl. Abb. 6.30). Die Stäbe besitzen eine akustische Impedanz von ρc (ρ : Dichte des Stabes, c : longitudinale Wellengeschwindigkeit im Stab) und eine mechanische Impedanz $Z = \rho c A$ (A : Stirnflächens des Stabs). Wird ein Stab an einem Ende angestoßen, bewegt er sich nicht als ganzes, sondern nur ein Teil des Stabelementes. Es wird ein Spannungsimpuls erzeugt, der sich in Form einer elastischen, longitudinalen Druckwelle mit einer Geschwindigkeit von mehreren Kilometern pro Sekunde durch den Stab bewegt. Ohne Wellendispersion bewegt sich die Welle mit der Geschwindigkeit c_0 durch die Stäbe. Die Wellengeschwindigkeit ist dabei nur von dem E-Modul E und der Dichte ρ der Stäbe abhängig:

$$c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (6.2)$$

Für das Stabelement kann bei konstantem Stabquerschnitt die folgende Bewegungsgleichung aus dem dynamischen Kräftegleichgewicht eines Stabelements aufgestellt werden:

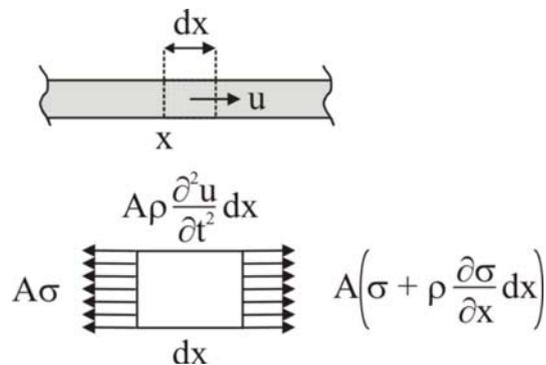


Abbildung 6.31: Dynamisches Kräftegleichgewicht eines Stabelements.

$$\frac{\partial \sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (6.3)$$

Hierbei stehen $\partial \sigma$, ∂x , ∂t und ∂u für die infinitesimalen Änderungen der axialen Normalspannungen σ , der Längskoordinate x , der Zeit t und der Verschiebungen des Volumenelements in x -Richtung. ρ entspricht der Dichte

te des Stabes. Die Teilchengeschwindigkeit $v = \partial u / \partial t$ ist definiert als die Änderung der Verschiebung eines Volumenelementes im Stab über die Zeit. Durch Lösen der Wellengleichung wird folgender Zusammenhang zwischen der auftretenden Spannung σ , der Wellengeschwindigkeit c_0 und der Partikelgeschwindigkeit v erhalten:

$$\sigma = c_0 \rho v \quad (6.4)$$

Belastungen an der Probe (Zug, Druck, Torsion) entstehen durch Wellenzüge, die sich so durch die Stäbe bewegen, dass es beim Übergang zur Probe durch unterschiedliche Dichten der Materialien und/oder unterschiedliche Querschnitte von Stab und Probe ($A_1 \rightarrow A_2$) zu einem Impedanzsprung kommt. Dadurch wird ein Teil der Welle an der Probe reflektiert, der andere Teil setzt sich durch die Probe in den Ausgangsstab fort. Für die Spannungen σ und die Partikelgeschwindigkeiten in den Stäben gelten folgende Beziehungen (I: einfallende Welle, R: reflektierte Welle, T: transmittierte Welle):

$$A_1 (\sigma_I + \sigma_R) = A_2 \sigma_T \quad (6.5)$$

$$v_I - v_R = v_T \quad (6.6)$$

Die Wellengleichungen für die transmittierten und reflektierten Spannungsanteile können durch Kombination der Gleichungen (6.2), (6.5) und (6.6) erhalten werden:

$$\sigma_T = \frac{2A_2 \rho_2 c_2}{A_1 \rho_1 c_0_1 + A_2 \rho_2 c_0_2} \sigma_I \quad (6.7)$$

$$\sigma_R = \frac{A_2 \rho_2 c_0_2 - A_1 \rho_1 c_0_1}{A_1 \rho_1 c_0_1 + A_2 \rho_2 c_0_2} \sigma_I \quad (6.8)$$

Sind die mechanischen Impedanzen gleich, wird der Spannungsanteil der reflektierten Welle null ($\sigma_R = 0$) und die einfallende Welle bewegt sich ungehindert über die Grenzfläche Stab/Probe hinweg. An freien Stabenden ist die Impedanz null, die reflektierte Welle ist betragsgleich der einfallenden Welle nur mit entgegengesetztem Vorzeichen. Trifft eine Welle auf ein freies Stabende, wird eine Druckwelle als Zugwelle reflektiert und umgekehrt.

Bei der Hopkinson-Bar-Methode werden vier vereinfachende Annahmen ge-

treffen:

1. eindimensionaler Spannungszustand
2. elastische Wellenausbreitung nach eindimensionaler Wellentheorie ohne Berücksichtigung von Wellendispersion
3. Reibung zwischen den Stäben und der Probe vernachlässigbar
4. radiale und axiale Trägheiten werden nicht berücksichtigt

In realen Stäben kommt es während des Versuchs zur Wellendispersion, die Stäbe erfahren nicht nur longitudinale, sondern auch radiale Dehnungen und die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Wellen hängt von der Wellenlänge λ ab. Pochhammer [129] und Chree [29] haben unabhängig voneinander eine dreidimensionale Theorie der Wellenausbreitung in unendlich langen Stäben aufgestellt. Sie sind auch die Namensgeber der Pochhammer-Chree-Schwingungen. Diese sind physikalisch durch die Überlagerung von Transversal- und Longitudinalschwingungen bedingt. Die Transversalschwingungen entstehen durch die radiale Dehnung des Stabes bei der Ankunft einer Wellenfront, d.h. durch die Druckwelle beim Druckversuch oder beim Zugversuch durch die Zugwelle. Sie stören bei der Auswertung und gehören zu den Fehlern, die bei den ersten 3% der Verformung einer Probe auftreten. Versuchstechnisch kann der Einfluss nur gemindert werden durch eine größere Anstiegszeit, bei der die radiale Beschleunigung der Masse kleiner wird.

Lagrange-Diagramm – Versuchsauswertung SHPB

Der Versuchsablauf eines SHPB-Tests ist in Abbildung 6.32 schematisch als $x-t$ -Diagramm aufgezeigt und wird als Lagrange-Diagramm bezeichnet. Auf der Abszisse ist eine SHPB-Apparatur von links nach rechts bestehend aus einem Projektil, Eingangs-, Ausgangs- und Dämpfungsstab als Ortsachse aufgetragen. Die Ordinate ist in Abschnitte eines Vielfachen von L_P/c_0 , dem Quotienten aus Projektillänge L_P und der Wellengeschwindigkeit im Projektil c_0 unterteilt. Dieser Quotient entspricht der Zeit, die eine Welle benötigt, um das Projektil zu durchlaufen. Zur Interpretation des Versuchsablaufs werden noch der Reflexionskoeffizient m , die Wellenlänge λ und die maximale Teilchengeschwindigkeit der Stäbe v_{max} benötigt. Der

Quotient aus dem transmittierten und dem einfallenden Spannungsanteil wird Reflexionskoeffizient ($m = \sigma_t/\sigma_I$) genannt. Die Wellenlänge ist gleich der doppelten Länge des Projektils ($\lambda = 2L_P$), und die maximale Teilchengeschwindigkeit entspricht der halben Projektilgeschwindigkeit V_P ($v_{max} = V_P/2$).

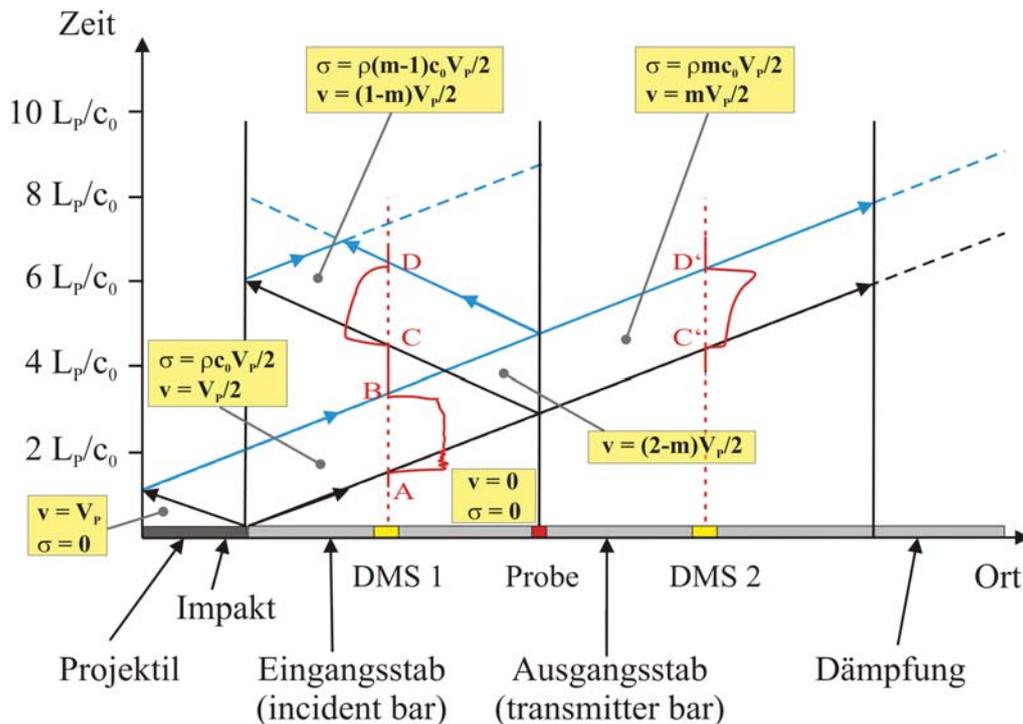


Abbildung 6.32: Lagrange-Diagramm – Schematische Darstellung des Versuchsablaufs.

Bevor das Projektil auf den Eingangsstab auftrifft ist es spannungsfrei und besitzt die Geschwindigkeit V_P , die gleich der Teilchengeschwindigkeit v ist. Beim Auftreffen auf den Eingangsstab werden sowohl im Eingangsstab als auch im Projektil selbst eine Druckwelle erzeugt, die sich von der Grenzfläche in entgegengesetzte Richtungen ausbreiten (schwarze Pfeile). Trifft die Druckwelle auf das freie Ende des Projektils ($t = 2L_P/c_0$) wird sie als Zugwelle (blaue Pfeile) reflektiert und läuft der Druckwelle im Eingangsstab als Entlastungswelle in einem zeitlichen Abstand von einer Projektillänge hinterher. Zwischen Druck- und Entlastungswelle liegen im Eingangsstab die

folgende Spannung bzw. Teilchengeschwindigkeit vor:

$$\sigma = \rho c_0 \frac{V_P}{2} \quad (6.9)$$

$$v = \frac{V_P}{2} \quad (6.10)$$

Trifft die Druckwelle auf die Grenzfläche Eingangsstab/Probe (festes Ende) wird entsprechend dem Reflexionskoeffizienten ein Teil als Druckwelle reflektiert und ein anderer Teil durch die Probe in den Ausgangsstab transmittiert. Kommt es an der Grenzfläche Eingangsstab/Probe zu einem Impedanzsprung, wird die eingehende Druckwelle als Zugwelle reflektiert. Eingangswelle und reflektierte Welle überlagern sich im Eingangsstab. Da die Spannungen vor und hinter der Probe im Gleichgewicht stehen müssen, gilt:

$$\sigma_I + \sigma_R = \sigma_T \quad (6.11)$$

Die Teilchengeschwindigkeit im Eingangsstab addiert sich zu:

$$v_I + v_R = v_{I+R} \quad (6.12)$$

Die Teilchengeschwindigkeit der reflektierten Welle ist:

$$v = (1 - m) \frac{V_P}{2} \quad (6.13)$$

Im Bereich der Interferenz von reflektierter und einfallender Welle gilt durch Addition der beiden Geschwindigkeiten aus Gleichung 6.10 und 6.13:

$$v = (2 - m) \frac{V_P}{2} \quad (6.14)$$

Je nach Wert des Reflexionskoeffizienten ist die Teilchengeschwindigkeit beim Auftreffen der am losen Projektilende erzeugten Zugwelle (blaue Linie) auf die Probe im Eingangsstab entweder größer oder kleiner als im Ausgangsstab, d. h. entweder trennen sich die beiden Stäbe oder die Probe wird erneut unter Druck belastet. Für eine idealerweise einmalige Druckbelastung der Probe

muss der Reflexionskoeffizient größer 50% sein.

Die Erfassung der elastischen Wellen mittels Dehnungsmessstreifen erfolgt meist in äquidistantem Abstand von der Probe in der Mitte der beiden Stäbe. Die Länge der Wellen ist gleich der doppelten Projektillänge. Um an den Messstellen eine Entkopplung von einfallender und reflektierter Welle zu erhalten, muss die Länge L des Eingangsstabes mehr als das doppelte der Projektillänge L_P betragen [52]. Auf der Strecke A–B im Lagrange-Diagramm wird die einfallende Welle und auf der Strecke C–D die reflektierte Welle mit dem DMS 1 detektiert (vgl. Abb. 6.33). Am DMS 2 wird auf der Strecke C'–D' die transmittierte Welle registriert (vgl. Abb. 6.33). Der Einfluss der Projektillänge L_P und -geschwindigkeit V_P auf das Eingangssignal ist ebenfalls in Abbildung 6.33 dargestellt.

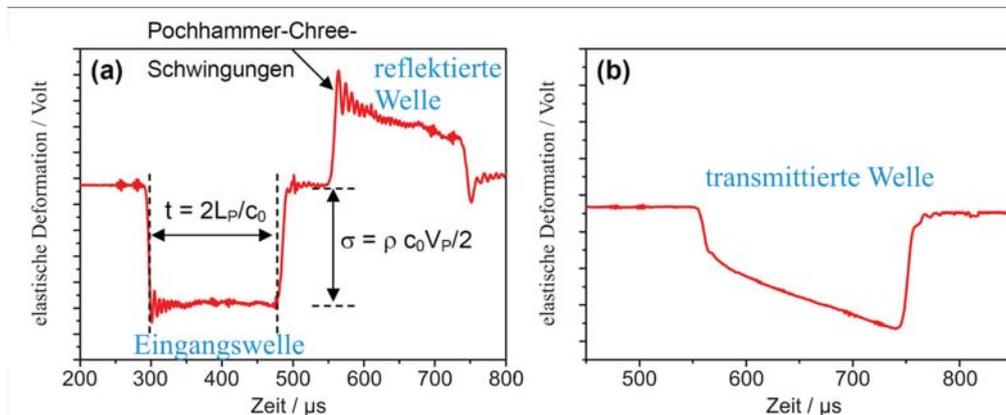


Abbildung 6.33: Signale an DMS1 und DMS2.

Zur Auswertung werden die drei an den Dehnungsmessstreifen registrierten Signale für einfallende, reflektierte und transmittierte Welle benötigt. Aus den beiden Verrückungen von Eingangs- und Ausgangsstab beim Versuch können unter Ausnutzung der eindimensionalen Wellentheorie die Spannungen, Verzerrungen und Verzerrungsgeschwindigkeiten berechnet werden. Eine detailliertere Beschreibung des Auswerteverfahrens wird in der Literatur gegeben [103].

Verzerrungsratenabhängigkeit Schäume

Da die Materialeigenschaften von Werkstoffen je nach Verzerrungsgeschwindigkeit stark variieren können, ist es wichtig das Materialverhalten für eine

spezifische Anwendung genau zu kennen (vgl. Kap. 6.2). Die dynamischen Eigenschaften von zellulären Strukturen waren bereits Inhalt mehrerer Studien. Während periodische Strukturen, wie Bienenwabenstrukturen, eine ausgeprägte Verzerrungsratenabhängigkeit mit einer Festigkeitssteigerung von 20 – 50% aufweisen [57, 63, 158], zeigte sich jedoch kein einheitlich konsistentes Ergebnis für stochastische Strukturen wie Schäume. Rinde und Hoge [135] untersuchten die Druckfestigkeit steifer Polystyrolschäume und konnten nur eine minimale Verzerrungsratenabhängigkeit feststellen. Tyler and Ashby [57] konnten andererseits eine starke Verzerrungsratenabhängigkeit der Plateauspannung von mit einem Glycerin-Wasser-Gemisch gefüllten, flexiblen Polyurethanschäumen aufzeigen. An anderer Stelle wurde ein starker Effekt der Verzerrungsgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften geschlossenerporiger Polyurethanschäume beschrieben [138]. Untersuchungen an offenporigen Aluminiumschäumen spiegelten eine vernachlässigbare Verzerrungsratenabhängigkeit des spezifischen Energieabsorptionsvermögens und der Druckfestigkeit wider [32, 35, 49, 114]. Für geschlossenerporige Aluminiumschäume konnten dagegen vielfach eine starke Abhängigkeit der Materialeigenschaften von der Verzerrungsgeschwindigkeit aufgezeigt werden [112, 126, 157].

Nach Zhao et al. [157] und Deshpande et al. [35] gibt es vier mögliche Ursachen für das Auftreten von Verzerrungsratenempfindlichkeit bei zellulären Materialien:

1. Druckanstieg durch eingeschlossenes Fluid in den Poren
2. Dehnratenabhängigkeit des Zell-/Stegmaterials
3. Stoßwellenausbreitung und -verstärkung
4. Mikromassenträgheitseffekte

Der Druckanstieg eines eingeschlossenen Fluids, meist Luft, in den Poren spielt nur eine Rolle bei geschlossenerporigen Schäumen. Während der Stoßbeanspruchung kommt es aufgrund des Gases in den Zellen zu einem Druckanstieg und zu einer Bewegung des Gases durch die Zellen, sobald einzelne Zellwände eingerissen sind. Dieser Mechanismus ist ebenfalls denkbar bei flüssigkeitsgefüllten oder vollständig in einer Konstruktion verdämmten offenporigen Schäumen.

Der Grund dafür, dass bisher keine signifikante Verzerrungsratenabhängigkeit für offenporige Aluminiumschäume beschrieben werden konnte [32, 35], kann anhand der von Gibson und Ashby hergeleiteten Formel (vgl. Gl. 2.2) zur Berechnung der Plateauspannung von Metallschäumen erklärt werden.

Danach ist die Plateauspannung des Schaums lediglich von der Druckfestigkeit des Stegmaterials, der Dichte des Schaums und der des Stegmaterials abhängig. Die einzige verzerrungsratenempfindliche Größe stellt dabei die Druckfestigkeit des Stegmaterials da. Da Aluminium als Vollmaterial bereits keine signifikante Verzerrungsratenabhängigkeit besitzt, ist dies auch für Aluminiumschäume der Fall [108]. Ebenso zeigte Mukai [112], dass das Energieabsorptionsvermögen offenporiger Magnesiumschäume bei einem Übergang von quasistatischen zu dynamischen Verzerrungsraten um den Faktor zwei gesteigert werden konnte [113], da Magnesium ein verzerrungsratenempfindliches Stegmaterial ist. Die Verzerrungsratenabhängigkeit des Stegmateri als induziert demnach die makroskopische Verzerrungsratenabhängigkeit des Schaums.

Bei der Stoßbelastung eines zellulären Materials wandert eine Stoßwelle durch das Material. Die Stoßfront trennt bereits kollabierte Bereiche von intakten Bereichen. Vor der Stoßfront besitzt der Schaum die Festigkeit σ_{Pl} der Plateauspannung. Hinter der Stoßfront ist der Schaum bereits verdichtet und besitzt eine höhere Festigkeit. Die Stoßwellenausbreitung bewirkt nur bei sehr hohen Stoßgeschwindigkeiten von über 50 m/s eine Verzerrungsratenabhängigkeit.

Ein sehr wichtiger Effekt zur Erklärung der Verzerrungsratenabhängigkeit zellulärer Werkstoffe, deren Stege und Zellen aus nichtverzerrungsratenempfindlichen Materialien bestehen, ist der Mikroträgheitseffekt der Stege. Dieser tritt auf, wenn für einen zellulären Werkstoff zwei unterschiedliche, mögliche Deformationsmechanismen existieren. Dabei kommt es unter dynamischer Belastung zu einem Wechsel von dem unter quasistatischer Belastung üblichen Deformationsmechanismus zu einem neuen Mechanismus, der eine zusätzliche Deformation unter Dehnung der Struktur ermöglicht und wie bei Mikrotruss-Strukturen [140] höhere Energien während der Deformation dissipieren kann. Nach Calladine und English [24] werden zelluläre Werkstoffe in zwei Typen unterteilt (vgl. Abb. 6.34). Materialien vom Typ I zeigen unter quasistatischer Belastung ein abgeflachtes Spannungs-Verzerrungs-Diagramm. Bei ihnen spielt der Mikroträgheitseffekt keine Rolle. Der biegedominierte Deformationsmechanismus bleibt auch unter dynamischer Belastung vorhanden. Materialien vom Typ II zeigen in quasistatischen Versuchen eine starke Aufweichung der Festigkeit nach dem Porenkollaps. Unter Stoßbelastung verläuft bei ihnen der Knick- und Biegemechanismus zeitverzögert ab. Es treten laterale Trägheitseffekte auf, die zu einem axialen Druck auf die einzelnen Stege führen und so die auftretenden Spannungen verstärken, bevor der Biegemechanismus wieder einsetzt [35, 157]. Kommerzielle Metallschäume sind üblicherweise Typ I-Materialien, die sich hauptsächlich nur durch Biegen verformen. Bei ihnen spielen demnach Mi-

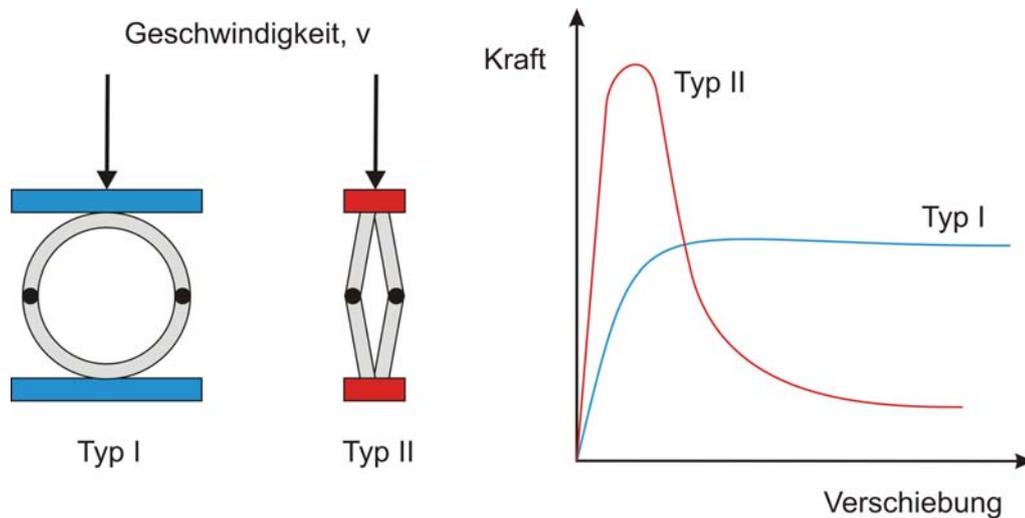


Abbildung 6.34: Typen ratenabhängiger Strukturen nach Calladine [24].

Stabilitätseffekte nur eine geringe Rolle.

Es ist wichtig, den verwendeten Schaum selbst auf seine Verzerrungsgeschwindigkeitsempfindlichkeit hin zu untersuchen, da nicht nur das Matrixmaterial, die Probengeometrie und das Herstellungsverfahren, sondern auch eine eventuell verwendete Füllung das Verhalten beeinflussen.

6.2.2 Dynamische Druckversuche an Metallschäumen unter Stoßbeanspruchung

Bei der Durchführung von Stoßversuchen an Metallschäumen unter Verwendung einer Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Apparatur treten zwei Hauptprobleme auf. Zum Einen eine große Streuung bedingt durch eine kleine Probengröße im Verhältnis zur Porengröße und zum Andern schwache Signale durch die geringe Festigkeit zellulärer Werkstoffe, die zu einem schlechten Signal-zu-Rauschverhältnis führen. Um diese Probleme zu minimieren, müssen große Stabdurchmesser und weiche Stäbe verwendet werden [157]. Die dynamischen Druckversuche wurden auf der Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Anlage mit pneumatischer Beschleunigung des Deutsch-Französischen Forschungsinstituts in Saint-Louis (ISL), Frankreich, durchgeführt (vgl. Abb. 6.35). Der Lauf der Gasdruckkanone hatte Kaliber 20 mm und eine Länge von 2250 mm. Die erste Lichtschranke zur Messung der Projektilgeschwindigkeit befand sich

110 mm vor der Laufmündung (d. h. bevor das Projektil den Lauf verlässt), die zweite Lichtschranke lag 60 mm vor der Laufmündung. Die beiden Lichtschranken waren somit 50 mm voneinander entfernt. Der Eingangsstab hatte eine Länge $L_1 = 1850$ mm und einen Durchmesser $\varnothing = 20$ mm und war 200 mm von der Laufmündung entfernt. Die beiden Dehnungsmessstreifen (DMS) befanden sich in der Mitte des Stabs (bei $s = 925$ mm) parallel, 180° gegenüberliegend. Der Ausgangsstab hatte eine Länge $L_2 = 600$ mm und einen Durchmesser $\varnothing = 20$ mm. Das DMS-Paar des Ausgangstabs war 250 mm von der Probe entfernt ebenfalls parallel, 180° gegenüberliegend angebracht. Ein Dämpfungsstab wurde nicht verwendet. Die Dämpfung erfolgte allein durch ein Gewicht mit ballistischer Modelliermasse am Ende des Ausgangstabs. Inklusiv der Gasdruckkanone (ca. 800 mm) und dem Dämpfungsgewicht (ca. 400 mm) hatte der ganze Aufbau eine Länge von 6,7 m. Eingangs-, Ausgangsstab sowie Projektil bestanden aus Zicral (AlZnMgCu1,5; AlZn7075), um eine ähnliche Impedanz wie die Schaumproben zu gewährleisten. Das Projektil war 600 mm lang, hatte ebenfalls einen Durchmesser $\varnothing = 20$ mm und wurde mittels Gasdruckkanone bei einem Druck von ca. 3,5 bar auf eine Geschwindigkeit von ca. 15,1 m/s beschleunigt. Dabei traten in der Probe Verzerrungsgeschwindigkeiten von bis zu $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ bei Raumtemperatur auf. Die Verzerrungen wurden indirekt aus den Signalen der Dehnungsmessstreifen auf den Stäben bestimmt. Zur Auswertung der Versuche wurde das Programm DAVID in Windows 98 verwendet. Die Druckversuche wurden an offenporigen Schaumproben der Firma M-Pore aus der Legierung AlSi₇Mg_{0.3} (vgl. Kap. 5.1) durchgeführt. Um eine ausreichende Porenanzahl über den Querschnitt und die Dicke der Probe zu gewährleisten und somit den Einfluss von Randeffekten zu minimieren, konnten nur Schäume mit einer Porengröße von 30 ppi untersucht werden. Die Schäume wurden mittels Wasserstrahlschneiden zu scheibenförmigen Proben mit einem Durchmesser von 20 mm und einer Dicke von 5 mm geschnitten und nach dem in Kapitel 4 beschriebenen Verfahren beschichtet. Es wurden unbeschichtete Schäume, Ni/Al-Hybridschäume mit 50 und 75 $\mu\text{m Ni}_{DC}$ untersucht. Abbildung 6.36 zeigt einen Vergleich der aus den SHPB-Versuchen erhaltenen Spannungs-Verzerrungs-Kurven der Schäume unter dynamischer Belastung (durchgezogene Linie) und den Versuchen unter quasistatischer Belastung ($5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) an 30 ppi Schäumen mit ebenfalls einer Dicke von nur 5 mm und einer Fläche von $40 \times 40 \text{ mm}^2$ (gestrichelte Linie). Zu den Schäumen mit einer Beschichtungsdicke von 75 $\mu\text{m Ni}_{DC}$ wurden nur dynamische Versuche durchgeführt. Analog zu den quasistatischen Druckversuchen an 10 ppi Schäumen zeigen auch die 30 ppi Schäume unter dynamischer Belastung einen linearen Anstieg des PCS und der Plateauspannung mit der Beschichtungsdicke. Auch das absolute, dicken- und volumenspezifische Energieabsorptionsvermögen

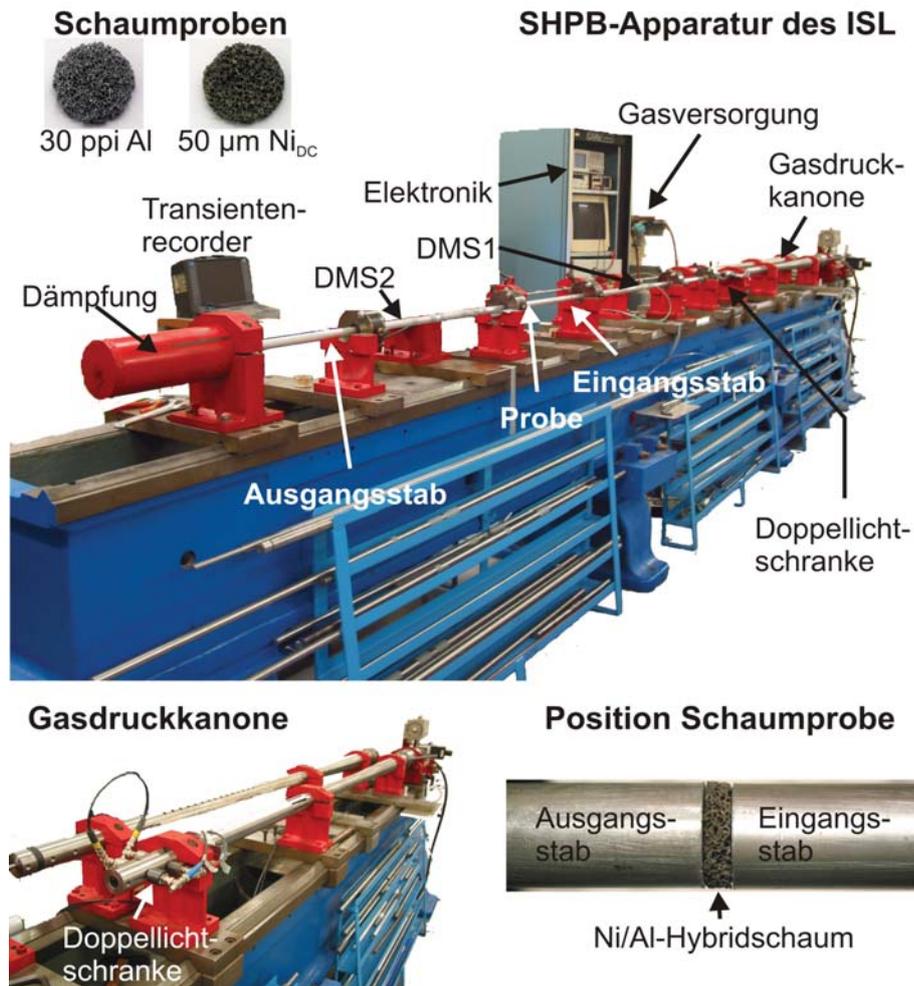


Abbildung 6.35: SHPB-Apparatur des ISL.

steigen annähernd linear an. Während bei $50 \mu\text{m Ni}_{DC}$ für das dichtespezifische Energieabsorptionsvermögen fast keine Verschlechterung gegenüber den unbeschichteten Schäumen auftritt, sinkt es dagegen bei einer Beschichtungsdicke von $75 \mu\text{m}$ deutlich unter das der unbeschichteten Schäume (vgl. Tab. 6.5).

Die Versuche unter Stoßbelastung zeigen, dass sowohl die Aluminiumschäume als auch die Ni/Al-Hybridschäume diese Belastungen ohne katastrophales, globales Versagen der Schaumstruktur aushalten. Auch bei diesen hohen Verzerrungsraten kommt es durch die Beschichtung selbst nicht zur Bildung von Sollbruchstellen aufgrund von Verfestigungen während des Versuchs. Die Beschichtung bewirkt auch hier eine Verbesserung in den Absolutwerten der Kenngrößen und teilweise auch in den spezifischen Kenngrößen.

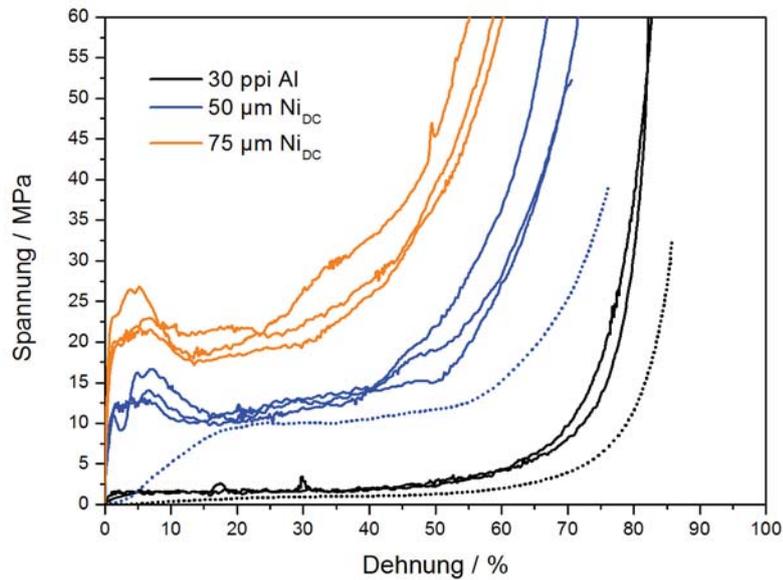


Abbildung 6.36: Vergleich der Spannungs-Verzerrungs-Charakteristik unter dynamischer Druckbelastung (—) und quasistatischer Belastung (...).

Tabelle 6.5: Spezifisches Energieabsorptionsvermögen der 30 ppi Schäume unter dynamischer Belastung.

Probe	dickenspez. Energieabsorption $10^{-2} \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$	dichtespez. Energieabsorption $\text{kJ}\cdot\text{cm}^3\cdot\text{g}^{-1}$	volumenspez. Energieabsorption MPa
30 ppi Al	$0,82 \pm 0,14$	$18,89 \pm 3,90$	$2,51 \pm 0,40$
$50 \mu\text{m Ni}_{DC}$	$2,68 \pm 0,07$	$18,91 \pm 0,07$	$8,13 \pm 0,24$
$75 \mu\text{m Ni}_{DC}$	$3,33 \pm 0,26$	$16,85 \pm 1,78$	$10,07 \pm 0,72$

Im Vergleich zu den quasistatischen Versuchen zeigt sich jedoch ein verändertes Materialverhalten. Die dichtespezifisch optimierte Schichtdicke liegt in den dynamischen Versuchen unterhalb den $75 \mu\text{m Ni}_{DC}$ wie sie in den quasistatischen Versuchen ermittelt wurde. Dies kann zum einen auf die geringe Probendicke, zum anderen auch auf die Verfestigung des Materials während des Druckversuchs zurückgeführt werden. Genauere Aussagen können jedoch nur in einer ausführlichen Versuchsreihe geklärt werden.

Im Vergleich zu den quasistatischen Versuchen wurden geringfügig größere Plateauspannungen und niedrigere Verdichtungs- und Kompressionspunkte erhalten. Desweiteren zeigt sich unter dynamischer Impaktbelastung ein ausgeprägter PCS und eine höhere Anfangssteifigkeit bei den Ni/Al-Hybridschäumen. Die beobachteten Effekte deuten auf eine Verzerrungsratenempfindlichkeit im Schaummaterial hin. Um einen besseren Vergleich trotz unterschiedlicher Probengeometrie zu bekommen, wurde das volumenspezifische Energieabsorptionsvermögen der 30 ppi Schäume aus Kapitel 6.1.4, mit dem der dynamisch untersuchten 30 ppi Schäume verglichen, da beide Probenotypen ähnlich große Druckflächen aufwiesen (vgl. Abb. 6.37). Auch das Energieabsorptionsvermögen konnte unter Stoßbeanspruchung ge-

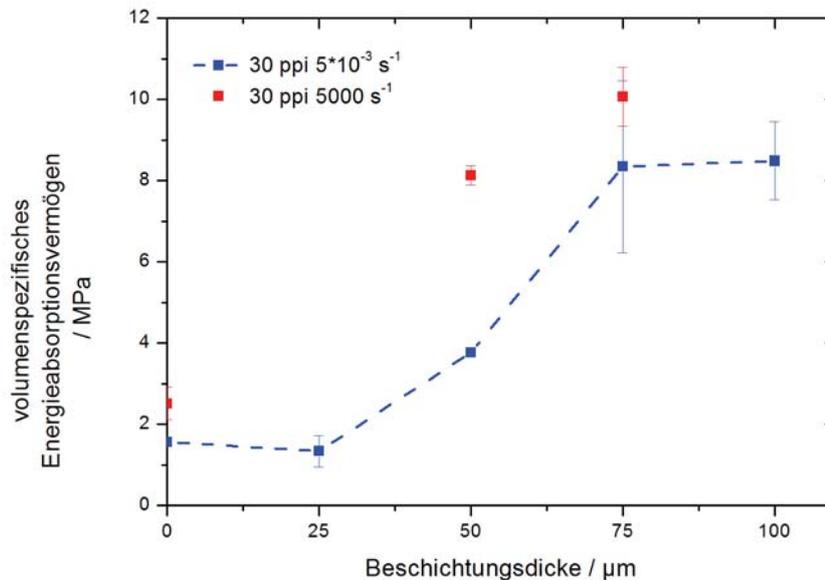


Abbildung 6.37: Volumenspezifisches Energieabsorptionsvermögen für 30 ppi-Schäumen unter quasistatischer und dynamischer Belastung.

genüber den quasistatischen Versuchen gesteigert werden. Während der reine Aluminiumschaum nur eine geringe Steigerung zeigt, kommt es für den Ni/Al-Hybridschaum mit einer Schichtdicke von $50 \mu\text{m}$ Ni_{DC} sogar zu einer Verdopplung. Für die Schichtdicke von $75 \mu\text{m}$ fällt die Steigerung wiederum viel geringer aus. Dies ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass bei dieser Schichtdicke im dynamischen Fall bereits die dichteoptimierte Schichtdicke deutlich überschritten wurde und sich die Eigenschaften dieser Schäume be-

reits verschlechterten. Die stark unterschiedlichen Fehlerbalken verzerren ein wenig die Auswertung. Die großen Unterschiede resultieren aus dem geringen Probenumfang und Mängeln in der Reproduzierbarkeit. Während der SHPB-Versuche wurden die Schaumproben vollständig komprimiert. Der frühere Verdichtungs- und Kompressionspunkt resultiert aus der schlagartigen Verdichtung der Schäume, bei der die Stege keine Zeit haben sich in freiem Porenvolumen zu sammeln, sondern an Ort und Stelle komprimiert werden. Unter quasistatischer Belastung knicken die Stege weg und haben dank der niedrigen Verdichtungsgeschwindigkeit genug Zeit, um das Porenvolumen bereits kollabierter Poren vollständig auszufüllen.

Der unbeschichtete Schaum zeigt nur eine minimale Verzerrungsratenabhängigkeit wie es auch bisher in der Literatur aufgrund der geringen Verzerrungsratenabhängigkeit von Aluminiumvollmaterial [108] und dem Typ I Verhalten im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm beschrieben wurde. Da nano-Nickel ein verzerrungsratenempfindliches Material ist [41, 130], zeigen die hier beschriebenen Ni/Al-Hybridschäume je nach Beschichtungsdicke ein ebenfalls verzerrungsratenabhängiges Materialverhalten, obwohl der unbeschichtete Schaum aus Aluminium nur minimale Verzerrungsabhängigkeit aufweist. Ein weiterer Beitrag zur Verzerrungsratenabhängigkeit der Hybridschäume kommt durch den Mikroträgheitseffekt. Im Gegensatz zu den unbeschichteten Schäumen zeigen die Ni/Al-Hybridschäume ein Typ II-Verhalten unter quasistatischer Belastung. Nach Calladine und English [24] resultiert daraus der Wechsel im Deformationsverhalten bei dynamischer Belastung im Vergleich zu den quasistatischen Versuchen. Dies zeigt sich auch in den dynamischen Spannungs-Verzerrungs-Diagrammen, da es zur Bildung eines PCS-Peaks kommt, der unter quasistatischer Belastung nicht vorhanden war. Ebenfalls für einen Wechsel im Deformationsmechanismus spricht die unterschiedliche dichteoptimierte Beschichtungsdicke.

Da auch offenporige Metallschäume in Konstruktionen nicht alleinstehend, sondern nur verdämmt mit Platten zum Einsatz kommen, besteht dann auch bei ihnen eine Druckerhöhung des Porengases unter Stoßbeanspruchung. Dies kann analog zu geschlossenenporigen Schäumen zu einem zusätzlichen Verzerrungsrateneffekt führen.

Für Konstruktionen werden meist möglichst dünne Schäume benötigt, die gleichzeitig noch eine Dämpfungswirkung besitzen. Das Spannungs-Verzerrungs-Diagramm (vgl. Abb. 6.36) beweist, dass selbst bei diesen geringen Schaumdicken von lediglich 5 mm noch Energie dissipiert wird und eine aktive Schutzwirkung vom Schaum ausgeht. Durch die Nickelbeschichtung kommt es zu Unterschieden in der mechanischen Festigkeit und der Energieabsorption der Schäume unter quasistatischer und dynamischer Belastung. Es ist daher wichtig für eine spezifische Anwendung die Verzerrungsrate zu

kennen und den Schaum bei dieser zu optimieren. Die Ni/Al-Hybridschäume sind auch bei hohen Verzerrungsraten, wie sie bei einer Stoßbelastung auftreten, in der Lage große Energiemengen zu absorbieren. Daher eignen sie sich zum Schutz bei flächigen Stoßvorgängen wie einem Autocrash. Sie könnten aber auch interessant sein zum Schutz gegen lokalisierte Stoßvorgänge, wie sie bei einem ballistischen Impakt auftreten.

6.3 Ballistische Versuche

Die mechanischen Eigenschaften und Eindringphänomene von Werkstoffen werden meist sehr ausgiebig untersucht. Es wird allerdings nur selten ein Augenmerk auf die Effekte und die Abhängigkeit der ballistischen Schutzleistung von den mechanischen Eigenschaften gelegt. Impaktvorgänge und deren genaue Untersuchung spielen nicht nur im militärischen Bereich beim Auftreffen eines Projektils oder einer Berstdruckwelle auf eine Panzerung eine Rolle, sondern sind ebenso für die Luft- und Raumfahrt und die Betriebssicherheit in zivilen Bereichen von großer Bedeutung. Bekannt ist hier vor allem der sogenannte Turbinenimpakt. Kommt es zu einer Schädigung einer Turbinenschaufel, auch in Folge eines Vogelschlags, entstehen Splitter, die die gleiche Geschwindigkeit wie eine Pistolenkugel erreichen können. Diese stellen ein Problem für die Betriebssicherheit und die Betriebsbereitschaft der Anlage dar. Weitere zivile Bereiche, in denen es zu ballistischen Impaktvorgängen kommt, sind die spanende Fertigungstechnik und Umformtechnik. Auch in der Raumfahrt sind ballistische Impaktvorgänge ein großes Problem. In einer Höhe von ca. 2000 km, im sogenannten „low orbit“ Bereich, in dem die meisten Satelliten die Erde umkreisen, existiert eine Wolke aus vielen Millionen Fragmenten von Weltraumschrott. Diese Fragmente besitzen meist nur eine Größe von ein bis zwei Zentimeter und können Geschwindigkeiten von bis zu 15 km/s aufweisen. Dabei kommt es immer wieder zu Einschlägen auf Satelliten und Raumsonden, die dadurch erheblichen Schaden nehmen können [144].

Aus diesen Gründen werden Schutzwerkstoffe benötigt, die unter der dynamischen, punktförmigen Impaktbelastung solcher Splitter und Fragmente ausreichend Duktilität besitzen, um deren kinetische Energie zumindest teilweise zu absorbieren oder, wie beim Whipple-Schild zum Schutz der Satelliten vor Mikrometeoriten und kleinem Weltraumschrott, die Projektile weiter zu fragmentieren. Durch die Erzeugung einer Fragmentwolke wird die lokale

Belastung weiter reduziert. Dennoch darf ein solcher Schutzwerkstoff nicht katastrophal, global durch Sprödbruch versagen.

In jüngster Zeit wurde gezeigt, dass Metallschaumsandwichstrukturen einen guten Energieabsorber zum Schutz vor Impaktvorgängen bilden [77, 82, 109, 151]. Auch Ansätze zum Einbau von Aluminiumschäumen im Whipple-Schild bilden ein vielversprechendes Schutzkonzept [38].

6.3.1 Theoretische Grundlagen

Ballistische Impaktvorgänge werden als vollkommen inelastisch angesehen. Die kinetische Energie eines Projektils wird sowohl in eine plastische Deformationsenergie als auch in Bruchenergie umgewandelt und abgebaut. Nach Awerbuch und Bodner [8] kann die Materialbelastung beim Impakt eines steifen Projektils auf eine Metallplatte in drei Stufen unterteilt werden. Die erste Stufe beschreibt die Verlangsamung des Projektils durch plastisches Fließen und radiale Massenträgheit des Zielmaterials. Während der zweiten Stufe bildet sich aufgrund von Scherbeanspruchungen ein sogenannter Plug, der in der dritten Stufe aus der Platte austritt. Dünne Metallplatten mit einer Dicke unter 2,5 mm zeigen meist keine Plugbildung, sondern einfach nur ein Aufreißen der Platte.

Beim Hochgeschwindigkeitsimpakt wird ein ruhendes Ziel von einem Projektil der Masse m_0 in Form eines zentralen Stoßes mit der Auftreffgeschwindigkeit v_0 getroffen (vgl. Abb. 6.38). Nach dem Impakt und der darauf folgenden plastischen Deformation der Platte besitzt das Projektil die Restgeschwindigkeit v_R . Beim Durchschlagen der Platte muss das Projektil Deformationsarbeit verrichten. Seine kinetische Energie (Auftreffenergie) E_0 wird dadurch um den Betrag der Deformationsenergie E_F vermindert. Dabei gilt der Energieerhaltungssatz.

$$E_0 = E_R + E_F \quad (6.15)$$

Für die Restenergie E_R des Projektil gilt:

$$E_R = E_0 - E_F = \frac{1}{2}m_0v_0^2 - \frac{1}{2}m_0v_r^2 \quad (6.16)$$

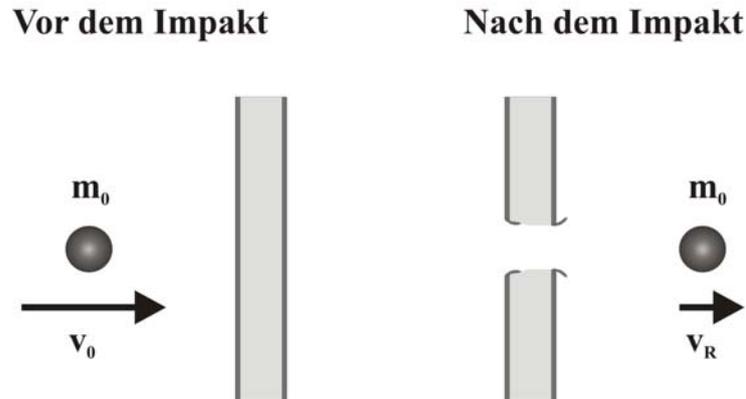


Abbildung 6.38: Energieerhaltung beim ballistischen Impact.

Tritt Plugbildung auf, muss zusätzlich der Impulserhaltungssatz zwischen Plug und Projektil berücksichtigt werden.

Die Bestimmung des ballistischen Widerstands kann auf drei Arten erfolgen:

- Bestimmung der Restgeschwindigkeit v_R nach dem Impact
- Bestimmung der Eindringtiefe eines Projektils
- Bestimmung der ballistischen Grenzgeschwindigkeit v_{lim}

Die ballistische Grenzgeschwindigkeit ist die Auftreffgeschwindigkeit des Projektils, bei der die Restgeschwindigkeit gerade Null wird. Aus Gleichung 6.16 erhält man:

$$E_{lim} = \frac{1}{2} m_0 v_{lim}^2 \quad (6.17)$$

Die ballistische Grenzgeschwindigkeit wird durch eine Versuchsserie mit stufenweiser Verringerung der Auftreffgeschwindigkeit bestimmt. Sie entspricht der Auftreffgeschwindigkeit, bei der die Restgeschwindigkeit des Projektils gerade null wird. Meist wird der ballistische Widerstand bezogen auf die sogenannte Flächendichte, die Dichte pro Fläche des Zielmaterials, angegeben. Explosionen erzeugen Druckwellen mit annähernd dreieckigem Profil. Dieser Vorgang wird auch als Blast bezeichnet. Schutzkonstruktionen gegen Druckwellen bestehen meist aus einer schweren, massiven Frontplatte, die vor einem Energieabsorber angebracht wurde. Das zu schützende Objekt befindet sich

direkt hinter dem Energieabsorber. Durch den Impuls p beim Auftreffen einer Druckwelle auf die Frontplatte wird die Platte auf die Geschwindigkeit v_{Platte} beschleunigt. Ihre kinetische Energie wird durch den Energieabsorber abgebaut. Die Energieabsorption muss dabei bei Werten erfolgen, die so niedrig sind, dass es zu keiner Schädigung des zu schützenden Objekts kommt. Für den durch eine Explosion erzeugten Impuls auf die Frontplatte gilt:

$$p = \rho_{Platte} d v_{Platte} \quad (6.18)$$

Dabei ist ρ_{Platte} die Dichte und d die Dicke der Frontplatte. Für die kinetische Energie pro Fläche der Platte gilt folgender Zusammenhang:

$$E_{kin,Platte} = \frac{1}{2} \rho_{Platte} d v_{Platte}^2 = \frac{p^2}{2\rho_{Platte}d} \quad (6.19)$$

Aufgrund ihrer Fähigkeit, über große Dehnungen hohe Energiemengen bei konstantem Spannungsniveau zu absorbieren, sind Metallschäume sehr gut für diesen Zweck geeignet. Die zur Absorption einer bestimmten kinetischen Energie benötigte Schaumdicke h_{Schaum} kann mit Hilfe der Gleichung 6.19 und der bei der Plateauspannung absorbierten Energie pro Volumen des Schaums W_{vol} bis zum Verdichtungspunkt berechnet werden:

$$h_{Schaum} W_{vol} = \frac{p^2}{2\rho_{Platte}d} \quad (6.20)$$

Die zur vollständigen Energieabsorption benötigte Dicke des Schaums ist:

$$h_{Schaum} = \frac{p^2}{2\rho_{Platte}dW_{vol}} \quad (6.21)$$

Je dicker und schwerer die Frontplatte ist und je höher das Energieabsorptionsvermögen pro Volumen des Schaums, desto höher ist die durch die Schutzanordnung absorbierte Energiemenge.

In ähnlicher Weise kann auch ein Schutz vor ballistischem Impakt nicht nur durch Platten allein, sondern auch durch Kombination der Platten mit einem Energieabsorber bewerkstelligt werden. Im Unterschied zur Blastwelle wird die Platte vom Projektil durchdrungen, während sie durch eine Blastwelle nur deformiert wird [82].

6.3.2 Experimentelle Durchführung

Zur Untersuchung der Eignung der Metallschäume für ballistische Schutzanwendungen wurden Beschussversuche an der Druckluftkanone der Division I Durchschlag, Schutz und Detonik am Deutsch-Französischen Forschungsinstitut Saint-Louis (ISL) durchgeführt. Der experimentelle Aufbau ist in Abbildung 6.39 und 6.40 dargestellt. Ein kugelförmiges Projektil wird mittels der N_2 -betriebenen Leichtgaskanone (ca. 34,5 bar) auf die Auftreffgeschwindigkeit v_0 von 300 m/s beschleunigt. Dies entspricht der Geschwindigkeit von Kurzwaffen, Schrapnellsplittern oder Splittern, wie sie in der spanenden Fertigungstechnik vorkommen. Eine Doppellichtschranke misst die Impaktgeschwindigkeit und generiert das Triggersignal zum Auslösen einer High-Speed-Kamera. Die Kamera erfasst die Lage des Projektils vor, während und nach dem Impakt und dient bei einem Durchschlag des Projektils durch das Ziel zur Bestimmung der Restgeschwindigkeit v_R . Die erste Lichtschranke befindet sich 40 mm vor der Rohrmündung. Der Abstand zur zweiten Lichtschranke ist 40 mm. Die Blende mit dem Beschusskasten

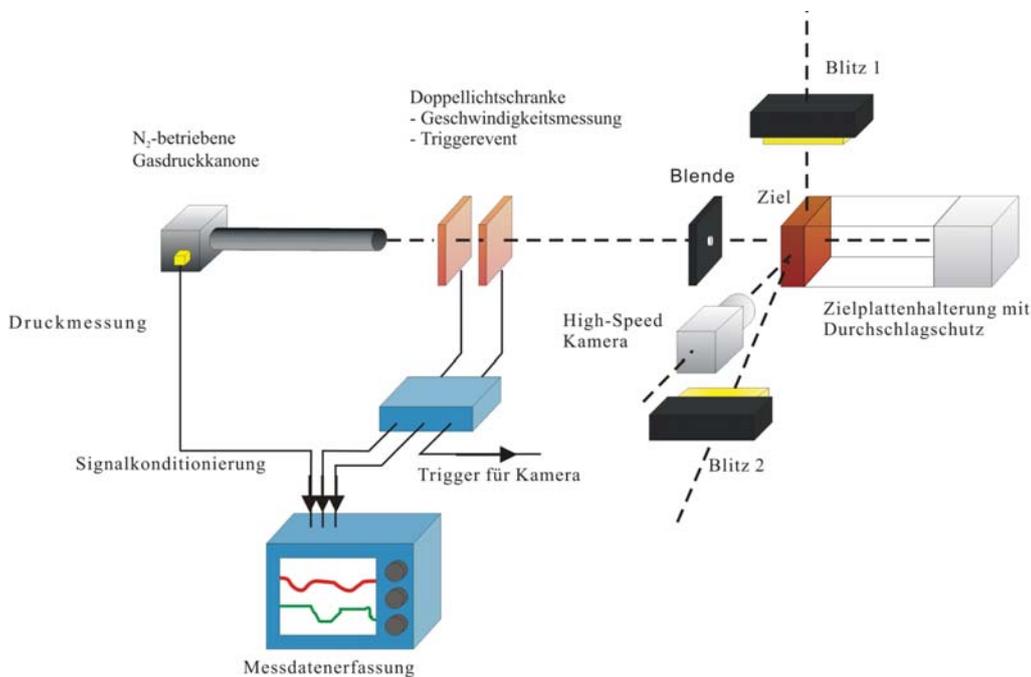


Abbildung 6.39: Mechanischer und messtechnischer Aufbau der ballistischen Versuche.



Abbildung 6.40: Doppellichtschanke und Beschusskasten.

befindet sich in einer Entfernung von 960 mm von der zweiten Lichtschanke. Das Ziel mit der Zielplattenhalterung ist 70 mm hinter der Blende positioniert. Als High-Speed-Kamera wird das Model HPV1 Hyper Vision der Fa. Shimadzu mit einem Objektiv mit Festbrennweite AF Nikkor 180 mm, 1:2,8 der Fa. Nikon eingesetzt. Die Kamera macht insgesamt 100 Bilder. Alle $8 \mu\text{s}$ wird ein Bild aufgenommen (125 kfps). Die Belichtungszeit beträgt $2 \mu\text{s}$. Bei einer Projektilgeschwindigkeit von 300 m/s ($0,3 \text{ mm}/\mu\text{s}$) und einer gesamten Aufnahmedauer von $800 \mu\text{s}$ wird eine Flugstrecke von 240 mm mit der Hochgeschwindigkeitskamera erfasst.

Als Modellsplitter werden Chromstahlkugeln (1.4034/X46 Cr113; Brinell-Härte 245 HB, $R_m = 850 - 1000 \text{ MPa}$) verwendet. Die Kugeln besitzen einen Durchmesser von 10 mm und eine Masse von 4,0 g. Damit die unterkali- brige Kugel in einem Rohr mit Kaliber 15 mm beschleunigt werden kann, wird die Kugel in einer Führungshülse (Sabot) aus Makrolon verschossen. Es werden zwei verschiedene Sabot-Typen verwendet (vgl. Abb. 6.41). Der erste Typ besteht aus drei Elementen. Die gesamte Verschussmasse, bestehend aus Kugel und Sabot hat eine Masse von 7,4 g. Durch den erhöhten Luftwiderstand nach Verlassen des Rohres trennen sich die drei Elemente radial vom Projektil. Eine zusätzliche Beaufschlagung des Ziels mit Elementen der Führungshülse wird durch die Blende vor dem Ziel verhindert (vgl. Abb. 6.42).

Der zweite Sabot-Typ besteht aus einem Zylinder, in den eine Vertiefung für die Kugel eingefräst wurde. Die Verschussmasse beträgt 6,8 g. Bei Verwendung dieses Typs muss eine Abstreifvorrichtung an der Rohrmündung angebracht werden, die den Sabot zurückhält und die Kugel vom Sabot trennt (vgl. Abb. 6.42). Es werden quadratische Ziele mit einer Frontfläche von 100

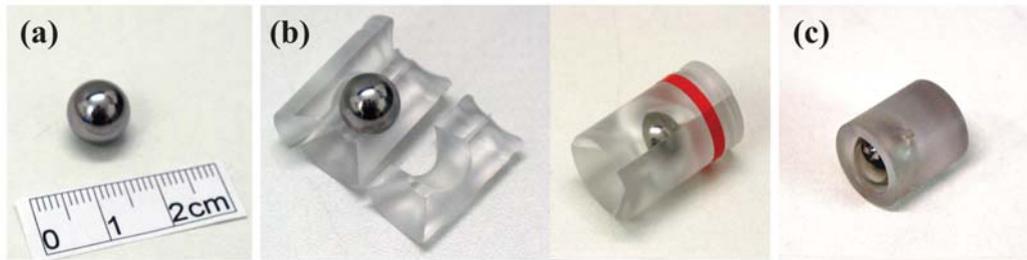


Abbildung 6.41: Modellsplitter (a), Sabot Typ 1 (b), Sabot Typ 2 (c).

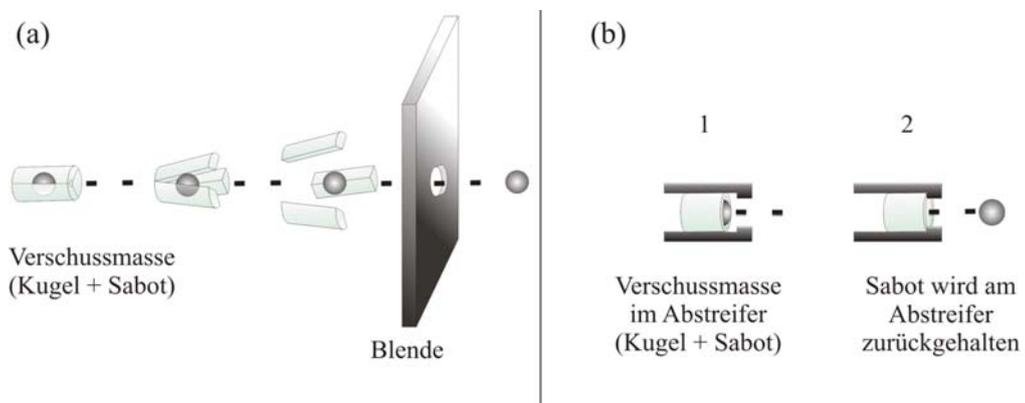


Abbildung 6.42: Trennung des Sabot vom Projektil: Typ 1 (a), Typ 2 (b).

x 100 mm² verwendet. Die Ziele werden an dem oberen und unteren Rand mit zwei Metallbändern mit einem Auflagemaß von 10 mm auf die Zielplattenhalterung geklemmt. Die Orientierung der Frontfläche der einzelnen Zieltypen ist senkrecht zur Schussachse des Projektils (0°-NATO). Die Zielplattenhalterung samt Ziel wird für jeden Beschuss in einem Beschusskasten aus Zicral positioniert. Der Beschusskasten verfügt über eine Panzerglasscheibe an der Seite, durch die die Versuche mit der High-Speed-Kamera beobachtet werden können.

6.3.3 Ballistische Versuche an nanokristallinen Hybridmetallschäumen

Metallschäume zeigen eine hohe Festigkeit aufgrund der Verteilung äußerer Belastungen auf die gesamte Schaumstruktur, ähnlich einem Rahmentrag-

werk. Die Festigkeit einzelner Stege ist dagegen eher gering. Da bei ballistischen Impaktvorgängen die Struktur vorwiegend punktuell belastet wird, ist es wichtig durch Verwendung von Sandwichkonstruktionen die auftretende punktuelle Belastung über die Schaumstruktur zu verteilen (vgl. Abb. 6.43), um so eine Reduktion der Flächenbelastung zu bewirken. Einflussfaktoren auf

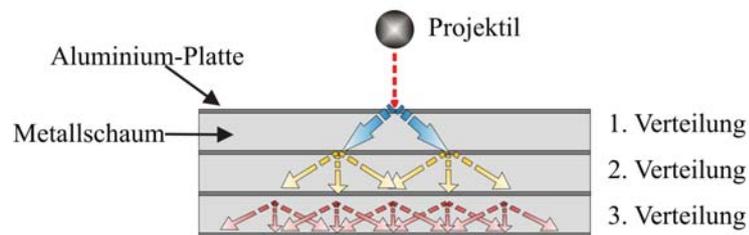


Abbildung 6.43: Sandwichbauweise – Verringerung der Flächenbelastung.

die ballistische Widerstandsfähigkeit von Metallschaumsandwichkonstruktionen sind die Impaktgeschwindigkeit, die Dicke und Masse der verwendeten Platten sowie die Dicke und Dichte des verwendeten Schaums.

In der folgenden Versuchsserie wurde der Einfluss des reinen Schaums, der Anzahl verwendeter Platten, der Porengröße der Schäume und einer eventuellen Füllung der Poren an unbeschichteten und an mit nano-Nickel beschichteten Aluminiumschäumen untersucht. Die insgesamt 17 untersuchten Zieltypen sind in Abbildung 6.44 schematisch dargestellt. Es wurden fünf unterschiedliche Plattenziele aus Aluminium und Aluminiumlegierungen sowie ein unbeschichteter und ein nano-Nickel-beschichteter Schaum mit gleicher Masse ohne Platten untersucht. Weiter wurden aus beschichteten und unbeschichteten Metallschäumen Sandwichkonstruktionen mit 1 mm dicken Aluminiumplatten (99,5%) zusammengebaut. Dazu wurde die entsprechende Anzahl an Schäumen und Platten planparallel zusammengestapelt und straff an zwei gegenüberliegenden Seiten mit einem Textilklebeband fixiert. Alle Ziele besaßen eine Frontfläche von $100 \times 100 \text{ mm}^2$. Der Beschuss erfolgte mittig auf die Ziele. Aufgrund der großen Probendimension im Verhältnis zum Kaliber des Projektil können Randeffekte ausgeschlossen werden. Zur einfacheren Kennzeichnung der Schäume und Sandwichkonstruktionen wurde folgende Kodierung verwendet:

Beschichtungsdicke Material/Porengröße/Schaumdicke/Plattenanzahl Al

150Ni/10ppi/1cm/4Platten steht beispielsweise für einen mit $150\ \mu\text{m}$ Nickel beschichteten 10 ppi Schaum mit einer Dicke von 1 cm. Drei Platten dieses Schaums wurden zusammen mit 4 Aluminiumplatten zu einem Ziel kombiniert. Die Versuche wurden bezüglich der Restgeschwindigkeit des Projektil

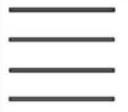
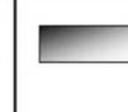
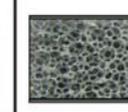
Platten Aluminium						
	Al 99,5% (4x 1 mm mit 10 mm Luft)	Al 99,5% (4x 1 mm)	Dural (4 mm)	Al2519 (14 mm)	AlSi7Mg _{0,3} (14 mm)	
10 ppi Schäume						
	Al/10ppi/1cm 4 Platten	Al/10ppi/1cm mit Silikon 4 Platten	150Ni/10ppi/1cm 4 Platten	150Ni/10ppi/1cm mit Silikon 4 Platten	Al/10ppi/3cm 2 Platten	150Ni/10ppi/3cm 2 Platten
30 ppi Schäume						
	Al/30ppi/6cm	75Ni/30ppi/1cm	Al/30ppi/1cm 4 Platten	75Ni/30ppi/1cm 4 Platten	Al/30ppi/3cm 2 Platten	75Ni/30ppi/3cm 2 Platten

Abbildung 6.44: Untersuchte Zieltypen.

nach einer Impaktgeschwindigkeit von ca. 300 m/s und der absorbierten Deformationsenergie pro Flächenmasse sowie durch eine Abschätzung der ballistischen Grenzgeschwindigkeit ausgewertet. Ein Ziel ist dabei um so besser, je niedriger die Restgeschwindigkeit und je höher die auf die Flächenmasse normierte Deformationsenergie als auch die Grenzgeschwindigkeit sind. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6.45 zusammengefasst. Es wurden zunächst Plattenanordnungen aus 99,5% Aluminium (1, 2) und hochfesten Aluminiumlegierungen (Dural (3), Al2519 (4)) sowie der Legierung, aus der die Schäume sind, AlSi₇Mg_{0,3} (5), verglichen (vgl. Abb. 6.45(a)). Sowohl bei den Plattenanordnungen (1) und (2) als auch der Dural-Platte kam es zum Abscheren eines Plugs aus den Platten. Die Duralplatte weist eine bessere ballistische Schutzwirkung als die fast reinen Aluminiumplatten auf. Bei der Anordnung der vier Aluminiumplatten mit einem Luftspalt von je 1 cm wurde die Restgeschwindigkeit um nur ca. 80 m/s gegenüber der Impaktgeschwindigkeit erniedrigt. Die massiven Platten der Legierungen Al2519 (4) und AlSi₇Mg_{0,3}

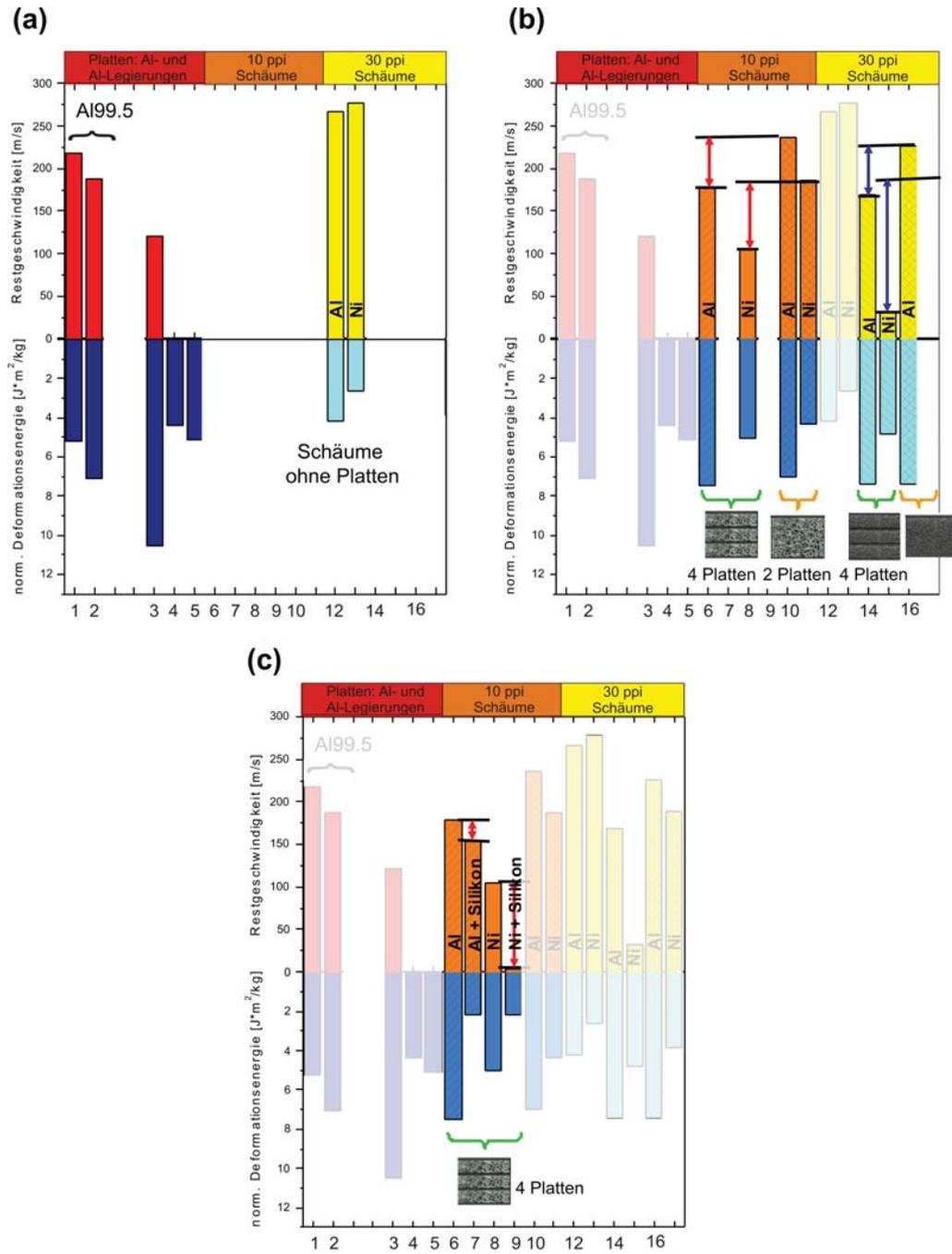


Abbildung 6.45: Restgeschwindigkeiten und absorbierte Deformationsenergien der Zieltypen.

(5) bewirken einen vollständigen ballistischen Schutz, die Restgeschwindigkeit ist null. Ein unbeschichteter 30 ppi Schaum mit einer Dicke von 60 mm (14) und ein mit 75 μm Nickel beschichteter Schaum mit einer Dicke von 10 mm (15) weisen die gleiche Masse wie die Platten (4) und (5) auf. Sie besitzen jedoch fast keine ballistische Schutzwirkung. Die Impaktgeschwindigkeit wurde lediglich um 34 bzw. 23 m/s verringert. Dieser geringe Unterschied sollte sich bei einer größeren Versuchsanzahl herausmitteln.

Zur Untersuchung des Konzeptes der Verteilung der Flächenbelastung der punktuellen Belastung eines Projektils durch Kombination von Schäumen mit 1 mm dicken Aluminiumplatten (99,5%) wurden sowohl 10 als auch 30 ppi Schäume mit einer Dicke von 30 mm beschossen. Auf der Front- und der Rückseite wurde jeweils eine Aluminiumplatte angebracht (10 ppi: Al (10), 150 μm Ni (11); 30 ppi: Al (16), 75 μm Ni (17)). Gegenüber den Schäumen ohne Platten konnte die Restgeschwindigkeit durch die Anordnung mit den zwei Platten bereits gesenkt werden. Die Restgeschwindigkeit der unbeschichteten Schäume lag dennoch höher als bei der Anordnung (1), den vier Aluminiumplatten mit einem Luftspalt von 10 mm. Durch die Beschichtung mit Nickel wurde die Restgeschwindigkeit um weitere 40 bzw. 50 m/s gesenkt. Die Porengröße hatte bei der Zielkonfiguration mit zwei Platten keinen signifikanten Effekt auf die ballistische Schutzwirkung.

Eine weitere Konfiguration bestand aus drei Schäumen mit einer Dicke von 10 mm und vier Aluminiumplatten, die vor, hinter und zwischen den Schäumen angebracht wurden (10 ppi: Al (6), 150 μm Ni (8); 30 ppi: Al (14), 75 μm Ni (15)). Durch die Zunahme in der Plattenanzahl, konnte die punktuelle Belastung des Projektils auf den Schaum besser über den gesamten Schaumquerschnitt verteilt werden. Für die unbeschichteten Schäume wurde unabhängig von der Porengröße die Restgeschwindigkeit des Projektils bei annähernd gleich bleibender Deformationsenergie pro Flächenmasse um 25% gegenüber der Anordnung mit nur zwei Platten verringert. Bei den beschichteten Schäumen zeigte sich ein deutlicher Einfluss der Porengröße. Beim Übergang von der Zwei- zur Vierplattenkonfiguration bei den 10 ppi Schäumen wurde die Restgeschwindigkeit bereits um 44% gesenkt. Bei den 30 ppi Schäumen ist die Zunahme in der ballistischen Schutzwirkung fast doppelt so groß. Beim Übergang von der Zwei- zur Vierplattenkonfiguration fand eine Reduktion der Restgeschwindigkeit um 83% auf 31 m/s statt. Die Dichte der 30 ppi Schäume liegt dabei nur 15% höher als die der 10 ppi Schäume.

Zur weiteren Steigerung der ballistischen Schutzwirkung wurden Schäume mit einem gießfähigen Silikon (OOMOO 40) gefüllt. Da die 30 ppi Poren für eine Füllung mit Silikon zu klein waren, wurden unbeschichtete als auch mit 150 μm Nickel beschichtete 10 ppi Schäume gefüllt. Aufgrund der mit ca. 1 g/cm³ im Vergleich zum Metallschaum recht hohen Dichte des verwendeten

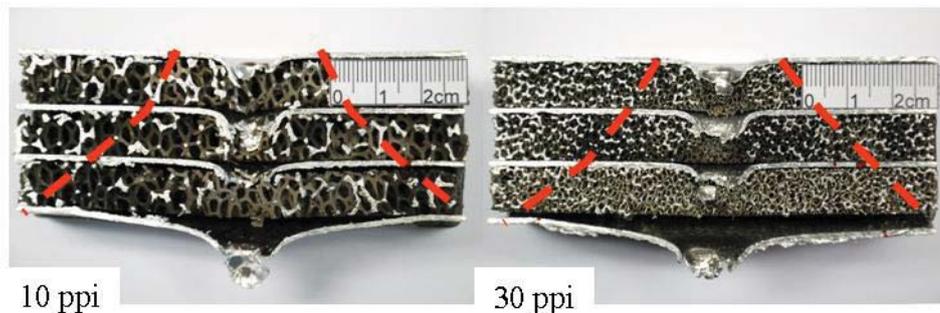


Abbildung 6.46: Querschnitte beschichteter 10 und 30 ppi Schäume nach dem Beschuss.

Silikons wird durch die Füllung vor allem die absorbierte Deformationsenergie pro Flächenmasse gesenkt. Durch die Füllung verringert sich die Restgeschwindigkeit des unbeschichteten Aluminiumschaums lediglich um 14%. Für den analogen mit Nickel beschichteten Schaum bewirkt die Füllung mit Silikon eine Reduktion der Restgeschwindigkeit um 97%. In zwei der drei durchgeführten Beschussversuche wurde die gesamte Energie des Projektils durch die Zielanordnung absorbiert, so dass es nicht zu einem Durchschlag kam. Die 300 m/s sind der Bereich des Grenzdurchschlags für diesen Zieltyp. Durch die Füllung mit Silikon handelt es sich nicht mehr um einen uniaxialen Versuch. Das Silikon versucht dem Projektil in alle Raumrichtungen auszuweichen, sodass ein dreidimensionaler Spannungszustand analog zu den quasistatischen Druckversuchen an silikongefüllten Schäumen vorliegt (vgl. Kap. 6.1.5). Die geringe Verbesserung der ballistischen Schutzwirkung der unbeschichteten Schäume kommt dadurch zustande, dass die Stege des Schaums durch das der Kugel ausweichende und sich in alle Richtungen ausdehnende Silikon geschädigt werden. Durch die Beschichtung mit nano-Nickel entsteht ein stabiles Netzwerk, das der Silikonfüllung einen stabilen Halt gibt und dem Bestreben des Silikons, bei Beschuss in alle drei Raumrichtungen auszuweichen, entgegenwirkt. Die Versuche an den beschichteten und mit Silikon gefüllten Schäumen zeigen dadurch ebenfalls, dass nicht nur die Druckfestigkeit, sondern auch die Zugfestigkeit durch die nanokristalline Beschichtung gesteigert wird. Ein Vergleich der Schaumstruktur um den Schusskanal und der weiter entfernten Schaumstruktur (vgl. Abb. 6.46 und Abb. 6.47) zeigt, dass die plastische Deformation eng auf den Schusskanal begrenzt ist. Nach einem Beschuss kommt es nicht zum globalen, katastrophalen Versagen des gesamten Schaums. Die globale Schaumstruktur um den Schusskanal herum bleibt weiterhin intakt und verfügt weiterhin über die anfängliche ballistische Schutzwirkung. Während des Versuchs tritt plastisches Fließen nur in einer

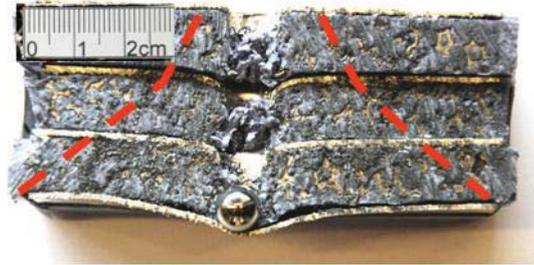


Abbildung 6.47: Querschnitte beschichteter 10 ppi Schäume mit Silikonfüllung nach dem Beschuss.

sich durch den Schaum ausbreitenden Crashzone [121] auf, bis das Projektil auf der Rückseite wieder austritt. Dies stimmt gut mit den Überlegungen von Teixeira-Dias [142] überein, der Ziele nach erfolgtem Impact in drei in Form konzentrischer Kreise sich um den Schusskanal ausbreitende Bereiche unterteilt. Eng um den Schusskanal finden plastische Deformationen statt. Um diesen Bereich herum gibt es einen weit ausgedehnten Bereich, der durch elastische Deformationen gekennzeichnet ist. An diesen schließt sich ein ungestörtes Gebiet an.

Wie aus den obigen Abbildungen weiter ersichtlich, kann durch die Verteilung der Flächenbelastung über den Einbau mehrerer Platten die Ausbreitung der Zone plastischer Deformation um den Schusskanal vergrößert und somit die beim Impact des Projektils vom Zielaufbau absorbierte Energiemenge von Schaum zu Schaum vergrößert werden. Die um die Schädigungszone des Schusskanals auftretenden plastischen Deformationen im Schaum sind, abgesehen von der Durchbiegung der Metallplatten, nicht messbar, da ein Vorher-Nachher-Vergleich nicht durchführbar ist. Da es an der hinteren Metallplatte keinen Schaum mehr als Widerlager gibt, zeigt diese Platte eine sehr stark ausgeprägte Spallation. Schematisch sind die während des Durchtritts des Projektils durch das Ziel ablaufenden Verteilungsvorgänge in Abbildung 6.48 zusammengefasst. Bei einfachen Sandwichstrukturen, bestehend aus einem Schaumkern und lediglich zwei dünnen Platten (vor und hinter dem Schaum), wurde bereits von Hou et al. [82] bei geschlossenenporigen Schäumen ein ähnlicher Effekt beobachtet, den er auf die Schaumkern/Platte-Wechselwirkung während des Eindringvorgangs zurückführt. Diese komplexe Wechselwirkung bewirkt, dass ein zusätzlicher Energiebetrag absorbiert werden kann. Bei der Auswertung der ballistischen Grenzggeschwindigkeit der Schaumziele nach Gleichung 6.17 wurde die in Tabelle 6.6 aufgelistete Reihenfolge erhalten.

Die beste ballistische Schutzwirkung bieten massive Platten. Sie sind jedoch

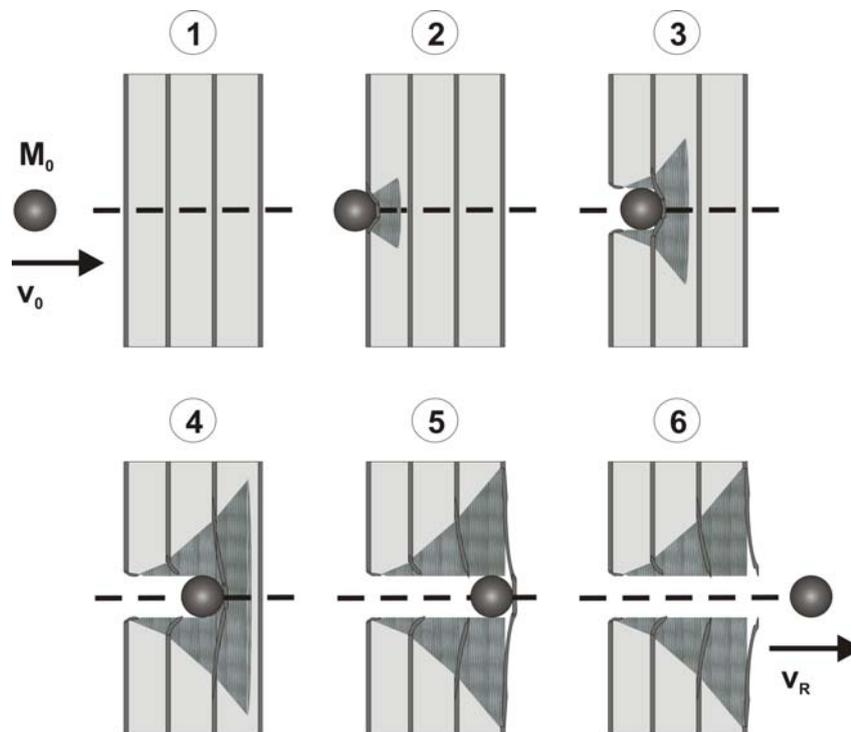


Abbildung 6.48: Schematische Darstellung der Ausbreitung der plastischen Deformationszone (dunkelgrau) bei Verteilung der Flächenbelastung mittels Platten. (1) vor dem Projekttilmpakt, (2) - (4) Schädigung von oberer Platte und beginnende Schaumverdichtung durch Eindringvorgang bei Verteilung der Flächenbelastung, (5) Schubbeanspruchung und Bruch von hinterer Platte, (6) Austritt des Projektils.

nicht geeignet zur Dämpfung von Stoß- und Blastwellen. Die dabei auftretenden Energien werden ungehindert auf z. B. hinter den Platten befindliche Personen oder zu schützende Strukturen weitergegeben und können so erhebliche Schäden anrichten. Sowohl unbeschichtete als auch beschichtete Schäume verfügen über keine signifikante ballistische Schutzwirkung. Durch den speziellen Verlauf ihres Spannungs-Verzerrungs-Diagramms sind sie aber zur Dämpfung von Stoß- und Blastwellen in der Lage. In Kombination mit Platten, die die punktuelle Belastung beim Auftreffen eines Projektils auf einen Schaum über die gesamte Struktur verteilen, zeigen Schäume auch einen bemerkenswerten ballistischen Schutz, der den der verwendeten reinen Platten und reinen Schäume bei weitem übersteigt. Hierbei gibt es einen starken Einfluss der Porengröße, wenn die Flächenbelastung durch mehrere

Tabelle 6.6: Ballistische Grenzggeschwindigkeiten der untersuchten Zieltypen.

Zieltyp	ballistische Grenzggeschwindigkeit m/s
-	
75Ni/30ppi/1cm/4Platten	302
150Ni/10ppi/1cm/4Platten+Silikon	301
150Ni/10ppi/1cm/4Platten	284
Al/10ppi/1cm/4Platten+Silikon	261
Al/30ppi/1cm/4Platten	249
Al/10ppi/1cm/4Platte	243
150Ni/10ppi/3cm/2Platten	241
75Ni/30ppi/3cm/2Platten	235
Al99.5 (4x1 mm mit 10 mm Luft)	208
Al/30ppi/3cm/2Platten	197
Al/10ppi/3cm/2Platten	187
75Ni/30ppi/1cm	113
Al/30ppi/6cm	97

Platten zwischen den Schäumen verteilt werden kann. Schäume mit geringerer Porengröße weisen bei der für sie optimierten Schichtdicke eine höhere ballistische Schutzwirkung als Schäume mit größeren Poren auf. Dieser Effekt gilt aber nur für beschichtete Schäume.

Der optimale Zielaufbau besteht somit aus einer alternierenden Stapelung aus dünnen Metallplatten einer hochfesten Aluminiumlegierung (z. B. Zicral, Dural) oder Stahl und elastomergefüllten, beschichteten Schäumen mit einer geringen Porengröße. Eine weitere Verbesserung der ballistischen Schutzwirkung kann durch eine flächige Anbindung der verwendeten Platten an die Schäume z. B. durch eine Verklebung erzielt werden, da hierdurch die Zielstrukturen nicht nur unter Druck, sondern auch unter Zug belastet werden. Ein zusätzlicher Effekt bei der Anbringung von dünnen, starken Platten auf dem im Vergleich zu den Platten dicken Schaumkern ist die Erhöhung der Biegesteifigkeit der Schäume. Eine sorgfältige Anbindung der Platten ist für spätere Konstruktionen wichtig, damit Schub und axiale Belastungen vom Kern und auf den Kern übertragen werden kann.

6.4 Vergleich der Schädigung unter flächiger und punktueller Belastung

Bei quasistatischen und dynamischen Druckversuchen wirken jeweils flächige Normalkräfte über die gesamte Querschnittsfläche des Schaums (vgl. Abb. 6.49 (A1)) und werden durch die Tragwerksstruktur bis ins Innere verteilt. Der dabei auftretende Plastifizierungs- bzw. Schädigungsmechanismus ist ein lagenweises Biegen, Zusammenknicken und Brechen der Stege eines Porenvolumens, das sich über den gesamten Schaumquerschnitt erstreckt. Die Bruchstücke der Stege verbleiben in der Probe und füllen das Porenvolumen teils noch intakter Poren. Mit fortschreitendem Druckversuch beginnt sich der Schaum zu verdichten und verhält sich bei vollständiger Komprimierung des Porenvolumens unter Drucklast wie ein Vollmetall (A3). Nach solch einer flächigen Belastung ist der Schaum global geschädigt. Die Unterschiede der Spannungs-Verzerrungs-Diagramme von quasistatischen und SHPB-Versuchen weisen auf geringe Unterschiede in den Schädigungsmechanismen unter quasistatischer und dynamischer Belastung (vgl. Kap. 6.2.2).

Ballistische Impaktversuche entsprechen einer punktuellen, dynamischen Belastung von Schäumen unter Normalkräften. Der Impakt einer Kugel induziert einen lokalen Deformationsmechanismus. Beim Auftreffen auf den Schaum entsteht auf der Vorderseite eine lokale Druckspannungszone (B1). Tritt die Kugel in den Schaum ein, schiebt sie eine Schädigungsfront mit abgetrennten Stegbruchstücken vor sich her (B2). Vor allem, wenn zusätzlich Platten an der Rückseite des Schaum befestigt wurden, kann es hier zu Zugspannungen kommen, die sich weiter lokal auf die Stabilität auswirken (B3). Im Gegensatz zu den Versuchen unter flächiger Belastung verbleiben die Stegbruchstücke nicht in der Schaumstruktur, sondern werden auf der Rückseite mit der Kugel herausbefördert. Im Schaum bleibt ein Schusskanal als geschädigter Bereich zurück. Der Schaum wurde lediglich lokal geschädigt, die übrige Schaumstruktur bleibt nahezu vollständig intakt und besitzt die gleichen Festigkeiten wie vor dem Impakt. Die ballistischen Versuche zeigten, dass sich durch die Beschichtung der Deformationsmechanismus geringfügig änderte. Bei den Ni/Al-Hybridschäumen wurden weniger Stegbruchstücke mit der Kugel aus dem Schaum herausgerissen bzw. die Schaumstruktur fragmentierte nicht so stark wie bei den reinen Aluminiumschäumen (vgl. Abb. 6.49 B4 [Al/30ppi/6cm]).

Die Plastifizierungs- und Schädigungsmechanismen unter flächiger bzw.

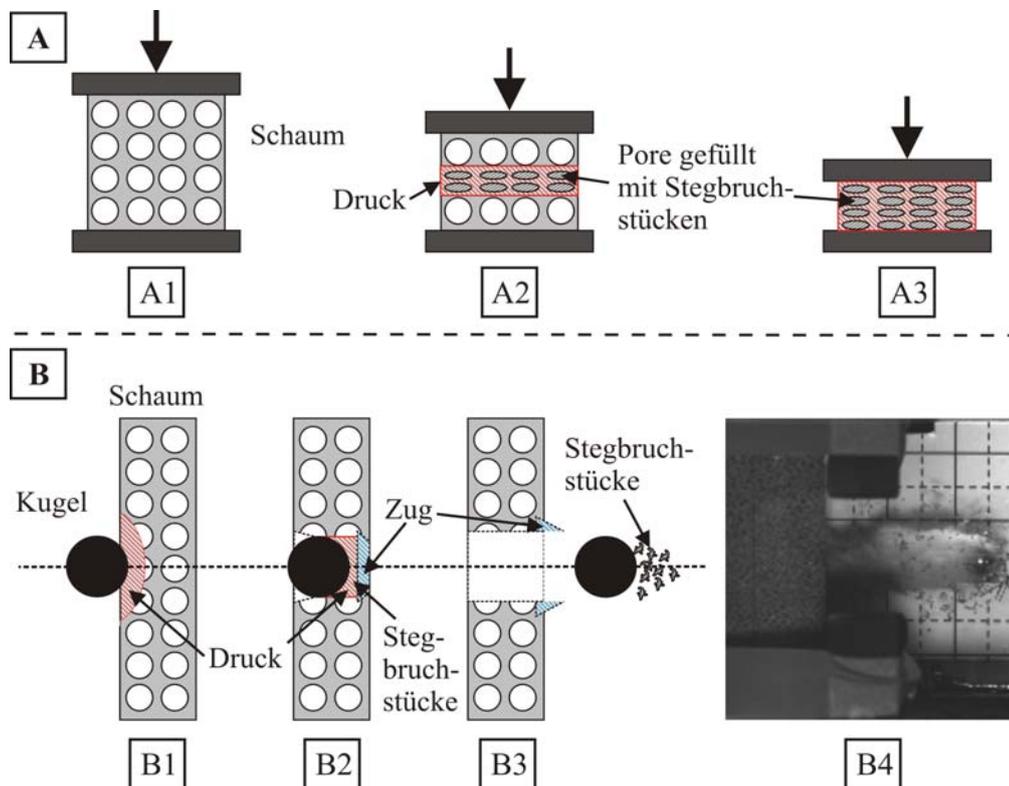


Abbildung 6.49: Schadensmechanismen unter flächiger (A) und punktueller (B) Belastung durch Normalkräfte.

punktuelle Belastung unterscheiden sich makroskopisch grundlegend. Abbildung 6.49 fasst diese Unterschiede schematisch zusammen. Eine Antwort auf die Frage, ob auf mesoskopischer Ebene die Deformationsmechanismen der einzelnen Stege unter beiden Belastungsarten gleich sind, sollte in künftigen Arbeiten mit Hilfe kraftgesteuerter quasistatischer Eindruckversuche, dem quasistatischen Analogon zu den ballistischen Versuchen, untersucht werden.

6.5 Biaxiale Werkstoffprüfung unbeschichteter Aluminiumschäume

Metallschäume werden v. a. als Kern von Sandwichkonstruktionen im Automobilbau, im Leichtbau, als Energieabsorber bei Stoßvorgängen oder zur

Dämpfung explosionsbedingter Schockwellen eingesetzt. Bei allen diesen Anwendungen unterliegen sie nicht den bisher untersuchten, einfachen, uniaxialen Spannungszuständen, sondern multiaxialen Beanspruchungen. Zur realitätsnahen Auslegung von Schaumbauteilen ist es deshalb wichtig, Kenntnisse über die Fließfläche bzw. das multiaxiale Tragverhalten der Schäume zu besitzen. Bereits unter uniaxialen Spannungen ist das Materialverhalten sehr komplex (vgl. Kap. 2). Bei klassischen, homogenen Metallen ist die Fließgrenze in der hydrostatischen Ebene eine Parallele zur hydrostatischen Achse. Die gesamte Fließfläche kann aus einem einzigen uniaxialen Zug- oder Druckversuch bestimmt werden. In Metallschäumen kommt es im Gegensatz zu homogenen Metallen auch unter hydrostatischen Spannungszuständen zum Fließen [36, 56, 127, 146]. Desweiteren besitzen Metallschäumen unter hydrostatischer Belastung höhere Druckfestigkeiten als unter uniaxialer Beanspruchung. Diese Zunahme ist auf eine Änderung im Deformationsmechanismus zurückzuführen. Während die Stege in uniaxialen Versuchen durch Biegen und Knicken versagen ($\sigma_{PCS} = f(\rho_r)$), ist unter hydrostatischer Beanspruchung eine Dehnung der Stege dominant ($\sigma_{PCS} = f(\rho_r^{3/2})$) [36, 57, 58]. Aufgrund der Abhängigkeit vom hydrostatischen Druck ist es nicht möglich, die gesamte Fließfläche von Metallschäumen mittels eines uniaxialen Zug- oder Druckversuchs zu beschreiben. Aus diesen Versuchen wird lediglich ein Punkt der Fließfläche erhalten. Zur vollständigen Charakterisierung des Materialverhaltens sind Versuche mit unterschiedlichen deviatorischen und hydrostatischen Spannungszuständen notwendig. Aufgrund der stochastischen, porösen Struktur, der Streuung der mechanischen Eigenschaften mit der Schaumdichte und der Abhängigkeit von der Porengröße sind mehraxiale Versuche schwer zu realisieren. Die komplette Fließfläche ist aus diesen Gründen meist nicht experimentell bestimmbar [111, 127]. Um zumindest einen Teil der Fließfläche aufzunehmen, wurden die als Substrat verwendeten Aluminiumschäume in Biaxialversuchen untersucht.

6.5.1 Experimentelle Durchführung

Zur biaxialen Materialcharakterisierung wurden kombinierte Schub-Druck-Versuche an dem Rahmenschergerät RS5 der Firma GIESA GmbH durchgeführt. Das RS5 verfügt über einen Kraftbereich von 10 kN und einen Spindeltrieb mit einer Maximalkraft von 4 kN. Die Vorschubgeschwindigkeit kann von 0,0001 bis 10 mm/min in axialer Richtung geregelt werden. Mit dem RS5 kann maximal eine Abtastrate von Kraft und Weg von 1 Hz reali-

siert werden, weshalb sich das Gerät nur für quasistatische Versuchsführungen eignet. Zur Wegsteuerung wurde die geräteeigene Software der Firma GeoLab verwendet. Damit das Rahmenschergerät für weggesteuerte Schub-Druck-Versuche bei konstanter Auflast verwendet werden kann, wurde eine spezielle zweiteilige Probenaufnahme konzipiert, die an dem Spindeltrieb und mittels einer Adapterplatte über einen Doppelbiegebalken als Kraftsensor an der Traverse des Rahmenschergerätes angebracht wurde. Die Scherspannung ergibt sich aus der gemessenen Kraft am Spindeltrieb und der Grundfläche der Schaumprobe in Belastungsrichtung. Der gesamte Aufbau ist in Abbildung 6.50 dargestellt. Aufgrund der geringen Maximalkraft des



Abbildung 6.50: Rahmenschergerät RS5 der Fa. GIESA GmbH und Probenaufnahme mit Schaumprobe.

Spindeltriebs können nur unbeschichtete Aluminiumschäume untersucht werden. Um an den Schaumproben Schubversuche durchzuführen, wurden die Schäume mit den identischen Abmessungen, wie sie in den Druckversuchen verwendet wurden ($40 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$) auf Aluminiumplatten stehend 5 mm tief in Epoxidharz eingegossen und die Aluminiumplatte vollständig mit

Epoxidharz umgossen. Die Schäume wurden nach dieser Methode sowohl an der Ober- als auch an der Unterseite mit Epoxidharz und Aluminiumplatten verstärkt, wodurch sich die freie Schaumdicke von 40 auf 30 mm verringerte. Alle Versuche wurden mit einer horizontalen Verzerrungsrate von ca. $7 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ bei einer über den Versuch konstanten Auflast durchgeführt, sodass sich folgender Spannungszustand ergab:

$$\sigma = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \tau_{23} \\ 0 & \tau_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (6.22)$$

6.5.2 Kombinierte Schub-Druck-Versuche

Monotone Schub-Druck-Versuche

An unbeschichteten Aluminiumschäumen ($40 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$) wurden weggesteuerte Schubversuche unter konstanter Druckspannung/Auflast durchgeführt. Innerhalb der Versuchsreihe wurde die konstante Auflast variiert, um unterschiedliche biaxiale Spannungszustände zu realisieren. Da es aufgrund des ähnlichen Länge-zu-Höhe-Verhältnisses der Schäume zu einem Verkippen während des Biaxialversuchs kommen würde, bestand ein Probe zur Vergrößerung des Längen-zu-Höhen-Verhältnisses aus drei dieser Schäume im Abstand von 20 mm (vgl. Abb. 6.51). In uniaxialen Druckversuchen wurde

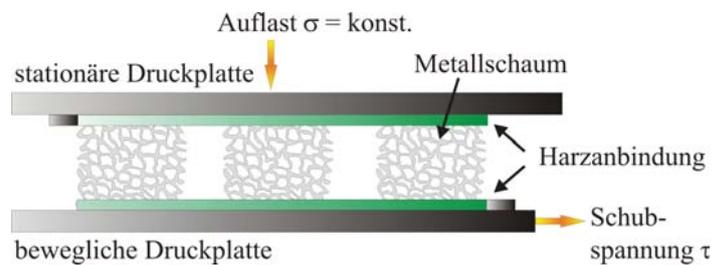


Abbildung 6.51: Schaumprobe für Biaxialversuche.

für diesen Probentyp eine maximal ertragbare Auflast, bevor es zum Porenkollaps kommt, von ca. 4 kN bestimmt. Ein reiner Schubversuch mit einer Auflast von 0 kN war nicht durchführbar, da es dabei zu einem Verkippen der Probe kam. Es wurden Auflasten von 0,5 bis 3,1 kN aufgebracht. Abbildung

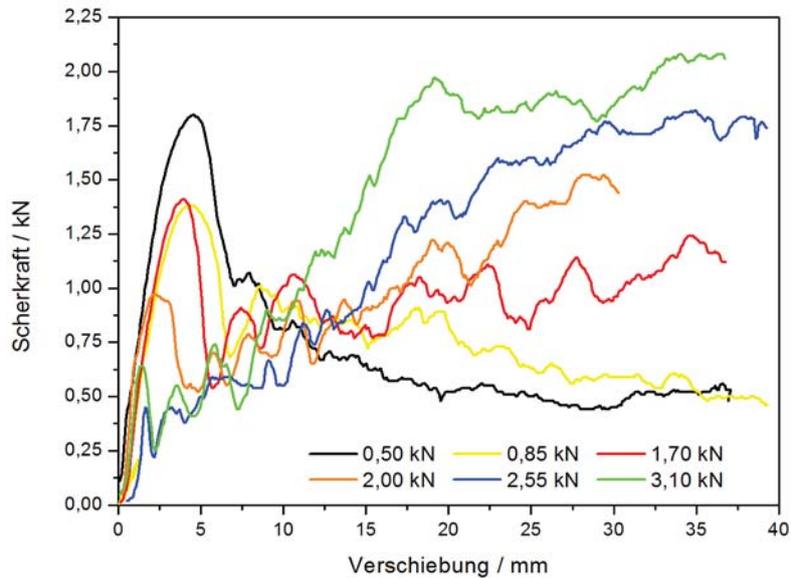


Abbildung 6.52: Kraft-Verschiebungskurven der kombinierten Schub-Druck-Versuche.

6.52 zeigt die dabei erhaltenen Kraft-Verschiebungskurven. Mit zunehmender Auflast sinkt die maximal ertragbare Kraft und die Verschiebung bis es zum Porenkollaps kommt gleichermaßen wie die Breite des Kraftsignals dieses Maximums. Das Fließplateau steigt an. Ab einer Auflast von 2,0 kN liegt kein richtiges Plateau mehr vor, sondern die Spannung steigt steil an. Dies ist darauf zurückzuführen, dass je nach Auflast unterschiedliche Deformationsmechanismen in der Schaumstruktur dominieren. Wie man ebenfalls Abbildung 6.53 entnehmen kann, dominiert bis zu einer Auflast von ca. 1,7 kN die Deformation der Schaumwürfel durch die Schubbelastung. Die Schäume versagen hauptsächlich durch Scherbruch der Poren. Bei größeren Auflasten dominiert die Verdichtung bzw. der Porenkollaps, wie er aus den uniaxialen Druckversuchen bekannt ist. Durch dieses unterschiedliche Versagensverhalten ist es schwierig, einen nach gleichen Gesichtspunkten bestimmten Versagenpunkt für die Konstruktion einer Fließfläche zu definieren.

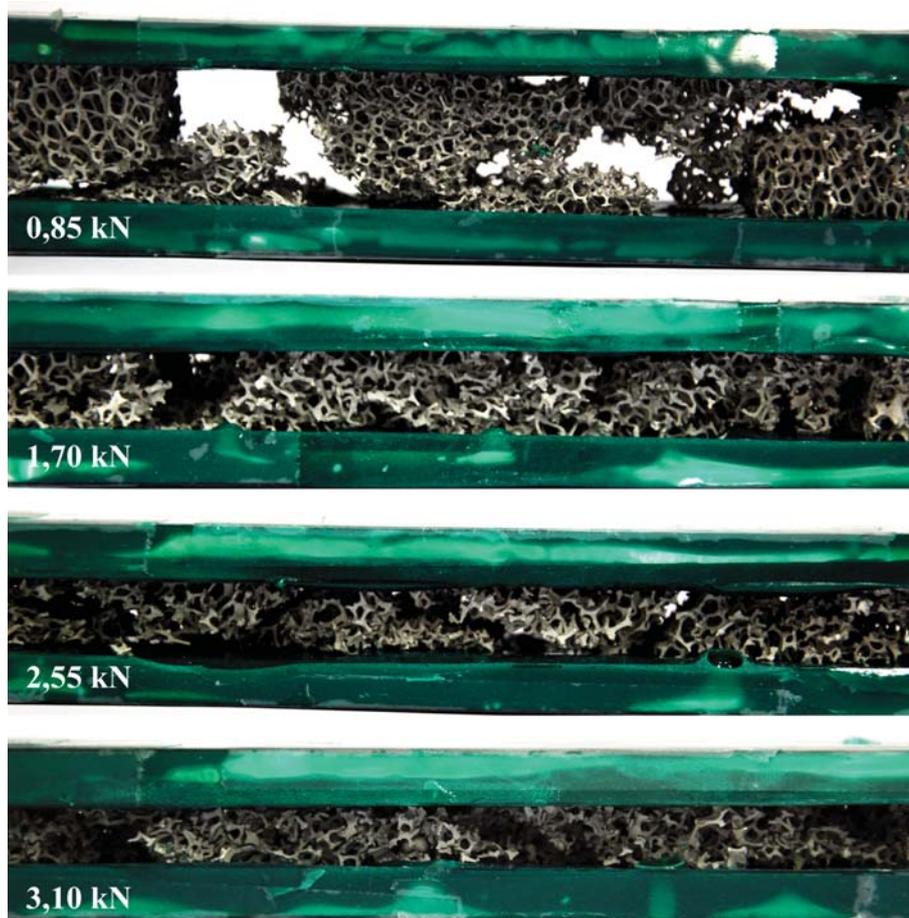


Abbildung 6.53: Schaumstruktur in Abhängigkeit der Auflast nach den Biaxialversuchen.

Schub-Druck-Versuche mit Schubwechselbelastung

Um den Fließbeginn bzw. den Beginn der Schädigung der Schaumstruktur genauer zu bestimmen, wurden kombinierte Schub-Druck-Versuche mit Wechselbelastung unter Schub durchgeführt. Aus der unter Schädigung auftretenden Änderung des E-Moduls kann der Versagenspunkt bestimmt werden. In dieser Versuchsreihe wurden nicht mehr die Schaumwürfel ($40 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$), sondern Schaumquader ($120 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$) verwendet, die in gleicher Weise wie zuvor mit Epoxidharz und Aluminiumplatten an der Ober- und Unterseite verstärkt wurden. Im Gegensatz zu den monotonen Versuchen wurden die Versuche nur noch bis zu einer Verschiebung von maximal 20 mm und nicht mehr 40 mm durchgeführt. Be- und Entlastungszy-

klein in Schubrichtung erfolgten nach dem in Abbildung 6.54 dargestellten Verschiebungs-Zeit-Profil mit einer Scherrate von ca. $7 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ (5 mm/min). Analog zu den monotonen Versuchen wurde zuerst die uniaxiale Druckfestig-

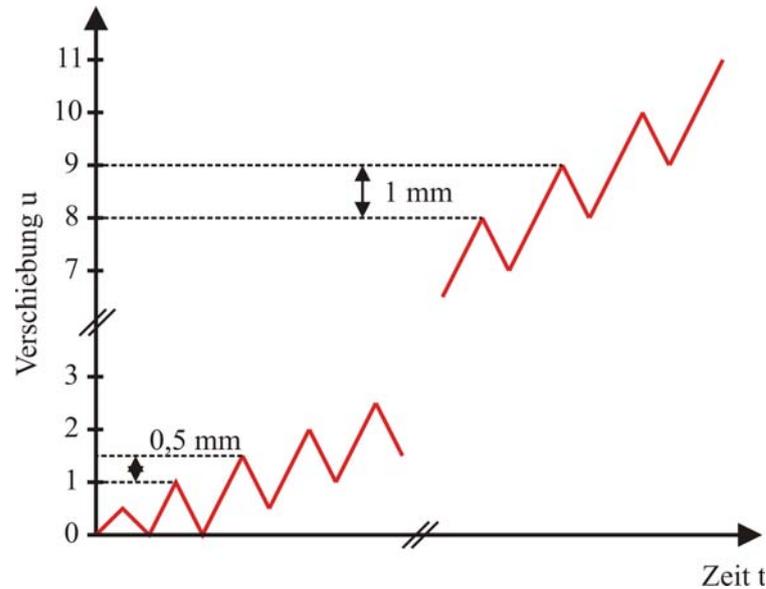


Abbildung 6.54: Verschiebungs-Zeit-Profil der Be- und Entlastungszyklen.

keit in reinen Druckversuchen bestimmt. Die Druckfestigkeit lag bei ca. 3,3 kN. Die kombinierten Schub-Druck-Versuche wurden mit den folgenden Auflasten durchgeführt: 1,0; 1,4; 2,0; 2,5; und 3,0 kN. Geringere Auflasten als 1,0 kN konnten nicht realisiert werden, da es sonst zu einem Verkippen der Probenkörper kam. Zur besseren Übersicht werden in Abbildung 6.55 nur die Kraft-, Setzungs- und E-Modul-Verschiebungskurven für die Auflasten von 1,4; 2,5 und 3,0 kN dargestellt. Die Setzung entspricht der Verschiebung in Richtung der Auflast. Sprunghafte Änderungen der Setzung charakterisieren einen Porenkollaps durch die Auflast. Die Kraft-Verschiebungskurven zeigen für jeden Be- und Entlastungszyklus eine Hystereseschleife. Die Ursache hierfür ist, dass Metallschäume keinen echten, sondern nur einen „pseudoelastischen“ Bereich besitzen. Im elastischen Bereich treten aufgrund von lokalisierter Plastifizierung und Kollaps vereinzelter, schwacher Poren bereits bei geringen Verzerrungen und Spannungen weit unterhalb des PCS irreversible plastische Deformationen auf. Diese führen dazu, dass für den Belastungspfad geringere Steifigkeiten als für den Entlastungspfad erhalten werden [7, 111]. Die Bestimmung der E-Module erfolgte daher immer aus dem Entlastungspfad. Aus den beiden Abbildungen 6.55 und 6.56 ist ersichtlich, dass es ebenso wie bei den vorherigen monotonen Versuchen je

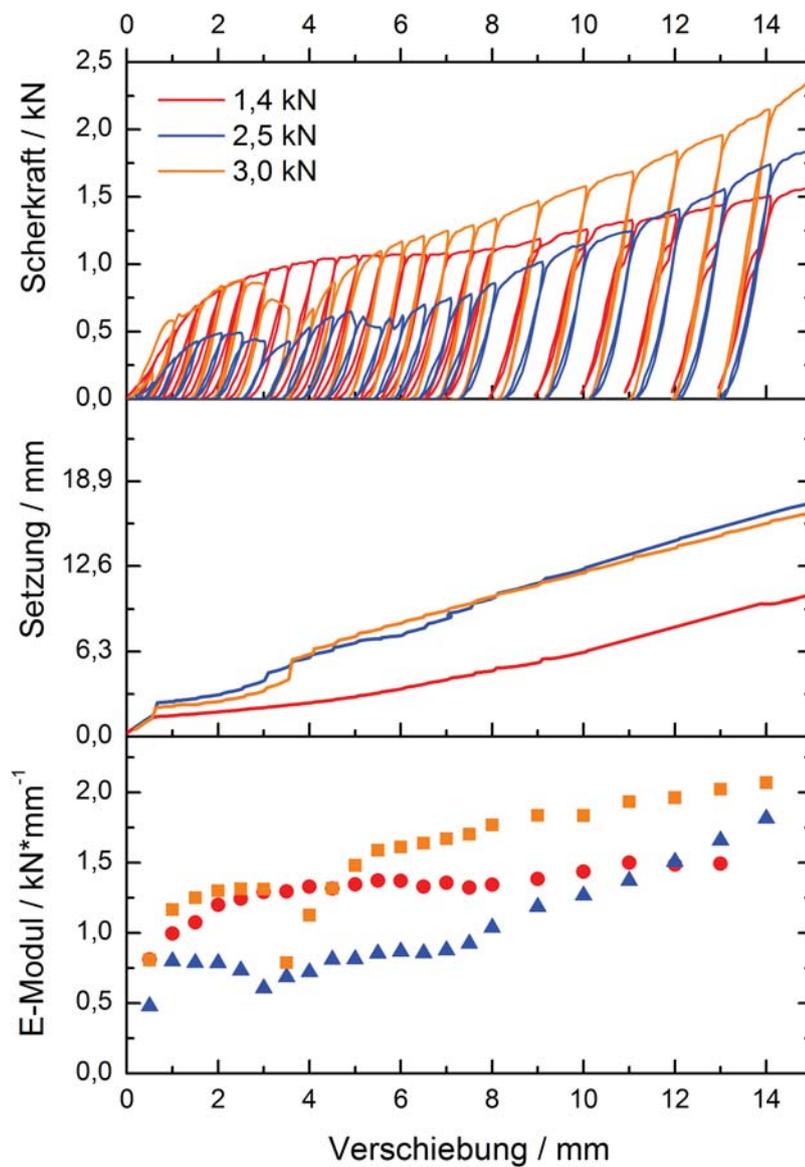


Abbildung 6.55: Kraft-, Setzungs- und E-Modul-Verschiebungskurven aus-
gewählter Schub-Druckversuche mit Be- und Entlastungs-
zyklen.

nach Auflast zu einer Änderung des dominierenden Schädigungsmechanis-
mus kommt. Während bei einer Auflast von 1,4 kN im Kraft-, Setzungs- und

dem E-Modul-Verschiebungs-Diagramm keine signifikante Schädigung durch Porenkollaps auftritt, kommt es für höhere Auflasten bei Verschiebungen von 0,5 mm und 3 bzw. 3,5 mm zu einem sprunghaften Anstieg der Setzung, was mit einem spontanen Kollabieren einer Porenlage verbunden ist. Dies äußert sich ebenso in einer Reduktion des E-Moduls. Mit fortschreitender Verschiebung verdichten die Schäume, so dass der E-Modul wieder ansteigt. In Abbildung 6.56 zeigt sich für eine Auflast von 1,4 kN ein ideal unter Scherspannungen verformter Schaum mit zwei parallelen, geneigten Schaumenden. Für die höheren Auflasten überwiegt immer mehr die Druckschädigung durch die Auflast. Die Schaumenden weisen mehr verbogene Randlinien bis hin zur Senkrechten wie im reinen Druckversuch auf. Dieser Randeffect kann durch starke Störungen aufgrund von Biegung der Probe erklärt werden [40]. Während bei 1,4 kN kein verdichtetes Scherband zu erkennen ist, gibt es bei 2,5 und 3,0 kN deutlich verdichtete Porenbereiche, die entlang eines teils gebogenen Scherbandes verlaufen. Die Verfestigung des Schaums mit fortschreitender Verschiebung lässt sich durch das Mischungsgesetz erklären.

$$E_{\text{Schaum}} = u_{\text{Stege}} \cdot E_{\text{Stege}} + u_{\text{Poren}} \cdot E_{\text{Poren}} \quad (6.23)$$

Hierin steht E für den E-Modul und u für den jeweiligen Volumenanteil der Stege bzw. Poren am Volumen des Schaums. Durch die Abnahme des Porenvolumens wird der Beitrag der Aluminiumstege zur Steifigkeit erhöht. Im Vergleich zu den monotonen Versuchen an den aus drei Schaumwürfeln bestehenden Proben werden bei ähnlichen Auflasten höhere Festigkeiten erhalten (vgl. Abb. 6.52). In den monotonen Versuche kam es bei einer Auflast von 0,5 kN bereits bei einer Verschiebung von ca. 5 mm zum Porenkollaps. In den Versuchen mit Wechselbelastung an den Schaumquadern trat selbst bei fast der dreifachen Auflast von 1,4 kN nach einer Verschiebung von 15 mm keine Schädigung durch Porenkollaps auf. Der Luftspalt zwischen den einzelnen Schaumwürfeln der monotonen Schub-Druck-Versuche bewirkt eine Schwächung der Struktur. Die gegenüberliegenden Randstege sind nicht wie im Schaumquader miteinander verbunden und können nicht von einer umgebenden Tragwerksstruktur gestützt werden.

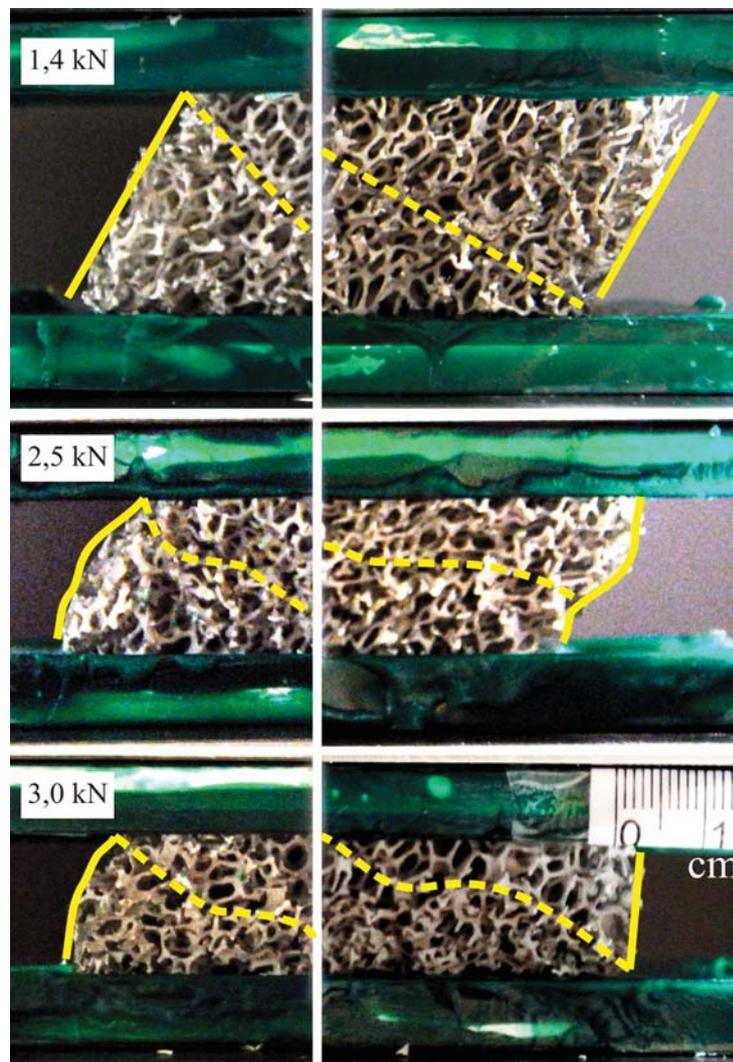


Abbildung 6.56: Schaumstruktur in Abhängigkeit der Auflast nach den Biaxialversuchen (Verschiebung von ca. 15 mm). Es wird jeweils nur der linke und rechte Rand der Probe gezeigt.

6.5.3 Plastisches Verhalten – Die Fließfläche

Da Metallschäume in ihren Anwendungsgebieten in der Regel multiaxialen Belastungen unterliegen, ist es für das Design von metallschaumbasierten Bauteilen notwendig das multiaxiale Versagensverhalten und auch ihr Verhalten nach dem Versagen durch Verdichtung oder Bruch zu kennen. Zur besseren Beschreibung des Fließ- und Schädigungsverhalten von Me-

tallschäumen z. B. in Crashesituationen ist es wichtig, ein Stoffmodell zu entwickeln, dessen Parameter nicht allein aus uniaxialen Versuchen gewonnen wurden, da es sonst zu einer Über- oder Unterschätzung der Leistung durch das Modell kommen könnte. Die Entwicklung eines solchen Stoffmodells ist nicht Ziel dieser Arbeit. Mit der Konstruktion einer Fließfläche der in den kombinierten Schub-Druck-Versuchen untersuchten Aluminiumschäumen wird jedoch im Folgenden eine wichtige Vorarbeit für die spätere Umsetzung eines solchen Stoffmodells geleistet.

Für die Erstellung einer Fließfläche wurden sowohl die monotonen als auch die Schub-Druck-Versuche mit Be- und Entlastungszyklen herangezogen. In den Kraft-Verschiebungskurven der monotonen Versuche wurde der Fließbeginn subjektiv durch das Plateau definiert. Ein mehr oder weniger stark auftretender PCS-Peak wurde dabei vernachlässigt, was zu einer Verfälschung der Messwerte v. a. bei niedrigen Auflasten führt. Die genaue Definition eines gleichwertigen Versagenspunktes war bei diesen Versuchen sonst nur schwer möglich.

Der Fließ- bzw. Schädigungsbeginn bei den Versuchen mit Be- und Entlastungszyklen wurde ebenfalls aus dem Plateau der Kraft-Verschiebungskurven bestimmt. Die Form der aus diesen Versuch erhaltenen Kraft-Verschiebungskurven entspricht im Gegensatz zu der der monotonen Versuche denen normaler Kraft-Verschiebungskurven, wie sie aus uniaxialen Druckversuchen bekannt ist (vgl. Abb. 2.4). Zur Bestimmung des Fließplateaus wurde die Einhüllende der Kurven in die drei idealisierten Bereiche ideal elastisch, ideal plastisch und Verdichtung unterteilt. Da es zu keiner signifikanten Ausbildung eines PCS-Peaks kam, kann so zuverlässig ein Versagenspunkt in allen Versuchen objektiv nach der gleichen Methode bestimmt werden. Abbildung 6.57 zeigt für beide Versuchsserien die Fließflächen in der hydrostatischen Ebene. Außer für sehr niedrige Auflasten stimmen die Werte aus beiden Versuchsserien sehr gut überein. Die Unterschätzung des Fließbeginns bei Auflasten von 0,5 bzw. 0,85 kN resultiert aus dem Fehler bei der Nichtberücksichtigung des starken PCS-Peaks unter diesen Auflasten. Ein reiner Schubversuch ohne Auflast war aufgrund des Kippmomentes der Probe nicht durchführbar. Bei niedrigen Auflasten ist dieses Phänomen makroskopisch nicht sichtbar, verfälscht aber dennoch die Versuchsergebnisse. Aufgrund des geringen Längen-zu-Höhen-Verhältnisses und des kompressionsbedingten Mangels an einer konstanten Probenhöhe über die Versuchsdauer kann bei den obigen Schub-Druck-Versuchen nicht von einer homogenen Verteilung der Schubspannung über die Probenhöhe ausgegangen werden. Bei der Aufstellung der Fließfläche muss dieser Fehler ebenso berücksichtigt werden, wie die große Streuung der Ergebnisse aufgrund von Dichteunterschieden und Anisotropien der Porenstruktur, die eine

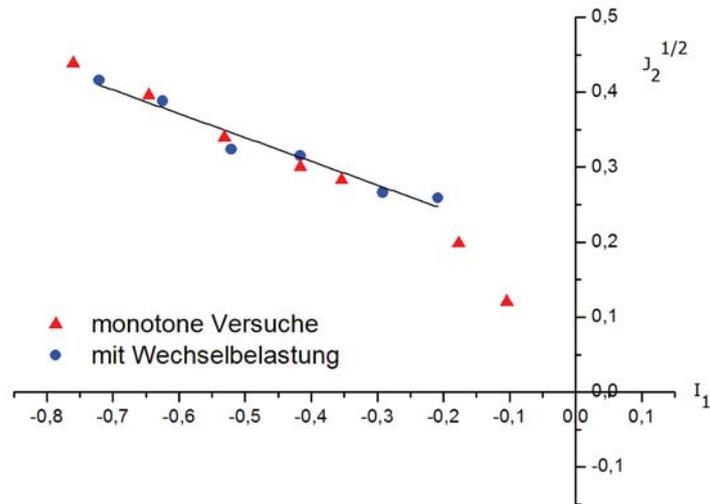


Abbildung 6.57: Druckbereich der Fließfläche in der hydrostatischen Ebene für monotone Schub-Druck-Versuche und Versuche mit Schubwechselbelastung.

eindeutige Bestimmung der Form der Fließfläche erschweren. Ausgehend von den in den Versuchen erhaltenen Ergebnissen mit einer linearen Abhängigkeit des Fließbeginns vom hydrostatischen Druck wird die Fließfläche analog zum Ansatz von Drucker-Prager (vgl. Gl. 3.33) beschrieben. Es ergibt sich folgende Fließfunktion:

$$F = \sqrt{J_2} - 0,317 \cdot I_1 - 0,181 = 0 \quad (6.24)$$

Mit Hilfe dieser Fließfläche können sowohl die unterschiedlichen Festigkeiten unter Zug- bzw. Druckbelastung, die Kompressibilität des Materials als auch die Verfestigung unter fortschreitender Drucklast abgebildet werden. Da die Verfestigung durch den Porenkollaps eine sich entwickelnde verformungsinduzierte Anisotropie darstellt, kann nach Deshpande und Fleck [36] für die weitere Modellierung kein isotropes Verfestigungsmodell angenommen werden. Zur Beschreibung der Entwicklung der Verfestigung können daher nur kinematische Verfestigungsmodelle, die zu einer Verschiebung der Fließfläche im Spannungsraum führen, angewandt werden.

Wenngleich Versuche bei höheren Auflasten nicht durchgeführt werden kann-

ten, da es zu einem spontanen Versagen der Porenstruktur kam, impliziert dies abnehmende Festigkeiten für die Fließfläche bei Fortsetzung entlang der hydrostatischen Druckachse. Da die Fließfläche von Metallschäumen eine abgeschlossene und nach dem Druckerschen Stabilitätskriterium konvexe Form aufweisen muss, erscheint daher zur Beschreibung der über den untersuchten Bereich hinausgehenden Fließfläche ein Mehrflächenmodell wie das Drucker-Prager-Kappenmodell sinnvoll [104, 148]. Die zuverlässige und exakte Bestimmung der Fließfläche sollte aus einer Vielzahl weiterer multiaxialer Versuche an Proben aus derselben Schaumcharge erfolgen, da es bereits bei unterschiedlichen Chargen zu starken Streuungen in den Versuchsergebnissen kommt. Zukünftige Versuche sollten auf einer Anlage durchgeführt werden, mit der es auch möglich ist, die Fließfläche beschichteter Schäume zu bestimmen. Aufgrund der Zunahme der Dichte sollte für unterschiedliche Beschichtungsdicken die Fließfläche ihre Form behalten und lediglich ihre Ausdehnung vergrößern [155].

6.6 Diskussion mechanische Charakterisierung

Zum Ende dieses Kapitels werden alle erhaltenen Ergebnisse nochmals kurz zusammengefasst:

- In quasistatischen Druckversuchen zeigen beschichtete Schäume je nach Beschichtungsmetall unterschiedliche Lokalisationsphänomene der Schädigung in der Porenstruktur. Die vollständige Beschichtung mit Sulfamatnickel liefert die besten mechanischen Eigenschaften. Das Beschichtungsmetall muss über eine gewissen Härte verfügen, gleichzeitig aber noch duktil genug sein, um beim Verbiegen der Stege nicht abzuplatzen. Die Schaumstege versagen im Druckversuch durch Biegen und Knicken. Die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften beruht auf einer Verstärkung der Randfaser, in der unter Biegung die maximalen Spannungen auftreten. Mit der Beschichtung ist eine Dichtezunahme verbunden. Es konnte jedoch gezeigt werden, dass die Ni/Al-Hybridschäume theoretischen Aluminiumschäumen gleicher Dichte überlegen sind. Befinden sich die makroskopischen Probendimensionen in der Größenordnung der Porengröße, hat diese einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Für geringere Porengrößen werden aufgrund geringerer Knicklängen höhere Kennwerte erhalten.

Bei gleichem Poren- zu Probengrößen-Verhältnis kann dieser Size effect weitgehend eliminiert werden. Ein 20 ppi Schaum stellte sich als bester Schaum heraus. Die dichteoptimierte Beschichtungsdicke entspricht bei den untersuchten Porengrößen 30% der Stegdicke. Durch Füllungen kann die Multifunktionalität der Schäume weiter gesteigert werden. Die Schaumeigenschaften können sowohl über das Beschichtungsmaterial und die Beschichtungsdicke, als auch über eine Füllung gezielt eingestellt werden.

- Auch unter Stoßbelastung konnten in den SHPB-Versuchen durch die Beschichtung die mechanischen Kennwerte wie PCS, Plateauspannung und Energieabsorptionsvermögen gesteigert werden. Nicht nur die Aluminium- sondern auch die Ni/Al-Hybridschäume widerstehen diese Belastungen ohne eine katastrophales, globales Versagen der Schaumstruktur. Durch die Beschichtung zeigen die Ni/Al-Hybridschäume aufgrund der Verzerrungsratenabhängigkeit von Nickel und des Mikroträgheitseffekts ein verzerrungsratenabhängiges Materialverhalten. Dieses bewirkt einen Wechsel des Deformationsmechanismus der Schäume gegenüber den quasistatischen Versuchen.
- Ballistische Versuche zeigten, dass Ni/Al-Hybridschäume in Kombination mit Platten als wirkungsvoller Schutz gegen punktuelle Impaktbelastungen eingesetzt werden können. Durch eine positive Schaumkern/Platte-Wechselwirkung wird die ballistische Schutzwirkung über die aus der Summe der Einzelkomponenten gesteigert. Die Platten aus reinem Aluminium bewirken selbst nur einen geringen ballistischen Schutz, führen aber zu einer Verteilung der Belastung eines Projektils von einem Schaumkern zum nächsten, indem sie die radiale Ausdehnung der plastischen Deformationszone um den Schusskanal vergrößern. Mit zunehmender Zwischenplattenanzahl erfolgt eine sukzessive Verminderung der Restgeschwindigkeit. Ni/Al-Hybridschäume zeigen im Vergleich zu Aluminiumschäumen dabei einen Size effect. Mit abnehmender Porengröße sinkt die Restgeschwindigkeit erheblich ab. Die Hybridschäume bilden ein stabiles Gerüst für Füllstoffe und verbessern so weiter die ballistische Schutzwirkung. Alle Schaumanordnungen weisen nach einmaligem Impakt keine globale Schädigung der Struktur auf und verfügen an der Nichtimpaktstelle weiter über ihre ballistische Schutzwirkung.
- In kombinierten Schub-Druck-Versuchen mit Be- und Entlastungszyklen konnte für unbeschichtete Aluminiumschäume eine Anfangsfließfläche nach Drucker-Prager mit linearer Abhängigkeit des Fließbeginns

vom hydrostatischen Druck aufgezeigt werden. Dadurch wird sowohl das unterschiedliche Verhalten unter Zug- und Druckbelastung, als auch die Verfestigung unter zunehmender Druckbelastung beschrieben.

Die an dieser Stelle experimentell erhaltenen zahlreichen Erkenntnisse über das Materialverhalten der Schäume, speziell das Deformations- und Schädigungsverhalten, werden genutzt, um im folgenden Kapitel ein phänomenologische Materialmodell zur Beschreibung des Materialverhaltens zu entwickeln.

7

Ein qualitatives, phänomenologisches Materialmodell zur Beschreibung des Materialverhaltens von Metallschäumen

Metallschäume zeigen makroskopisch ein ideal elastisch-plastisches Materialverhalten mit anschließender Verdichtung und weisen im Gegensatz zu nichtporösen Vollmaterialien stark unterschiedliche Zug- und Druckfestigkeiten auf (vgl. Kap. 2.3). Ein qualitatives, phänomenologisches Materialmodell zur Beschreibung offenporiger Metallschäume sollte zum Einen im Stande sein, das elastische Verhalten bei niedrigen Dehnungen und zum anderen das plastische Verhalten bei hohen Dehnungen zu beschreiben. Desweiteren muss ein solches Modell das unterschiedliche Materialverhalten von Metallschäumen unter Zug- und Druckbelastung abbilden.

7.1 Plateauphase – Plastizität oder Schädigung

Die Plateauphase im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm von Metallschäumen wird als „Fließplateau“ mit plastischem Materialverhalten gleichgesetzt. Tatsächlich unterscheidet sich das mesoskopische Deformationsverhalten von Metallschäumen, das zur Ausbildung des Fließplateaus führt, grundlegend von den plastischen Fließvorgängen nichtporöser Metalle. Bei nichtporösen Metallen entsteht makroskopisch plastisches Fließen durch den Schubinduzierten, mikroskopischen Mechanismus der Versetzungsbewegung. Durch das Aufstauen von Versetzungen an Materialinhomogenitäten, wie herstellungsbedingten Einschlüssen, Ausscheidungen, Texturübergängen oder an Korngrenzen, kommt es nicht nur zu Verfestigungen durch Spannungskonzentrationen, sondern auch zur Bildung von Mikroporen bedingt durch das Versagen benachbarter atomarer Bindungen. Bei zunehmender plastischer Dehnung wachsen die Poren, bis es zur Koaleszenz, dem Verbinden einzelner Poren zu einem Riss, und schließlich zum Bruch des Materials kommt [71, 106, 107]. Plastisches Fließen wird daher durch drei Stadien – Porenbildung, Porenwachstum und Porenkoaleszenz – beschrieben. Nach Gurson und Tvergaard [74, 147] ist der wachsende Porenanteil gekoppelt mit einer Abnahme des tragenden Festkörperanteils und somit ein Maß für die Werkstoffschädigung im Material.

Innerhalb des Gefüges der Stege von Metallschäumen laufen auf der Mikro-

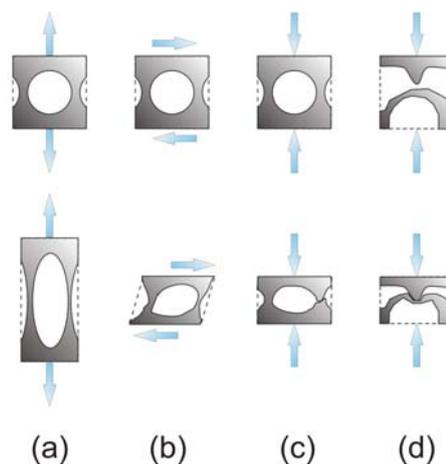


Abbildung 7.1: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen eines Metallschaums auf der Mesoskala: (a) Zug, (b) Schub, (c) Druck (Instabilität), (d) Druck (Kontakt) [42].

ebene die gleichen oben beschriebenen plastischen Fließprozesse duktiler Metalle ab. Bei Metallschäumen wird dieser „echte“ Fließprozess von den energiedissipativen Effekten der Rahmentragwerkstruktur auf der Mesoebene, wie Biegen, Knicken und Brechen der Stege, überlagert, die mit einer Reduktion des Makroporenvolumens der Schäume einher gehen und die Form des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms bestimmen. Das Fließplateau in Metallschäumen entsteht daher nicht durch plastisches Fließen, sondern durch eine Schädigung der Tragwerksstruktur der Stege. Wie in Abbildung 7.1 treten je nach Belastungsart unterschiedliche mesoskopische Schädigungsmechanismen auf, die den Porenanteil verringern und den tragenden Festkörperquerschnitt erhöhen. Das Traglastverhalten der Schäume wird dadurch maßgeblich beeinflussen. Unter Druck- und Schublast kommt es zum Porenkollaps durch Verbiegen, Knicken, Plastifizieren und Brechen der Stege, während die Stege unter Zugbeanspruchung plastifizieren, sich einschnüren und schließlich unter Bruch versagen.

7.2 Qualitative Beschreibung des Materialverhaltens mittels Materialdegradation

Der komplexe dreiteilige Verlauf des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms von Metallschäumen (vgl. Abb. 7.2) lässt sich nur sehr schwer durch ein einziges Materialgesetz beschreiben. Für niedrige Dehnungen zeigen Schäume linear-elastisches Verhalten. Im Gegensatz zu nichtporösen Materialien treten in diesem Bereich Nichtlinearitäten, wie das Plastifizieren und Verbiegen der Stege auf, die dazu führen, dass unter Wechselbelastung höhere Steifigkeiten in der Entlastungskurve als in der Belastungskurve gemessen werden, wie es auch in den durchgeführten Biaxialversuchen (vgl. Kap. 6.5.2) gezeigt werden konnte. Es wird deshalb oft von pseudo-elastischem Verhalten gesprochen. Der zweite Bereich nach Erreichen des PCS, bei dem die erste Porenlage kollabiert, ist durch eine sukzessive Schädigung der Porenstruktur mit fortschreitender Verzerrung gekennzeichnet. Während in nichtporösen Metallen Poren durch Plastifizierungsprozesse entstehen, sind Poren in Metallschäumen bereits Bestandteil der Struktur. Unter Plastifizierung bei Metallschäumen muss entsprechend den vorangegangenen Erläuterungen nicht die Bildung von Poren, sondern die Schädigung der Stegstruktur und das „Entfernen“ von Poren verstanden werden. Ein weiterer Unterschied der „Plastifizierung“

von Metallen und Schäumen liegt in der Querkontraktionszahl. Bei nichtporösen Metallen erfolgt die Deformation aufgrund der Inkompressibilität der Materialien unter Volumenerhalt. Dies führt zu einer erheblichen Querkontraktion bei hohen Verzerrungen. Metallschäume sind hochgradig kompressible Materialien. Durch das Zusammendrücken der Porenstruktur nimmt das Probenvolumen während einer Kompression sehr stark ab. Es werden effektive Querkontraktionszahlen von annähernd null erhalten. Das Kollabieren der Porenlagen bis zum Kompressionspunkt führt gleichzeitig zum Anwachsen des lasttragenden Querschnitts durch vollständigen Porenschluss. Der Schaum besitzt die gleiche Steifigkeit wie ein nichtporöses Stegmetall. Ein entscheidender Unterschied bei der Modellierung von Metallschäumen im

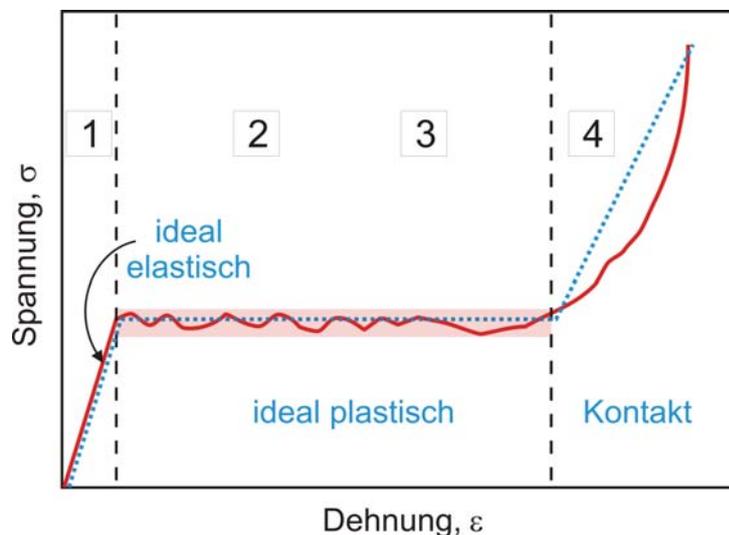


Abbildung 7.2: Schematische Darstellung des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms eines Metallschaums aus einem Druckversuch mit Unterteilung der vier Schädigungsphasen und der drei idealen Deformationsbereiche.

Vergleich zu nichtporösen Metallen ist das unterschiedliche Verhalten unter Zug- und Druckbelastung. Massive Metalle weisen unter beiden Belastungsarten annähernd gleiche Festigkeiten auf. Die untersuchten Metallschäume sind vor allem nur unter Druckbelastung stabil. Die Zugfestigkeit ist sehr viel geringer als die Druckfestigkeit und beschränkt sich auf das Zerreißen der ersten Porenlage. Dies stellt eine weitere Besonderheit bei der Modellierung des plastischen Verhalten von Metallschäumen dar, da übliche Plastizitätsmodelle sowohl für Zug- als auch für Druckbelastungen anwendbar sind. Desweiteren spielt bei Metallschäumen auch eine mögliche Schädigung der Struktur durch vorangegangene Belastungen eine große Rolle. Dies bewirkt

eine Kopplung von Zug- und Druckfall. Eine bereits kollabierte Porenlage ist nur noch unter Drucklast stabil. Unter Druck kommt es zu einer Festigkeits-/Steifigkeitssteigerung. Unter Zuglast weist dieses Konglomerat aus Stegbröseln jedoch keine Festigkeit mehr auf und zerfällt. Plastisch verformte nichtporöse Metalle halten solche Wechselbelastungen ohne Festigkeitseinbußen aus. Dies stellt wiederum den Unterschied zwischen Plastifizierung und Schädigung heraus.

Ausgehend von diesen Besonderheiten im Verhalten von Metallschäumen wurde folgendes phänomenologische Schädigungsmodell (vgl. Abb.7.3) entwickelt, um den Verlauf sowie die vier Schädigungsbereiche in Abbildung 7.2 abzubilden und den Besonderheiten im Materialverhalten Rechnung zu tragen. Ein offenporiger Metallschaum besteht aus mehreren übereinanderliegenden Porenlagen. Jede Porenlage setzt sich aus dem Volumen der Stege, d. h. der Festkörpermatrix und dem Porenvolumen zusammen.

Zunächst wird der reine Druckfall betrachtet. Wird eine Porenlage nicht bis zum PCS belastet, zeigt sich makroskopisch reversibles, elastisches Materialverhalten (vgl. Phase 1 in Abb. 7.2). Das Gesamtvolumen des Schaums setzt sich aus der Summe des Porenvolumens und des Stegvolumens über alle Porenlagen zusammen. Wird eine Porenlage über den PCS hinaus belastet bricht die erste Porenlage spontan zusammen. Die Stege kompaktieren unter Volumenerhalt und das Porenvolumen dieser Zelle wird irreversibel aus dem Modell entfernt (Phase 2). Dies bedeutet, dass das Porenvolumen auch unter Wechsel der Belastungsrichtung von Druck nach Zug nicht mehr erzeugt werden kann. Für jede weitere kollabierte Porenlage bis zum Kompressionspunkt wird analog verfahren (Phasen 2 und 3). Das Gesamtvolumen des Schaums setzt sich aus der Summe der Stegvolumina aller Porenlagen und der Summe der Porenvolumina der noch nicht kollabierten Porenlagen zusammen. Die Phase 4 kennzeichnet Schäume nach dem Kompressionspunkt. Alle Porenlagen sind kollabiert. Das Schaumvolumen entspricht nur noch dem inkompressiblen Festkörpervolumen aller Porenlagen. Das Verhalten von Schäumen unter Druck geht in dieser Phase in das einer massiven Probe aus dem Matrixmetall über.

Im folgenden wird der reine Zugfall und die Wechselbelastung Druck/Zug betrachtet. In Phase 1 kommt es zur Plastifizierung des Stegmaterials. Analog zu Zugversuchen an nichtporösen Metallen bilden sich innerhalb der Stege Mikroporen. Diese wachsen, verbinden sich und bewirken schließlich den Bruch der Stege einer gesamten Porenlage durch Rissbildung. Sobald eine Porenlage komplett getrennt ist, ist der Zugversuch beendet. Eine ausgeprägte Plateauphase bildet sich unter Zuglast nicht aus. Wird eine Porenlage nur im elastischen Bereich gedehnt oder gestaucht, ist der Prozess bei Lastumkehr Zug-Druck bzw. Druck-Zug vollkommen reversibel, ohne dass es zum Verlust

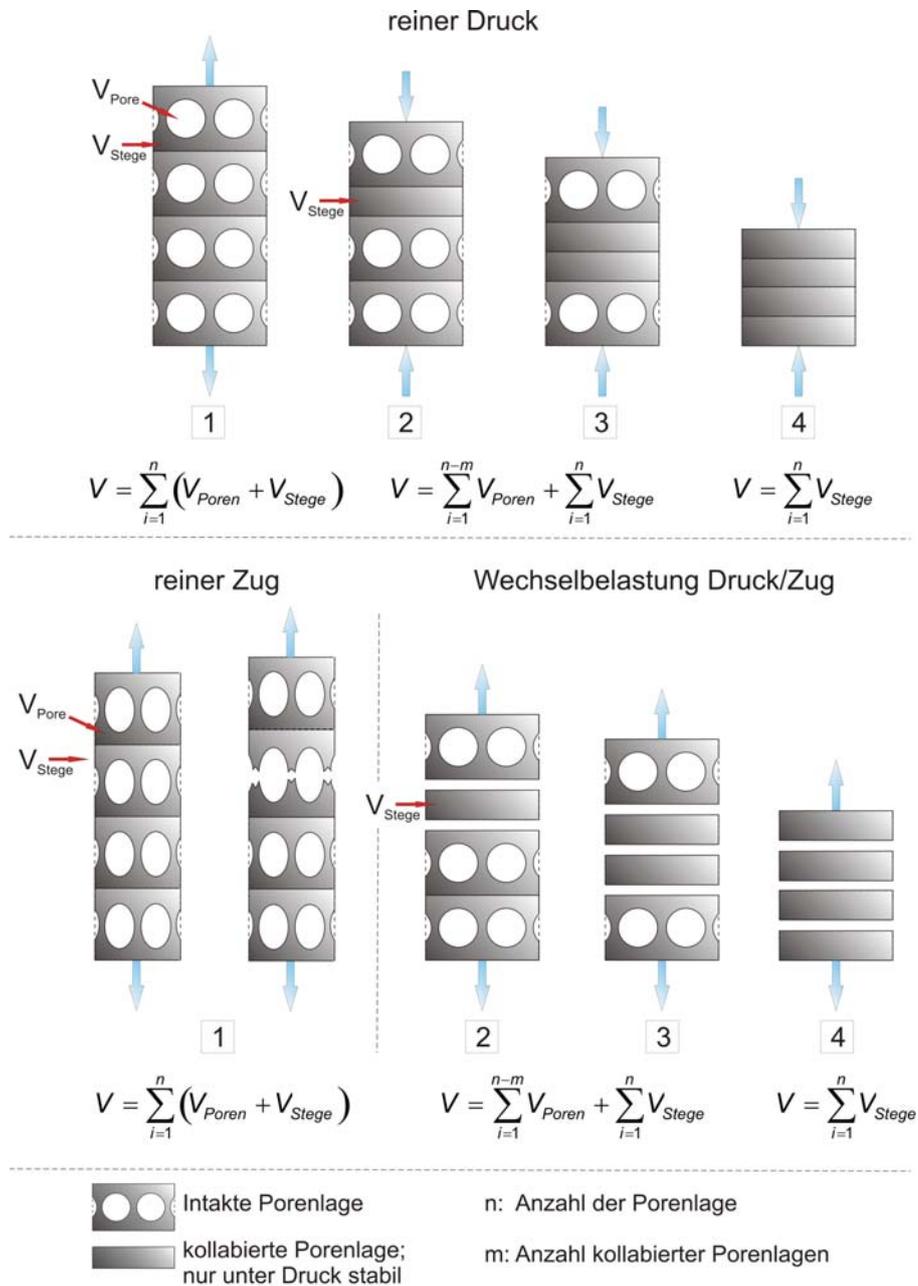


Abbildung 7.3: Schädigungsmechanismen offenporiger Schäume auf der Mesoskala: reiner Druck (oben), reiner Zug (unten links), Wechselbelastung Druck/Zug (unten rechts).

der Zug- oder Druckfestigkeit kommt. Durch eine erste plastische Deformation unter Drucklast kommt es zu einer Veränderung im Materialverhalten

und damit verbunden zu einer Änderung im Porenvolumen. Da unter Lastumkehr das zuvor entfernte Porenvolumen nicht mehr hergestellt werden kann, besitzt ein einmal bis zum Plateau gestauchter und dadurch vorgeschädigter Schaum (Phasen 2 und 3) als auch ein bis zum Kompressionspunkt gestauchter Schaum (Phase 4) keine Zugfestigkeit mehr. Unter reiner Zuglast und bei Zuglast an einem bereits unter Drucklast vorgeschädigtem Schaum gelten die gleichen Formeln zur Berechnung des Gesamtvolumens des Schaums aus den Porenvolumina und dem Volumen der Festkörpermatrix.

Der Verlauf der Zug- und Druckfestigkeiten bzw. -steifigkeiten für einen Metallschaum entsprechend dem vorgestellten Modell wird in Abbildung 7.4 für unterschiedliche Vorschädigungen zusammengefasst. Bei kleinen Verzer-

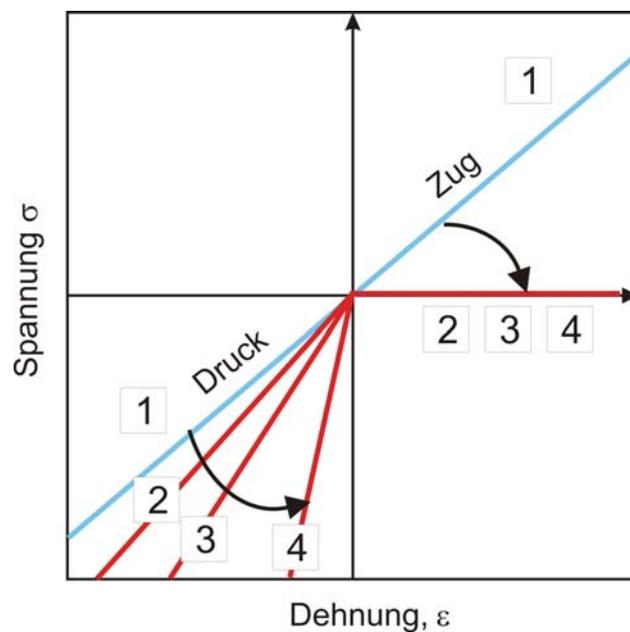


Abbildung 7.4: Schematische Darstellung der Spannungen bzw. Zug- und Drucksteifigkeiten bei unterschiedlichen Schädigungsstadien (vgl. Phasen in Abb. 7.2) eines Metallschaums.

rungen (Phase 1) verhält sich der Schaum unter Zug- und unter Drucklast auch bei einer Entlastung gleich. Die sich anschließenden Phasen 2, 3 und 4 ergeben sich bei Entlastungen aus dem Plateaubereich heraus. Sobald eine Porenlage geschädigt wird (Phasen 2 und 3), steigt die Drucksteifigkeit aufgrund der Kompression des Stegmaterials sukzessive an. Gleichzeitig verliert der Schaum dabei komplett seine Zugsteifigkeit, da bei einer kollabierten Porenlage kein Zusammenhalt der Schaumstruktur gegeben ist. Ein vorgeschädigter Schaum ist nur noch unter Druckspannungszuständen sta-

bil. Nach vollständigem Porenkollaps und Kompaktierung der Porenlagen verhält sich der Schaum unter Druck wie das entsprechende nichtporöse Metall der Festkörpermatrix und besitzt die gleiche Drucksteifigkeit, jedoch keine Zugsteifigkeit.

Abbildung 7.4 zeigt, dass es für ein gutes phänomenologisches Materialmodell wichtig ist, die Verformungsgeschichte des Schaums zu berücksichtigen, um das Materialverhalten korrekt abzubilden. Eine Vorschädigung unter Druck bewirkt zusätzlich eine deformationsinduzierte Anisotropie; ein anfangs isotroper Schaum zeigt nach einachsiger Belastung ein anisotropes mechanisches Verhalten. Um dieses komplexe Verhalten korrekt zu beschreiben, wird ein Materialmodell, bei dem es zu einer Materialdegradation, d. h. einer unter Belastung fortschreitenden, zerstörenden Materialveränderung kommt, präferiert. In den drei idealisierten Bereichen – ideal elastisch, ideal plastisch, Kontakt/Verdichtung – verändert der Schaum grundlegend sein Materialverhalten. Im linear-elastischen Bereich besitzt der Schaum gleiche Zug- und Drucksteifigkeiten. Im Bereich der Plateauspannung, dem „ideal plastisch“-Bereich kommt es nicht zu plastischem Fließen im eigentlichen Sinne, sondern die Tragwerkstruktur des Schaums erfährt eine Schädigung. Dabei steigt die Steifigkeit im Druckbereich nach einer Entlastung mit zunehmender Kompression an. Die Zugfestigkeit ist für Schäume im Plateaubereich nach einer Entlastung deutlich reduziert bzw. nicht mehr vorhanden. Der letzte Bereich, der Kontakt, wird durch die Verdichtung und Kompression des nichtporösen „elastischen“ Metalls der Festkörpermatrix bei vollkommenem Verlust der Zugsteifigkeit nach Entlastung beschrieben. Das komplette Modell mit Materialdegradation ist in Abbildung 7.5 zusammengefasst.

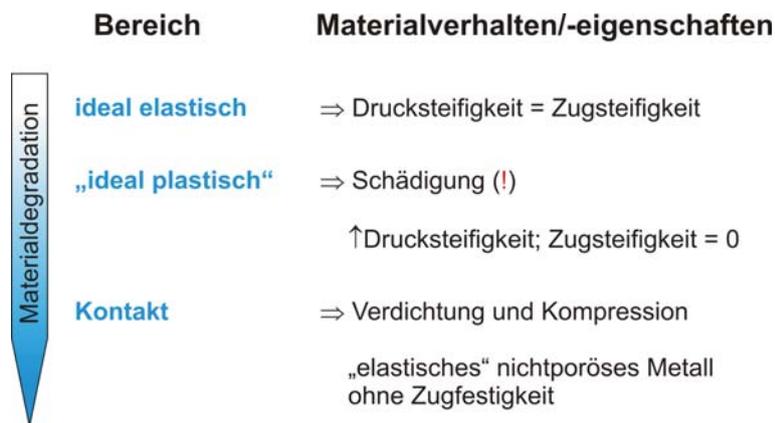


Abbildung 7.5: Schematische Darstellung des Materialmodells mit Materialdegradation.

7.3 Ein Rheologisches Modell zur Beschreibung des Materialverhaltens von Metallschäumen

Das in Kapitel 7.2 vorgestellte Porenlagenmodell beschreibt rein qualitativ den idealisierten Verlauf des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms eines Metallschaums durch eine Materialdegradation. Eine Besonderheit, die bisher nicht berücksichtigt wurde, stellen die Spannungsfluktuationen während der Plateauphase dar, die aufgrund von Stabilisierungs- und Destabilisierungsvorgängen während der Druckschädigung des Schaums auftreten. Durch den Kollaps einer Porenlage kommt es aufgrund der Abfolge von Plastifizierung, Entfestigung und anschließender Destabilisierung zur Verminderung der Traglast des Schaum, was sich in einer Spannungsreduktion äußert. Durch benachbarte Porenlagen kommt es wieder zu einer Stabilisierung und damit verbunden zu einer Steigerung der Traglast bis zum nächsten Porenkollaps. Um Ansätze für eine Modellierung des gesamten Verlaufs zu erhalten, wird im Folgenden ein rheologisches Modell auf der Grundlage des zuvor vorgestellten Porenlagenmodells mit Materialdegradation entwickelt. Das Modell soll nicht nur den gesamten Verlauf des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms in seiner idealisierten, dreigeteilten Form, sondern auch die Destabilisierungs-Stabilisierungs-Destabilisierungsabfolgen, die zu den Fluktuationen in der Spannungsantwort führen, abbilden.

In der Literatur gibt es bereits mehrere rheologische Modelle zur Modellierung des Materialverhaltens zellulärer Materialien. Zur Vereinfachung wurde nicht von stochastischen Schaumstrukturen, sondern von periodischen Strukturen, wie Bienenwabenmaterialien, ausgegangen. Es wurden zwei unterschiedliche Ziele mit diesen Modellen verfolgt. Zum Einen sollte das Verhalten von Schaumsandwichkonstruktionen und die dabei auftretenden komplexen Wechselwirkungen zwischen Kern und Platten bei unterschiedlichen Belastungsarten (quasi-statisch, dynamisch, Stoßbeanspruchung) beschrieben werden. [1, 26, 51, 138]. Beim zweiten Ansatz sollten die Inhomogenitäten bei der Modellierung des Materialverhaltens von reinen Schaumproben [33, 66] berücksichtigt werden. In beiden Fällen wurden eindimensionale Masse-Feder-Modelle verwendet. Bei den Modellen zur Simulation von Sandwichstrukturen entspricht jede Feder einem ganzen Schaum und die Massen den Platten zwischen den Schäumen. Je nach Modell kommen elastische, plastische oder elasto-plastische Federn zum Einsatz [1, 138]. Zur Modellierung des Einflusses von Inhomogenitäten in Schäumen auf deren mechanischen Ei-

genschaften verwendeten Daxner et al. [33] ein ähnliches Masse-Feder-Modell. Hierbei entspricht jedes Federelement mesoskopisch homogenen Bereichen im Schaum mit gleicher Dichte. Die Massen entsprechen den jeweiligen Massen dieser Bereiche. Als Erweiterung zu dem Modell von Gradinger et al. [66] wurden steife Querverbindungen zwischen den Massen eingeführt, mit denen nicht nur Inhomogenitäten in Belastungsrichtung, sondern auch quer dazu berücksichtigt werden.

Es wurde bisher noch nicht versucht, den genauen Verlauf und die Fluktuationen im Spannungs-Verzerrungs-Diagramms abzubilden. Dies ist die Intention des hier vorgestellten Modells. Analog zu Metallschäumen ist die Aufgabe von Federn die Dämpfung von Stößen und Schwingungen. Es liegt deshalb nahe, zur Beschreibung des mechanischen Verhaltens von Metallschäumen ein Federmodell zu verwenden. Abbildung 7.6 zeigt den Zusammenhang des qualitativen Porenlagenmodells mit dem rheologischen Federmodell für unterschiedliche Stadien der Schädigung. Zur Vereinfachung wurden lediglich zwei Porenlagen dargestellt. In diesem eindimensionalen Modell wird ein Schaum durch eine Reihenschaltung masseloser, elastischer Federn beschrieben. Jedes Federelement repräsentiert dabei nicht einen ganzen Schaum oder Bereiche gleicher Dichte, wie es in den bekannten Modellen der Fall ist, sondern nur eine einzige Porenlage. Es wird vom Idealfall einer komplett homogenen, fehlerfreien Struktur ausgegangen, so dass alle Federelemente die gleiche Steifigkeit E besitzen. Diese Annahme vereinfacht das Modell in der Hinsicht, dass die Federn nicht nur die gleiche äußere Belastung $\sigma = \sigma_i$ erfahren, sondern auch gleiche Federwege ϵ_i zurücklegen. Aus der Summe der reziproken Federkonstanten der Einzelfedern ergibt sich der Reziprokwert der Federkonstante des Gesamtsystems.

$$\sigma = \sigma_1 = \sigma_2 = \dots \sigma_i \quad (7.1)$$

$$\epsilon = \sum_{i=1}^n \epsilon_i \quad (7.2)$$

$$\frac{1}{E} = \sum_{i=1}^n \frac{1}{E_i} \quad (7.3)$$

Im Modell ist σ_{Fi} die Spannung, bei der die Porenlage i versagt. Es handelt sich um eine Art Fließspannung. Sie wird im Folgenden als „Schaltspannung“ bezeichnet, da sie den spontanen Übergang von elastischem Verhalten zum Porenkollaps charakterisiert. Δ entspricht einem infinitesimal kleinem Spannungsbetrag und wird benötigt, um Spannungszustände kurz vor ($\sigma = \sigma_{Fi} - \Delta$) bzw. nach Überschreiten der Schaltspannung ($\sigma = \sigma_{Fi} + \Delta$)

	Fall 0	Fall 1	Fall 2	Fall 3	Fall 4
	$\sigma = 0$	$\sigma = \sigma_{F1} - \Delta$	$\sigma = \sigma_{F1} + \Delta$	$\sigma = \sigma_{F2} - \Delta$	$\sigma = \sigma_{F2} + \Delta$
Porenmodell					
Federmodell					
		$\sigma = \sigma_1 = \sigma_2$ $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2$		$\sigma = \sigma_1 = \sigma_2$ $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2$	
σ	$\sigma = 0$	$\sigma_1 = E \cdot \epsilon_1$ $\sigma_2 = E \cdot \epsilon_2$	$\sigma_1 = \sigma = \sigma_2$ $\sigma_2 = E \cdot \epsilon_2$	$\sigma_1 = \sigma = \sigma_2$ $\sigma_2 = E \cdot \epsilon_2$	$\sigma_1 = \sigma$ $\sigma_2 = \sigma$
ϵ	$\epsilon_1 = \epsilon_2 = 0$	$\epsilon_1 = \epsilon_2 = 0,5\epsilon$	$\epsilon_1 = (l_{PL} - l_{Fest})/l_{PL}$	$\epsilon_1 = (l_{PL} - l_{Fest})/l_{PL}$	$\epsilon_1 = \epsilon_2 = \text{konst.}$
$\dot{\epsilon}$		$\dot{\epsilon}_1 = \dot{\epsilon}_2$	$\dot{\epsilon}_1 = 0,5\dot{\epsilon} \cdot f(\epsilon)$		
Legende	intakte Porenlage 	gestauchte Porenlage 	kollabierte Porenlage 	intakte Porenlage Separation der Volumenanteile 	

Abbildung 7.6: Porenlagen- und rheologisches Federmodell für unterschiedliche Stadien der Schädigung sowie Bestimmungsgleichungen für die auftretenden Spannungen und Verzerrungen.

zu kennzeichnen. Die Partialverzerrung direkt vor dem Erreichen der Schaltspannung ist ϵ^- , die direkt nach dem Überschreiten ϵ^+ . Die Höhe einer Porenlage wird mit l_{PL} bezeichnet. Entsprechend der Mischungstheorie bzw. der Theorie poröser Medien wird das Volumen einer Porenlage in das Porenvolumen und das Festkörpervolumen separiert, so dass bei gleicher Grundfläche eine Porenlänge l_{Pore} und eine Festkörperlänge l_{Fest} definiert werden können.

In Abbildung 7.6 werden fünf unterschiedliche Schädigungsstadien betrachtet:

- Fall 0: Es liegt keine äußere Spannung an und die Partialverzerrungen ϵ_i der Federn sind null. Die beiden Federn befinden sich in ihrer Gleichgewichtslage. Die Länge der Federn entspricht dabei jeweils der Länge einer Porenlage.
- Fall 1: Die äußere Belastung ist so groß, dass die Schaltspannung σ_{F1} der ersten Feder fast erreicht wird. Aufgrund gleicher Steifigkeiten, weisen beide Federn gleiche Verzerrungen und gleiche Verzerrungsgeschwindigkeiten auf.
- Fall 2: Die Schaltspannung für Feder 1 wurde minimal überschritten, wodurch es zum Kollaps von Porenlage 1 kommt. Im Federmodell äußert sich dies durch ein spontanes Versagen von Feder 1, die schlagartig steif und auf eine konstante Maximalverzerrung ϵ_{max} gedehnt wird. Feder 1 ist nicht mehr in der Lage Spannungen aufzunehmen, sondern nur noch sie zu übertragen. Durch diese überproportionale Verzerrung von Feder 1 wird Feder 2 entlastet, ihre Verzerrung verringert sich stark von ϵ^- auf ϵ^+ . Die Maximalverzerrung kann experimentell aus der Höhe einer Porenlage und der Festkörperlänge bestimmt werden.
- Fall 3: Die äußere Spannung steigt nach dem Versagen von Feder 1 wieder an und ist infinitesimal geringer als die Schaltspannung von Feder 2. Der Fall ist analog zu Fall 1.
- Fall 4: Die Schaltspannung von Feder 2 wurde überschritten. Nach der Porenlage 1 ist nun auch Porenlage 2 kollabiert und der Verdichtungspunkt erreicht. Feder 2 wird ebenfalls schlagartig und überproportional auf die Maximalverzerrung gedehnt und versteift, so dass sie keine Spannungen mehr aufnehmen kann. Die Partialverzerrungen beider Federn besitzen den identischen konstanten Wert.

Bei einer weiteren Spannungssteigerung über die Schaltspannung von Feder 2 hinaus besteht ein Kontaktproblem und entsprechend der Materialdegradation wird der Schaum durch ein elastisches, nichtporöses Vollmetall ohne Zugfestigkeit beschrieben. Die versteiften inkompressiblen Federelemente werden durch eine einzige Feder mit stark erhöhter Steifigkeit gegenüber den bisherigen Federelementen ersetzt.

Abbildung 7.7 zeigt die Transienten der Gesamtverzerrung und der Partialverzerrungen für das obige 2-Federmodell. Zunächst steigen die Partialverzerrungen $\epsilon_{1,2}$ mit gleicher Steigung linear an. Bei der Schaltspannung von Feder 1 (σ_{F1}) steigt derer Partialverzerrung sprunghaft auf den Wert der

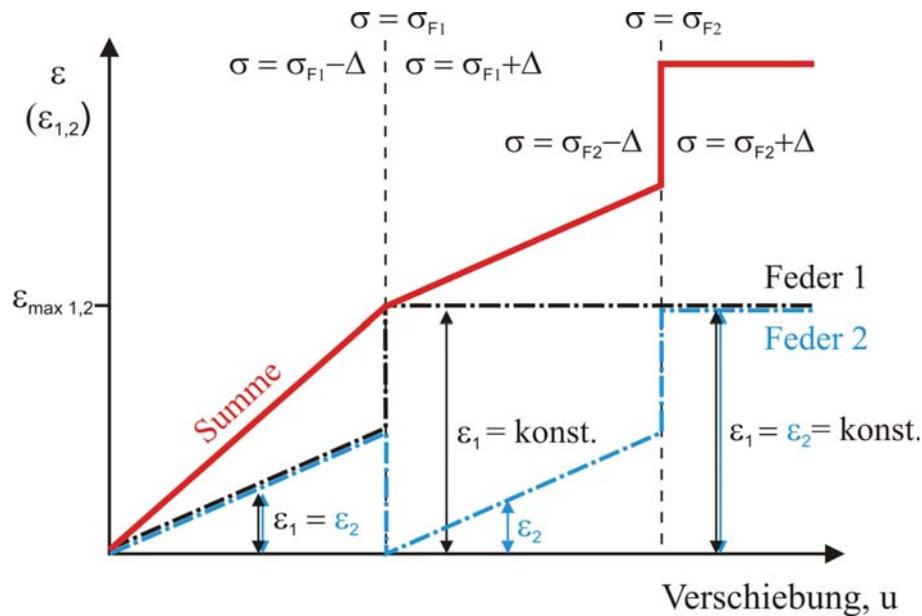


Abbildung 7.7: Verlauf der Gesamtverzerrung und der Partialverzerrungen für das in Abbildung 7.6 dargestellte 2-Federmodell.

Maximalverzerrung ϵ_{max} an und hält diesen bis zum Ende. Gleichzeitig sinkt sprunghaft bei σ_{F1} die Partialverzerrung von Feder 2 bis fast auf null ab und steigt dann bis die Schaltspannung von Feder 2 (σ_{F2}) erreicht wird erneut linear an. Da ϵ_1 konstant bleibt, steigt die Gesamtverzerrung nur noch halb so schnell an, d. h. das Gesamtsystem ist steifer als zuvor. Sobald die σ_{F2} erreicht wird, steigt auch ϵ_2 sprunghaft bis auf die konstante Maximalverzerrung an. Ohne Materialdegradation hin zum elastischen Vollmetall ohne Zugsteifigkeit würde die Gesamtspannung ab diesem Zeitpunkt konstant $2\epsilon_{max}$ betragen. Mit Hilfe des Porenlagen- und des Federmodells ist es möglich, den qualitativen Verlauf eines Spannungs-Verzerrungs-Diagramms inklusive der Spannungsfluktuationen vollständig zu beschreiben. In der Realität kommt es aufgrund von Inhomogenitäten in der Struktur zu unterschiedlichen Steifigkeiten der einzelnen Porenlagen eines Schaums. Daher müssen unterschiedliche Federsteifigkeiten berücksichtigt werden. Die Federsteifigkeit ändert sich mit dem Grad der Schädigung der Schaumstruktur, so dass diese mit einer Schädigungsfunktion skaliert werden muss. So können auch die in den Biaxialversuchen aufgrund der Überlagerung von Porenkollaps und Mikroschädigung auftretenden Steifigkeitsänderungen durch eine Superposition der Versteifung durch geschädigte Federelemente und die Schädigungsfunktion zur Skalierung der Partialsteifigkeiten bis zum Verdichtungspunkt beschrieben werden. Das sukzessive sprunghafte Versagen der Federn bzw. Porenlagen

im Modell korreliert mit der in den quasistatischen Versuchen beobachteten Lokalisation der Schädigung in Bändern sowie mit der Abfolge von Destabilisierung, Stabilisierung und Destabilisierung der Struktur, die zur Ausbildung der Fluktuationen führt. Für ein 4-Porenlagen- bzw. 4-Federmodell wurde dies exemplarisch in Abbildung 7.8 aufgezeigt.

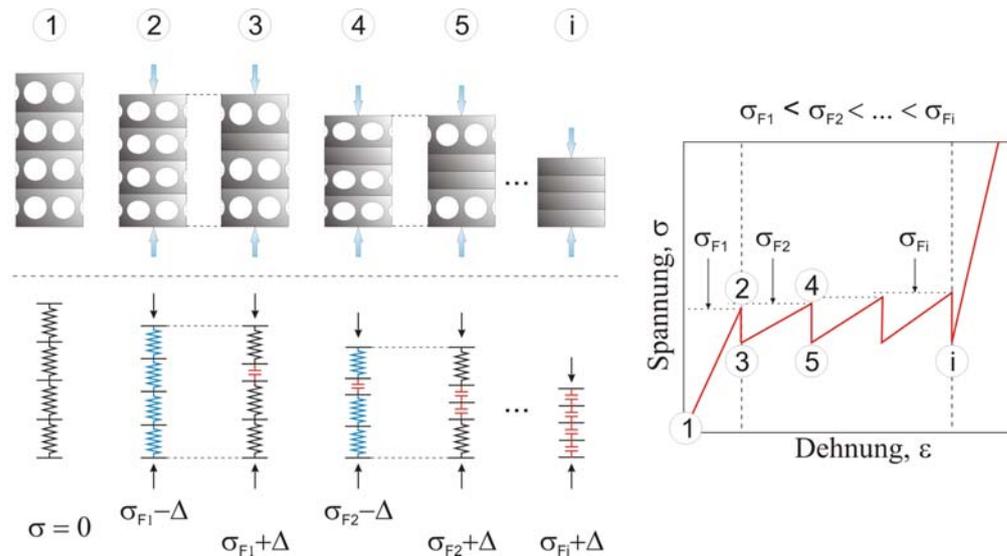


Abbildung 7.8: 4-Porenlagen- und 4-Federmodell zur qualitativen Beschreibung des Verlaufes des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms eines Schaums bis zum Verdichtungspunkt.

7.4 Diskussion des entwickelten Modells

Im Folgenden werden die wichtigsten Punkte des in diesem Kapitel entwickelten Modells zur Beschreibung des Verlaufes der Spannungs-Verzerrungs-Diagramme von Metallschäumen zusammengefasst.

- Das makroskopische „Fließen“ von Schäumen unterscheidet sich grundlegend von dem nichtporöser Metall, bei denen Fließen mit der Erzeugung von Mikroporen und deren Koaleszenz zu Mikrorissen verbunden ist. Das Fließen von Metallschäumen ist gleichzusetzen mit einer Schädigung der Porenstruktur und einem Verlust an Makroporen.

- Der dreigeteilte Verlauf des Spannungs–Verzerrungs–Diagramms wird durch Materialdegradation beschrieben. Im ideal elastischen Bereich verhält sich der Schaum wie ein nichtporöses Metall mit Gleichheit von Zug- und Drucksteifigkeit. Im ideal plastischen Bereich erfolgt eine Schädigung der Porenstruktur, die ein sukzessives Entfernen des Porenvolumens mit sich bringt. Nach dem Mischungsgesetz bewirkt dies eine Verfestigung und damit Zunahme der Druckfestigkeit mit fortschreitender Druckschädigung. Die Zugfestigkeit des Materials ist in diesem Bereich nicht mehr vorhanden. Diese Kopplung von Zug- und Drucklastfall berücksichtigt die Schädigungsgeschichte des Schaums. Der Verdichtungsbereich beschreibt den Schaum analog zu einem massiven Metall im elastischen Bereich, das jedoch keine Zugfestigkeit besitzt.
- Die Beschreibung der Materialdegradation bzw. der unterschiedlichen Stadien der Schädigung eines Schaums mittels eines rheologischen Modells erfolgt durch Federelemente. Jedes Federelement repräsentiert eine Porenlage. Die gesamte Schaumstruktur wird durch Reihenschaltung mehrerer Federn dargestellt. Beim Auftreten eines Porenkollaps, der Wegnahme des Volumens einer Porenlage, bricht ein Federelement schlagartig auf seine Maximaldehnung zusammen, wodurch die übrigen Federn entlastet werden. Die Verdichtung wird in dem Modell dadurch abgebildet, dass die kaputte Feder keine Spannungen mehr aufnehmen, sondern nur noch übertragen kann.

Anhand des in diesem Kapitel entwickelten Porenmodells mit Materialdegradation und dem rheologischen Federmodell ist es möglich, den qualitativen Verlauf der Spannungs–Verzerrungs–Diagramme, wie sie in Kapitel 6 erhalten wurden, inklusive der Spannungsfluktuationen und der verzerrungsinduzierten Verfestigung zu beschreiben.

8

Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Darstellung der erzielten Ergebnisse

Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung eines verstärkten, leichten, offenen Metallschaums mit erhöhtem Energieabsorptionsvermögen. Die Verstärkung sollte dabei durch Veredelung eines offenen Aluminiumschaums mittels Elektrodeposition mit einer die Stege verstärkenden Beschichtung erfolgen. Durch diese Verstärkung der Rahmentragwerksstruktur sollten die Eigenschaften der Metallschäume verbessert und die Reproduzierbarkeit gesteigert werden, um Metallschäume in den Bereichen des konstruktiven Leichtbaus und der Energieabsorption im Falle von Crashsituationen, Stoßvorgängen und gegen Blastereignisse kommerziell einsetzen zu können. Desweiteren sollte auf der Grundlage experimenteller Versuche und eines qualitativen Materialmodells ein besseres Verständnis für die Versagensmechanismen sowohl der Aluminium- als auch der Metall/Al-Hybridschäume entwickelt werden, um so Ansätze für eine Verbesserung der Metallschäume zu liefern.

Die in dieser Arbeit erhaltenen Ergebnisse werden im folgenden nochmals diskutiert und zusammengefasst:

1. Es konnte ein Verfahren samt Vorbehandlung entwickelt und auch erfolgreich in den industriellen Maßstab hochskaliert werden, mit dem es möglich ist, sogar sehr dicke Metallschäume mit einem Homogenitätsfaktor von ca. 1,25 und damit wesentlich homogener als nach dem Stand der Technik (siehe [20, 21]) zu beschichten. Wichtig für das Verfahren sind die Verwendung einer speziellen Käfiganode, niedriger Stromdichten und einer Verstärkung der hydrodynamischen Bedingungen im Elektrolyten. Bedingt durch die elektromagnetische Abschirmung von Metallschäumen ist eine zu 100% homogene Schichtdicke nicht erreichbar.
2. Durch die Übernahme und Weiterentwicklung der von Supraleitern bekannten abrasternden magnetischen Flussdichtemessungen konnte die Schichtdickenverteilung von magnetischen Beschichtungen im Schaum visualisiert sowie quantifiziert werden und ein theoretisches Modell zur Beschreibung der bei der Gleichstrom- oder Pulsstromdeposition im Schaum auftretenden starken Stofftransportlimitierung entwickelt werden. Das Modell basiert im Wesentlichen auf einer Superposition der bei planaren Elektroden vorhandenen Diffusionsschichten, die sich analog dazu vor jeder Porenlage ausbilden.
3. Strukturelle Charakterisierungen zeigen ein anisotropes Stängelwachstum senkrecht zur Schaumoberfläche. Aufgrund der dreidimensionalen, gekrümmten Struktur der Stege und des Wachstums radial um die Stege, zeigen die Schäume trotz Stängelwachstum strukturinduziert isotropes Materialverhalten. Direkt an der Grenzfläche Aluminium/Nickel tritt eine härtere, sehr feinkristalline Nickelschicht mit globulären Körnern auf.
4. In den quasistatischen Druckversuchen zeigten sich für unterschiedliche Beschichtungsmetalle verschiedene Formen der Lokalisation der Schädigung der Schaumstruktur während der Plateauphase. Das beste mechanische Verhalten wies eine Beschichtung mit Ni_{DC} auf, da die Beschichtung zwar die Randfaser der Stege gegen Biegen und Knicken verstärken soll, aber nicht zu hart und spröde sein darf, dass es durch die Beschichtung zur Ausbildung von Sollbruchstellen kommt. Obwohl die Beschichtung mit einer Gewichtszunahme verbunden ist, konnte im Vergleich zu theoretischen Aluminiumschäumen gleicher Dichte als auch gleicher Stegdicke eine Steigerung der Energieabsorption und der Steifigkeit belegt werden. Aufgrund unterschiedlicher Porengrößen tritt ein Size effect auf, der sich auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt, bei gleichem Verhältnis von Porengröße zu Probengröße aber

geringer ausfällt. Die Kenntnis über diesen Size effect ist wichtig für die Konstruktion von Bauteilen, da manche Bauteile Dimensionen von wenigen Porengrößen aufweisen. Unabhängig von der Porengröße zeigte sich eine dichteoptimierte Beschichtungsdicke von 30% der Stegdicke. Durch das Auftreten eines ausgeprägten PCS-Peaks kommt es bei den Ni/Al-Hybridschäumen scheinbar zu einem Übergang von einem biegedominierten zu einem dehnungsdominierten Deformationsmechanismus, wie er von periodischen Mikrotruss-Strukturen bekannt ist.

5. Unter Stoßbelastung in SHPB-Versuchen zeigten Ni/Al-Hybridschäume ebenfalls stark verbesserte mechanische Eigenschaften, ohne dass es zu einem katastrophalen, globalen Versagen der Schaumstruktur kam. Aufgrund der Verzerrungsratenabhängigkeit von Nickel und des Mikroträgheitseffekts zeigten Ni/Al-Hybridschäume ein verzerrungsratenabhängiges Materialverhalten und einen Wechsel des Deformationsmechanismus gegenüber quasistatischen Versuchen. Dies zu berücksichtigen ist wichtig bei Anwendungen zum Schutz gegen Stoßbeanspruchungen und bei solchen, wo hohe Verzerrungsraten auftreten [114, 126].
6. Eine Kombination aus dünnen Platten und Ni/Al-Hybridschäume stellte einen wirkungsvollen Schutz gegen Projektilimpaktbelastungen dar. Durch eine positive Schaumkern/Platte-Wechselwirkung wird die ballistische Schutzwirkung über die aus der Summe der Einzelkomponenten gesteigert. Die Platten aus reinem Aluminium bewirken selbst nur einen geringen ballistischen Schutz, führen aber zu einer Verteilung der Belastung eines Projektils von einem Schaum zum nächsten. Auch hier kam es beim Impact nicht zu einer globalen Schädigung der Schaumstruktur, sodass der Schaum an der Nichtimpaktstelle weiter über seine volle ballistische Schutzwirkung verfügte. Ni/Al-Hybridschäume zeigen im Vergleich zu Aluminiumschäumen dabei einen Size effect. Mit abnehmender Porengröße sinkt die Restgeschwindigkeit erheblich stärker ab. Durch Füllungen kann die ballistische Schutzwirkung weiter verbessert werden.
7. In kombinierten Schub-Druck-Versuchen mit Be- und Entlastungszyklen konnte für unbeschichtete Aluminiumschäume eine Fließfläche nach Drucker-Prager mit linearer Abhängigkeit des Fließbeginns vom hydrostatischen Druck aufgezeigt werden. Dadurch wird sowohl das unterschiedliche Verhalten unter Zug- und Druckbelastung, als auch die Verfestigung unter zunehmender Druckbelastung beschrieben.

8. Auf der Grundlage der mechanischen Charakterisierung wurde ein qualitatives, phänomenologisches Materialmodell zur Beschreibung der Versagensmechanismen von Metallschäumen entwickelt. Durch eine Materialdegradation kann der Schaum in allen drei Bereichen des Spannungs–Verzerrungs–Diagramms abgebildet werden. Im ideal elastischen Bereich wird der Schaum wie ein nichtporöses Metall beschrieben mit Gleichheit von Zug- und Drucksteifigkeit, im Verdichtungsbereich wie ein nichtporöses Metall, allerdings ohne Zugsteifigkeit. Im ideal plastischen Bereich erfolgt eine Schädigung der Porenstruktur, die ein irreversibles, sukzessives Entfernen des Porenvolumens mit sich bringt und sowohl zunehmende Drucksteifigkeiten als auch den Verlust der Zugsteifigkeit bedingt. Diese Kopplung von Zug- und Drucklastfall berücksichtigt die Schädigungsgeschichte des Schaums.
9. Die Beschreibung der Materialdegradation eines Schaums mittels eines rheologischen Modells erfolgte durch eine Reihenschaltung mehrerer Federelemente, wobei jede Feder für eine Porenlage steht. Beim Auftreten eines Porenkollaps, der Wegnahme des Volumens einer Porenlage, bricht ein Federelement schlagartig auf seine Maximalverzerrung zusammen, wodurch die übrigen Federn entlastet werden. Die Verdichtung wird in dem Modell dadurch abgebildet, dass die kaputten Federn keine Spannungen mehr aufnehmen, sondern nur noch übertragen können.

Eine nanokristalline Beschichtung auf einen Metallschaum aufzutragen verknüpft zwei unterschiedliche, bekannte Materialdesignstrategien, zum Einen die Leichtbau-effizienz konventioneller stochastischer Metallschäume und zum Andern die Festigkeitssteigerung eines Materials durch Verringerung der Korngröße bis hinunter zur Nanometerskala [140]. Durch die Beschichtung stellt der Ni/Al-Hybridschaum ein in doppelter Hinsicht bionisches Material dar. In erster Hinsicht ist es die Struktur des Templatschaums und zum zweiten die Beschichtung selbst, die durch die Stärkung der Randfaser der Stege wie ein Bambusstab aufgebaut ist. Bei diesem wird die Festigkeit und Stabilität allein durch die harte äußere Schale erreicht. Die im Innern vorhandene Luft trägt nichts dazu bei. Bei den Ni/Al-Hybridschäumen ist es ähnlich. Die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften resultiert vornehmlich aus den mechanischen Eigenschaften der Nickelbeschichtung, wobei sich gleichwohl eine gute Adhäsion der Beschichtung auf dem Templatschaum positiv auf die Eigenschaften des Komposits aus Beschichtung und Schaum auswirkt. Durch die Füllung eines solchen Hybridschaums beispielsweise mit einem PU-Schaum wird sogar auf einer dritten Ebene ein bionisches Material, ein

sogenanntes Interpenetration Phase Composite gebildet. Es konnte gezeigt werden, dass sowohl durch die Beschichtung als auch durch eine Füllung die Eigenschaften von Metallschäumen verbessert und das multifunktionale Eigenschaftsspektrum sogar noch erweitert werden kann. So ist es möglich durch geschickte Wahl von Beschichtung und Füllung die Eigenschaften eines Schaums gezielt einzustellen. Die Beschichtung zeigt noch einen weiteren positiven Effekt, der zu einer stärkeren kommerziellen Nutzung der Schäume führen könnte, nämlich die verbesserte Reproduzierbarkeit der Eigenschaften von Ni/Al-Hybridschäumen im Vergleich zu unbeschichteten Aluminiumschäumen.

Wie bereits beschrieben, kommt es durch die Beschichtung zur Ausbildung eines ausgeprägten PCS-Peaks mit einer anschließenden Spannungsaufweichung vor der Plateauphase im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm. Dies ist typisch für klassische dehnungsdominierte Strukturen, die für gewöhnlich fester und steifer als traditionelle, biegedominierte Schaumstrukturen sind. Laut Literatur [159] sind dehnungsdominierte Strukturen aufgrund des PCS-Peaks nicht sehr gut als Energieabsorber geeignet, da für diese typischerweise ein langes, flaches Plateau benötigt wird. Aufgrund des auftretenden Size effects trifft dies auf die Ni/Al-Hybridschäume nicht zu. Bei entsprechender Probengeometrie zeigen auch sie ein langes, flaches Plateau und können gleichwohl als effektiver Energieabsorber eingesetzt werden und weisen zusätzlich die Festigkeitssteigerung durch den dehnungsdominierten Schädigungsmechanismus auf. Dies und die Verbesserung der Reproduzierbarkeit der Eigenschaften sind ein weiterer wichtiger Schritt auf dem Weg zur serienreifen Anwendung von Metallschäumen.

8.2 Ausblick auf zukünftige Arbeiten

In der hier vorliegenden Arbeit wurde eine Vielzahl neuer Erkenntnisse über die Eigenschaften von Metallschäumen und speziell von Ni/Al-Hybridschäumen gewonnen, die diese Materialklasse für eine Vielzahl neuer Anwendungen interessant machen. Bevor es jedoch zu einem tatsächlichen Einsatz kommen kann, bedarf es noch weiterer, detaillierter Untersuchungen.

So zeigte sich unter flächiger Belastung in den quasistatischen Druckversuchen und den SHPB-Versuchen ein Wechsel im Deformationsmechanismus. Dieser sollte in zukünftigen Arbeiten unter Zuhilfenahme einer Hoch-

geschwindigkeitskamera näher untersucht und quantifiziert werden. Desweiteren sollte dieses Phänomen auch für punktuelle Belastungen durch den Vergleich von quasistatischen Eindruckversuchen mit den hier durchgeführten ballistischen Versuchen untersucht werden.

Neben der zivilen Nutzung der Schäume im Fahrzeugbau als möglicher Crashabsorber oder tragendes Leichtbauelement mit Schutz gegen das Eindringen harter Gegenstände bei einem Crash in den Personenraum erfordert die seit dem letzten Jahrzehnt veränderte Bedrohungslage den Schutz von Bauwerken gegen terroristische Anschläge. Zur Entwicklung eines Fassadenschutzes gegen Detonationen sind noch eine Vielzahl von Versuchen notwendig, um beispielsweise die Wechselwirkung von Schäumen mit Platten besser zu verstehen. Schäume werden in diesen Anwendungen nie alleine eingesetzt werden, sondern immer nur in Kombination mit Metallplatten oder anderen Hochleistungswerkstoffen, wie Keramikplatten, CFK-Materialien, textilen oder metallischen Geweben, Lochblechen usw. Auch für die Verbesserung ballistischer Schutzkonzepte, die aus einer Kombination unterschiedlichster Platten und Schaumanordnungen mit eventueller Füllung bestehen, ist die Untersuchung der Platte/Schaumwechselwirkung von großer Bedeutung. Nur auf der Grundlage von experimentellen Versuchen in Kombination mit einem Materialmodell ist es möglich, mit Hilfe numerischer Simulation Bauteile für diese Anwendungen kosteneffizient und gezielt zu optimieren. Im Bereich der Materialmodellierung ist ein weiteres Ziel zukünftiger Arbeiten die Konzepte des qualitativen Materialmodells aus Kapitel 7 in ein dreidimensionales Kontinuumsmodell zu übersetzen.

Um aus dem Hybridschaum ein kommerzielles Produkt zu entwickeln, bedarf es neben der Implementierung einer numerischen Simulation auch einer ausgereiften Fügetechnik, die es ermöglicht, die Hybridschäume mit den anderen Materialien zu verbinden. Darum ist dieser Punkt von entscheidender Bedeutung für zukünftige Arbeiten.

Literaturverzeichnis

- [1] ABRATE, S. [1997]. ‘Localized impact on sandwich structures with laminated facings.’ *Appl. Mech. Rev.*, **50**(2), pp. 69–82.
- [2] AKHMADEEV, N., R. VALIEV, V. KOPYLOV & R. MULYKOV [1992]. ‘Formation of submicro grain-structure in copper and nickel by extensive shear deformation.’ *Russ. Metall.*, pp. 86–91.
- [3] ANDREWS, E., G. GIOUX, P. ONCK & L. GIBSON [2001]. ‘Size effects in ductile cellular solids. Part II: experimental results.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **43**(3), pp. 701–713.
- [4] ANDRIEUX, F. & D.-Z. SUN [2000]. ‘Entwicklung und Anwendung von Werkstoffmodellen zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens von Aluminiumschäumen.’ *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, **31**, pp. 531–534.
- [5] ASHBY, M. [1983]. ‘The mechanical properties of cellular solids.’ *Metall Trans A*, **14**(9), pp. 1755–1769.
- [6] ASHBY, M. F. [1992]. *Materials Selection in Mechanical Design*. Butterworth-Heinemann, Oxford. ISBN 0-7506-2727-1.
- [7] ASHBY, M. F., A. EVANS, N. A. FLECK, L. J. GIBSON, J. W. HUTCHINSON & H. N. G. WADLEY [2000]. *Metal Foams: A Design Guide*. Butterworth-Heinemann, Oxford.
- [8] AWERBCUCH, J. & S. BODNER [1977]. ‘Investigation of oblique perforation of metallic plates by projectiles.’ *Exp. Mech.*, **17**(4), pp. 147–153.
- [9] BANHART, J. [1999]. ‘Offenporige Aluminiumschäume – Eigenschaften und Anwendungen.’ *Aluminium*, **75**(12).

- [10] BANHART, J. [2001]. ‘Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams.’ *Prog. Mater. Sci.*, **46**(6), pp. 559–U3.
- [11] BANHART, J. & J. BAUMEISTER [1997]. ‘Das Verformungsverhalten geschäumter Metalle.’ *Metall*, **51**, pp. 19–24. vgl. [12].
- [12] BANHART, J. & J. BAUMEISTER [1998]. ‘Deformation characteristics of metal foams.’ *J. Mater. Sci.*, **33**(6), pp. 1431–1440. vgl. [11].
- [13] BANHART, J., J. BAUMEISTER, A. MELZER, W. SEELIGER & M. WEBER [1999]. ‘Aluminiumschaum-Leichtbaustrukturen für den Fahrzeugbau.’ *Werkstoffe im Automobilbau*.
- [14] BART-SMITH, H., D. BASTAWROS, A.F. AND MUMM, A. EVANS, D. SYPECK & H. WADLEY [1998]. ‘Compressive deformation and yielding mechanisms in cellular Al alloys determined using X-ray tomography and surface strain mapping.’ *Acta Mater.*, **46**(10), pp. 3583–3592.
- [15] BEALS, J. & M. THOMPSON [1997]. ‘Density gradient effects on aluminium foam compression behaviour.’ *J. Mater. Sci.*, **32**(13), pp. 3595–3600.
- [16] BECQUEREL, A. & E. BECQUEREL [1862]. ‘Études sur l’exposition des Londres.’ *C.R. Acad. Sci. II C*, **55**, pp. 18.
- [17] BENOUALI, A., L. FROYEN, J. DELERUE & M. WEVERS [2002]. ‘Mechanical analysis and microstructural characterisation of metal foams.’ *Mater. Sci. Tech. Ser.*, **18**(5), pp. 489–494.
- [18] BÖHM, H., H. ISMAR & J. SCHMITT [1999]. ‘Fließfläche metallischer Schäume.’ *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, **30**, pp. 21–23.
- [19] BICELLI, L. P., B. BOZZINI, C. MELE & L. D’URZO [2008]. ‘A review of nanostructural aspects of metal electrodeposition.’ *Int. J. Electrochem. Sci.*, **3**(4), pp. 356–408.
- [20] BOONYONGMANEERAT, Y., C. SCHUH & D. DUNAND [2008]. ‘Mechanical properties of reticulated aluminum foams with electrodeposited Ni-W coatings.’ *Scripta Mater.*, **59**(3), pp. 336 – 339.
- [21] BOUWHUIS, B., J. MCCREA, G. PALUMBO & G. HIBBARD [2009]. ‘Mechanical properties of hybrid nanocrystalline metal foams.’ *Acta Mater.*, **57**(14), pp. 4046 – 4053.

- [22] BÜRCEL, R. [2005]. *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik Band 2: Werkstoffe sicher beurteilen und richtig einsetzen*. Vieweg-Verlag, Wiesbaden.
- [23] BROTHERS, A. & D. DUNAND [2006]. ‘Density-graded cellular aluminium.’ *Adv. Eng. Mater.*, **8**(9), pp. 805–809.
- [24] CALLADINE, C. & R. ENGLISH [1984]. ‘Strain-rate and inertia effects in the collapse of 2 types of energy-absorbing structures.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **26**(11-1), pp. 689–&.
- [25] CARDWELL, D., M. MURAKAMI, M. ZEISBERGER, W. GAWALEK, R. GONZALEZ-ARRABAL, M. EISTERER, H. WEBER, G. FUCHS, G. KRABBES, A. LEENDERS, H. FREYHARDT, X. CHAUD, R. TOURNIER & N. BABU [2004]. ‘Round robin measurements of the flux trapping properties of melt processed Sm-Ba-Cu-O bulk superconductors.’ *Physica C*, **412**, pp. 623–632.
- [26] CHEN, C. & N. FLECK [2002]. ‘Size effects in the constrained deformation of metallic foams.’ *J. Mech. Phys. Solids*, **50**(5), pp. 955–977.
- [27] CHO, Y. & C. KOCH [1993]. ‘Mechanical milling of ordered intermetallic compounds - The role of defects in amorphization.’ *J. Alloys Compd.*, **194**(2), pp. 287–294.
- [28] CHOO, R., J. TOGURI, A. ELSHERIK & U. ERB [1995]. ‘Mass-transfer and electrocrystallization analyses of nanocrystalline nickel produced by pulse plating.’ *J. Appl. Electrochem.*, **25**(4), pp. 384–403.
- [29] CHREE, C. [1889]. ‘The Equation of an Isotropic Elastic Solid in Polar and Cylinder Coordinates, their Solution and Application.’ *Trans. Cambridge Philos. Soc.*, **14**, pp. 250–369.
- [30] CHRISTIDES, C., I. PANAGIOTOPOULOS, D. NIARCHOS & G. JONES [2003]. ‘Fast magnetic field mapping of permanent magnets with GMR bridge and Hall-probe sensors.’ *Sens. Actuators, A*, **106**, pp. 243–245.
- [31] COCKS, A. & M. ASHBY [2000]. ‘Creep-buckling of cellular solids.’ *Acta Mater.*, **48**(13), pp. 3395–3400.
- [32] DANNEMANN, K. & J. LANKFORD [2000]. ‘High strain rate compression of closed-cell aluminium foams.’ *Mat. Sci. Eng. A-Struct.*, **293**, pp. 157–164.

- [33] DAXNER, T., H. J. BÖHM & F. G. RAMMERSTORFER [1999]. ‘Mesoscopic simulation of inhomogeneous metallic foams with respect to energy absorption.’ *Comp. Mater. Sci.*, **16**(1-4), pp. 61 – 69.
- [34] DEBOER, R. & W. EHLERS [1986]. ‘On the problem of fluid-filled and gas-filled elastoplastic solids.’ *Int. J. Solids Struct.*, **22**(11), pp. 1231–1242.
- [35] DESHPANDE, V. & N. FLECK [2000]. ‘High strain rate compressive behaviour of aluminium alloy foams.’ *Int. J. Impact Eng.*, **24**(3), pp. 277–298.
- [36] DESHPANDE, V. S. & N. A. FLECK [2000]. ‘Isotropic constitutive models for metallic foams.’ *J. Mech. Phys. Solids*, **48**(6-7), pp. 1253 – 1283.
- [37] DESHPANDE, V. S. & N. A. FLECK [2001]. ‘Multi-Axial Yield Behaviour of Polymer Foams.’ *Acta Mater.*, **49**, pp. 1859–1866.
- [38] DESTEFANIS, R., F. SCHÄFER, M. LAMBERT & M. FARAUD [2006]. ‘Selecting enhanced space debris shields for manned spacecraft.’ *Int. J. Impact Eng.*, **33**(1-12), pp. 219 – 230. Hypervelocity Impact Proceedings of the 2005 Symposium.
- [39] DIEBELS, S. [2010]. ‘Kontinuumsmechanik.’ Skript.
- [40] DIEBELS, S. & H. STEEB [2002]. ‘The size effect in foams and its theoretical and numerical investigation.’ *Proc. R. Soc. London, Ser. A*, **458**(2028), pp. 2869–2883.
- [41] DIRRAS, G., H. COUQUE, J. GUBICZA, A. OUAREM, T. CHAUVEAU & P. JENEI [2010]. ‘Fine-grained nickel deformed by direct impact at different velocities: Microstructure and mechanical properties.’ *Mat. Sci. Eng. A-Struct.*, **527**(16-17), pp. 4128–4135.
- [42] DROSTE, A. [2002]. *Beschreibung und Anwendung eines elastisch-plastischen Materialmodells mit Schädigung für hochporöse Metallschäume*. Ph.D. thesis, Universität Stuttgart, Institut für Mechanik (Bauwesen).
- [43] DURST, K. & M. GÖKEN [2004]. ‘Nanoindentierung — Eine Sonde für die lokalen mechanischen Eigenschaften.’ In *Metallographie 2004 - 38. Metallographietagung mit Ausstellung, 29. Sept. - 01. Okt., Bochum*.

- [44] EHLERS, W. [1995]. ‘A single-surface yield function for geomaterials.’ *Arch. Appl. Mech.*, **65**(4), pp. 246–259.
- [45] EHLERS, W. & A. DROSTE [1999]. ‘A Continuum Model for Highly Porous Aluminium Foam.’ *Technische Mechanik*, **19**(4), pp. 341–350.
- [46] ELMAGD, E., G. DACKWEILER, K. HELLWIG & W. PAFFRATH [1989]. ‘Flow curves of metallic materials in a range of high deformation velocity.’ *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, **20**(2), pp. 42–47.
- [47] EULER, K. [1965]. ‘Stromverteilung in und auf porösen Elektroden.’ *Chem. Ing. Tech.*, **37**(6), pp. 626–&.
- [48] EULER, K. [1968]. ‘Changes in current distribution of porous positive electrodes in storage and primary galvanic cells during charge and discharge.’ *Electrochim. Acta*, **13**(7), pp. 1533–&.
- [49] EVANS, A., J. HUTCHINSON & M. ASHBY [1998]. ‘Multifunctionality of cellular metal systems.’ *Prog. Mater Sci.*, **43**(3), pp. 171–221.
- [50] FISCHBECK, K. & E. EINECKE [1925]. *Z. Anorg. Allg. Chem.*, **148**, pp. 97.
- [51] FOO, C., L. SEAH & G. CHAI [2008]. ‘Low-velocity impact failure of aluminium honeycomb sandwich panels.’ *Compos. Struct.*, **85**(1), pp. 20 – 28.
- [52] FRANCOIS, D. [2001]. *Mécanique et Ingénierie des Matériaux - Essais mécaniques et lois de comportement*. Hermès Science Publications, Paris.
- [53] FUHRMANN, A. [2008]. ‘Process and apparatus for controlling the plating result on a substrate surface, EP 1881091A1.’
- [54] GAFFET, E., M. ABDELLAOUI & N. MALHOUROUXGAFFET [1995]. ‘Formation of nanostructural materials induced by mechanical processes.’ *Mater. Trans., JIM*, **36**(2), pp. 198–209.
- [55] GIBSON, L., M. ASHBY, G. SCHAJER & C. ROBERTSON [1982]. ‘The mechanics of two-dimensional cellular materials.’ *Proc. R. Soc. London, Ser. A*, **A 382**, pp. 25–42.
- [56] GIBSON, L., M. ASHBY, J. ZHANG & T. TRIANTAFILLOU [1989]. ‘Failure surface for cellular materials under multiaxial loads.1. Modeling.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **31**(9), pp. 635–663.

- [57] GIBSON, L. J. & M. F. ASHBY [1997]. *Cellular solids*. Cambridge University Press, second edition.
- [58] GIOUX, G., T. MCCORMACK & L. GIBSON [2000]. ‘Failure of aluminum foams under multiaxial loads.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **42**, pp. 1097–1117.
- [59] GIRLICH, D. [2002]. ‘Zellulare Werkstoffe aus Metall - Funktionelle Bauteile aus offenporigen Metallschäumen.’ *Konstruktion*, **11/12**, pp. 46–47.
- [60] GIRLICH, D. [2008]. ‘Open Pore Metal Foam.’ In *CELLMET 2008 – Cellular Metals for Structural and Functional Applications*.
- [61] GLEITER, H. [1989]. ‘Nanocrystalline Materials.’ *Prog. Mater. Sci.*, **33**(4), pp. 223–315.
- [62] GLEITER, H. [1991]. ‘Nanocrystalline solids.’ *J. Appl. Crystallogr.*, **24**(Part 2), pp. 79–90.
- [63] GOLDSMITH, W. & J. SACKMAN [1992]. ‘An experimental-study of energy-absorption in impact on sandwich plates.’ *Int. J. Impact Eng.*, **12**(2), pp. 241–262.
- [64] GONZALEZ-ARRABAL, R., M. EISTERER & H. WEBER [2003]. ‘Study of inhomogeneities in the flux density distribution of big monolithic (RE)Ba₂Cu₃O₇-delta melt-textured superconductors.’ *J. Appl. Phys.*, **93**(8), pp. 4734–4738.
- [65] GOSWAMI, R. N., S. MITRA & S. SARKAR [2009]. ‘Experimental investigation on electrochemical grinding (ECG) of alumina-aluminum interpenetrating phase composite.’ *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **40**(7–8), pp. 729–741.
- [66] GRADINGER, R. & F. G. RAMMERSTORFER [1998]. ‘On the influence of meso-inhomogeneities on the crush worthiness of metal foams.’ *Acta Mater.*, **47**(1), pp. 143 – 148.
- [67] GRANQVIST, C. & R. BUHRMAN [1976]. ‘Ultrafine metal particles.’ *J. Appl. Phys.*, **47**(5), pp. 2200–2219.
- [68] GREEN, R. [1972]. ‘A plasticity theory for porous solids.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **14**(4), pp. 215 – 224.

- [69] GRENESTEDT, J. [1998]. ‘Influence of wavy imperfections in cell walls on elastic stiffness of cellular solids.’ *J. Mech. Phys. Solids*, **46**(1), pp. 29 – 50.
- [70] GROSS, D., W. HAUGER, J. SCHRÖDER & W. WALL [2007]. *Technische Mechanik Band 2: Elastostatik, 9., vollständig neu bearbeitete Auflage*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [71] GROSS, D. & T. SEELIG [2007]. *Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [72] GROTE, K.-H. & J. FELDHUSEN [2007]. *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [73] GÜTEGEMEINSCHAFT GALVANOTECHNIK [1987]. *Gütesicherung in der Galvanotechnik*. Eugen G. Leuze Verlag, Saulgau.
- [74] GURSON, A. [1977]. ‘Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. 1. Yield criteria and flow rules for porous ductile media.’ *J. Eng. Mater. Technol.*, **99**(1), pp. 2–15.
- [75] HALL, E. [1951]. ‘The deformation and ageing of mild steel. 3. Discussion of results.’ *Proc. R. Soc. London, Ser. B*, **64**(381), pp. 747–753.
- [76] HAMANN, C. & W. VIELSTICH [2005]. *Elektrochemie*. Wiley-VCH, Weinheim.
- [77] HANSEN, A. G., L. K. ENSTOC & M. LANGSETH [2002]. ‘Close-range blast loading of aluminium foam panels.’ *Int. J. Impact Eng.*, **27**(6), pp. 593 – 618.
- [78] HILLIER, K., H. KOLSKY & J. LEWIS [1949]. ‘A method of measuring dynamic mechanical properties of rubber-like materials.’ *J. Appl. Phys.*, **20**(2), pp. 227.
- [79] HOPKINSON, B. [1905]. *Proc. Roy. Soc. London A Mat.*, **74**, pp. 498.
- [80] HOPKINSON, B. [1914]. ‘A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets.’ *Philos. Trans. R. Soc. London, Ser. A*, **213**, pp. 437–456.
- [81] HOPKINSON, J. [1872]. *Proc. Manchester Lit. Philos. Soc.*, **9**, pp. 40.
- [82] HOU, W., F. ZHU, G. LU & D.-N. FANG [2010]. ‘Ballistic impact experiments of metallic sandwich panels with aluminium foam core.’ *Int. J. Impact Eng.*, **37**(10), pp. 1045 – 1055.

- [83] HUMPHREYS, F. [2001]. ‘Review - Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction.’ *J. Mater. Sci.*, **36**(16), pp. 3833–3854.
- [84] IBL, N. [1979]. ‘Zur Kenntnis der Metallabscheidung mittels Pulselektrolyse.’ *Metalloberfläche*, **33**, pp. 51–59.
- [85] INSTITUTE, M. S. H. R. ‘REM-Abbildung eines Knochens.’
- [86] IPSON, T. & R. RECHT [1975]. ‘Ballistic-penetration resistance and its measurement.’ *Exp. Mech.*, **15**(7), pp. 249–257.
- [87] JANG, W.-Y., A. KRAYNIK & S. KYRIAKIDES [2008]. ‘On the microstructure of open-cell foams and its effect on elastic properties.’ *Int. J. Solids Struct.*, **45**(7-8), pp. 1845–1875.
- [88] JANG, W.-Y. & S. KYRIAKIDES [2009]. ‘On the crushing of aluminum open-cell foams: Part I. Experiments.’ *Int. J. Solids Struct.*, **46**(3-4), pp. 617–634.
- [89] JANG, W.-Y. & S. KYRIAKIDES [2009]. ‘On the crushing of aluminum open-cell foams: Part II analysis.’ *Int. J. Solids Struct.*, **46**(3-4), pp. 635 – 650.
- [90] JELINEK, T. [2005]. *Praktische Galvanotechnik*. Eugen G. Leuze Verlag, Saulgau, 6th edition.
- [91] JEONG, D., F. GONZALEZ, G. PALUMBO, K. AUST & U. ERB [2001]. ‘The effect of grain size on the wear properties of electrodeposited nanocrystalline nickel coatings.’ *Scripta Mater.*, **44**(3), pp. 493–499.
- [92] JUNG, A., H. NATTER, R. HEMPELMANN & E. LACH [2009]. ‘Nanocrystalline alumina dispersed in nanocrystalline nickel: enhanced mechanical properties.’ *J. Mater. Sci.*, **44**(11), pp. 2725–2735.
- [93] KANANI, N. [2000]. *Galvanotechnik. Grundlagen, Verfahren, Praxis*. Carl Hanser Verlag, München.
- [94] KEIL, A. & O. WUST [1952]. *Metalloberfläche*, **A6**, pp. 102.
- [95] KENESEI, P., C. KÁDÁR, Z. RAJKOVITS & J. LENDVAI [2004]. ‘The influence of cell-size distribution on the plastic deformation in metal foams.’ *Scripta Mater.*, **50**, pp. 295 – 300.

- [96] KOBLISCHKA, M. & A. KOBLISCHKA-VENEVA [2003]. ‘Characterization of bulk superconductors through EBSD methods.’ *Physica C*, **392**(Part 1), pp. 545–556.
- [97] KOBLISCHKA-VENEVA, A., M. KOBLISCHKA, P. SIMON, F. MÜCKLICH & M. MURAKAMI [2002]. ‘Application of electron backscatter diffraction to bulk high-T-c superconductors.’ *Supercond. Sci. Technol.*, **15**(5), pp. 796–802.
- [98] KOBLISCHKA-VENEVA, A., M. KOBLISCHKA, P. SIMON, K. OGASAWARA & M. MURAKAMI [2003]. ‘Texture analysis of melt-textured YBCO superconductors.’ *Physica C*, **392**(Part 1), pp. 601–606.
- [99] KOCH, C. [2007]. *Nanostructured Materials: Processing, Properties, and Applications*. William Andrew Publishing, second edition.
- [100] KOLSKY, H. [1949]. ‘An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading.’ *Proc. Phys. Soc. London*, **B62**, pp. 676–700.
- [101] KUHN, M. [2004]. ‘Method for producing a metal coated heavy metal foam, EP 1477578.’
- [102] KULTIKOVA, E. [1999]. *Structure and Properties Relationships of Densified Wood*. Ph.D. thesis, Virginia Polytechnic Institute and State University.
- [103] LACH, E. [1989]. ‘Aufbau und Darstellung einer Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Anlage, Technischer Bericht RT509/89.’ Technical report, Deutsch-Französisches Forschungsinstitut Saint-Louis.
- [104] LADE, P. [1977]. ‘Elasto-plastic stress-strain theory for cohesionless soil with curved yield surfaces.’ *Int. J. Solids Struct.*, **13**(11), pp. 1019 – 1035.
- [105] LEFEBVRE, L.-P., J. BANHART & D. DUNAND [2008]. ‘Porous Metals and Metallic Foams: Current Status and Recent Developments.’ *Adv. Eng. Mater.*, **10**(9), pp. 775–787.
- [106] LEMAITRE, J. [1996]. *A Course on Damage Mechanics*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [107] LEMAITRE, J. & J. SERMAGE [1997]. ‘One damage law for different mechanisms.’ *Comput. Mech.*, **20**(1-2), pp. 84–88.

- [108] LINDHOLM, U., R. BESSEY & G. SMITH [1971]. ‘Effect of strain rate on yield strength, tensile strength and elongation of 3 aluminum alloys.’ *J. Mater.*, **6**(1), pp. 119–&.
- [109] MA, G. & Z. YE [2007]. ‘Energy absorption of double-layer foam cladding for blast alleviation.’ *Int. J. Impact Eng.*, **34**(2), pp. 329 – 347.
- [110] MCCULLOUGH, K., N. FLECK & M. ASHBY [1999]. ‘Uniaxial stress-strain behaviour of aluminium alloy foams.’ *Acta Mater.*, **47**(8), pp. 2323–2330.
- [111] MILLER, R. [2000]. ‘A continuum plasticity model for the constitutive and indentation behaviour of foamed metals.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **42**(4), pp. 729 – 754.
- [112] MUKAI, T., H. KANAHASHI, T. MIYOSHI, M. MABUCHI, T. NIEH & K. HIGASHI [1999]. ‘Experimental study of energy absorption in a close-celled aluminum foam under dynamic loading.’ *Scripta Mater.*, **40**(8), pp. 921–927.
- [113] MUKAI, T., H. KANAHASHI, Y. YAMADA, K. SHIMOJIMA, M. MABUCHI, T. NIEH & K. HIGASHI [1999]. ‘Dynamic compressive behavior of an ultra-lightweight magnesium foam.’ *Scripta Mater.*, **41**(4), pp. 365–371.
- [114] MUKAI, T., T. MIYOSHI, S. NAKANO, H. SOMEKAWA & K. HIGASHI [2006]. ‘Compressive response of a closed-cell aluminum foam at high strain rate.’ *Scripta Mater.*, **54**(4), pp. 533–537.
- [115] MURAKAMI, M. [1992]. *Melt-Textured Superconductors*. World Scientific, Singapore.
- [116] MUTSCHELE, T. & R. KIRCHHEIM [1987]. ‘Hydrogen as a probe for the average thickness of a grain-boundary.’ *Scripta Metall.*, **21**(8), pp. 1101–1104.
- [117] NATTER, H., M. SCHMELZER, C. LÖFFLER, M.S.AND KRILL, A. FITCH & R. HEMPELMANN [2000]. ‘Grain-growth kinetics of nanocrystalline iron studied in situ by synchrotron real-time X-ray diffraction.’ *J. Phys. Chem. B*, **104**(11), pp. 2467–2476.
- [118] NIEH, T., K. HIGASHI & J. WADSWORTH [2000]. ‘Effect of cell morphology on the compressive properties of open-cell aluminum foams.’ *Mater. Sci. Eng. A*, **283**(1-2), pp. 105–110.

- [119] OLIVER, W. & G. PHARR [1992]. ‘An improved technique for determining hardness and elastic-modulus using load and displacement sensing indentation experiments.’ *J. Mater. Res.*, **7**(6), pp. 1564–1583.
- [120] OLIVER, W. & G. PHARR [2010]. ‘Nanoindentation in materials research: Past, present, and future.’ *MRS Bull.*, **35**(11), pp. 897–907.
- [121] OLURIN, O., N. FLECK & M. ASHBY [2000]. ‘Indentation resistance of an aluminium foam.’ *Scripta Mater.*, **43**(11), pp. 983–989.
- [122] ONCK, P., E. ANDREWS & L. GIBSON [2001]. ‘Size effects in ductile cellular solids. Part I: modeling.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **43**(3), pp. 681–699.
- [123] OSTERMANN, F. [2007]. *Anwendungstechnologie Aluminium - 2. neu bearbeitete und aktualisierte Auflage*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- [124] PALUMBO, G., U. ERB & K. AUST [1990]. ‘Triple line dislocation effects on the mechanical-behavior of materials.’ *Scripta Metall. Mater.*, **24**(12), pp. 2347–2350.
- [125] PALUMBO, G., S. THORPE & K. AUST [1990]. ‘On the contribution of triple junctions to the structure and properties of nanocrystalline materials.’ *Scripta Metall. Mater.*, **24**(7), pp. 1347–1350.
- [126] PAUL, A. & U. RAMAMURTY [2000]. ‘Strain rate sensitivity of a closed-cell aluminum foam.’ *Mater. Sci. Eng. A*, **281**(1-2), pp. 1–7.
- [127] PERONI, L., M. AVALLE & M. PERONI [2008]. ‘The mechanical behaviour of aluminium foam structures in different loading conditions.’ *Int. J. Impact Eng.*, **35**(7), pp. 644–658.
- [128] PETCH, N. [1953]. ‘The cleavage strength of polycrystals.’ *J. Iron. Steel Res. Int.*, **174**(1), pp. 25–28.
- [129] POCHHAMMER, L. [1876]. ‘Über die Fortpflanzungsgeschwindigkeiten kleiner Schwingungen in einem unbegrenzten isotropen Kreiszyylinder.’ *J. Reine Angew. Math.*, **81**, pp. 324–336.
- [130] PRASAD, M. & A. CHOKSHI [2010]. ‘Superplasticity in electrodeposited nanocrystalline nickel.’ *Acta Mater.*, **58**(17), pp. 5724–5736.
- [131] PUIPPE, J. [1986]. ‘Pulse plating vs. DC plating.’ *J. Electrochem. Soc.*, **133**(8), pp. C321.

- [132] PUIPPE, J. & F. LEAMAN [1986]. *Theory and Practice of Pulse-Plating*. ASEF, Orlando.
- [133] PUIPPE, J., F. LEAMAN & A. KNÖDLER [1986]. *Pulse-Plating*. Eugen G. Leuze Verlag, Saulgau.
- [134] REUSS, A. [1929]. ‘Berücksichtigung der elastischen Formänderung in der Plastizitätstheorie.’ *J. Appl. Math. Mech.*, **10**, pp. 266–274.
- [135] RINDE, J. & K. HOGE [1971]. ‘Time and temperature dependence of mechanical properties of polystyrene bead foams.’ *J. Appl. Polym. Sci.*, **15**(6), pp. 1377–&.
- [136] DE LA RIVE, A. [1837]. *C.R. Hebd. Seances Acad. Sci.*, **4**, pp. 835.
- [137] SATO, A., H. SAKAI, T. HATAKEYAMA & T. NAKAGAWA [2007]. ‘Porous conductive material and its manufacturing method, electrode and its manufacturing method, fuel cell and its manufacturing method, and apparatus, moving object, power generation system, co-generation system, and electrode reaction utilization apparatus, JP 2007035437.’
- [138] SHIM, V. & K. YAP [1997]. ‘Modelling impact deformation of foam-plate sandwich systems.’ *Int. J. Impact Eng.*, **19**(7), pp. 615–636.
- [139] SHINGU, P., K. ISHIHARA, N. YAMAMOTO & K. YASUNA [1993]. ‘Nano-structure formation by repeated compressive plastic-deformation.’ *Ann. Chim. Sci. Mat.*, **18**(5-6), pp. 387–394.
- [140] SURALVO, M., B. BOUWHUIS, J. L. MCCREA, G. PALUMBO & G. D. HIBBARD [2008]. ‘Hybrid nanocrystalline periodic cellular materials.’ *Scripta Mater.*, **58**(4), pp. 247–250.
- [141] TECHNISCHE UNIVERSITÄT WIEN, I. F. L. U. F. ‘Querschnitt durch einen menschlichen Femur- Knochen.’
- [142] TEIXEIRA-DIAS, F., R. VALENTE, M. HENRIQUES, M. GRILO & C. LOPES [2009]. ‘Using numerical simulation to assess the ballistic performance of light-alloy targets.’ In *Security and Use of Innovative Technologies Against Terrorism – LWAG – Light Weight Armour for Defence & Security*.
- [143] UNIVERSITY OF TENNESSEE KNOXVILLE, E. S. ‘REM-Abbildung eines Seestern.’

- [144] TERRA-X, Z. ‘Mission X - Duell im Dunkeln, Beerdigung auf dem Weltraumfriedhof – Die Folgen der Allverschmutzung.’
- [145] THORNTON, P. & C. MAGEE [1975]. ‘Deformation of aluminium foams.’ *Metall. Trans. A*, **6**(6), pp. 1253–1263.
- [146] TRIANTAFILLOU, T., J. ZHANG, T. SHERCLIFF, L. GIBSON & M. ASHBY [1997]. ‘Failure surfaces for cellular materials under multi-axial loads – II. Comparison of models with experiment.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **39**, pp. 549.
- [147] TVERGAARD, V. [1990]. ‘Material failure by void growth to coalescence.’ *Adv. Appl. Mech.*, **27**, pp. 83–151.
- [148] VERMEER, P. [1978]. ‘Double hardening model for sand.’ *Geotech.*, **28**(4), pp. 413–433.
- [149] VETTER, K. & K. BACHMANN [1967]. ‘Zur Kristallisationsüberspannung.’ *Z. Phys. Chem.*, **53**(1-6), pp. 9–&.
- [150] VISUALSUNLIMITED. ‘REM-Abbildung: Schnitt durch einen Weinkorke (50-fache Vergrößerung).’
- [151] WADLEY, H., K. DHARMASENA, M. HE, R. McMEEKING, A. EVANS, T. BUI-THANH & R. RADOVITZKY [2010]. ‘An active concept for limiting injuries caused by air blasts.’ *Int. J. Impact Eng.*, **37**(3), pp. 317 – 323.
- [152] WARREN, B. & B. AVERBACH [1950]. ‘The effect of cold-work distortion on X-ray patterns.’ *J. Appl. Phys.*, **21**(6), pp. 595–599.
- [153] WARREN, B. & B. AVERBACH [1952]. ‘The separation of cold-work distortion and particle size broadening in X-ray patterns.’ *J. Appl. Phys.*, **23**(4), pp. 497.
- [154] WEINER, R. & G. KLEIN [1955]. *Metalloberfläche*, **B1**, pp. 9.
- [155] WICKLEIN, M. [2005]. *Zelluläres Aluminium: Entwicklung eines makromechanischen Materialmodells mittels mesomechanischer Simulation*. Ph.D. thesis, Universität der Bundeswehr München – Fakultät für Bauingenieur- und Vermessungswesen.
- [156] YANG, W., S. YANG, W. SUN, G. SUN & Q. XIN [2006]. ‘Nano-structured palladium-silver coated nickel foam cathode for magnesium-hydrogen peroxide fuel cells.’ *Electrochim. Acta*, **52**(1), pp. 9 – 14.

- [157] ZHAO, H., I. ELNASRI & S. ABDENNADHER [2005]. ‘An experimental study on the behaviour under impact loading of metallic cellular materials.’ *Int. J. Mech. Sci.*, **47**(4-5), pp. 757–774.
- [158] ZHAO, H. & G. GARY [1998]. ‘Crushing behaviour of aluminium honeycombs under impact loading.’ *Int. J. Impact Eng.*, **21**(10), pp. 827–836.
- [159] ZHU, F., G. LU, D. RUAN & Z. WANG [2010]. ‘Plastic Deformation, Failure and Energy Absorption of Sandwich Structures with Metallic Cellular Cores.’ *Int. J. Protect. Struct.*, **1** (4), pp. 507–541.
- [160] ZHU, F., L. ZHAO, G. LU & Z. WANG [2008]. ‘Deformation and failure of blast-loaded metallic sandwich panels - Experimental investigations.’ *Int. J. Impact Eng.*, **35**(8), pp. 937–951.

Anhang

Veröffentlichungen, Proceedings, Vorträge, Posterbeiträge und Patente

A Veröffentlichungen, Proceedings

1. A. Jung, H. Natter, E. Lach, R. Hempelmann
„Behaviour of nano Nickel based composites and nano nickel under high loading rate“
Proceedings 18th DYMAT Technical Meeting - The behaviour of bulk nanomaterials and metallic glasses under dynamic loadings, 10.- 12. September 2008, Bourges, Frankreich, p. 33-38
2. A. Jung H. Natter R. Hempelmann E. Lach
„Nanocrystalline alumina dispersed in nanocrystalline nickel: enhanced mechanical properties“
J. Mater. Sci. 44 (11), 2725-2735 (2009)
3. R. Hempelmann, A. Jung, H. Natter, E. Lach
„Materialeinsparung durch Nanobeschichtung“
Berichtsband 31. Ulmer Gespräch - Nanomaterialien in der Oberflächentechnik - Chancen und Grenzen, der Deutschen Gesellschaft für Galvano- und Oberflächentechnik e.V., Bd. 31 (2009), p. 89-93

4. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, S. Diebels, M.R. Koblichka, U. Hartmann, E. Lach
„Study of the magnetic flux density distribution of nickel coated aluminium foams“
J. Phys. Conf. Series 200, 2010 (ICM) 2009
<http://iopscience.iop.org/1742-6596/200/8/082011>
5. A. Jung, H. Natter, E. Lach, R. Hempelmann
„Nano nickel strengthened open cell metal foams under quasistatic and dynamic loading“
Proceedings DYMAT 9th International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading, 7.-11. September 2009, Brüssel, Belgien, DYMAT 2009 (2009), p. 717-723
DOI : 10.1051/dymat/2009101
6. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, S. Diebels, M.R. Koblichka, U. Hartmann, E. Lach
„Electrodeposition of nanocrystalline metals on open cell metal foams: improved mechanical properties“
ECS Transactions 25 (41) 165-172 (2010)
7. H. Natter, A. Jung, E. Lach, R. Hempelmann
„Nanostructured Ni/n-Al₂O₃ metal matrix composites prepared by Pulsed Electrodeposition“
ECS Transactions 25 (24), 9-18 (2010)
8. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, S. Diebels, E. Lach
„Improved Mechanical Properties of Nano-nickel Strengthened Open Cell Metal Foams“
Proceedings Annual Meeting of the Society for Experimental Mechanics (SEM) 2010, 7.-10. Juni 2010, Indianapolis, USA
9. R. Hempelmann, A. Jung, H. Natter, E. Lach
„Materialeinsparung durch Nanobeschichtung“
Galvanotechnik 101 (9), 1972-1976 (2010)
10. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Nano-nickel coated aluminium foam for enhanced impact energy absorption“
Adv. Eng. Mater. 13, (1-2), 23-28 (2011)
DOI : 10.1002/adm.201000190

11. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Improvement of the energy absorption capacity of open-cell aluminium foams by the electrodeposition of nanocrystalline metals“
Proceedings Cellular Materials, Cellmat 2010, p. 383-386, 27.-29. Oktober 2010, Dresden
12. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Electroplating of complex porous 3D materials: determination of mass flow limitations by magnetic flux density measurements“
J. Phys. Chem., (eingereicht)
13. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, M. Prell, M. Göken, K. Durst
„Thermal stability and strain rate sensitivity of nanocrystalline particle strengthened Nickel“
(in Bearbeitung)
14. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Nanocrystalline nickel/aluminium hybrid-foams for energy absorption and ballistic protection“
Proceedings LWAG 2011 Aveiro Conference – New design concepts in light-weight armour for vehicles, 27.-28. Oktober 2011, Aveiro, Portugal (akzeptiert)
15. R. Clerigo, M. Paulino, F. Teixeira-Dias, A. Jung, R. Hempelmann, S. Diebels
„Numerical modelling of the ballistic performance of open-cell aluminium hybrid-foam targets“
Proceedings LWAG 2011 Aveiro Conference – New design concepts in light-weight armour for vehicles, 27.-28. Oktober 2011, Aveiro, Portugal (akzeptiert)

B Vorträge

1. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach
„Nanoverbundwerkstoffe mit Nanomatrix, nanostrukturierte Metalle, Partikel“
Seminar VS 6.07 der Carl-Cranz-Gesellschaft, Fachreihe Verteidigung und Sicherheit: Einführung in die Technologie und Anwendung der Nanowerkstoffe, 30. Juni - 3. Juli 2008, Saint-Louis, Frankreich

2. A. Jung, H. Natter, E. Lach, R. Hempelmann
„Behaviour of nano Nickel based composites and nano nickel under high loading rate“
18th DYMAT Technical Meeting, 10.- 12. September 2008, Bourges, Frankreich
3. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach
„n-Ni/n-Al₂O₃ metal matrix composites: Electrodeposition and improved mechanical behaviour“
Gesellschaft Deutscher Chemiker - Electrochemistry: Crossing boundaries, 6. - 8. Oktober 2008, Gießen
4. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach
„Materialeinsparung durch Nanobeschichtung“
31. Ulmer Gespräch - Nanomaterialien in der Oberflächentechnik - Chancen und Grenzen, der Deutschen Gesellschaft für Galvano- und Oberflächentechnik e.V., 7.-8. Mai 2009, Neu-Ulm
5. R. Hempelmann, A. Jung, H. Natter, M.R. Koblichka, S. Diebels, E. Lach
„Nano-Nickel verstärkte offenporige Metallschäume“
Gesellschaft Deutscher Chemiker - Wissenschaftsforum Chemie 2009
„Mit Chemie sicher leben“ 30. August - 2. September 2009, Frankfurt am Main
6. A. Jung, H. Natter, E. Lach, R. Hempelmann
„Nano nickel strengthened open cell metal foams under quasistatic and dynamic loading“
DYMAT 9th International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading, 7.- 11. September 2009, Brüssel, Belgien
7. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, S. Diebels, M.R. Koblichka, U. Hartmann, E. Lach
„Electrodeposition of nanocrystalline metals on open cell metal foams: improved mechanical properties“
216th Meeting of the Electrochemical Society (ESC), 4.-9. Oktober 2009, Wien, Österreich
8. H. Natter, A. Jung, E. Lach, R. Hempelmann
„Nanostructured Ni/n-Al₂O₃ metal matrix composites prepared by Pulsed Electrodeposition“

216th Meeting of the Electrochemical Society (ESC), 4.-9. Oktober 2009, Wien, Österreich

9. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach, S. Diebels
„Electrodeposition and mechanical characterization of metal foams“
Poröse Medien, PorMed 2010, 9.-12. März 2010, Freudenstadt-Lauterbad
10. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, S. Diebels, E. Lach
„Improved Mechanical Properties of Nano-nickel Strengthened Open Cell Metal Foams“
Annual Meeting of the Society for Experimental Mechanics (SEM) 2010, 7.-10. Juni 2010, Indianapolis, USA
11. A. Jung, H. Natter, E. Lach, S. Diebels, M.R. Koblichka, U. Hartmann, R. Hempelmann
„Electroplating of complex porous 3D materials: mass flow limitation and properties of nanocrystalline coated metal foams“
Gesellschaft Deutscher Chemiker - Electrochemistry: From microscopic understanding to global impact, 13. - 15. September 2010, Bochum
12. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Improvement of the energy absorption capacity of open-cell aluminum foams by the electrodeposition of nanocrystalline metals“
Kurzvortrag, Cellular Materials, Cellmat, 27.-29. Oktober 2010, Dresden
13. E. Lach, A. Jung
„Herstellungsverfahren und mechanische Eigenschaften von Submikro- und Nano- Werkstoffen“
Seminar VS 6.02 der Carl-Cranz-Gesellschaft, Fachreihe Verteidigung und Sicherheit: Dynamic Testing of Materials - Experimental Methods and Numerical Simulation, 11.-14. Oktober 2010, Freiburg
14. A. Jung, M. Weinmann, H. Natter, S. Diebels, M.R. Koblichka, E. Lach, R. Hempelmann
„Synthesis and mechanical properties of nano-nickel and nano-Ni/Al₂O₃ coated hybrid metal foams by electrodeposition“
8th International Workshop on Electrodeposited Nanostructures, ED-nano8, 17.-19. März 2011, Mailand, Italien
15. A. Jung, H.Natter, E. Lach, S. Diebels, R. Hempelmann
„Nano-Nickel verstärkte Metallschäume zur Energieabsorption“

- F&T-Arena, Forschung & Technologie Forum, Hannover Messe 2011, 04.-08. April 2011, Hannover
16. H. Natter, A. Jung, M.R. Koblichka
„Beschichtung von komplexen 3D-Porenstrukturen mit nanostrukturiertem Nickel“
Gesellschaft Deutscher Chemiker - Wissenschaftsforum Chemie 2011
„Chemie schafft Zukunft“ , 4.-7. September 2011, Bremen
 17. A. Jung, H. Natter, E. Lach, S. Diebels, R. Hempelmann
„Nanokristalline Nickel/Al₂O₃-Metall-Matrix-Komposite“
Gesellschaft Deutscher Chemiker - Wissenschaftsforum Chemie 2011
„Chemie schafft Zukunft“ 4.-7. September 2011, Bremen
 18. E. Lach, A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann
„Offenporige Schäume - Ein leichter Strukturwerkstoff“
Seminar VS 2.14 der Carl-Cranz-Gesellschaft, Fachreihe Verteidigung und Sicherheit: Strukturbaueisen, Flugmechanik und Steuerung moderner Lenkraketen, 17. - 18. Oktober 2011, Saint-Louis, Frankreich
 19. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Nanomodifizierte Metallschäume als konstruktive Komponenten in der Elektromobilität“
4. MATERIALICA Metall - Leichtbau Kongress „Elektromobilität als Impulsgeber - Metall bleibt!“ 20. Oktober 2011, München
 20. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Nanocrystalline nickel/aluminium hybrid-foams for energy absorption and ballistic protection“
LWAG 2011 Aveiro Conference – New design concepts in light-weight armour for vehicles, 27.-28. Oktober 2011, Aveiro, Portugal (akzeptiert)
 21. R. Clerigo, M. Paulino, F. Teixeira-Dias, A. Jung, R. Hempelmann, S. Diebels
„Numerical modelling of the ballistic performance of open-cell aluminium hybrid-foam targets“
LWAG 2011 Aveiro Conference – New design concepts in light-weight armour for vehicles, 27.-28. Oktober 2011, Aveiro, Portugal (akzeptiert)

C Posterbeiträge

1. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach
„Nanocrystalline alumina dispersed in nanocrystalline nickel: mechanical properties“
107. Hauptversammlung der Deutschen Bunsengesellschaft für Physikalische Chemie, 1.-3. Mai 2008, Saarbrücken
2. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach
„Improved mechanical behaviour of electrochemically deposited n-Ni/n-Al₂O₃ metal matrix composites“
59th Annual Meeting of the International Society of Electrochemistry (ISE), 7.-12. September 2008, Sevilla, Spanien
3. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, S. Diebels, M.R. Koblichka, U. Hartmann, E. Lach
„Study of the magnetic flux density distribution of nickel coated aluminium foams“
18th International Conference on Magnetism (ICM), 26.-31. Juli 2009, Karlsruhe
4. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, E. Lach, R. Hempelmann
„Improvement of the energy absorption capacity of open-cell aluminium foams by the electrodeposition of nanocrystalline metals“
Cellular Materials, Cellmat 2010, 27.-29. Oktober 2010, Dresden
5. M. Weinmann, A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann
„Nanocrystalline Nickel and n-Ni/n-Al₂O₃ metal matrix composites for galvanofarming“
8th International Workshop on Electrodeposited Nanostructures, ED-nano8, 17.-19. März 2011, Mailand, Italien
6. A. Jung, H. Natter, S. Diebels, M.R. Koblichka, E. Lach, R. Hempelmann
„Nanocrystalline nickel/aluminium hybrid-foams: Use as energyabsorber and splinter-shield“
110. Hauptversammlung der Deutschen Bunsengesellschaft für Physikalische Chemie, 2.-4. Juni 2011, Berlin
7. M. Weinmann, A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann,
„Untersuchung des Magnetfeldeinflusses auf die galvanische Abschei-

„Herstellung von Nickel“

110. Hauptversammlung der Deutschen Bunsengesellschaft für Physikalische Chemie, 2.-4. Juni 2011, Berlin

D Patent

1. A. Jung, H. Natter, R. Hempelmann, E. Lach
EP 2 261 398 Metal foams
WO 2010/142436 Metal foams