

Klaudia Lichtenberg

METALLMATRIXVERBUNDE MIT
VERSTÄRKUNGSELEMENTEN AUS
METALLISCHEM GLAS $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$

Herstellung und Charakterisierung

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 75



Scientific
Publishing

Klaudia Lichtenberg

**Metallmatrixverbunde mit Verstärkungselementen
aus metallischem Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$**

Herstellung und Charakterisierung

**Schriftenreihe
des Instituts für Angewandte Materialien
*Band 75***

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
Institut für Angewandte Materialien (IAM)

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände
finden Sie am Ende des Buches.

Metallmatrixverbunde mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$

Herstellung und Charakterisierung

von
Klaudia Lichtenberg

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie
KIT-Fakultät für Maschinenbau

Tag der mündlichen Prüfung: 17. November 2017

Referenten: Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann

Prof. Dr. rer. nat. Alexander Wanner

Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher

Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

KIT Scientific Publishing

Straße am Forum 2

D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark
of Karlsruhe Institute of Technology.

Reprint using the book cover is not allowed.

www.ksp.kit.edu



*This document – excluding the cover, pictures and graphs – is licensed
under a Creative Commons Attribution-Share Alike 4.0 International License
(CC BY-SA 4.0): <https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/deed.en>*



*The cover page is licensed under a Creative Commons
Attribution-No Derivatives 4.0 International License (CC BY-ND 4.0):
<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0/deed.en>*

Print on Demand 2018 – Gedruckt auf FSC-zertifiziertem Papier

ISSN 2192-9963

ISBN 978-3-7315-0782-6

DOI 10.5445/KSP/1000081432

**Metallmatrixverbunde mit
Verstärkungselementen aus metallischem
Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀
Herstellung und Charakterisierung**

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
der Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)
genehmigte

Dissertation

von
Dipl.-Ing. Klaudia Lichtenberg

Tag der mündlichen Prüfung: 17.11.2017

Hauptreferent: Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann

Korreferent: Prof. Dr. rer. nat. Alexander Wanner

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher

The only thing we have to fear is fear itself.

Franklin D. Roosevelt

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Ich möchte mich bedanken bei...

... Herrn Professor (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Hauptreferats, die engagierte Betreuung und Unterstützung in allen Phasen dieser Arbeit und die stetige Bereitschaft zur Diskussion wissenschaftlicher Fragestellungen.

... Herrn Professor Dr. rer. nat. Alexander Wanner für die Übernahme des Korreferats und die wertvolle, wissenschaftliche Diskussion meiner Arbeit.

... Herrn Professor Dr.-Ing. Eberhard Kerscher für die Übernahme des Korreferats und die gewissenhafte Durchsicht des Manuskripts.

... Herrn Professor Dr. rer. nat. Manfred Kohl für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

... Herrn Dr. Tobias Kennerknecht und Herrn Uwe Strohmeier vom Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg für die Durchführung der Mikrozugversuche am metallischen Glas sowie Herrn Dr. Wilhelm Pfleging, Herrn Heino Besser und der

Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF) für die vorangegangene Probenfertigung.

... Herrn PD Dr. Reinhard Schneider vom Laboratorium für Elektronenmikroskopie (LEM) am KIT für die fachliche und persönliche Unterstützung bei der Grenzflächencharakterisierung, insbesondere bei der Durchführung von TEM-Untersuchungen und der Unterstützung bei der Auswertung und Interpretation der Ergebnisse.

... Frau Dr. Sabine Schlabach und Frau Dr. Dorothée Vinga Szabó sowie der Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF) für die Durchführung von zusätzlichen TEM-Untersuchungen und die engagierte Unterstützung bei der Auswertung der Ergebnisse.

... Herrn Dr. Alexander Kauffmann für die Unterstützung bei der Durchführung der DSC- und XRD-Messungen und der Interpretation der Messergebnisse.

... Herrn Pascal Pinter für die Implementierung und spezifische Anpassung seines Orientierungsanalysealgorithmus an die Geometrie der metallischen Glasplättchen.

... allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Instituts für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) für die zahlreichen, wertvollen Diskussionen und für die kollegiale und angenehme Arbeitsatmosphäre. Insbesondere möchte ich mich bei Ralf Rössler bedanken, der mir bei vielen technischen Problemstellungen, insbesondere beim Umbau der Gasdruckinfiltrationsanlage, unersetztbar zur Seite gestanden hat. Bedanken möchte ich mich auch bei Thomas Eble für seine Geduld und seine gewissenhaften Arbeit bei der Probenfertigung. Heide Ohl danke ich für ihre stete Unterstützung in allen metallografischen Fragestellungen. Herzlicher Dank geht außerdem an die technischen Mitarbeiter Arndt Hermeneit, Marc Brecht, Dietmar

Mügge und Sebastian Höhne für die Unterstützung in allen technischen Fragen. Hervorheben möchte ich außerdem Dr. Matthias Merzkirch, Dr. Stefan Dietrich, Dr. Andreas Reeb, Dr. Benedikt Haspel und Bernhard de Graaff, die mir mit vielen wertvollen, fachlichen und persönlichen Ratschlägen stets zur Seite gestanden haben.

... meinem Bürokollegen Jonas Hüther für die stets unterhaltsame und harmonische Bürostimmung.

... den Studierenden Stephan Götze, Florian Haller, Eric Orsolani-Uhlig, Christopher Volkmer und vor allem Friederike Windhab, Sergej Ilinzeer und Jannick Kuhn, die mich während meiner Arbeit am Institut begleitet und maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

... dem Karlsruhe House of Young Scientists (KHYS) für die Förderung meines Auslandsaufenthalts im Rahmen des „Kontakte knüpfen“-Stipendiums. Further, I would like to thank Professor Kathy Flores as well as Dr. Kelly Kranjc and Dr. Peter Tsai for friendly and valuable scientific discussion during my stay with her research group at Washington University, St. Louis, USA in 2016.

... meiner Familie, denn ohne ihren Rückhalt und den stets aufbauenden Zuspruch wären das zugrundeliegende Studium und die Erstellung dieser Arbeit nicht möglich gewesen.

... meinem Freund und Partner Florian für seine immerwährende Geduld und Unterstützung.

Abstract

The reinforcement of a soft matrix material with hard and strong phases is an established strategy to develop materials with tailored properties. Over the last years, new alloys were evolved to create metallic glasses having high crystallization temperatures. Such metallic glasses generally can be embedded into other materials und therefore used as reinforcements when processing temperatures are lower than crystallization temperatures of the glass. Feasible crystallization temperatures may now exceed the melting point of common metals which allows for fabrication of metallic glass reinforced MMCs by processes using melt infiltration. Hence, these metallic glasses offer a high potential for the use as reinforcements in a lightweight metal matrix such as aluminum by utilizing its outstanding advantages like high strength and elastic strain limit while circumventing its negative properties like brittleness and limited dimensions. In this thesis, metallic glass particle reinforced composites were produced by conventional gas pressure infiltration. This process includes melt infiltration of a particle filled mold using pressurized gas. To keep a sufficient separation between processing temperature and crystallization temperature, metallic glass Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ and eutectic aluminum alloy AlSi12 as matrix metal were selected. After infiltration, processing-structure-property relations of the fabricated MMCs were investigated with a special focus on the influence of particle orientation on the mechanical properties and failure mechanisms. Metallographic methods and

Abstract

micro computed tomography (μ CT) were used to analyze the particle distribution and orientation within the composite. Elastic analysis using ultrasound phase spectroscopy and several mechanical tests were performed to classify the composites' properties. Mechanical in situ experiments were used to identify occurring failure mechanisms. Furthermore, X-ray diffraction (XRD) measurements and differential scanning calorimetry (DSC) were carried out to characterize the properties of the metallic glass within the composites. Transmission electron microscopy (TEM) investigations were used for characterization of the interface between the components. The obtained results show that large particle sizes and aspect ratios lead to a layered particle arrangement within the composites and therefore to anisotropic mechanical behavior and failure mechanisms. Nevertheless, it was possible to significantly improve material's Young's modulus and strength. A good interfacial bonding was achieved between the metallic glass and the aluminum phase within the matrix material.

Abkürzungen

ac	as cast (Gusszustand)
Al-MK	Aluminiummischkristall
COD	Bestimmtheitsmaß (engl.: coefficient of determination)
CSRO	Zusammensetzungsbezogene Nahordnung (engl.: compositional short range order)
μ CT	Computertomograf bzw. Computertomografie
CTE	Thermischer Ausdehnungskoeffizient (engl.: coefficient of thermal expansion)
DF	Dunkelfeld (Abbildungsmodus bei transmissions-elektronenmikroskopischen Aufnahmen)
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie (engl.: differential scanning calorimetry)
e	entlang (der Plättchenorientierung)
ECAP	Herstellungsverfahren über hochgradige, plastische Umformung (engl.: equal channel angular pressing)
EDX	Energiedispersive Röntgenspektralanalyse (engl.: energy dispersive X-ray spectroscopy)
EDZ	Ebener Dehnungszustand
ESZ	Ebener Spannungszustand
FIB	Fokussierter Ionenstrahl (engl.: focused ion beam)
GFA	Glasbildungsfähigkeit (engl.: glass-forming ability)

HAADF	High-angle annular dark field (Abbildungsmodus bei transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahmen)
HE	Heißextrudieren
HF	Hellfeld (Abbildungsmodus bei transmissions-elektronenmikroskopischen Aufnahmen)
HP	Heißpressen
MMC	Metallmatrixverbundwerkstoff (engl.: metal matrix composite)
mwu-	mikrowellenunterstütztes Sintern
Sintern	
REM	Rasterelektronenmikroskop bzw. Rasterelektronenmikroskopie
RSP	Verfahren zur Rascherstarrung (engl.: rapid solidification process)
s	senkrecht (zur Plättchenorientierung)
SAED	Methode der Elektronenbeugung (engl.: selected area electron diffraction)
SPS	Spark Plasma Sintering
STEM	Rastertransmissionselektronenmikroskopie (Abbildungsmodus bei transmissionselektronen-mikroskopischen Aufnahmen) (engl.: scanning transmission electron microscopy)
STZ	Scherumwandlungszone (engl.: shear transformation zone)
UPS	Ultraschallphasenspektroskopie
TEM	Transmissionselektronenmikroskop bzw. Transmissionselektronenmikroskopie
TSRO	Topologiebezogene Nahordnung (engl.: topological short range order)
TTZ	Zugumwandlungszone (engl.: tensile transformation zone)
XRD	Röntgendiffraktometrie (engl.: X-ray diffraction)

Symbole und Formelzeichen

T_{Prozess}	Prozesstemperatur
T_x	Kristallisationstemperatur
T_l	Schmelztemperatur
T_g	Glastemperatur
T_{rg}	Reduzierte Glasübergangstemperatur
ΔT_x	Temperaturbereich der unterkühlten Schmelze
E	E-Modul
ν	Querkontraktionszahl
τ	Schubspannung
σ	Normalspannung
α_g	Thermischer Ausdehnungskoeffizient des metallischen Glases
E_c	E-Modul des Verbunds
E_m	E-Modul des Matrixmaterials
E_r	E-Modul des Verstärkungsmaterials
V_r	Verstärkungsvolumengehalt
E_c, Voigt	E-Modul des Verbunds, berechnet mittels Voigt-Modell
E_c, Reuss	E-Modul des Verbunds, berechnet mittels Reuss-Modell
K_c	Kompressionsmodul des Verbunds
K_m	Kompressionsmodul des Matrixmaterials
K_r	Kompressionsmodul des Verstärkungsmaterials
$K_{c, \text{oben}}$	Obere Grenze des Kompressionsmoduls des Verbunds
$K_{c, \text{unten}}$	Untere Grenze des Kompressionsmoduls des Verbunds

G_c	Schubmodul des Verbunds
G_m	Schubmodul des Matrixmaterials
G_r	Schubmodul des Verstärkungsmaterials
$G_c, \text{ oben}$	Obere Grenze des Schubmoduls des Verbunds
$G_c, \text{ unten}$	Untere Grenze des Schubmoduls des Verbunds
$E_c, \text{ oben}$	Obere Grenze des E-Moduls des Verbunds
$E_c, \text{ unten}$	Untere Grenze des E-Moduls des Verbunds
c	Parameter für die Berechnung des E-Moduls nach dem Ravichandran-Modell
S	Geometriefaktor (Halpin-Tsai-Modell) bzw. Aspektverhältnis
l_L	Länge des Verstärkungselements
l_D	Dicke des Verstärkungselements
η	Parameter (Halpin-Tsai-Modell)
ε	Dehnung
ε_c	Dehnung im Verbund
ε_m	Dehnung im Matrixmaterial
ε_r	Dehnung in der Verstärkungsphase
$\sigma_{f,c}$	Verbundfestigkeit
$\sigma_{f,r}$	Faser- bzw. Partikelfestigkeit
$\sigma_{0,2,m}$	0,2 %-Dehngrenze der Matrix
F	Kraft
l_c	Kritische Faserlänge
d_f	Durchmesser der Faser
l	Halbe Faserlänge
τ_f	Grenzflächen- bzw. Matrixschubfestigkeit
$\varepsilon_{f,r}$	Bruchdehnung des Verstärkungsmaterials
$\varepsilon_{f,m}$	Bruchdehnung des Matrixmaterials
σ_r	Normalspannung in der Faser
$\sigma_{\text{Grenzfläche}}$	Grenzflächenfestigkeit

α_c	Thermischer Ausdehnungskoeffizient des Verbunds
α_m	Thermischer Ausdehnungskoeffizient des Matrixmaterials
α_r	Thermischer Ausdehnungskoeffizient des Verstärkungsmaterials
$\alpha_{c, \text{ oben}}$	Obere Grenze des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds
$\alpha_{c, \text{ unten}}$	Untere Grenze des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds
ν_m	Querkontraktionszahl des Matrixmaterials
ν_r	Querkontraktionszahl des Verstärkungsmatrixmaterials
ε_t	Totaldehnung
R_s	Streckgrenze
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze bzw. 0,2 %-Stauchgrenze
R_m	Zugfestigkeit bzw. Druckfestigkeit
σ_0	Lageparameter der Weibullverteilung
m_w	Weibull-Modul
ρ	Dichte
ρ_c	Dichte des Verbunds
ρ_m	Dichte des Matrixmaterials
ρ_r	Dichte des Verstärkungsmaterials
m	Masse der Probe
m_{Wasser}	Masse der Probe in Wasser
V_p	Porenvolumengehalt
ρ_l	Dichte von Luft
Θ	Abweichungswinkel bzw. Kippwinkel
\vec{n}	Normalenvektor
v	Ausbreitungsgeschwindigkeit
m_R	Steigung der Regressionsgeraden
L	Probendicke

v_L	Ausbreitungsgeschwindigkeit von longitudinalen Ultraschallwellen
v_T	Ausbreitungsgeschwindigkeit von transversalen Ultraschallwellen
E	E-Modul
L_0	Länge der Probe zu Versuchsbeginn
α	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
$R_{p0,2, \text{Druck}}$	0,2%-Stauchgrenze
R_m, Druck	Maximale Druckspannung bzw. Druckfestigkeit
$R_{p0,2, \text{Zug}}$	0,2%-Dehgrenze
R_m, Zug	Zugfestigkeit
$\varepsilon_{t,b}$	Totaldehnung bei Bruch
D	Schädigungsparameter
X	Mit einer Schädigung verknüpfbare Messgröße
X_0	Ausgangsgröße
E_1	E-Modul des ersten Entlastungszyklus
$R_{p0,2,c}$	0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenze des Verbunds
$R_{p0,2,m}$	0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenze des Matrixmaterials
$R_{m,c}$	Zugfestigkeit des Verbunds
$R_{m,m}$	Zugfestigkeit des Matrixmaterials
ε_a	Querdehnung
ε_l	Longitudinale Stauchung
b	Dicke der metallischen Glasplättchen
d	Mittlere Breite der metallischen Glasplättchen
l_f	Fragmentlänge der gebrochenen Plättchen
$A_{\text{Oberflaeche}}$	Oberfläche der metallischen Glasplättchen
$A_{\text{Querschnitt}}$	Querschnittsfläche der metallischen Glasplättchen
T	Temperatur

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	7
2.1 Grundlagen zu metallischen Gläsern.....	7
2.1.1 Bildung von metallischen Gläsern	8
2.1.2 Herstellungsverfahren von metallischen Gläsern	12
2.1.3 Strukturelle, thermische und mechanische Eigenschaften von metallischen Gläsern	14
2.2 Metallmatrixverbundwerkstoffe	20
2.2.1 Herstellungsverfahren	22
2.2.2 Mechanische Eigenschaften von Metallmatrixverbundwerkstoffen	33
2.2.3 Thermische Eigenschaften von Metallmatrixverbundwerkstoffen	62
2.2.4 Metallmatrixverbundwerkstoffe mit metallischem Glas	74
3 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien	93
3.1 Matrixwerkstoff	93
3.2 Verstärkungswerkstoff und -geometrien	95
3.3 Probengeometrien	102

3.3.1	Probengeometrie für Ultraschallphasenspektroskopie und Druckversuche.....	102
3.3.2	Zugversuchsproben	104
3.3.3	Vierpunktbiegeproben	104
3.3.4	Dilatometerproben	105
4	Experimentelle Versuchsführung und analytische Methoden	107
4.1	Herstellung der Verbundwerkstoffe	107
4.2	Mikrostrukturelle Charakterisierung der Verbundwerkstoffe	111
4.2.1	Dichte und Verstärkungsvolumengehalt	112
4.2.2	Metallografische Untersuchungen	112
4.2.3	Computertomografische Untersuchungen und Orientierungsanalyse.....	113
4.2.4	Röntgendiffraktometrie (XRD)	115
4.2.5	Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC).....	115
4.2.6	Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchung des Grenzschichtaufbaus	116
4.3	Ermittlung der elastischen Eigenschaften mittels Ultraschallphasenspektroskopie	118
4.4	Quasistatische Versuche.....	120
4.4.1	Druckversuche.....	120
4.4.2	Zugversuche	121
4.4.3	Vierpunktbiegeversuche.....	122
4.5	Untersuchung des Schädigungsverhaltens mittels mechanischen <i>in situ</i> Versuchen im Rasterelektronenmikroskop	123
4.6	Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten und der zyklischen thermischen Schädigung.....	125

5 Ergebnisse	127
5.1 Mikrostrukturelle Charakterisierung der Verbundwerkstoffe	127
5.1.1 Röntgendiffraktometrie (XRD)	127
5.1.2 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC).....	129
5.1.3 Dichte und Verstärkungsvolumengehalt	131
5.1.4 Metallografie.....	132
5.1.5 Computertomografie (μ CT).....	143
5.1.6 Transmissionselektronenmikroskopische Charakterisierung des Grenzschichtaufbaus.....	148
5.2 Mechanische Eigenschaften	162
5.2.1 Elastische Eigenschaften.....	162
5.2.2 Elastisch-plastische Eigenschaften	165
5.3 Schädigungsmechanismen und -entwicklung.....	175
5.3.1 Untersuchung der Schädigungsentwicklung mittels mechanischen <i>in situ</i> Versuchen im REM	176
5.3.2 Untersuchung der Schädigungsmechanismen mittels μ CT	219
5.3.3 Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche und metallografische Untersuchung der Schädigungsmechanismen an den gekerbten Vierpunktbiegeproben.....	221
5.4 Thermische Eigenschaften	241
5.4.1 Thermische Schädigung	248
6 Diskussion	251
6.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften	252
6.1.1 Diskussion der XRD- und SAED-Ergebnisse	252
6.1.2 Diskussion der DSC-Ergebnisse	255
6.1.3 Dichte und Verstärkungsvolumengehalt	261

6.1.4	Metallografische Untersuchungen	262
6.1.5	Computertomografische Untersuchungen	265
6.1.6	Grenzflächeneigenschaften.....	266
6.2	Mechanische Eigenschaften	275
6.2.1	Elastische Eigenschaften.....	275
6.2.2	Elastisch-plastische Eigenschaften	280
6.3	Schädigungsverhalten.....	294
6.3.1	Schädigungsverhalten unter Zugbeanspruchung	295
6.3.2	Schädigungsverhalten unter Druckbeanspruchung.....	299
6.3.3	Mittels µCT-Untersuchungen detektierte Schädigungsmechanismen	319
6.3.4	Schädigungsverhalten unter Vierpunktbiegebeanspruchung.....	320
6.4	Thermische Eigenschaften	326
6.4.1	Thermische Schädigung	336
7	Zusammenfassung und Ausblick.....	341

1 Einleitung

Für eine effiziente Ausnutzung der verfügbaren Energie- und Resourcenkapazität ist es notwendig, sich bewegende Bauteile gewichtsreduziert zu gestalten und Leichtbaumaterialien zu verwenden. Häufig reichen die mechanischen Eigenschaften der gängigen Leichtbauwerkstoffe dabei nicht aus, um die steigenden Anforderungen und strenger werdenden Restriktionen zu erfüllen. Im Hinblick darauf wurden Metallmatrixverbunde entwickelt, um die massenbezogenen mechanischen Eigenschaften des Matrixmaterials durch Einbringen einer festeren und steiferen Verstärkungsphase zu verbessern. In den vergangenen Jahren wurden hierfür überwiegend keramische Verstärkungskomponenten verwendet. Neben den verbesserten spezifischen Eigenschaften mit höheren Festigkeiten und Steifigkeiten pro Gewichtseinheit bieten Metallmatrixverbunde je nach Auswahl der Verbundkomponenten die Möglichkeit, funktionelle Materialeigenschaften gezielt einzustellen. So können unter anderem auch verringerte thermische Ausdehnungskoeffizienten, erhöhte Kriechbeständigkeiten oder bessere Verschleißbeständigkeiten erreicht werden [1–3]. Funktionelle Eigenschaftskombinationen, wie beispielsweise hohe thermische Leitfähigkeit bei gleichzeitig niedriger thermischer Ausdehnung, sind Hauptanforderungen für Anwendungen in Elektronikbauteilen oder Verbrennungsmotoren [4, 5]. Um die Bandbreite an Materialeigenschaften fortlaufend zu vergrößern und somit mögliche Anwendungsfelder zu erweitern, werden immer neue

Materialien und Materialkombinationen gesucht und Eigenschaften über die Anpassung von Matrixmaterial, Verstärkungsmaterial und -volumenanteil sowie Herstellungsverfahren maßgeschneidert.

Aluminiumbasierte Systeme haben sich als Matrixwerkstoffe für Metallmatrixverbunde bewährt, da Al-Legierungen neben einer niedrigen Dichte auch über eine hohe Duktilität, gute thermische und elektrische Leitfähigkeit und über eine hohe Korrosionsbeständigkeit verfügen [6]. Darüber hinaus besitzen Aluminium-Silizium-Legierungen attraktive Eigenschaftskombinationen an mechanischen Eigenschaften und sehr guter Gießfähigkeit. So werden etwa 90 % aller gefertigten Gussteile aus Aluminium-Silizium-Gusslegierungen hergestellt [7]. Die Verwendung von keramischen Verstärkungselementen in Metallmatrixverbunden ist jedoch häufig begrenzt durch die Sprödigkeit der Keramiken und den schlechten Grenzflächeneigenschaften zwischen der keramischen Verstärkungsphase und der metallischer Matrix. Diese entstehen beispielsweise aufgrund von schlechter Benetzung, der Bildung von unerwünschten, intermetallischen Grenzflächenphasen und der Inkompatibilität zwischen den strukturellen, mechanischen, thermischen und chemischen Eigenschaften von Matrix und Verstärkung [6, 8]. Um diese negativen Eigenschaften zu umgehen, werden neue Materialien mit den gleichen, positiven Eigenschaften wie die der Keramiken gesucht, die gleichzeitig eine bessere Kompatibilität mit den metallischen Matrixmaterialien besitzen.

Metallische Gläser sind eine vergleichsweise neue Materialklasse, die sich in ihrem strukturellen, amorphen Aufbau und ihren mechanischen Eigenschaften deutlich von konventionellen, kristallinen Legierungen unterscheidet. Sie besitzen interessante Eigenschaften wie hohe Festigkeiten (ca. 1-5 GPa), große elastische Dehnungsbereiche (ca. 1-2 %), hohe Härte und gute Korrosions- und Verschleißbeständigkeit

[9, 10]. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeiten, die zur Herstellung des amorphen Zustands notwendig sind, können nach dem aktuellen Stand der Forschung allerdings häufig nur Proben und Bauteile mit relativ geringen Wandstärken hergestellt werden [6]. Außerdem weisen metallische Gläser ein sprödes Materialverhalten auf [6]. Diese Einschränkungen erschweren die industrielle Anwendung von metallischen Gläsern als Strukturmaterialien [10, 11]. Über das Einbringen der spröden metallischen Gläser in eine duktile Matrix sollen diese negativen Eigenschaften kompensiert und die positiven Eigenschaften der Gläser zur Verstärkung von Leichtbaumetallen wie Aluminium genutzt werden. Gleichzeitig bieten sie, verglichen mit keramischen Verstärkungswerkstoffen, aufgrund ihrer metallischen Struktur eine höhere Kompatibilität mit der metallischen Matrix [6, 12, 13]. Bisher wurden derartige Metallmatrixverbunde mit Hilfe verschiedener Festphasenverfahren wie beispielsweise Sintern hergestellt, da die Kristallisationstemperaturen der meisten metallischen Gläser unter den Schmelztemperaturen der herkömmlicherweise als Matrixwerkstoffe eingesetzten Al- und Mg-Legierungen liegen [14]. Die Entwicklung neuer metallischer Gläser auf Basis verschiedener Refraktärelemente mit hohen Kristallisationstemperaturen ermöglicht zwischenzeitlich eine Verbundherstellung über schmelzmetallurgische Herstellungsverfahren, solange die Prozesstemperatur im Herstellungsprozess T_{Prozess} niedriger ist als die Kristallisationstemperatur T_x [6, 12].

In der vorliegenden Arbeit werden AlSi12-basierte Metallmatrixverbunde mit Partikeln in verschiedenen Größen aus dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ hergestellt. Zur Verbundherstellung kommt das konventionelle, schmelzmetallurgische Verfahren der Gasdruckinfiltration zum Einsatz. Generell ist es für eine gezielte Weiterentwicklung eines Verbundwerkstoffs und potentielle Anwendungsmöglichkeiten notwendig, die mechanischen Eigenschaften zu

kennen und Verformungs- und Schädigungsmechanismen zu identifizieren. Die Eigenschaften und die Morphologie der Verstärkungsphase innerhalb des Verbunds sind dabei von essentieller Bedeutung, da sie sich auf die Eigenschaften des gesamten Verbunds auswirken. Ihre Wechselwirkung mit der Matrix beeinflusst sowohl die Mikrostruktur als auch die Eigenschaften und die Leistungsfähigkeit des Verbunds [6]. Darüber hinaus werden die Eigenschaften des Verbunds maßgeblich von der Grenzflächenbindung zwischen der Matrix und der Verstärkungsphase bestimmt, da die Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase über diese Grenzfläche erfolgt. Schwache Anhaftung, Poren oder die Bildung von spröden intermetallischen Phasen an der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung durch chemische Reaktionen können zu verfrühtem und spontanem Versagen des Verbunds führen [2]. Bei der Verwendung von metallischen Gläsern als Verstärkungselemente kann darüber hinaus aufgrund ihres thermodynamisch instabilen Zustands eine Kristallisation des Materials eintreten [13]. Eine umfassende Untersuchung der Verbund-eigenschaften schließt somit die Charakterisierung der Grenzfläche und des Zustands des metallischen Glases innerhalb des Verbunds mit ein. Entsprechend werden zur Charakterisierung der Prozess-Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen sowie der Schädigungsmechanismen in den Verbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas umfassende Untersuchungen hinsichtlich der strukturellen, mechanischen und thermischen Eigenschaften notwendig. Zur Untersuchung der strukturellen Eigenschaften des metallischen Glases innerhalb der Verbunde werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit DSC- und XRD-Messungen durchgeführt. Weiterhin erfolgt eine Dichtebestimmung der Verbunde mittels des Auftriebsprinzips nach Archimedes, um unter Berücksichtigung von vorhandener Porosität den erzielten Verstärkungsvolumengehalt in den Verbunden zu ermitteln. Zur Untersuchung des mikrostrukturellen Aufbaus der Verbunde werden

metallografische und transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen der Mikrostruktur sowie eine Untersuchung der dreidimensionalen Anordnung der metallischen Glasplättchen innerhalb des Verbunds mittels Computertomografie durchgeführt. Die mechanischen Eigenschaften der Verbunde werden mittels Ultraschallphasenspektroskopie und verschiedenen quasistatischen Prüfmethoden wie Druck- und Zugversuchen bestimmt. In situ Zug- und Druckversuche im Rasterelektronenmikroskop sowie Vierpunktbiegeversuche an gekerbten Proben werden zur Identifizierung der auftretenden Schädigungsmechanismen eingesetzt. Zur Analyse der thermischen Eigenschaften werden Dilatometerversuche durchgeführt.

2 Kenntnisstand

2.1 Grundlagen zu metallischen Gläsern

Der wesentliche Unterschied zwischen kristallinen und nicht-kristallinen Strukturen ist der Grad der Ordnung im Material [2]. Herkömmliche, metallische Legierungen besitzen eine geordnete, kristalline Struktur mit einer definierten, dreidimensionalen Periodizität [6]. Metallische Gläser dagegen sind multikomponentige, metallische Legierungen, die einen Glasübergang aufweisen und amorph, d.h. ungeordnet und ohne atomare Fernordnung, erstarrt werden können [15]. Dies führt zu einer komplexen atomaren Struktur [6]. Diese beschriebenen Unterschiede in der Atomstruktur von kristallinen und amorphen Materialien ist in Abbildung 2.1 schematisch dargestellt.

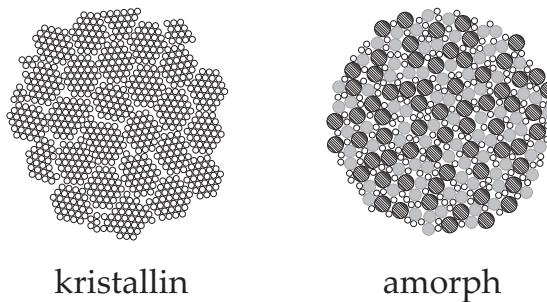


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung der Atomstruktur in kristallinen und amorphen Materialien [6].

2.1.1 Bildung von metallischen Gläsern

Die Erstarrung von metallischen Werkstoffen aus der Schmelze findet im Allgemeinen durch eine Unterkühlung der Schmelze unter die Schmelztemperatur statt. Dadurch wird die Aktivierungsenergie zur Bildung von Keimen herabgesetzt und es kommt davon ausgehend zur Kristallisation des Materials. Der Grad der notwendigen Unterkühlung ist dabei materialabhängig und liegt bei kristallinen Werkstoffen im Bereich von wenigen 10 K [10]. Die Kristallisation bei Gleichgewichtsabkühlung ist dabei verbunden mit einer schlagartigen Volumenabnahme bei Erreichen der Schmelztemperatur T_1 , wie in Abbildung 2.2 schematisch dargestellt. Bei weiterer Abkühlung verringert sich das Materialvolumen in Abhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten [10]. Die Grundlage für die Herstellung von metallischen Gläsern ist die Unterdrückung der Keimbildung durch eine Ausweitung des Temperaturbereichs, um den die Schmelze unterkühlt werden kann. Dies kann beispielsweise durch eine Be seitigung von heterogenen Keimbildungsorten oder durch eine hohe Abkühlgeschwindigkeit (vgl. Abbildung 2.2) erreicht werden [10]. Das Materialvolumen nimmt dabei, wie in Abbildung 2.2 gezeigt,

kontinuierlich ab. Gleichzeitig steigt die Viskosität der Schmelze mit abnehmender Temperatur an. Bei der Glastemperatur T_g wird die Viskosität dann so hoch (ca. 10^{12} Pa·s), dass die Schmelze samt freiem Volumen „eingefroren“ wird. Diese eingefrorene Schmelze wird anschließend als Glas bezeichnet [10]. Die Glastemperatur T_g , das Volumen und damit die Dichte des Glases sowie der Anteil an freiem Volumen sind dabei abhängig von der Abkühlrate [16]. Im Allgemeinen besitzen metallische Gläser eine etwa 2-3 % geringere Dichte als die entsprechende Legierung im kristallin erstarrten Zustand [17].

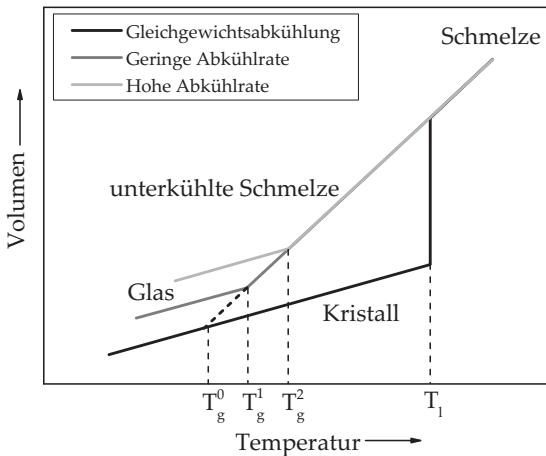


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung der Volumenänderung in Abhängigkeit von der Temperatur für ein kristallin und ein amorph erstarrendes Material [10, 18].

Die Fähigkeit einer metallischen Schmelze, in einen Glaszustand umzuwandeln, wird als Glasbildungsfähigkeit (engl.: glass-forming ability (GFA)) bezeichnet [10]. Zur Beschreibung dieser Glasbildungsfähigkeit wurden in der Vergangenheit verschiedene Kriterien präsentiert, die nachfolgend näher erläutert werden.

Basierend auf der Keimbildungskinetik und der Viskosität von Schmelzen präsentiert Turnbull [19] das Kriterium der reduzierten Glasübergangstemperatur T_{rg} . Diese reduzierte Glasübergangstemperatur wird berechnet über das Verhältnis von Schmelztemperatur T_1 zu Glastemperatur T_g , also $T_{rg} = T_1/T_g$. T_{rg} liegt typischerweise bei mindestens $\cong 0,4$ [10]. Je höher die reduzierte Glasübergangstemperatur T_{rg} , umso höher ist die Viskosität der Schmelze und umso leichter kann die Schmelze bereits bei niedrigen Abkühlraten in Glas umwandeln. Der Wert für die Schmelztemperatur T_1 sinkt im Allgemeinen mit steigendem Anteil an gelösten Elementen, während sich die Glastemperatur T_g wenig verändert [10]. In einigen Legierungssystemen kommt es dabei zu einem steilen Abfall der Schmelztemperatur T_1 und es entstehen „tiefe“ Eutektika mit niedrigeren eutektischen Temperaturen als den Schmelztemperaturen der einzelnen Komponenten. Im eutektischen Punkt besitzen diese Legierungssysteme die höchste reduzierte Glasübergangstemperatur T_{rg} [20] und können so leicht in den Glaszustand überführt werden.

Nach Inoue gibt es drei empirische Kriterien, die die GFA maßgeblich erhöhen [21–23]. Diese sind die Verwendung von

1. multikomponentigen Legierungen bestehend aus mindestens drei unterschiedlichen Legierungslementen,
2. stark unterschiedlichen Atomradien mit einem Größenverhältnis von mindestens 12%,
3. Elementen mit negativer Mischungsenthalpie.

Die genannten Regeln führen zu einer hohen atomaren Packungsdichte und einer hohen Viskosität der Schmelze [6]. Weiterhin wird die Grenzflächenergie zwischen der flüssigen und der festen Phase erhöht und damit die Keimbildung kristalliner Phasen unterdrückt [23]. Das Erschweren der atomaren Anordnung der Komponenten auf einer

großen Skala während der Erstarrung verhindert zudem kristallines Wachstum [23].

Nach Inoue [21, 24, 25] kann die Glasbildungsfähigkeit über den Temperaturbereich der unterkühlten Schmelze ΔT_x beurteilt werden. Dieser wird mit Hilfe der Kristallisationstemperatur T_x und Glastemperatur T_g berechnet:

$$\Delta T_x = T_x - T_g \quad (2.1)$$

In Summe führen die genannten Kriterien nach [21–23] zu einer erhöhten Glasbildungsfähigkeit und damit zu einer Verringerung der kritischen Abkühlrate. Abbildung 2.3 zeigt schematisch die Zeit-Temperatur-Umwandlungskurven hypothetischer Legierungen mit unterschiedlichen Glasbildungsfähigkeiten [10]. Während bei der schwarz markierten Legierung Herstellungsverfahren mit sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten notwendig sind (engl.: rapid solidification processes (RSP)), reichen bei den grau markierten Legierungen niedrige Abkühlraten aus, um eine Kristallisation des Materials zu vermeiden.

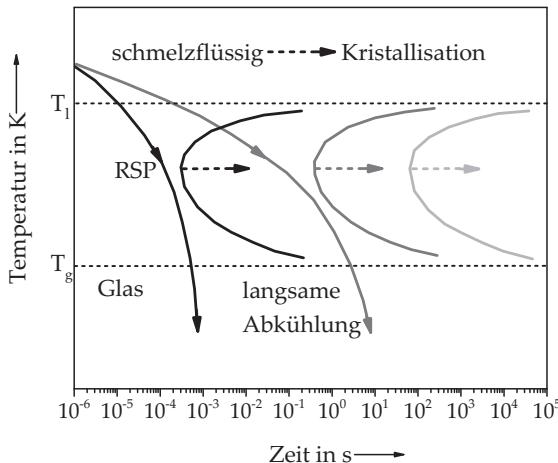


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der Abhängigkeit der kritischen Abkühlrate von der Glasbildungsfähigkeit im Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm [10].

2.1.2 Herstellungsverfahren von metallischen Gläsern

Seit der ersten Entdeckung von metallischen Gläsern im System Au-Si im Jahr 1960 [26] wurden metallische Gläser in unterschiedlichen Legierungssystemen mit vielfältiger Zusammensetzung und Materialdicke entwickelt [10]. Zur Herstellung dieser metallischen Gläser werden unterschiedliche Verfahren eingesetzt. Die gängigsten Methoden sind das bereits genannte Verfahren der raschen Erstarrung (engl.: rapid solidification processes (RSP), vgl. Kap. 2.1.1), mechanisches Legieren über hochenergetisches Kugelmahlen und hochgradige, plastische Verformung. [6]. Entsprechend dieser Verfahren werden amorphe, metallische Legierungen im Allgemeinen in metallische Gläser, die über schmelzflüssige Verfahren mit rascher Erstarrung hergestellt werden, und amorphe Legierungen, für deren Herstellung

die übrigen Verfahren wie mechanisches Legieren eingesetzt werden, unterschieden [6].

Aufgrund der Notwendigkeit hoher Abkühlraten zur Herstellung von metallischen Gläsern werden die Gläser häufig in Form von Pulvern, Drähten oder Bändern erstarrt. Das am weitesten verbreitete Verfahren der Rascherstarrung ist das Schmelzspinnverfahren (engl.: melt spinning) [6, 27]. Der Aufbau des Verfahrens ist in Abbildung 2.4 schematisch dargestellt. Beim Melt-Spinning-Verfahren werden kleine Mengen der Legierung in einem Tiegel induktiv aufgeschmolzen. Anschließend wird das flüssige Metall durch eine Düse auf ein gekühltes Substrat, in den meisten Fällen eine schnell rotierende Kupferrolle, geleitet. Durch den Kontakt mit der rotierenden Rolle wird die Wärme sehr schnell aus der Schmelze abgeführt und das Material erstarrt [6]. Dieser Prozess findet im Allgemeinen unter Vakuum oder Schutzgasatmosphäre statt, um Lufteinschlüsse und damit Porosität zu vermeiden [6]. Mit Hilfe des Melt Spinnings können Abkühlraten im Bereich von $10^5\text{-}10^6 \text{ K s}^{-1}$ realisiert werden. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeiten ist die Dicke der amorphen Bänder auf 10-60 μm beschränkt [6].

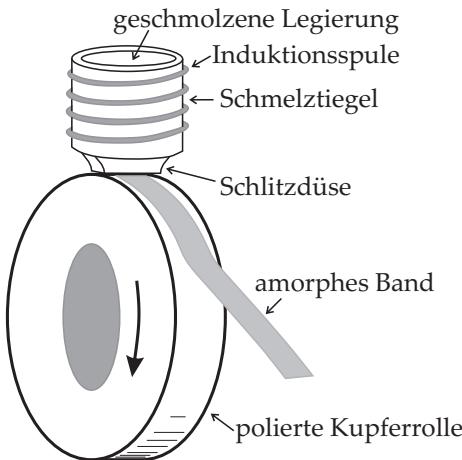


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung des Verfahrens Melt Spinning [28].

In den vergangenen Jahren wurde die Bildung von metallischen Gläsern bei niedrigeren Abkühlraten mit einer Dicke von mehreren Millimetern in unterschiedlichen Legierungssystemen beobachtet [14, 25]. Für die Herstellung dieser Gläser stehen weitere Verfahren wie Lichtbogenschmelzen oder verschiedene Druckgussverfahren mit Kupferkokillen zur Verfügung [6, 10].

2.1.3 Strukturelle, thermische und mechanische Eigenschaften von metallischen Gläsern

Amorphe Strukturen führen zu breiten und diffusen bzw. ringförmigen Diffaktionsmustern. Dieser Effekt kann genutzt werden, um den glasartigen Zustand des Materials mit Hilfe von Röntgendiffraktion (engl.: X-ray diffraction (XRD)) oder Methoden der Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) nachzuweisen. Abbildung 2.5 zeigt beispielhaft TEM-Aufnahmen eines Ni- und eines Zr-basierten

metallischen Glases mit den bei metallischen Gläsern typischerweise auftretenden Effekten [10, 29]: keinerlei Materialkontraste im Hellfeld-Modus (vgl. Abbildung 2.5(a)), breite, ringförmige Diffraktionsmuster im Elektronenstrebild (vgl. 2.5(b)) und den sogenannten „Salz- und Pfeffer“-Kontrast im hochauflösenden TEM-Modus (vgl. 2.5(c)) [10].

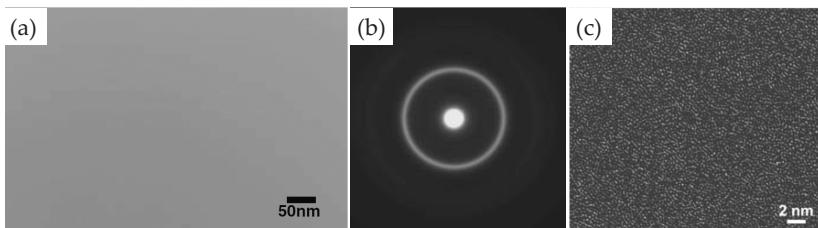


Abbildung 2.5: Typische TEM-Aufnahmen von metallischen Gläsern – (a): TEM-Hellfeldaufnahme zeigt metallisches Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{30}\text{Ta}_{10}$ ohne jeglichen Kontrast [29]; (b): zu (a) gehörendes Elektronenstrebild zeigt diffuses, breites Ringmuster [29]; (c): hochauflösendes TEM-Bild eines Zr-basierten metallischen Glases mit sogenanntem „Salz- und Pfeffer“-Kontrast [10].

Während herkömmliche kristalline Legierungen durch Abkühlung nahe des thermodynamischen Gleichgewichts erstarrt werden, befinden sich metallische Gläser aufgrund der nicht-gleichgewichtsnahen Herstellung nach der Erstarrung in einem metastabilen Zustand [6] und der Vorgang der Glasbildung ist reversibel. Eine ausreichende Energiezufuhr, beispielsweise bei erneuter Erhitzung, führt bereits bei Temperaturen unterhalb der Glastemperatur zu einer Verringerung des freien Volumens und damit zu struktureller Relaxation. Diese findet durch reversible Umordnung einzelner Atome (engl.: compositional short range order (CSRO)) oder durch irreversible Umordnung ganzer Atomgruppen (engl.: topological short range order (TSRO)) statt [18, 30]. Die strukturelle Relaxation durch thermisches Anlassen unterhalb der Glastemperatur führt zu einer Veränderung der

physikalischen und mechanischen Eigenschaften des metallischen Glases [10]. Häufig kommt es zu einer Abnahme der Festigkeit und zu einer weiteren Reduktion der kaum vorhandenen Duktilität [31]. Bei Temperaturen um die Glastemperatur T_g können in manchen metallischen Gläsern weiterhin Phasenseparationen in verschiedene amorphe Phasen mit unterschiedlichen Zusammensetzungen auftreten, ohne dass eine Kristallisation des metallischen Glases eintritt [10, 18]. Diese amorphen Phasenseparationen durch Anlassen ohne eine dabei eintretende Kristallisation werden in verschiedenen glasbildenden Legierungssystemen beobachtet [32–34] und können zu einer weiteren Versprödung des metallischen Glases führen [35–37]. Ab Erreichen der Kristallisationstemperatur T_x kommt es letztlich zur Bildung von stabilen, gleichgewichtsnahen kristallinen Phasen [6, 10]. Die Glastemperatur T_g und die Kristallisationstemperatur T_x sind dabei keine physikalischen Werkstoffparameter, sondern abhängig von der Heizrate. Aus diesem Grund kann Kristallisation bei ausreichend langer Zeit bereits unterhalb der für das jeweilige metallische Glas angegebenen Kristallisationstemperatur eintreten [10].

Die mechanischen Eigenschaften von metallischen Gläsern sind stark temperaturabhängig [6]. Bei Temperaturen unterhalb der Glastemperatur T_g weisen metallische Gläser aufgrund ihrer amorphen Struktur verglichen mit herkömmlichen kristallinen Legierungen außergewöhnliche mechanische Eigenschaften auf. Sie besitzen typischerweise hohe elastische Dehgrenzen in einem Bereich von 1,2 % für Pt-P-basierte Glasbänder und bis zu 2,2 % für Cu-Zr-basierte Gläser [10]. Weiterhin zeigen sie hohe Festigkeiten. In verschiedenen Studien wird von Festigkeitswerten bis zu rund 2 GPa für Zr- und Cu-basierte [38], rund 3 GPa für Ni-basierte [39], rund 4 GPa für Fe-basierte [38] und rund 5 GPa für Co-basierte [40] metallische Gläser berichtet. Dabei zeigen metallische Gläser häufig eine höhere Festigkeit unter Druck- als unter Zugbelastung [41, 42]. Aufgrund

der amorphen Struktur gibt es in metallischen Gläsern keine mikrostrukturellen Kristallgitterfehler wie Versetzungen, Stapelfehler oder Korngrenzen. Dies führt zu einer geringen plastischen Verformbarkeit mit Dehnungen weniger als 0,5 % unter Zug- und bis etwa 1 % unter Druckbelastung [10] und sprödem Materialversagen [43, 44]. Bei Temperaturen oberhalb der Glastemperatur verhalten sich metallische Gläser wie Newtonsche Flüssigkeiten mit abnehmender Viskosität [45, 46]. Dies führt zu einer guten Verformbarkeit mit großen plastischen Dehnungen. In Tabelle 2.1 ist eine Übersicht an mechanischen und thermischen Kennwerten einiger metallischer Gläser zusammengefasst. Wie die Tabelle zeigt, sind für viele Gläser und insbesondere für das im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendete metallische Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ nur wenige Kennwerte publiziert.

Tabelle 2.1: Übersicht über mechanische und thermische Eigenschaften einiger metallischer Gläser.

Zusammensetzung	Literatur	T _g (K)	T _x (K)	E (GPa)	ν (-)	CTE (x10 ⁻⁶ /K)
Vitreloy 1 (Zr _{41,25} Ti _{13,75} Ni ₁₀ Cu _{12,5} Be _{22,5})	[6, 47–49]	623	712	96,3	-	8,5–9,3
Vitreloy 6 (Zr ₅₇ Nb ₅ Cu _{15,4} Ni _{12,6} Al ₁₀)	[50]	687	750	-	-	-
Cu ₅₄ Zr ₃₆ Ti ₁₀	[51]	715	760	-	-	-
[(Fe _{0,5} Co _{0,5}) ₇₅ B ₂₀ Si ₅] ₉₆ Nb ₄	[52]	821	861	-	-	-
Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	[29]	-	994	-	-	-
Ni ₆₀ Nb ₃₅ Sn ₅	[53]	884	943	183,2	0,382	-
Ni ₆₀ (Nb ₆₀ Ta ₄₀) ₃₄ Sn ₆	[53]	884	955	163,6	0,361	-
Ni ₆₀ (Nb ₄₀ Ta ₆₀) ₃₄ Sn ₆	[53]	896	970	155,2	0,366	-

Die grundlegende Theorie zum Verformungsverhalten metallischer Gläser ist die Theorie der Scherumwandlungszone (engl.: shear transformation zone (STZ)) [54–56]. Diese besagt, dass die plastische

Verformung in metallischen Gläsern auf atomarer Ebene als lokale, gemeinschaftliche, inelastische Scherung von Atomclustern, den STZs, stattfindet [57–61]. Abbildung 2.6(a) zeigt schematisch eine Scherumwandlungszone vor und nach der Verformung. Die STZs bilden sich bevorzugt in Bereichen mit Clustern mit geringer Packungsdichte. Hohe Anteile an freiem Volumen setzen dabei den Verformungswiderstand herab [60]. Das Verformungsverhalten an sich ist abhängig von der atomaren Mobilität, mit der sich eine bestimmte Anzahl an Atomen und das dazugehörige freie Volumen neu anordnet [62]. Die atomare Mobilität, die homogenes Fließen fördert, ist dabei umso höher, je größer der Anteil an freiem Volumen ist [54]. Ein weiteres Modell stellt die Verformung als Serie von diffusionsartigen Sprüngen einzelner Atome in Bereiche mit hohem Anteil an freiem Volumen dar [59]. Dies ist in Abbildung 2.6(b) gezeigt.

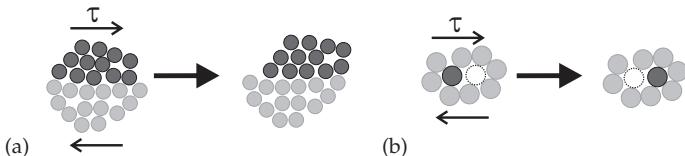


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung einer Scherumwandlungszone (engl.: shear transformation zone (STZ)) mit Verformung basierend auf der Neuanordnung von Atomclustern (vor und nach der Verformung) (a) [60] und Verformung basierend auf atomaren Sprüngen einzelner Atome (b) in [43] nach [59].

Bei einer kollektiven Verformung dieser STZs unter mechanischer Beanspruchung bei Temperaturen unterhalb der Glastemperatur kommt es zu einer inhomogenen und lokal konzentrierten Verformung in so genannten Scherbändern [10, 59, 63]. Diese dünnen Bänder bilden sich auf Ebenen der maximalen Schubspannung unter näherungsweise 45° zur Beanspruchung [10]. Unter Zugbelastung werden Scherbänder auch bei größeren Winkeln als 45° zur Belastungsrichtung beobachtet [42, 64]. Ausgehend von diesen Scherbändern kommt es anschließend

durch Bildung von nano-skaligen Poren innerhalb der Scherbänder [65, 66] und deren Verbindung [42, 67] zu Versagen und Bruch. Unter Zugbelastung tritt das Versagen unmittelbar nach der Bildung des ersten Scherbands ein [10, 68]. Bei uniaxialer Druckbeanspruchung bilden sich dagegen mehrere Scherbänder und es kommt zu einem gewissen Maß an plastischer Verformung [10]. Im Gegensatz zu plastischer Verformung über Versetzungsbewegung führt die Verformung in Form von Scherbändern zu entfestigendem Materialverhalten.

Zusätzlich zur Verformung in STZs kommt es bei angelegter Zugbeanspruchung direkt zum Bruch lokaler Atomcluster [69]. Dieser Mechanismus der sogenannten Zugumwandlungszone (engl.: tensile transformation zone (TTZ)) findet insbesondere bei hohen Zugspannungen an der Riss spitze statt und ist nachfolgend in Abbildung 2.7 dargestellt.

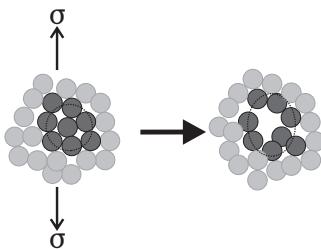


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung der atomaren Vorgänge innerhalb einer Zugumwandlungszone (engl.: tensile transformation zone (TTZ)) nach [69].

Diese verschiedenen Mechanismen führen zu unterschiedlichen Merkmalen auf den Bruchflächen. Die Bruchfläche einer unter Druck beanspruchten Probe zeigt im Allgemeinen eine glatte Fläche mit regelmäßigen Bändern in Richtung des Rissfortschritts und einer adri gen Struktur innerhalb der Bänder [42, 47]. Bruchflächen von unter

Zug beanspruchten Proben zeigen dagegen adrige Strukturen mit kreisförmigen Mustern [42].

Metallische Gläser besitzen einen linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten bis etwa 50-100 K unterhalb der Glastemperatur T_g [70–72]. Dieser liegt im Allgemeinen in der Größenordnung $10\text{--}15 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ [10]. Im Bereich der unterkühlten Schmelze steigt der thermische Ausdehnungskoeffizient auf höhere Werte als unterhalb der Glastemperatur an und sinkt im kristallisierten Zustand auf niedrigere Werte als im Glaszustand ab [18, 73]. Bei Kenntnis der Glastemperatur kann der lineare thermische Ausdehnungskoeffizient eines metallischen Glases unterhalb der Glastemperatur T_g mit Hilfe des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des metallischen Glases α_g (in $1/\text{K}$) und der Glastemperatur des metallischen Glases T_g (in K) über das gemittelte Produkt $\alpha_g \cdot T_g$ abgeschätzt werden. Nach empirischen Studien liegt der Wert des Produkts bei etwa $8,4 \times 10^{-3}$ [71].

2.2 Metallmatrixverbundwerkstoffe

Verbundwerkstoffe sind heterogene Werkstoffe aus einer Kombination von zwei oder mehr physikalisch unterschiedlichen, fest miteinander verbundenen Materialien [2]. Im Gegensatz zu mehrphasigen Zuständen eines Mehrstoffsystems oder sogenannten *in situ* Verbunden werden die jeweiligen Komponenten einzeln produziert und über einen zusätzlichen Prozessschritt zum Verbundwerkstoff kombiniert [74]. Ziel dieser Verbundwerkstoffe ist es, günstige Eigenschaften der einzelnen Basiswerkstoffe zu vereinen [75] und Werkstoffe mit optimierten anwendungs- und funktionsbezogenen Eigenschaften herzustellen, die die Eigenschaften der einzelnen Komponenten übertreffen [76]. So sollen beispielsweise die hohen Festigkeiten oder Steifigkeiten

der Verstärkungsmaterialien mit der hohen Duktilität und der niedrigen Dichte von Metallen wie Aluminium verknüpft und dadurch bessere spezifische Eigenschaften als die der einzelnen Materialien eingestellt werden [6, 77]. In den meisten Fällen bestehen die Verbunde aus einer oder mehreren diskontinuierlichen Verstärkungsphasen, die gleichmäßig in einer kontinuierlichen Phase, der Matrix, verteilt sind [76].

Metallmatrixverbundwerkstoffe sind Verbunde mit einem metallischen Matrixmaterial. Diese Matrix wird beispielsweise mit einer dreidimensionalen, durchdringenden Schaumstruktur (Durchdringungswerkstoff), geschichteten Strukturen (Laminaten), Langfasern, Kurzfasern oder Whiskern, Flakes oder Partikeln aus einem höherfesten Material verstärkt. Kurzfasern oder Whisker können regellos im Verbund verteilt sein oder gerichtet bzw. entlang einer Vorzugsrichtung vorliegen [75]. In partikelverstärkten Verbunden werden häufig aus Kostengründen Hartstoffpartikel wie Oxide oder Karbide eingesetzt, die konventionell in der Schleif- und Poliermittelindustrie verwendet werden [78]. Weit verbreitet sind SiC- und Al₂O₃-Partikel mit Partikelgrößen im Bereich von 5 bis 50 µm. Die Partikel sind innerhalb der Verbunde gleichmäßig in der Matrix verteilt [79]. Eine schematische Darstellung der unterschiedlichen Verstärkungsarchitekturen ist in Abbildung 2.8 gezeigt.

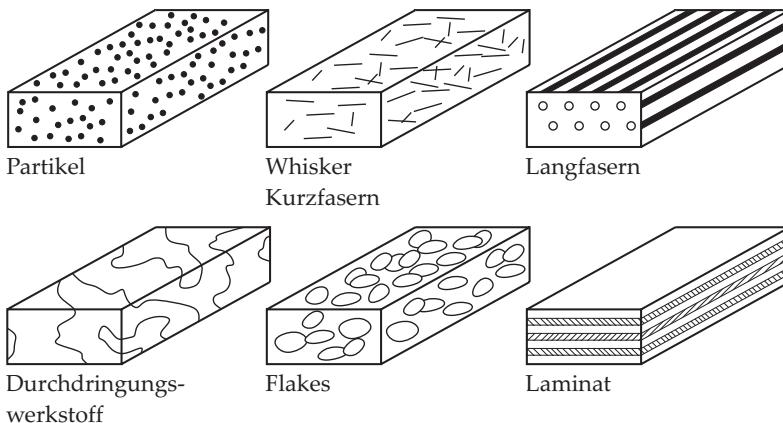


Abbildung 2.8: Metallmatrixverbunde mit unterschiedlichen Verstärkungsarchitekturen nach [2, 80] und [81] in [77].

Diese unterschiedlichen Geometrien und Verteilungen der Verstärkungsphase im Verbund sowie die Eigenschaften der einzelnen Komponenten und die Interaktion über die Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung beeinflussen die Eigenschaften des Verbunds [76]. Diese Einflüsse werden in den folgenden Kapiteln (Kapitel 2.2.2ff.) näher erläutert.

2.2.1 Herstellungsverfahren

Für die Herstellung von Metallmatrixverbunden gibt es verschiedene Verfahren. Diese werden bezogen auf den Zustand des Matrixmaterials in Fest- und Flüssigphasenverfahren eingeteilt [74, 82]. Die Auswahl des Herstellungsverfahrens ist von verschiedenen Faktoren abhängig, wie Verteilung der Verstärkungsphase im Verbund, Anbindung zwischen Matrix und Verstärkung, Matrixmikrostruktur, Einfachheit des Prozesses und Kosteneffizienz [2]. In den folgenden

Unterkapiteln werden die wichtigsten dieser Herstellungsverfahren zusammenfassend dargestellt.

2.2.1.1 Festphasenverfahren

Festphasenverfahren sind Herstellungsverfahren, bei denen keine schmelzflüssige Phase auftritt. Neben Methoden der inneren Oxidation sind pulvermetallurgische Verfahren die wichtigsten Festphasenverfahren zur Herstellung von Metallmatrixverbunden, insbesondere von Verbunden mit Partikelverstärkung [1, 83]. Die grundlegenden Verfahrensschritte sind [1, 2, 84, 85]:

- Herstellung von Pulvern bzw. Pulvermischungen über mechanisches Legieren,
- Ggf. Pressen von Grünkörpern und anschließendes Ausgasen der Grünkörper,
- Schaffen des Werkstoffzusammenhalts durch Konsolidierung; dies erfolgt bei hohen Temperaturen (unterhalb der Schmelztemperatur der Matrix) mittels Sintern oder Heißpressen und/oder mittels verschiedener Umformverfahren wie Schmieden, Sinterschmieden oder Extrudieren.

Mit der Herstellung von Verbunden über Pulvermischungen ist es möglich, Verstärkungsvolumengehalte gezielt und kontrolliert einzustellen [82]. Das Vermischen kann entweder im trockenen Zustand oder mit Hilfe von Zusatzstoffen in einer Suspension erfolgen [82]. Für die anschließende Konsolidierung gibt es verschiedene Sintermethoden wie Spark Plasma Sintern, Vakuumheißpressen oder (uniaxiales oder isostatisches) Heißpressen [6]. Das gewählte Sinterverfahren, die Sinterparameter und die Eigenschaften der verwendeten

Ausgangspulver haben dabei einen deutlichen Einfluss auf die Eigenschaften des Verbunds nach dem Sintern [83]. Beim Heißpressen werden die Verstärkungs- und Matrixmaterialien unter Druck und bei hohen Temperaturen konsolidiert [77]. Die Temperatur und der Druck werden dabei so gewählt, dass im Matrixmaterial plastisches Fließen induziert wird [77]. In Abhängigkeit von der Werkstoffkombination ist das Matrixmaterial dabei in einem festen oder in einem teilweise aufgeschmolzenen Zustand. Durch diese Fließprozesse werden die Hohlräume um die Verstärkungsphase geschlossen [77]. Die Verstärkungsphase verformt sich dabei nicht [2]. Mit Hilfe dieser Sinterverfahren können Verbunde mit Verstärkungsvolumengehalten von bis zu 50-75 % realisiert werden [84, 86]. Bei diesen hohen Volumengehalten kommt es allerdings häufig zu einer ungleichmäßigen Verteilung der Komponenten mit Partikelclustern und Agglomerationen von Fasern oder Whiskern [83, 87]. Innerhalb dieser Partikelcluster werden häufig Poren beobachtet [83].

Durch die im Allgemeinen geringeren Prozesstemperaturen als bei schmelzmetallurgischen Verfahren können Grenzflächenreaktionen zwischen Verstärkung und Matrix, die zur Degradation der Verstärkungsphase im Bereich der Grenzfläche oder zur Bildung von spröden Grenzflächenphasen führen, meistens vermieden werden [1, 88]. Entsprechend können Verbunde mit guten mechanischen Eigenschaften durch gute Grenzflächenanbindung erreicht werden [82, 89]. Zudem gibt es bei diesen Sinterverfahren keine Probleme mit der Benetzbarkeit der Komponenten und es können Verbunde aus Materialkombinationen hergestellt werden, deren Herstellung über schmelzmetallurgische Verfahren nicht möglich ist [6].

Alternativ oder zusätzlich zum Heißpressen ist die Konsolidierung des Verbunds auch durch Warmumformverfahren wie Schmieden

oder Extrudieren möglich. Hierbei wird durch die im Allgemeinen hohen Umformgrade eine hohe Dichte der Verbunde erreicht [1, 2, 83, 90]. Die hohen Umformgrade bewirken allerdings häufig eine Schädigung in der Verstärkungsphase wie Partikel- oder Faserbrüche, die die Festigkeit des Verbunds reduzieren [2, 82]. Häufig wird in diesen Verbunden außerdem eine inhomogene Mikrostruktur mit Bändern mit lokal hohen Verstärkungsvolumengehalten oder ausgerichteten Fasern beobachtet [91–94]. Diese bewirken ein anisotropes Materialverhalten mit höheren Festigkeiten und höherem E-Modul entlang der Extrusionsachse als senkrecht dazu [95, 96].

2.2.1.2 Flüssigphasenverfahren

Flüssigphasenverfahren besitzen eine größere technische Bedeutung als die Festphasenverfahren, da konventionelle und etablierte Gießverfahren kostengünstig zur Herstellung von Metallmatrixverbunden adaptiert werden können [6, 97, 98]. Weitere Vorteile sind die Möglichkeit der endkonturnahen Fertigung von Bauteilen und eine schnellere Prozessgeschwindigkeit als bei der Verbundherstellung mittels pulvemetallurgischen Methoden [2]. Folgende Flüssigphasenverfahren finden häufig Anwendung [74]:

- Melt Stirring,
- Squeeze Casting bzw. Pressgießen,
- Vakuuminfiltration bzw. Gasdruckinfiltration.

Die bestimmenden Faktoren bei der Herstellung von Metallmatrixverbundwerkstoffen über Flüssigphasenverfahren sind die Viskosität des schmelzflüssigen Metalls, die Benetzbarkeit der Verstärkungsphase mit der Schmelze und die Reaktionen zwischen Matrix und Verstärkungsphase [99]. Bei Flüssigphasenverfahren tritt die metallische

Schmelze in direkten Kontakt mit dem Verstärkungsmaterial. Dies begünstigt eine gute Grenzflächenbindung zwischen den Komponenten, kann aber auch die Bildung von spröden Grenzflächenphasen unterstützen [82]. Die beeinflussenden Prozessparameter sind diesbezüglich die Kontaktzeit zwischen der schmelzflüssigen Matrix und der Verstärkungsphase sowie der Prozessdruck [82].

Melt Stirring Verfahren

Das einfachste und wirtschaftlich attraktivste Flüssigphasenverfahren ist das Melt Stirring Verfahren [82], das die Firma Duralcan kommerzialisiert hat [100]. Beim Melt Stirring werden Verstärkungspartikel in eine metallische Schmelze eingerührt. Anschließend wird dieser Verbund mit Hilfe verschiedener Gießverfahren, wie beispielsweise über Druckguss, Sandguss oder Kokillenguss umgeformt [101–103]. Mit Hilfe dieses Verfahrens können gießtechnisch Verbunde mit Partikeln der Größenordnung 9–20 µm [74] und einem maximalen Partikelvolumengehalt von 20–25 % hergestellt werden [97, 104, 105]. Der Vorteil des Melt Stirring Verfahrens liegt darin, dass mit wenig Aufwand und kostengünstig große Mengen an partikelverstärktem Verbundmaterial hergestellt werden können [106]. Durch Agglomeration oder Sedimentation der Partikel [82] kann allerdings eine inhomogene Verteilung der Partikel in der Schmelze auftreten. Durch verstärktes Rühren können diese Agglomerationen aufgelöst werden. Dabei muss ein Gaseintrag in die Schmelze vermieden werden, da dies zu Porositäten im Verbund führen kann [97]. Es kann außerdem zur Bildung von Oxiden, zur Partikelmigration und zu Reaktionen zwischen der Matrix und dem Verstärkungsmaterial kommen [106–108]. Somit müssen die Legierungszusammensetzung, die Temperatur der Schmelze und die Einrührdauer auf die Reaktivität der verwendeten Materialien abgestimmt werden [2, 97]. Es ist keine Herstellung von langfaser-verstärkten oder gerichteten Verbunden möglich [106].

Infiltrationsverfahren

Bei Infiltrationsprozessen werden die Zwischenräume von vorgefertigten, porösen Formen, beispielsweise aus Kurzfasern oder Partikeln, mit flüssigem Metall gefüllt und dieses anschließend erstarrt [99, 106, 109, 110]. Voraussetzung für eine Infiltration der Vorform ist eine niedrige Viskosität der Schmelze und eine gute Benetzbarkeit des Verstärkungsmaterials [2]. Häufig reicht es aus, in Umgebung der Verstärkungsphase Vakuum zu erzeugen und dadurch eine Infiltration zu bewirken. Bei Material, das schlecht mit metallischer Schmelze benetzt, wie beispielsweise keramische Werkstoffe, wird die Infiltration häufig durch eine äußere Kraft unterstützt, um die Kapillarkräfte zu überwinden [106]. Diese äußere Kraft kann entweder durch mechanischen Druck (z.B. Squeeze Casting) oder Gasdruck (z.B. Gasdruck-infiltration) aufgebracht werden.

Squeeze Casting Verfahren

Squeeze Casting oder Pressgießen ist ein Flüssigphasenverfahren, bei dem die Schmelze unter mechanischem Druck, beispielsweise über den Kolben einer hydraulischen Presse [106], in die vorgefertigten Formen aus Kurzfasern oder Partikeln gedrückt wird [99, 109, 111]. Es können Verbunde mit Verstärkungsvolumengehalten größer als 40 % realisiert werden [99, 112]. Die verwendeten Infiltrationsdrücke liegen dabei in einem Bereich zwischen 50 und 100 MPa [86]. Durch diese hohen Prozessdrücke und effizientes Nachspeisen der Schmelze werden niedrige Porositäten im Verbund erreicht [82, 113]. Allerdings kann es durch die hohen Drücke zu Schäden an der Vorform, wie Deformation oder Bruch, kommen [106, 114, 115]. Da die Dauer der Infiltration und damit die Reaktionszeit relativ kurz ist, können Grenzflächenreaktionen zwischen den einzelnen Komponenten minimiert und somit Verbunde aus reaktionsfreudigen Komponenten hergestellt werden [2, 97]. Durch die Vorform und deren Positionierbar-

keit in der Gussform können allerdings nur einfache Verbundgeometrien realisiert werden [74].

Gasdruckinfiltrationsverfahren

Um die mechanische Beanspruchung der Vorform während der Infiltration zu verringern, wurden verschiedene Methoden der Gasdruckinfiltration entwickelt [74]. Bei der Gasdruckinfiltration wird die Schmelze statt mit mechanischem Druck wie beim Squeeze Casting mit Hilfe von Gasdruck in Vorformen aus Kurzfasern oder Partikeln gepresst. Dieser Gasdruck bewirkt während der Infiltration auch bei komplizierten Geometrien eine allseitig wirkende, hydrostatische Druckbelastung [74]. Als Infiltrationsgas wird ein in Bezug auf die Schmelze inertes Gas wie beispielsweise Argon verwendet [97]. In der Vergangenheit wurden unterschiedliche Methoden für die Gasdruckinfiltration entwickelt, die bereits mehrfach in der Literatur beschrieben sind [111, 116–120]. Der generelle Prozessablauf ist aber für alle Gasdruckinfiltrationsverfahren ähnlich [74, 97, 121]:

1. Vorform aus Fasern oder Partikeln erstellen bzw. in eine Gussform einbringen und mit Matrixmaterial bedecken,
2. Vorform evakuieren,
3. Matrixmaterial aufschmelzen; es kommt zur Kontaktbildung zwischen der Schmelze und der Verstärkung an der Oberfläche der Vorform,
4. Infiltration durch Durchströmen der Schmelze durch die Vorform nach Aufbringen eines Mindestdrucks,
5. Erstarrung durch entsprechende Kühlung (ggf. Verstärkung der Kühlwirkung durch Druckabbau).

Der eigentliche Infiltrationsvorgang wird dabei durch die Benetzbareit der Verstärkungsphase mit der Schmelze bestimmt [97]. Liegt

eine gute Benetzung, d.h. ein kleiner Kontaktwinkel zwischen der Schmelze und der Verstärkungsphase vor, tritt eine Kapillarwirkung ein. Bei großen Kontaktwinkeln wird der Infiltrationsvorgang gehemmt [97, 122]. Durch den während des Prozesses auf die Schmelze aufgebrachten Gasdruck kann der Einfluss der Benetzung kompensiert und durch Aufbringen von hohen Drücken ein benetzendes System erzeugt werden [97]. Der notwendige Infiltrationsdruck muss somit auf die Benetzbarkeit der Komponenten und die Kapillarkräfte, d.h. auf die Durchströmbarkeit der Vorform, abgestimmt werden [97, 123]. Die Kapillarkräfte steigen mit zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt an. Entsprechend nimmt die Durchströmbarkeit ab einem Verstärkungsvolumengehalt von etwa 20 % signifikant ab [124, 125]. Der Vorgang der Benetzung ist weiterhin zeit- und temperaturabhängig [126] und wird von Reaktionen an der Grenzfläche beeinflusst [97]. Weiterhin hat die temperaturabhängige Viskosität der Schmelze [127] einen bedeutenden Einfluss auf die Infiltration und fortschreitende Erstarrung verschlechtert die Durchströmbarkeit der Vorform [97]. Die Infiltration kann durch vorhergehende Evakuierung der Vorform maßgeblich unterstützt werden. Durch das Vakuum wird eine erhöhte Oberflächenaktivität und damit eine erhöhte Benetzbarkeit der Verstärkungsphase erreicht sowie eine Verringerung von Gasinschlüssen und Porosität erzielt [6, 97].

Im Allgemeinen werden bei der Gasdruckinfiltration niedrigere Drücke eingesetzt als beim Squeeze Casting Verfahren. Die typischerweise verwendeten Drücke liegen zwischen 1 und 10 MPa [106, 121] und betragen maximal 15 MPa [86]. Diese vergleichsweise niedrigen Drücke reichen für eine Infiltration der Vorform aus und verursachen gleichzeitig weniger Schäden an der Vorform als das Squeeze Casting Verfahren. Weiterhin können mit diesem Verfahren auch Vorformen mit kleinen Verstärkungsvolumengehalten oder komplexe Endlosfaservorformen ohne Schäden infiltriert werden [128]. Außerdem ist

eine endkonturnahe Herstellung von Bauteilen mit partieller Bauteilverstärkung möglich [74]. Die im Vergleich zu pulvermetallurgischen Methoden hohen Prozesstemperaturen und die längeren Prozesszeiten als beim Squeeze Casting Verfahren können allerdings aufgrund der erhöhten Reaktionskinetik bzw. -dauer zur Bildung von Segregationen oder unerwünschten Reaktionsphasen an der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung führen [6, 86, 97]. Diese können die mechanischen Eigenschaften des Verbunds negativ beeinflussen [1, 129]. Bei der Infiltration von nicht dicht gepackten Faservorformen kann es außerdem vorkommen, dass die Fasern lokal komprimiert werden und dazwischen unverstärkte Bereiche entstehen [74]. Eine Optimierung der Formfüllung und des Infiltrationsprozesses über Anpassung von Temperatur und Werkstoffkombination ist somit unabdingbar [97].

2.2.1.3 Mikrostruktureigenschaften von mittels Schmelzinfiltration hergestellten Verbunden

Die Methoden zur gezielten Einstellung der Mikrostruktur, wie sie in unverstärkten Materialien eingesetzt werden, können häufig nicht direkt auf Metallmatrixverbunde übertragen werden, da die Verstärkungsphase die Erstarrung des Matrixmaterials beeinflusst [106]. Das Gefüge von Metallmatrixverbunden hängt vielmehr vom Herstellungsverfahren, der verwendeten Matrixlegierung, der Art und Größenverteilung der Partikel sowie der Abkühlgeschwindigkeit bei der Herstellung ab [2, 3, 130]. Wirkt die Verstärkungsphase beispielsweise als Katalysator, können sehr feinkörnige Gefüge erzielt werden [106], da die Verstärkungsfasern oder -partikel in diesem Fall heterogene Keimbildung begünstigen [131]. In Verbunden mit AlSi-basierten Matrixlegierungen wird beispielsweise häufig Keimbildung

der primären Si-Phase an der Verstärkungsphase beobachtet [132–134]. Diese Verbunde weisen eine deutlich feinere Verteilung der Si-Phase im Vergleich zur unverstärkten Matrixlegierung auf [2, 133]. Abbildung 2.9 zeigt exemplarisch die Morphologie der eutektischen Si-Lamellen in der Mikrostruktur einer A356-Legierung (a) und eines A356-basierten Verbunds mit einem Verstärkungsgehalt von 20 % SiC-Partikeln (b). Im Verbund sind die Si-Lamellen deutlich kürzer und feiner ausgeprägt.

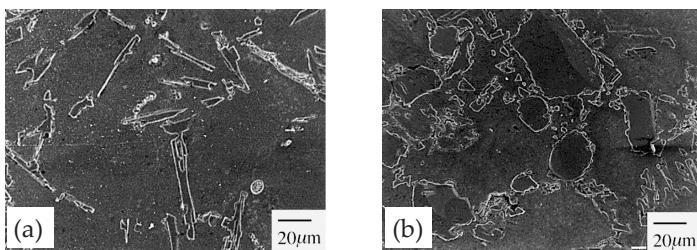


Abbildung 2.9: Morphologie der eutektischen Si-Lamellen in der Mikrostruktur einer A356-Legierung (a) und eines A356-basierten Verbunds mit einem Verstärkungsvolumengehalt von 20 % SiC [133].

In den meisten Metallmatrixverbunden, die mittels Flüssigphaseninfiltation hergestellt werden, findet jedoch keine heterogene Keimbildung an der Verstärkungsphase statt [123]. Die Korngröße der Matrix ist im Allgemeinen viel größer als die Größe der Verstärkungsphase [2]. Insbesondere bei Schmelzinfiltationsverfahren werden grobkörnige Gefüge beobachtet [135]. So entstehen beispielsweise in Verbunden, die mittels Squeeze Casting Verfahren hergestellt werden, Korngrößen im Bereich mehrerer Mikrometer [136, 137]. Geringe Anteile an Legierungselementen, die in unverstärkten Materialien zur Kornfeinung eingesetzt werden, (z.B. Mn, Cr) zeigen in Verbunden mit diskontinuierlicher Verstärkung keine Wirkung [138]. Diese Elemente führen in Verbunden während der Erstarrung vielmehr zur Bildung von groben, intermetallischen Ausscheidungen,

die die mechanischen Eigenschaften beeinträchtigen [139]. In partikelverstärkten Verbunden mit hohen Verstärkungsvolumengehalten können weiterhin während der Verbundherstellung aufgrund von entgegenwirkenden Kapillarkräften Poren in schmalen Kanälen zwischen Verstärkungselementen und an Berührpunkten von Partikeln entstehen [140]. Diese Poren können bei Beanspruchung als Risskeime wirken [3]. Poren werden häufig auch in Bereichen mit Partikelgregationen beobachtet. Diese entstehen in Verbunden mit dendritisch erstarrenden Matrixsystemen, wenn Partikel vor der Erstarrungsfront hergeschoben werden und sogenanntes „Particle pushing“ einsetzt. Dies führt insbesondere in unttereutektischen und schlecht benetzenden Systemen bei niedrigen Abkühlraten zu Partikelgregationen [2, 97, 141]. Abbildung 2.10 zeigt exemplarisch die Mikrostruktur eines AlSi-basierten Verbunds mit eingelagerten SiC-Partikeln bei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten während der Herstellung. Die Mikrostruktur des bei niedrigen Abkühlraten hergestellten Verbunds (a) zeigt stark geclusterte Bereiche, die durch Particle pushing entstehen [2, 130].

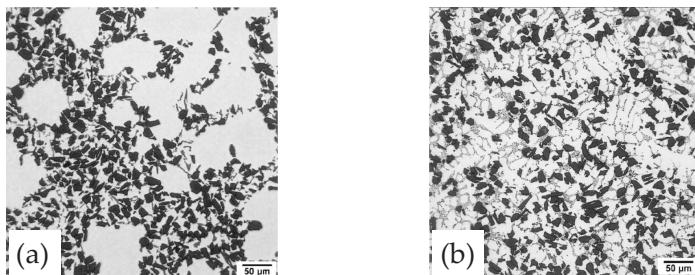


Abbildung 2.10: Geclusterte SiC-Partikel in einem AlSi-basierten Verbund, die durch Particle pushing bei niedrigen Abkühlraten entstehen (a) und eine gleichmäßige Verteilung der SiC-Partikel bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten (b) [130], dargestellt in [2].

2.2.2 Mechanische Eigenschaften von Metallmatrixverbundwerkstoffen

Die verschiedenen Verstärkungsarchitekturen, wie in Abbildung 2.8 gezeigt, führen zu unterschiedlichen Materialeigenschaften der Verbunde. Verbunde mit einer gerichteten Langfaserverstärkung weisen häufig ein anisotropes Materialverhalten auf. Partikelverstärkte Metallmatrixverbunde mit einer homogenen Verteilung der Verstärkung im Verbund [76] besitzen dagegen quasi-isotrope Eigenschaften [2]. Aufgrund des schichtförmigen Formaufbaus bedingt durch die Formherstellung weisen kurzfaserverstärkte Verbunde häufig eine gerichtete Mikrostruktur und planar-isotrope Eigenschaften auf [97, 142]. Diese richtungsabhängige Anisotropie in Faserebene und senkrecht dazu ist allerdings im Vergleich zu langfaserverstärkten Verbunden deutlich milder ausgeprägt [143]. Bei einer regellosen Anordnung der kurzen Fasern sind die Eigenschaften isotrop [75]. Verbunde mit einer Verstärkungsarchitektur aus geschichteten Flakes besitzen, wie viele kurzfaserverstärkte Verbunde, gleichmäßige mechanische Eigenschaften innerhalb der Flakeebene [77].

Die richtungsabhängigen Materialeigenschaften der Verbunde sind sowohl für das elastische als auch für das elastisch-plastische Verformungsverhalten eines Verbunds relevant und werden im Folgenden näher erläutert. Zur Vereinheitlichung werden die Indizes „c“ für den Verbund (engl.: composite), „m“ für die Matrix und „r“ für das Verstärkungselement (engl.: reinforcement) unabhängig von seiner Geometrie verwendet.

2.2.2.1 Elastische Eigenschaften

Die elastischen Eigenschaften eines Verbunds sind abhängig von den elastischen Eigenschaften der einzelnen Komponenten. Sie werden maßgeblich durch den E-Modul E und die Querkontraktionszahl ν bestimmt. Für die Abschätzung des E-Moduls eines Verbunds anhand der einzelnen Eigenschaften gibt es mehrere Modelle. Die gebräuchlichsten Modelle werden nachfolgend vorgestellt.

Lineare Mischungsregel (Voigt-Modell)

Die einfachste Beziehung zur Berechnung des E-Moduls ist die lineare Mischungsregel (Voigt-Modell [144]). Dieses Modell gilt bei gleicher Dehnung in Matrix und Verstärkung (iso-Dehnung), wenn die Fasern entlang der Belastungsrichtung ausgerichtet sind. Es bildet dabei die theoretische Obergrenze für die Verbundsteifigkeit [145]. Der E-Modul des Verbunds E_c lässt sich dann mit Hilfe des E-Moduls der Matrix E_m , des E-Moduls der Verstärkungsphase E_r und dem Verstärkungsvolumengehalt V_r berechnen [2]:

$$E_c = (1 - V_r)E_m + V_r E_r \quad (2.2)$$

Inverse Mischungsregel (Reuss-Modell)

Im Fall der Beanspruchung senkrecht zur Faserorientierung gilt die Bedingung der iso-Spannung mit gleicher Spannung in Matrix und Verstärkung. Der E-Modul des Verbunds wird entsprechend der inversen Mischungsregel (Reuss-Modell [146]) berechnet [2]:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{(1 - V_r)}{E_m} + \frac{V_r}{E_r} \quad (2.3)$$

Hill-Modell

Die einfachste Näherung für partikelverstärkte Verbunde gibt das Hill-Modell mit einer Mittelung der berechneten Werte aus dem Voigt- und dem Reuss-Modell [147]:

$$E_c = \frac{E_{c,Voigt} + E_{c,Reuss}}{2} \quad (2.4)$$

Hashin-Shtrikman-Modell

Nach Hashin und Shtrikman [148] gelten für makroskopisch isotrope, partikelverstärkte Verbunde mit einer beliebigen Geometrie weiterhin Ober- und Untergrenzen für den Kompressionsmodul K_c und den Schubmodul G_c des Verbunds. Diese werden mit Hilfe der Werte des Matrixmaterials K_m und G_m und der Verstärkungsphase K_r und G_r sowie dem Verstärkungsvolumengehalt V_r berechnet [2]:

$$K_{c,oben} = K_r + (1 - V_r) \left(\frac{1}{K_m - K_r} + \frac{3V_r}{3K_r + 4G_r} \right)^{-1} \quad (2.5)$$

$$K_{c,unten} = K_m + V_r \left(\frac{1}{K_r - K_m} + \frac{3(1 - V_r)}{3K_m + 4G_m} \right)^{-1} \quad (2.6)$$

$$G_{c,oben} = G_r + (1 - V_r) \left(\frac{1}{G_m - G_r} + \frac{6V_r(K_r + 2G_r)}{5G_r(3K_r + 4G_r)} \right)^{-1} \quad (2.7)$$

$$G_{c,unten} = G_m + V_r \left(\frac{1}{G_r - G_m} + \frac{6(1 - V_r)(K_m + 2G_m)}{5G_m(3K_m + 4G_m)} \right)^{-1} \quad (2.8)$$

Die beiden Grenzen für den E-Modul können damit jeweils über folgende Gleichungen berechnet werden:

$$E_{c,oben} = \frac{9K_{c,oben}}{1 + 3K_{c,oben}/G_{c,oben}} \quad (2.9)$$

$$E_{c,unten} = \frac{9K_{c,unten}}{1 + 3K_{c,unten}/G_{c,unten}} \quad (2.10)$$

Ravichandran-Modell

Auch das Modell nach Ravichandran [149] gibt Ober- und Untergrenzen für partikelverstärkte Verbunde. Mit Hilfe dieses Modells können insbesondere für Verbunde mit Komponenten mit stark unterschiedlichen E-Moduln verbesserte Ergebnisse im Vergleich zu dem herkömmlicherweise verwendeten Hashin-Shtrikman-Modell erzielt werden. Es wird dabei eine periodische Anordnung von kubischen Verstärkungspartikeln angenommen, die homogen in der umgebenden Matrix verteilt sind. Weiterhin wurde angenommen, dass die Querkontraktionszahlen der Komponenten ähnlich sind. Die Ober- und Untergrenzen des Ravichandran-Modells werden unter der Verwendung der E-Moduln von Matrix und Verstärkung E_m und E_r sowie eines Parameters c über folgende Formeln berechnet:

$$E_{c,oben} = \frac{(E_r E_m + E_m^2(1+c)^2 - E_m^2)(1+c)}{(E_r - E_m)c + E_m(1+c)^3} \quad (2.11)$$

$$E_{c,unten} = \frac{(cE_r E_m + E_m^2)(1+c)^2 - E_m^2 + E_r E_m}{(cE_r + E_m)(1+c)^2} \quad (2.12)$$

Der Parameter c wird dabei mit Hilfe des Verstärkungsvolumenanteils berechnet:

$$c = \left(\frac{1}{V_r} \right)^{\frac{1}{3}} - 1 \quad (2.13)$$

Halpin-Tsai-Modell

Das Halpin-Tsai-Modell ist eine empirische Weiterentwicklung der zuvor beschriebenen Modelle, das für Kurzfasern und Partikel gute Näherungen gibt. Bei diesem Modell wird die Geometrie und die Orientierung der Verstärkung durch die Einführung eines effektiven Geometriefaktors berücksichtigt. Dieser Geometriefaktor kann abhängig von der Beanspruchungsrichtung aus dem Gefüge des Verbunds ermittelt werden. Demnach kann der E-Modul des Verbunds berechnet werden mit [97, 150]:

$$E_c = \frac{E_m(1 + 2S\eta V_r)}{1 - \eta V_r} \quad (2.14)$$

Dabei gilt für den Faktor η :

$$\eta = \frac{\frac{E_r}{E_m} - 1}{\frac{E_r}{E_m} + 2S} \quad (2.15)$$

Der Faktor S ist dabei abhängig von der Geometrie und entspricht dem Aspektverhältnis der Verstärkungsphase l_L/l_D [97].

Die Modelle nach Hashin-Shtrikman und Halpin-Tsai behandeln den Verbund als isotropes Material [2]. Voraussetzung für die Verwendung dieser Modelle ist weiterhin eine gleichmäßige Gefügestruktur des Verbunds ohne Poren, unverstärkte Bereiche oder Agglomerationen von Verstärkungsmaterial [97].

Während das elastische Verformungsverhalten von Verbunden wenig von der Mikrostruktur des Verbunds und lokalen Spannungen in den verschiedenen Phasen abhängt [151], sind die Vorgänge bei der elastisch-plastischen Verformung des Verbunds deutlich komplexer und die Einflussgrößen vielfältig. Im Folgenden werden die auftretenden Mechanismen und ihr Einfluss auf das elastisch-plastische Verformungsverhalten näher erläutert.

2.2.2.2 Elastisch-plastisches Verformungsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung

In Metallmatrixverbundwerkstoffen werden verschiedene Verstärkungsmechanismen beobachtet, die das elastisch-plastische Verformungsverhalten der Verbunde beeinflussen. Diese Verstärkungsmechanismen werden in die Kategorien „direkte“ und „indirekte“ Verstärkung unterteilt [2]. Der Mechanismus der direkten Verstärkung umfasst den Anteil der äußeren Belastung, der von der Matrix auf die Verstärkungsphase übertragen und von der Verstärkungsphase direkt getragen wird. Indirekte Verstärkung bezeichnet die Verstärkungswirkung aufgrund der Veränderungen der Matrixmikrostruktur bedingt durch die Anwesenheit der Verstärkungsphase [2]. Aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Verstärkungsphase kommt es bei Temperaturänderungen (z.B. bei der Verbundherstellung) zur Ausbildung von thermischen Spannungen. Wenn diese thermischen Spannungen die Streckgrenze der Matrix übersteigen, bilden sich aufgrund von plastischer Deformation Versetzungen um die Verstärkungsphase herum, die dann indirekt zur Verstärkung im Verbund beitragen [2, 152–157]. Weitere Mechanismen, die bei einer indirekten Verstärkung mitwirken, sind mikrostrukturelle Verfestigungsmechanismen. Dazu gehören die Härtung der Matrix durch die als Hindernis für

Versetzungen wirkende Verstärkungsphase (Orowan-Mechanismus) [83, 158, 159] sowie die Behinderung der Versetzungslaufwege durch die Anwesenheit der Verstärkungsphase aufgrund von Interaktionen der Versetzungen mit dem Spannungsfeld der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkungsphase (Hall-Petch-Effekt) [160, 161]. Diese indirekten Verstärkungsmechanismen sind vor allem bei Verbunden mit feiner Partikelverstärkung wirksam. Dennoch ist das elastisch-plastische Verformungsverhalten eines Verbunds somit von den mikrostrukturellen Eigenschaften der Matrix (abhängig vom gewählten Herstellungsverfahren, vgl. Abschnitt 2.2.1.3), des Verstärkungsmaterials (Volumengehalt und Geometrie) sowie der Grenzfläche zwischen den Komponenten abhängig. Diese Einflussgrößen werden nachfolgend im Einzelnen erläutert.

Im Allgemeinen ist der Anteil des Matrixwerkstoffs im Verbund größer als der des Verstärkungswerkstoffs [75]. Entsprechend haben die Eigenschaften des Matrixmaterials erheblichen Einfluss auf die Eigenschaften des Verbunds. Im Bezug auf das Verfestigungsverhalten eines Metallmatrixverbunds müssen deshalb die Mikrostruktur der Matrix und Einflussgrößen auf das Verfestigungsverhalten des Matrixmaterials wie chemische Zusammensetzung, Versetzungsichte und Korngröße, Textur sowie Ausscheidungsverhalten berücksichtigt werden [2, 97]. Die entsprechenden Mikrostruktureigenschaften in mittels Schmelzinfiltation hergestellten Verbunden wurden bereits in Abschnitt 2.2.1.3 vorgestellt. Die Verstärkungsphase nimmt weiterhin Einfluss auf diese Matrixeigenschaften, indem sie plastisches Fließen behindert und, wie bereits beschrieben, ausgeprägte Versetzungsstrukturen hervorruft [82]. Es wurde gezeigt, dass die Versetzungsichte mit steigendem Verstärkungsvolumengehalt zunimmt [152, 157]. Diese Versetzungen tragen dann zusätzlich indirekt zur Verstärkung in Verbunden bei [2]. Die Eigenschaften der Matrix dominieren insbesondere bei partikel- und kurzfaserverstärkten

Verbunden, während sie nur wenig Einfluss auf die Eigenschaften von langfaserverstärkten Verbunden zeigen [156]. Die Bedeutung der Matrix liegt in diesem Fall vor allem darin, die Fasern zusammenzuhalten, eine gleichmäßige Lastübertragung über die (kritische) Faserlänge und von Faser zu Faser zu gewährleisten und die Fasern vor Schädigung zu bewahren [74, 162].

Das Bindeglied zwischen Matrix und Verstärkungsphase ist die Grenzfläche zwischen diesen Komponenten. Ihre Hauptfunktion ist die Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase [163]. An der Grenzfläche treffen die verschiedenen Materialien aufeinander und es entstehen Diskontinuitäten in chemischer Zusammensetzung, Elastizität, thermischen Ausdehnungskoeffizienten oder den thermodynamischen Eigenschaften wie beispielsweise dem chemischen Potential [2]. Die Anbindung von Matrix und Verstärkungsphase lässt sich entweder durch mechanische Bindung aufgrund von Oberflächenrauigkeiten der Verstärkungsphase oder durch adhäsive oder kohäsive Bindung durch chemische Reaktionen erreichen [2, 83]. Eine mechanische Bindung zwischen Matrix und Verstärkung entsteht durch mechanisches Verhaken der Matrix in den Oberflächenrauigkeiten der Verstärkungsphase. Voraussetzung dafür, insbesondere bei schmelzmetallurgischen Herstellungsverfahren, ist eine gute Benetzbarkeit des Verstärkungsmaterials durch den Matrixwerkstoff [83]. Wenn die Schmelze nicht bis in die Rauigkeitstälern eindringen kann, entstehen Poren an der Grenzfläche [2]. Da die Stärke der Bindungen in oben genannter Reihenfolge zunimmt [83], ist das Ziel bei der Verbundherstellung eine chemische bzw. kohäsive Bindung zwischen Matrix und Verstärkung. Diese entsteht durch Diffusion zwischen Matrix und Verstärkung. Dabei können folgende chemische Wechselwirkungen und Reaktionen auftreten [83]:

- Lösung der Verstärkungsphase in der Matrix,
- Lösung der Matrix in der Verstärkungsphase,
- Gegenseitige Lösung von Verstärkungsphase und Matrix,
- Bildung von intermetallischen Phasen.

Durch diese Wechselwirkungen entsteht statt einer zweidimensionalen Grenzfläche vielmehr eine Grenzschicht zwischen Matrix und Verstärkung [2] mit anderen Eigenschaften als die der einzelnen Komponenten [163]. Wenn diese Grenzschicht eine Kraftübertragung von der Matrix auf die Verstärkung ermöglicht, können die Eigenschaften des gesamten Verbunds verbessert werden. Bei fortschreitender Diffusion oder chemischen Reaktionen zwischen Matrix und Verstärkungsphase kann es zur Degradation der Verstärkungsphase kommen [164]. Außerdem können sich spröde Phasen an der Grenzfläche bilden, die zu einer Verschlechterung der mechanischen Verbundeigenschaften und einer Abnahme der Verbundfestigkeit führen [83]. Die unterschiedlichen Stadien der auftretenden Grenzflächenreaktionen sind in Abbildung 2.11 schematisch dargestellt [165]. In den Stadien (a) und (b) finden keine Reaktionen zwischen den Verbundkomponenten statt. Es liegen überwiegend adhäsive Kräfte im Grenzflächenbereich vor und es entsteht keine Reaktionszone. Stadium (c) stellt die optimale Grenzschichtausbildung mit geringfügiger chemischer Reaktion zwischen den Verbundkomponenten dar. Die Stadien (d) und (e) zeigen Zustände, die sich nach ausgeprägten Grenzflächenreaktionen einstellen und zusammen mit der Degradation der Verstärkungsphase zur Bildung von Poren und spröden Grenzflächenphasen führen [83, 164, 165].



Abbildung 2.11: Stadien der Grenzflächenreaktionen nach [165].

Der Einfluss der Verstärkungskomponente auf die Eigenschaften des Verbunds ist vor allem auf ihre Form, ihren Volumenanteil, die Verteilung im Verbund und die Orientierung zurückzuführen [97]. Auf diese Einflussfaktoren wird nachfolgend bei der Betrachtung des elastisch-plastischen Verformungsverhaltens von faser- und partikel-verstärkten Verbunden näher eingegangen.

Faserverstärkte Metallmatrixverbunde

Die festigkeitssteigernde Wirkung von Fasern in Verbunden beruht darauf, dass die hochfesten Fasern einen Teil der äußeren Spannung übernehmen (direkte Verstärkung). Die maximale Festigkeitssteigerung wird bei Beanspruchung entlang der Faserorientierung erzielt. In diesem Fall gilt bei ausreichender Grenzflächenhaftung zwischen Faser und Matrix das Prinzip der iso-Dehnung [83, 166] bei

gleicher Gesamtdehnung im Verbund ε_c , den Fasern ε_r und der Matrix ε_m [83]:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_m = \varepsilon_r \quad (2.16)$$

Unidirektional faserverstärkte Verbunde verformen sich unter steigender Zugbeanspruchung in vier Stufen [79, 167]:

1. Fasern und Matrix verformen elastisch. Der Übergang zu Bereich 2 findet bei Dehnungen statt, bei denen die Streckgrenze des Matrixmaterials erreicht wird.
2. Die Fasern verformen elastisch, die Matrix verformt elastisch-plastisch.
3. Sowohl Fasern als auch Matrix verformen elastisch-plastisch (nur bei duktilem Verformungsverhalten der Fasern) bis zum Bruch der Fasern.
4. Die Fasern brechen, in Folge davon versagt der Verbund spontan; bei geringen Verstärkungsvolumengehalten bleibt nach einem Spannungsabfall gegebenenfalls eine Restfestigkeit der Matrix.

Bei der Verwendung hoher Volumengehalte von hochfesten, spröden Fasern entfallen die Bereiche 3 und 4 [77, 83]. Unter der Voraussetzung, dass die Fasern nicht durch chemische Reaktionen mit der Matrix degradiert sind, wird die Zugfestigkeit des Verbunds $\sigma_{f,c}$ hier im Allgemeinen bei Dehnungen erreicht, die der Totaldehnung beim Bruch der nicht eingebetteten Faser bei ihrer maximalen Festigkeit $\sigma_{f,r}$ entspricht [76, 77]. Abbildung 2.12 zeigt eine schematische Darstellung der vier Verformungsstufen für unidirektional verstärkte Verbundwerkstoffe mit hohen (a) [79] und niedrigen (b) [168] Verstärkungsvolumengehalten.

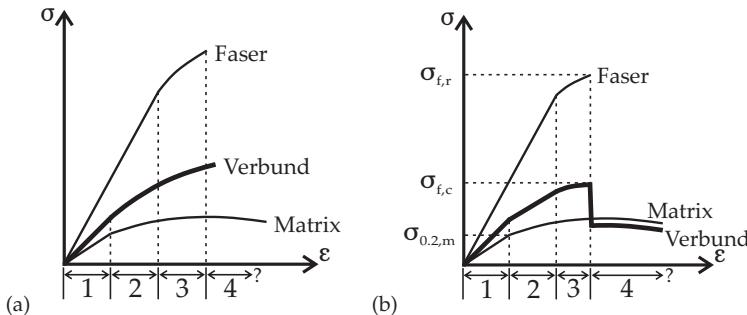


Abbildung 2.12: Schematischer Spannungs-Dehnungsverlauf für unidirektional verstärkte Verbundwerkstoffe mit hohen (a, nach [79]) und niedrigen (b, nach [168]) Verstärkungsvolumengehalten unter Zugbeanspruchung.

In Faserverbundwerkstoffen gibt es einen kritischen Faservolumengehalt, ab dem die Fasern zu einer Verstärkung des Verbunds beitragen. Darüber wird die Festigkeit des Verbunds von der Festigkeit der Fasern bestimmt, darunter entsprechend nur von der Festigkeit der Matrix [169] und dem Faservolumengehalt, aber nicht von den Faser-eigenschaften [83]. Dieser kritische Faservolumengehalt ist abhängig von der Kombination der Verbundkomponenten und liegt für aluminiumbasierte Verbundwerkstoffe im Allgemeinen bei etwa 10 % [83, 169].

Aufgrund der Neigung zum Versagen unter Druckbeanspruchung durch Faserknicken und Knickbandbildung besitzen langfaser-verstärkte Verbunde im Allgemeinen eine niedrigere Druckfestigkeit als Zugfestigkeit [170, 171]. Die Matrix hat dabei durch ihre Stützwirkung einen starken Einfluss auf die Druckfestigkeit von faserverstärkten Verbunden [172] und eine höhere Matrixfestigkeit führt zu einer Erhöhung der Druckfestigkeit [173, 174].

Bei diskontinuierlicher Faserverstärkung, z.B. durch Whisker oder Kurzfasern, gilt die iso-Dehnungs-Bedingung für langfaserverstärkte

Verbunde nicht [168]. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Kurzfasern nicht über ihre gesamte Länge die volle Zugspannung tragen [156]. Die Lastübertragung von der Matrix auf die Faser findet vor allem über Schubspannungen entlang der Grenzfläche zwischen Faser und Matrix über die Länge der Faser statt. Dieses Verhalten wird mit Hilfe des „shear lag“-Modells beschrieben [175–177]. Darüber hinaus wird auch über das Faserende Last übertragen [168, 176, 178]. Die Schubspannungen nehmen mit zunehmender radialer Entfernung von der Faseroberfläche ab [179]. Gleichzeitig sind die Schubspannungen an den Enden der Fasern maximal [178] und in der Mitte der Fasern näherungsweise null [83, 168]. Die durch die Schubspannungen auf die Fasern übertragenen Normalspannungen sind entsprechend in der Mitte der Fasern maximal und an den Faserenden näherungsweise null [168]. Die maximal in den Fasern erreichbare Normalspannung ist dabei abhängig von der Faserlänge [168, 180]. In Fasern mit einer kürzeren Faserlänge als einem kritischen Wert l_c erreicht die Zugspannung in der Faser die Faserfestigkeit $\sigma_{f,r}$ nicht [156]. Kürzere Fasern können entsprechend nur einen deutlich geringeren Anteil zur Verbundfestigkeit beitragen als längere Fasern [168]. Wenn die Faserlänge einen kritischen Wert l_c überschreitet, sind die Dehnungen in Faser und Matrix gleich und die Faser verhält sich der iso-Dehnungs-Bedingung entsprechend wie eine Langfaser [77, 168]. Diese kritische Faserlänge l_c kann über ein Kräftegleichgewicht abgeschätzt werden. Die Kraft, die über die Grenzfläche in die Faser eingeleitet wird, kann dabei mit Hilfe der folgenden Formel abgeschätzt werden [181]:

$$F = \pi \cdot d_f \cdot l \cdot \tau_f \quad (2.17)$$

l ist die halbe Faserlänge, d_f ist der Durchmesser der Faser und τ_f ist die Grenzflächen- bzw. Matrixschubfestigkeit [181]. Die von der Faser ertragbare Kraft beträgt weiterhin:

$$F = \frac{\pi \cdot d_f^2 \cdot \sigma_{f,r}}{4} \quad (2.18)$$

$\sigma_{f,r}$ ist dabei die Faserfestigkeit. Aus der Gleichsetzung der Formeln 2.17 und 2.18 kann nachfolgend die kritische Faserlänge berechnet werden [181]:

$$l_c = 2 \cdot l = \frac{\sigma_{f,r} \cdot d_f}{2\tau_f} \quad (2.19)$$

Um also die Kurzfasern bis zum Erreichen ihrer maximalen Festigkeit zu beladen, muss die Scherfestigkeit der Matrix entsprechend hoch sein [2]. Die maximal erreichbare Schubspannung für eine Lastübertragung von Matrix auf die Fasern hängt somit davon ab, ob zuerst die Scherstreckgrenze der Matrix oder die Scherfestigkeit der Faser/Matrix-Grenzfläche erreicht wird [2]. Da diese Grenzflächenscherfestigkeit in Metallmatrixverbunden im Allgemeinen sehr hoch ist, wird erwartungsgemäß zuerst plastische Verformung des Matrixmaterials einsetzen [2]. Die Festigkeit des gesamten kurzfaserverstärkten Verbunds hängt somit viel stärker von den Matriceigenschaften ab als für Verbunde mit kontinuierlicher Langfaser verstärkung [156]. Weiterhin sind kurzfaserverstärkte Verbunde unter Druck höher belastbar als unter Zug. Gleichzeitig ist die maximal erreichbare Dehnung bis zum Versagen des Materials unter Zugbelastung deutlich geringer als unter Druckbelastung [182].

Die Verformung in Verbunden mit regellosem Kurzfaserverstärkung wird dabei von zwei grundlegenden Mechanismen kontrolliert. Diese sind zum einen die Lastübertragung von der weichen Matrix auf die steifen und hochfesten Fasern und zum anderen die Schädigung, die innerhalb des Verbunds stattfindet [143, 183–185]. Abbildung 2.13

zeigt das Ergebnis eines Druckversuchs an einem Al-basierten Verbund mit regelloser 2D-Verstärkung aus 10 Vol-% Saffil-Kurzfasern entlang der Faserebene [183]. Der Kurvenverlauf zeigt in dem Spannungsbereich 100 bis 230 MPa ein ausgeprägtes Verfestigungsverhalten, dass mit einer zunehmende Lastübertragung von der Matrix auf die Fasern zusammenhängt. Die Lastaufnahmefähigkeit der Fasern ist jedoch limitiert und es setzt zunehmend Schädigung ein [183]. Diese Schädigung reduziert die Verfestigung des Verbunds deutlich (vgl. Abbildung 2.13 ab einer Stauchung von 3 %). Die im Laufe der Belastung auftretenden Schädigungsmechanismen werden im Abschnitt 2.2.2.3 ausführlich erläutert.

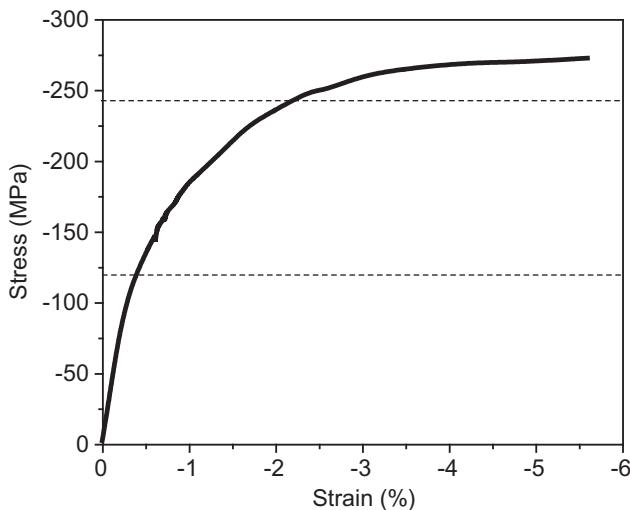


Abbildung 2.13: Druckspannungs-Stauchungs-Diagramm eines Al-basierten Verbunds mit regelloser 2D-Verstärkung aus 10 Vol-% Saffil-Kurzfasern bei Belastung entlang der Faserebene [183].

Partikelverstärkte Metallmatrixverbunde

Die mechanischen Eigenschaften partikelverstärkter Metallmatrixverbunde sind abhängig von verschiedenen Faktoren wie Verstärkungsvolumengehalt, Partikelgröße und -form und der Mikrostruktur des Matrixwerkstoffs [2]. So werden mit zunehmenden Verstärkungsvolumengehalten höhere E-Moduln, höhere makroskopische Streckgrenzen und Zugfestigkeiten bei abnehmender Duktilität erzielt [186]. Weiterhin wird mit zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt (d.h. abnehmendem Matrixanteil am Verbund) eine zunehmende Verfestigungsrate beobachtet [2]. Allerdings besteht ab einem Volumengehalt von etwa 50 % die Möglichkeit, dass Porositäten und lokale Berührungen zwischen Partikeln entstehen [187, 188], die später als Ausgangsort für das Versagen des Verbunds wirken. Entsprechend liegt der Anteil an Partikeln im Verbund in der Regel bei 5-30 Vol-% [3].

Die Steigerung der Verbundfestigkeit in partikelverstärkten Verbunden ist grundlegend auf verschiedene Mechanismen zurückzuführen. Diese sind die direkte Verstärkung durch Lastübertragung von der Matrix auf die Partikel, aber auch die indirekte Verstärkung aufgrund der durch die Partikel induzierten Verfestigung der Matrix selbst [156]. Welcher dieser Verstärkungsmechanismen überwiegt, hängt vor allem von der Größe der Verstärkungspartikel ab. Generell ist die direkte Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase in partikelverstärkten Verbunden aufgrund des geringen Aspektverhältnisses der Partikel nicht so groß wie in faserverstärkten Verbunden [2] und der Mechanismus der indirekten Verstärkung ist umso effizienter, je kleiner die Partikel sind [153].

Der Einfluss der Partikelgröße auf die mechanischen Eigenschaften von partikelverstärkten Verbunden unter Zugbelastung wurde bereits mehrfach dokumentiert [186, 189, 190]. Es wird berichtet, dass

die Zugfestigkeit und die Duktilität von Verbunden mit abnehmender Partikelgröße zunehmen. Grund dafür ist die abnehmende Wahrscheinlichkeit eines versagensrelevanten Materialfehlers mit abnehmender Partikelgröße [2]. Bei großen Partikeln (größer als $20\text{ }\mu\text{m}$) kann es bei der Verbundherstellung, z.B. beim Extrudieren des Verbunds, bereits zu Partikelbrüchen kommen (vgl. Abschnitt 2.2.1.1) [186]. Diese gebrochenen Partikel nehmen keine äußere Last auf und tragen somit nicht zur Verstärkung des Materials bei [2]. Die Verbundfestigkeit ist in diesem Fall niedriger als die des unverstärkten Matrixmaterials [2, 186].

Wie bereits beschrieben, kommt es in Verbunden mit sowohl kontinuierlichen und als auch diskontinuierlichen Verstärkungsphasen zu einer Abnahme der Totaldehnung bei Bruch im Vergleich zur unverstärkten Matrix [191, 192]. Diese Abnahme ist umso deutlicher bei höheren Verstärkungsvolumengehalten [193–195] und größeren Partikeldurchmessern [196, 197]. Um diese Abnahme der Duktilität erklären zu können, müssen die auftretenden Schädigungsmechanismen charakterisiert und berücksichtigt werden. Im nachfolgenden Kapitel 2.2.2.3 werden die in Metallmatrixverbunden auftretenden Schädigungsmechanismen näher erläutert.

2.2.2.3 Schädigungsmechanismen in Metallmatrixverbunden unter quasistatischer Beanspruchung

Schädigung in Verbundwerkstoffen allgemein bezeichnet die insgesamt auftretenden irreversiblen Veränderungen im Material durch Dissipation der durch die äußere Belastung eingebrachten Energie [198]. Es wird dabei in Initiierung und Akkumulation der

Schädigung unterschieden [192]. Die Bedingungen für die Initiierung und Entwicklung der Schädigung wird durch Schädigungsmechanismen beschrieben [198]. Diese Schädigungsmechanismen sind vor allem von der Festigkeit der Verstärkungsphase und der Grenzflächenfestigkeit abhängig [6] und je nach Beanspruchung und Verstärkungsarchitektur verschieden. Im Folgenden werden die auftretenden Schädigungsmechanismen näher erläutert.

Die Schädigung des Materials und damit die Bruchinitiierung beginnt schon deutlich vor einer makroskopischen Veränderung der mechanischen Eigenschaften des Verbunds [76]. Abbildung 2.14 zeigt die schematische Schädigungsentwicklung in einem Metallmatrixverbund mit zunehmender Beanspruchung. Die Schädigung beginnt bereits bei niedrigen Belastungen mit lokal konzentrierter plastischer Deformation (sogenannter Mikroplastizität), die aufgrund von hydrostatischen Zugspannungsfeldern an scharfen Ecken von Fasern, Whiskern und Partikeln sowie an mikroskopischen und makroskopischen Rauigkeiten der Verstärkungselemente einsetzt [164, 186, 199, 200]. Die notwendige Spannung für einsetzende Mikroplastizität nimmt dabei mit zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt ab [186]. Wie in Abbildung 2.14 dargestellt, führt diese einsetzende Mikroplastizität zu einer ersten Abweichung von der Steigung des linearen Spannungs-Dehnungsbereichs bei Spannungen unterhalb der makroskopischen Streckgrenze [186]. Mit zunehmenden Dehnungen nimmt die Mikroplastizität zu und entwickelt sich zu makroskopischer Plastizität [2]. In diesem Bereich tritt zunehmend Schädigung ein, die die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds herabsetzt und letztlich zum Versagen des Verbunds führt [2, 183].

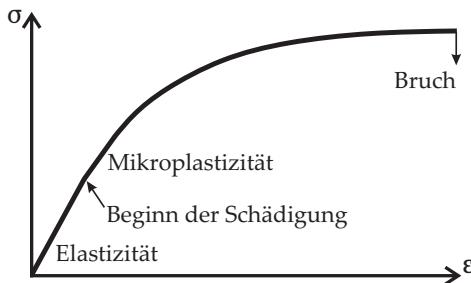


Abbildung 2.14: Schematische Darstellung der Schädigungsentwicklung in einem Metallmatrixverbund nach [82] und [2].

Die Schädigungsmechanismen, die letztlich zum Gesamtversagen des Verbunds führen, werden allgemein in duktiles Materialversagen durch Bildung, Wachstum und Zusammenschluss von Poren in der Matrix, sprödes Versagen der Verstärkungsphase oder Ablösung und Bruch entlang der Grenzfläche zwischen den Komponenten unterschieden [164, 192]. Der Anteil dieser Schädigungsmechanismen am Gesamtversagen des Verbunds ist abhängig von der Geometrie, Konzentration und Verteilung der Verstärkungsphase im Verbund, der Konzentration an Verunreinigungen in den einzelnen Komponenten des Verbunds, der Herstellung, nachfolgenden Wärmebehandlungsprozessen und von Umgebungseinflüssen [164]. Die Duktilität des Verbunds ist dabei sowohl abhängig von der Dehnung, bei der Schädigung entsteht, als auch von der Akkumulationsrate der Schädigung, die letztlich zum Versagen des Verbunds führt [82].

Wie in Kapitel 2.2.2.2 beschrieben, hat die Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung einen signifikanten Einfluss auf die Verbundeigenschaften und ebenso auf die auftretenden Schädigungsmechanismen in Verbunden. Durch den heterogenen Aufbau von Verbunden kommt es an der Grenzfläche neben der mechanischen Beanspruchung zu weiteren, schädigend wirkenden Einflüssen

wie Segregationen von gelösten Legierungsbestandteilen, erhöhten Versetzungsichten, Ausscheidungen bzw. Ausscheidungsreaktionen und Clustern von Verstärkungselementen. Diese Effekte führen zu Unregelmäßigkeiten, die Riss- und Porenbildung erleichtern [164]. Untersuchungen zeigen, dass beispielsweise oxidische Einschlüsse an der Grenzfläche, die aufgrund der Herstellung im Material vorhanden sind, Grenzflächenablösungen begünstigen [201]. Im Folgenden wird der Einfluss dieser Grenzflächeneffekte sowie die Unterschiede in den auftretenden Schädigungsmechanismen in Bezug auf die verschiedenen Verbundwerkstoffe und Verstärkungsgeometrien näher erläutert.

Schädigungsmechanismen in faserverstärkten Metallmatrixverbunden

In faserverstärkten Verbundwerkstoffen führt die Kombination mehrerer Schädigungsmechanismen letztlich zum Bruch. Bei Zugbeanspruchung entlang der Faserrichtung treten folgende Mechanismen auf [76]:

- Faserbruch, wenn die Zugspannung in der Faser die Festigkeit der Faser überschreitet,
- transversaler Matrixbruch, wenn die Zugspannung in der Matrix größer wird als ihre Festigkeit,
- longitudinaler Matrixbruch, wenn die Schubspannung in der Matrix deren Schubfestigkeit überschreitet,
- Ablösung an der Faser-Matrix-Grenzfläche, wenn die Schubfestigkeit der Matrix größer ist als die Schubspannung, die zur Werkstofftrennung an der Grenzfläche benötigt wird.

Diese Mechanismen treten nicht getrennt voneinander auf, sondern abhängig vom Materialverhalten und der Beanspruchung teilweise

gleichzeitig. Unter Berücksichtigung des Maximaldehnungskriteriums wird das Materialversagen letztlich initiiert durch Faserbruch, wenn die Bruchdehnung der Fasern kleiner ist als die der Matrix ($\varepsilon_{f,r} < \varepsilon_{f,m}$) oder durch transversalen Matrixbruch im umgekehrten Fall [76]. In langfaserverstärkten Verbunden ist die vor dem Bruch eintretende Schädigung insbesondere von der Duktilität der Matrix und der Festigkeit an der Grenzfläche zwischen Faser und Matrixmaterial abhängig [192]. In duktilen Matrixwerkstoffen können bei einsetzendem Faserbruch die auftretenden Spannungen an den neu entstehenden Faserenden durch lokale plastische Verformung der Matrix, wie in Abbildung 2.15(a) gezeigt, abgebaut werden [192]. In spröden Matrixmaterialien kann das Versagen einer Faser zu Rissausbreitung durch den gesamten Verbund führen, wie in Abbildung 2.15(b) dargestellt. Im Fall von geringer Faser/Matrix-Bindung kann diese Art von Versagen durch lokale Rissableitung entlang der Grenzfläche verhindert werden [192] (vgl. Abbildung 2.15(c)). Im weiteren Verlauf der Rissausbreitung kommt es hierbei dagegen zu einem Versagen der Faser/Matrix-Grenzfläche. Dabei wird häufig ein Herausziehen der Fasern aus der gegenüberliegenden Rissoberfläche, sogenanntes „Pull-Out“ der Fasern, beobachtet [156]. Bei einer guten Grenzflächenbindung mit fest eingebundenen Fasern treten häufig mehrfache Faserbrüche in der Nähe der Bruchfläche auf [156, 202]. Bei einer Zugbelastung von Faserverbundwerkstoffen senkrecht zur Faserorientierung besitzt die Grenzflächenbindung zwischen den Fasern und dem Matrixmaterial auch einen großen Einfluss auf das Versagensverhalten der Verbunde [203, 204]. Bei einer schwachen Grenzflächenhaftung kommt es zu Versagen und Ablösungen an der Faser/Matrix-Grenzfläche. Die Versagensmechanismen bei mittlerer Grenzflächenhaftung sind sowohl Faser/Matrix-Grenzflächenablösungen als auch die Bildung von Poren und Scher-versagen des Matrixmaterials. Bei sehr starker Grenzflächenhaftung

versagt der Verbund durch Scherversagen der Matrix oder durch longitudinales Aufspalten der Faser.

Nach [173, 174, 205, 206] treten in unidirektional verstärkten Faserverbunden bei Druckbelastung in Faserrichtung vornehmlich die zwei Hauptversagensmechanismen des Faserknickens und des Zersplittern der Fasern (engl.: fiber crushing) auf. Zu einem Zersplitten der Fasern kommt es vorrangig bei gut ausgerichteten Fasern (mit geringerer Faserfehlorientierung als 2° [171]) oder Fasern mit geringer Festigkeit [173, 174]. Faserknicken wird dagegen bei geringer Ausrichtung der Fasern oder hoher Faserfestigkeit beobachtet [173, 174, 207]. Es kommt dabei, wie in Abbildung 2.15 (d) dargestellt, zur Bildung von Knickbändern im Material aufgrund von lokalisierter Schubverformung [207, 208]. Nach der Bildung eines Knickbands kann sich dieses wie ein Riss durch das ganze Probenvolumen ausbreiten [173, 209] und es kommt zu Rissen in den Fasern an der Grenze des Knickbands [174]. Bevorzugte Orte für Knickbandbildung sind unverstärkte Bereiche im Verbund, Poren, plastisch verformte Matrixbereiche oder Bereiche mit Faserfehlorientierung [204]. Mit einer Erhöhung der Streckgrenze des Matrixmaterials lässt sich dabei ein späteres Einsetzen der Schädigungsmechanismen Faserknicken und Zersplitten erreichen [173, 174]. Bei Druckbelastung senkrecht zur Faserorientierung kommt es weiterhin zu einem Versagen des Verbunds durch Versagen der Faser/Matrix-Grenzfläche oder zu Faserbruch durch die senkrecht zur Belastung induzierten Zugspannungen. Darüber hinaus kann Scherversagen der Matrix unter 45° zur Belastungsrichtung eintreten [204, 210].

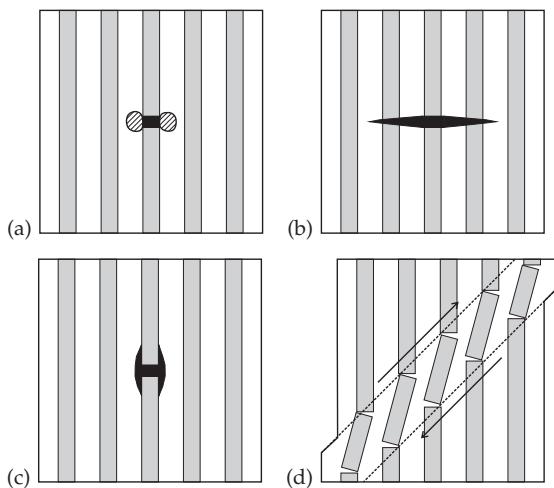


Abbildung 2.15: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen in einem unidirektional langfaserverstärkten Verbund unter Zugbelastung (a-c) nach [192] und unter Druckbelastung (d) nach [181] – (a): Rissabstumpfung in der Matrix durch plastische Verformung, (b): Versagen des Verbunds aufgrund von spontaner Rissausbreitung durch Fasern und Matrix, (c): Rissableitung durch Ablösung der Faser/Matrix-Grenzfläche, (d): Dehnungslokalisierung und Faserknicken.

Untersuchungen an kurzfazerverstärkten Metallmatrixverbunden zeigen, dass die in den Fasern eintretende Schädigung davon abhängig ist, ob Zug- oder Druckbelastung vorliegt und wie die Fasern innerhalb des Verbunds orientiert sind [143, 211]. Unter äußerer Zugbelastung treten bei kurzfazerverstärkten Verbunden in Abhängigkeit von der Faser-Matrix-Bindung und der Faserlänge verschiedene Versagensmechanismen auf. Diese sind in Abbildung 2.16 schematisch dargestellt.

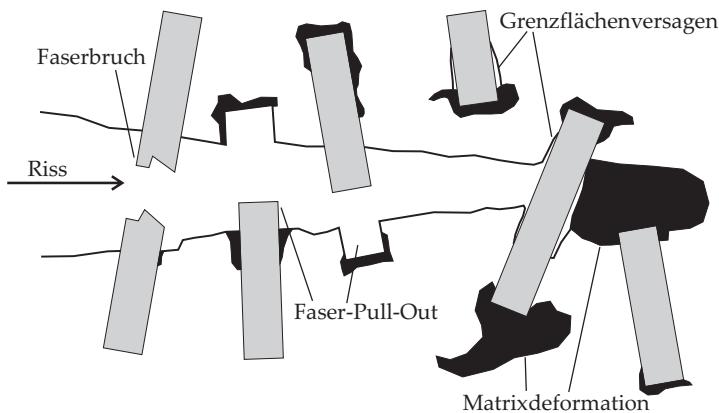


Abbildung 2.16: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen in kurzfaser-verstärkten Verbunden nach [212], zusammengefasst von [213].

Wie in Abbildung 2.16 gezeigt, kommt es an den Faserenden durch die geometrische Kerbwirkung zu Spannungskonzentrationen und dadurch zu plastischer Deformation des Matrixmaterials. Diese plastische Deformation findet bereits bei Nennspannungen unterhalb der Streckgrenze der unverstärkten Matrix statt [168]. In Folge davon bilden sich ausgehend von den Faserecken an den Faserenden Poren [214, 215]. Diese Poren wachsen mit fortschreitender Beanspruchung zusammen und es kommt zu makroskopischen Grenzflächenablösungen mit ähnlichen Durchmessern wie die Verstärkungsfaser selbst [164].

Weiterhin werden Schädigungsmechanismen wie Faserbruch und Faser-Pull-Out beobachtet. Welcher dieser Schädigungsmechanismen eintritt, ist dabei vor allem abhängig von der Grenzflächenanbindung zwischen den Komponenten des Verbunds sowie der äußeren Belastung und der Faserlänge. Im Fall von schlechter Faser/Matrix-Bindung kommt es zu Faser/Matrix-Delaminationen aufgrund von

Porenbildung und -wachstum in der Matrix [6, 168]. Dabei führen hohe Schubspannungen nahe der Riss spitze zu Grenzflächenablösungen zwischen Faser und Matrix, ohne dass die Faser bricht. Hinter der Riss spitze entstehen durch Zugspannungen aufgrund der Rissöffnung an Schwachstellen in den Fasern Brüche nahe der Riss flächen. Diese gebrochenen Fasern werden im weiteren Verlauf der Rissausbreitung aus der Matrix herausgezogen [76] und es entstehen die bereits genannten Faser-Pull-Outs. Bei Eintreten dieser Faser-Pull-Outs bleiben auf der gegenüberliegenden Rissflanke entsprechende Löcher in der Rissfläche zurück [168]. Bei starker Grenzflächenbindung kommt es zu einem Versagen des Verbunds durch Rissbildung in den Fasern und Faserbruch [6]. Das Eintreten des Faserbruchs ist dabei abhängig von der anliegenden Belastung, der Faserfestigkeit und der Faserlänge. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 2.17 dargestellt. Aus der Abbildung geht hervor, dass die Spannung in der Faser σ_r bei niedriger Belastung (F_1) an keiner Stelle die Faserfestigkeit $\sigma_{f,r}$ überschreitet und entsprechend kein Faserbruch eintritt [179]. Mit zunehmender Belastung ($F_2 > F_1$) überschreitet die Spannung in der Faser mit einer kritischen Faserlänge l_c die Faserfestigkeit in der Mitte der Faser und es kommt zum Faserbruch [179]. Bei hoher Belastung ($F_3 > F_2$) überschreitet die Spannung in den Faserfragmenten die Faserfestigkeit und die Faser fragmente reißen jeweils in der Mitte [179]. Dieser Vorgang wiederholt sich mit zunehmender Belastung und die Faserfragmente werden entsprechend mit steigenden Dehnungen kürzer [216]. Weiterhin werden die vorhandenen Risse mit steigender Dehnung breiter und es kommt zur Bildung von Poren zwischen den gebrochenen Fasern [216]. Bei sehr kurzen Fasern mit einer Faserlänge geringer als l_c tritt kein Faserbruch ein. Diese kurzen Fasern werden dagegen bei Versagen des Verbunds auch in Form von Faser-Pull-Outs aus der Matrix herausgezogen [168].

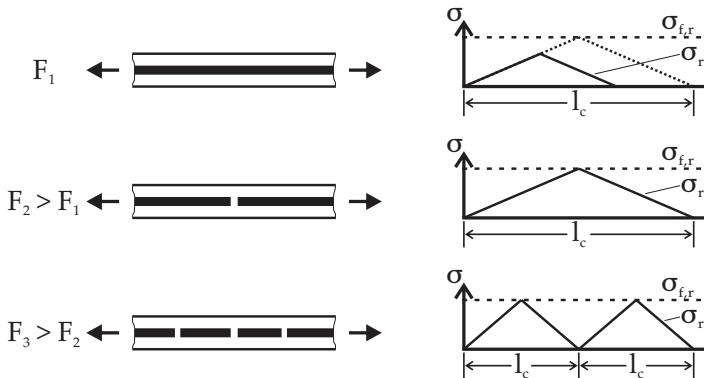


Abbildung 2.17: Faserbrüche und Spannungen in der Faser mit zunehmender Beanspruchung einer einzelnen Faser in der Matrix; bei Überschreiten der Faserfestigkeit $\sigma_{f,r}$ tritt Faserbruch auf [179].

Die meisten Faserbrüche treten in isolierten Fasern überwiegend bei Dehnungen des Verbunds ein, die der Bruchdehnung der Fasern entsprechen. Die makroskopische Spannungs-Dehnungskurve zeigt in diesen Dehnungsbereichen eine deutlich niedrigere Steigung [216]. Die Faserbrüche treten dabei vor allem in Fasern auf, die parallel zur äußeren Belastungsrichtung ausgerichtet sind, und es entstehen Risse in den Fasern senkrecht zur Belastungsrichtung [211]. Außerdem werden häufig Faserbrüche in Faserclustern bzw. an Interaktionspunkten beobachtet [216]. Weiterhin werden im Allgemeinen auch in den Bereichen nahe der Bruchfläche Poren und gebrochene Fasern detektiert [164]. Unter Druckbelastung werden dagegen Risse parallel zur Belastungsrichtung insbesondere in Fasern beobachtet, die senkrecht zur äußeren Belastung ausgerichtet sind [211]. Fasern entlang der äußeren Druckbelastungsrichtung neigen dagegen zu Faserknicken [143]. Die erste Schädigung tritt dabei nach experimentellen Untersuchungen in kurzfaserverstärkten Verbunden unter Druckbelastung erst bei doppelt so hohen Dehnungen ein wie unter Zugbelastung

[211]. Mit zunehmender Anzahl an Rissen nimmt weiterhin die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds ab (vgl. Abbildung 2.13) [183].

Zur Erklärung des genannten Schädigungsmechanismus der Rissbildung parallel zur Belastungsrichtung in Fasern mit Orientierung senkrecht zur Belastungsrichtung wurde ein Modell entwickelt, das unter äußerer Beanspruchung Volumenkonstanz annimmt ($\nu=0,5$) [182, 217]. Demnach ist die axiale Dehnung innerhalb einer Faser im Verbund abhängig von ihrer Orientierung zur äußeren Belastungsrichtung. Bei äußerer Druckbelastung entstehen so „*in situ*“-Axialdehnungen in Fasern, die senkrecht zu Belastungsrichtung orientiert sind. Abbildung 2.18 zeigt den beschriebenen Zusammenhang mit Hilfe eines Polardiagramms [211]. Nach [211] versagen die einzelnen Fasern innerhalb des Verbunds entsprechend vorrangig durch die entstehende Zugbelastung, die entlang ihrer individuellen Orientierung vorliegen. Ein Versagen unter „*in situ*“-Stauchungen wird im Allgemeinen nicht beobachtet. Dies ist einerseits darauf zurückzuführen, dass die Druckfestigkeit von Fasern deutlich höher ist als die Zugfestigkeit und dass andererseits unter Druck, wie bereits zuvor diskutiert, überwiegend Schädigung durch Faserknicken eintritt [211].

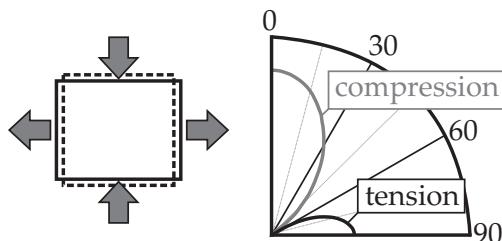


Abbildung 2.18: Polardiagramm von unter Druckbelastung in der Probe hervorgerufenen in situ Axialdehnungen und -stauchungen in Abhängigkeit vom Abweichungswinkel zur Belastungsrichtung und unter der Bedingung von Volumenkonstanz ($\nu=0,5$) [211].

Schädigungsmechanismen in partikelverstärkten Metallmatrixverbunden

Bei der Mikrorissbildung in partikelverstärkten Metallmatrixverbundwerkstoffen treten die selben Schädigungsmechanismen auf, die bereits zu Beginn dieses Kapitels beschrieben wurden. In Bezug auf die Partikelverstärkung sind die auftretenden Mechanismen somit Porenbildung in der Matrix, Grenzflächendelamination an der Partikel/Matrix-Grenzfläche oder Partikelbrüche senkrecht zur Beanspruchungsrichtung [218] mit anschließendem, duktilen Matrixversagen durch Bildung, Wachstum und Zusammenschluss von Poren bzw. Mikrorissen in der Matrix [164, 192]. Welcher dieser Mechanismen eintritt, ist abhängig von der Festigkeit der Partikel und der Partikel/Matrix-Anbindung [2]. In Abbildung 2.19 sind die beiden grundlegenden, in partikelverstärkten Metallmatrixverbunden unter Zugbelastung eintretenden Schädigungsmechanismen schematisch dargestellt.

Wenn die Festigkeit der Grenzfläche $\sigma_{\text{Grenzfläche}}$ größer ist als die Festigkeit $\sigma_{f,r}$ der Partikel, kommt es zu Partikelbrüchen bevor die Grenzfläche versagt [2, 6]. Die Partikelbrüche entstehen dabei häufig ausgehend von Fehlern innerhalb der Partikel, die beispielsweise während der Herstellung der Partikel hervorgerufen werden [219]. Diese gebrochenen Partikel reduzieren die Fließspannung und die Duktilität der Verbunde bei Vorliegen einer quasistatischen Zugbelastung [164]. Darüber hinaus kommt es zu Porenbildung in der Matrix (beispielsweise an intermetallischen Ausscheidungen oder Einschlüssen [164]) und zu einer Lokalisierung der plastischen Verformung in Scherbändern zwischen den gebrochenen Partikeln [2, 6]. Ausgehend von den gebrochenen Partikeln entstehen makroskopische Risse im Material [220]. In Folge davon tritt Versagen und Bruch des Verbunds ein [2, 6]. Verbunde, die auf diese Weise versagen, besitzen gebrochene Partikel auf beiden gegenüberliegenden

Bruchflächen [221]. Häufig werden auch gebrochene Partikel nahe der Bruchfläche des Verbunds beobachtet [222]. In Verbunden mit stark unterschiedlichen Partikelgrößen tritt Schädigung durch Partikelbruch überwiegend in großen Partikeln ein [194, 223–225]. Entsprechend sind in Verbunden mit großen Partikeln Partikelbrüche schädigungsinitiiert, während sie in Verbunden mit kleinen Partikeln selten auftreten [82].

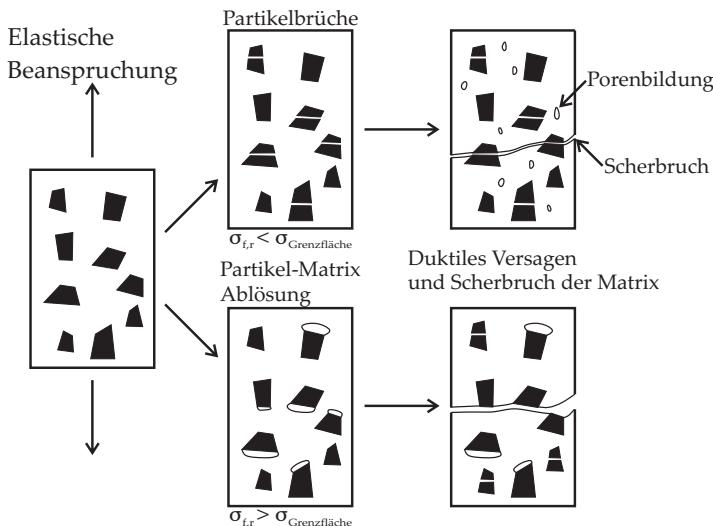


Abbildung 2.19: Schematische Darstellung der Schädigungsentwicklung unter Zugbelastung in einem Metallmatrixverbund nach [2].

Wenn die Partikelfestigkeit $\sigma_{f,r}$ deutlich größer ist als die Grenzflächenfestigkeit $\sigma_{\text{Grenzfläche}}$, kommt es aufgrund einer Dekohäsion von Partikel und Matrix zu Porenbildung und Porenwachstum an der Grenzfläche [2, 6, 225–227]. Die Poren entstehen bevorzugt an den Ecken der Verstärkungselemente [164, 192] begünstigt durch die Kerbwirkung der Partikel und die dadurch entstehenden hohen hydrostatischen Spannungen bei mehrachsiger Dehnungsbehinderung

[82] oder durch dicke oder spröde Reaktionsschichten zwischen Matrix und Verstärkungsphase [82]. In Folge davon kommt es zu duktilem Scherbruch durch das Matrixmaterial [2, 6]. Untersuchungen der Bruchflächen entsprechend versagter Verbunde zeigen dabei eine dünne Matrixschicht auf der Partikeloberfläche [219]. Mit zunehmender Partikelgröße wird außerdem ein Wechsel von Grenzflächenablösung zu Partikelbruch als vorherrschendem Schädigungsmechanismus beobachtet [192].

In partikelverstärkten Verbunden mit ungleichmäßiger Partikelverteilung treten Partikelbrüche und Porenbildung in der Matrix aufgrund von mehrachsigen Spannungszuständen überwiegend in Bereichen mit Partikelclustern und lokal hohem Verstärkungsvolumengehalt auf [6, 82]. Häufig sind innerhalb dieser Bereiche bereits durch die Herstellung Poren vorhanden [82]. Dementsprechend kommt es zu einer makroskopischen Rissausbreitung bevorzugt durch diese geclusterten Bereiche [228].

2.2.3 Thermische Eigenschaften von Metallmatrixverbundwerkstoffen

Obwohl Metallmatrixverbunde im Allgemeinen bessere Hochtemperatur-eigenschaften besitzen als das unverstärkte Matrixmaterial, zeigen sie aufgrund der Zusammensetzung aus einzelnen Komponenten ein komplexes Verhalten bei Erwärmung [229]. Das thermische Ausdehnungsverhalten des Verbunds ist dabei abhängig von den Eigenschaften der einzelnen Komponenten [230]. In Metallmatrixverbunden ist der thermische Ausdehnungskoeffizient der Verstärkungsphase im Allgemeinen niedriger als der der Matrix. Dies führt zu einer Reduzierung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds [97].

Durch die Unterschiede zwischen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten und den elastischen Eigenschaften von Matrix und Verstärkung kommt es bei der Verbundherstellung während der Abkühlung von der Prozesstemperatur zur Ausbildung von Eigenspannungen. Aufgrund des höheren thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Matrix entstehen im Allgemeinen Zugeigenspannungen in der Matrix und Druckeigenspannungen in der Verstärkung [231, 232]. Durch die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Komponenten verändern sich diese Eigenspannungen mit zunehmender Temperatur [231]. Diese Veränderung der Eigenspannungszustände bei Temperaturänderungen sowie mikrostrukturelle Phasenveränderungen führen zur Temperaturabhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von heterogenen Materialien [233]. Aus diesem Grund müssen die chemische Zusammensetzung, die temperaturabhängigen Eigenschaften der Komponenten und die thermische Vorgeschichte bei der Untersuchung der thermischen Eigenschaften von Metallmatrixverbunden berücksichtigt werden [233].

Abgesehen von den genannten Faktoren ist der thermische Ausdehnungskoeffizient von Verbunden abhängig vom Verstärkungsvolumengehalt, der Anordnung der Verstärkungsphase im Verbund und den erzeugten Defekten während der Verbundherstellung [229, 230]. Partikelverstärkte Verbunde zeigen ein isotropes thermisches Ausdehnungsverhalten, während in faserverstärkten Verbunden makroskopische, thermisch bedingte plastische Deformation in Abhängigkeit von der Faserorientierung auftritt [234]. Im Folgenden wird auf diese Unterschiede des thermischen Ausdehnungsverhaltens von Verbunden mit verschiedenen Verstärkungsmorphologien eingegangen und die Ursachen für das jeweilige Verhalten erläutert.

Abbildung 2.20 zeigt schematisch die Verläufe der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von reinem Aluminium, AlSi-Legierungen

und Al-basierten Metallmatrixverbunden mit unterschiedlichen Verstärkungsvolumengehalten und -partikelmorphologien in Abhängigkeit von der Temperatur. Der thermische Ausdehnungskoeffizient von reinem Aluminium steigt mit zunehmenden Temperaturen an, während der thermische Ausdehnungskoeffizient von AlSi-Legierungen, wie dargestellt, ab einer Temperatur von etwa 350 °C abfällt. Grund dafür ist die zunehmende Löslichkeit von Silizium in Aluminium und die damit verbundene, partielle Auflösung von Si-Ausscheidungen ab einer Temperatur von 300 °C bis zu einer Löslichkeit von 0,8 % Si in Al bei 500 °C [233]. Die substitutionelle Einlagerung von Si-Atomen im Al-Gitter führt zu einer Verringerung des Gitterparameters [235] und damit zu einer Verringerung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Legierung [233, 236]. Dieser Effekt tritt auch in AlSi-basierten Metallmatrixverbunden auf und wird dem Einfluss der Verstärkungsphase überlagert [233]. Der thermische Ausdehnungskoeffizient von Verbunden mit isoliert in der Matrix eingebetteten Partikeln (in der schematischen Darstellung in Abbildung 2.20 mit dem Beispiel Siliziumcarbid SiC) verhält sich deshalb ähnlich wie der der unverstärkten Matrix. Die Verstärkung führt lediglich dazu, dass der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds zu niedrigeren Werten im Vergleich zum Matrixmaterial verschoben ist [233]. Zunehmende Verstärkungsvolumengehalte führen dabei zu niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten [233].

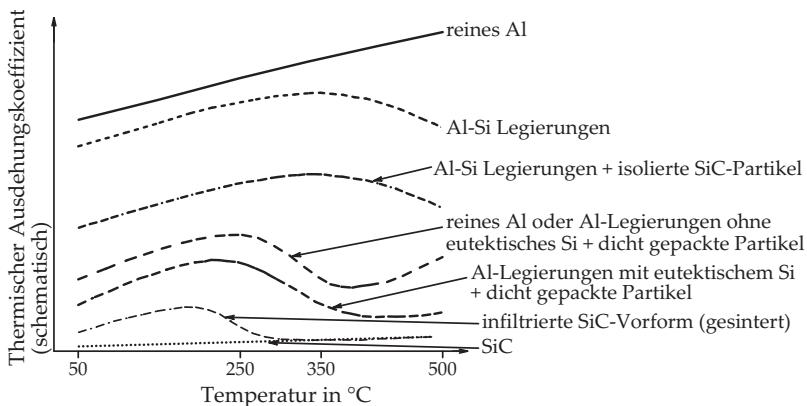


Abbildung 2.20: Schematischer Vergleich der Temperaturabhängigkeit der thermischen Ausdehnungskoeffizienten in verschiedenen Al-basierten Metallmatrixverbunden mit unterschiedlichen Volumengehalten und Morphologien der SiC-Verstärkungsphase nach [233].

In Verbunden mit kleineren bzw. dichter gepackten und sehr hohen Verstärkungsvolumengehalten behindern sich die sich berührenden Partikel gegenseitig in ihrer thermischen Ausdehnung. Die Deformierung des Verbunds findet hierbei in drei Stufen statt [237]. In der ersten Stufe steigt der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds aufgrund der thermo-elastischen Ausdehnung der Komponenten an. Durch die dabei entstehenden Druckspannungen in der Matrix beginnt diese zu fließen und füllt dabei herstellungsbedingt vorhandene Poren [238, 239]. Aus diesem Grund nimmt die Porosität des Verbunds ab und das Gesamtvolumen nimmt weniger stark zu als erwartet. Dies führt zu einer signifikanten Verringerung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten [240]. Für diesen Effekt ist bereits ein Porengehalt von 0,2 % ausreichend [237]. In Summe führt dies zu einem sinkenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten in der zweiten Verformungsstufe. Nachdem die Poren gefüllt sind, steigt in der dritten Stufe der thermische Ausdehnungskoeffizient

für Al-basierte Metallmatrixverbunde wieder an und bleibt konstant für AlSi-Matrixverbunde. Wie in [237] gezeigt folgt der Verlauf des thermischen Ausdehnungskoeffizienten während einer nachfolgenden Abkühlung dem Verlauf während des Aufheizens. Dies impliziert, dass sich die Poren, die sich während des Aufheizens geschlossen haben, während der Abkühlung wieder öffnen. Die entstehende Hysterese ist vernachlässigbar [237]. In Verbunden mit kleinen Partikeln, hohem Verstärkungsvolumengehalt und AlSi-basierter Matrix entsteht ein zusammenhängendes Netzwerk aus eutektischem Si zwischen den Partikeln [237]. Beobachtungen an entsprechenden Verbunden mit SiC-Partikeln zeigen Si-Brücken zwischen dicht gepackten Partikeln [233, 241, 242]. Es wurde gezeigt, dass diese dreidimensionale Verstärkungsarchitektur aufgrund der Si-Brücken den thermischen Ausdehnungskoeffizienten zusätzlich reduziert [237, 243]. Aus diesem Grund besitzen Verbunde mit AlSi-basierter Matrix einen niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als Al-basierte Verbunde ohne Siliziumanteil [233]. Da sich partikelverstärkte Verbunde wie Durchdringungsverbunde verhalten, wenn eine Verbindung zwischen den Partikeln besteht [244], muss das eutektische Si im Verbund als zusätzliche Verstärkungsphase betrachtet werden [233], [243]. Durchdringungsverbunde selbst besitzen eine starre Verbindung der Verstärkung im Verbund. Dies führt dazu, dass sich der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds nach dem Bereich der elastischen, thermischen Ausdehnung (ab 200 °C, vgl. Abbildung 2.20) dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verstärkungsphase annähert [233, 237].

Kurzfaserverstärkte Verbunde mit ebener 2D-Anordnung der Fasern im Verbund zeigen ein anisotropes Ausdehnungsverhalten mit steigender Temperatur. Dieses Verhalten wird nachfolgend am Beispiel eines Verbunds mit AlSi-basierter Matrix und einem Verstärkungsvolumengehalt von 20 % Saffil-Fasern (Al_2O_3) erläutert [243]. Abbildung

2.21 zeigt die thermische Längenänderung bezogen auf die Anfangslänge des Verbunds entlang der Faserebene und senkrecht dazu. Die Kurven liegen innerhalb des elastischen Verformungsbereichs bis 100 °C aufeinander. Danach dehnt sich der Verbund senkrecht zur Faserebene deutlich stärker aus als innerhalb der Faserebene.

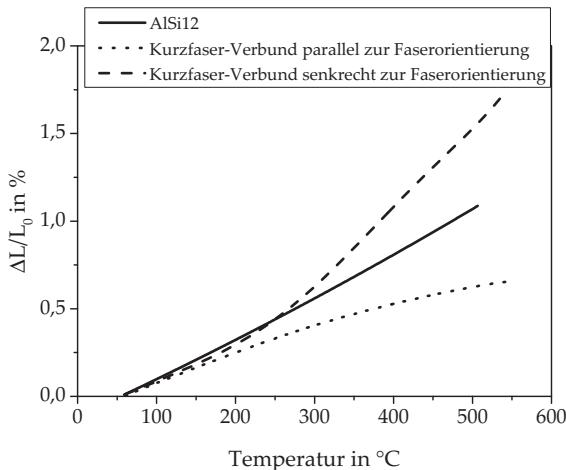


Abbildung 2.21: Schematische Darstellung der thermischen Ausdehnung von 2D-kurzfaserverstärkten Verbunden in Abhängigkeit von der Faserorientierung nach [243].

In Abbildung 2.22 ist der temperaturabhängige thermische Ausdehnungskoeffizient des kurzfaserverstärkten Verbunds im Vergleich zum Verstärkungsmaterial dargestellt. Der thermische Ausdehnungskoeffizient in Faserebene des Verbunds sinkt ab einer Temperatur von etwa 200 °C kontinuierlich ab und nähert sich dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verstärkung (in diesem Beispiel Al_2O_3) an [243]. Der thermische Ausdehnungskoeffizient senkrecht zur Faserebene überschreitet dagegen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Matrix. Der kurze Abfall im Verlauf ist auf die Auflösung von

Si-Ausscheidungen und das Füllen herstellungsbedingt vorhandener Poren zurückzuführen [237].

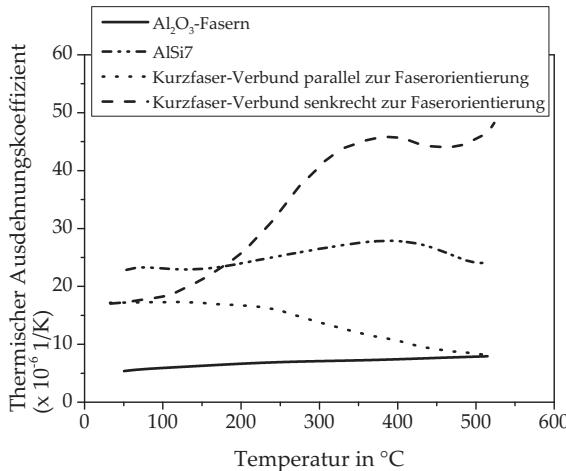


Abbildung 2.22: Schematische Darstellung des temperaturabhängigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von 2D-kurzfaser verstärkten Verbunden in Abhängigkeit von der Faserorientierung nach [243].

Dieses anisotrope thermische Ausdehnungsverhalten ist darauf zurückzuführen, dass die Matrix in Faserebene durch die geringere thermische Ausdehnung und die höhere Steifigkeit der Verstärkungsfasern in ihrer Ausdehnung behindert wird [2]. Diese Dehnungsbehinderung muss aufgrund der Kontinuität des Volumens durch verstärkte Ausdehnung senkrecht zu den Fasern kompensiert werden [237], so dass sich die Matrix mehr als üblich in die transversale Richtung senkrecht zur Faserebene ausdehnt [2]. Dies führt zu einer deutlich stärkeren thermischen Ausdehnung des Verbunds und demnach zu einem Anstieg des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds senkrecht zur Faserebene [237].

Die in Abbildung 2.22 dargestellte Anisotropie ist bei unidirektional und langfaserverstärkten Verbunden noch deutlicher ausgeprägt [237, 245]. Die Längenänderung in Faserrichtung wird dabei durch die elastische Verformung der Fasern bestimmt [246]. Dementsprechend müssen bei faserverstärkten Verbunden der longitudinale und der transversale Ausdehnungskoeffizient separat voneinander betrachtet werden.

2.2.3.1 Modellierung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Metallmatrixverbundwerkstoffen

Aufgrund der vielfältigen Einflussfaktoren ist der thermische Ausdehnungskoeffizient von Metallmatrixverbunden schwer vorherzubestimmen [247]. Wie bereits beschrieben entstehen während der Verbundherstellung aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Komponenten thermische Spannungen im Verbund, die sich mit zunehmender Temperatur verändern [231]. Bei niedrigen Temperaturen (bis etwa 100 °C [231]) sind diese Spannungen gering und die Verbundkomponenten verhalten sich elastisch. Bei weiterer Temperaturerhöhung beginnt die Matrix sich plastisch zu verformen. Dieser Effekt wird durch eine mit steigender Temperatur sinkende Streckgrenze verstärkt [218, 231]. Für den thermo-elastischen Verformungsbereich bei niedrigen Temperaturen wurden in den vergangenen Jahren mehrere Modelle zur Abschätzung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten auf Basis der elastischen Konstanten entwickelt. Sie liefern jedoch keine Aussagen bei plastischer Verformung der Komponenten, wenn thermisch induzierte Spannungen die temperaturabhängige Streckgrenze überschreiten oder Kriecheffekte auftreten [237]. Nachfolgend werden die verschiedenen Modelle vorgestellt.

Lineare Mischungsregel

Das einfachste Modell zur Berechnung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten eines Verbunds ist, vergleichbar zur Abschätzung des E-Moduls, die lineare Mischungsregel [86]. Hierbei gilt die Annahme, dass sich die Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung elastisch verhält [86]. Mit der Formel 2.20 wird der thermische Ausdehnungskoeffizient α_c mit Hilfe der thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verstärkungsmaterials α_r , des Matrixmaterials α_m und dem Verstärkungsvolumengehalt V_r berechnet:

$$\alpha_c = \alpha_r V_r + \alpha_m (1 - V_r) \quad (2.20)$$

Im Allgemeinen unterscheidet sich das thermische Ausdehnungsverhalten eines Verbunds von dem nach Gleichung 2.20 berechneten Wert, da die Dehnungsbehinderung der Matrix durch die Verstärkung nicht berücksichtigt wird.

Schapery-Modell

Unter der Bedingung, dass der Kompressionsmodul K_m und der thermische Ausdehnungskoeffizient α_m des Matrixmaterials größer sind als die entsprechenden Größen K_r und α_r der Verstärkungsphase [248], können mit Hilfe der oberen und unteren Grenzen für den Kompressionsmodul nach [148] (vgl. Kapitel 2.2.2.1, Formel 2.5 und 2.6) nach dem Schapery-Modell Unter- und Obergrenzen für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Verbunden berechnet werden [2, 249]. Die obere Grenze beschreibt dabei Verbunde mit isolierter Verstärkungsarchitektur wie beispielsweise Partikel, während die untere Grenze den thermischen Ausdehnungskoeffizienten von

Verbunden mit einer durchdringenden Verstärkungsarchitektur wie Schäumen darstellt [233]. Die obere Grenze lässt sich berechnen mit:

$$\alpha_{c,oben} = V_r \alpha_r + V_m \alpha_m + \left(\frac{4G_m}{K_{c,unten}} \right) \left(\frac{(K_{c,unten} - K_r)(\alpha_m - \alpha_r)V_r}{4G_m + 3K_r} \right) \quad (2.21)$$

Die untere Grenze wird berechnet über:

$$\alpha_{c,unten} = V_r \alpha_r + V_m \alpha_m + \left(\frac{4G_r}{K_{c,oben}} \right) \left(\frac{(K_{c,oben} - K_m)(\alpha_r - \alpha_m)V_m}{4G_r + 3K_m} \right) \quad (2.22)$$

Kerner-Modell

Das Kerner-Modell nimmt sphärische Verstärkungselemente und eine gleichmäßige Benetzung der Verstärkungsphase mit Matrixmaterial an. Da diese sphärischen Partikel die Ausdehnung der Matrix deutlich weniger behindern als Fasern, unterscheidet sich das Modell von Kerner nur wenig von der Mischungsregel. Mit Hilfe der Schub- und Kompressionsmoduln von Matrix und Verstärkung gilt für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds α_c nach dem Kerner-Modell folgender Zusammenhang [250]:

$$\alpha_c = \alpha_m - (\alpha_m - \alpha_r)V_r \left(\frac{K_r(3K_m + 4G_m)}{K_m(3K_r + 4G_m) + 4(K_r - K_m)G_mV_r} \right) \quad (2.23)$$

Das Kerner-Modell verwendet zur Berechnung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten eine mathematische Beziehung für den Kompressionsmodul, die mit der unteren Grenze des Hashin-Shtrikman-Modells (siehe Gleichung 2.6) identisch ist. Aus diesem Grund stimmen die Ergebnisse des älteren Kerner-Modells mit den Ergebnissen für die obere Grenze des Schapery-Modells überein [249].

Turner-Modell

Eine Näherung für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Verbunden mit kontinuierlicher bzw. durchdringender Verstärkung gibt das Turner-Modell [233]. Das Modell nimmt eine homogene Dehnungsverteilung über den gesamten Verbund mit einem Gleichgewicht der internen Spannungen an und leitet daraus den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds ab. Schubverformungen werden hierbei vernachlässigt [247]. Der thermische Ausdehnungskoeffizient kann demnach mit Hilfe der Kompressionsmoduln von Matrix K_m und Verstärkung K_r berechnet werden [251]:

$$\alpha_c = \frac{\alpha_m V_m K_m + \alpha_r V_r K_r}{V_r K_r + V_m K_m} \quad (2.24)$$

Wakashima-Modell

Das Wakashima-Modell [252] gibt eine Näherung für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten eines Verbunds mit plättchenförmigen Verstärkungspartikeln. Entlang der Plättchenebene gilt unter Verwendung der E-Moduln und Querkontraktionszahlen ν von Matrix und Verstärkung folgender Zusammenhang:

$$\begin{aligned} \alpha_{c,entlang} &= (1 - V_r)\alpha_m + V_r\alpha_r + V_r(1 - V_r)(\alpha_r - \alpha_m) \\ &\cdot \left(\frac{(1 - \nu_m)E_r - (1 - \nu_r)E_m}{(1 - V_r)(1 - \nu_r)E_m + V_r(1 - \nu_m)E_r} \right) \end{aligned} \quad (2.25)$$

Der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds senkrecht zur Plättchenebene kann mit folgender Formel berechnet werden:

$$\begin{aligned} \alpha_{c,senkrecht} &= (1 - V_r)\alpha_m + V_r\alpha_r + V_r(1 - V_r)(\alpha_r - \alpha_m) \\ &\cdot \left(\frac{2(\nu_r E_m - \nu_m E_r)}{(1 - V_r)(1 - \nu_r)E_m + V_r(1 - \nu_m)E_r} \right) \end{aligned} \quad (2.26)$$

2.2.3.2 Thermische Schädigung in Metallmatrixverbunden

Bei wiederholten Aufheiz- und Abkühlvorgängen kommt es in Verbundwerkstoffen durch die hohen, induzierten thermischen Spannungen aufgrund der stark unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Verstärkung zur Schädigung des Materials durch thermische Ermüdung [2]. Dabei tritt sowohl in faser- als auch in partikelverstärkten Verbunden plastische Deformation der Matrix ein [253–256]. In Folge davon kommt es zu einem Anstieg der Oberflächenrauigkeit aufgrund höherer Versetzungsmobilität nahe der freien Oberfläche [257]. Weiterhin werden Schädigungsmechanismen wie Porenbildung in der Matrix, die Bildung von Mikroporen und Rissen an der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung und das Abgleiten der Komponenten an der Grenzfläche beobachtet [255, 258, 259]. Mit fortschreitender thermischer Beanspruchung nimmt die Schädigung in Form von Ablösung an der Faser/Matrix-Grenzfläche, makroskopischer Porenbildung und Porenwachstum an der Grenzfläche zu [255]. Diese Form der Schädigung reduziert sowohl die Festigkeit als auch die Steifigkeit eines Verbunds [255]. Die entstehende Schädigung ist in partikelverstärkten Verbunden im Allgemeinen geringer als in langfaserverstärkten Verbunden [2, 260]. Die diskontinuierliche Geometrie der Verstärkungsphase in partikelverstärkten Verbunden führt dazu, dass Matrixdeformation um die Verstärkungsphase herum stattfinden kann und entsprechend die Dehnungsbehinderung der Matrix in partikelverstärkten Verbunden geringer ist als in langfaserverstärkten Verbunden [2, 260]. Aufgrund der niedrigen Streckgrenze bei erhöhten Temperaturen und der plastischen Verformung der Matrix resultiert eine niedrige Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkung und damit eine niedrige Beanspruchung der Verstärkungsphase. Dementsprechend werden keine Partikelbrüche,

wie im Fall einer rein mechanischen Beanspruchung (vgl. Kapitel 2.2.2.3), beobachtet [218]. Durch die lokalen thermischen Spannungen kommt es vielmehr zur Mikrorissbildung in der Matrix und an der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkung und zu einem Wachstum von bereits vorhandenen Rissen [218].

2.2.4 Metallmatrixverbundwerkstoffe mit metallischem Glas

Durch die Verwendung von metallischen Gläsern als Verstärkungselemente in metallischen Matrixlegierungen ist es möglich, wie bei der Verwendung von herkömmlichen keramischen Verstärkungen, die herausragenden Eigenschaften der metallischen Gläser zu nutzen und gleichzeitig die Sprödigkeit der Gläser durch die Duktilität der Matrix zu kompensieren. Durch die überwiegend metallische Bindung an der Grenzfläche zwischen Glas und Matrix sollen Anbindungsprobleme, wie sie in keramikverstärkten Verbunden beobachtet werden, vermieden werden [6]. Mehrere Untersuchungen diesbezüglich haben eine gute Grenzflächenhaftung zwischen metallischer Matrix und amorpher Verstärkungsphase gezeigt [12, 261–264]. Voraussetzung für die Herstellung von Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas ist die Verwendung von angepassten Glas/Matrix-Kombinationen [262]. Zur Vermeidung einer Kristallisation des metallischen Glases während der Verbundherstellung müssen metallische Gläser mit einer ausreichenden thermischen Stabilität und mit Kristallisationstemperaturen oberhalb der Sinter- oder Schmelztemperatur des verwendeten Matrixmaterials eingesetzt werden [6, 12].

Die meisten metallischen Gläser besitzen Kristallisationstemperaturen unterhalb der Schmelztemperatur von aluminium- und magnesiumbasierten Legierungen [6]. Aus diesem Grund wurden Metallmatrix-

verbundwerkstoffe mit metallischen Gläsern in der Vergangenheit überwiegend mit Hilfe von verschiedenen pulvermetallurgischen Methoden bei vergleichsweise niedrigen Prozesstemperaturen hergestellt. Erstmals berichtete Cytron [265] 1982 über die Herstellung von Metallmatrixverbunden mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas. Der Verbund wird dabei durch Vakuumheißpressen von metallischen Glasbändern aus $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ und Scheiben aus einer Aluminiumlegierung mit der Zusammensetzung von 90 Gew-% Al-5 Gew-% Ca-5 Gew-% Zn in einem Temperaturbereich von 450-500 °C hergestellt. Zur Untersuchung der Grenzflächenhaftung wurden 180°-Biegeversuche an dünnen Proben durchgeführt. In diesen Versuchen wurden keine Grenzflächenablösungen zwischen Glas und Matrix beobachtet und entstehende Risse im Glas breiteten sich nicht weiter aus. Seit dieser ersten Untersuchung wurde die Herstellung von Metallmatrixverbunden mit metallischer Glasverstärkung über verschiedene Sintermethoden mehrfach untersucht. Yu et al. [263] untersuchten beispielsweise pulvermetallurgisch hergestellte Verbunde mit Pulver aus dem metallischen Glas $\text{Ni}_{70}\text{Nb}_{30}$ (30 Gew-%) und einer Reinaluminiummatrix. Die Verbunde wurden bei einer Sintertemperatur von 773 K und einer Sinterdauer von zwei Stunden hergestellt. Durch das Einbetten des metallischen Glases in das Reinaluminium wurde eine Steigerung des E-Moduls von 65 auf 110 GPa und eine Erhöhung der Druckfestigkeit von 126 auf 146 MPa erreicht.

Nach Yu et al. [266] und Eckert et al. [267] hat die gewählte Sintermethode einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Verbunds. Mit Hilfe der Methoden Sintern (konventionell), Heißpressen und Heißextrudieren wurden jeweils Verbunde aus Reinaluminium und einem Anteil von 30 Gew-% Pulver aus dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ hergestellt. Die Prozesstemperatur wurde auf 823 K begrenzt und lag somit etwa 50 K unterhalb der Kristallisationstemperatur des verwendeten metallischen Glases. Die

Untersuchung der mechanischen Eigenschaften zeigte, dass der Elastizitätsmodul von 65,2 GPa beim konventionell gesinterten Verbund auf 72,2 GPa beim heißextrudierten Verbund gesteigert werden konnte. Mittels Druckversuch wurde bei der Streckgrenze ein Anstieg von 94 MPa beim konventionell gesinterten Material auf 134 MPa beim heißextrudierten Material beobachtet. Die verbesserten mechanischen Eigenschaften sind dabei auf eine Zunahme der relativen Dichte des Materials von 88,9 % für den gesinterten bis auf 98,7 % für den heißextrudierten Verbund und auf die mit hohem Prozessdruck verbesserte Grenzflächenhaftung zwischen Glas und Matrix zurückzuführen [266].

Scudino et al. [268] untersuchten in ihrer Arbeit Verbunde aus Reinaluminium und gemahlenen Bändern aus $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$. Die Verbunde mit 30 Vol-% und 50 Vol-% wurden mittels uniaxalem Heißpressen bei 520 K und 500 MPa und Heißextrudieren hergestellt. Durch Zugabe der metallischen Glaspartikel konnten sowohl die 0,2%-Stauchgrenze des Aluminiums von 75 MPa auf 120 MPa bzw. 130 MPa für die Verbunde mit 30 Vol-% bzw. 50 Vol-% als auch die Druckfestigkeit von 155 MPa auf 255 MPa bzw. 295 MPa erhöht werden. In einer weiteren Arbeit untersuchten Scudino et al. [45] die Eigenschaften von reinaluminiumbasierten Verbunden mit hohen Verstärkungsvolumengehalten von 40 Vol-% bzw. 60 Vol-% des metallischen Glases $\text{Zr}_{57}\text{Ti}_8\text{Nb}_{2,5}\text{Cu}_{13,9}\text{Ni}_{11,1}\text{Al}_{7,5}$. Die Herstellung des metallischen Glaspulvers erfolgte über mechanisches Legieren und die des Verbunds anschließend über Heißpressen mit nachfolgendem Heißextrudieren bei einer Temperatur von 673 K und einem Druck von 500 MPa. Metallografische Untersuchungen der Verbunde zeigten eine gleichmäßige Verteilung der Partikel in der Matrix mit geclusterten Bereichen in der Größenordnung von 100-200 μm und sich berührenden Partikeln aufgrund der hohen Verstärkungsvolumengehalte. Für beide

Verstärkungsvolumengehalte wurde ein Anstieg der Druckfestigkeit von 155 MPa für das Matrixmaterial auf 200 MPa ($V_r = 40$ Vol-%) bzw. auf 250 MPa ($V_r = 60$ Vol-%) ermittelt. Insbesondere der Verbund mit 60 Vol-% zeigte nach Erreichen der Druckfestigkeit ein ausgeprägtes, entfestigendes Verformungsverhalten und es kam bei einer Stauchung von 42 % zum Bruch. Anschließende rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Probe zeigten multiple Risse in den metallischen Glaspartikeln parallel zur Druckbelastungsrichtung und ausgeprägte plastische Deformation innerhalb der Aluminiummatrix.

Auch Wang et al. [269] beschäftigten sich mit dem Schädigungsverhalten von Metallmatrixverbundwerkstoffen mit Verstärkungen aus metallischem Glas. Mittels Spark Plasma Sintern stellten sie einen Verbund mit einer Matrix aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 und Nano- bzw. Mikrofasern und Partikeln aus dem metallischen Glas $Zr_{65}Cu_{18}Ni_7Al_{10}$ her. Für diesen Verbund ermittelten sie einen Anstieg der 0,2%-Stauchgrenze von 168 MPa für das unverstärkte Material auf 366 MPa für den Verbund sowie einen Anstieg der Druckfestigkeit von 326 MPa auf 471 MPa. Der Verbund erreichte eine Stauchung bei Bruch von 25 %. Als Schädigungsmechanismen wurden lokalisierte plastische Verformung und Rissbildung in der Matrix unter etwa 45° zur Belastungsrichtung identifiziert. Durch eine Interdiffusionsschicht mit einer Dicke von 2-3 nm wurde eine gute Grenzflächenbindung zwischen Matrix und Verstärkung erreicht.

In weiteren Arbeiten zu gesinterten Verbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas untersuchten Dudina et al. [51] über Hochfrequenzinduktionssintern hergestellte Verbunde mit einer Matrix aus der Aluminiumlegierung A520 und 15 Vol-% Pulver aus dem metallischen Glas $Cu_{54}Zr_{36}Ti_{10}$. Die Herstellung des Pulvers erfolgte über Vibrationsmahlen von zuvor mittels Melt Spinning erzeugten und klein

geschnittenen Bändern. Die verwendeten Partikelgrößen lagen im Bereich von wenigen hundert Nanometern bis zu 50 µm. Der Verbund wurde mit einer Maximaltemperatur von 720 K innerhalb des Temperaturbereichs der unterkühlten Schmelze des metallischen Glases hergestellt. Es wurde ein Prozessdruck von 50 MPa und eine Prozessdauer von 120 s verwendet. XRD-Analysen zeigten nur die Interferenzlinien des Matrixmaterials ohne zusätzliche Reflexe. Somit kristallisierte das metallische Glas während des Herstellprozesses nicht. Es wurde ein Anstieg der Festigkeit von 190 MPa der unverstärkten Matrix auf 580 MPa für den Verbund beobachtet. Diese Festigkeitssteigerung wurde unter anderem auf direkte Lastübertragungseffekte, Versetzungsverfestigung und Mischkristallverfestigung durch Diffusion von Cu aus der Verstärkungsphase in die Aluminiummatrix zurückgeführt.

Das Verfahren Hochfrequenzinduktionssintern wurde auch von Aljerf et al. [52] und Zheng et al. [270] zur Herstellung von Verbunden mit metallischem Glas genutzt. Aljerf et al. [52] untersuchten dabei Verbunde mit einer Matrix aus der Aluminiumlegierung 6061 mit 15 Vol-% an Partikeln aus dem metallischen Glas $[(Fe_{0,5}Co_{0,5})_{75}B_{20}Si_5]_{96}Nb_4$. Die Sintertemperatur wurde auf 828 K knapp oberhalb der Glastemperatur des metallischen Glases ($T_g = 821$ K, vgl. Tabelle 2.1) und der Prozessdruck auf 70 MPa festgelegt. Durch die Einlagerung der metallischen Glaspartikel wurde eine Druckfestigkeitssteigerung von 180 MPa für die unverstärkte Matrix auf 570 MPa für den Verbund erreicht. Zheng et al. [270] untersuchten Verbunde mit 15 Vol-% metallischem Glas $Fe_{73}Nb_5Ge_2P_{10}C_6B_4$ und einer Matrix aus der Aluminiumlegierung EN AW-2024. Vor dem Sintern wurden die Pulver der einzelnen Verbundkomponenten gemischt und mittels Planetenkugelmühle mechanisch legiert. Nach dem Sintern wurde der Verbund zusätzlich heißextrudiert. Über diese Verfahrenskombination wurde eine homogene Verteilung der durch das Mahlen flakeförmigen

Partikel mit einer Partikelgröße überwiegend kleiner als 5 µm erzielt. Druckversuche an dem Verbund und der unverstärkten Matrix zeigten eine Festigkeitssteigerung durch die Einlagerung der metallischen Glaspartikel auf eine Stauchgrenze des Verbunds von 403 MPa und eine Druckfestigkeit von 660 MPa.

Als weiteres Verfahren zur Herstellung von Metallmatrixverbunden mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas präsentierte Rezaei et al. [271] den Prozess der hochgradigen, plastischen Umformung über Equal Channel Angular Pressing (ECAP). Mit Hilfe dieses Verfahrens stellten sie Verbunde mit Aluminiummatrix und 5, 10 und 15 Vol-% an metallischem Glas Al₆₅Cu₂₀Ti₁₅ her. Glas- und Matrixpulver wurden gemischt und anschließend über einen Winkel von 90° umgeformt. Die Ergebnisse zeigen, dass ein dichtes Material ohne eine Kristallisation des Glases erzeugt werden konnte. Für die niedrigeren Verstärkungsvolumengehalte sind die Glaspartikel homogen in der Matrix verteilt, während im Verbund mit einem Glasanteil von 15 Vol-% Partikelcluster, partikelfreie Zonen und Poren an der Grenzfläche zwischen Glas und Matrix auftraten. Dennoch wurde für alle Verbunde eine Erhöhung der 0,2 %-Stauchgrenze im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial erreicht.

Eine systematische Untersuchung des Einflusses des Volumengehalts an metallischem Glas im Verbund auf die mechanischen Verbund-eigenschaften erfolgte von Jayalakshmi et al. [264]. In ihrer Arbeit stellten sie mittels mikrowellenunterstütztem Sintern und nachfolgendem Heißextrudieren Verbunde aus Reinaluminium verstärkt mit metallischem Glas Ni₆₀Nb₄₀ und Volumengehalten von 5, 15 und 25 % her. Die mechanischen Eigenschaften der Verbunde wurden unter Druck- sowie unter Zugbelastung untersucht. Ihre Ergebnisse zeigen in Druckversuchen einen Anstieg der 0,2 %-Stauchgrenze im Vergleich zum Matrixmaterial von 80 MPa auf 114 MPa für den Verbund mit

5 Vol-% und weiter auf 125 MPa und 155 MPa für die andere Verbunde. Unter Zugbelastung wurde zunächst ein Abfall der 0,2%-Dehngrenze von 65 MPa für die unverstärkte Matrix auf 50 MPa für den Verbund mit 5 Vol-% beobachtet. Anschließend wurde ein Anstieg der 0,2 %-Dehngrenze auf 75 MPa bzw. 102 MPa verzeichnet.

Auch Wang et al. [272] beobachteten für heißgepresste Al-basierte Verbunde mit unterschiedlichen Volumenanteilen an metallischem Glas $Mg_{58}Cu_{28,5}Gd_{11}Ag_{2,5}$ (10, 20 und 30 Vol-%) einen Anstieg der Festigkeiten, obwohl das Glas während der Herstellung teilweise kristallisiert ist. Die Stauchgrenze stieg dabei von 130 MPa für die unverstärkte Matrix auf 180 MPa für den Verbund mit 30 Vol-% Glas und die Druckfestigkeit von 157 MPa auf 212 MPa. Die Druckfestigkeit wurde somit bereits kurz nach der Stauchgrenze erreicht, danach zeigten die Verbunde insbesondere mit zunehmendem Verstärkungsvolumenanteil ein entfestigendes Verhalten mit leicht abnehmenden Spannungen. Die Autoren führten dieses Werkstoffverhalten auf die zunehmende Anzahl an gebrochenen Partikeln zurück. Weiterhin wurden bei den Verbunden mit niedrigen Volumenanteilen homogene Partikelverteilungen beobachtet, während bei dem Verbund mit 30 Vol-% Glas Partikelcluster auftraten.

Abgesehen von [264] haben sich die meisten Arbeiten bisher ausschließlich mit der Steigerung der mechanischen Eigenschaften unter Druckbelastung beschäftigt [45, 50, 51, 263, 268, 273]. Markó et al. [274] untersuchten dagegen die Eigenschaften unter Zugbelastung von mittels Heißpressen und Heißextrudieren hergestellten Verbunden mit einer aluminiumbasierten Matrix der Legierung EN AW-2024 und unterschiedlichen Volumenanteilen an Pulver aus dem metallischem Glas $Fe_{49,9}Co_{35,1}Nb_{7,7}B_{4,5}Si_{2,8}$. Die Untersuchungen zeigen, dass bei einem Verstärkungsvolumenanteil von 10 % noch keine wesentliche Verstärkungswirkung aufgetreten ist. Die Autoren

führten dies auf die bereits hohe Festigkeit der unverstärkten 2024-Legierung durch die vorhandenen Al_2CuMg -Ausscheidungen zurück [274, 275]. Für höhere Verstärkungsvolumengehalte wurde ein Anstieg der Streckgrenze von 196 MPa für den Verbund mit 20 Vol-% Glas auf 229 MPa für den Verbund mit 40 Vol-% Glas beobachtet. Weiterhin stieg die Zugfestigkeit von 312 MPa auf 363 MPa. Gleichzeitig wurde ein Rückgang der Bruchdehnung von 6,5 % auf 4,7 % detektiert.

In den vergangenen Jahren wurden mehrere neue metallische Gläser mit hohen Kristallisationstemperaturen entwickelt. Vor allem Ni-basierte Gläser besitzen Kristallisationstemperaturen im Temperaturbereich von 897 K [39] bis zu 994 K [29] (vgl. Kapitel 2.1.3). Mit diesen neuen, metallischen Gläsern ist es möglich, Metallmatrixverbunde nicht nur, wie bisher dargestellt, über Festphasenverfahren, sondern auch mittels schmelzmetallurgischen Verfahren herzustellen. Erste Berichte über die schmelzmetallurgische Herstellung dieser neuartigen Verbunde und deren Eigenschaften gaben Lee et al. [12]. Als Matrix wurde die Aluminiumlegierung A356 mit der chemischen Zusammensetzung Al-6,5Si-0,25Mg (Gew-%) verwendet. Mittels Gasdruckinfiltration wurde ein Verbund mit einer Verstärkung aus kaltgepressten Bändern des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ hergestellt. Auf diese Weise wurde ein Verstärkungsvolumengehalt von 20 % erreicht. Mittels Röntgenbeugung wurde gezeigt, dass sich die amorphe Struktur des metallischen Glases während des Herstellungsprozesses nicht verändert hat. Die Verstärkung der Matrixlegierung mit dem metallischen Glas führte weiterhin zu einem Anstieg zur 0,2 %-Stauchgrenze von 129 MPa auf 163 MPa. Mit dem selben Herstellungsverfahren und den gleichen Ausgangswerkstoffen erzeugten Lee et al. [276] weiterhin einen partikelverstärkten Verbund mit einem Verstärkungsvolumengehalt von 36 %. Mit diesem Verbund erreichten sie eine weitere Steigerung der 0,2 %-Stauchgrenze auf 230 MPa.

In eigenen, zusätzlichen Vorarbeiten zur vorliegenden Dissertation wurden mittels Gasdruckinfiltration bereits Verbunde mit unterschiedlichen Partikelgrößen aus Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und verschiedenen Matrixmaterialien hergestellt. Dabei wurde festgestellt, dass aufgrund der großen Aspektverhältnisse der verwendeten Partikel eine geschichtete Plättchenstruktur in den Verbunden vorliegt, die zu unterschiedlichen Eigenschaften entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung führt. Diese hat bei einem Verbund mit 12,1 Vol-% Plättchen der Siebgröße 600-2000 µm nur geringen Einfluss auf den E-Modul des Verbunds, führt aber zu unterschiedlichen 0,2 %-Stauchgrenzen unter Druckbelastung [LW15]. Entlang der Plättchenausrichtung wurde eine Steigerung der 0,2 %-Stauchgrenze von 150 MPa für die unverstärkte Matrix auf 171 MPa ermittelt. Senkrecht zur Plättchenausrichtung konnte mit 148 MPa keine Steigerung der 0,2 %-Stauchgrenze erreicht werden. In einer weiteren Vorarbeit wurde ein Verbund mit einer Matrix aus AlSi10Mg und Partikeln der Siebgröße 200-600 µm hergestellt. Dabei wurde ein mittlerer Verstärkungsvolumengehalt von 35,7 % erzielt. Dieser Verbund wurde anschließend mit Hinblick auf den Einfluss einer T6-Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften des Verbunds untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen wurden in [LOURW17] veröffentlicht. Wie zuvor in [LW15] konnte auch bei diesem Verbund kein signifikanter Einfluss der Plättchenorientierung oder der Wärmebehandlung auf den E-Modul des Verbunds festgestellt werden. Dafür konnte bei einer Druckbelastung entlang der Plättchenorientierung die 0,2 %-Stauchgrenze von 124 MPa für die unverstärkte Matrix auf 226 MPa gesteigert und durch die T6-Wärmebehandlung weiter auf 301 MPa erhöht werden. Auch bei einer Druckbelastung senkrecht zur Plättchenorientierung wurde in dieser Arbeit eine Steigerung der 0,2 %-Stauchgrenze auf 204 MPa bzw. auf 249 MPa nach der Wärmebehandlung erzielt. In dieser Vorarbeit wurde außerdem entlang der Plättchenorientierung bei

einer Totaldehnung ε_t von etwa 4 % eine maximale Druckfestigkeit des Verbunds ermittelt. Diese betrug im nicht wärmebehandelten Zustand 408 MPa und nach der Wärmebehandlung 427 MPa. Senkrecht zur Plättchenorientierung stieg die Spannung dagegen kontinuierlich über den gesamten Messbereich weiter an. Für einen Vergleich der Festigkeiten wurde hier der Wert σ_m^* bei $\varepsilon_t = 4\%$ herangezogen. Dieser Vergleichswert lag bei 311 MPa im nicht wärmebehandelten Zustand und bei 369 MPa nach der Wärmebehandlung.

In den nachfolgenden Tabellen 2.2, 2.3, 2.5, 2.6, 2.7 und 2.8 sind die bisher beschriebenen Verbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas, die verwendeten Herstellungsmethoden und die mechanischen Eigenschaften dieser Verbunde zusammengefasst. Zur vollständigen Übersicht werden zusätzlich zu den bereits im Text erläuterten Verbunden die Ergebnisse weiterer Arbeiten zur Herstellung (siehe Tabelle 2.4) und der Charakterisierung von Al-basierten (vgl. Tabelle 2.8) und einigen Mg-basierten Verbunden (vgl. Tabelle 2.9) mit Verstärkungen aus metallischem Glas und herkömmlichen Saffil-Fasern ergänzt.

Tabelle 2.2: Übersicht über die Herstellungsverfahren verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 1 (verwendete Abkürzungen: HP – Heißpressen, HE – Heißextrudieren, mwu-Sintern – mikrowellenunterstütztes Sintern).

Verbund	Literatur	Matrixwerkstoff	Verstärkungsmaterial	Verstärkungsmorphologie	Herstellungsverfahren
1	[263]	Al	Ni ₇₀ Nb ₃₀	Pulver	Sintern
2	[266, 267]	Al	Ni ₆₀ Nb ₄₀	Pulver	Sintern
3	[266, 267]	Al	Ni ₆₀ Nb ₄₀	Pulver	HP
4	[266, 267]	Al	Ni ₆₀ Nb ₄₀	Pulver	HE
5-6	[268]	Al	Al ₈₅ Y ₈ Ni ₅ Co ₂	gemahlene Bänder	HP und HE
7-8	[45]	Al	Zr ₅₇ Ti ₈ Nb _{2,5} Cu _{13,9} Ni _{11,1} Al _{7,5}	Pulver	HP und HE
9	[269]	Al-Leg. 7075	Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₇ Al ₁₀	Fasern, Partikel	Spark Plasma Sintering (SPS)
10	[51]	Al-Leg. A520	Cu ₅₄ Zr ₃ Ti ₁₀	gemahlene Bänder	HF-Induktions-sintern
11	[52]	Al-Leg. 6061	[(Fe _{0,5} Co _{0,5}) ₇₅ B ₂₀ Si ₅] ₉₆ Nb ₄	gemahlene Bänder	HF-Induktions-sintern
12	[270]	Al-Leg. 2024	Fe ₇₃ Nb ₅ Ge ₂ P ₁₀ C ₆ B ₄	Pulver	HF-Induktions-sintern (Vakuum) und HE
13-15	[271]	Al	Al ₆₅ Cu ₂₀ Ti ₁₅	Pulver	ECAP

Tabelle 2.3: Übersicht über die Herstellungsverfahren verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 2 (verwendete Abkürzungen: HP – Heißpressen, HE – Heißextrudieren, mwu-Sintern – mikrowellenunterstütztes Sintern).

Verbund	Literatur	Matrix- werkstoff	Verstärkungsmaterial	Verstärkungs- morphologie	Herstellungs- verfahren
16-21	[264]	Al	Ni ₆₀ Nb ₄₀	Pulver	mwu-Sintern und HE
22-24	[272]	Al	Mg ₅₈ Cu _{28,5} Gd _{1,1} Ag _{2,5}	Pulver	HP
25-28	[274]	Al-Leg. 2024	Fe _{49,9} Co _{35,1} Nb _{7,7} B _{4,5} Si _{2,8}	Pulver	HP und HE
29	[12]	Al-Leg. A356	Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	kaltgepresste Bänder	Gasdruckinfiltration
30	[276]	Al-Leg. A356	Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	kaltgepresste Bänder	Gasdruckinfiltration
31-32	[LW15]	Al-Leg. AlSi12	Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	gemahlene Bänder	Gasdruckinfiltration
33-34	[LOURW17]	Al-Leg. AlSi10Mg	Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	gemahlene Bänder	Gasdruckinfiltration
35-36	[LOURW17]	Al-Leg. AlSi10Mg	Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	gemahlene Bänder	Gasdruckinfiltration und T6-Wärmebehandlung

Tabelle 2.4: Übersicht über die Herstellungsverfahren verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 3 (verwendete Abkürzungen: HP – Heißpressen, HE – Heißextrudieren, mwu-Sintern – mikrowellenunterstütztes Sintern).

Verbund	Literatur	Matrixwerkstoff	Verstärkungsmaterial	Verstärkungsmorphologie	Herstellungsverfahren
37-38 39-40 41-42	[277] [278] [278, 279]	Al Al Al-Leg. 6061	Mg ₆₅ Cu ₂₀ Zn ₅ Y ₁₀ Al ₇₀ Y ₁₆ Ni ₁₀ Co ₄ Al ₇₀ Y ₁₆ Ni ₁₀ Co ₄	Pulver Pulver Pulver	HP und HE HP und HE HP und HE
43 44-46 47	[280] [281] [50]	Al Al Mg-Leg. AZ31	Zr ₆₅ Ag ₅ Cu _{12,5} Ni ₁₀ Al _{7,5} Fe ₇₄ Mo ₄ P ₁₀ C _{7,5} B _{2,5} Si ₂ Zr ₅₇ Nb ₅ Cu _{15,4} Ni _{12,6} Al ₁₀ (Vitrelloy 6)	Pulver Pulver gemahlene Bänder	HP und HE HP (uniaxial) HF-Induktions- sintern
48-49 50-51	[282] [282]	Messing Messing	Ni ₅₉ Zn ₂₀ Ti ₁₆ Sn ₃ Ni ₅₉ Zr ₂₀ Ti ₁₆ Sn ₃	Pulver Pulver	HP und HE Mech. Legieren, HP und HE
52-54	[283]	Mg	Ni ₆₀ Nb ₄₀	Pulver	mwu-Sintern und HE
55-60	[284]	Mg	Ni ₅₀ Ti ₅₀	Pulver	Kaltpressen, mwu- Sintern und HE
61	[285]	Al	Saffil (Al ₂ O ₃)	Fasern	Squeeze Cast Ver- fahren

Tabelle 2.5: Übersicht über die mechanischen Eigenschaften verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallschem Glas – Teil 1 (verwendete Abkürzung: ac – as cast).

Matrix bzw. Verbund	Literatur	V_r in Vol.-%	E-Modul (GPa)	R_{eS} (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_n (MPa)	Prüf- methode
Al	[45, 263, 264, 268, 277]	-	65	63	75-103	126-155	Druck
Al	[264, 285]	-	70	-	58-72	60-83	Zug Druck
Al-Leg. A520	[51]	-	-	190	-	-	Druck
Al-Leg. 6061 (ac)	[52, 279]	-	-	170-180	-	260	Druck
Al-Leg. 6061 (T6)	[52]	-	-	270	-	-	Druck
Al-Leg. 7075	[269]	-	-	-	168	326	Druck
Al-Leg. 2024	[274]	-	-	179	-	301	Zug
Al-Leg. A356	[12, 276]	-	-	-	129	299	Druck
AlSi12	[LW15]	-	77	66	150	-	Druck
AlSi10Mg (ac)	[LOURW17]	-	77	-	124	199 ¹	Druck
AlSi10Mg (T6)	[LOURW17]	-	79	-	238	354 ¹	Druck
AZ91	[50]	-	-	143	-	404	Druck
Messing	[282]	-	-	-	-	500	Druck
Mg	[283, 284]	-	-	-	58-70	265	Druck
Mg	[284]	-	-	-	75	119	Zug

¹ Wert bei $\varepsilon_t = 4\%$

Tabelle 2.6: Übersicht über die mechanischen Eigenschaften verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 2.

Matrix bzw. Verbund	Literatur	V_r in Vol-% ¹	E (GPa)	R_{eS} (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Prüf- methode
1	[263]	30*	110	-	111	146	Druck
2	[266, 267]	30*	65,2	94	-	-	Druck
3	[266, 267]	30*	67,3	106	-	-	Druck
4	[266, 267]	30*	72,2	134	-	-	Druck
5	[268]	30	-	-	120	255	Druck
6	[268]	50	-	-	130	295	Druck
7	[45]	40	-	-	-	200	Druck
8	[45]	60	-	-	-	250	Druck
9	[269]	15	73	-	366	471	Druck
10	[51]	15	-	580	-	840	Druck
11	[52]	15	-	570	-	600	Druck
12	[270]	15*	-	403	-	660	Druck
13	[271]	5	-	-	168	-	Druck
14	[271]	10	-	-	184	-	Druck
15	[271]	15	-	-	153	-	Druck

¹ mit * gekennzeichnete Werte sind in Gewichtsprozent angegeben

Tabelle 2.7: Übersicht über die mechanischen Eigenschaften verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 3.

Matrix bzw. Verbund	Literatur	V_r in Vol-%	E-Modul (GPa)	R_{eS} (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Prüf- methode
16	[264]	5	-	-	114	300	Druck
17	[264]	15	-	-	125	333	Druck
18	[264]	25	-	-	155	375	Druck
19	[264]	5	-	-	50	60	Zug
20	[264]	15	-	-	75	85	Zug
21	[264]	25	-	-	102	120	Zug
22	[272]	10	-	145	-	176	Druck
23	[272]	20	-	165	-	191	Druck
24	[272]	30	-	180	-	212	Druck
25	[274]	10	-	176	-	297	Zug
26	[274]	20	-	196	-	312	Zug
27	[274]	30	-	224	-	339	Zug
28	[274]	40	-	229	-	363	Zug
29	[12]	20	-	-	163	313	Druck
30	[276]	36	-	-	230	352	Druck

Tabelle 2.8: Übersicht über die mechanischen Eigenschaften verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 4.

Matrix bzw. Verbund	Literatur	V _r in Vol-%	E-Modul (GPa)	R _{es} (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	Prüf- methode
31 () ¹	[LW15]	12,1	90	107	171	-	Druck
32 (└─)²	[LW15]	12,1	90	87	148	-	Druck
33 () ¹	[LOURW17]	35,7	101	-	226	408	Druck
34 (└─)²	[LOURW17]	35,7	100	-	204	311 ³	Druck
35 () ¹	[LOURW17]	35,7	104	-	301	427	Druck
36 (└─)²	[LOURW17]	35,7	101	-	249	369 ³	Druck
37	[277]	10	-	203	-	247	Druck
38	[277]	30	-	221	-	323	Druck
39	[278]	30	-	-	131	-	Druck
40	[278]	50	-	-	163	-	Druck
41	[278, 279]	30	-	-	211	290	Druck
42	[278, 279]	50	-	-	238	350	Druck
43	[280]	50	-	-	-	235	Druck
44	[281]	10	-	-	70	175	Druck

¹ Testrichtung entlang Plättchenorientierung² Testrichtung senkrecht zu Plättchenorientierung³ Wert bei ε_f = 4 %

Tabelle 2.9: Übersicht über die mechanischen Eigenschaften verschiedener Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas – Teil 5.

Matrix bzw. Verbund	Literatur	V _r in Vol-%	E-Modul (GPa)	R _{eS} (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	Prüf- methode
45	[281]	20	-	-	81	184	Druck
46	[281]	40	-	-	115	245	Druck
47	[50]	15	-	325	-	542	Druck
48	[282]	40	-	-	-	740	Druck
49	[282]	60	-	-	-	925	Druck
50	[282]	40	-	-	-	1240	Druck
51	[282]	60	-	-	-	1640	Druck
52	[283]	3	-	-	85	283	Druck
53	[283]	5	-	-	130	320	Druck
54	[283]	10	-	-	90	322	Druck
55	[284]	3	-	-	67	234	Druck
56	[284]	6	-	-	89	291	Druck
57	[284]	10	-	-	102	368	Druck
58	[284]	3	-	-	94	144	Zug
59	[284]	6	-	-	127	183	Zug
60	[284]	10	-	-	148	178	Zug
61	[285]	10	81	-	59	104	Zug

3 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien

Das im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchte Material ist ein Verbundwerkstoff aus einer Aluminiumgusslegierung und Verstärkungselementen aus metallischem Glas. Die verwendeten Einzelkomponenten des Verbunds und die Probengeometrien für die Charakterisierung der Verbundeigenschaften werden nachfolgend beschrieben. Eine ausführliche Erläuterung der Verbundherstellung erfolgt anschließend im experimentellen Teil dieser Arbeit in Kapitel 4.1.

3.1 Matrixwerkstoff

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die naheutektische Aluminiumgusslegierung AlSi12 als Matrixwerkstoff verwendet. Wie das binäre Aluminium-Silizium-Zustandsdiagramm in Abbildung 3.1 zeigt, besitzt diese Legierung im eutektischen Punkt bei 12,5 Gew-% eine Schmelztemperatur von 577 °C. Je nach Siliziumgehalt erweitert sich das Schmelzintervall auf einen Bereich von 570-580 °C [286]. Weiterhin verfügen naheutektische Aluminiumgusslegierungen über gute Gießeigenschaften mit geringer Lunker- und Warmrissbildung

und gute mechanische Eigenschaften mit höheren Festigkeiten als Reinaluminium [286].

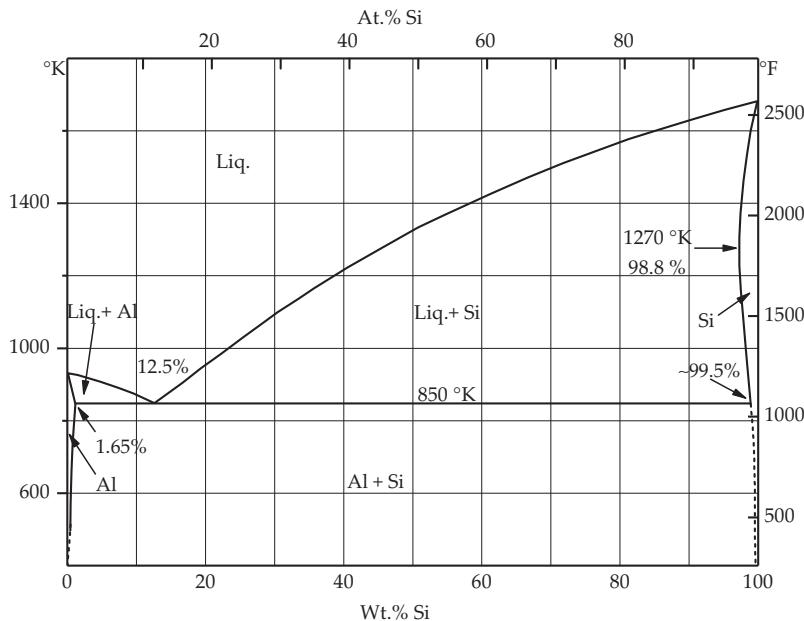


Abbildung 3.1: Binäres Aluminium-Silizium-Phasendiagramm, Al und Si liegen jeweils als Mischkristalle vor [287].

Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Legierung wurde mittels Funkenspektroskopie bestimmt (Daimler AG, Gaggenau). Das Analyseergebnis ist in Tabelle 3.1 dargestellt.

Tabelle 3.1: Zusammensetzung der verwendeten Al-Gusslegierung AlSi12 in Gew-%.

Legierungselement	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
Anteil (Gew-%)	12,99	0,127	<0,011	0,039	0,026
Legierungselement	Ni	Ti	V	Sr	Al
Anteil (Gew-%)	0,004	0,023	0,0101	<0,0001	Basis

3.2 Verstärkungswerkstoff und -geometrien

Ni-Nb-basierte Gläser besitzen im Allgemeinen eine hohe thermische Stabilität [288]. Aus diesem Grund wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit das metallische Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ als Verstärkungswerkstoff eingesetzt. Die Legierung wurde am Fraunhofer Institut für Fertigungstechnik und Angewandte Materialforschung IFAM (Dresden, Deutschland) durch Erschmelzen im Lichtbogenofen hergestellt. Anschließend wurde daraus das metallische Glas mit Hilfe des Verfahrens Melt Spinning als Bandmaterial erzeugt. Die Bänder wiesen eine Breite von 1-4 mm und eine Dicke von etwa 40 μm auf.

Nach [29] besitzt das metallische Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ eine Kristallisationstemperatur von 721 °C. Dieser Wert wurde für das in dieser Arbeit verwendete Glas mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (engl.: differential scanning calorimetry (DSC)) bei einer Heizrate von 10 K/min (d.h. 0,167 K/s) überprüft. Ein repräsentatives Ergebnis dieser Messungen ist in Abbildung 3.2 gezeigt. Das Untersuchungsergebnis ist als Temperaturdifferenzmessung in $\mu\text{V}/\text{mg}$ (Thermospannung/Probengewicht) dargestellt. Die Überprüfung zeigt im Zusammenhang mit der Glastemperatur einen endothermen Effekt bei etwa 663 ± 2 °C. Mit $T_x = 694 \pm 2$ °C liegt die Kristallisationstemperatur des in dieser Arbeit verwendeten Glases dabei etwa 27 °C unter dem in

[29] angegebenen Wert. Aus den experimentell ermittelten Werten ergibt sich mit $\Delta T_x = 31$ K ein vergleichweise schmaler Bereich der untermühlten Schmelze.

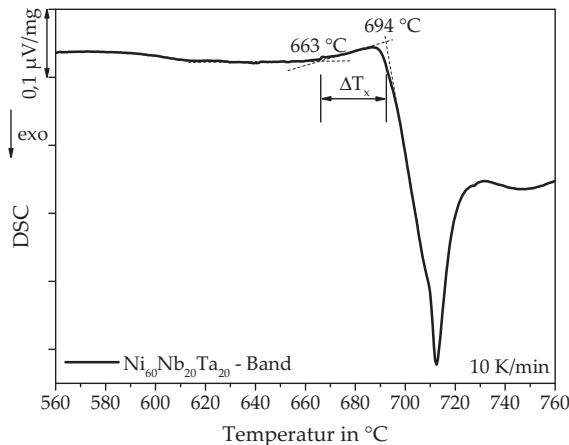


Abbildung 3.2: Ergebnisse der dynamischen Differenzkalorimetrie (DSC) an dem metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀.

Weiterhin wurde mittels Röntgendiffraktometrie (engl.: X-ray diffraction (XRD)) der amorphe Zustand des Glases überprüft. Das Ergebnis in Abbildung 3.3 zeigt ein für metallische Gläser typisches breites und diffuses Maximum bei etwa 42,5° ohne scharfe, kristalline Interferenzlinien.

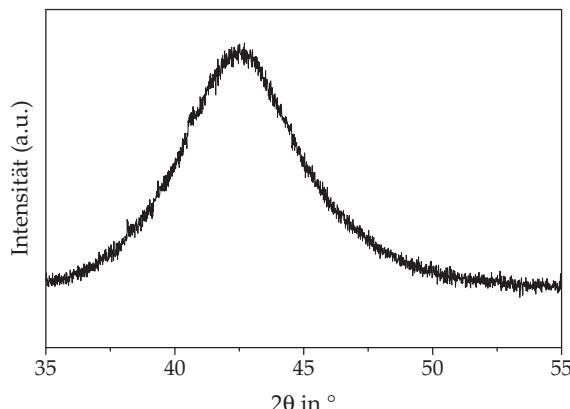


Abbildung 3.3: Ergebnis der röntgendiffraktometrischen Untersuchung des metallischen Glases Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ im Grundzustand.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde das metallische Glas als Partikel in den Verbund eingebracht. Die Partikel wurden vor der Infiltration über einen Mahlprozess erzeugt. Dazu wurden die schmelzgesponnenen Bänder vorgeschnitten, in Ethanol gereinigt und anschließend in einer Kugelmühle zu Pulver gemahlen. Je 7,5 g metallisches Glas wurden mit 90 Stahlkugeln je 4 g in einen Mahlbecher gegeben (Verhältnis Mahlgut zu Kugeln: 1:48) und 20 Minuten mit 250 Umdrehungen pro Minute und wechselnder Drehrichtung gemahlen. Es wurde darauf geachtet, dass während des Mahlprozesses keine übermäßige Erwärmung des Mahlguts stattfand. Das erzeugte Pulver wurde anschließend über Siebe mit unterschiedlichen Maschenweiten fraktioniert. Im Folgenden wurden Partikel mit den Fraktionierungen 40-100 µm, 100-200 µm, 200-600 µm und 600-2000 µm verwendet. In Bezug auf die Dicke des Glasbands ergeben sich entsprechend unterschiedliche nominelle Aspektverhältnisse S (l_L/l_D) für die verschiedenen Siebgrößen. Diese sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst. Zur Berechnung des nominellen Aspektverhältnisses wurde jeweils die

maximale Siebgröße l_L der Partikelfraktion und die Dicke des metallischen Glasbands l_D verwendet. Da sich die Fraktionierung jedoch nur auf den Querschnitt der Partikel bezieht, können auch deutlich längere und faserartige Partikel in der Partikelfraktion vorhanden sein. Die in Tabelle 3.2 aufgeführten Werte für die Aspektverhältnisse geben entsprechend nur grobe Richtwerte.

Tabelle 3.2: Abschätzung der nominellen Aspektverhältnisse der Partikel.

Siebgröße	l_L (μm)	l_D (μm)	S
600-2000	2000	40	50
200-600	600	40	15
100-200	200	40	5
40-100	100	40	2,5

Die auftretenden Schubkräfte und plastischen Verformungen beim Kugelmahlen können strukturelle Veränderungen durch Atomverschiebungen induzieren [289] und damit zu einer lokalen Kristallisation des metallischen Glases führen. Um eine Kristallisation des Glases aufgrund der mechanischen Beanspruchung beim Mahlvergang auszuschließen, wurde der amorphe Zustand der einzelnen Fraktionen des metallischen Glases nach dem Kugelmahlen und Sieben erneut mittels XRD überprüft. Dazu wurde das Glaspulver in das Epoxydharz-Kalteinbettmittel Epclear 2000 von Schmitz Metallographie GmbH (Herzogenrath, Deutschland) eingebettet, um eine Verunreinigung der XRD-Anlage zu vermeiden. Die Ergebnisse der XRD-Messungen an den verschiedenen Pulverfraktionen im Vergleich zum Einbettmittel sind in Abbildung 3.4 dargestellt. Alle Diffraktogramme des metallischen Glases besitzen zwei breite Maxima bei ca. $10\text{-}30^\circ$ und $38\text{-}48^\circ$. Das erste Maximum ist auf das amorphe Kalteinbettmittel zurückzuführen. Das zweite Maximum

bestätigt den amorphen Zustand des Glaspulvers nach dem Pulvermahlen. Es werden keine kristallinen Phasen detektiert. Die unterschiedlichen Intensitäten der Maxima kommen durch unterschiedliche Anteile an metallischem Glas und Einbettmittel zustande. Auch DSC-Vergleichsmessungen am metallischen Glaspulver zeigen keine Veränderung der Glas- und der Kristallisationstemperatur durch das Kugelmahlen. Somit ist der Anteil an gegebenenfalls auftretenden, mikrostrukturellen Veränderungen gering.

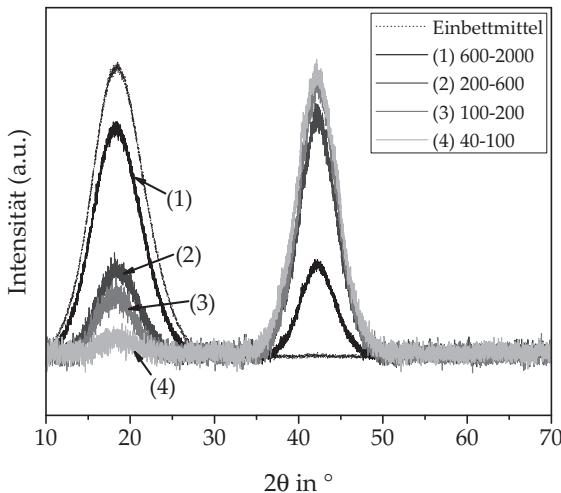


Abbildung 3.4: Ergebnis der röntgendiffraktometrischen Untersuchung des metallischen Glaspulvers $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ nach dem Kugelmahlen.

In Zusammenarbeit mit dem Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik IWM (Freiburg, Deutschland) wurden Mik zugversuche zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des metallischen Glases durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in [290, 291] detailliert beschrieben. Die Proben wurden mittels Laserabtragschneiden aus dem metallischen Glasband entnommen. Die Probengeometrie der Mik zugproben ist in Abbildung 3.5 dargestellt. Die Versuche wurden unter

quasistatischen Prüfbedingungen mit einer Dehnrate von $3 \cdot 10^{-5} \text{ 1/s}$ durchgeführt. Die Ergebnisse der vier gültig innerhalb der Messstrecke gebrochenen Proben sind als Spannungs-Dehnungs-Verläufe in Abbildung 3.6 dargestellt.

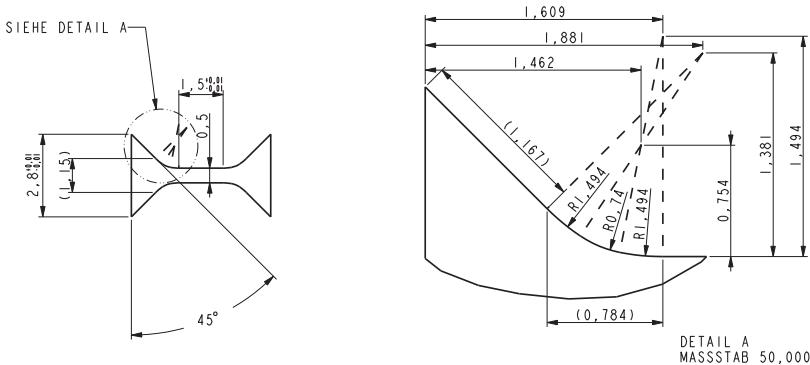


Abbildung 3.5: Probengeometrie für die Mikrozugversuche am metallischen Glasband $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ (Längenangaben in mm).

Aus der Abbildung 3.6 geht hervor, dass jeweils zwei Kurven aufeinander liegen und die Kurven außerdem unterschiedliche Steigungen besitzen. Die unterschiedlichen Steigungen sind vermutlich auf Prozesseinflüsse während der Herstellung des metallischen Glases zurückzuführen. Diese können bei abweichenden lokalen Abkühlbedingungen zu verschiedenen strukturellen Relaxationszuständen im metallischen Glas führen. Weiterhin zeigen alle Proben ein sprödes Materialverhalten mit nahezu linearem Spannungsanstieg bis zum Bruch. Aus den dargestellten Spannungs-Dehnungs-Verläufen wurden die Kennwerte E-Modul, Zugfestigkeit und Totaldehnung beim Bruch ermittelt. Diese Kennwerte sind in Tabelle 3.3 als Mittelwerte mit Standardabweichung angegeben. Zusätzlich wird für die Festigkeiten der vier innerhalb der Messstrecke gebrochenen Proben der Lageparameter der Weibullverteilung σ_0 sowie der Weibull-Modul m_W

aufgeführt. Weiterhin sind die Ergebnisse der Mikrohärteprüfung zur Bestimmung der Vickershärte des metallischen Glases und die Ergebnisse der DSC-Messungen in der Tabelle zusammengefasst.

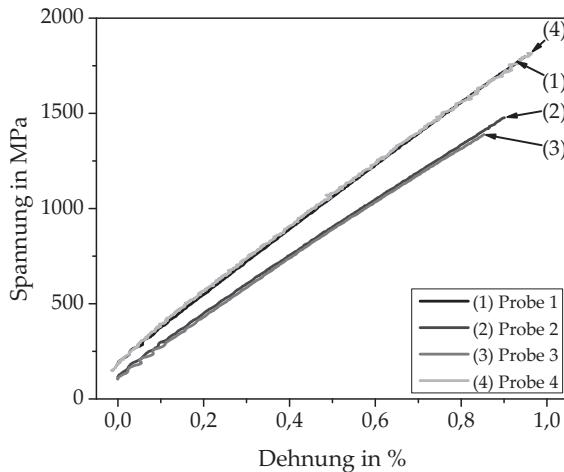


Abbildung 3.6: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der vier gültig innerhalb der Messstrecke gebrochenen Proben aus metallischem Glasband $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ unter quasistatischer Zugbelastung.

Tabelle 3.3: Festigkeitswerte des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ (Mittelwert \pm Standardabweichung, Lageparameter der Weibullverteilung und Weibull-Modul) ermittelt über Mikrozugversuche an Proben aus dem metallischen Glasband sowie E-Modul und Härte des metallischen Glases und über DSC ermittelte Werte für T_g und T_x .

Zugfestigkeit (MPa)	Weibull-Lagepa- rameter σ_0 (MPa)	Weibull- Modul m_W	E (GPa)
$1620,0 \pm 218,5$	1715,6	8,0	$161,2 \pm 9,1$
Totaldehnung bei Bruch (%)	Härte HV0,05	T_g (°C)	T_x (°C)
$1,02 \pm 0,07$	1051 ± 35	663 ± 2	694 ± 2

3.3 Probengeometrien

Zur Charakterisierung der Eigenschaften der hergestellten Verbunde wurden im Rahmen dieser Arbeit verschiedene quasistatische und thermische Versuche durchgeführt. Dazu wurden aus den unterschiedlichen Verbunden nach der Infiltration mittels Drahterodieren Proben mit definierten Geometrien entnommen. Pro Infiltration konnten prozessbedingt nur begrenzte Mengen an Verbundwerkstoff hergestellt werden. Aus diesem Grund wurden Probengeometrien festgelegt, die gleichzeitig für verschiedene Versuche oder kombiniert für zerstörungsfreie und zerstörende Prüfungen an ein und derselben Probe verwendet werden konnten. In Vorarbeiten zu der vorliegenden Arbeit wurde innerhalb der Verbunde aufgrund der großen Aspektverhältnisse eine geschichtete Struktur der metallischen Glasplättchen senkrecht zur Infiltrationsrichtung beobachtet [LW15, LOURW17, LW17a]. Die Ergebnisse der computertomografischen Untersuchungen in Abschnitt 5.1.5 zeigen, dass eine ähnliche Plättchenorientierung auch in den im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Verbunden vorliegt. Im Folgenden sind somit die Probengeometrien für die verschiedenen, mechanischen und thermischen Versuche sowie die innerhalb der Proben vorliegende Plättchenorientierung dargestellt.

3.3.1 Probengeometrie für Ultraschallphasenspektroskopie und Druckversuche

Für die zerstörungsfreien Versuche zur Bestimmung der elastischen Eigenschaften mittels Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) und die zerstörende Prüfung zur Bestimmung der Druckfestigkeiten wurden

Würfel mit einer einheitlichen Kantenlänge verwendet. Nach dem Erodieren betrug diese 5,1 mm. Die Würfel wurden nach dem Erodieren auf allen Seitenflächen bis zu einer Körnung von 4000 geschliffen. Dadurch verringerte sich die Kantenlänge auf etwa 5,0 mm. Die Proben wurden in unterschiedlichen Richtungen bezogen auf die Infiltrationsrichtung der eindringenden Schmelze bzw. die vorliegende Plättchenorientierung geprüft. Damit wurde eine mögliche Anisotropie der Verbundeigenschaften untersucht. Abbildung 3.7 zeigt eine schematische Darstellung der Probengeometrie sowie der vorliegenden Plättchenorientierung senkrecht zur Infiltrationsrichtung (x-Richtung).

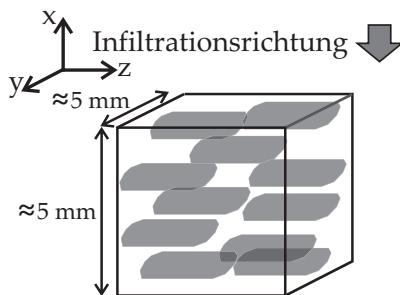


Abbildung 3.7: Schematische Darstellung der Proben für die UPS- und die Druckversuche.

Für die *in situ* Druckversuche im Rasterelektronenmikroskop (REM) wurden Würfel mit einer Kantenlänge von 2,4 mm verwendet. Die Seitenfläche, die im REM betrachtet wurde, wurde zuvor mit verschiedenen Diamantsuspensionen vorpoliert und mit einer Oxidsuspension endpoliert. Die einzelnen Präparationsschritte sind im Detail in Abschnitt 4.2.2 aufgeführt. Durch den Poliervorgang verringerte sich die Kantenlänge der Proben auf etwa 2,3 mm.

3.3.2 Zugversuchsproben

Für die quasistatischen Zugversuche, die in situ Zugversuche im REM und die Versuche mit Entlastungszyklen zur ex situ Untersuchung der Schädigungsentwicklung wurde die gleiche Probengeometrie verwendet. Zur Vergleichbarkeit mit den Ergebnissen der in situ Druckversuche im REM wurde die Messstrecke auf $2,3 \times 2,3 \times 2,3$ mm³ festgelegt. Die verwendete Probengeometrie samt vorliegender Orientierung der Plättchen im Verbund ist in Abbildung 3.8 dargestellt.

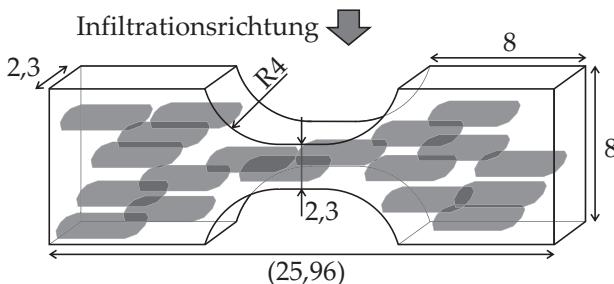


Abbildung 3.8: Probengeometrie für quasistatische, zyklische und in situ Zugversuche im REM (Längenangaben in mm).

3.3.3 Vierpunktbiegeproben

Zur Ermittlung der Biegeeigenschaften wurden Vierpunktbiegeversuche durchgeführt. Um zusätzlich Erkenntnis über das Rissausbreitungs- und Schädigungsverhalten im Material zu erlangen, wurden nach [292] doppeltgekerbte Vierpunktbiegeproben mit zwei Kerben auf der bei der späteren Prüfung auf Zug beanspruchten Seite verwendet. Zur Untersuchung der Schädigung im Probeninneren

wurde die Probe nach dem Versuch an der nicht gebrochenen Kerbe entlang der Probenachse getrennt, eingebettet und das Material um die Kerbe metallografisch präpariert und lichtmikroskopisch untersucht. Die einzelnen Präparationsschritte sind in Abschnitt 4.2.2 beschrieben. Abbildung 3.9 zeigt eine schematische Darstellung der verwendeten Probengeometrie sowie der im Verbund vorhandenen Plättchenorientierung senkrecht zur Infiltrationsrichtung.

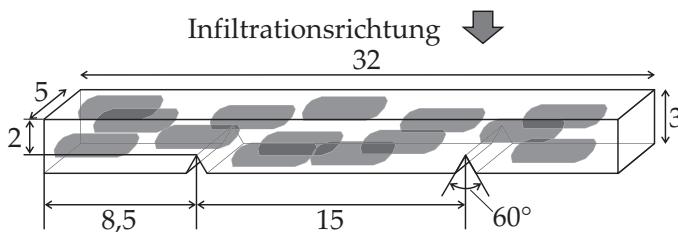


Abbildung 3.9: Schematische Darstellung der Geometrie der für die Vierpunktbiegeversuche verwendeten, doppeltgekerbten Biegeproben (Längenangaben in mm).

3.3.4 Dilatometerproben

Der thermische Ausdehnungskoeffizient und die zyklische thermische Schädigung wurde mittels Dilatometerversuchen untersucht. Dafür wurden quaderförmige Proben mit den Abmessungen $4 \times 4 \times 7 \text{ mm}^3$ verwendet. Um eine Anisotropie der Verbunde aufgrund einer möglichen Partikelausrichtung (wie in [LW15, LOURW17, LW17a] gezeigt) zu untersuchen, wurden die Proben in unterschiedlichen Richtungen bezogen auf die Infiltrationsrichtung der eindringenden Schmelze aus dem infiltrierten Block entnommen (vgl. Abbildung 3.10). Nach dem Erodieren wurden die Proben entgratet,

um vollständigen Kontakt zwischen der Probe und den Messstempeln im Versuchsaufbau zu gewährleisten. Die Probengeometrie und die in den Verbunden vorliegende Partikelorientierung sind in Abbildung 3.10 schematisch dargestellt. Zur Untersuchung der thermischen Schädigung wurden einige Proben auf einer Seite poliert (vgl. graue Fläche in Abbildung 3.10 (a)) und sowohl vor als auch nach den Versuchen lichtmikroskopisch bzw. mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops untersucht.

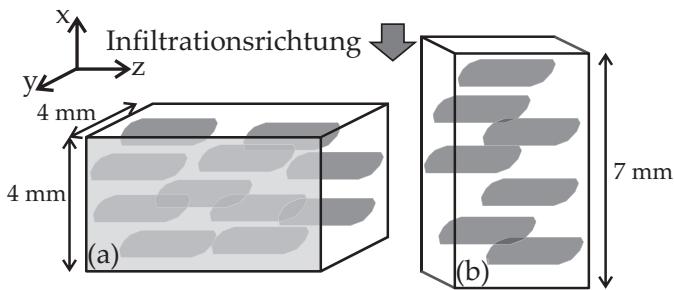


Abbildung 3.10: Probengeometrie für Dilatometerproben – (a): Prüfrichtung senkrecht zur Infiltrationsrichtung (d.h. entlang der Plättchenorientierung), (b): entlang der Infiltrationsrichtung (d.h. senkrecht zur Plättchenorientierung).

4 Experimentelle Versuchsführung und analytische Methoden

4.1 Herstellung der Verbundwerkstoffe

Die Herstellung der untersuchten Metallmatrixverbundwerkstoffe erfolgte mit Hilfe einer am Institut aufgebauten Gasdruckinfiltrationsanlage. In Abbildung 4.1 ist der Aufbau der Anlage schematisch dargestellt. Die Anlage besteht aus einem Druckbehälter (4) mit einem Fassungsvolumen von 75 l. Im Inneren des Behälters befindet sich ein Graphitrohr (8), das außen über eine Induktionsspule (7) induktiv geheizt wird und Strahlungswärme nach innen abgibt. Die Induktionsspule ist an den Schwingkreis eines Mittelfrequenzgenerators (11) der Firma Hilgefort (Rastatt, Deutschland) angeschlossen. Die Ansteuerung erfolgt mit Hilfe einer LabView®-Steuerung. Vor und während des Versuchs wird mit einer Drehschieberpumpe der Firma Pfeiffer Vacuum (Aßlar, Deutschland) Vakuum erzeugt, um Lufteinschlüsse und Hohlräume im infiltrierten Material zu vermeiden. Über ein Ventil im Deckel des Druckbehälters (15) kann der Behälter mit Argon geflutet und der Infiltrationsdruck aufgebracht werden. Im Rahmen der

vorliegenden Arbeit wurde die Anlage mit einem zusätzlichen Ventil im Boden des Behälters (10) ausgestattet, das eine separate Schutzgasspülung mit Argon erlaubt. Damit soll eine Oxidation des metallischen Glases während des Prozesses vermieden werden, da diese bereits unterhalb der Kristallisationstemperatur zu einer Kristallisation des metallischen Glases führt [293].

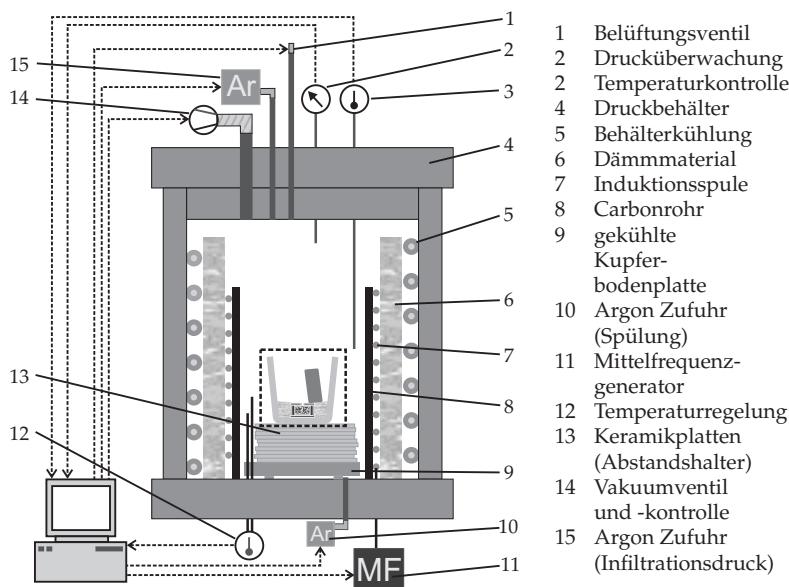


Abbildung 4.1: Schematische Darstellung der Gasdruckinfiltrationsanlage; der gestrichelt eingerahmte Ausschnitt ist nachfolgend in Abbildung 4.2 (a) vergrößert gezeigt.

Zur Verbundherstellung wird das Infiltrationsgut mit Hilfe von mehreren Tiegeln in der Gasdruckinfiltrationsanlage positioniert. Der Aufbau dieses Tiegel-in-Tiegel-Prinzips ist schematisch in Abbildung 4.2 (a) gezeigt. Ein mit Bornitrid beschichteter Carbontiegel (4) wird

mit dem Infiltrationsgut aus metallischen Glas gefüllt (5) und in einem Keramikriegel (1) platziert. Der Raum zwischen Carbon- und Keramikriegel wird mit kalziniertem Kaolin aufgefüllt. Damit soll verhindert werden, dass die Schmelze während des Prozessverlaufs in diesen Zwischenraum abfließt (vgl. 4.2 (b)). Das Matrixmaterial wird vor Beginn des Prozesses als Block in den Tiegel gestellt (3).

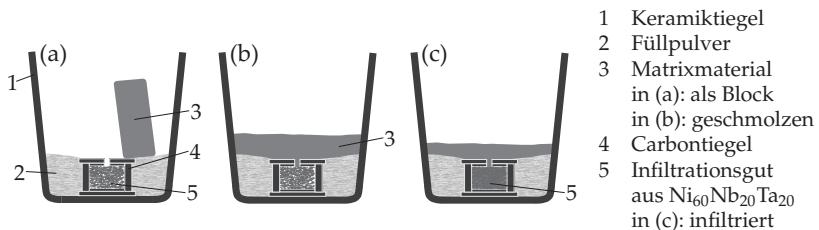


Abbildung 4.2: Schematische Darstellung des Tiegelaufbaus in der Gasdruckinfiltrationsanlage.

Die Herstellung des Verbunds erfolgte in einem zweistufigen Prozess. Der schematische Ablauf dieses Prozesses ist in Abbildung 4.3 dargestellt. Vor Beginn des ersten Prozessabschnitts wurde ein Vakuum von 0,1 mbar erzeugt. Anschließend wurde die Anlage bei Raumtemperatur drei Mal mit Argon gespült und nach jedem Spülvorgang erneut evakuiert. Während des ersten Prozesses wurde die Temperatur mit einer Aufheizrate von 5,5 K/min auf 200 °C erhöht. Bei Erreichen dieser Temperatur wurde die Prozesskammer ein weiteres Mal mit Argon gespült. Die Temperatur wurde anschließend bei geöffnetem Vakuumventil und laufender Vakuumpumpe zwei Stunden gehalten, um das Schutzgas und entstandene, gasförmige Verunreinigungen aus der Prozesskammer zu entfernen. Anschließend wurde der erste Prozessabschnitt mit Abkühlung auf Raumtemperatur beendet. Das Belüftungsventil an der Anlage (vgl. Abbildung 4.1 (1)) wurde nach diesem Prozessabschnitt geschlossen gehalten, um eine erneute Verunreinigung der Anlage mit Sauerstoff zu vermeiden. Dieser

umfangreiche Prozessabschnitt war notwendig, um eine Oxidation des metallischen Glases während des Prozesses zu vermeiden, da diese, wie bereits beschrieben, schon unterhalb der Kristallisationstemperatur zu einer Kristallisation des metallischen Glases führt [293].

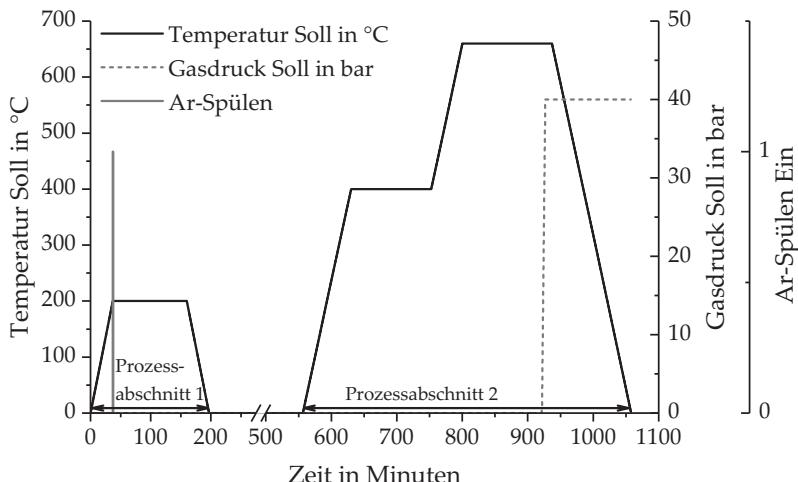


Abbildung 4.3: Schematische Darstellung der Prozessparameter während des zweistufigen Gasdruckinfiltrationsprozesses.

Vor Beginn des zweiten Prozessabschnitts wurde ein Vakuum von 0,08 mbar erzeugt. Anschließend wurde die Temperatur mit einer Aufheizrate von 5,5 K/min auf 400 °C erhöht. Diese Temperatur wurde wiederum zwei Stunden gehalten, um einer Verschlechterung des Vakuums aufgrund der Expansion von vorhandenem Restgas durch Abpumpen entgegenzuwirken. Anschließend wurde die Temperatur mit einer Aufheizrate von 5,5 K/min auf die maximale Prozesstemperatur erhöht. Die maximale Prozesstemperatur wurde mit 660 °C so gewählt, dass ein ausreichender Puffer zwischen Prozesstemperatur

und Kristallisationstemperatur des Glases (vgl. Abbildung 3.2) eingehalten wird und keine Kristallisation des Glases während des Herstellungsprozesses stattfindet. Gemäß dem Al-Si-Phasendiagramm (vgl. Abbildung 3.1) schmelzen die Blöcke aus der Matrixlegierung AlSi12 ab etwa 580 °C. Die maximale Prozesstemperatur 660 °C wurde 2 h gehalten, um ein vollständiges Aufschmelzen des Matrixmaterials und eine homogene Durchwärmung der Schmelze sicherzustellen. Mit dem Aufschmelzen der Matrix wurde gleichzeitig das evakuierte Infiltrationsgut von der umgebenden Atmosphäre in der Prozesskammer abgetrennt (vgl. Abbildung 4.2 (b)). Anschließend wurde die Prozesskammer innerhalb von fünf Minuten bis zu einem Gasdruck von 40 bar mit Argon gefüllt. Durch den Druckunterschied zwischen dem Inneren des mit dem metallischen Glas gefüllten Carbontiegels und der Prozesskammer wurde die Schmelze in die evakuierten Zwischenräume zwischen dem Infiltrationsgut gedrückt (vgl. Abbildung 4.2 (c) (5)). Nach einer Haltezeit von zehn Minuten bei Maximaldruck wurde die Prozesskammer mit einer Abkühlrate von 5,5 K/min abgekühlt. Der Prozessdruck wurde bis Raumtemperatur beibehalten, um einer Lunkerbildung bei der Erstarrung des Matrixmaterials entgegenzuwirken.

4.2 Mikrostrukturelle Charakterisierung der Verbundwerkstoffe

In den nachfolgenden Unterkapiteln sind die Methoden dargestellt, die angewendet wurden, um den Aufbau und die Struktur der hergestellten Verbunde zu charakterisieren.

4.2.1 Dichte und Verstärkungsvolumengehalt

Die Dichte der einzelnen Verbundkomponenten und der Verbunde ρ wurde mit Hilfe des Auftriebsprinzips nach Archimedes bestimmt. Dazu wurden die Massen der Proben an Luft m und in destilliertem Wasser m_{Wasser} ermittelt. Bei jedem Versuch wurde die Temperatur des destillierten Wassers gemessen und für eine exakte Berechnung der Verbunddichte die entsprechende, temperaturabhängige Dichte von Wasser verwendet. Mittels der Formel 4.1 wurde aus den genannten Werten die Probendichte berechnet:

$$\rho = \frac{m \cdot \rho_{Wasser}}{m - m_{Wasser}} \quad (4.1)$$

Unter Berücksichtigung des aus den metallografischen Schliffbildern stereologisch bestimmten Porenvolumengehalts V_p wurde aus der ermittelten Dichte des Verbunds ρ_c und unter Kenntnis der Dichte des Matrixmaterials ρ_m , des metallischen Glases ρ_r und der Poren (d.h. von Luft) ρ_p der Verstärkungsvolumengehalt der Verbunde V_r berechnet:

$$\rho_c = \rho_m(1 - V_r - V_p) + \rho_r \cdot V_r + \rho_p \cdot V_p \quad (4.2)$$

bzw.

$$V_r = \frac{\rho_c - \rho_m(V_p - 1) - \rho_p \cdot V_p}{\rho_r - \rho_m} \quad (4.3)$$

4.2.2 Metallografische Untersuchungen

Die Gefügeausbildung, die Verteilung und Anordnung der Glasplättchen im Verbund und die Anbindung der Plättchen an die Matrix

wurden lichtmikroskopisch anhand verschiedener Schliffebenen untersucht. Abbildung 4.4 zeigt schematisch die betrachteten Schliffebenen (a) und (b) mit einer möglichen Partikelausrichtung senkrecht zur Infiltrationsrichtung (x-Richtung) (wie in [LW15, LOURW17, LW17a] gezeigt).

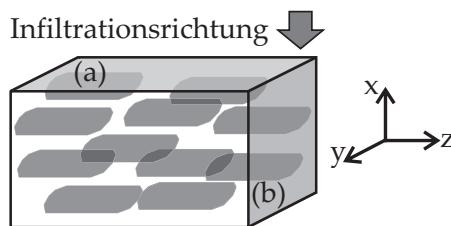


Abbildung 4.4: Schematische Darstellung der Schliffebenen – (a): senkrecht zur Infiltrationsrichtung, (b): parallel zur Infiltrationsrichtung.

Die entnommenen Proben wurden kalt eingebettet und mit SiC-Schleifpapier bis zu einer Körnung von 2000 geschliffen. Anschließend wurden die Proben mit Diamantsuspensionen der Körnungen $6\ \mu$, $3\ \mu$ und $1\ \mu$ vorpoliert und mit einer Oxidsuspension endpoliert. Die Proben wurden zwischen jedem Polierschritt in Ethanol gereinigt. Die anschließend aufgenommenen, lichtmikroskopischen Schliffbilder entstanden mit Hilfe eines Auflichtmikroskops vom Typ Axiovert 200 MAT der Firma Zeiss (Oberkochen, Deutschland).

4.2.3 Computertomografische Untersuchungen und Orientierungsanalyse

Zusätzlich zu den metallografischen Untersuchungen wurden in dieser Arbeit computertomografische Methoden eingesetzt, um die dreidimensionale Verteilung der Glasplättchen im Verbund zu untersuchen. Dazu kam eine Mikrofokusanlage der Firma Yxlon International

GmbH (Hamburg, Deutschland), Bauart YCT.Precision, zum Einsatz. Die Anlage besteht aus einer Transmissionsröhre und einer austauschbaren Direktstrahlröntgenröhre mit Wolfram-Target und einem CsI Flächendetektor der Firma Perkin Elmer (Shelton, USA). Ein Scan enthielt jeweils 2400-3120 Projektionen während einer 360° Drehung um die vertikale Probenachse. Die Integrationszeit wurde auf 900-1000 ms festgelegt. Die Beschleunigungsspannung betrug 160-180 kV, der Target-Strom 0,02 mA. Die Voxelkantenlänge und damit die erzielte Auflösung lag bei 3-5 µm.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden sowohl die Würfelproben, die für die UPS- und Druckversuche verwendet wurden (vgl. 3.3.1), sowie die Dilatometerproben (siehe 3.3.4) untersucht. Die Scans wurden dabei jeweils vor der zerstörenden Prüfung durchgeführt. Aus den erhaltenen 3D-Bilddaten wurde die Orientierung der Partikel im Verbund quantitativ bestimmt. Dazu wurden die Bilddaten zunächst auf die relevanten Bildbereiche zugeschnitten und entsprechend eines Koordinatensystems (siehe Abbildung 4.5) ausgerichtet. Anschließend wurde, wie in Abbildung 4.5 gezeigt, der Abweichungswinkel Θ des Normalenvektors \vec{n} von der x-Achse des Koordinatensystems in jedem Voxel bestimmt. Dazu wurde eine Methode basierend auf dem Strukturtensor eingesetzt [294]. Diese Methode wurde bereits für faserverstärkte Verbunde als Open Source Software *Composight* implementiert [295, 296] und hier entsprechend für die Anwendung auf planare Strukturen modifiziert. Der modifizierte Algorithmus unterscheidet sich im Vergleich zu dem ursprünglichen Algorithmus für Fasern darin, dass die Orientierung des Normalenvektors durch den größten Eigenwert des Strukturtensors und den dazugehörigen Eigenvektor gegeben wird statt durch den niedrigsten Eigenwert wie bei faserverstärkten Materialien.

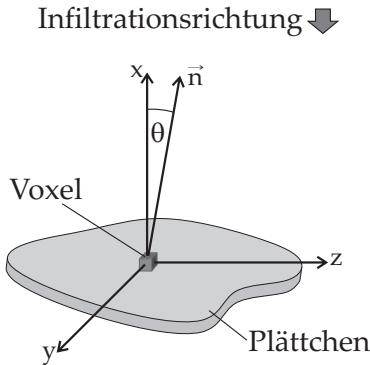


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung eines Voxels innerhalb eines Plättchens mit Normalenvektor \vec{n} und Abweichungswinkel Θ des Normalenvektors von der x-Achse des Koordinatensystems.

4.2.4 Röntgendiffraktometrie (XRD)

Um Aufschluss darüber zu erhalten, ob während des Herstellprozesses eine Kristallisation des metallischen Glases stattfindet, wurden die hergestellten Verbunde mittels Röntgendiffraktometrie untersucht. Dazu kam ein Diffraktometer vom Typ D2 der Firma Bruker (Billerica, USA) mit Bragg-Brentano-Geometrie zum Einsatz. Es wurde CuK_α -Strahlung verwendet. Die 2Θ -Schrittweite betrug $0,01^\circ$.

4.2.5 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)

Zur Untersuchung des Kristallisationsverhaltes des metallischen Glases und zur Analyse stattfindender chemischer Reaktionen im Verbund wurden Untersuchungen mit Hilfe der dynamischen Differenzkalorimetrie (engl.: differential scanning calorimetry (DSC)) durchgeführt. Dazu wurde ein Wärmestrom-DSC-System der Firma Netzsch-Gerätebau GmbH (Selb, Deutschland) vom Typ DSC 404 F1

Pegasus und Argon als Prozessgas verwendet. Die Heizrate wurde auf 10 K/min (0,167 K/s) festgelegt. Die Ergebnisdaten werden nach Abzug der Basislinie gezeigt. Nach DIN 51007 [297] werden endotherme Reaktionen dabei mit Ordinatenausschlägen nach oben dargestellt. Da im Rahmen der vorliegenden Arbeit keine Analyse von kalorischen Werten, wie Schmelz- oder Kristallisationswärme erfolgt, sondern lediglich die auftretenden charakteristischen Temperaturen im metallischen Glas und im Verbund von Interesse sind, wurde auf eine entsprechende, zeitaufwändige Kalibrierung verzichtet. Die Untersuchungsergebnisse der Temperaturdifferenzmessung zwischen dem Probenmaterial und dem Referenzmaterial werden nachfolgend entsprechend in $\mu\text{V}/\text{mg}$ (Thermospannung/Probengewicht) dargestellt.

4.2.6 Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchung des Grenzschichtaufbaus

Zur Charakterisierung des Grenzschichtaufbaus zwischen dem metallischen Glas und der AlSi-Matrix wurden transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Dazu wurden mittels fokussiertem Ga^+ -Ionenstrahl (engl.: focused ion beam (FIB)) Lamellen senkrecht zur Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Bestandteil an Aluminiummischkristall der Matrix (Verbund 200-600 und 600-2000) sowie dem metallischen Glas und dem Primärsilizium der Matrix (Verbund 600-2000) entnommen. Die Untersuchung der Lamelle $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}\text{-Al}$ aus dem Verbund 200-600 erfolgte in Zusammenarbeit mit der Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF). Dazu wurde ein Gerät vom Typ Tecnai F20ST der Firma FEI (Eindhoven, Niederlande) bei einer Beschleunigungsspannung von 200 kV eingesetzt. Die Lamellen $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}\text{-Al}$ und $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}\text{-Si}$ aus dem Verbund 600-2000 wurden in Zusammenarbeit mit dem Laboratorium für

Elektronenmikroskopie (LEM) am KIT untersucht. Die Untersuchung der Lamelle Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀-Al erfolgte dabei mit Hilfe eines Transmissionselektronenmikroskops vom Typ Tecnai Osiris der Firma FEI. Die Beschleunigungsspannung wurde auf 200 kV festgelegt. Für die Untersuchung der Lamelle Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀-Si wurde ein Transmissionselektronenmikroskop vom Typ TITAN G2 der Firma FEI verwendet. Die Beschleunigungsspannung lag bei 300 kV. Beide Geräte sind mit ChemiSTEM™-Technologie zur Aufnahme von transmissionselektronenmikroskopischen (TEM) und rastertransmissionselektronenmikroskopischen (engl.: scanning transmission electron microscopy (STEM)) Bildern und einem HAADF-Detektor (engl.: high-angle annular dark field (HAADF)) ausgestattet. Im Rahmen der Untersuchungen wurden Hellfeld (HF)-, Dunkelfeld (DF)- und hochauflösende STEM-Aufnahmen erstellt. Der Hellfeld-Abbildungsmodus nutzt dabei den Primärelektronenstrahl bei der Durchstrahlung der Lamelle zur Bilderzeugung. Bei Dunkelfeld-Aufnahmen werden gebeugte Elektronenstrahlen zur Abbildung verwendet. HAADF-Abbildungen zeigen Ordnungszahl-Kontrastbilder, auf denen schwerere Elemente und deren chemische Verbindungen heller erscheinen als leichtere Elemente. Zur Untersuchung der lokalen Werkstoffzusammensetzung wurden zusätzlich ortsaufgelöste Elementanalysen mittels energiedispersiver Röntgenspektralanalyse (engl.: energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX)) durchgeführt. Zudem wurden einige Probenbereiche mittels Elektronenbeugung (engl.: selected area electron diffraction (SAED)) untersucht und die entstehenden Interferenzmuster analysiert. Dazu wurde eine Feinbereichsblende mit einem Durchmesser von 40 µm verwendet.

4.3 Ermittlung der elastischen Eigenschaften mittels Ultraschallphasenspektroskopie

Mit Hilfe des Verfahrens der Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) lassen sich die effektiven elastischen Konstanten von Materialien bestimmen, die aufgrund von Streuung und innerer Reibung eine hohe Dämpfung der Ultraschallwellen besitzen [298–300]. Dazu wird die Phasenverschiebung von sinusförmigen Ultraschallwellen in Abhängigkeit von der Frequenz beim Durchgang durch das Material detektiert und daraus die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Ultraschallwellen ermittelt. Abbildung 4.6 zeigt schematisch den messtechnischen Aufbau der Ultraschallphasenspektroskopie nach [298].

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit kam ein Netzwerkanalysator der Firma Advantest (Tokio, Japan) vom Typ R3754A mit einer LabView®-Steuerung zum Einsatz. Die Messungen wurden jeweils mit zwei baugleichen Ultraschallprüfköpfen durchgeführt. Dafür wurden Prüfköpfe der Bauart Panametrics V122 mit longitudinaler Polarisation (Mittenfrequenz 7,5 MHz) und Panametrics V155 mit transversaler Polarisation (Mittenfrequenz 5 MHz) verwendet. Die Ankopplung der Prüfköpfe an die Proben erfolgte mit Rübensirup der Firma Grafschäfer Krautfabrik Josef Schmitz KG (Meckenheim, Deutschland). Dieser wurde nach den Messungen mit destilliertem Wasser von den Proben entfernt. Die aufgenommenen Phasenspektren enthielten 1201 Datenpunkte bei einer Messzeit von 25 ms pro Datenpunkt. Bei longitudinaler Anregung umfasste die Messung den Frequenzbereich 10 kHz-12 MHz bzw. 10 kHz-15 MHz und bei transversaler Anregung 10 kHz-8 MHz bzw. 10 kHz-10 MHz. Die einzelnen Messungen wurden jeweils drei Mal wiederholt. Vor Beginn der Untersuchungen wurden Messungen ohne Probe mit direktem Kontakt der Ultraschall-

prüfköpfe durchgeführt, um den Einfluss des Messsystems auf die Phase der Ultraschallwellen zu ermittelt. Diese Phasenantwort wurde bei den späteren Messungen abgezogen.

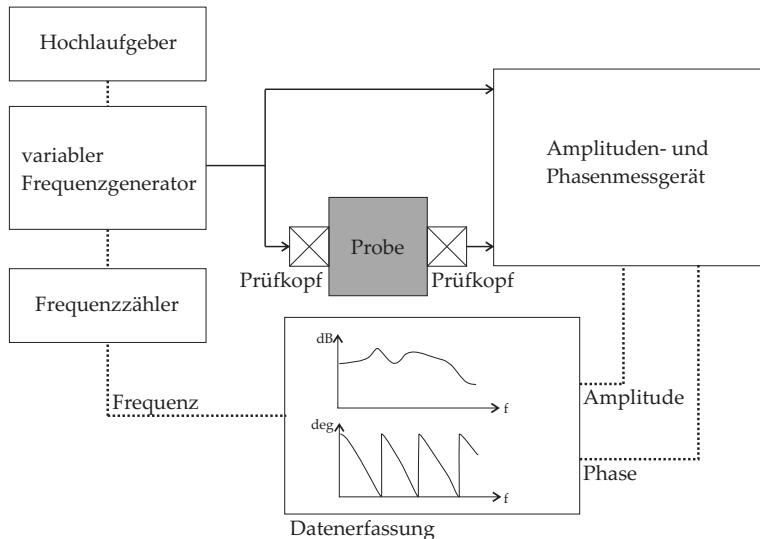


Abbildung 4.6: Schematische Darstellung des messtechnischen Aufbaus der Ultraschallphasenspektroskopie nach [298].

An den ermittelten Phasenspektren wurde eine lineare Regression über einen möglichst großen Frequenzbereich durchgeführt. Aus der Steigung m_R dieser Regressionsgeraden und der bekannten Probedicke L in Ausbreitungsrichtung der Ultraschallwellen wurde mittels Gleichung 4.4 die Ausbreitungsgeschwindigkeit der longitudinalen und transversalen Ultraschallwellen v_L und v_T ermittelt [298–300]. Aus den Gleichungen 4.5 und 4.6 wurde anschließend mit Hilfe der Dichte ρ des Verbunds der E-Modul und die Querkontraktionszahl ν berechnet [82].

$$v = -2 \cdot \pi \cdot \frac{L}{m_R} \quad (4.4)$$

$$v_L = \sqrt{\frac{E}{\rho} \cdot \frac{1 - \nu}{(1 + \nu) \cdot (1 - 2\nu)}} \quad (4.5)$$

$$v_T = \sqrt{\frac{E}{\rho} \cdot \frac{1}{2 \cdot (1 + \nu)}} \quad (4.6)$$

Für eine statistische Auswertung der Ergebnisse wurden pro Verbund und Orientierungsrichtung etwa 10 Proben getestet.

4.4 Quasistatische Versuche

4.4.1 Druckversuche

Für die Druckversuche an den Würfeln mit Kantenlänge 5,0 mm kam eine Universalprüfmaschine ZMART.PRO der Firma Zwick (Ulm, Deutschland) mit einer Maximalkraft von 100 kN zum Einsatz. Die Prüfgeschwindigkeit wurde gemäß DIN 50106 [301] auf 0,12 mm/min festgelegt. Bei der verwendeten Probengeometrie entspricht diese Verfahrensgeschwindigkeit einer nominellen Dehnrate von $4 \cdot 10^{-4}$ 1/s. Der Versuch startete ab einer Vorkraft von 20 N. Die Dehnung wurde mit Hilfe eines kapazitiven Dehnungsaufnehmers an den Druckstempeln bei beiden Probenstirnflächen bestimmt. Pro Verbund und Orientierungsrichtung wurden jeweils drei Proben geprüft. Aufgrund der Verwendung von würfelförmigen Proben (siehe Kapitel 3.3.1) ist aus den Ergebnissen der Druckversuche kein absoluter E-Modul bestimmbar.

4.4.2 Zugversuche

Die Zugversuche wurden auf einer Zwicki 2,5 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick (Ulm, Deutschland) durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit wurde auf 0,1 mm/min festgelegt. Dies entspricht bei der in Abbildung 3.8 (vgl. Abschnitt 3.3.2) gezeigten Probengeometrie einer nominellen Dehnrate von $7,24 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$. Zur Dehnungsmessung wurden Dehnungsmessstreifen vom Typ FBY-06-11-005LE (von Tokyo Sokki Kenkyujo Co. Ltd, Tokio, Japan) verwendet. Der Gesamtmeßbereich der Dehnungsmessstreifen wurde bei 10 V auf 25000 $\mu\text{m/m}$ (d.h. 2,5 %) festgelegt.

Nach [302] besitzen diskontinuierlich verstärkte Verbunde im Allgemeinen niedrige Streckgrenzen, was zu Schwierigkeiten bei der E-Modul-Bestimmung führt. Aus diesem Grund wird der E-Modul häufig über Entlastungssequenzen ermittelt. Abbildung 4.7 zeigt schematisch verschiedene Möglichkeiten, wie daraus der E-Modul des Verbunds bestimmt werden kann. Bei Methode (1) wird der E-Modul im Anfangsbereich des Spannungs-Dehnungs-Diagramms ermittelt. Bei Methode (2) (Wiederbelastung nach vorhergehender Entlastung) existiert aufgrund der vorhergehenden Dehnung ein größerer linearer Bereich als bei (1). Durch Hysterese kann allerdings Mikroplastizität entstehen, die zu einer Unterschätzung der Steifigkeit führen kann [82]. Bei Methode (3) wird der E-Modul über die Tangente am Spannungs-Dehnungs-Verlauf während der Entlastung gebildet. Hierbei können durch Spiel im Maschinenverfahrweg und Auftreten von plastischer Verformung Messfehler entstehen [82, 194]. Im Rahmen dieser Arbeit wurde Methode (2) zur Bestimmung des E-Moduls verwendet.

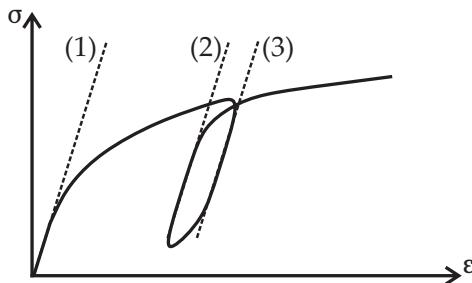


Abbildung 4.7: Schematische Darstellung der Möglichkeiten zur Bestimmung des E-Moduls nach [303], dargestellt in [82].

Um weiterhin gegebenenfalls eine Schädigung über E-Modul-Degradation beobachten zu können, wurden bei ausgewählten Proben ab einer Kraft von 200 N mehrere Entlastungssequenzen durchgeführt. Dazu wurde die Kraft auf das 0,6fache der aktuellen Maximalkraft abgesenkt und die Probe anschließend wiederbelastet. Die nächste Entlastungssequenz erfolgte dann bei einer weiteren Dehnung (bezogen auf den Traversenweg der Prüfmaschine) von 0,01. Es wurden je zwei Proben quasistatisch und mit Entlastungssequenzen geprüft. Während dieser Versuche wurde zusätzlich die Verformung der Probenoberfläche mit Hilfe des optischen Messsystems Aramis der Firma GOM - Gesellschaft für Optische Messtechnik mbH (Braunschweig, Deutschland) aufgenommen und anschließend ausgewertet. Dazu wurden über die Dauer des Versuchs Bilder mit einer Aufnahmefrequenz von 2 Hz aufgenommen und mit dem Kraftsignal der Prüfmaschine gekoppelt.

4.4.3 Vierpunktbiegeversuche

Für die Vierpunktbiegeversuche wurde wie für die Zugversuche eine Zwicki 2,5 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick (Ulm,

Deutschland) verwendet. Der Versuchsaufbau wurde in Anlehnung an die ASTM Norm D7264/D7264M-15 [304] konstruiert. Der äußere Auflagerabstand wurde auf 20 mm festgelegt, der innere Auflagerabstand dementsprechend auf 10 mm. Vor Versuchsbeginn wurde eine Vorkraft von 20 N aufgebracht. Die Versuche wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0,2 mm/min durchgeführt. Die Durchbiegung der Probe wurde mit Hilfe eines Wegaufnehmers unter der Probe in der Mitte der inneren Auflager bestimmt. Auf eine Berechnung der Randfaserspannung und Randfaserdehnung gemäß der ASTM Norm D7264/D7264M-15 [304] wurde verzichtet, da durch den Kerbeinfluss keine absoluten Kenngrößen ermittelt werden können. Die Ergebnisse werden im Rahmen der Schädigungsanalyse, die nach den Versuchen an den Proben durchgeführt wurde (wie in 3.3.3 beschrieben), als Kraft-Durchbiegungs-Diagramme gezeigt.

4.5 Untersuchung des Schädigungsverhaltens mittels mechanischen in situ Versuchen im Rasterelektronenmikroskop

Das elastisch-plastische Verformungsverhalten und die Schädigungsmechanismen des Verbunds wurden im Rahmen dieser Arbeit unter Zug- und unter Druckbelastung untersucht. Die Versuche wurden mit Hilfe einer Miniaturprüfvorrichtung der Firma Kammrath & Weiss GmbH (Dortmund, Deutschland) mit einer Maximalkraft von 10 kN durchgeführt. Abbildung 4.8 zeigt ein Foto des experimentellen Aufbaus mit einer eingebauten Druckprobe.

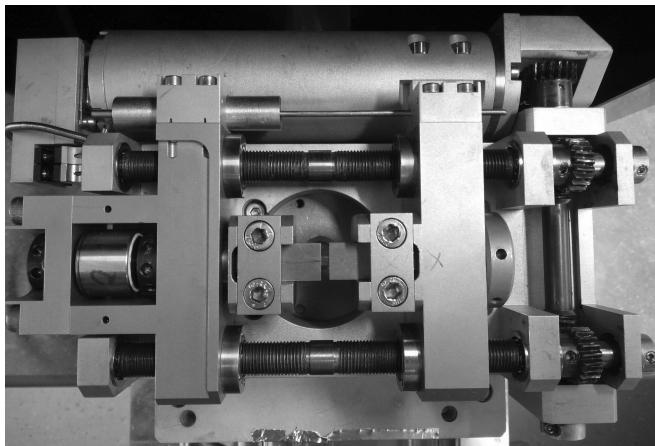


Abbildung 4.8: Experimenteller Prüfaufbau für die *in situ* Untersuchung des Schädigungsverhaltens mit eingebauter Druckprobe.

Die Stauchung der Probe wurde bei allen Versuchen mit Hilfe eines eingebauten Differentialtransformators bestimmt. Aufgrund der geringen Totaldehnungen bei den *in situ* Zugversuchen wurde hier zusätzlich die Dehnung mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen auf der Probenrückseite ermittelt. Es wurden die gleichen Dehnungsmessstreifen verwendet wie in Abschnitt 4.4.2 beschrieben.

Für die *in situ* Versuche wurde die Miniaturprüfvorrichtung in die Vakuumkammer eines Rasterelektronenmikroskops vom Typ Leo EVO 50 der Firma Zeiss (Oberkochen, Deutschland) eingebaut. Die Druckversuche wurden mit einer konstanten Verfahrgeschwindigkeit von $2 \mu\text{m}/\text{s}$ durchgeführt. Bei der verwendeten Probengeometrie entspricht dies einer Dehnrate von etwa $9 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$. Bei den Zugversuchen wurde die Verfahrgeschwindigkeit auf $1 \mu\text{m}/\text{s}$ festgelegt. Zur Untersuchung der Schädigungsentwicklung wurden die Versuche an verschiedenen Haltepunkten unterbrochen, um die Veränderungen im Material mittels REM-Aufnahmen zu dokumentieren.

4.6 Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten und der zyklischen thermischen Schädigung

Zur Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Verbunds wurden nach DIN 51045-1 [305] Dilatometerversuche durchgeführt. Dazu kam ein Dilatometer vom Typ DIL 805A/D der Firma Bähr-Thermoanalyse GmbH (Hüllhorst, Deutschland) zum Einsatz. Die thermisch bedingte Längenänderung der Probe wurde im Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 500 °C bestimmt. Die Aufheiz- bzw. Abkühlrate betrug konstant 5,5 K/min. Pro Probe wurden insgesamt vier Aufheiz- und Abkühlzyklen durchgeführt, um die Entwicklung der thermischen Schädigung zu untersuchen. Die thermische Längenänderung wurde in allen Zyklen während des Aufheizens und des Abkühlens gemessen. Zum Schutz der Probe vor Oxidation wurden die Versuche unter Helium-Atmosphäre durchgeführt. Die Ergebnisdaten wurden, wie in DIN 51045-1 [305] vorgeschrieben, mit Hilfe von Daten einer Referenzmessung mit Platin korrigiert.

Mit Hilfe der Versuchsdaten und der Länge der Probe zu Versuchsbeginn L_0 wurde die thermische Ausdehnung während des Aufheizens und Abkühlens ermittelt. Gemäß der Formel 4.7 wurde daraus die temperaturabhängige Entwicklung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α berechnet. Aufgrund der nicht äquidistanten Versuchsdaten wurden die Daten der thermischen Ausdehnung zuvor für jeden einzelnen Aufheiz- bzw. Abkühlabschnitt mit einer Polynomfunktion 6. Grades angenähert ($R\text{-Quadrat (COD)} = 1$), um eine differenzierbare Funktion zu erhalten. Diese Näherungsfunktion wurde anschließend abgeleitet.

$$\alpha = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{dL}{dT} \quad (4.7)$$

5 Ergebnisse

5.1 Mikrostrukturelle Charakterisierung der Verbundwerkstoffe

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der Grundcharakterisierung dargestellt. Es beinhaltet die Ergebnisse zur Bestimmung von Dichte und Verstärkungsvolumengehalt mittels des Auftriebsprinzips nach Archimedes, die Ergebnisse der Untersuchung der strukturellen Eigenschaften mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie (XRD) und der dynamischen Differenzkalorimetrie (DSC) sowie der mikrostrukturellen Charakterisierung mittels metallografischer Methoden und Computertomografie. Die Ergebnisse der einzelnen Untersuchungen werden für die untersuchten Verbunde im Vergleich zum unverstärkten AlSi12-Matrixmaterial dargestellt. Die Verbunde werden dabei entsprechend der Siebgröße der verwendeten Partikel (vgl. Abschnitt 3.2) benannt als Verbund 40-100, 100-200, 200-600 und 600-2000.

5.1.1 Röntgendiffraktometrie (XRD)

Repräsentativ für alle Verbunde ist in Abbildung 5.1 das Ergebnis der röntgendiffraktometrischen Untersuchung des Verbunds 200-600 im

Vergleich zu den Diffraktogrammen der Einzelkomponenten dargestellt. Dabei ist die Reflexintensität über den Kippwinkel 2Θ aufgetragen. Das Diffraktogramm des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ (3) zeigt ein breites, diffuses Maximum im Winkelbereich $2\Theta = 37\text{--}47^\circ$ ohne scharfe Reflexe kristalliner Phasen. Das Diffraktogramm des Matrixmaterials (2) weist dagegen mehrere, definierte Bragg-Reflexe auf, die den kristallinen Phasen Si (Reflexe bei $28,5^\circ$ und $47,4^\circ$) und Al (Reflexe bei $38,6^\circ$ und $44,8^\circ$) zugeordnet werden können. Das Diffraktogramm des Verbunds (1) zeigt eine Kombination der Diffraktogramme (2) und (3) mit den gleichen Bragg-Reflexen wie in der AlSi12-Matrix, überlagert mit einem breiten, diffusen Maximum im Winkelbereich $2\Theta = 37\text{--}47^\circ$, wie beobachtet beim metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$. Es treten keine weiteren Reflexe auf.

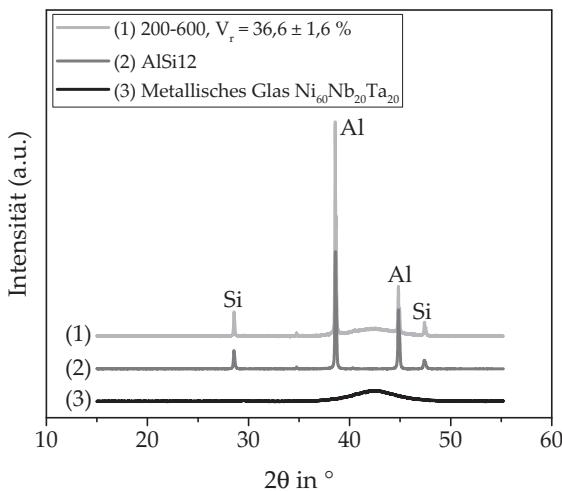


Abbildung 5.1: Repräsentatives Ergebnis der röntgendiffraktometrischen Untersuchungen an den Verbunden mit metallischem Glas (hier für Verbund 200-600) im Vergleich zum metallischen Glasband und der unverstärkten AlSi12-Matrix.

5.1.2 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)

Nachfolgend sind die Ergebnisse der DSC-Messungen an den Verbundkomponenten sowie am Verbund 200-600 im Vergleich dargestellt. Die Untersuchungen wurden wie in Abschnitt 4.2.5 beschrieben durchgeführt. Die Darstellung der Ergebnisse erfolgt in drei Temperaturbereichen. Abbildung 5.2 zeigt das Ergebnis der DSC-Messung für den Temperaturbereich 560-620 °C um die Schmelztemperatur der AlSi12-Matrixlegierung. Das Matrixmaterial AlSi12 zeigt beginnend bei 580 °C eine endotherme Reaktion, die bei der Temperatur 600 °C beendet ist. Diese endotherme Reaktion ist auch beim Verbund 200-600 beginnend bei der Temperatur 575 °C zu beobachten. Das Ergebnis der DSC-Messung am schmelzgesponnenen Bandmaterial des metallischen Glases Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ zeigt keine Reaktion im dargestellten Temperaturbereich.

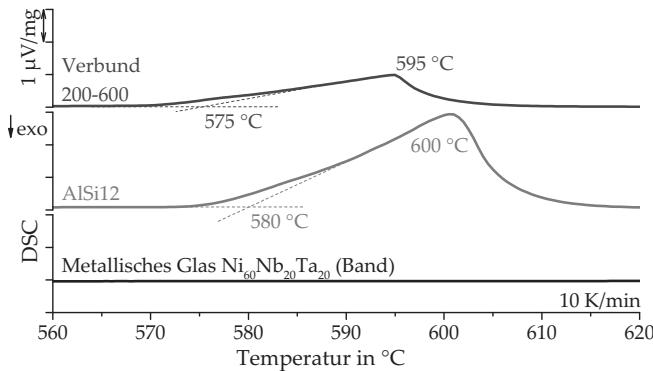


Abbildung 5.2: Ergebnisse der DSC-Messung am metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀, der AlSi12-Matrix sowie am Verbund 200-600 für den Bereich der Schmelztemperatur des Matrixmaterials.

Die Ergebnisse der DSC-Messungen am Verbund 200-600 und den Verbundkomponenten für den Temperaturbereich 650-730 °C um

den Bereich der unterkühlten Schmelze ΔT_x , in dem strukturelle Veränderungen des metallischen Glases erwartet werden, sind in Abbildung 5.3 gezeigt. Das Ergebnis der DSC-Messung am metallischen Glasband zeigt bei der Temperatur 660 °C eine Änderung der Steigung, die auf den Glasübergang des metallischen Glases hindeutet. Beginnend bei der Temperatur 691 °C weist das metallische Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ eine exotherme Reaktion mit einem Minimum bei 711 °C auf, die der Kristallisation des metallischen Glases zuzuordnen ist. Eine ähnliche Reaktion zeigt der Verbund beginnend bei der Temperatur 690 °C. Die exotherme Reaktion innerhalb des Verbunds weist jedoch im Gegensatz zum metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ zwei Minima bei 701 °C und 709 °C auf. Das Matrixmaterial AlSi12 lässt keine Reaktion über den dargestellten Temperaturbereich erkennen.

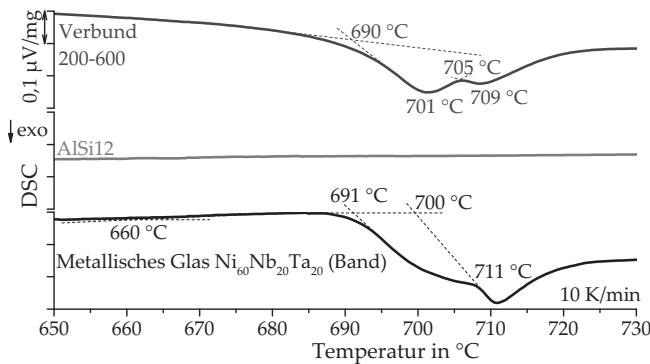


Abbildung 5.3: Ergebnisse der DSC-Messung am metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀, der AlSi12-Matrix sowie am Verbund 200-600 für den Bereich der unterkühlten Schmelze ΔT_x des metallischen Glases Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀.

Abbildung 5.4 zeigt das Ergebnis der DSC-Messung am Verbund 200-600 für den Temperaturbereich 680-800 °C. Aus der Abbildung geht hervor, dass beginnend ab etwa 750 °C eine ausgeprägte, exotherme Reaktion einsetzt. Im Temperaturbereich 680-720 °C ist nochmals

die bereits in Abbildung 5.3 gezeigte exotherme Reaktion zum Vergleich dargestellt.

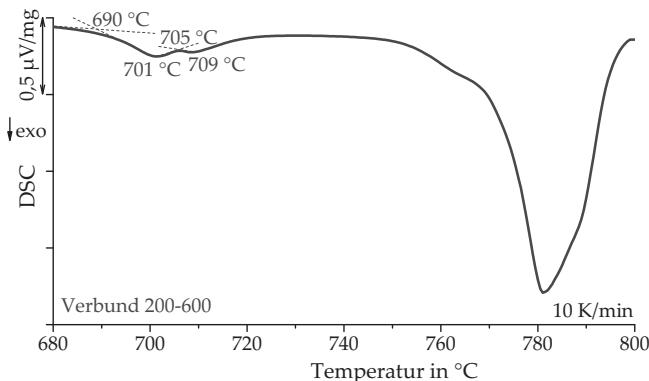


Abbildung 5.4: Ergebnisse der DSC-Messung am Verbund 200-600 für Temperaturen oberhalb der Kristallisationstemperatur $T_x = 694 \pm 2 \text{ }^{\circ}\text{C}$ des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$.

5.1.3 Dichte und Verstärkungsvolumengehalt

Die Dichte der Verbunde wurde, wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, mit Hilfe des Auftriebsprinzips nach Archimedes bestimmt. Mit Hilfe der ermittelten Dichten der AlSi12-Matrix und des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ wurde aus den Dichtewerten der Verstärkungsvolumengehalt berechnet. Der Anteil an Porosität im Verbund wurde zuvor mit Hilfe des Bildverarbeitungsprogramms ImageJ an den Übersichtsaufnahmen der metallografischen Schlitze bestimmt. Die Ergebnisse der Dichtemessung sowie die berechneten Verstärkungsvolumengehalte sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. Aus der Tabelle geht hervor, dass die Dichte und damit der Verstärkungsvolumengehalt der Verbunde mit abnehmender Partikelgröße zunimmt. Beim Verbund 40-100 mit der kleinsten Siebgröße

wurde ferner eine höhere Porosität als bei den anderen Verbunden detektiert.

Tabelle 5.1: Übersicht über die mittels Auftriebsprinzips nach Archimedes bestimmten Dichten, den metallografisch bestimmten Porenvolumenanteil V_p und die daraus berechneten Verstärkungsvolumengehalte V_r der verschiedenen Verbunde.

Verbund	Dichte (g/cm ³)	V_r (%)	V_p (%) (metallo- grafisch)
AlSi12	2,64 ± 0,00	-	-
Ni ₆₀ Nb ₂₀ Ta ₂₀	10,51 ± 0,21	-	-
600-2000	4,87 ± 0,11	28,51 ± 1,41	0,01 ± 0,01
200-600	5,52 ± 0,12	36,63 ± 1,58	0,04 ± 0,01
100-200	6,07 ± 0,08	43,64 ± 1,05	0,10 ± 0,07
40-100	5,99 ± 0,15	43,01 ± 1,88	1,25 ± 0,07

5.1.4 Metallografie

Nachfolgend sind die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Mikrostrukturuntersuchungen für die Verbunde mit den unterschiedlichen Partikelgrößen dargestellt. Wie in Abschnitt 4.2.2 beschrieben, wurden für die Untersuchungen metallografische Schliffe mit Schliffebenen entlang und senkrecht zur Infiltrationsrichtung angefertigt (siehe Abbildung 4.4).

Verbund 600-2000

Abbildung 5.5 zeigt eine Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 600-2000 entlang der Infiltrationsrichtung. Aus der Abbildung geht hervor, dass die Plättchen aus dem metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ gleichmäßig in der eutektischen AlSi-Matrix verteilt

und dass zwischen den Plättchen große Bereiche an unverstärktem Matrixmaterial vorhanden sind. Eine Vergrößerung des eutektischen Gefüges mit eutektischen Si-Lamellen ist in Abbildung 5.6 dargestellt. Die Glasplättchen in der Übersichtsaufnahme zeigen dabei eine große Ausdehnung in z-Richtung und eine Ausdehnung von etwa 50 µm in x-Richtung, was etwa der Dicke des metallischen Glasbands entspricht. An den metallischen Glasplättchen sind mehrere Primär-Si-Kristalle entstanden. Diese erscheinen im lichtmikroskopischen Schliff mit blau-grauer Farbe. Abgesehen davon ist das Gefüge homogen mit einer feinen Verteilung der eutektischen Si-Lamellen ausgebildet. Vereinzelt werden Risse im metallischen Glas beobachtet. Wie in einer Vergrößerung in Abbildung 5.6(a) gezeigt, sind diese Risse mit Matrixmaterial gefüllt. Abbildung 5.6(b) zeigt weiterhin Lunker innerhalb des metallischen Glases, die, wie beschrieben in [6], auf Fehler bei der Herstellung des metallischen Glasbands mittels Melt-Spinning zurückzuführen sind. Die Detailaufnahmen belegen weiterhin eine gute Anbindung zwischen dem metallischen Glas und dem AlSi12-Matrixmaterial ohne Poren oder die Ausbildung einer makroskopischen Grenzschicht.

In Abbildung 5.7 ist eine Übersichtsaufnahme der Verbundmikrostruktur senkrecht zur Infiltrationsrichtung dargestellt. Im Gegensatz zu der Aufnahme entlang der Infiltrationsrichtung (Abbildung 5.5) sind hier große Flächen an metallischem Glas zu sehen. Diese unterschiedliche Ausrichtung des metallischen Glases deutet auf eine dreidimensionale Plättchenorientierung innerhalb des Verbunds senkrecht zur Infiltrationsrichtung hin.

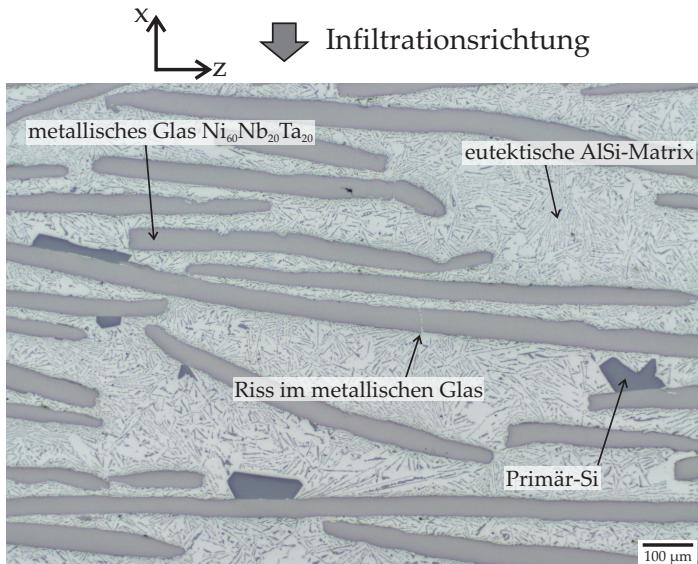


Abbildung 5.5: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 600-2000 entlang der Infiltrationsrichtung.

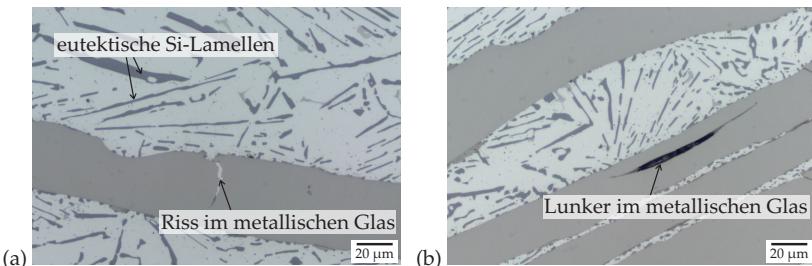


Abbildung 5.6: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Verbunds 600-2000 entlang der Infiltrationsrichtung mit infiltrierten Rissen (a) und Lunkern innerhalb des metallischen Glases (b).

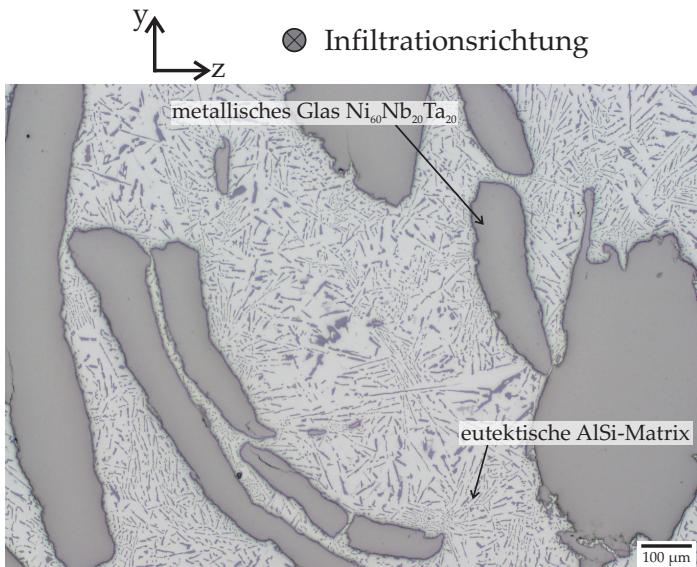


Abbildung 5.7: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 600-2000 senkrecht zur Infiltrationsrichtung.

Verbund 200-600

Abbildung 5.8 (a) zeigt eine Übersichtsaufnahme des Gefüges im Verbund 200-600 entlang der Infiltrationsrichtung. Eine Übersichtsaufnahme der Verbundmikrostruktur senkrecht zur Infiltrationsrichtung ist in Abbildung 5.8 (b) dargestellt. Wie bereits beim Verbund 600-2000 beobachtet, zeigt das Schliffbild entlang der Infiltrationsrichtung eine Schichtung der Plättchen mit deutlich geringeren Schnittflächen an metallischem Glas als das Schliffbild senkrecht dazu. Auch in dieser Aufnahme sind große Bereiche an unverstärktem Matrixmaterial zwischen den Plättchen zu erkennen.

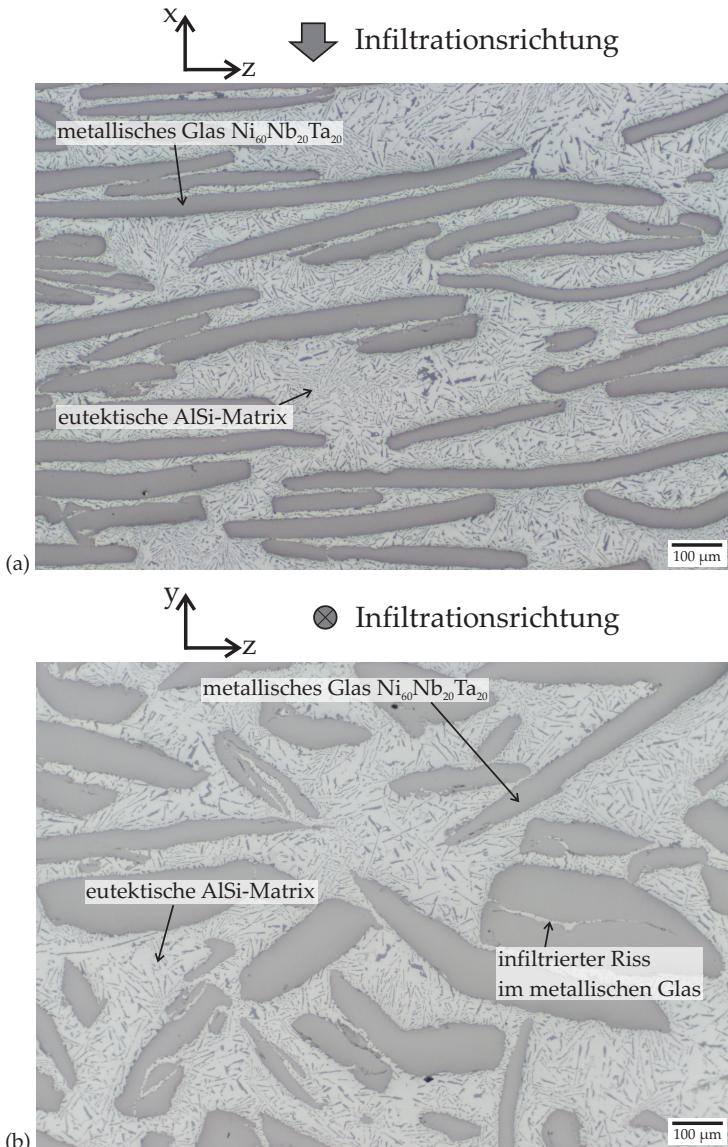


Abbildung 5.8: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 200-600 entlang (a) und senkrecht (b) zur Infiltrationsrichtung.

Die Detailaufnahmen des Verbunds 200-600 entlang der Infiltrationsrichtung in Abbildung 5.9 zeigen mehrere Risse. Diese sind teilweise infiltriert (vgl. Abbildung 5.9 (a)). Es werden zusätzlich nicht infiltrierte Risse im metallischen Glas beobachtet (siehe Abbildung 5.9 (b)).

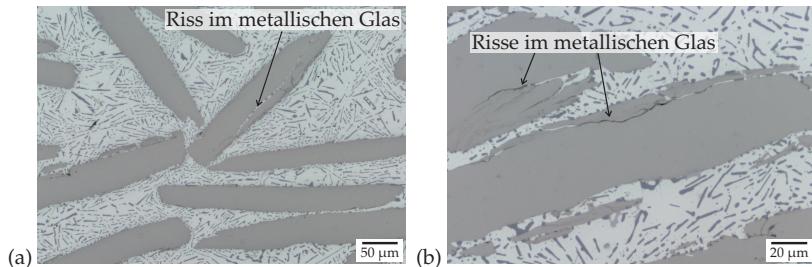


Abbildung 5.9: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Verbunds 200-600 entlang der Infiltrationsrichtung mit infiltrierten Rissen (a) und mehreren, nicht infiltrierten Rissen innerhalb des metallischen Glases (b).

Verbund 100-200

In Abbildung 5.10(a) ist eine lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme des Gefüges des Verbunds 100-200 entlang der Infiltrationsrichtung dargestellt. Eine Schichtung der Partikel senkrecht zur Orientierung, wie bei den Verbunden 200-600 und 600-2000 (vgl. Abbildungen 5.8(a) und 5.5) ist hier nur stellenweise zu beobachten. Das Schliffbild des Verbunds in Abbildung 5.10(a) zeigt weiterhin, genau wie die Übersichtsaufnahme senkrecht zur Infiltrationsrichtung in Abbildung 5.10(b), große Schnittflächen der metallischen Glaspartikel. Diese deuten auf eine abnehmende Orientierung der metallischen Glaspartikel im Verbund hin. Weiterhin werden in der Übersichtsaufnahme einige Poren im Verbund beobachtet. Beide Übersichtsaufnahmen zeigen darüber hinaus Bereiche, in denen sich Dendriten aus Primär- α -Aluminiummischkristall gebildet haben. Die unverstärkten Bereiche und damit der Abstand zwischen den Plättchen ist hier deutlich geringer als bei den Verbunden 200-600 und 600-2000.

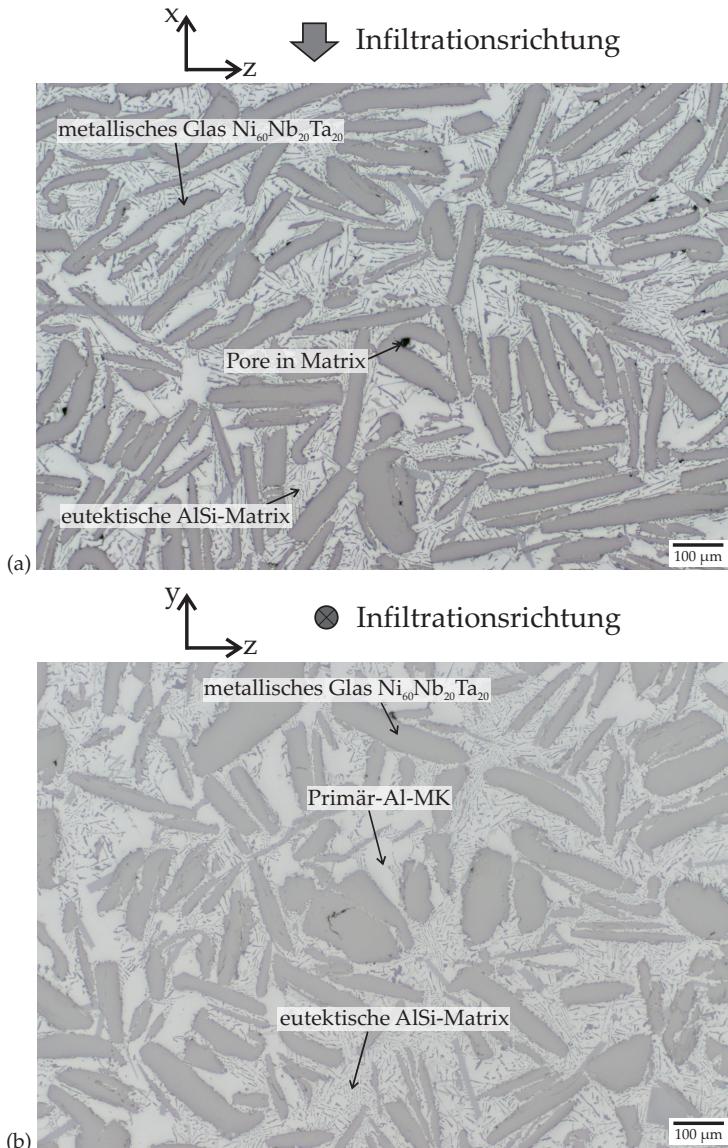


Abbildung 5.10: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 100-200 entlang (a) und senkrecht (b) zur Infiltrationsrichtung.

Abbildung 5.11 zeigt eine Detailaufnahme der Verbundmikrostruktur des Verbunds 100-200 entlang der Infiltrationsrichtung. Auf dieser Detailaufnahme sind im Vergleich zu den Verbunden 200-600 und 600-2000 deutlich mehr Risse innerhalb des metallischen Glases zu beobachten. Nur wenige dieser Risse sind infiltriert. Weiterhin sind in dieser Detailaufnahme große, hellgrau erscheinende Ausscheidungen zu sehen, die mehrere Glaspartikel miteinander verbinden. Eine Untersuchung dieser Ausscheidungen mittels energiedispersiver Röntgenspektralanalyse (engl.: energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX)) im Rasterelektronenmikroskop belegt, dass diese Ausscheidungen überwiegend aus den Elementen Al, Fe und Si bestehen.

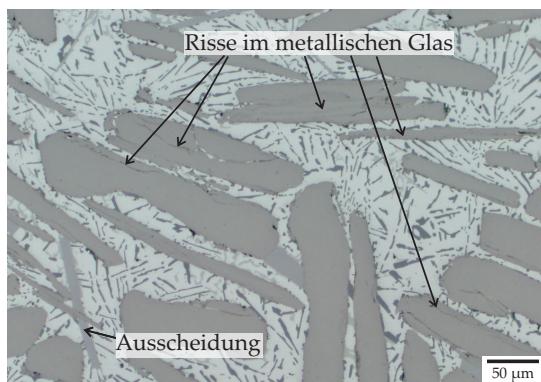


Abbildung 5.11: Lichtmikroskopische Detailaufnahme des Verbunds 100-200 entlang der Infiltrationsrichtung mit mehreren, nicht infiltrierten Rissen innerhalb des metallischen Glases und großen, hellgrau erscheinenden Ausscheidungen.

Verbund 40-100

Abbildung 5.12 zeigt die Mikrostruktur des Verbunds 40-100 entlang der Infiltrationsrichtung und Abbildung 5.13 die Mikrostruktur

senkrecht zur Infiltrationsrichtung. Beide Übersichtsaufnahmen zeigen, dass sich zwischen den eutektischen Gefügebereichen und den metallischen Glasplättchen ausscheidungsfreie Bereiche an Primär- α -Aluminiummischkristall gebildet haben. Der mittlere Abstand zwischen den Plättchen ist bei diesem Verbund nochmals deutlich geringer als beim Verbund 100-200. Weiterhin sind mehrere Poren zu beobachten. Wie in der Detailaufnahme 5.14 gezeigt, sind diese Poren vor allem an der Grenzfläche zwischen dem Matrixmaterial und dem metallischen Glas und zwischen nahe beieinanderliegenden Glasplättchen zu finden.

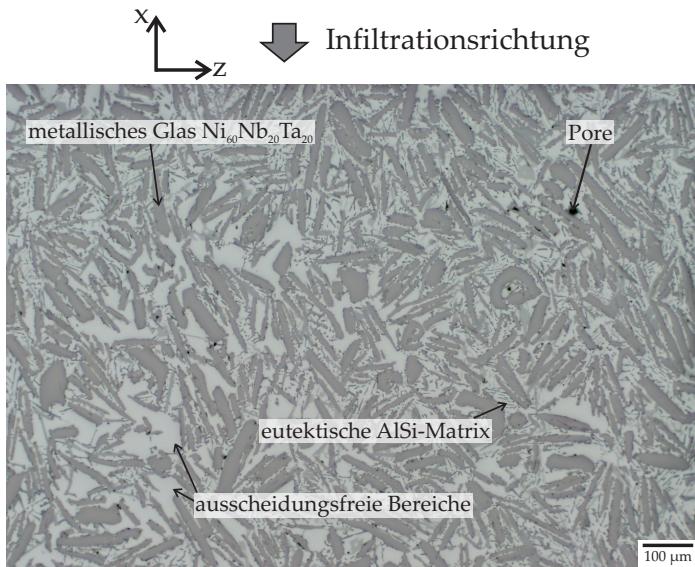


Abbildung 5.12: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 40-100 entlang der Infiltrationsrichtung.

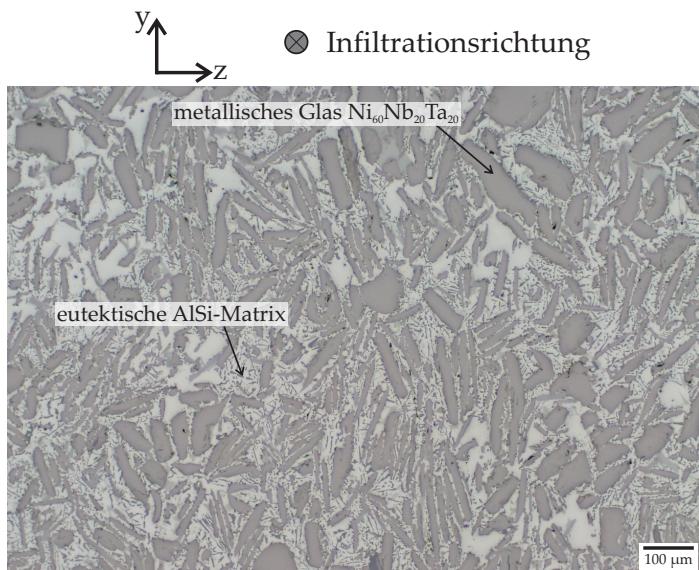


Abbildung 5.13: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Verbunds 40-100 senkrecht zur Infiltrationsrichtung.

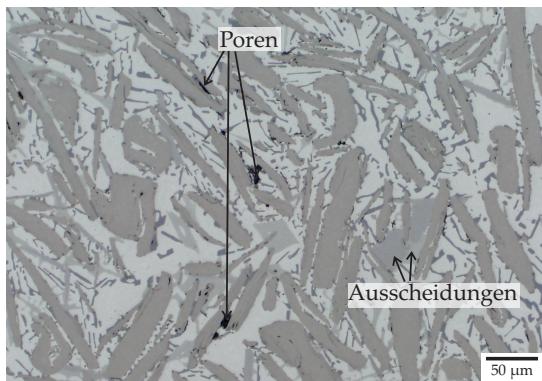


Abbildung 5.14: Lichtmikroskopische Detailaufnahme des Verbunds 40-100 entlang der Infiltrationsrichtung mit mehreren Poren, großen Ausscheidungen und ausscheidungsfreien Bereichen.

Die Abbildung 5.15(a) zeigt einen vergrößerten Ausschnitt aus Abbildung 5.14 mit mehreren großen Ausscheidungen. Diese erscheinen im lichtmikroskopischen Schliff in unterschiedlichen Graustufen und weisen, wie in Abbildung 5.16 (a) dargestellt, zum Teil lange Risse auf. Daneben bilden sich, wie in Abbildung 5.15 (b) gezeigt, große ausscheidungsfreie Bereiche an Primär- α -Aluminiummischkristall. Alle Detailaufnahmen in den Abbildungen 5.15 und 5.16 zeigen viele Risse innerhalb der metallischen Glasplättchen. Die Glasplättchen in den Aufnahmen 5.16 (a) und (b) weisen darüber hinaus dunkle Bereiche auf, die auf eine Verformung und Strukturveränderung mit einer möglichen Kristallisation des metallischen Glases hindeuten.

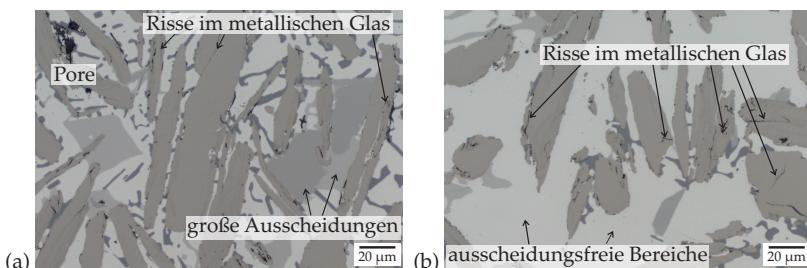


Abbildung 5.15: Lichtmikroskopische Detailaufnahmen des Verbunds 40-100 entlang der Infiltrationsrichtung mit mehreren großen Ausscheidungen (a) und Rissen im metallischen Glas (b).

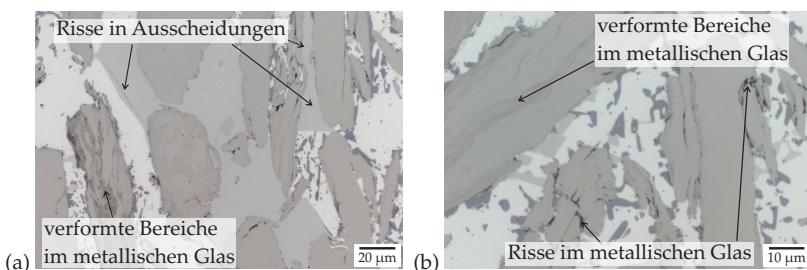


Abbildung 5.16: Lichtmikroskopische Detailaufnahmen des Verbunds 40-100 senkrecht zur Infiltrationsrichtung mit mehreren großen Ausscheidungen (a) und verformten Bereichen im metallischen Glas (b).

5.1.5 Computertomografie (μ CT)

Da die metallografischen Schliffbilder wenig Aussagen über die dreidimensionale Anordnung der metallischen Glasplättchen im Verbund zulassen, wurden ergänzend computertomografische Untersuchungen an mehreren Proben durchgeführt. Die Vorgehensweise und die Parameter sind in Abschnitt 4.2.3 beschrieben. Nachfolgend sind die Ergebnisse dieser Untersuchungen an den Würfelproben, die für die UPS- und Druckversuche verwendet wurden (vgl. 3.3.1), dargestellt. Abbildung 5.17 (a) und (b) zeigt die 3D-Anordnung der metallischen Glasplättchen im Verbund sowie Schnittbilder durch die 3D-Modelle der Verbunde 600-2000 und 200-600. Die entsprechenden Aufnahmen der Verbunde 100-200 und 40-100 sind in Abbildung 5.18 (a) und (b) dargestellt. Aufgrund der unterschiedlichen Dichten des metallischen Glases $Ni_{60}Nb_{20}Ta_{20}$ und des Matrixmaterials (vgl. Tabelle 5.1) zeigen die Materialien ein unterschiedliches Durchstrahlungsverhalten. Dies führt zu einem ausgeprägten Kontrast in den Schnittbildern, bei dem das metallische Glas weiß dargestellt wird. Aufgrund der geringen Dichte erscheint das Matrixmaterial dagegen schwarz. Der geringe Kontrastunterschied des Matrixmaterials zur umgebenden Luft führt dazu, dass nur das metallische Glas im 3D-Modell dargestellt werden kann. Poren oder Risse können nicht vom umgebenden Matrixmaterial unterschieden werden. Weiterhin kommt es bei den Untersuchungen aufgrund der Dichteunterschiede zu Strahlauflaufhärtungseffekten. Insbesondere bei den Verbunden mit hohen Verstärkungsvolumengehalten (100-200 und 40-100, vgl. Abbildung 5.18(a) und (b)) erscheinen deshalb die Konturen der metallischen Glasplättchen unscharf und verwaschen. Es lässt sich dennoch die qualitative Aussage treffen, dass insbesondere bei den Verbunden mit großen Partikelgrößen 600-2000 und 200-600 (vgl. Abbildung

5.17 (a) und (b)) eine ausgeprägte Orientierung der Glasplättchen senkrecht zur Infiltrationsrichtung vorliegt.

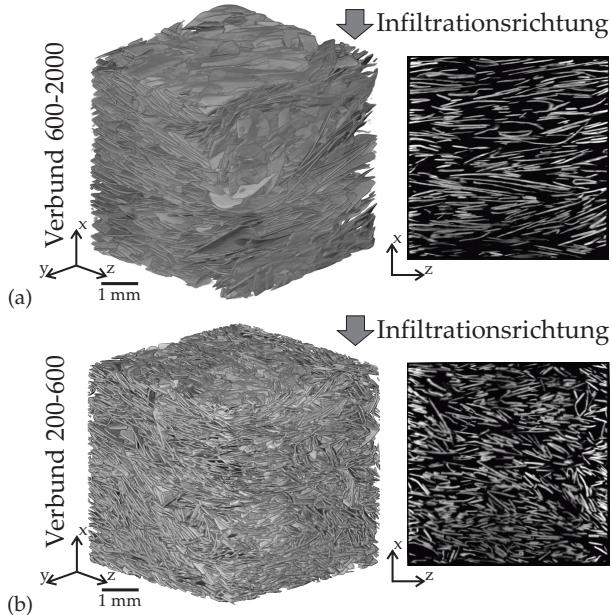


Abbildung 5.17: 3D-Darstellungen der rekonstruierten μ CT-Daten der UPS- bzw. Druckproben der Verbunde 600-2000 (a) und 200-600 (b) sowie Schnittbilder durch die 3D-Modelle.

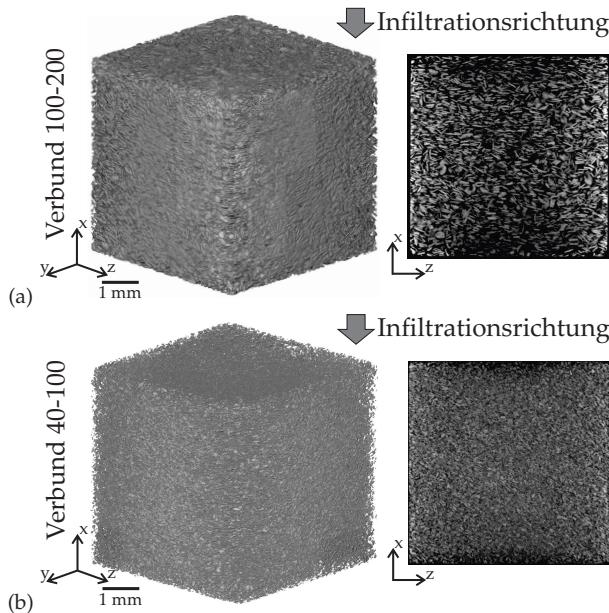


Abbildung 5.18: 3D-Darstellungen der rekonstruierten µCT-Daten der UPS- bzw. Druckproben der Verbunde 100-200 (a) und 40-100 (b) sowie Schnittbilder durch die 3D-Modelle.

5.1.5.1 Orientierungsanalyse

Um eine quantitative Aussage über die in Abschnitt 5.1.5 beobachtete, qualitative Orientierung der metallischen Glasplättchen in den Verbunden mit unterschiedlichen Partikelgrößen zu erhalten, wurde eine mathematische Orientierungsanalyse an den Bilddaten durchgeführt. Die Vorgehensweise dazu ist in Abschnitt 4.2.3 beschrieben. Für die Orientierungsanalyse wurden die ausgerichteten und zugeschnittenen µCT-Daten der Dilatometerproben, die entlang der Infiltrationsrichtung orientiert sind (vgl. Abbildung 3.10(b)), verwendet. Die rekonstruierten 3D-µCT-Daten der Proben sind in Abbildung

5.19 dargestellt. Die Abbildung zeigt, dass die Plättchen insbesondere bei den Verbunden mit den großen Siebgrößen 600-2000 und 200-600 senkrecht zur Infiltrationsrichtung (x-Achse) angeordnet sind.

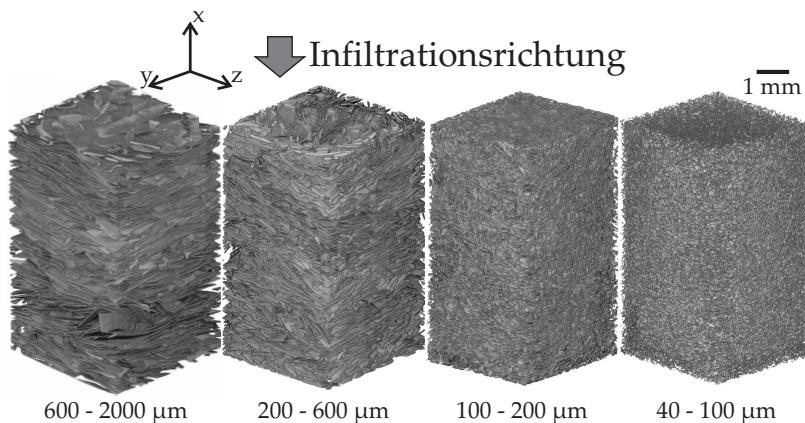


Abbildung 5.19: 3D-Darstellungen der rekonstruierten µCT-Daten der Dilatometerproben der verschiedenen Verbunde.

Die Ergebnisse der Orientierungsanalyse sind nachfolgend in den Abbildungen 5.20 und 5.21 gezeigt. Abbildung 5.20 veranschaulicht die Verteilung der Voxelanzahl in Abhängigkeit des Abweichungswinkels Θ zwischen dem Normalenvektor \vec{n} und der x-Achse (siehe Kapitel 4.2.3, Abbildung 4.5), normiert auf die Gesamtvoxelzahl. Die Abbildung zeigt, dass der Verbund 600-2000 mit den größten Partikeln die schmalste Verteilung mit einer ausgeprägten Orientierung der Partikel senkrecht zur Infiltrationsrichtung besitzt. So besitzen die meisten Voxel im Verbund 600-2000 eine Abweichung zwischen dem Normalenvektor und der x-Achse von $\Theta_{\max, 600-2000} \approx 12,0^\circ$. Im Verbund 200-600 liegt dieser Wert bei $\Theta_{\max, 200-600} \approx 15,7^\circ$. Mit abnehmender Partikelgröße nimmt die Orientierung der Plättchen im Verbund ab. So liegt

der Abweichungswinkel der meisten Voxel im Verbund 100-200 bei $\Theta_{\max, 100-200} \approx 25,5^\circ$ und im Verbund 40-100 bei $\Theta_{\max, 40-100} \approx 53,0^\circ$.

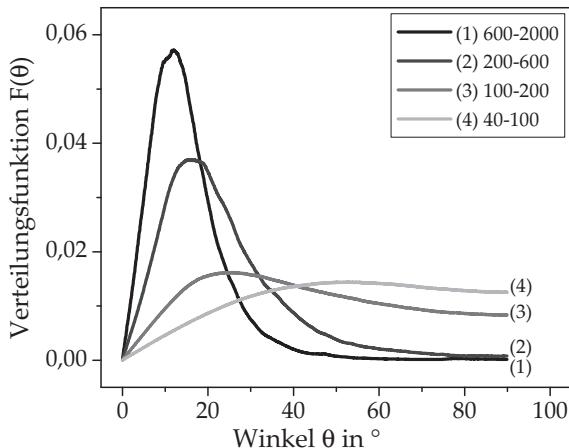


Abbildung 5.20: Ergebnisse der an den rekonstruierten μ CT-Daten der Dilatometerproben durchgeföhrten Orientierungsanalyse, dargestellt als Verteilungsfunktion $F(\Theta)$ der Anzahl der Voxel pro Winkel (normiert auf die Gesamtvoxelzahl) in Abhängigkeit des Abweichungswinkels Θ .

Die Abbildung 5.21 zeigt die Wahrscheinlichkeitsverteilung der auftretenden Abweichungswinkel Θ zwischen dem Normalenvektor \vec{n} und der x-Achse. In Übereinstimmung mit den in Abbildung 5.20 gezeigten Ergebnissen besitzen die Verbunde 600-2000 und 200-600 eine steile Wahrscheinlichkeitsverteilung der Abweichungswinkel. 50 % der Voxel liegen bei diesen Verbunden bei einem maximalen Abweichungswinkel von $\Theta_{50\%}, 600-2000 \approx 13,6^\circ$ und $\Theta_{50\%}, 200-600 \approx 20,3^\circ$. Die Wahrscheinlichkeitsverteilung der auftretenden Abweichungswinkel in den Verbunden 100-200 und 40-100 sind deutlich flacher. Die maximalen Abweichungswinkel bei einer Wahrscheinlichkeit von 50 % liegen für diese Verbunde bei $\Theta_{50\%}, 100-200 \approx 40,9^\circ$ und $\Theta_{50\%}, 40-100 \approx 52,7^\circ$.

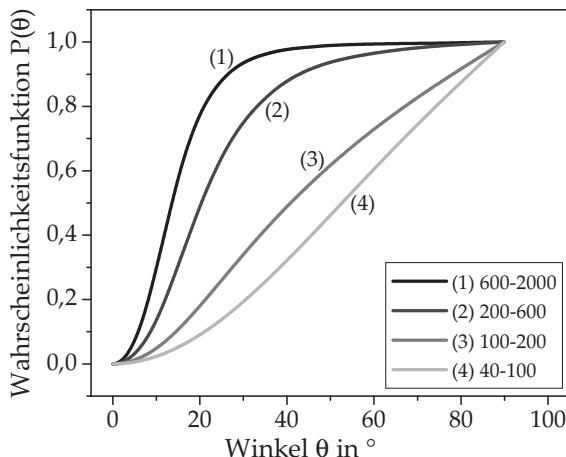


Abbildung 5.21: Ergebnisse der an den rekonstruierten µCT-Daten der Dilatometerproben durchgeföhrten Orientierungsanalyse, dargestellt als Wahrscheinlichkeitsverteilung $P(\Theta)$ des auftretenden Abweichungswinkels Θ .

Die Ergebnisse zeigen, dass insbesondere in den Verbunden 600-2000 und 200-600 eine Schichtung der Plättchen senkrecht zur Infiltrationsrichtung vorliegt, die mit kleiner werdender Partikelgröße und abnehmenden Aspektverhältnissen der Partikel abnimmt. Aus diesem Grund erfolgt die Untersuchung und Darstellung der Ergebnisse der mechanischen und thermischen Eigenschaften dieser Verbunde in Bezug auf die Plättchenorientierung sowohl entlang der Partikelorientierung als auch senkrecht dazu.

5.1.6 Transmissionselektronenmikroskopische Charakterisierung des Grenzschichtaufbaus

Die Eigenschaften der Grenzfläche in Metallmatrixverbundwerkstoffen sind von entscheidender Bedeutung für die makroskopischen Verbundeigenschaften. Schlechte Anbindung zwischen Matrix und

Verstärkung sowie Poren oder die Bildung von spröden, intermetallischen Phasen können die mechanischen Verbundeigenschaften herabsetzen. Aus diesem Grund wurden transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen der Grenzfläche des metallischen Glases sowohl zum Aluminiummischkristallbestandteil der Matrix als auch zu einem Primär-Si-Kristall durchgeführt, um einen Überblick über die mikrostrukturellen Einflussgrößen an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und den verschiedenen Bestandteilen des Matrixmaterials zu erhalten. Die Vorgehensweise und die verwendeten Abbildungsmodi sind in Abschnitt 4.2.6 beschrieben.

5.1.6.1 Grenzfläche $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ – Al-MK

Im nachfolgenden Abschnitt sind die Ergebnisse der TEM-Untersuchungen an den Verbunden 600-2000 und 200-600 an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und dem Bestandteil an Aluminiummischkristall (Al-MK) der AlSi12-Matrix dargestellt. Abbildung 5.22 zeigt eine Übersichtsaufnahme der Grenzschicht im Verbund 600-2000, aufgenommen im HAADF- (a) und im Hellfeld (HF)-Modus (b). Im HAADF-Modus erscheint das metallische Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ hell, während es im Hellfeldmodus eine gleichmäßig graue Farbe ohne Kontrastunterschiede zeigt. Der Grenzbereich zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und dem Aluminiummischkristall der Matrix ist aus mehreren Schichten aufgebaut, die abwechselnd weiß und grau erscheinen. Im unteren Bildbereich erscheint der Grenzbereich des metallischen Glases zellartig. An der Grenzschicht außerhalb des metallischen Glases können in der Matrix Partikel beobachtet werden. In Abbildung 5.23 ist eine Detailaufnahme dieses unteren, in Abbildung 5.22 (a) markierten Bildbereichs dargestellt. Abbildung 5.23 (a) zeigt eine Aufnahme der Grenzschicht im HAADF-Modus, eine Hellfeldaufnahme ist in Abbildung

5.23 (b) dargestellt. Die zellartige Struktur innerhalb des metallischen Glases im Grenzbereich zum Aluminiummischkristall ist auf diesen Bildern gut zu sehen. Die Partikel an der Grenzfläche zum Aluminiummischkristall sind nur teilweise zu erkennen. Insbesondere der untere der beiden mit Pfeilen markierten Partikel ist aufgrund der geringen Kontraste in Abbildung 5.23 nicht sichtbar. Zur besseren Sichtbarkeit des unteren Partikels wurden Dunkelfeldaufnahmen dieses Grenzschichtbereichs aufgenommen. Diese sind in Abbildung 5.24 (a) und (b) gezeigt.

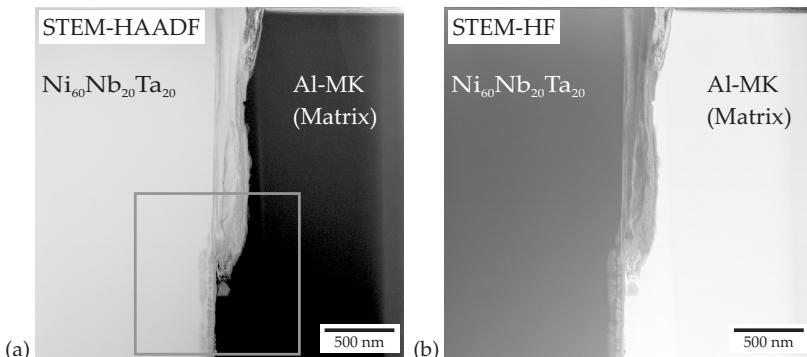


Abbildung 5.22: Übersichtsaufnahme der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und dem Bestandteil an Aluminiummischkristall (Al-MK) der AlSi12-Matrix im Verbund 600-2000, aufgenommen im HAADF- (a) und im Hellfeld (HF)-Modus (b); der eingerahmte Ausschnitt ist nachfolgend in Abbildung 5.23 vergrößert dargestellt.

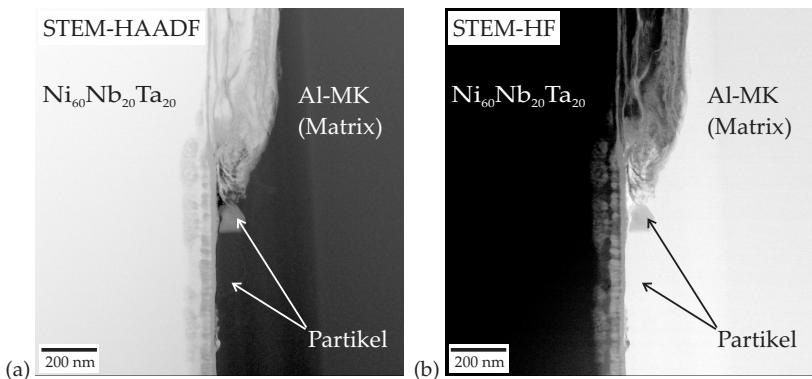


Abbildung 5.23: Vergrößerter Ausschnitt der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und dem Bestandteil an Aluminiummischkristall (Al-MK) der AlSi12-Matrix im Verbund 600-2000, aufgenommen im HAADF- (a) und im Hellfeld (HF)-Modus (b).

Die Dunkelfeldaufnahmen des Grenzschichtbereichs mit dem in Abbildung 5.23 nicht erkennbaren Partikel an der Grenzschicht sind in Abbildung 5.24(a) und (b) gezeigt. Die zur Aufnahme verwendeten, gebeugten Elektronenstrahlen sind in den Elektronenbeugungsbildern, die jeweils oben links in den Dunkelfeldbildern dargestellt sind, markiert. In Abbildung 5.24(a) sind Zwillinge zu erkennen. Zwischen dem Partikel und dem metallischen Glas wird in beiden Dunkelfeldabbildungen ein schmales Band mit gleichmäßig grauem Kontrast beobachtet. Unterhalb dieses grauen Bands wird die zellartige Struktur innerhalb des metallischen Glases sichtbar. Abbildung 5.24(b) zeigt weiterhin unterhalb des grauen Bands mehrere, sehr helle Stellen. Um Informationen über die chemische Zusammensetzung dieser zellarigen Grenzschicht zu erhalten, wurde ein EDX-Linienscan über die Grenzschicht und den in Abbildung 5.24 gezeigten Partikel erstellt. Die untersuchte Linie ist in 5.24 (a) schematisch markiert.

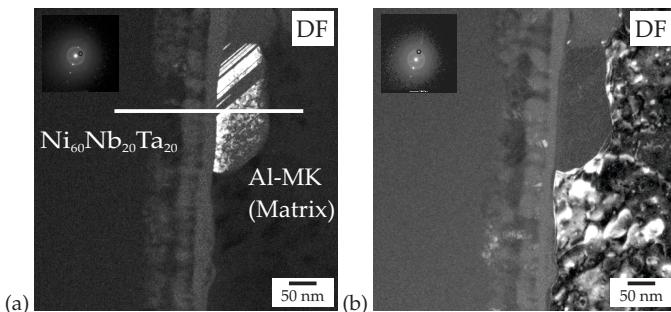


Abbildung 5.24: Dunkelfeldaufnahmen (DF) der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und dem Bestandteil an Aluminiummischkristall der AlSi12-Matrix im Verbund 600-2000; die zur Aufnahme verwendeten, gebeugten Elektronenstrahlen sind jeweils in den SAED-Bildern markiert.

Der EDX-Linienscan über die Grenzschicht und den in Abbildung 5.24 gezeigten Partikel ist in Abbildung 5.25 dargestellt. Aus dem EDX-Scan geht hervor, dass die in den HAADF-Aufnahmen (vgl. Abbildung 5.23) dunkel und hell erscheinenden Bereiche verschiedenen Elementanhäufungen zugeordnet werden können. Im linken Bildbereich ist der Kontrast und die Elementverteilung der im metallischen Glas vorhandenen Elemente gleichmäßig. Im weiteren Verlauf entsteht in der Nähe der Grenzschicht ein Ni-reicher Bereich im metallischen Glas. In einem, im HAADF-Modus dunkel erscheinenden Band nimmt der Elementanteil an Ni ab, während der Ta-Anteil deutlich zunimmt. Dieser Wechsel wiederholt sich bis zum Erreichen der Grenzfläche zum Matrixmaterial. Im Partikel (vgl. Abbildung 5.24) liegt vor allem das Element Ta vor. Zwischen dem Partikel und dem metallischen Glas wird eine dünne Al-reiche Schicht beobachtet.

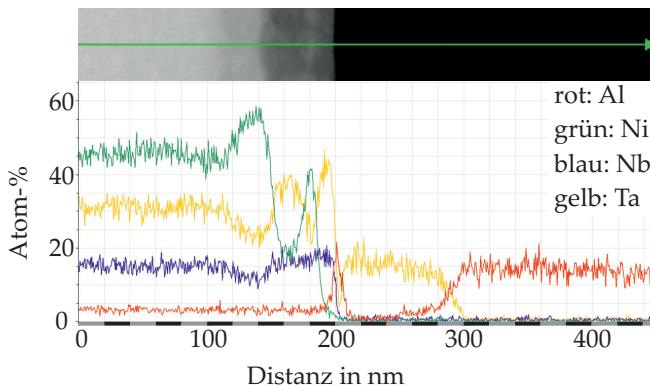


Abbildung 5.25: EDX-Linienscan über das metallische Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$, die Grenzschicht und den in Abbildung 5.24 gezeigten Partikel bis in die Al-Matrix im Verbund 600-2000.

Dieser, in Abbildung 5.25 gezeigte, schichtartige Aufbau mit Ni-armen und -reichen Bereichen und der gegenläufigen Anhäufung von Nb und Ta ist auch in einem großflächigen EDX-Mapping zu sehen. Die Ergebnisse dieses EDX-Mappings sind nachfolgend in Abbildung 5.26 gezeigt. Folgende Farbzuzuordnung der Elemente wurde gewählt: rot – Al (a), grün – Ni (b), blau – Nb (c), gelb – Ta (d), orange – O (e), türkis – Ti (f). Aus der Abbildung geht hervor, dass an mehreren Stellen innerhalb der Grenzschicht Sauerstoff angereichert ist. Diese sauerstofffreien Stellen überlagern sich mit den Ta- und Nb-reichen Grenzschichtbereichen. Neben dem Ta-reichen Partikel (vgl. Dunkelfeldaufnahmen in Abbildung 5.24 und EDX-Linienscan in Abbildung 5.25) wird ein zweiter Partikel detektiert, der neben Ta, Nb und Al hauptsächlich Ti enthält.

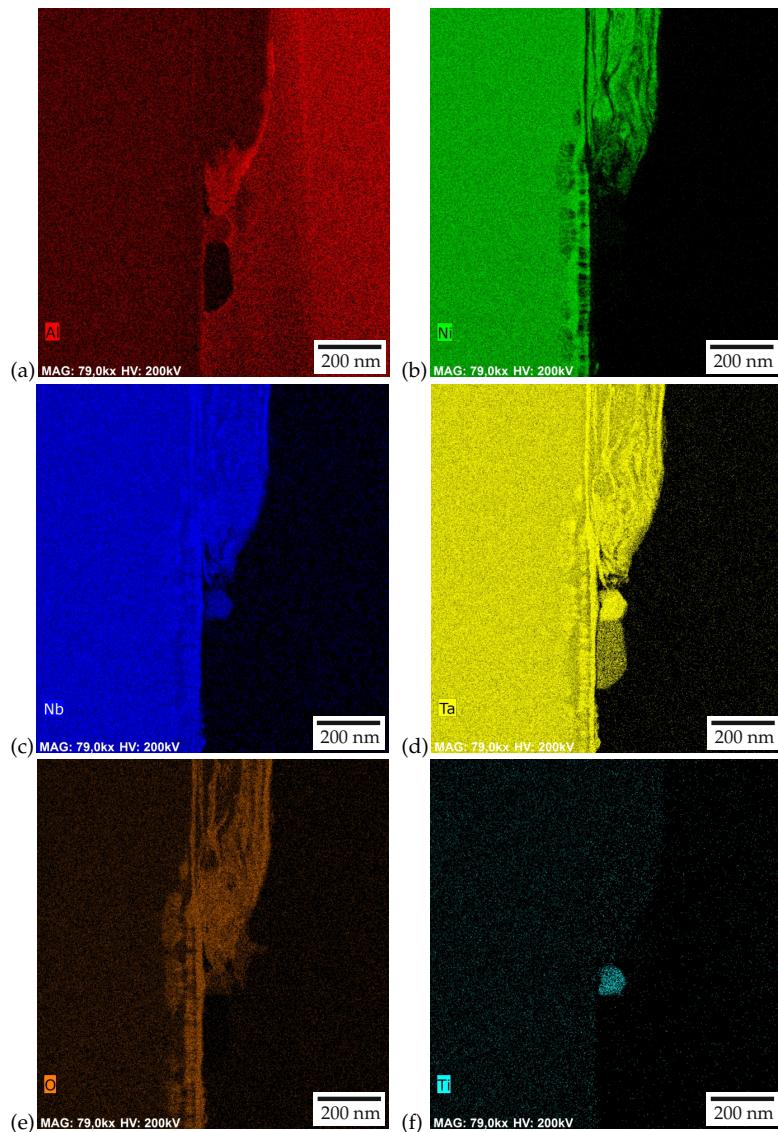


Abbildung 5.26: Ergebnisse der EDX-Analyse an der in Abbildung 5.23 gezeigten Detailansicht der Grenzschicht; rot – Al (a), grün – Ni (b), blau – Nb (c), gelb – Ta (d), orange – O (e), türkis – Ti (f).

Abbildung 5.27 zeigt das Ergebnis eines EDX-Linienscans über das metallische Glas und die Grenzschicht bis in den Aluminiummischkristall der AlSi12-Matrix im Verbund 200-600. Wie im Verbund 600-2000 wird auch hier im HAADF-Modus (vgl. Abbildung 5.27 (a)) eine Grenzschicht mit unterschiedlichen Kontrasten beobachtet. Ein EDX-Linienscan über das metallische Glas und die Grenzschicht bis in den Aluminiummischkristall der Matrix (vgl. Abbildung 5.27 (b)) zeigt, wie bereits beim Verbund 600-2000 beobachtet, lokal unterschiedliche Elementverteilungen in der Grenzschicht mit Ni-reichen Bereichen und gegenläufig abnehmenden Anteilen an Nb und Ta. Weiterhin ist an der Position zwischen 80 und 100 nm ein mit Al überlappender Bereich zu erkennen.

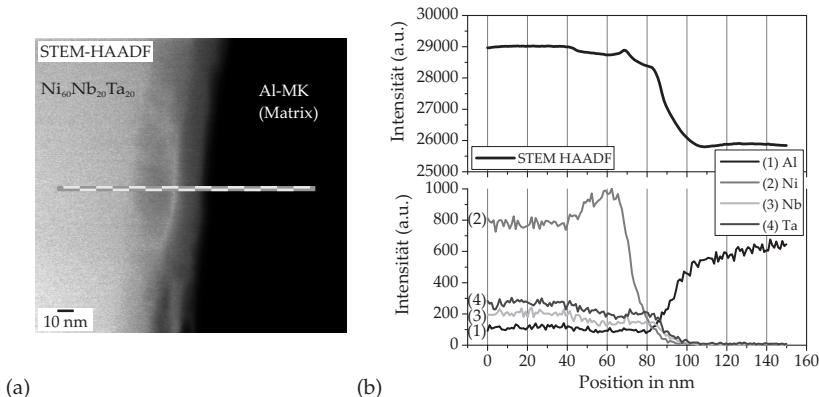


Abbildung 5.27: STEM-HAADF Aufnahme der Grenzschicht im Verbund 200-600 (a) und Ergebnisse des EDX Linienscan über das metallische Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und die Grenzschicht bis in den Aluminiummischkristall (Al-MK) im Verbund 200-600 (b).

An der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und dem Aluminiummischkristall der Matrix im Verbund 600-2000 wurden weiterhin Untersuchungen zu den strukturellen Eigenschaften der Grenzschicht mittels Elektronenbeugung (engl.: selected area

electron diffraction (SAED)) durchgeführt. Als Referenz wurden zusätzlich der Aluminiummischkristall der AlSi12-Matrix und das metallische Glas untersucht. Die Ergebnisse dieser SAED-Messungen sind in Abbildung 5.28 dargestellt. Abbildung 5.28(a) zeigt das Ergebnis der Elektronenbeugung am Aluminiummischkristall der Matrix mit einem regelmäßigen Muster an kristallinen Reflexen. In Abbildung 5.28(b) ist das SAED-Analyseergebnis am metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ dargestellt. Es zeigt mehrere, für amorphe Materialien typische ringförmige Muster um den ungebeugten Primärelektronenstrahl in der Mitte des Bilds.

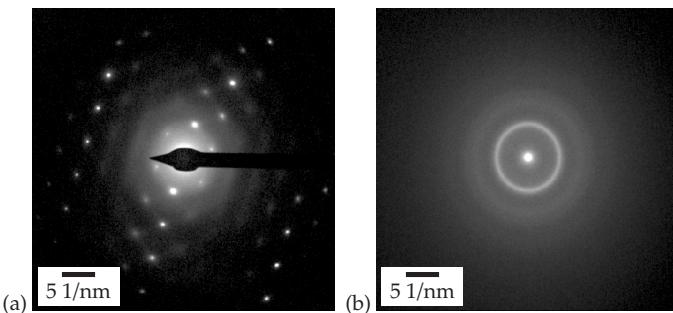


Abbildung 5.28: Ergebnisse der Elektronenbeugung (SAED) am Aluminiummischkristall der Matrix (a) und dem metallischen Glas (b).

Abbildung 5.29 (a) stellt den mittels SAED untersuchten Grenzschichtbereich zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und dem Bestandteil an Aluminiummischkristall der AlSi12-Matrix im Verbund 600-2000 dar. In diesem Bereich wurden die in Abbildung 5.23 und 5.24 gezeigten Partikel an der Grenzfläche mit erfasst, ebenso wie Teile des Aluminiummischkristalls und des metallischen Glases. Abbildung 5.29 (b) zeigt die Ergebnisse der SAED-Untersuchung des dargestellten Grenzschichtbereichs. Das SAED-Ergebnis des Grenzschichtbereichs zeigt ein ringförmiges Beugungsmuster um den ungebeugten Primärelektronenstrahl in der Mitte des Bilds. Weiterhin

werden mehrere Reflexe detektiert, die mit Hilfe des in Abbildung 5.28 (a) gezeigten Beugungsmusters dem Element Aluminium zugeordnet werden können, sowie zusätzliche kristalline Reflexe.

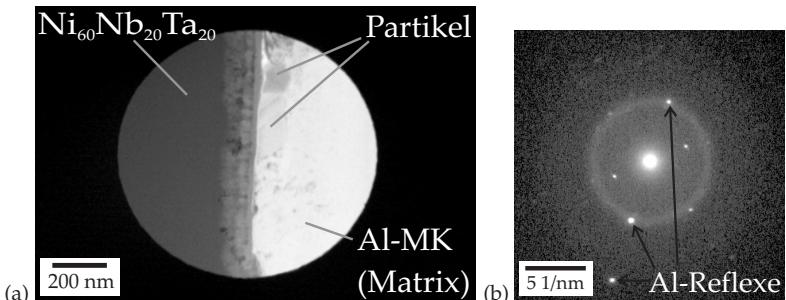


Abbildung 5.29: Erfasster Bereich der Grenzschicht für die Analyse mittels Elektronenbeugung (Blende: 40 µm) (a) und Ergebnisse der Elektronenbeugung an der Grenzschicht (b).

5.1.6.2 Grenzfläche $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ – Si

Nachfolgend sind die Ergebnisse der Untersuchungen an der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und einem Primär-Si-Kristall innerhalb der AlSi12-Matrix dargestellt. Abbildung 5.30 zeigt Übersichtsaufnahmen des untersuchten Grenzschichtbereichs im HAADF- (a) und dem Hellfeld (HF)-Modus (b). Wie zuvor erscheint das metallische Glas im HAADF-Modus hell und im Hellfeldmodus dunkel mit einem gleichmäßigen Kontrast. Die Grenzschicht zeigt eine ähnlich zellartige Struktur wie die Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiummischkristall der Matrix. Auch hier werden zusätzliche Partikel an der Grenzfläche innerhalb des Primär-Si-Kristalls beobachtet.

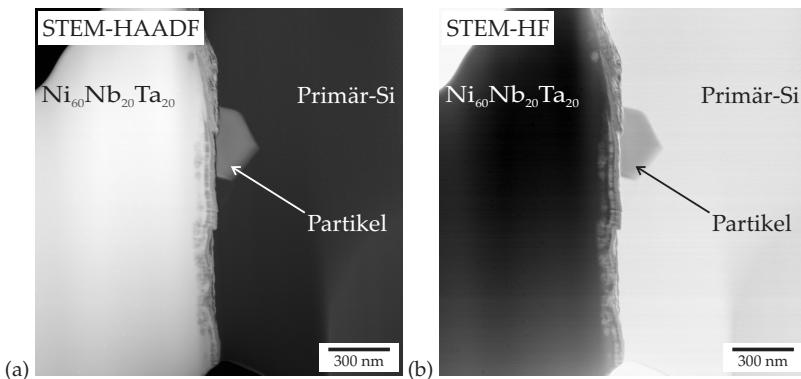


Abbildung 5.30: Übersichtsaufnahme der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und einem Primär-Si-Kristall in der AlSi12-Matrix im Verbund 600-2000, aufgenommen im HAADF- (a) und im Hellfeld (HF)-Modus (b).

In Abbildung 5.31 sind mehrere Detailaufnahmen des in Abbildung 5.30 gezeigten Partikels im Hellfeld (HF)- (a) und im Dunkelfeld (DF)-Modus (b)-(d) dargestellt. Die zur Aufnahme verwendeten, gebeugten Elektronenstrahlen sind in den oben links in den Dunkelfeldbildern gezeigten SAED-Beugungsbildern markiert. Die Dunkelfeldaufnahmen zeigen zwischen dem Partikel und dem metallischen Glas ein schmales Band, das auf allen Dunkelfeldaufnahmen einen gleichmäßig grauen Kontrast zeigt. Innerhalb und unterhalb des grauen Bands sind mehrere Stellen zu beobachten, die in den Dunkelfeldaufnahmen bei unterschiedlich gebeugten Elektronenstrahlen hell erscheinen. In Abbildung 5.31 (b) sind außerdem Zwillinge im Partikel zu beobachten.

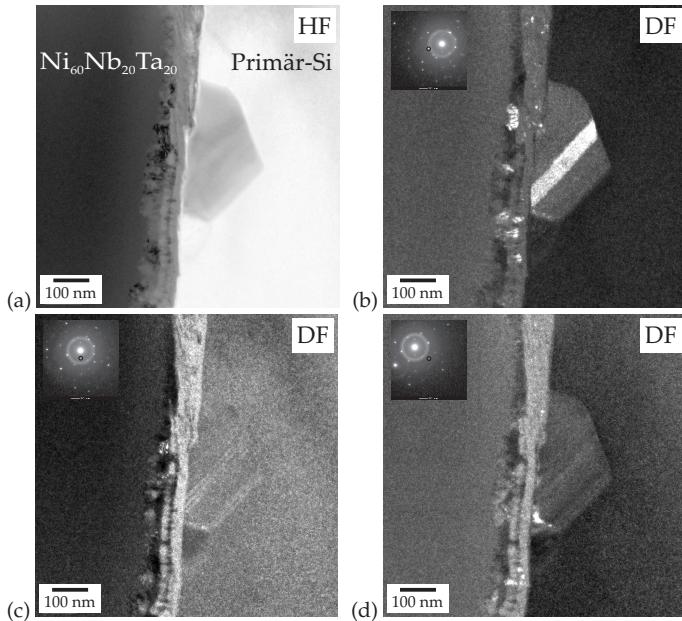


Abbildung 5.31: Detailaufnahmen der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und einem Primär-Si-Kristall der AlSi12-Matrix im Verbund 600-2000 im Hellfeld (HF)- (a) und im Dunkelfeld (DF)-Modus (b)-(d); die zur Aufnahme verwendeten, gebeugten Elektronenstrahlen sind jeweils in den SAED-Bildern markiert.

Abbildung 5.32 zeigt die Ergebnisse der EDX-Untersuchung an der in Abbildung 5.30 gezeigten Grenzschicht als Element-Mapping. Folgende Farbzuzuordnung wurde für die Elemente verwendet: rot – Al (b), violett – Si (c), grün – Ni (d), blau – Nb (e), gelb – Ta (f), orange – O (g), türkis – Ti (h), grau – V (i). Wie bereits zuvor bei der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ und dem Aluminiummischkristall der AlSi12-Matrix (vgl. Abbildung 5.26) wird eine lokal unterschiedliche Elementanhäufungen mit Ni-reichen sowie Nb- und Ta-reichen Bereichen beobachtet. In den Nb- und Ta-reichen Bereichen ist zudem Sauerstoff vorhanden. Es wird weiterhin keine

Vermischung des Primär-Si mit dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ beobachtet. Vielmehr ist eine dünne, Al-reiche Schicht zwischen dem Primär-Si-Kristall und dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ sowie eine Diffusion von Aluminium in das metallische Glas bis in eine Tiefe von etwa 40 nm erkennbar. Die Elementanalyse zeigt außerdem, dass der in Abbildung 5.31 gezeigte Partikel die Elemente Ti und V enthält.

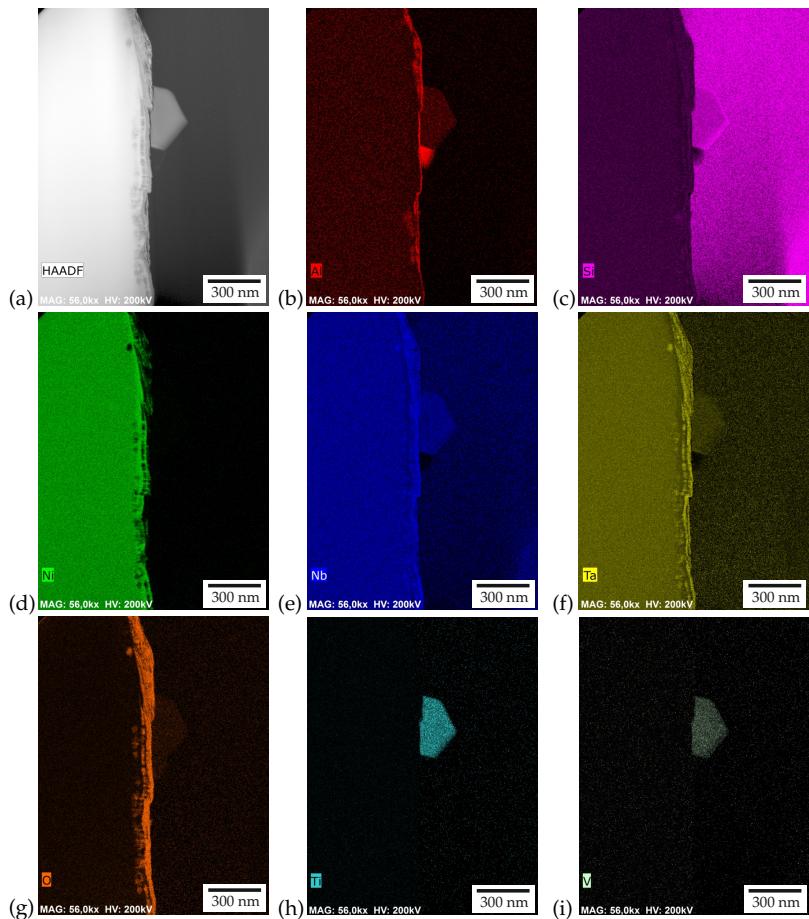


Abbildung 5.32: Ergebnisse der EDX-Analyse an der Grenzschicht zwischen dem metallischen Gas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und dem Primär-Si der Matrix im Verbund 600-2000 (vgl. HAADF-Aufnahme (a)); rot – Al (b), violett – Si (c), grün – Ni (d), blau – Nb (e), gelb – Ta (f), orange – O (g), türkis – Ti (h), grau – V (i).

5.2 Mechanische Eigenschaften

5.2.1 Elastische Eigenschaften

Die elastischen Eigenschaften der Verbunde wurden nach der in Abschnitt 4.3 beschriebenen Methode der Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) ermittelt. Dazu wurde die Phasenverschiebung der Ultraschallwellen beim Durchgang durch das Material detektiert. Abbildung 5.33 zeigt repräsentativ für alle untersuchten Verbunde typische, via Ultraschallphasenspektroskopie ermittelte Phasenspektren des Verbunds 100-200 entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung. Die Phasenspektren zeigen einen linearen Verlauf über einen breiten Frequenzbereich. Dieser wird zur Berechnung der Ausbreitungsgeschwindigkeit der Ultraschallwellen (vgl. Abschnitt 4.3) herangezogen. Der verwendete Bereich ist in der Abbildung schematisch durch Pfeile markiert. Der nichtlineare Abfall der Phase mit zunehmenden Frequenzen im Anschluss an den linearen Bereich, wie in der Abbildung beim Verlauf des Phasenspektrums der transversalen Ultraschallwellen senkrecht zur Plättchenorientierung zu erkennen, ist auf eine Abschwächung des Signals zurückzuführen. Diese kann durch Porosität innerhalb der Probe hervorgerufen werden [306], [LW17b].

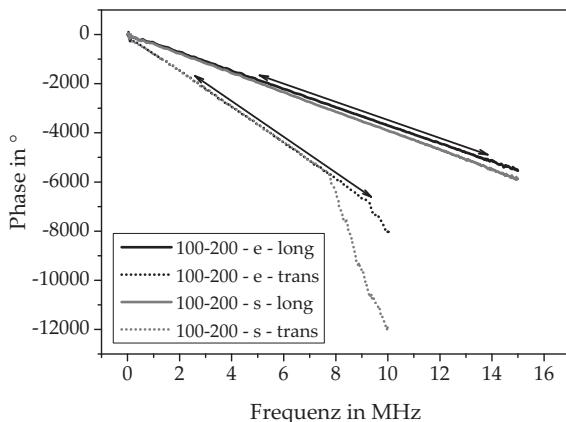


Abbildung 5.33: Typische Phasenspektren ermittelt via Ultraschallphasenspektroskopie, repräsentativ für alle Verbunde dargestellt für den Verbund 100-200 entlang (e) und senkrecht (s) zur Plättchenorientierung.

Tabelle 5.2 fasst die mittels Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) erzielten Ergebnisse für die Ausbreitungsgeschwindigkeit der longitudinalen und transversalen Ultraschallwellen v_L und v_T sowie die mittels der Formeln 4.5 und 4.6 berechneten Werte für den E-Modul und die Querkontraktionszahl ν für die unterschiedlichen Verbunde und Plättchenorientierungen zusammen. Die Tabelle zeigt, dass alle Verbunde höhere E-Moduln besitzen als die AlSi12-Matrixreferenz. Weiterhin nimmt der E-Modul mit sinkender Partikelgröße und steigendem Verstärkungsvolumengehalt zu. Es wird außerdem tendenziell eine leichte Anisotropie mit höheren E-Modulwerten entlang der Plättchenorientierung als senkrecht dazu beobachtet. Aufgrund der hohen Streuung der Werte kann dazu allerdings keine absolute Aussage getroffen werden. Der in Tabelle 5.2 dargestellte Zusammenhang ist in Abbildung 5.34 grafisch veranschaulicht.

Tabelle 5.2: Übersicht über die Ergebnisse der mit Hilfe von Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) ermittelten elastischen Eigenschaften der Verbunde senkrecht (s) und entlang (e) der Plättchenorientierung.

Verbund & Richtung	v_L (m/s)	v_T (m/s)
AlSi12	$6491,7 \pm 146,4$	$3344,1 \pm 9,8$
600-2000 - s	$5419,5 \pm 167,2$	$2760,1 \pm 31,9$
600-2000 - e	$5526,9 \pm 117,3$	$2780,6 \pm 70,4$
200-600 - s	$5113,8 \pm 36,3$	$2611,9 \pm 43,1$
200-600 - e	$5291,6 \pm 34,0$	$2668,7 \pm 49,3$
100-200 - s	$4840,7 \pm 86,4$	$2551,9 \pm 42,1$
100-200 - e	$5013,7 \pm 65,2$	$2587,2 \pm 37,1$
40-100 - s	$4854,8 \pm 58,0$	$2614,5 \pm 34,9$
40-100 - e	$4969,2 \pm 89,0$	$2636,0 \pm 44,2$
Verbund & Richtung	E (GPa)	ν (-)
AlSi12	$77,8 \pm 0,9$	$0,32 \pm 0,01$
600-2000 - s	$97,5 \pm 3,2$	$0,32 \pm 0,01$
600-2000 - e	$100,1 \pm 4,9$	$0,33 \pm 0,02$
200-600 - s	$98,1 \pm 2,9$	$0,32 \pm 0,01$
200-600 - e	$102,8 \pm 4,2$	$0,33 \pm 0,01$
100-200 - s	$104,5 \pm 2,7$	$0,31 \pm 0,01$
100-200 - e	$108,4 \pm 2,7$	$0,32 \pm 0,01$
40-100 - s	$106,0 \pm 2,6$	$0,30 \pm 0,01$
40-100 - e	$108,4 \pm 2,9$	$0,30 \pm 0,01$

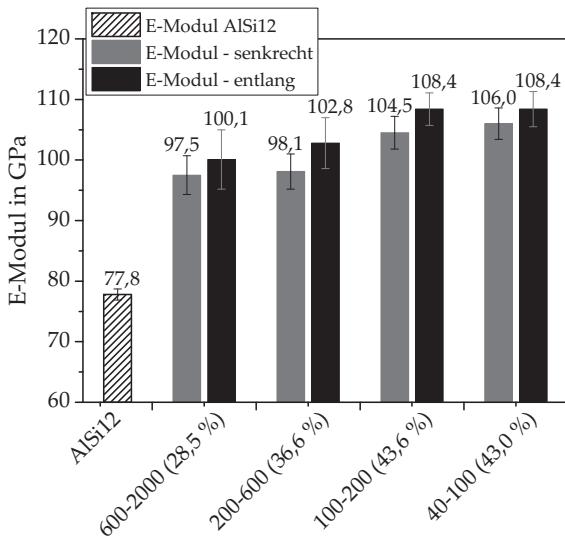


Abbildung 5.34: Übersicht über die Ergebnisse der E-Modul-Bestimmung mittels UPS an den Verbunden entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung; die gemittelten Werte für die Verstärkungsvolumengehalte der Verbunde sind in Klammern angegeben.

5.2.2 Elastisch-plastische Eigenschaften

5.2.2.1 Ergebnisse der Druckversuche

Nachfolgend sind die Ergebnisse der Druckversuche an den verschiedenen Verbunden mit unterschiedlichen Partikelgrößen dargestellt. Die Versuche wurden, wie in Abschnitt 4.4.1 beschrieben, entlang und senkrecht zu der in Abschnitt 5.1.5.1 gezeigten Plättchenorientierung durchgeführt. Bei keiner Probe wurde ein vorzeitiges Versagen durch makroskopischen Bruch durch das gesamte Probenmaterial beobachtet. Entsprechend wurden die Versuche aufgrund der

räumlichen Begrenzung der Messtechnik bei Erreichen einer Gesamtstauchung von etwa 35 % beendet. Die Ergebnisse der Druckversuche sind als Druckspannungs-Stauchungs-Verläufe im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial aufgetragen. Repräsentative Ergebnisse der Druckversuche senkrecht zur Plättchenorientierung sind in Abbildung 5.35 gezeigt. Entsprechende Ergebnisse der Versuche entlang der Plättchenorientierung sind in Abbildung 5.36 dargestellt. Das unverstärkte Matrixmaterial zeigt nach Erreichen der 0,2%-Stauchgrenze $R_{p0,2, \text{Druck}}$ von $109 \pm 5 \text{ MPa}$ ein verfestigendes Verhalten mit einer quasi-linearen Spannungszunahme über den gesamten Stauchungsbereich. Die plastische Verformung der Verbunde setzt erst bei Erreichen höherer Druckspannungen ein. Die einzelnen Werte für die 0,2%-Stauchgrenzen $R_{p0,2, \text{Druck}}$ der Verbunde entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung sind in Tabelle 5.3 aufgeführt. Nach einem weiteren Spannungsanstieg zeigen alle Verbunde unabhängig von der Plättchenorientierung ein lokales Maximum mit nachfolgender Entfestigung und erneuter Verfestigung bei hohen Stauchungen. Die Werte für diese Druckfestigkeit $R_{m, \text{Druck}}$ am lokalen Druckspannungsmaximum sind für alle Verbunde und Plättchenorientierungen in Tabelle 5.3 zusammengefasst. Dieses lokale Maximum ist bei den Verbunden, die senkrecht zur Plättchenorientierung geprüft wurden, nur schwach ausgeprägt. Insbesondere die Verbunde 600-2000, 200-600 und 100-200 zeigen nur geringe Änderungen der Spannungswerte über einen breiten Stauchungsbereich. Beim Verbund 40-100 dagegen wird ein signifikanter Abfall der Spannung nach Erreichen der maximalen Druckspannung $R_{m, \text{Druck}}$ beobachtet. Unabhängig von der Partikelgröße weisen alle Verbunde wieder eine deutliche Zunahme der Druckspannung ab einer Stauchung von etwa 25 % auf.

Bei Belastung entlang der Plättchenorientierung ist das lokale Maximum deutlich ausgeprägt. Die Verbunde zeigen hier nach Erreichen des Maximums bei einer Totaldehnung ε_t von etwa 5-6 % eine

deutliche Entfestigung mit einem Spannungsabfall um etwa 100 MPa. Ab einer Stauchung von etwa 25 % wird ein erneuter Spannungsanstieg beobachtet. Die Kurven der Verbunde 600-2000 und 200-600 verlaufen hier mit ähnlichen Steigungen wie die Kurve der unverstärkten Matrix. Die Kurvenverläufe der Verbunde 100-200 und 40-100 weisen dagegen etwas höhere Steigungen auf. Bei einigen Verbunden treten hier Spannungen auf, die über dem Maximum bei einer Stauchung von etwa 5-6 % liegen. Für einen Vergleich der Kennwerte $R_{m, Druck}$ werden im Rahmen dieser Arbeit trotzdem die Maximalwerte bei etwa 5-6 % Stauchung herangezogen, da diese Werte einem definierten Schädigungssereignis zugeordnet werden können (vgl. Kapitel 6.3.2). Als Vergleichswert der Matrix dient der Spannungswert bei einer Totaldehnung von $\epsilon_t = 6\%$. Alle aus den Druckspannungs-Stauchungs-Verläufen ermittelten Kennwerte ($R_{p0,2, Druck}$, $R_{m, Druck}$ und die Totaldehnung ϵ_t bei Erreichen von $R_{m, Druck}$) sind in Tabelle 5.3 zusammengefasst. Der Vergleichswert der Matrix ist hier mit * markiert, da dieser Wert keiner echten Kenngröße entspricht.

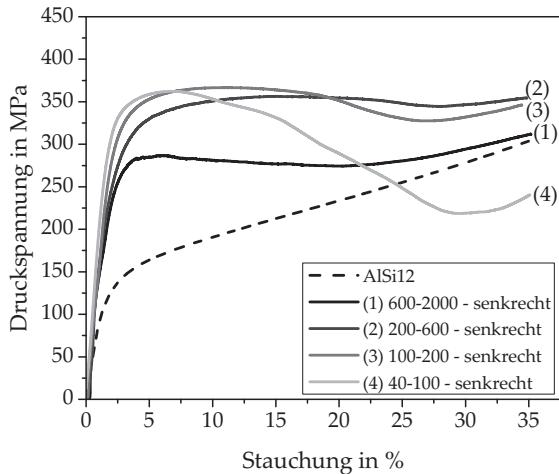


Abbildung 5.35: Ergebnisse der Druckversuche der senkrecht zur Plättchenorientierung geprüften Proben als Druckspannungs-Stauchungs-Diagramm.

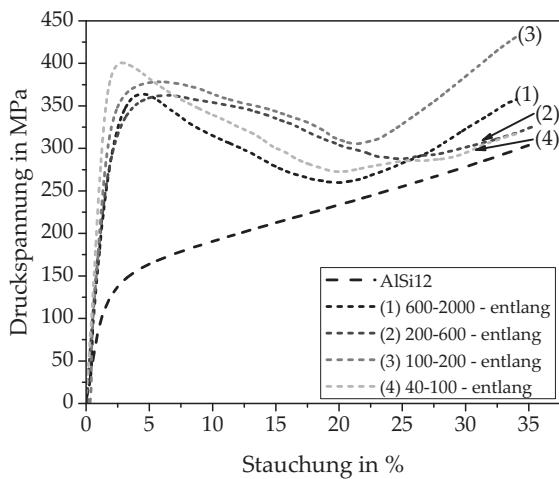


Abbildung 5.36: Ergebnisse der Druckversuche der entlang der Plättchenorientierung geprüften Proben als Druckspannungs-Stauchungs-Diagramm.

Abbildung 5.37 veranschaulicht die ermittelten und in Tabelle 5.3 dargestellten Kennwerte der 0,2 %-Stauchgrenze $R_{0,2, \text{Druck}}$ und der Druckfestigkeit $R_{m, \text{Druck}}$ der verschiedenen Verbunde grafisch. Die gemittelten Werte für die Verstärkungsvolumengehalte der Verbunde sind dabei in Klammern angegeben. Aus dem Diagramm geht deutlich hervor, dass alle Verbunde unabhängig von Partikelgröße und -orientierung höhere Druckfestigkeiten besitzen als die unverstärkte Matrix. Dabei sind die Festigkeiten der Verbunde bei Belastung entlang der Plättchenorientierung höher als senkrecht dazu. Weiterhin zeigen alle Verbunde senkrecht zur Plättchenorientierung zunehmende Festigkeiten $R_{0,2, \text{Druck}}$ und $R_{m, \text{Druck}}$ mit abnehmenden Partikelgrößen (d.h. zunehmenden Verstärkungsvolumengehalten). Ein ähnlicher Zusammenhang lässt sich bei Belastung entlang der Plättchenorientierung nicht beobachten. Weiterhin zeigen die Kennwerte bei Belastung entlang der Plättchenorientierung teilweise höhere Streuungen als bei Belastung senkrecht dazu.

Tabelle 5.3: Übersicht über die aus den Druckversuchen an den verschiedenen Verbunden senkrecht (s) und entlang (e) der Plättchenorientierung ermittelten Kennwerte (mit * markierte Werte sind Vergleichswerte bei $\varepsilon_t = 6\%$).

Verbund & Richtung	$R_{p0,2, \text{Druck}}$ (MPa)	$R_{m, \text{Druck}}$ (MPa)	ε_t (bei $R_{m, \text{Druck}}$) (%)
AlSi12	109 ± 5	$172 \pm 4 *$	-
600-2000 - s	186 ± 28	287 ± 8	$6,6 \pm 0,8$
600-2000 - e	291 ± 26	370 ± 50	$4,7 \pm 1,6$
200-600 - s	212 ± 10	356 ± 1	$15,8 \pm 1,3$
200-600 - e	223 ± 9	375 ± 14	$6,7 \pm 1,8$
100-200 - s	278 ± 23	369 ± 18	$11,7 \pm 3,2$
100-200 - e	299 ± 45	375 ± 31	$6,1 \pm 0,9$
40-100 - s	300 ± 49	371 ± 23	$5,5 \pm 1,7$
40-100 - e	363 ± 36	398 ± 26	$2,9 \pm 0,4$

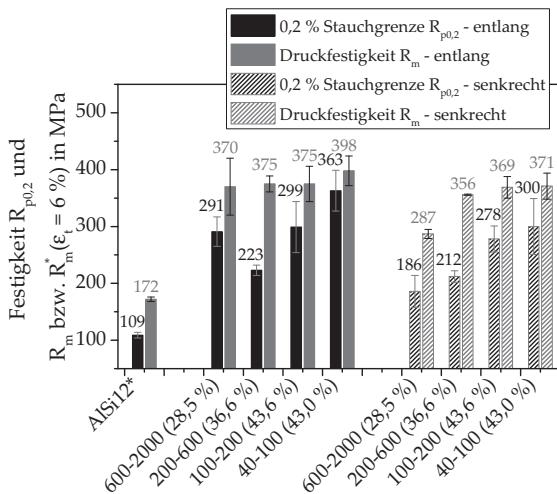


Abbildung 5.37: Grafische Veranschaulichung der quantitativen Ergebnisse ($R_{p0,2}$, Druck und R_m , Druck) der Druckversuche an den verschiedenen Verbunden mit unterschiedlichen Partikelgrößen.

5.2.2.2 Ergebnisse der Zugversuche

Nachfolgend sind die Ergebnisse der nach der Beschreibung in Abschnitt 4.4.2 durchgeführten Zugversuche dargestellt. Alle Proben wurden senkrecht zur Infiltrationsrichtung entnommen. Entsprechend wurde das Verhalten der Verbunde unter Zugbelastung entlang der Plättchenorientierung untersucht (vgl. Abbildung 3.8). Abbildung 5.38 zeigt repräsentative Ergebnisse der Zugversuche an den verschiedenen Verbunden im Spannungs-Dehnungs-Diagramm im Vergleich zur AlSi12-Referenz. Die Ergebnisse zeigen, dass alle Verbunde höhere Festigkeiten bei gleichzeitig deutlich niedrigeren Totaldehnungen bei Bruch besitzen als das unverstärkte Matrixmaterial. Während das Matrixmaterial einen breiten Bereich an plastischer Verformung besitzt, zeigen die Verbunde nach Erreichen der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zug nur geringe plastische Dehnungen.

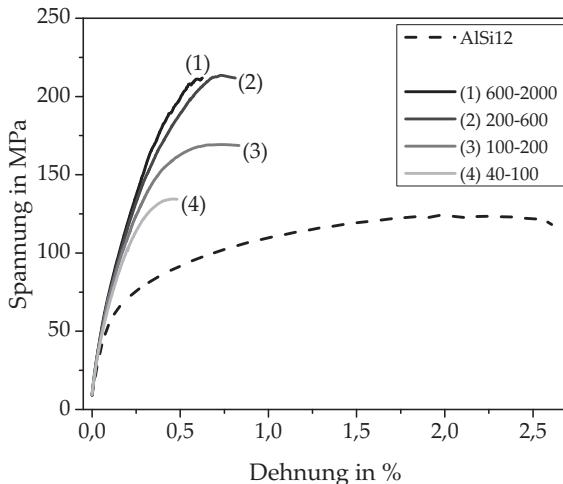


Abbildung 5.38: Repräsentative Ergebnisse der Zugversuche an den Verbunden sowie der unverstärkten Matrix als Spannungs-Dehnungs-Diagramm.

Die aus den Versuchsergebnissen ermittelten Kennwerte der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2, \text{Zug}}$, der Zugfestigkeit $R_{m, \text{Zug}}$ und der Totaldehnung bei Bruch $\varepsilon_{t,b}$ sind in Tabelle 5.4 zusammengefasst. Wie gezeigt nimmt die Bruchdehnung der Verbunde mit abnehmender Partikelgröße ab. Abbildung 5.39 gibt zusätzlich eine grafische Veranschaulichung der Festigkeitskennwerte der einzelnen Verbunde im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial. Die gemittelten Werte für die Verstärkungsvolumengehalte der Verbunde sind dabei in Klammern angegeben. Aus der Tabelle und der Abbildung geht hervor, dass die Zugfestigkeit der Verbunde mit abnehmender Partikelgröße abnimmt. Die 0,2%-Dehngrenze der Verbunde liegt bei fast allen Verbunden bei einem konstanten Wert von etwa 147 MPa. Nur der Wert des Verbunds 40-100 mit den kleinsten Partikeln liegt mit einem Wert von 126 MPa darunter.

5 Ergebnisse

Tabelle 5.4: Übersicht über die aus den Zugversuchen ermittelten Kennwerte für die verschiedenen Verbunde und das Matrixmaterial als Referenz.

Verbund	$R_{p0,2, \text{Zug}}$ (MPa)	R_m, Zug (MPa)	$\varepsilon_{t,b}$ (%)
AlSi12	76 ± 5	123 ± 6	$2,49 \pm 0,17$
600-2000	148 ± 22	200 ± 10	$0,80 \pm 0,16$
200-600	146 ± 11	189 ± 19	$0,70 \pm 0,13$
100-200	147 ± 10	161 ± 10	$0,56 \pm 0,18$
40-100	126 ± 1	130 ± 6	$0,40 \pm 0,12$

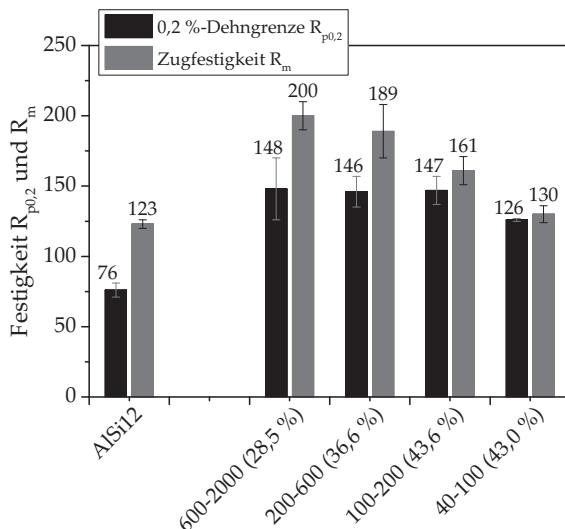


Abbildung 5.39: Grafische Veranschaulichung der quantitativen Ergebnisse ($R_{p0,2, \text{Zug}}$ und R_m, Zug) der Zugversuche an den verschiedenen Verbunden mit unterschiedlichen Partikelgrößen.

Diskontinuierlich verstärkte Metallmatrixverbunde besitzen häufig niedrige Streckgrenzen, die eine direkte Bestimmung des E-Moduls aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm nicht zulassen [302]. Aus

diesem Grund wurden zusätzlich zu den quasistatischen Zugversuchen mehrere Versuche mit Entlastungssequenzen durchgeführt. Der E-Modul der Verbunde wurde dabei aus der Steigung der Wiederbelastung während der ersten Entlastungssequenz (E_1) bestimmt. Dabei wurde für die AlSi12-Matrix ein E-Modul von $70,7 \pm 8,3$ GPa ermittelt. Für die Verbunde wurden folgende Werte bestimmt: 600-2000: $106,3 \pm 3,8$ GPa, 200-600: $104,4 \pm 5,1$ GPa, 100-200: $107,5 \pm 4,7$ GPa und 40-100: $109,4$ GPa. Aufgrund der geringen Gesamtprobenanzahl konnte für den Verbund 40-100 nur eine Probe mit Entlastungssequenzen geprüft werden. Die Ergebnisse zeigen ebenso wie die Ergebnisse der Ultraschallphasenspektroskopie die Tendenz, dass der E-Modul der Verbunde mit zunehmenden Verstärkungsvolumen gehalten ansteigt.

Mit Hilfe der Entlastungssequenzen sollte weiterhin makroskopisch der Fortschritt der auftretenden Schädigung im Verbund über die Degradation der Steifigkeit verfolgt werden. Dazu wurden die Steigungen, die aus den Wiederbelastungen der Entlastungssequenzen ermittelt wurden, auf die oben genannten E-Modulwerte der ersten Entlastungssequenz (E_1) bezogen. Ein für alle Verbunde repräsentativer Spannungs-Dehnungs-Verlauf mit Entlastungssequenzen ist für den Verbund 100-200 in Abbildung 5.40(a) dargestellt. Die Zugversuche wurden, wie in Abschnitt 4.4.2 beschrieben, von einer optischen Dehnungsmessung auf der Probenoberfläche begleitet. Die Ergebnisse dieser optischen Dehnungsmessung an verschiedenen Punkten des in Abbildung 5.40(a) gezeigten Spannungs-Dehnungs-Verlaufs des Verbunds 100-200 sind in Abbildung 5.41 dargestellt. Aus dieser Abbildung geht hervor, dass keine Veränderungen, wie beispielsweise Dehnungslokalisierungen, während des Versuchs und der Entlastungssequenzen beobachtet werden. Erst kurz vor Versuchsende (iii) wird im unteren Bereich der Messstrecke eine Dehnungslokalisierung detektiert.

Als Maß für die Schädigung wird nachfolgend ein Schädigungsparameter D implementiert, der die Änderung $X-X_0$ einer mit der Schädigung verknüpfbaren Messgröße X bezogen auf eine Ausgangsgröße X_0 angibt [307]. Als Messgröße wird entsprechend die Veränderung des E-Moduls in Bezug auf den E-Modul der ersten Entlastungssequenz E_1 verwendet. Wie in Formel 5.1 dargestellt, nimmt D im Allgemeinen Werte zwischen 0 (keine Schädigung) und 1 (maximale Schädigung) an. Die Schwierigkeit liegt meistens darin, dem Schädigungsparameter einen kritischen Wert zuzuordnen [307].

$$0 \leq D = \frac{E_1 - E}{E_1} = 1 - \frac{E}{E_1} \leq 1 \quad (5.1)$$

Die Entwicklung des Schädigungsparameters D während der Entlastungssequenzen ist in Abbildung 5.40(b) dargestellt. Aus der Abbildung geht hervor, dass aufgrund der hohen Streuung der einzelnen Werte für die Verbunde keine Steifigkeitsdegradation und entsprechend keine Veränderung des Schädigungsparameters D beobachtet werden kann. Das Matrixmaterial dagegen zeigt ab dem achten Entlastungszyklus einen Abfall des E-Moduls und damit einen Anstieg des Schädigungsparameters.

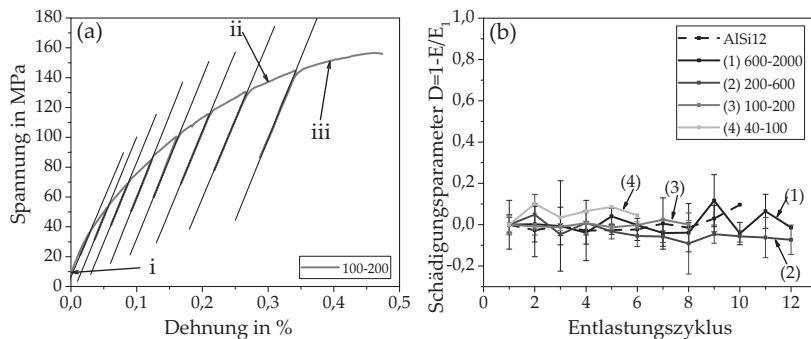


Abbildung 5.40: Exemplarischer Spannungs-Dehnungs-Verlauf mit zyklischen Entlastungsschleifen für den Verbund 100-200 (a) und die Ergebnisse für den nach Formel 5.1 berechneten Schädigungsparameter D (b).

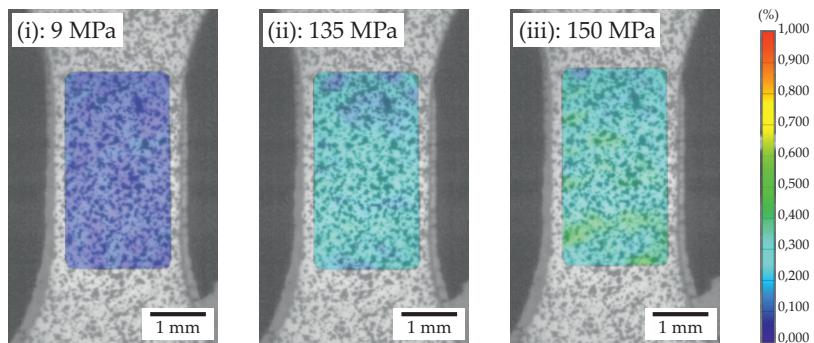


Abbildung 5.41: Ergebnisse der optischen Dehnungsmessung am in Abbildung 5.40 (a) gezeigten Verbund 100-200 zu Beginn des Versuchs (i), vor der letzten Entlastungssequenz (ii) und kurz vor Ende des Versuchs (iii).

5.3 Schädigungsmechanismen und -entwicklung

Die unterschiedlichen Kurvenverläufe bei einer Druckbelastung senkrecht und entlang der Plättchenorientierung, wie in Abschnitt

5.2.2.1 gezeigt, deuten auf ein unterschiedliches Schädigungsverhalten und unterschiedliche Schädigungsmechanismen der Verbunde in Abhängigkeit von der Plättchenorientierung und der Plättchengröße bzw. dem Aspektverhältnis der Plättchen hin. Diese Mechanismen werden nachfolgend mit Hilfe der Ergebnisse der *in situ* Versuche im Rasterelektronenmikroskop (REM) veranschaulicht und in Abschnitt 6.3.2 ausführlich diskutiert. Die Versuche wurden an verschiedenen Laststufen unterbrochen und die Proben auf Schädigung untersucht. Im Folgenden werden nur die Laststufen dargestellt, bei denen die erste Schädigung und nachfolgend weitere Schädigung des Verbunds detektiert wurde. Alle Druckversuche wurden manuell beendet. Die Belastung erfolgte bei allen dargestellten Ergebnissen entlang der horizontalen Bildachse.

5.3.1 Untersuchung der Schädigungsentwicklung mittels mechanischen *in situ* Versuchen im REM

5.3.1.1 Ergebnisse der *in situ* Druckversuche im REM

Verbund 600-2000 – entlang der Plättchenorientierung

Nachfolgend sind die Ergebnisse des *in situ* Druckversuchs im REM am Verbund 600-2000 entlang der Plättchenorientierung dargestellt. Abbildung 5.42 zeigt das entsprechende Druckspannungs-Verfahrenswegs-Diagramm mit den Laststufen, an denen der Versuch unterbrochen und Schädigung detektiert wurde. Die an den Haltepunkten auftretenden Spannungsabfälle sind auf Spannungsrelaxationen zurückzuführen. In Abbildung 5.43 sind dazugehörige Übersichtsaufnahmen der Probe zu Beginn (a) und am Ende (f) des Versuchs dargestellt.

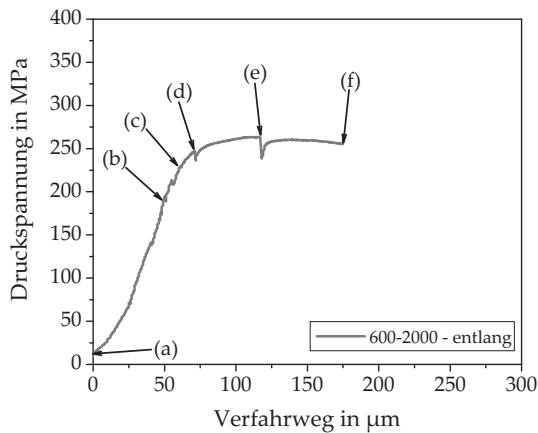


Abbildung 5.42: Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 600-2000 entlang der Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 190 MPa (b), 228 MPa (c), 247 MPa (d), 263 MPa (e) und am Ende bei 255 MPa (f).

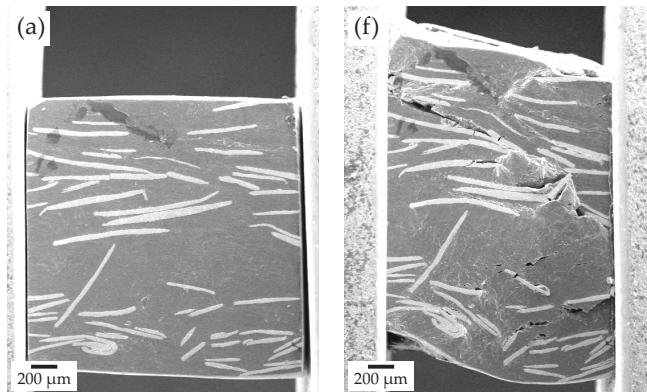


Abbildung 5.43: Übersichtsaufnahme des mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Würfels des Verbunds 600-2000 entlang der Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (f).

Aus den Detailaufnahmen der Probe in Abbildung 5.44 geht hervor, dass lokal, insbesondere an Berührpunkten mehrerer Plättchen, plastische Verformung in der Matrix vorliegt (c). Die betreffende Stelle ist in Abbildung 5.44 (c) mit einem Pfeil markiert. Zunehmende plastische Verformung führt zu Grenzflächenablösungen (d), Plättchenknicken (e und f) und Rissbildung im metallischen Glas (f).

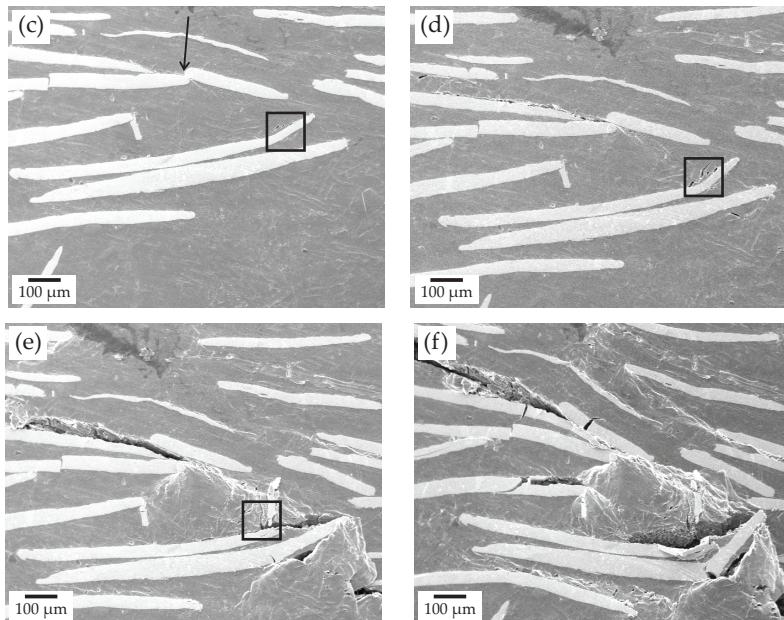


Abbildung 5.44: Detailaufnahmen des mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Würfels des Verbunds 600-2000 entlang der Plättchenorientierung bei den verschiedenen Laststufen (c), (d), (e) und am Ende des Versuchs (f).

Die in Abbildung 5.44 (c)-(e) mit einem Rechteck markierten Ausschnitte sind nachfolgend in Abbildung 5.45 vergrößert dargestellt. Abbildung 5.45(b) zeigt, dass erste Risse im Verbund in Si-Lamellen und Primär-Si-Kristallen in der AlSi12-Matrix entstehen. Mit zunehmender Belastung werden die Risse breiter (c) und verlängern sich

(d). Wie in einer Detailansicht in Abbildung 5.46 gezeigt, können sich diese Risse ausgehend von den Primär-Si-Kristallen, die an dem metallischen Glas anhaften, entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und der Matrix fortsetzen. Abbildung 5.45 (d) zeigt, dass neben den Rissen in den Si-Bestandteilen der Matrix auch Risse im metallischen Glas entstehen. Teilweise wird an diesen Stellen bei weiterer Belastung ein Abknicken der Plättchen beobachtet, das von starker plastischer Verformung der Matrix (e) begleitet wird. Bevor es zum Plättchenknicken kommt, sind im metallischen Glas Scherbänder zu sehen. Stellenweise wird Rissbildung innerhalb der Scherbänder beobachtet. Eine Detailansicht der Scherbänder ist in Abbildung 5.47 gezeigt.

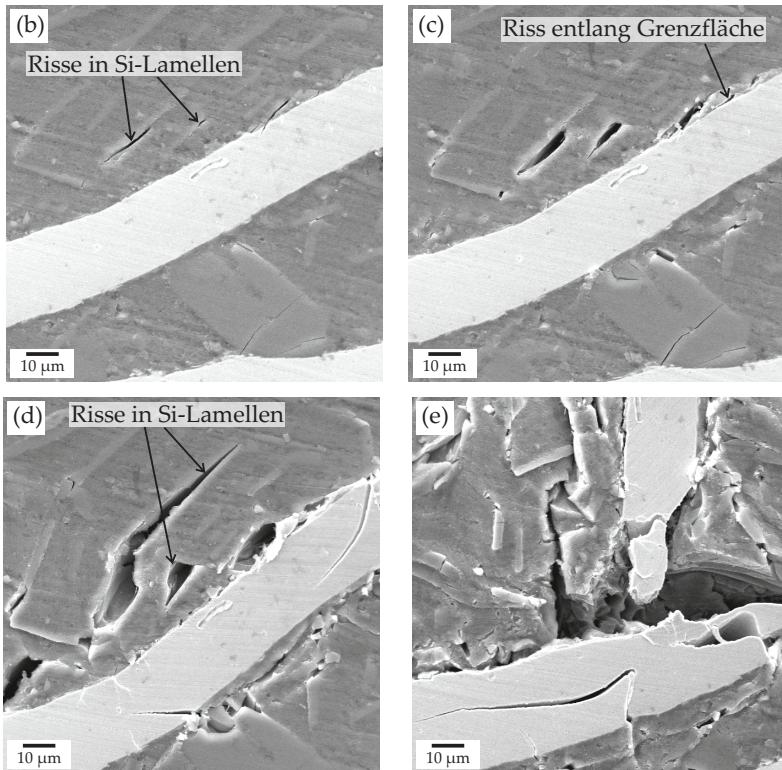


Abbildung 5.45: Vergrößerter Ausschnitt der in Abbildung 5.44 gezeigten Detailaufnahme mit Rissinitiierung in Si-Lamellen der AlSi-Matrix (b), die mit zunehmender Belastung größer werden (c und d); im weiteren Verlauf bilden sich Risse im metallischen Glas (d) bis das Plättchen abknickt (e).

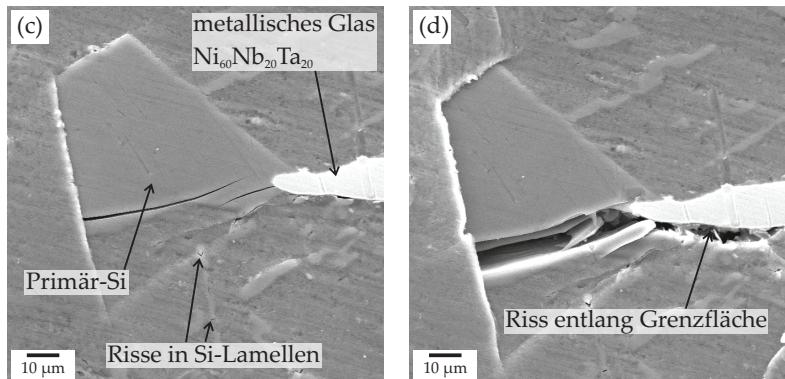


Abbildung 5.46: Detailansicht eines innerhalb eines Primär-Si-Kristalls im Verbund entstandenen Risses (c), der bei weiterer Belastung größer wird und sich entlang der Grenzfläche ausbreitet (d).

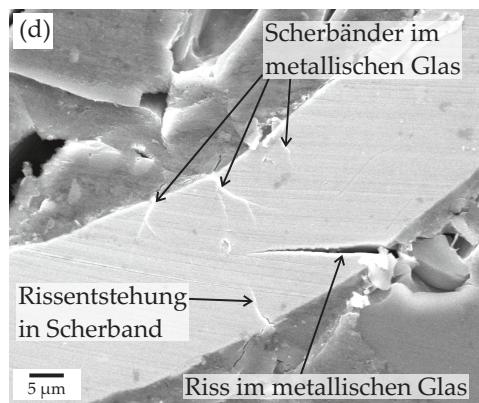


Abbildung 5.47: Detailansicht eines abknickenden Plättchens im Verbund 600-2000 mit Rissen und Scherbändern im metallischen Glas.

Verbund 200-600 – entlang der Plättchenorientierung

Nachfolgend sind die Ergebnisse des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 200-600 entlang der Plättchenorientierung dargestellt. Abbildung 5.48 zeigt das dazugehörige Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm. Übersichtsaufnahmen der Probe zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (f) sind in Abbildung 5.49 zu sehen. Aus der Übersichtsaufnahme geht hervor, dass in der Probe lokal eine deutliche Schädigung zu beobachten ist. Diese Schädigung zieht sich als Band von unten links bis oben rechts durch die Probe. Nachfolgend wird detailliert dargestellt, wie sich diese Schädigung mit zunehmender Belastung entwickelt.

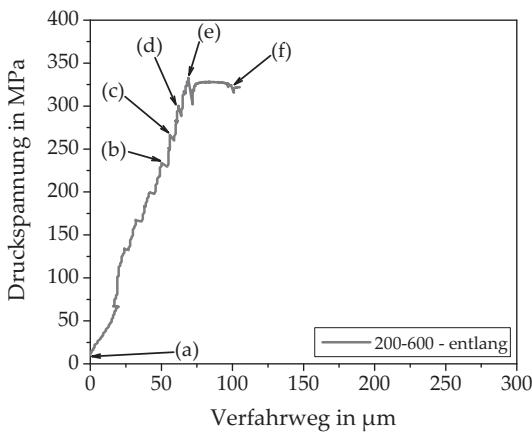


Abbildung 5.48: Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 200-600 entlang der Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 234 MPa (b), 264 MPa (c), 300 MPa (d), 334 MPa (e) und am Ende bei 324 MPa (f).

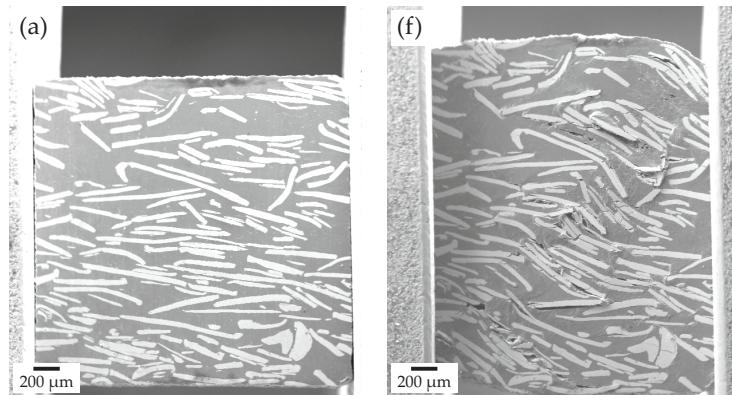


Abbildung 5.49: Übersichtsaufnahme der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 200-600 entlang der Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (f).

Die erste mikroskopische Schädigung des Verbunds wird bei etwa 234 MPa (b) beobachtet. Hier tritt Rissbildung in Ausscheidungen innerhalb der Matrix ein. Ein solcher Riss ist in Abbildung 5.50 gezeigt. Dabei kommt es außerdem zu einer Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und der Ausscheidung.

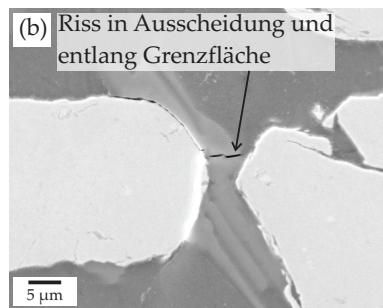


Abbildung 5.50: Rissbildung in Ausscheidungen in der Matrix und Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen der Ausscheidung und dem metallischen Glas.

Abbildung 5.51 zeigt Detailaufnahmen der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 200-600 entlang der Partikelorientierung. Die erste Schädigung, die makroskopisch beobachtet werden kann, tritt an den Berührpunkten von zwei Plättchen ein (b). Die betreffende Stelle ist in der Abbildung mit einem Rechteck markiert. Dort kommt es zu Rissbildung und -ausbreitung im metallischen Glas (b und c) und stellenweise auch entlang der Grenzfläche (e). Weiterhin werden Risse im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung beobachtet (d und e). Im weiteren Verlauf tritt vielfach Plättchenknicken ein (f). Insbesondere an Partikeln, die parallel zur Belastungsrichtung ausgerichtet sind, werden Grenzflächenablösungen beobachtet (f).

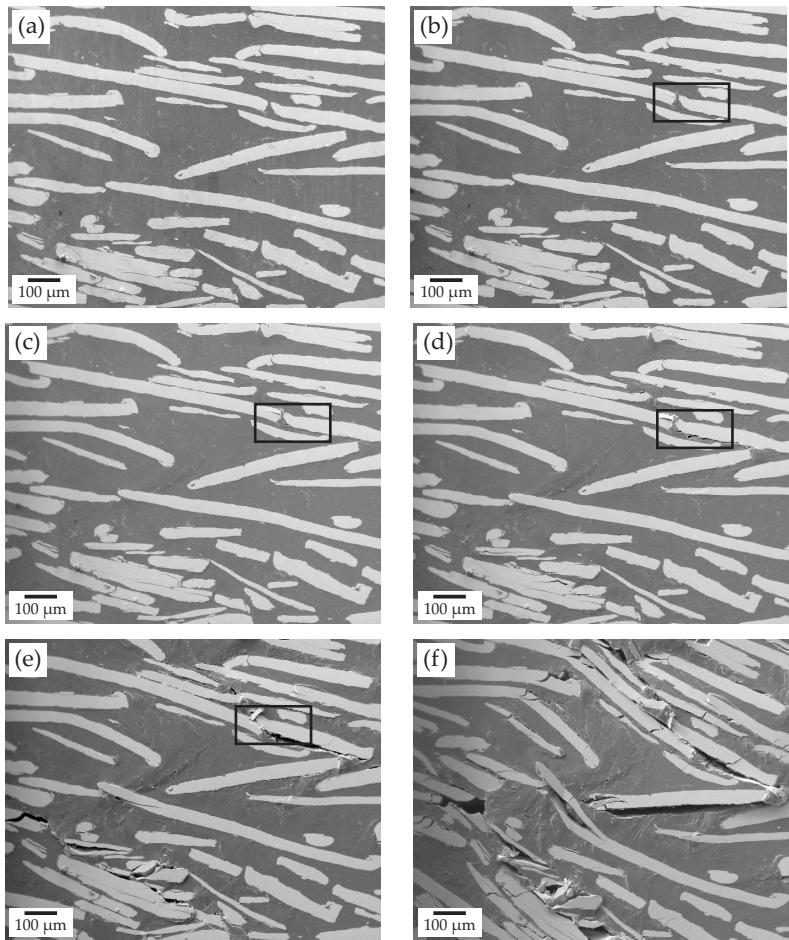


Abbildung 5.51: Detailaufnahmen der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 200-600 entlang der Plättchenorientierung zu verschiedenen Laststufen des Versuchs.

Nachfolgend werden die zuvor genannten Schädigungsmechanismen detailliert dargestellt und erläutert. Zur Veranschaulichung der Schädigungsentwicklung an sich berührenden Plättchen mit Rissausbrei-

tung in grenzflächennahen Bereichen sind in Abbildung 5.52 und 5.53 der in Abbildung 5.51 (b)-(e) mit einem Rechteck markierte Ausschnitt vergrößert dargestellt. Abbildung 5.52 zeigt, dass die Plättchen aufgrund der Belastung aufeinander geschoben werden und dass an den Berührpunkten Risse im metallischen Glas entstehen (b). Zwischen den Plättchen sind plastische Verformung der Matrix sowie Risse in Ausscheidungen zu beobachten. Mit zunehmender Belastung werden die vorhandenen Risse breiter (c und d), bis die Plättchen letztlich übereinander geschoben werden und Teile eines metallischen Glasplättchens herausbrechen.

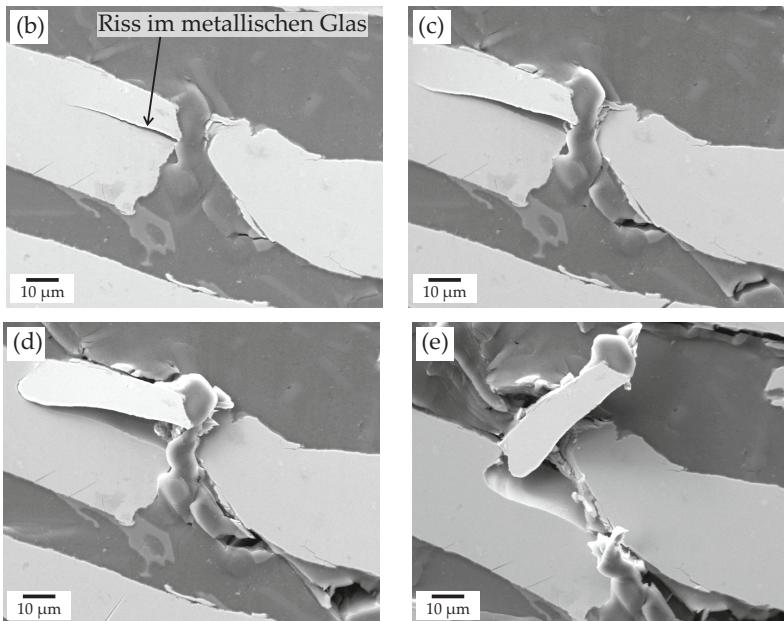


Abbildung 5.52: Vergrößerte Ansicht der in Abbildung 5.51 gezeigten Detailaufnahme mit Rissbildung im metallischen Glas an Partikelberührpunkten (b) und Rissausbreitung mit zunehmender Belastung (c), (d), (e).

Abbildung 5.53 zeigt die stellenweise auftretende Rissausbreitung im Bereich der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial ausgehend von der in Abbildung 5.52 gezeigten Schädigung an Berührpunkten zweier Plättchen. Wie bereits gezeigt, kommt es dort zu Rissbildung in Ausscheidungen in der Matrix (b und c). Diese Risse breiten sich in Grenzflächennähe durch den Verbund aus (d). Aus den Aufnahmen geht hervor, dass entlang des Risses Matrixmaterial am metallischen Glas anhaftet (e).

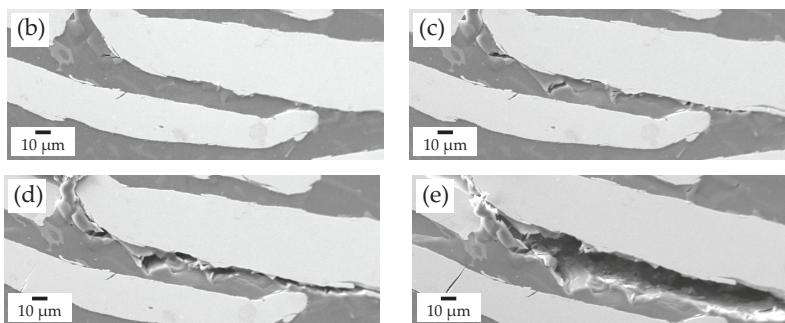


Abbildung 5.53: Vergrößerte Ansicht der in Abbildung 5.51 gezeigten Detailaufnahme mit Rissbildung in Ausscheidungen in der Matrix (b) und Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen Matrix und dem metallischen Glas mit zunehmender Belastung (c), (d), (e).

Ein weiterer Schädigungsmechanismus ist das Auftreten von Rissen im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung. Abbildung 5.54(d) zeigt entsprechende Risse im metallischen Glas. Mit zunehmender Belastung werden diese Risse breiter (e).

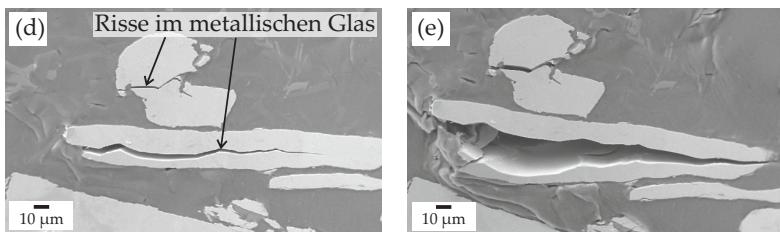


Abbildung 5.54: Risse im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung (d), die mit zunehmender Belastung breiter werden (e).

Verbund 200-600 – senkrecht zur Plättchenorientierung

Im folgenden Abschnitt sind die Ergebnisse des *in situ* Druckver-
suchs im REM am Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plätt-
chenorientierung dargestellt. Abbildung 5.55 zeigt das entsprechen-
de Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm mit den Laststufen, an
denen der Versuch unterbrochen wurde, um den Schädigungsver-
lauf zu detektieren. Der abknickende Druckspannungs-Verfahrwegen-
Verlauf zu Beginn der Versuche bei niedrigen Lasten ist auf eine Ab-
weichung der Proben von perfekter Planparallelität und auf Reibung
zwischen der Probe und den Probenstempeln zurückzuführen [308].
Übersichtsaufnahmen der Probe zu Beginn (a) und am Ende des Ver-
suchs (f) sind in Abbildung 5.56 zu sehen. Diese Übersichtsaufnahmen
zeigen, dass sich die makroskopischen Schädigungsmechanismen bei
Belastung senkrecht zur Partikelorientierung von den im vorherge-
henden Abschnitt dargestellten Mechanismen bei Belastung entlang
der Plättchenorientierung unterscheiden. Die Verformung des Ver-
bunds findet nicht lokal in einem Band statt (vgl. Abbildung 5.49),
sondern ist über die gesamte Probe verteilt.

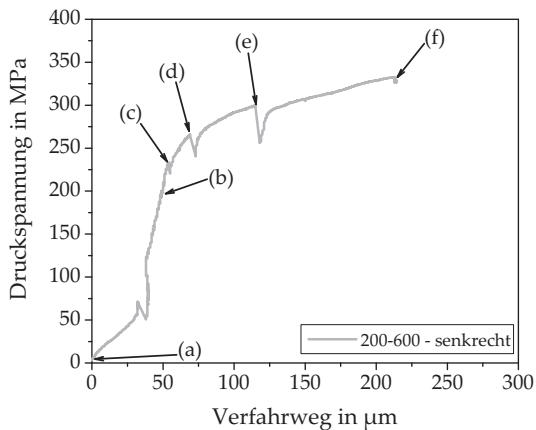


Abbildung 5.55: Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 200 MPa (b), 233 MPa (c), 266 MPa (d), 300 MPa (e) und am Ende bei 332 MPa (f).

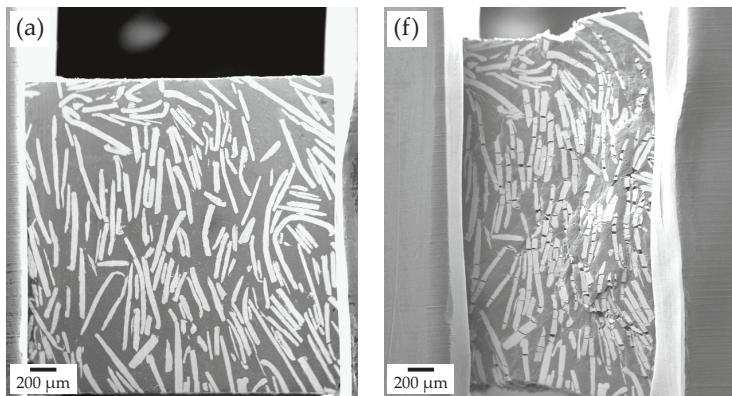
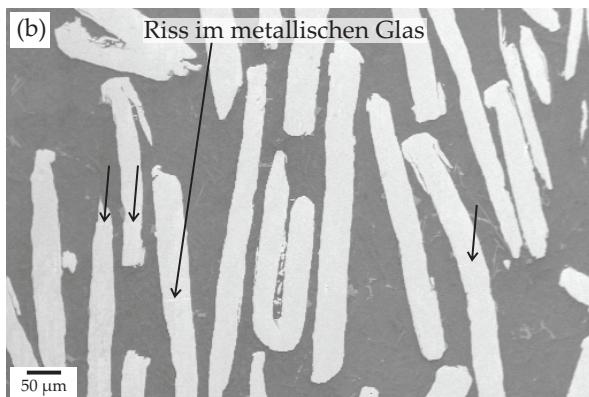


Abbildung 5.56: Übersichtsaufnahme des mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Würfels des Verbunds 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (f).

Die Abbildungen 5.57, 5.58 und 5.59 zeigen Detailaufnahmen des Verbunds zu verschiedenen Laststufen. Aus der Abbildung geht hervor, dass eine erste Schädigung im Verbund bei etwa 200 MPa (b) mit Rissbildung im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung zu beobachten ist. Die Risse sind in der Abbildung mit Pfeilen markiert. Mit zunehmender Belastung entstehen neue Risse in weiteren Plättchen (c und d). Diese neuen Risse bilden sich dabei häufig etwa in der Mitte der Plättchen (d) und in der Mitte der Bruchhälften sowie an Berührpunkten von zwei Plättchen (e). Mit zunehmender Belastung steigt die Anzahl der Risse und die bereits vorhandenen Risse werden breiter (e und f). Plastische Verformung der Matrix ist über den gesamten Probenbereich zu beobachten. Es werden keine makroskopischen Risse durch die Matrix oder entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial detektiert. Abbildung 5.59 zeigt außerdem mehrere Ausbrüche im metallischen Glas.



Anzahl Risse: 4

Abbildung 5.57: Detailaufnahme der Schädigungsentwicklung im Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung mit Rissbildung im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung (b).

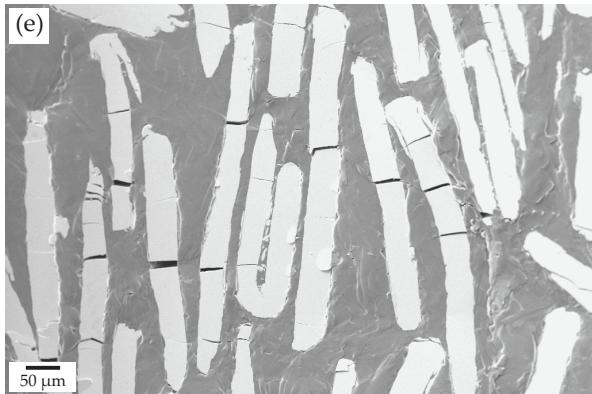


Anzahl Risse: 9



Anzahl Risse: 16

Abbildung 5.58: Detailaufnahme der Schädigungsentwicklung im Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung mit steigender Belastung (c) und (d) und einer zunehmenden Anzahl an Rissen im metallischen Glas.



Anzahl Risse: 41



Anzahl Risse: 66

Abbildung 5.59: Detailaufnahme der Schädigungsentwicklung im Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung mit steigender Belastung (e) und (f) und einer zunehmenden Anzahl an Rissen im metallischen Glas.

Risse entlang der Grenzfläche werden beim Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung lediglich lokal an der Grenzfläche zwischen Ausscheidungen in der Matrix und dem metallischen Glas beobachtet (siehe Abbildung 5.60(c)). Weiterhin sind in Umgebung dieser Ausscheidungen Risse im metallischen Glas vorhanden. Abbildung 5.60(f) zeigt außerdem eine vergrößerte Ansicht der Ausbrüche, wie sie in Abbildung 5.59 beobachtet werden können.

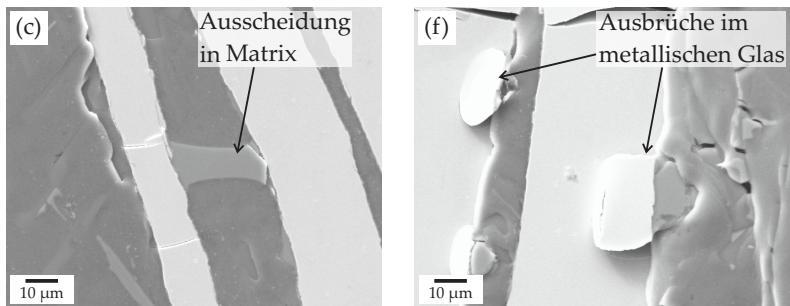


Abbildung 5.60: Risse im metallischen Glas im Bereich von Ausscheidungen in der Matrix sowie Risse entlang der Grenzfläche zwischen diesen Ausscheidungen und dem metallischen Glas (c) und Ausbrüche im metallischen Glas (f).

Neben Rissen in der Mitte der Plättchen, wie in den Abbildungen 5.57, 5.58 und 5.59 gezeigt, werden bei der Laststufe 200 MPa (b) lokal auch Risse im metallischen Glas an Partikelenden beobachtet. Diese sind in Abbildung 5.61 dargestellt. Abbildung 5.61 (c) zeigt, dass an diesen Partikelenden bei weiterer Belastung außerdem akkumulierte, plastische Verformung in der Matrix zu beobachten ist. Weiterhin entstehen Risse im metallischen Glas an Berührpunkten mehrerer Plättchen. Eine entsprechende Stelle der Probe ist in Abbildung 5.62 gezeigt. Aus der Abbildung geht hervor, dass dabei insbesondere

Plättchen mit einer Fehlorientierung innerhalb des Verbunds zu Rissbildung in benachbarten Plättchen führen. Ein entsprechender Riss ist in Abbildung 5.62 (b) mit einem Pfeil markiert.

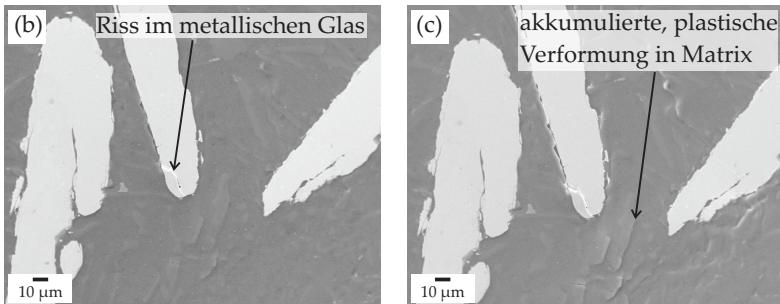


Abbildung 5.61: Rissbildung im metallischen Glas am Partikelende (b) und akkumulierte, plastische Verformung am Partikelende bei zunehmender Belastung (c).

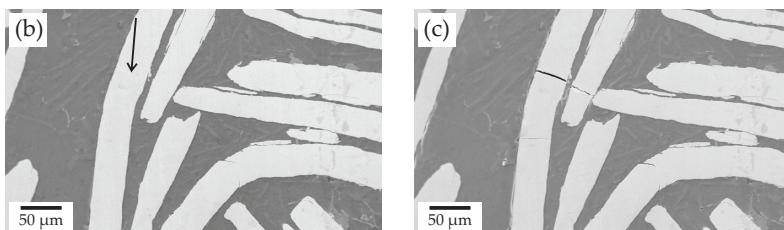


Abbildung 5.62: Lokale Fehlorientierung von Plättchen (b), die bei zunehmender Belastung zu Rissen in benachbarten Plättchen führen (c).

Verbund 100-200 – entlang der Plättchenorientierung

Die Ergebnisse des *in situ* Druckversuchs im REM am Verbund 100-200 entlang der Plättchenorientierung sind im nachfolgenden Abschnitt aufgeführt. Das dazugehörige Druckspannungs-Verfahrwegs-Diagramm mit den untersuchten Laststufen ist in Abbildung 5.63 dargestellt. Abbildung 5.64 zeigt Übersichtsaufnahmen der Probe zu

Beginn (a) und am Ende des Versuchs (d). Der Pfeil markiert dabei eine Stelle, die im Detail in Abbildung 5.68 dargestellt ist. Ähnlich wie beim Verbund 200-600 entlang der Plättchenorientierung (vgl. Abbildung 5.49) findet die makroskopische Schädigung überwiegend in einem Band statt, dass sich im Bildausschnitt von links unten nach rechts oben durch die Probe zieht.

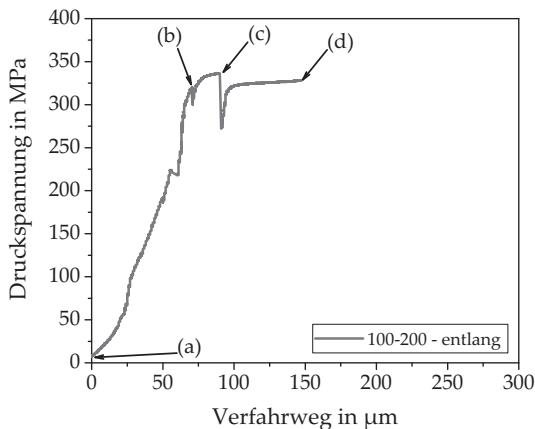


Abbildung 5.63: Druckspannungs-Verfahrwegs-Diagramm des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 100-200 entlang der Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 195 MPa (b), 319 MPa (c) und am Ende bei 328 MPa (d).

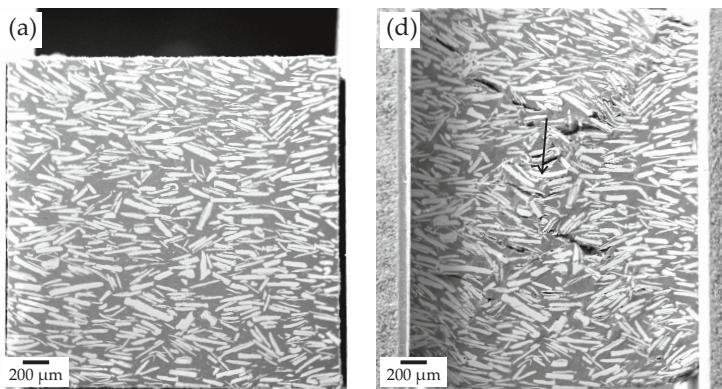


Abbildung 5.64: Übersichtsaufnahme der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 100-200 entlang der Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (d).

Abbildung 5.65 zeigt eine Detailansicht des in der Übersichtsaufnahme 5.64(d) erkennbaren Schädigungsbands. Aus der Abbildung geht hervor, dass die erste makroskopische Schädigung bei einer Last von 336 MPa (c) beobachtet wird. Es kommt zu Rissbildung im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung und stellenweise zu Plättchenknicken (d). Stellenweise wird Rissausbreitung entlang von bereits vor der Belastung vorhandener Risse beobachtet (c).

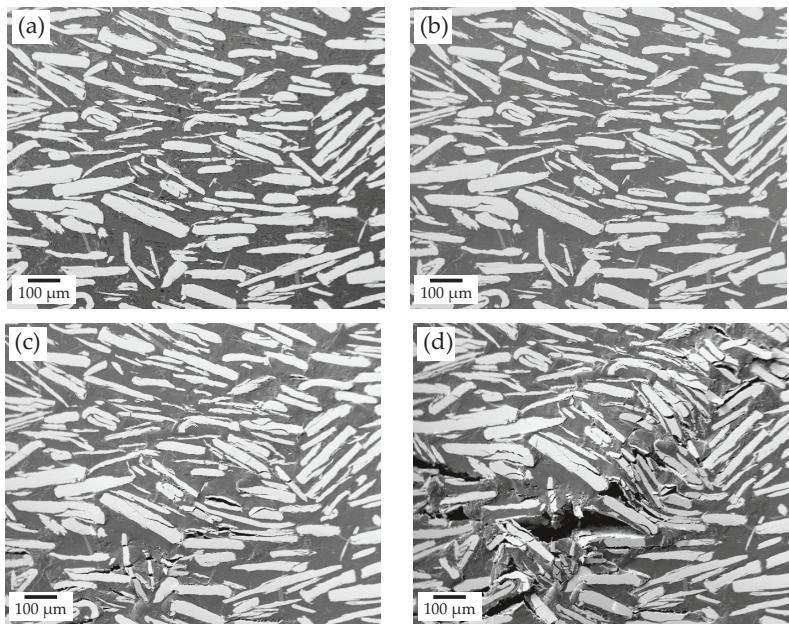


Abbildung 5.65: Detailaufnahmen der mittels *in situ* Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 100-200 entlang der Plättchenorientierung zu verschiedenen Laststufen des Versuchs.

Am abknickenden Verlauf des Druckspannungs-Verfahrwegs-Verlaufs (vgl. Abbildung 5.63) bei etwa 319 MPa (b) wird als erste mikroskopische Schädigung im Verbund einsetzende plastische Verformung in der Matrix beobachtet. Diese ist insbesondere an Partikelenden zu detektieren. Abbildung 5.66 (b) zeigt diese einsetzende plastische Deformation. Aus Abbildung 5.66 (c) geht hervor, dass diese Verformung mit steigender Belastung zunimmt und von Porenbildung und Rissbildung in Ausscheidungen innerhalb der Matrix begleitet wird.

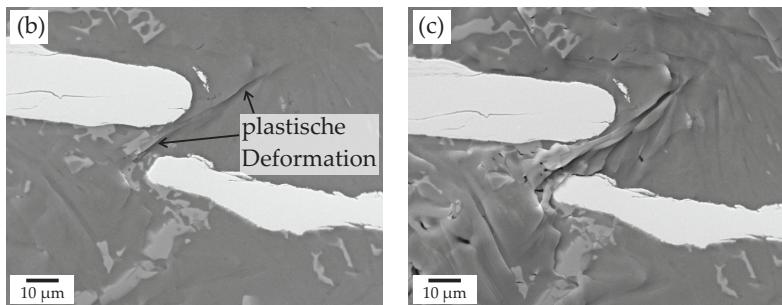


Abbildung 5.66: Einsetzende plastische Verformung in der Matrix vor Partikelenden (b), die mit steigender Belastung zunimmt und von Porenbildung und Rissbildung in Ausscheidungen innerhalb der Matrix begleitet wird (c).

Neben der einsetzenden, plastischen Deformation wird bei der Laststufe 319 MPa (b) zusätzlich mikroskopische Schädigung in Form von Rissen in den Glasplättchen parallel zur Belastungsrichtung beobachtet. Abbildung 5.67 (b) zeigt einen dieser Risse. Weiterhin kommt es auch an Berührpunkten von Plättchen zu Rissen im metallischen Glas. In Bereichen mit nahe beieinanderliegenden Partikeln wird weiterhin Mikrorissbildung in der Matrix beobachtet. Wie in Abbildung 5.67(c) dargestellt, entwickeln sich diese Mikrorisse zu makroskopischen Rissen und es kommt zu lokalen Grenzflächenablösungen. Auch die zuvor im metallischen Glas gebildeten Risse parallel zur Belastungsrichtung werden größer und es bilden sich neue Risse in den Glasplättchen. Stellenweise verbreitern sich Risse, die bereits vor der Belastung in den Glasplättchen vorhanden waren.

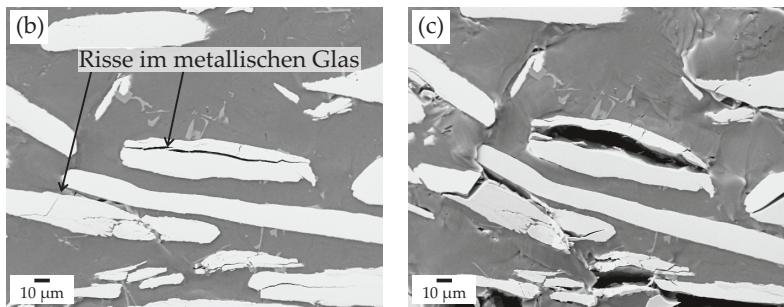


Abbildung 5.67: Rissbildung im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung und an Berührpunkten (b), die mit steigender Belastung breiter werden (c).

In Abbildung 5.68 ist der in der Übersichtsaufnahme in Abbildung 5.64 (d) mit einem Pfeil markierte Bereich vergrößert dargestellt. Die Abbildung 5.68 (d, links) zeigt mehrere geknickte Plättchen innerhalb der deformierten Zone in der Mitte der betrachteten Oberfläche der Verbundprobe sowie Makrorissausbreitung durch die Matrix. An den abknickenden Plättchen werden, wie in 5.68 (d, rechts) dargestellt, mehrere Scherbänder beobachtet.

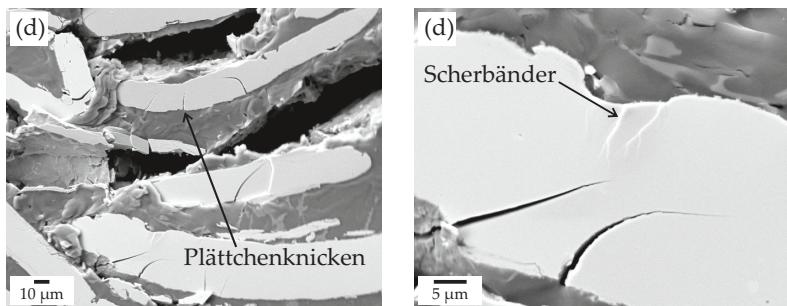


Abbildung 5.68: Vergrößerte Ausschnitte aus der Übersichtsaufnahme in Abbildung 5.64 (d) mit abknickenden Plättchen (d, links) und Scherbändern innerhalb dieser Plättchen (d, rechts).

Verbund 100-200 – senkrecht zur Plättchenorientierung

Nachfolgend sind die Ergebnisse des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 100-200 senkrecht zur Plättchenorientierung aufgeführt. Das Druckspannungs-Verfahrwegs-Diagramm des Versuchs und die untersuchten Laststufen sind in Abbildung 5.69 dargestellt. Übersichtsaufnahmen der geprüften Probe zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (e) sind in Abbildung 5.70 gezeigt. Ähnlich wie beim Verbund 200-600 (vgl. Abbildung 5.56) sind hier viele Risse im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung zu beobachten.

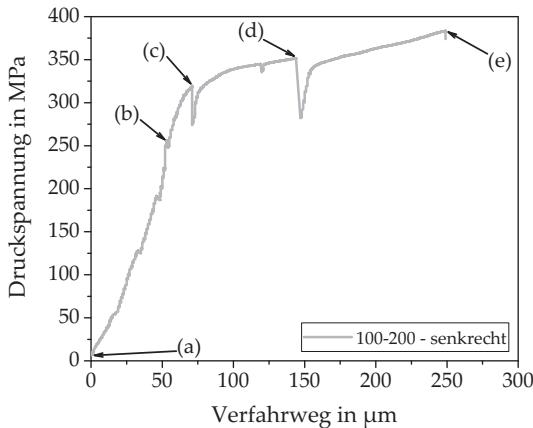


Abbildung 5.69: Druckspannungs-Verfahrwegs-Diagramm des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 100-200 senkrecht zur Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 255 MPa (b), 319 MPa (c), 351 MPa (d) und am Ende des Versuchs bei 383 MPa (e).

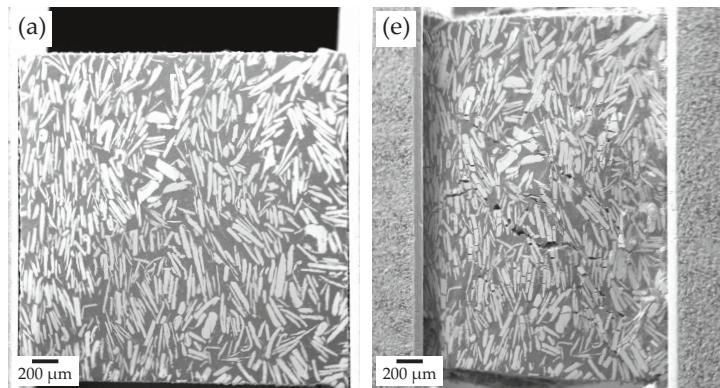


Abbildung 5.70: Übersichtsaufnahme der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 100-200 senkrecht zur Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (e).

Die Schädigungsentwicklung während der einzelnen Laststufen ist in der Detailaufnahme der Probe in Abbildung 5.71 dargestellt. Eine erste Schädigung wird im Verbund bei etwa 255 MPa (b) detektiert. Wie in Abbildung 5.71 (b) dargestellt, tritt Rissbildung im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung ein. Diese Risse sind vor allem bei vergleichsweise großen Plättchen etwa in der Plättchenmitte zu sehen. Außerdem werden Risse in Plättchen nahe der Partikelen detektiert. Wie in Abbildung 5.72 (b) gezeigt, wird nahe der Partikelen auch plastische Verformung in der Matrix beobachtet. Weiterhin treten Risse in Ausscheidungen innerhalb der Matrix auf. Diese Risse sind in Abbildung 5.73 (b) dargestellt. Mit zunehmender Belastung nimmt die plastische Verformung in der Matrix zu und es bilden sich weitere Risse in den intermetallischen Ausscheidungen in der Matrix (vgl. Abbildung 5.73 (c)). Mit steigender Belastung nimmt auch die Anzahl der Risse im metallischen Glas zu. Wie in Abbildung 5.71 (d und e) gezeigt, werden die aus vorhergehenden Laststufen vorhandenen Risse breiter. Neue Risse im metallischen Glas werden auch

an am Glas haftenden Ausscheidungen beobachtet (vgl. Abbildung 5.72(c)). Weiterhin kommt es zu Ausbrüchen im metallischen Glas. Eine vergrößerte Aufnahme dieser Ausbrüche ist in Abbildung 5.74 gezeigt. Außerdem werden stellenweise Grenzflächenablösungen an Partikelenden beobachtet. Bereits vor der Belastung vorhandene Risse im metallischen Glas, die wie die Plättchen senkrecht zur Belastungsrichtung im Verbund angeordnet sind, vergrößern sich nicht (vgl. Abbildung 5.71 (d und e)).

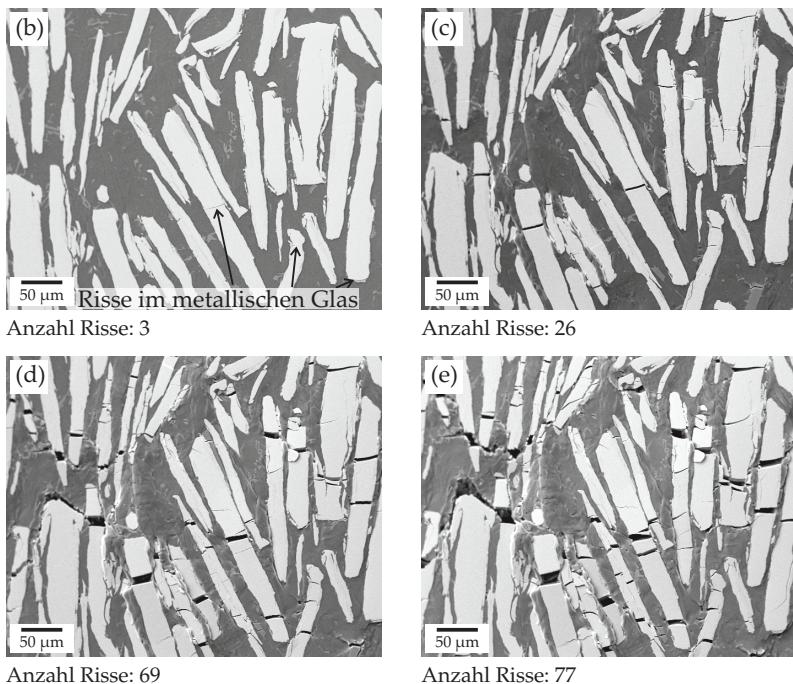


Abbildung 5.71: Detailaufnahmen der mittels *in situ* Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 100-200 senkrecht zur Plättchenorientierung zu verschiedenen Laststufen des Versuchs mit steigender Anzahl an Rissen im metallischen Glas mit zunehmender Belastung.

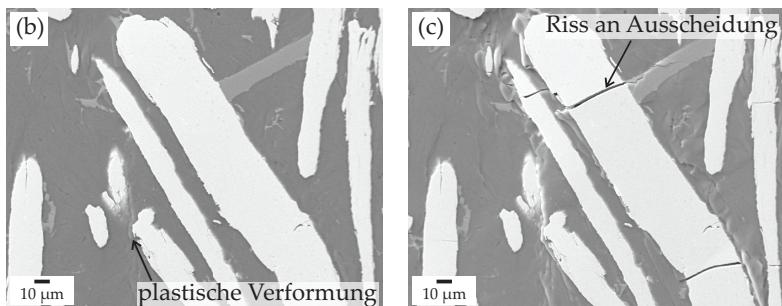


Abbildung 5.72: Einsetzende, plastische Verformung in der Matrix (b) und Rissbildung im metallischen Glas an Ausscheidungen in der Matrix (c).

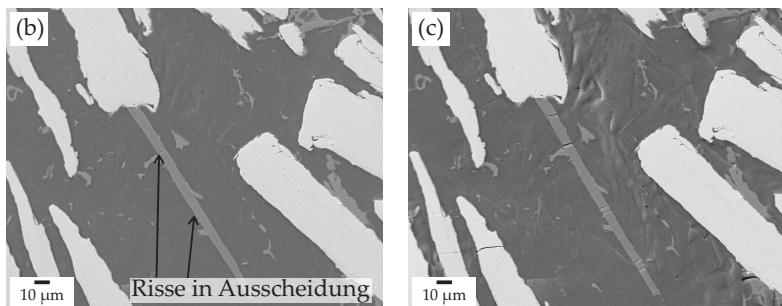


Abbildung 5.73: Rissbildung in Ausscheidungen innerhalb der Matrix (b) und zunehmende Anzahl an Rissen in den Ausscheidungen und im metallischen Glas sowie plastische Verformung in der Matrix vor Partikelenden (c).

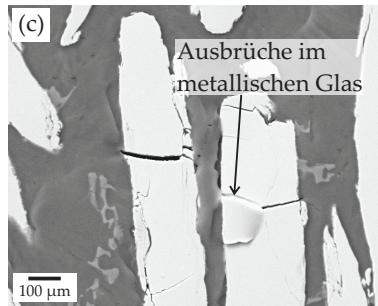


Abbildung 5.74: Ausbrüche im metallischen Glas (c).

Mit steigender Belastung und fortschreitender, plastischer Verformung des Verbunds tritt eine Lokalisierung der plastischen Verformung im Verbund unter näherungsweise 45° zur Belastungsrichtung ein. Diese ist nachfolgend mit Hilfe von gestrichelten Linien in Abbildung 5.75 veranschaulicht. Mit zunehmender Belastung und steigendem Verfahrweg der Prüfmaschine wird diese Lokalisierung deutlicher (e).

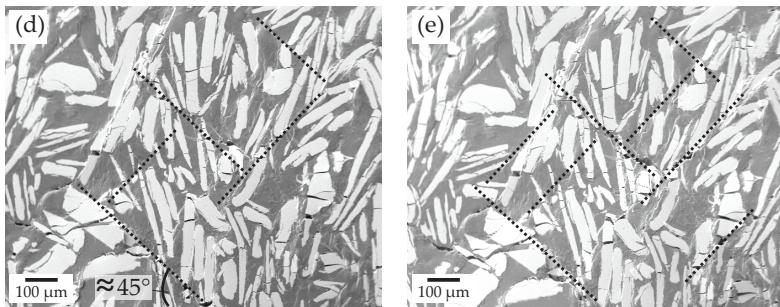


Abbildung 5.75: Lokalisierte Schubverformung unter näherungsweise 45° zur Belastungsrichtung bei etwa 351 MPa (d) und am Ende des Versuchs bei 383 MPa (e).

Verbund 40-100 – entlang der Plättchenorientierung

Im folgenden Abschnitt sind die Ergebnisse der *in situ* Druckversuche am Verbund 40-100 entlang der Plättchenorientierung zusammengefasst. Abbildung 5.76 zeigt das Ergebnis als Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm mit den nachfolgend analysierten Laststufen. Übersichtsaufnahmen der Probe sind in Abbildung 5.77 zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (e) dargestellt. Aus der Übersichtsaufnahme geht hervor, dass während des gesamten Versuchs wenige, makroskopische Veränderungen auf der betrachteten Probenoberfläche zu beobachten sind. Am rechten Probenrand und auf den Probenflächen ober- und unterhalb der betrachteten Fläche ist eine Verformung der Probe zu sehen. Auf der betrachteten Probenoberfläche sind in der Mitte mehrere Risse zu erkennen. Detailaufnahmen der betreffenden Stelle bei verschiedenen Laststufen sind in Abbildung 5.78 dargestellt.

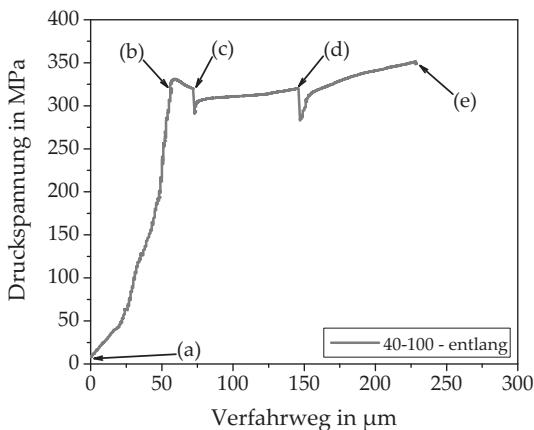


Abbildung 5.76: Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm des *in situ* Druckversuchs im REM am Verbund 40-100 entlang der Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 321 MPa (b), 320 MPa (c), 320 MPa (d) und am Ende bei 351 MPa (e).

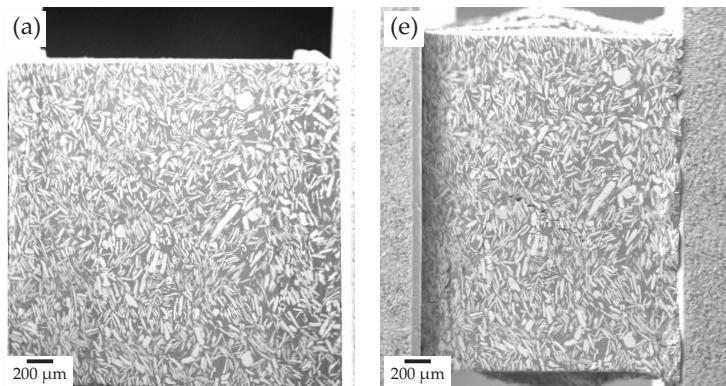


Abbildung 5.77: Übersichtsaufnahme der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 40-100 entlang der Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (e).

Trotz der geringen makroskopischen Veränderungen auf der betrachteten Probenoberfläche können mehrere mikroskopische Schädigungen detektiert werden. Die Detailaufnahmen der untersuchten Probe in Abbildung 5.78 zeigen, dass bei einer Last von etwa 321 MPa (b) erstmals Risse im metallischen Glas und in Ausscheidungen innerhalb der Matrix zu beobachten sind. Die Risse sind jeweils näherungsweise parallel zur äußeren Belastungsrichtung angeordnet. Abbildung 5.79 (b) und 5.80 (b) zeigen vergrößerte Ausschnitte dieser Risse im metallischen Glas und in den Ausscheidungen. Mit zunehmender Belastung breiten sich die Risse in den Ausscheidungen stellenweise entlang der Grenzfläche zum metallischen Glas (vgl. 5.79 (c)) oder in das metallische Glas hinein aus (vgl. 5.80 (c)). Mit steigender Belastung werden, wie in Abbildung 5.78 (c, d und e) dargestellt, immer mehr dieser Risse im metallischen Glas und in Ausscheidungen in der Matrix beobachtet. Vorhandene Risse werden mit zunehmender Belastung breiter.

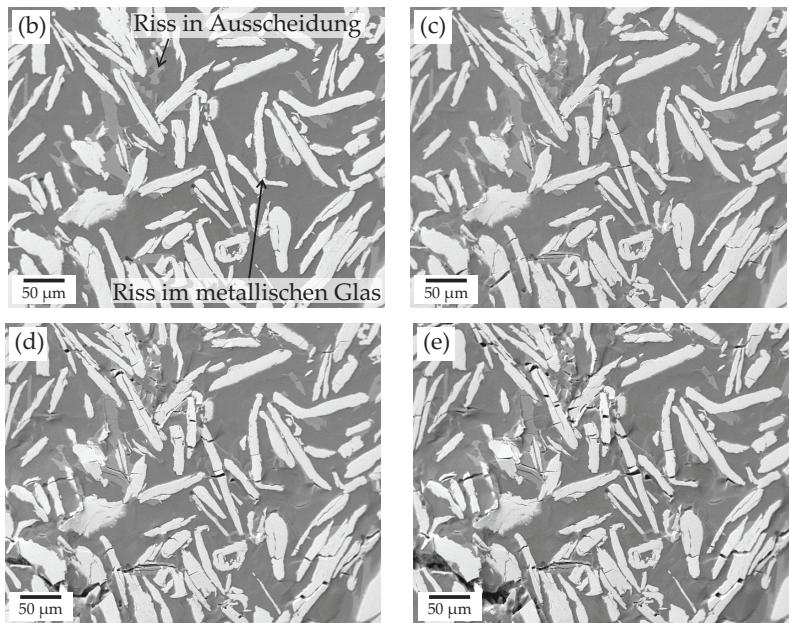


Abbildung 5.78: Detailaufnahmen der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 40-100 entlang der Plättchenorientierung zu verschiedenen Laststufen des Versuchs.

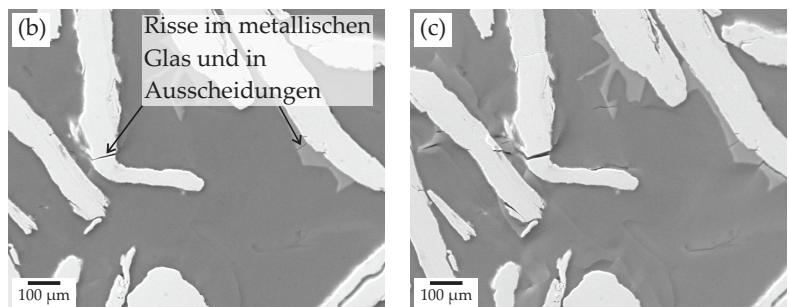


Abbildung 5.79: Risse im metallischen Glas und in Ausscheidungen in der Matrix (b) sowie einsetzende plastische Verformung in der Matrix (c).

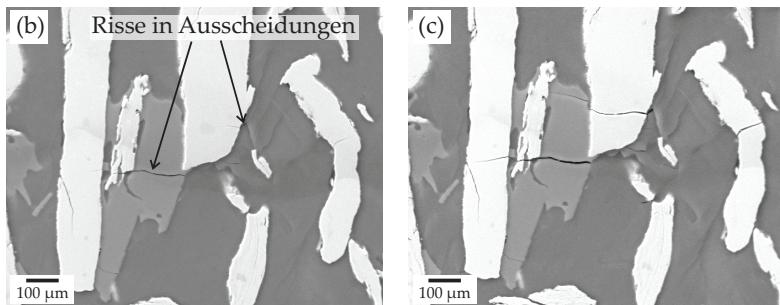


Abbildung 5.80: Risse in Ausscheidungen (b), die sich bei steigender Belastung in das metallische Glas ausbreiten, sowie einsetzende plastische Verformung in der Matrix (c).

Verbund 40-100 – senkrecht zur Plättchenorientierung

Der folgende Abschnitt fasst die Ergebnisse des *in situ* Druckversuchs am Verbund 40-100 senkrecht zur Plättchenorientierung zusammen. Abbildung 5.81 zeigt das dazugehörige Druckspannungs-Verfahrwegs-Diagramm mit den untersuchten Laststufen. Entsprechende Übersichtsaufnahmen der Probe zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (d) sind in Abbildung 5.82 dargestellt. Im Gegensatz zu der im vorhergehenden Abschnitt betrachteten Probe des Verbunds 40-100 entlang der Plättchenorientierung (vgl. Abbildung 5.77) sind bei dieser Probe deutliche Veränderungen mit makroskopischer Rissausbreitung durch die Probe auf der beobachteten Probenoberfläche zu sehen.

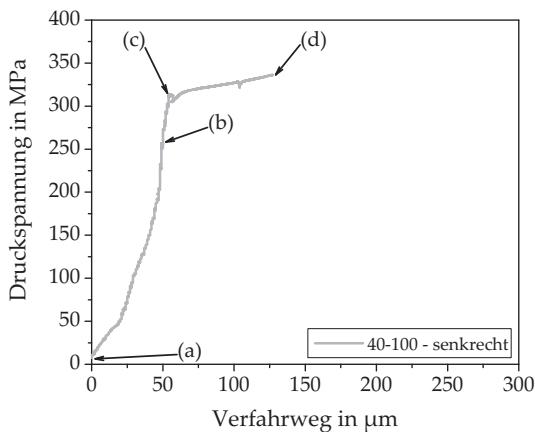


Abbildung 5.81: Druckspannungs-Verfahrwegen-Diagramm des in situ Druckversuchs im REM am Verbund 40-100 senkrecht zur Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 258 MPa (b), 313 MPa (c) und am Ende bei 336 MPa (d).

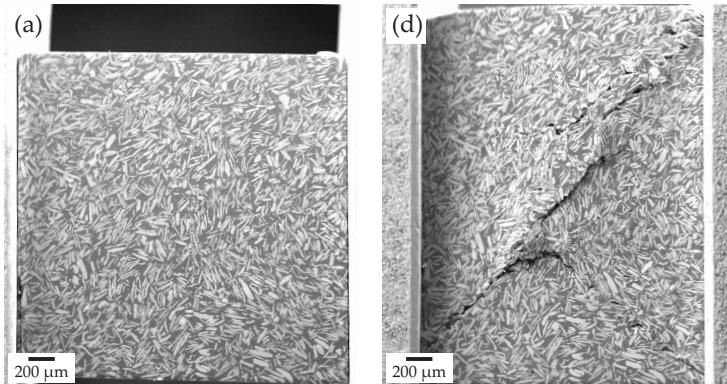


Abbildung 5.82: Übersichtsaufnahme der mittels in situ Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 40-100 senkrecht zur Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (d).

Abbildung 5.83 zeigt mehrere Detailaufnahmen des Verbunds bei verschiedenen Laststufen. Während bei einer Last von 258 MPa (b) noch

keine Schädigung zu erkennen ist, liegt bei der folgenden Laststufe von 313 MPa (c) bereits ein breiter, makroskopischer Riss in der Probe vor. Dabei sind manche Bereiche in der Nähe des Risses völlig ungeschädigt (vgl. 5.83 (c), Bereich rechts unten im Bild), während in anderen Bereichen plastische Verformung der Matrix sowie Risse im metallischen Glas vorliegen. Diese Risse im metallischen Glas sind dabei sowohl parallel zur äußeren Belastungsrichtung als auch entlang bereits vor der Beanspruchung vorhandener Risse zu beobachten. In diesen stark verformten Bereichen werden weiterhin Risse in Ausscheidungen in der Matrix und lokal abknickende Plättchen beobachtet. Eine vergrößerte Ansicht eines solchen Plättchens ist in Abbildung 5.84 gezeigt. Wie bei den anderen Verbunden zuvor werden auch hier Scherbänder in abknickenden metallischen Glasplättchen beobachtet (vgl. Abbildung 5.84 (c, rechts)).

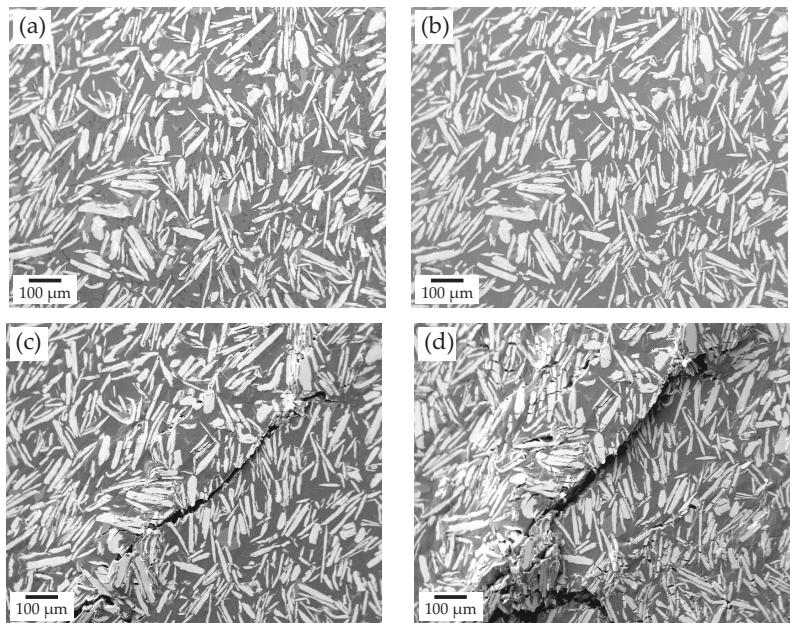


Abbildung 5.83: Detailaufnahmen der mittels *in situ* Druckversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 40-100 senkrecht zur Plättchenorientierung zu verschiedenen Laststufen des Versuchs.

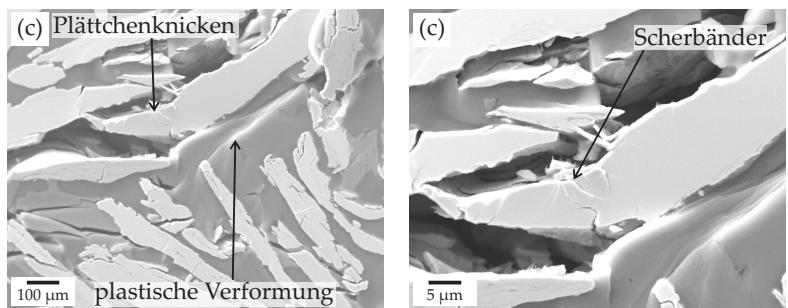


Abbildung 5.84: Aufnahme eines stark verformten Bereiches im Verbund 40-100 senkrecht zur Plättchenorientierung mit abknickenden Plättchen (c, links) und vergrößerte Aufnahme der sich dort bildenden Scherbänder im metallischen Glas (c, rechts).

Abbildung 5.85 zeigt einen weiteren Bereich der Probenoberfläche mit stark lokalisierter, plastischer Verformung (c). Wie bereits in Abbildung 5.83 gezeigt, gibt es daneben sowohl ungeschädigte Bereiche als auch Bereiche mit vielen Rissen im metallischen Glas und in Ausscheidungen innerhalb der Matrix. Entlang der stark deformierten Zone bildet sich bei weiterer Belastung ein makroskopischer Riss durch die Verbundprobe aus (d).

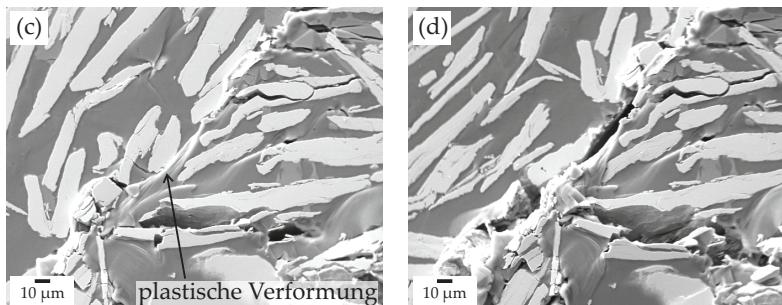


Abbildung 5.85: Lokalisierte plastische Verformung in der Matrix (c), entlang der sich bei steigender Belastung ein makroskopischer Riss bildet (d).

5.3.1.2 Ergebnisse der *in situ* Zugversuche im REM

Zusätzlich zu den in den vorhergehenden Abschnitten beschriebenen *in situ* Druckversuchen wurde für eine Untersuchung der auftretenden Schädigungsmechanismen ein *in situ* Zugversuch im Raster-elektronenmikroskop durchgeführt. Dazu wurde eine Probe des Verbunds 200-600 verwendet. Die Ergebnisse dieses *in situ* Zugversuchs sind nachfolgend dargestellt. Wie zuvor bei den *in situ* Druckversuchen wurde die Belastung entlang der horizontalen Bildachse der REM-Bilder aufgebracht.

Abbildung 5.86 zeigt das Ergebnis des in situ Zugversuchs als Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Die einzelnen Laststufen sind wie zuvor mit Buchstaben gekennzeichnet. Eine Übersichtsaufnahme der Probe zu Beginn (a) und am Ende des Versuchs (f) ist in Abbildung 5.87 dargestellt.

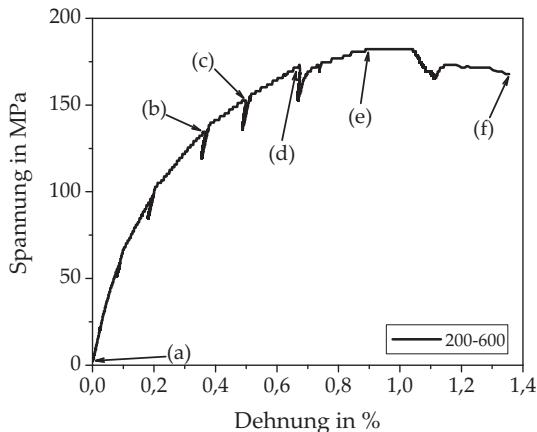


Abbildung 5.86: Spannungs-Dehnungs-Diagramm des in situ Zugversuchs im REM am Verbund 200-600 entlang der Plättchenorientierung mit Untersuchungen zu Beginn des Versuchs (a) und bei den Laststufen 134 MPa (b), 153 MPa (c), 173 MPa (d), 182 MPa (e) sowie am Ende bei 168 MPa (f).

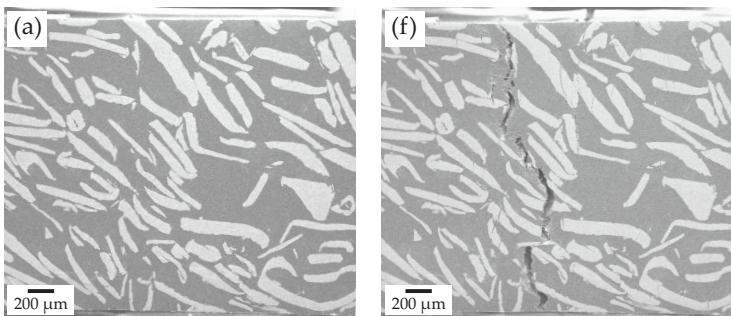


Abbildung 5.87: Übersichtsaufnahme der mittels in situ Zugversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 200-600 entlang der Plättchenorientierung zu Beginn (a) und am Ende (f) des Versuchs.

Eine Detailaufnahme der Messstrecke während der verschiedenen Laststufen ist in Abbildung 5.88 dargestellt. Aus der Abbildung geht hervor, dass lange keine makroskopische Schädigung eintritt. Erst kurz vor Eintreten des Probenbruchs (Abbildung 5.88 (e)) wird eine Vielzahl an Rissen im metallischen Glas senkrecht zur Belastungsrichtung beobachtet. Einige dieser Risse sind in der Abbildung mit Pfeilen markiert. Beim Probenbruch (f) sind in der Nähe des Hauptisses weitere mikroskopische Risse in den metallischen Glasplättchen vorhanden. Vereinzelt treten Risse auch schon bei niedrigeren Belastungen auf (vgl. Abbildung 5.88 (c)).

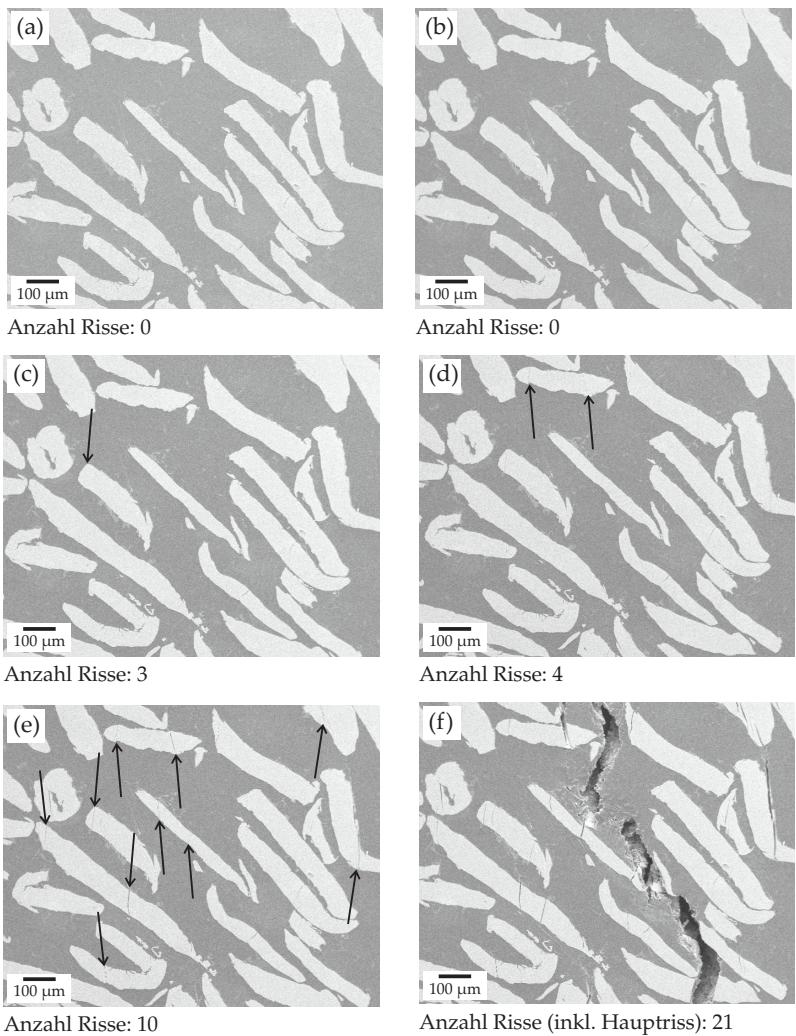


Abbildung 5.88: Detailaufnahmen der mittels *in situ* Zugversuch im REM geprüften Probe des Verbunds 200-600 entlang der Plättchenorientierung zu verschiedenen Laststufen des Versuchs.

Eine erste mikroskopische Schädigung unter Zugbelastung in Form von Rissen im metallischen Glas senkrecht zur Belastungsrichtung wird bereits bei einer Belastung von etwa 134 MPa (b) beobachtet. Die Detailansicht eines Risses ist in Abbildung 5.89 (b) dargestellt. Abbildung 5.89 (e) zeigt, dass dieser Riss mit zunehmender Beanspruchung größer wird und sich weitere Risse im metallischen Glas senkrecht zur Belastungsrichtung bilden. Vereinzelt werden Risse entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und der AlSi12-Matrix beobachtet. Ein solcher Riss ist in Abbildung 5.90 gezeigt. Wie zuvor wird eine Verbreiterung des Risses mit zunehmender Belastung beobachtet. Der in Abbildung 5.90 (f) gezeigte Riss setzt sich in das Matrixmaterial hinein fort.

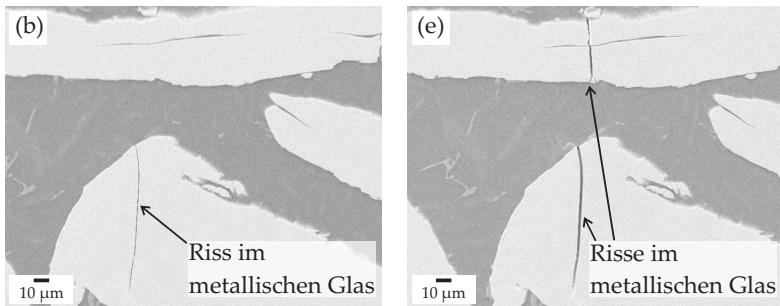


Abbildung 5.89: Erster Riss im metallischen Glas bei einer Last von etwa 134 MPa (b), der mit zunehmender Belastung breiter wird (e).

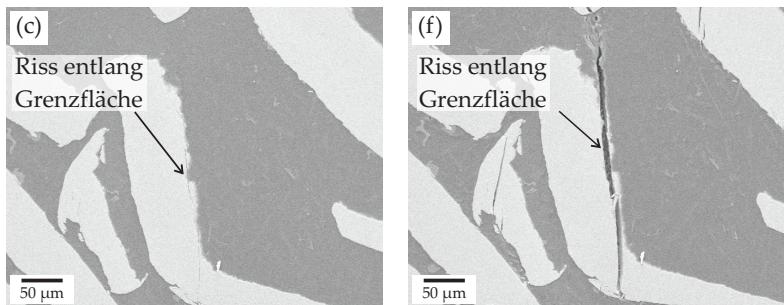


Abbildung 5.90: Riss entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und der AlSi12-Matrix (c), der mit zunehmender Belastung breiter wird und sich in die Matrix fortsetzt (f).

In den meisten beobachteten Fällen werden die im metallischen Glas beobachteten Risse in der Matrix gestoppt und breiten sich nicht weiter aus. Vor der Riss spitze wird dabei plastische Verformung in der Matrix zu beiden Seiten des Risses unter einem Winkel von etwa 45° beobachtet. Dies ist in Abbildung 5.91 (f, links) gezeigt. Weiterhin werden Risse in Ausscheidungen innerhalb der AlSi12-Matrix beobachtet. Abbildung 5.91 (f, rechts) zeigt außerdem Rissverzweigungen innerhalb des metallischen Glases.

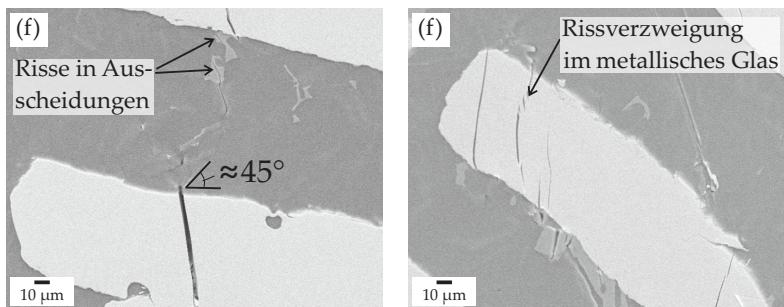


Abbildung 5.91: Plastische Verformung in der Matrix vor der Riss spitze sowie Risse in Ausscheidungen innerhalb der Matrix (f, links) und Rissverzweigung innerhalb des metallischen Glases (f, rechts).

Mehrfache Risse im metallischen Glas können auch entlang des Hauptisses beobachtet werden. Abbildung 5.92 (f, links) zeigt ein metallisches Glasplättchen im Bereich des makroskopischen Hauptisses mit mehreren Rissen in unterschiedlichen Ebenen des Plättchens. Rissausbreitung durch das metallische Glas mit verbleibenden Resten an metallischem Glas auf beiden Seiten der makroskopischen Bruchfläche ist in Abbildung 5.92 (f, rechts) dargestellt. Diese Abbildung zeigt weiterhin, dass vereinzelt Grenzflächenablösungen an Partikelenden zu beobachten sind.

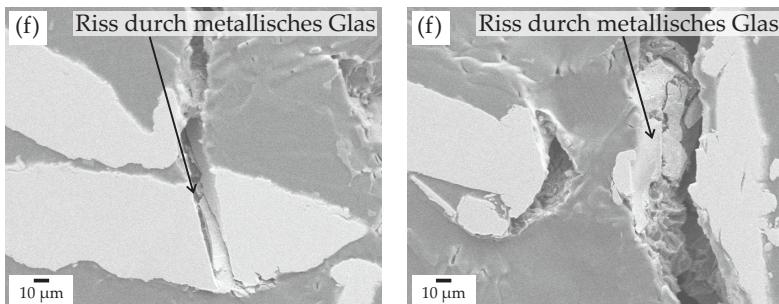


Abbildung 5.92: Mehrfache Risse innerhalb des metallischen Glases im Bereich des makroskopischen Risses (f, links) und Rissausbreitung durch das metallische Glas sowie Grenzflächenablösung am Partikelende (f, rechts).

Im Anschluss an den *in situ* Zugversuch wurden zusätzlich die Bruchflächen der Zugprobe des Verbunds 200-600 rasterelektronenmikroskopisch untersucht. In Abbildung 5.93 sind zwei Aufnahmen der Bruchfläche dargestellt. Abbildung 5.93 (f, links) zeigt duktile Verformung innerhalb der Matrix und spröde Bruchflächen innerhalb des metallischen Glases. Weiterhin werden mehrere Risse in Ausscheidungen beobachtet. Aus Abbildung 5.93 (f, rechts) geht hervor, dass stellenweise Plättchen aus der Matrix herausgezogen wurden, wobei teilweise noch Reste der AlSi-Matrix am Glas anhaften.

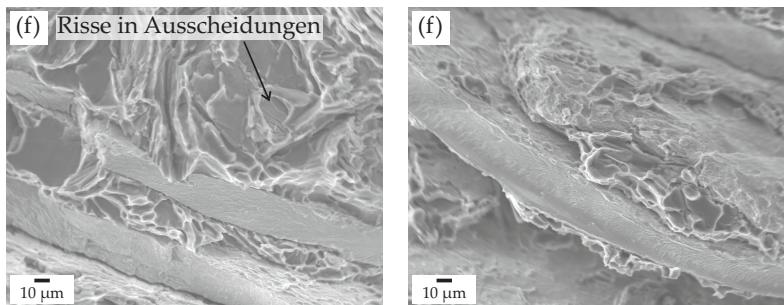


Abbildung 5.93: Aufnahme der Bruchfläche nach dem in situ Zugversuch am Verbund 200-600 mit duktiler Verformung in der Matrix und spröden Bruchflächen im metallischen Glas sowie Risse in Ausscheidungen innerhalb der AlSi-Matrix (f, links) und aus der Matrix herausgezogenen Plättchen (f, rechts).

5.3.2 Untersuchung der Schädigungsmechanismen mittels µCT

In situ Untersuchungen, die nur die Probenoberfläche betrachten, sind häufig nicht repräsentativ, da sich die aufgrund des vorliegenden ebenen Spannungszustands (ESZ) auftretenden Schädigungsmechanismen an der Probenoberfläche von den Schädigungsmechanismen im Probeninneren, die durch einen ebenen Dehnungszustand (EDZ) hervorgerufen werden, unterscheiden. Aus diesem Grund wurden die mittels in situ Versuchen im REM geprüften Proben nach den Druckversuchen mit Hilfe von Computertomografie untersucht, um die an der Probenoberfläche detektierten Schädigungsmechanismen in das Probeninnere zu verfolgen. Repräsentativ für alle Verbunde sind nachfolgend die Ergebnisse des Verbunds 200-600 dargestellt. Abbildung 5.94 zeigt die entlang der Plättchenorientierung geprüften Probe nach dem in situ Versuch im Rasterelektronenmikroskop. Aus der Abbildung geht hervor, dass sich der lokal verformte Probenbereich, wie in Abbildungen 5.51 gezeigt, durch das ganze Probenvolumen

zieht. Das Schnittbild weist mehrere geknickte Plättchen auf, wie sie auch an der Probenoberfläche beobachtet werden (vgl. Abbildung 5.51 (f)). Abbildung 5.95 zeigt die senkrecht zur Plättchenorientierung geprüften Probe des Verbunds 200-600 nach dem Versuch. Auch bei dieser Probe werden die an der Probenoberfläche detektierten Schädigungsmechanismen der multiplen Rissbildung im metallischen Glas (vgl. Abbildung 5.59) auf dem Schnittbild durch das 3D-Modell im Probeninneren beobachtet.

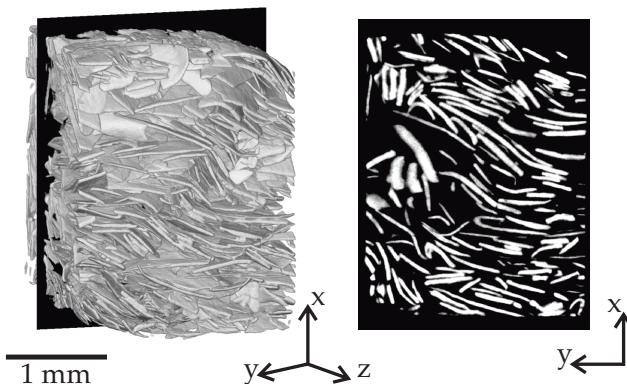


Abbildung 5.94: 3D-Darstellung der rekonstruierten μ CT-Daten und Schnitt durch das 3D-Modell der in situ-REM Probe des Verbunds 200-600 getestet entlang der Plättchenorientierung.

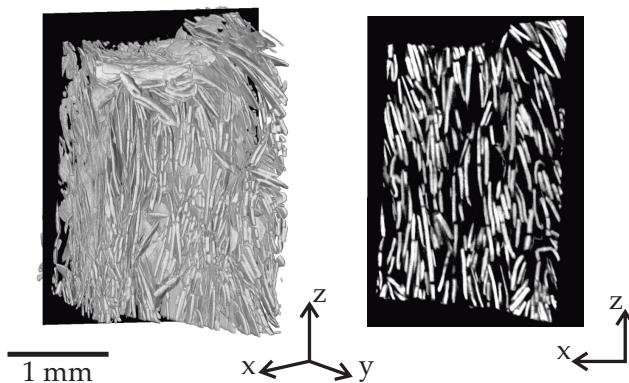


Abbildung 5.95: 3D-Darstellung der rekonstruierten µCT-Daten und Schnitt durch das 3D-Modell der in situ-REM Probe des Verbunds 200-600 getestet senkrecht zur Plättchenorientierung.

5.3.3 Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche und metallografische Untersuchung der Schädigungsmechanismen an den gekerbten Vierpunktbiegeproben

Die Vierpunktbiegeversuche wurden nach der in Kapitel 4.4.3 beschriebenen Vorgehensweise durchgeführt. Die Biegung wurde bei allen Proben entlang der Infiltrationsrichtung (d.h. senkrecht zur Partikelorientierung, vgl. Abbildung 3.9) aufgebracht. Abbildung 5.96 zeigt die Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche an den gekerbten Proben als Kraft-Durchbiegungs-Diagramm. Es sind repräsentative Kurven für die unterschiedlichen Verbunde im Vergleich zur unverstärkten AlSi12-Matrix dargestellt. Aus dem Diagramm geht hervor, dass die Verbunde geringere Durchbiegungen zeigen als die unverstärkte Matrix. Dafür weisen alle Verbunde etwas höhere Steifigkeiten als die unverstärkte Matrix auf. Höhere, ertragbare Maximalkräfte im Vergleich zum AlSi12-Matrixmaterial können dagegen nur für die Verbunde mit

den großen Partikelgrößen 200-600 und 600-2000 erreicht werden. Die erreichten, mittleren Maximalkräfte sind in Abbildung 5.97 für die verschiedenen Verbunde zusammengefasst. Die gemittelten Werte für die Verstärkungsvolumengehalte der Verbunde sind dabei in Klammern angegeben.

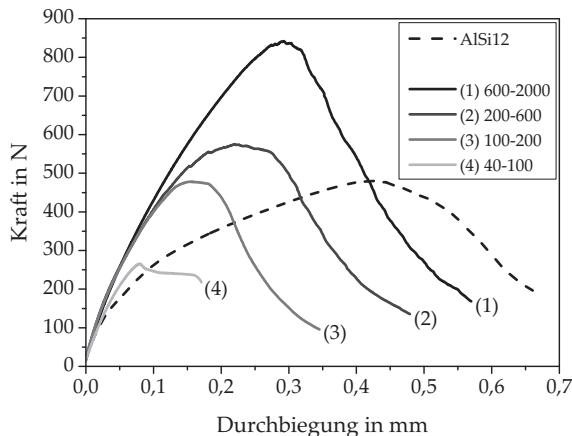


Abbildung 5.96: Repräsentative Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche an den gekerbten Proben der verschiedenen Verbunde im Vergleich zum Matrixmaterial.

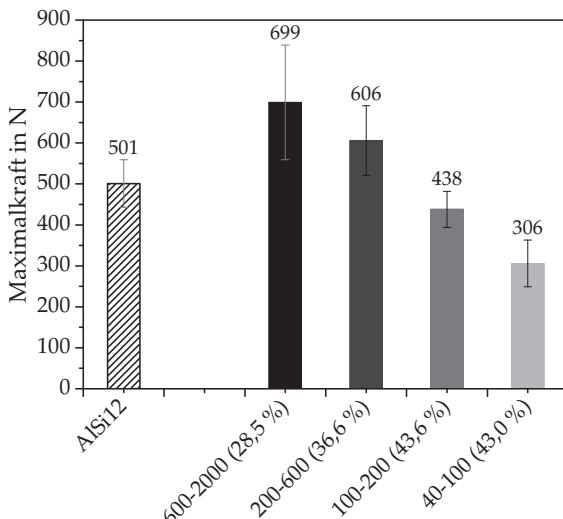


Abbildung 5.97: Vergleich der erreichbaren Maximalkräfte der Vierpunktbiegeversuche an den gekerbten Proben mit unterschiedlichen Partikelgrößen bzw. Aspektverhältnissen der Partikel.

Die im vorhergehenden Abschnitt 5.3.2 beschriebenen Ergebnisse der μ CT-Untersuchungen der Druckproben nach den in situ Versuchen zeigen, dass die an der Oberfläche am metallischen Glas detektierten Schädigungsmechanismen auch im Probeninneren zu finden sind. Aufgrund des hohen Kontrastes zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial geben sie jedoch keine Auskunft über matrixbasierte Schädigungsmechanismen. Da die Ergebnisse der Zugversuche eine schnelle Schädigungsakkumulation nach der Initiierung der Schädigung zeigen, wurden zur Untersuchung der in der Matrix auftretenden Schädigungsmechanismen Vierpunktbiegeversuche an gekerbten Proben herangezogen. Die gekerbten Proben wurden nach den Vierpunktbiegeversuchen in der Probenmitte senkrecht zur Kerbe getrennt, metallografisch präpariert und lichtmikroskopisch

untersucht. Die genaue Vorgehensweise zur Probengeometrie, der Prüfung und der Probenpräparation sind in Abschnitt 3.3.3 und 4.4.3 beschrieben. Die Ergebnisse dieser metallografischen Untersuchung der verschiedenen Verbunde sind nachfolgend dargestellt.

Verbund 600-2000

Im folgenden Abschnitt sind die Untersuchungsergebnisse am Verbund 600-2000 dargestellt. Abbildung 5.98 zeigt eine Übersichtsaufnahme des Risses, der sich von der Kerbe rechts unten im Bild durch die Probe ausbreitet. Entlang des Risspfads werden mehrere Schädigungsmechanismen detektiert. Diese sind nachfolgend anhand der markierten Detailausschnitte des Risses gezeigt.

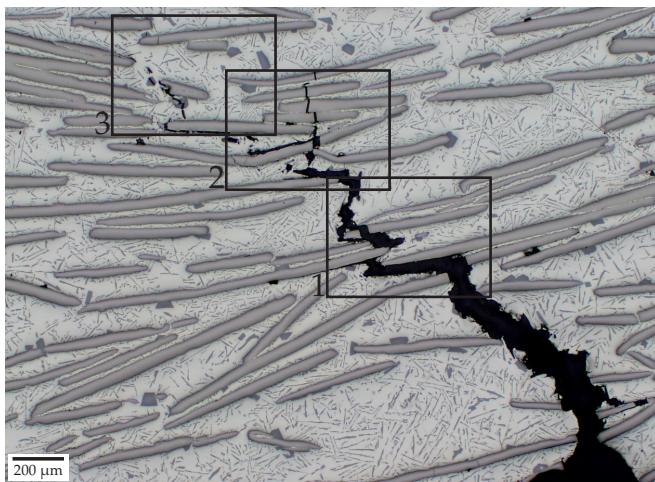


Abbildung 5.98: Übersichtsaufnahme des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 600-2000 nach dem Versuch; die markierten Ausschnitte sind nachfolgend in Detailaufnahmen dargestellt.

Abbildung 5.99 zeigt die Detailaufnahme der Verbundmikrostruktur etwa in der Mitte des Risses (Ausschnitt 1). Aus der Aufnahme geht hervor, dass der Riss sich auf mehrere Arten durch das Material ausbreitet. Es werden sowohl Risse im metallischen Glas als auch Rissausbreitung entlang der Grenzfläche des metallischen Glases und der Matrix beobachtet. Infolge davon kommt es stellenweise zu einem Herausziehen der Plättchen aus der Matrix („Pull-Out“). Im weiteren Verlauf breitet sich der Riss durch die Matrix aus. Dies geschieht vorzugsweise entlang der eutektischen Si-Lamellen.

Der weitere Verlauf des Risses (Ausschnitt 2) ist in Abbildung 5.100 dargestellt. Auch an dieser Stelle wird Rissausbreitung durch die Matrix entlang der eutektischen Si-Lamellen, entlang der Grenzfläche und durch Risse in den Glasplättchen beobachtet. Weiterhin verzweigt sich der Riss, wie auch in Abbildung 5.98 zu sehen, in zwei separate Risse.

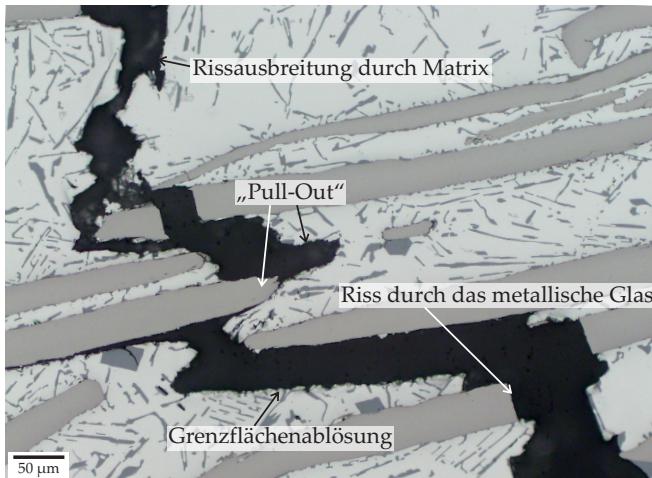


Abbildung 5.99: Detailausschnitt 1 des Risses im Verbund 600-2000 in der Mitte des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

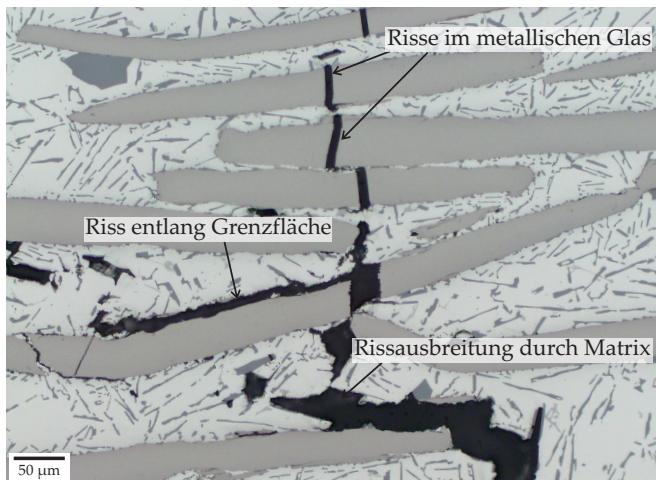


Abbildung 5.100: Detailausschnitt 2 des Risses im Verbund 600-2000 nahe der Riss spitze in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

Vergrößerte Ausschnitte aus den Detailaufnahmen 1 und 2 (5.99 und 5.100) in Abbildung 5.101 zeigen, dass die Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial unterschiedlichen Mechanismen unterliegt. Der Riss breitet sich unter anderem entlang bereits vorhandener Risse im metallischen Glas (vgl. Abbildung 5.101 (a)) oder vereinzelt durch randnahe Glasbereiche (vgl. Abbildung 5.101 (b)) aus. Weiterhin werden Risse an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und den eutektischen Si-Lamellen beobachtet. Beide Detailaufnahmen zeigen darüber hinaus mehrere Risse in eutektischen Si-Lamellen und Primär-Si-Kristallen.

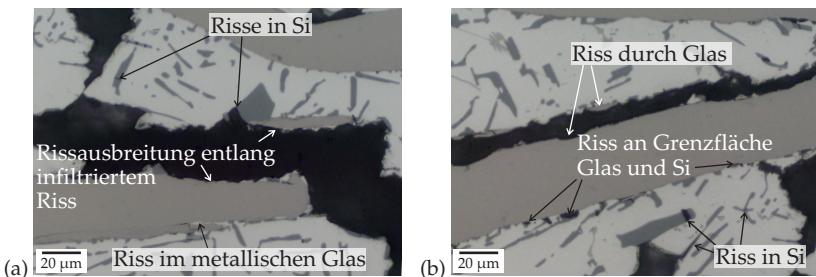


Abbildung 5.101: Vergrößerte Ausschnitte des Risses im Verbund 600-2000 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit Rissausbreitung entlang von infiltrierten Rissen im metallischen Glas (a) und mit Rissbildung an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und Si-Ausscheidungen (b).

In Abbildung 5.102 ist der Bereich unmittelbar an der Riss spitze des linken Risses nach der Rissverzweigung (Ausschnitt 3) gezeigt. Hier werden erste Risse sowohl in den eutektischen Si-Lamellen als auch in den Primär-Si-Kristallen innerhalb der Matrix beobachtet. Weiterhin sind Risse in den metallischen Glasplättchen und entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial zu sehen. Vergrößerte Aufnahmen des in Abbildung 5.102 gezeigten Rissausschnitts sind in den Detailaufnahmen in Abbildung 5.103 dargestellt. Abbildung 5.103 (a) zeigt multiple Risse in Primär-Si-Kristallen sowie Grenzflächenablösungen an Partikelenden. Weiterhin sind in Abbildung 5.103 (b) Risse in eutektischen Si-Lamellen zu sehen. Darüber hinaus geht aus der Abbildung 5.103 (b) hervor, dass bei Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial Anteile an Al-Matrix am metallischen Glas haften.

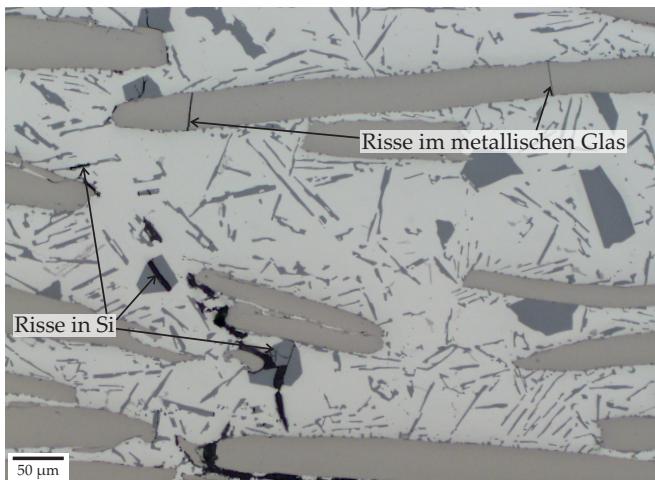


Abbildung 5.102: Detailausschnitt 3 des Risses im Verbund 600-2000 an der Riss spitze in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

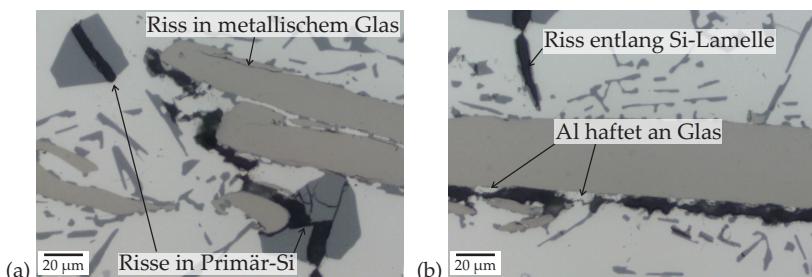


Abbildung 5.103: Vergrößerte Ausschnitte des Risses im Verbund 600-2000 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit Rissbildung in Primär-Si-Kristallen (a) und mit Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial (b).

Verbund 200-600

Nachfolgend sind die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen an der gekerbten Probe des Verbunds 200-600 dargestellt. Abbildung 5.104 zeigt eine Übersichtsaufnahme des Risses durch das Material ausgehend von der Kerbe rechts unten im Bild. Wie bereits beim Verbund 600-2000 gibt es verschiedene Mechanismen, wie sich der Riss durch die geschichtete Plättchenstruktur des Verbunds ausbreitet. Diese Mechanismen werden nachfolgend detailliert in den Ausschnitten 1-3 betrachtet.

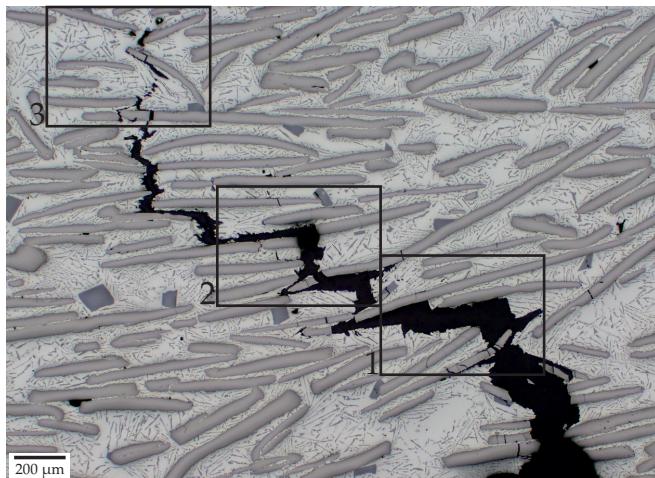


Abbildung 5.104: Übersichtsaufnahme des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 200-600 nach dem Versuch; die markierten Ausschnitte sind nachfolgend in Detailaufnahmen dargestellt.

In Abbildung 5.105 ist eine Detailaufnahme des Risses nahe der Kerbe dargestellt (Ausschnitt 1). Dabei können wie bereits beim Verbund 600-2000 mehrere Schädigungsmechanismen detektiert werden. Wie zuvor bilden sich Risse sowohl in den Primär-Si-Kristallen als auch

in den eutektischen Si-Lamellen der Matrixlegierung. Weiterhin entstehen Risse entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und der Matrix, wobei auch hier wieder am metallischen Glas haftende Al-Matrixreste beobachtet werden. Teilweise werden die metallischen Glasplättchen hierbei, ähnlich wie beim „Faser-Pull-Out“ bei faserverstärkten Verbunden, aus dem Matrixmaterial herausgezogen. Darüber hinaus zeigen die Schliffbilder des Verbunds 200-600 im Gegensatz zum Verbund 600-2000 multiple Rissbildung im metallischen Glas in der Nähe des Hauptrisses. Eine vergrößerte Ansicht dieser Detailaufnahme, die diese multiple Rissbildung zeigt, ist in Abbildung 5.109 (a) dargestellt.

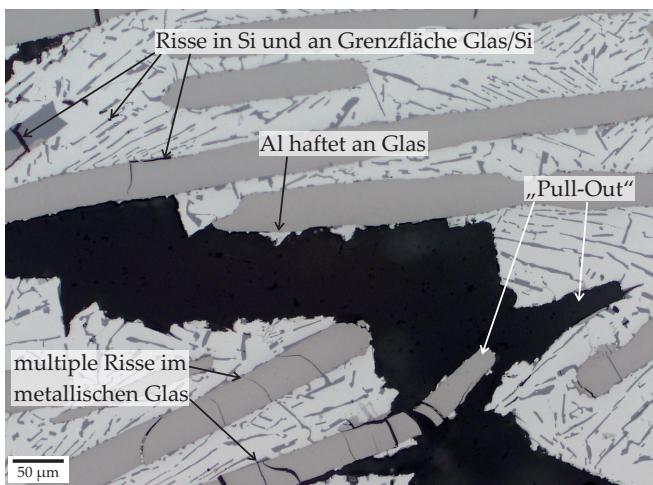


Abbildung 5.105: Detailausschnitt 1 des Risses im Verbund 200-600 nahe der Kerbe in der gekerbten Vierpunktbiegprobe nach dem Versuch.

Abbildung 5.106 zeigt eine Detailaufnahme etwa in der Mitte des Risses (Ausschnitt 2). Wie auf der Abbildung 5.105 zuvor können auch bei dieser Aufnahme Risse in Primär-Si-Kristallen und eutektischen Si-Lamellen der Matrixlegierung, ebenso wie Risse entlang der

Grenzfläche, herausgezogene Plättchen und multiple Risse in Umgebung des Hauptrisses beobachtet werden. Vergrößerte Ansichten dieser Detailaufnahme sind in Abbildung 5.107 dargestellt. Abbildung 5.107 (a) zeigt den Hauptriss entlang der Grenzfläche zwischen metallischem Glas und dem Matrixmaterial. Wie in der vorhergehenden Abbildung 5.105 und beim Verbund 600-2000 in Abbildung 5.103 bereits gezeigt, kann auch in dieser Abbildung ein am metallischen Glas anhaftender Rest an Al-Matrix beobachtet werden. Weiterhin zeigt die Abbildung einen Riss an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial am Partikelende sowie in der Nähe davon im metallischen Glas. Abbildung 5.107 (b) zeigt multiple Risse in der Matrix in der Umgebung des Hauptrisses, die insbesondere in eutektischen Si-Lamellen und anderen Ausscheidungen entstehen und sich entlang der Grenzfläche zum metallischen Glas oder durch das metallische Glas fortsetzen.

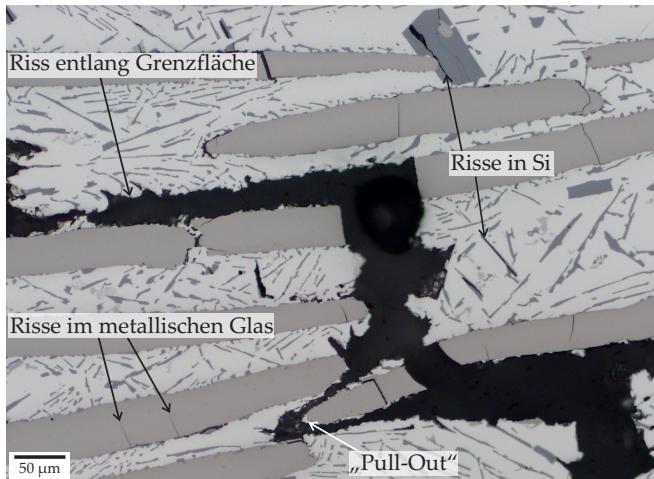


Abbildung 5.106: Detailausschnitt 2 des Risses im Verbund 200-600 in der Mitte des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

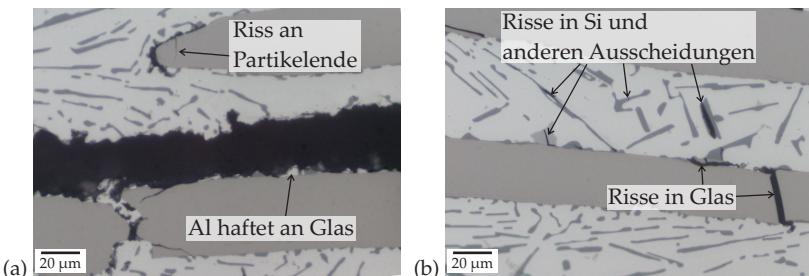


Abbildung 5.107: Vergrößerte Ausschnitte der in Abbildung 5.106 gezeigten Detailansicht des Risses im Verbund 200-600 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit Grenzflächenablösungen insbesondere am Partikelende (a) und multipler Rissbildung in eutektischen Si-Lamellen.

In Abbildung 5.108 ist eine Detailaufnahme der Rissspitze dargestellt (Ausschnitt 3). Wie bereits zuvor in Abbildung 5.106 gezeigt, entstehen in diesem Verbund im Laufe der Rissausbreitung mehrere Risse innerhalb eines metallischen Glasplättchens. Diese sind in Abbildung 5.108 insbesondere direkt vor der makroskopischen Rissspitze zu beobachten. Weiterhin werden vor allem Risse an den Partikelenden detektiert, die sich teilweise entlang der Grenzfläche und entlang von Mikrorissen in den eutektischen Si-Lamellen durch die Matrix ausbreiten. Abbildung 5.109 (b) zeigt eine vergrößerte Ansicht des Risses, der sich entlang der Grenzfläche, durch das metallische Glas und durch einen Primär-Si-Kristall am Ende eines Plättchens fortsetzt. Wie dargestellt bilden sich teilweise Risse im Glas ausgehend von Rissen, die bereits vor der Belastung in den metallischen Glasplättchen vorhanden waren.

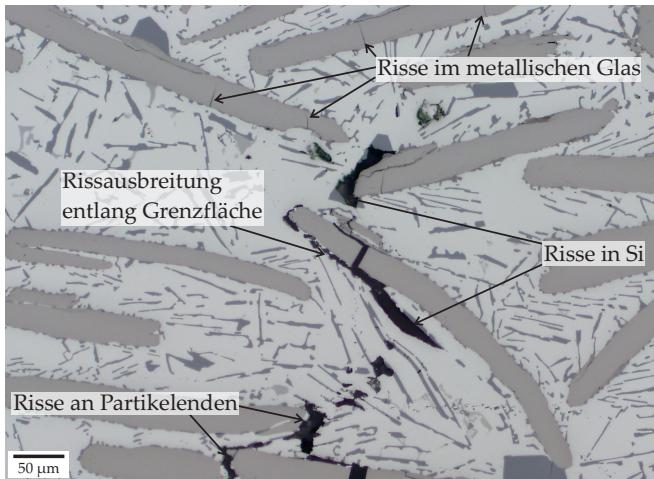


Abbildung 5.108: Detailausschnitt 3 des Risses im Verbund 200-600 an der Rissspitze in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

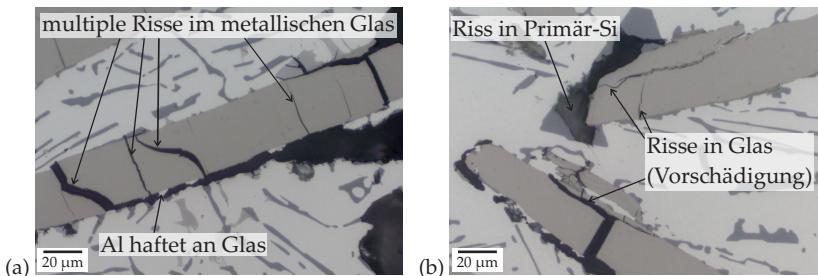


Abbildung 5.109: Vergrößerte Ausschnitte des Risses im Verbund 200-600 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit einer Vergrößerung der in Abbildung 5.105 gezeigten, multiplen Rissbildung im metallischen Glas (a) und einem Ausschnitt nahe der Rissspitze mit einer Rissausbreitung durch einen Primär-Si-Kristall am Partikelende (b).

Verbund 100-200

Im nachfolgenden Abschnitt sind die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchung an der gekerbten Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 100-200 nach dem Versuch dargestellt. Abbildung 5.110 zeigt eine Übersichtsaufnahme des Risses im Verbund ausgehend von der Kerbe im rechten unteren Bildrand. Die im Folgenden detailliert betrachteten Ausschnitte sind in der Abbildung markiert. Aus den dargestellten Detailaufnahmen 1-3 des Risses geht hervor, dass sich die beim Verbund 100-200 detektierten Schädigungsmechanismen deutlich von den zuvor in den Verbunden 600-2000 und 200-600 beobachteten Mechanismen unterscheiden.

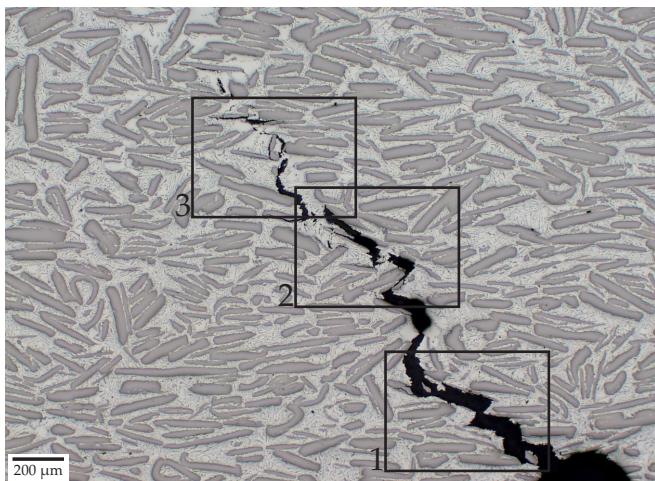


Abbildung 5.110: Übersichtsaufnahme des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 100-200 nach dem Versuch; die markierten Ausschnitte sind nachfolgend in Detailaufnahmen dargestellt.

Abbildung 5.111 zeigt den Riss durch den Verbund 100-200 nahe der Kerbe (Ausschnitt 1). Im Gegensatz zu den bisher betrachteten Verbunden 200-600 und 600-2000 geschieht beim Verbund 100-200 der

Rissfortschritt vor allem durch multiple Rissbildung und -ausbreitung durch das metallische Glas. Dabei werden teilweise, wie im linken, oberen Teil des Schliffbilds, mehrere Risse innerhalb eines Plättchens beobachtet. Diese Risse innerhalb der Glasplättchen verbinden sich durch die Matrix hindurch.

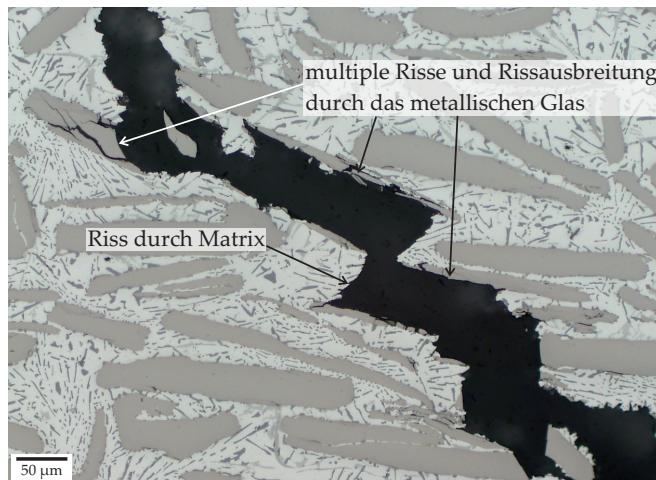


Abbildung 5.111: Detailausschnitt 1 des Risses im Verbund 100-200 nahe der Kerbe in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

In Abbildung 5.112 ist ein Ausschnitt aus der Mitte des Risses im Verbund 100-200 dargestellt (Ausschnitt 2). Wie zuvor in Abbildung 5.111 wird ein Rissfortschritt vor allem durch multiple Risse im metallischen Glas beobachtet, die sich durch das Matrixmaterial verbinden. Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial wird nur an wenigen Stellen im Verbund beobachtet.

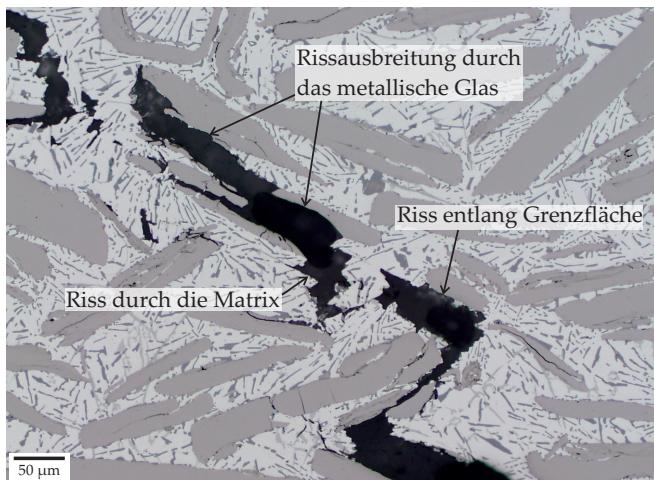


Abbildung 5.112: Detailausschnitt 2 des Risses im Verbund 100-200 in der Mitte des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

Abbildung 5.113 zeigt eine Detailaufnahme des Risses kurz vor der Riss spitze (Ausschnitt 3). Auch aus dieser Aufnahme geht hervor, dass die makroskopische Rissausbreitung überwiegend durch multiple Rissbildung und -ausbreitung durch das metallische Glas stattfindet. Vereinzelt sind Risse entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial zu beobachten. Diese sind vor allem im Bereich der Partikelenden zu finden. Ein vergrößerter Ausschnitt, der einen solchen Bereich der Grenzflächenablösung zeigt, ist in Abbildung 5.114(a) dargestellt. Aus der Abbildung lässt sich erkennen, dass, wie bei den Verbunden 200-600 und 600-2000 zuvor, Reste der Al-Matrix am metallischen Glas haften. Zudem verzweigt sich der Riss an dieser Stelle und breitet sich in einem weiteren Risszweig durch das metallische Glas aus. Neben dem Hauptriss sind weiterhin mehrere Mikrorisse in eutektischen Si-Lamellen zu beobachten. Diese Mikrorisse in den eutektischen Si-Lamellen begünstigen im weiteren Verlauf die Rissausbreitung durch die Matrix (siehe Abbildung

5.114 (b) und Abbildung 5.115 (a)). In dieser vergrößerten Darstellung der Detailaufnahme in Abbildung 5.113 ist weiterhin die mehrfache Rissbildung im metallischen Glas zu erkennen.

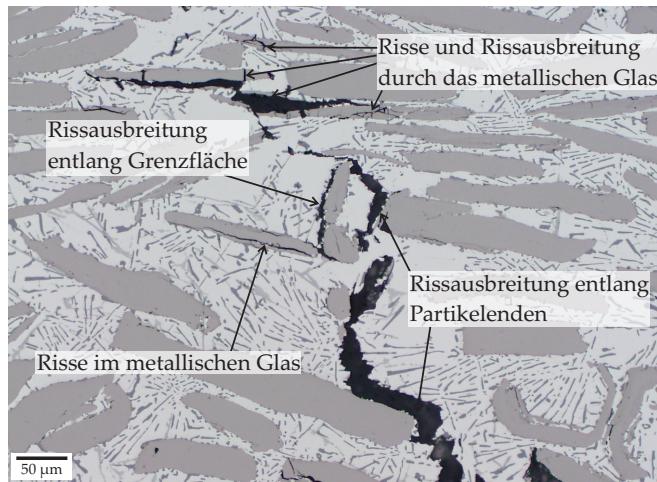


Abbildung 5.113: Detailausschnitt 3 des Risses im Verbund 100-200 nahe der Riss spitze in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

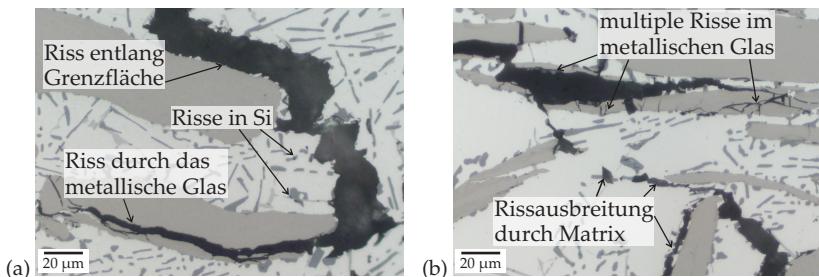


Abbildung 5.114: Vergrößerte Ausschnitte des Risses im Verbund 100-200 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit einer Vergrößerung der in Abbildung 5.113 gezeigten Rissverzweigung mit einer Rissausbreitung entlang der Grenzfläche am Partikelende (a) und einer Darstellung der multiplen Risse im metallischen Glas (b).

In Abbildung 5.115(a) ist eine weitere Vergrößerung der Detailaufnahme aus Abbildung 5.113 dargestellt. Wie auch in der vorhergehenden Abbildung 5.114(a) gezeigt, breitet sich der Riss an den Partikelenden entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial aus. Es kommt zur Rissverzweigung durch multiple Rissbildung im metallischen Glas und zu einer Rissausbreitung durch die Matrix entlang von eutektischen Si-Ausscheidungen. Die großen, ausscheidungsfreien Bereiche dazwischen werden vom Riss nicht durchquert. Abbildung 5.115(b) zeigt eine Aufnahme des Risses an der Riss spitze. Wie beim Verbund 200-600 sind hier mehrere Risse im metallischen Glas zu beobachten, die auf die Belastung während der Vierpunktbiegeprüfung zurückzuführen sind. Im Gegensatz zum Verbund 200-600 lässt die Abbildung zusätzlich mehrere Risse im Glas erkennen, die sich entlang von teilweise infiltrierten Rissen bilden. Dies deutet darauf hin, dass diese Risse bereits vor der mechanischen Prüfung aufgrund einer Vorschädigung im metallischen Glas vorhanden waren.

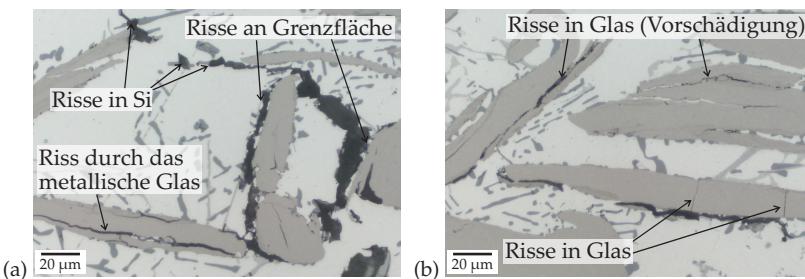


Abbildung 5.115: Vergrößerte Ausschnitte des Risses im Verbund 100-200 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit einer Darstellung der in Abbildung 5.113 gezeigten Rissverzweigung mit einer Rissausbreitung entlang der Grenzfläche und an Partikelenden (a) und einer Darstellung des Risses an der Riss spitze mit mehreren, verschiedenen Rissen im metallischen Glas (b)

Verbund 40-100

Die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen an der gekerbten Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 40-100 sind im nachfolgenden Abschnitt gezeigt. Die Übersichtsaufnahme des Risses in Abbildung 5.116 zeigt, dass in der Probe lokal hohe Porositäten vorliegen, die die Rissausbreitung beeinflussen. Aus diesem Grund werden nur die Bereiche ohne Poren zur Ermittlung der Schädigungsmechanismen herangezogen. Der nachfolgend betrachtete Ausschnitt ist in der Übersichtsaufnahme markiert.

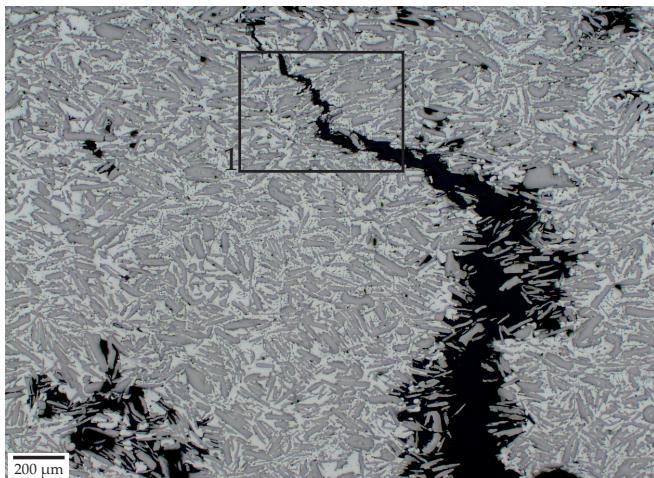


Abbildung 5.116: Übersichtsaufnahme des Risses in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 40-100 nach dem Versuch; der markierte Ausschnitt ist nachfolgend in einer Detailaufnahme dargestellt.

In Abbildung 5.117 ist eine Detailaufnahme des ausgewerteten Bereichs dargestellt (Ausschnitt 1). Ähnlich wie beim Verbund 100-200 erfolgt die makroskopische Rissausbreitung im Verbund 40-100 über multiple Rissbildung und Rissausbreitung in den metallischen Glasplättchen. Vergrößerte Ausschnitte der Detailaufnahme sind in

Abbildung 5.118 dargestellt. Abbildung 5.118 (a) zeigt, dass der Riss sich stellenweise in Grenzflächennähe und teilweise durch das metallische Glas ausbreitet. Rissausbreitung entlang der Grenzfläche ist in dieser Abbildung auch an Partikelenden zu beobachten. Die Abbildung zeigt außerdem mehrere Mikroporen in der Matrix und in Bereichen zwischen mehreren Partikeln sowie multiple Risse im metallischen Glas. Multiple Risse im metallischen Glas sind auch in Abbildung 5.118 (b) zu sehen. Weiterhin sind Risse in Ausscheidungen und an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und den Ausscheidungen im Matrixmaterial zu beobachten.

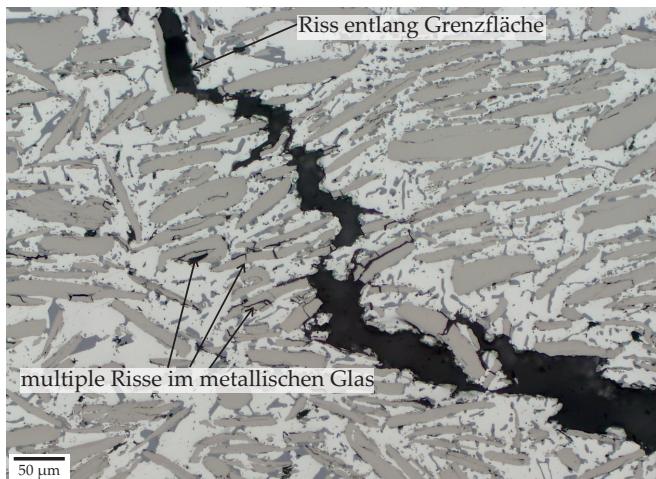


Abbildung 5.117: Detailausschnitt 1 des Risses im Verbund 40-100 nahe der Riss spitze in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch.

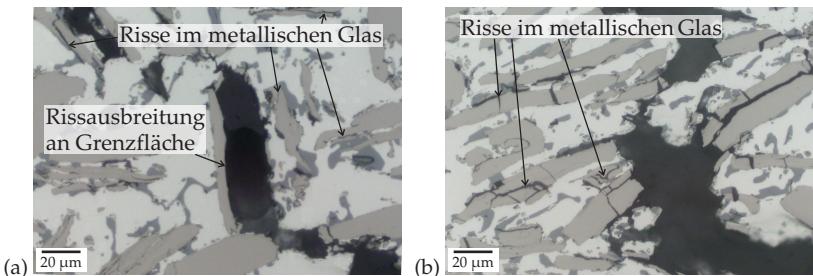


Abbildung 5.118: Vergrößerte Ausschnitte des Risses im Verbund 40-100 in der gekerbten Vierpunktbiegeprobe nach dem Versuch mit einer Darstellung der beobachteten Rissausbreitung entlang der Grenzfläche und am Partikelende (a) und einer Darstellung der multiplen Risse im metallischen Glas (b).

5.4 Thermische Eigenschaften

Im nachfolgenden Kapitel sind die Ergebnisse der Dilatometerversuche zur Ermittlung der thermischen Eigenschaften der Verbunde dargestellt. Es wurden dabei Versuche an den Verbunden mit allen Partikelgrößen entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung durchgeführt. Wie in Kapitel 4.6 beschrieben, wurde das thermische Ausdehnungsverhalten der Verbunde während insgesamt vier Temperaturzyklen zwischen Raumtemperatur und 500 °C untersucht. Die Abbildung 5.119 zeigt das Ergebnis dieser Dilatometerversuche als zeitabhängigen Temperaturverlauf und die resultierende, temperaturabhängige, thermische Längenänderung repräsentativ dargestellt für den Verbund 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung.

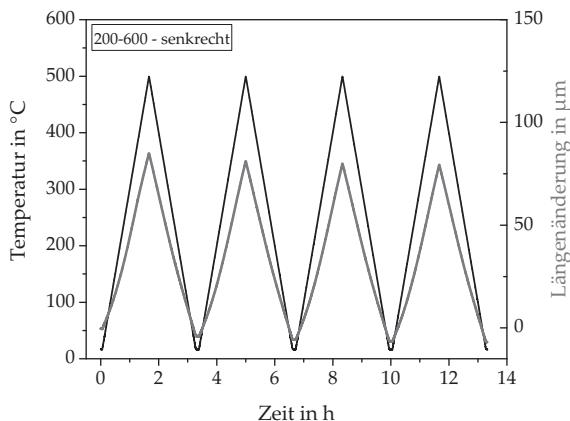


Abbildung 5.119: Versuchsdaten der Dilatometerversuche mit dem zeitabhängigen Temperaturverlauf und der resultierenden, temperaturabhängigen, thermischen Längenänderung (hier repräsentativ dargestellt für den Verbund 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung).

Aus diesen zeitabhängigen Verläufen der thermischen Längenänderung wurde die temperaturabhängige Entwicklung der thermischen Ausdehnung während der vier Temperaturzyklen ermittelt. Repräsentative Ergebnisse sind nachfolgend als thermische Hysteresen für die unverstärkte AlSi-Matrix und alle Verbunde entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung dargestellt (Abbildung 5.120 (a)-(e)). Alle Proben zeigen im ersten Temperaturzyklus eine geringe Hysterese, während die Verläufe der thermischen Ausdehnung in den nachfolgenden Zyklen aufeinander liegen und keine weitere Veränderung beobachtet wird. Alle Proben zeigen geringe, negative thermische Dehnungen nach Ende der vier Zyklen.

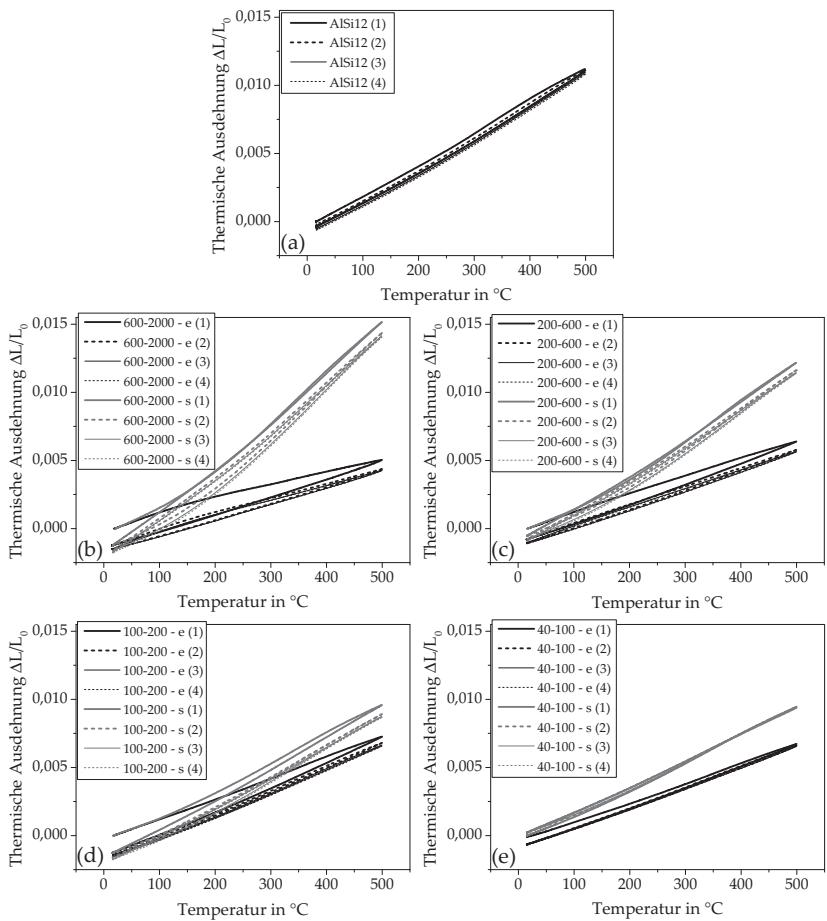


Abbildung 5.120: Temperaturabhängige Entwicklung der thermischen Ausdehnung während der vier thermischen Zyklen für die unverstärkte AlSi-Matrix (a) und die Verbunde 600-2000 (b), 200-600 (c), 100-200 (d) und 40-100 (e), getestet sowohl entlang (e) als auch senkrecht (s) zur Plättchenorientierung.

Wie in Kapitel 2.2.3 beschrieben werden während der Herstellung von Metallmatrixverbunden bei der Erstarrung aufgrund der unterschied-

lichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verbundkomponenten innere Spannungen im Material generiert [2, 231, 232]. Diese thermische Vorgeschichte muss bei der Untersuchung des thermischen Ausdehnungsverhaltens der Verbunde berücksichtigt werden [233]. Die beobachtete, thermische Hysterese während des ersten Zyklus deutet darauf hin, dass auch bei den in dieser Arbeit untersuchten Verbunden ein geringer Einfluss der Prozessvorgeschichte besteht. Die beobachteten, aufeinander liegenden Hysteresen der nachfolgenden Zyklen deuten darauf hin, dass sich im Material aufgrund der langsamem Aufheiz- und Abkühlraten stabilisierte Spannungs- und Mikrostrukturzustände nahe des thermodynamischen Gleichgewichts gebildet haben [231, 233]. Um somit Einflüsse der Herstellung auszuschließen wird nachfolgend das repräsentative, thermische Ausdehnungsverhalten der Materialien während des zweiten Aufheizvorgangs weitergehend untersucht.

Abbildung 5.121 zeigt die Entwicklung der temperaturabhängigen, thermischen Ausdehnung der untersuchten Verbunde während des zweiten Aufheizvorgangs. Die verschiedenen Verbunde weisen ein stark anisotropes Verhalten mit erkennbarem Einfluss der Partikelgröße und Plättchenorientierung auf. Zudem besitzen alle Verbunde eine deutlich höhere, thermische Ausdehnung senkrecht zur Plättchenorientierung als entlang derselben. Für die Verbunde 600-2000 und 200-600 übersteigt die thermische Ausdehnung senkrecht zur Plättchenorientierung sogar die der unverstärkten Matrix. Während die maximale thermische Ausdehnung der Matrix bei 500 °C $1,13 \pm 0,02\%$ beträgt, nimmt die thermische Ausdehnung für den Verbund 200-600 Werte von $1,26 \pm 0,07\%$ und für den Verbund 600-2000 sogar bis zu $1,51 \pm 0,06\%$ an. Entlang der Plättchenorientierung zeigen die Verbunde dagegen insgesamt niedrige thermische Ausdehnungen mit Werten von $0,65 \pm 0,01\%$ für den Verbund 200-600 und $0,58 \pm 0,03\%$ für den Verbund 600-2000. Alle Verbundproben

besitzen unabhängig von der Plättchenorientierung bei etwa 200 °C eine Steigungsänderung im Dehnungs-Temperatur-Verlauf. Diese ist für größere Partikelgrößen bzw. Aspektverhältnisse der Partikel deutlicher ausgeprägt als für kleinere Partikel.

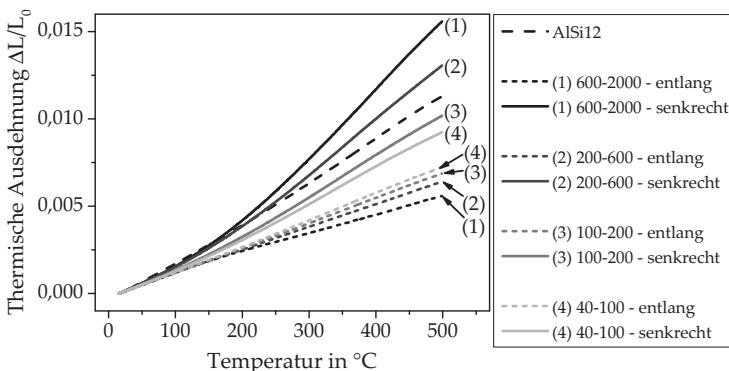


Abbildung 5.121: Temperaturabhängige Entwicklung der thermischen Ausdehnung während des zweiten Aufheizvorganges für die verschiedenen Verbunde mit unterschiedlichem Verstärkungsvolumengehalt sowie unterschiedlicher Plättchengröße und -orientierung im Verbund im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial.

Die in Abbildung 5.121 beobachtete Anisotropie der thermischen Ausdehnung spiegelt sich auch im thermischen Ausdehnungskoeffizienten (engl.: coefficient of thermal expansion (CTE)) wider. Darüber hinaus verhält sich der thermische Ausdehnungskoeffizient nicht linear in Abhängigkeit von der Temperatur. In Abbildung 5.122 sind repräsentative CTE(T)-Verläufe für alle Verbunde und Plättchenorientierungen sowie die unverstärkte Matrix während des zweiten Aufheizvorgangs dargestellt.

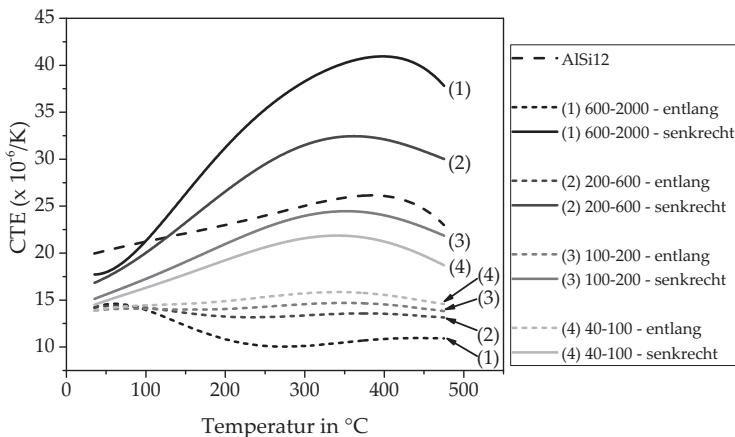


Abbildung 5.122: Temperaturabhängige Entwicklung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten während des zweiten Aufheizvorganges für die verschiedenen Verbunde mit unterschiedlichem Verstärkungsvolumengehalt sowie unterschiedlicher Plättchengröße und -orientierung im Verbund im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial.

Der thermische Ausdehnungskoeffizient der unverstärkten Matrix beträgt bei Raumtemperatur $19,7 \pm 0,4 \times 10^{-6}/\text{K}$. Mit zunehmender Temperatur steigt der thermische Ausdehnungskoeffizient auf ein Maximum von $25,9 \pm 0,4 \times 10^{-6}/\text{K}$ bei etwa 400°C an. Mit höheren Temperaturen fällt der thermische Ausdehnungskoeffizient der unverstärkten Matrix wieder ab. Ähnliches Verhalten zeigen die Verbunde bei Messung der thermischen Ausdehnung senkrecht zur Plättchenausrichtung. Der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds 40-100 senkrecht zur Plättchenorientierung steigt von $14,4 \pm 0,1 \times 10^{-6}/\text{K}$ bei Raumtemperatur auf ein Maximum von $21,1 \pm 1,0 \times 10^{-6}/\text{K}$ bei etwa 350°C . Beim Verbund 100-200 senkrecht zur Plättchenorientierung erfolgt der Anstieg des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $14,9 \pm 0,4 \times 10^{-6}/\text{K}$ auf $24,2 \pm 0,3 \times 10^{-6}/\text{K}$. Beide Verbunde zeigen ein ähnliches Verhalten

wie die unverstärkte AlSi12-Referenzprobe, der CTE(T)-Verlauf ist lediglich hin zu niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten verschoben. Der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung liegt bei Raumtemperatur bei etwa $17,9 \pm 0,2 \times 10^{-6} / \text{K}$. Bei etwa 100 °C weist die Kurve einen leichten Knick auf und überschreitet ab etwa 150 °C den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der unverstärkten Matrix bis zu einem Maximum von $31,5 \pm 1,3 \times 10^{-6} / \text{K}$. Für den Verbund 600-2000 senkrecht zur Plättchenorientierung liegt dieser Maximalwert des thermischen Ausdehnungskoeffizienten sogar bei $39,4 \pm 2,1 \times 10^{-6} / \text{K}$. Nach Erreichen des Maximums nimmt der thermische Ausdehnungskoeffizient aller Verbunde ähnlich wie bei der unverstärkten Matrix kontinuierlich ab.

Die Verbunde 40-100 und 100-200 zeigen diesen Anstieg auf ein lokales Maximum bei etwa 350-400 °C auch entlang der Plättchenorientierung. Dieses Maximum ist allerdings deutlich niedriger und der Anstieg weniger stark ausgeprägt. Beim Verbund 40-100 entlang der Plättchenorientierung erfolgt der Anstieg des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $13,9 \pm 0,0 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei Raumtemperatur auf einen Maximalwert von $15,7 \pm 0,2 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei etwa 340 °C. Der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds 100-200 entlang der Plättchenorientierung steigt von $13,9 \pm 0,0 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei Raumtemperatur auf ein Maximum von $16,6 \pm 1,8 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei etwa 350 °C. Die Verbunde 200-600 und 600-2000 mit den großen Partikelgrößen zeigen dagegen kleiner werdende CTE-Werte mit zunehmender Temperatur. Beim Verbund 200-600 ist diese Abnahme weniger stark ausgeprägt als beim Verbund 600-2000. Hier sinkt der thermische Ausdehnungskoeffizient von $14,6 \pm 0,5 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei Raumtemperatur auf etwa $11 \times 10^{-6} / \text{K}$. Dieser Wert bleibt nach einem Minimum bei etwa 250 °C nahezu konstant über den untersuchten Temperaturbereich. Der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds 200-600

entlang der Plättchenorientierung bleibt mit $14,0 \pm 0,3 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei Raumtemperatur und $13,6 \pm 0,6 \times 10^{-6} / \text{K}$ bei etwa 370°C konstant über den gesamten untersuchten Temperaturbereich. Die Verbunde mit den größten Plättchen besitzen somit im Vergleich die höchsten thermischen Ausdehnungskoeffizienten senkrecht zur Plättchenausrichtung und die niedrigsten thermischen Ausdehnungskoeffizienten entlang der Plättchenausrichtung. Darüber hinaus tritt bei allen Verbunden und Plättchenausrichtungen bei etwa 100°C eine Änderung der Steigung der CTE(T)-Kurven auf.

5.4.1 Thermische Schädigung

Zur Untersuchung der thermischen Schädigung während der vier Zyklen wurden mehrere Proben vor den Versuchen metallografisch präpariert und im Anschluss an die Dilatometerversuche rasterelektronenmikroskopisch untersucht. Die Ergebnisse sind nachfolgend repräsentativ für alle Verbunde anhand des Verbunds 600-2000 dargestellt. Abbildung 5.123 zeigt eine Aufnahme des Verbunds 600-2000 nach dem Dilatometerversuch entlang der Plättchenorientierung. Wie dargestellt verändert sich während der Dilatometerversuche die Oberflächenmorphologie des metallischen Glases und des Matrixmaterials. Diese Änderung der Oberflächenmorphologie des metallischen Glases besteht in der Bildung von kleinen Partikeln auf der Glasoberfläche. Die Partikel sowie die Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und der Matrix sind in Abbildung 5.124 vergrößert dargestellt. In der Matrix kommt es zu Aufwölbungen des Aluminiums zwischen den eutektischen Si-Lamellen und somit zu einem Anstieg der Oberflächenrauigkeit. In keiner der Abbildungen sind Poren oder Produkte von Grenzflächenreaktionen zu sehen.

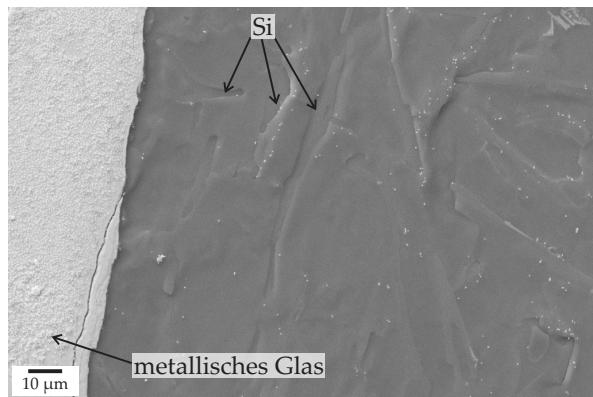


Abbildung 5.123: REM-Aufnahme des Verbunds 600-2000 nach der Untersuchung des thermischen Ausdehnungsverhaltens entlang der Plättchenorientierung.

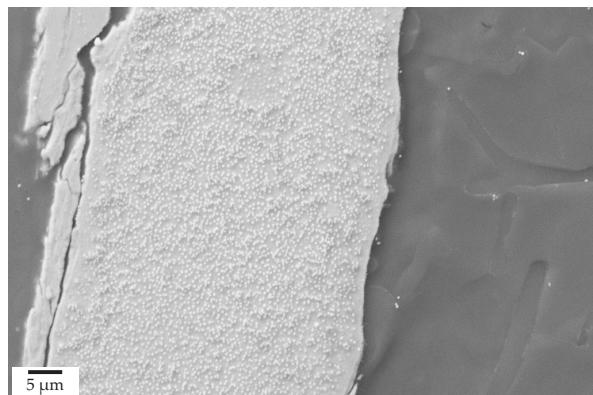


Abbildung 5.124: Detailaufnahme des metallischen Glases und der Grenzfläche zum Matrixmaterial im Verbund 600-2000 nach der Untersuchung des thermischen Ausdehnungsverhaltens entlang der Plättchenorientierung.

6 Diskussion

In der Literatur wird vielfach von einer Herstellung von Metallmatrixverbunden mit metallischem Glas mittels verschiedener Sinterverfahren berichtet. Die Herstellung der Verbunde erfolgt dabei im Bereich der unterkühlten Schmelze nahe der Glastemperatur, um das superplastische Verhalten der metallischen Gläser für Anpassungsverformungen während der Herstellung zu nutzen [45, 51, 268, 270, 272]. Dadurch können kompakte Verbunde mit geringer Porosität erzeugt werden. Bei der Verwendung eines Flüssigphasenverfahrens, wie der Gasdruckinfiltration, ist eine Herstellung der Verbunde im Bereich der unterkühlten Schmelze nicht nötig, da notwendige Anpassungsverformungen aufgrund von Dichtspeisung durch das flüssige Matrixmaterial um das metallische Glas herum erfolgen. Der wichtigste Faktor bei der Herstellung von Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas ist die Vermeidung der Kristallisation des metallischen Glases, um die mechanischen Eigenschaften aufgrund der amorphen Struktur des Glases zu erhalten. Aus diesem Grund muss die höchste Temperatur während des Herstellungsprozesses deutlich niedriger sein als die Kristallisationstemperatur des metallischen Glases [12, 266]. Für die Herstellung von Metallmatrixverbunden mittels Gasdruckinfiltration sind für eine gleichmäßige Durchwärmung und Homogenisierung der Schmelze relativ lange Prozesszeiten notwendig. Aus der Literatur ist bekannt, dass bei langen Haltezeiten oberhalb der Glastemperatur Nanokristallisation in

metallischen Gläsern eintreten kann [309]. Untersuchungen zum Anlassen von Ni-Nb-basierten metallischen Gläsern bei Temperaturen knapp unterhalb der Glastemperatur dagegen zeigen, dass es auch bei langen Haltezeiten (hier 90 min) nicht zu einer Kristallisation des metallischen Glases kommt [310]. Die Herstellung der Verbunde erfolgte im Rahmen dieser Arbeit deshalb mit einer maximalen Prozesstemperatur von 660 °C knapp unterhalb der Glastemperatur des metallischen Glases von 663 °C (vgl. Abschnitt 3.2).

Weiterhin darf während der Herstellung keine übermäßige Reaktion zwischen dem metallischen Glas und dem flüssigen Matrixmaterial stattfinden, da dies zur Kristallisation des metallischen Glases oder sogar zur Auflösung des Glases in der Schmelze führen kann. Entsprechend ist eine detaillierte Untersuchung der entstehenden Grenzschicht und der Analyse der auftretenden Reaktionen notwendig, da die Grenzschicht letztlich die makroskopischen Verbundeneigenschaften bestimmt. In den nachfolgenden Kapiteln werden die Untersuchungen, die im Rahmen dieser Arbeit sowohl zu den strukturellen, mechanischen und thermischen Eigenschaften der Verbunde als auch zum mikroskopischen Aufbau der Grenzschicht durchgeführt und in Kapitel 5 vorgestellt wurden, ausführlich diskutiert.

6.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften

6.1.1 Diskussion der XRD- und SAED-Ergebnisse

Die Ergebnisse der XRD-Messung am metallischen Glas, der AlSi12-Matrix und am Verbund in Abschnitt 5.1.1 zeigen im Vergleich, dass

beim Diffraktogramm des Verbunds die gleichen kristallinen Bragg-Interferenzen der Phasen Al und Si zu beobachten sind wie beim Diffraktogramm der unverstärkten Matrix. Weiterhin ist das breite, diffuse Maximum des metallischen Glas auch beim Verbund vorhanden. Ähnliches Verhalten wird auch in [263] beobachtet: Nach der Herstellung eines Al-basierten Verbunds mit Verstärkungen aus einem Ni-Nb-basierten Glas mittels Sintern zeigt das XRD-Diffraktogramm des Verbunds nur das breite, diffuse Maximum des metallischen Glases und die Reflexe der Aluminiummatrix [263]. Daraus wurde gefolgert, dass während der Herstellung keine Kristallisation des Glases eintritt. Entsprechend gilt für die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit, dass es während der Verbundherstellung mittels Gasdruckinfiltration nicht zur Kristallisation des metallischen Glases kommt. Somit bleiben der amorphe Zustand des Glases und damit höchstwahrscheinlich auch die damit verbundenen mechanischen Eigenschaften erhalten. Abgesehen von dem amorphen Maximum des Glases und den Interferenzlinien der Al- und Si-Bestandteile der Matrix werden keine weiteren Bragg-Interferenzen beobachtet. Entsprechend kann davon ausgegangen werden, dass während der Herstellung keine makroskopische Reaktion mit der Bildung zusätzlicher Phasen zwischen dem Matrixmaterial und der Verstärkungsphase stattfindet. Ähnliche Rückschlüsse wurden auch in [281] gezogen. Die Ergebnisse der transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen zeigen dennoch die Bildung von intermetallischen Phasen an der Grenzfläche, die jedoch aufgrund einer Auflösungsgrenze der verwendeten XRD-Methode von typischerweise etwa 5 Vol-% nicht detektiert werden können.

Nach [264] gibt eine Verschiebung des amorphen Maximums im Verbund im Vergleich zum Grundzustand einen Hinweis auf einen kleineren Abstand der Atommachbarn, strukturelle Dilatation und einsetzende Nanokristallinität durch den Temperatureinfluss während der Herstellung. Im Rahmen dieser Arbeit wurde allerdings keine

signifikante Verschiebung des amorphen Maximums im Verbund im Vergleich zum Grundzustand beobachtet. Somit findet keine signifikante strukturelle Relaxation im metallischen Glas und entsprechend keine wesentliche Veränderung der mechanischen Eigenschaften des metallischen Glases statt.

Der amorphe Zustand des metallischen Glases nach der Herstellung wird auch mit Hilfe der in Abschnitt 5.1.6.1 dargestellten Ergebnisse der Elektronenbeugung im Transmissionselektronenmikroskop (engl.: selected area electron diffraction (SAED)) bestätigt. Die SAED-Analyse des metallischen Glases in Abbildung 5.28(b) zeigt ein diffuses, breites Ringmuster. Nach [29] ist dieses Ringmuster dem amorphen Zustand im metallischen Glas zuzuordnen. Da Kristallisation eines metallischen Glases im Allgemeinen an Oberflächen und Grenzflächen beginnt [261], ist davon auszugehen, dass keine Kristallisation im Inneren des metallischen Glas, sondern, wie die SAED-Ergebnisse zeigen, nur lokal in oberflächennahen Randbereichen des metallischen Glases stattfindet. So zeigen die SAED-Ergebnisse an der Grenzfläche sowohl dieses amorphe Ringmuster als auch kristalline Reflexe. Diese kristallinen Reflexe werden großteils von der Aluminiummatrix hervorgerufen (vgl. Abbildung 5.28(a)). Weitere Reflexe deuten auf die Bildung von intermetallischen Phasen hin und können vermutlich den an der Grenzfläche gebildeten Partikeln (vgl. Abbildung 5.29(a)) zugeordnet werden. Das amorphe Ringmuster ist weiterhin ein Zeichen dafür, dass das metallische Glas auch nahe der Grenzfläche noch amorph ist (vgl. [269]). Diese Ergebnisse der XRD- und SAED-Analyse des Verbunds belegen somit, dass Verbunde mit metallischen Ni-Nb-basierten Gläsern, die eine hohe, thermischen Stabilität besitzen [288], erfolgreich mittels Gasdruckinfiltration hergestellt werden können, ohne dass eine Kristallisation des Glases während des Prozesses eintritt.

6.1.2 Diskussion der DSC-Ergebnisse

Zur Untersuchung, ob während der Verbundherstellung weitere mikrostrukturelle Eigenschaftsänderungen auftreten, wurden DSC-Messungen am metallischen Glas, an der AlSi12-Matrix und dem Verbund durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abschnitt 5.1.2 für verschiedene Temperaturbereiche aufgeführt. Im Temperaturbereich zwischen 580 und 600 °C (vgl. Abbildung 5.2) zeigt die AlSi12-Matrix eine endotherme Reaktion. Nach [286] liegt der Schmelzbereich der AlSi12-Legierung je nach Siliziumgehalt bei 570-580 °C. Da die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Legierung einen für die Legierung vergleichsweise hohen Siliziumanteil von etwa 13 Gew-% besitzt, kommt es entsprechend erst bei etwas höheren Temperaturen zum Aufschmelzen des Materials. Die mittels DSC beobachtete endotherme Reaktion ist somit auf das Aufschmelzen des Matrixmaterials zurückzuführen. Eine vergleichbare endotherme Reaktion ist in einem ähnlichen Temperaturbereich auch im Verbund zu beobachten und entsprechend ebenso dem Aufschmelzen des Matrixmaterials zuzuordnen. Abgesehen vom Aufschmelzen des Matrixmaterials werden keine Reaktionen detektiert, die auf Veränderungen oder Reaktionen zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial hindeuten.

Das in Abbildung 5.3 dargestellte DSC-Ergebnis des metallischen Glases im Temperaturbereich 650-730 °C zeigt bei der Temperatur 660 °C eine Steigungsänderung, die mit dem Glasübergang des metallischen Glases zusammenhängt. Anschließend kommt es beginnend bei etwa 691 °C zur Kristallisation des metallischen Glases. Beim Verbund kann kein Glasübergang des metallischen Glases detektiert werden, da die bei höheren Temperaturen folgende, im Vergleich zu den übrigen Reaktionen stark exotherme Reaktion den Kurvenverlauf beeinflusst. Die Kristallisation des metallischen Glases im

Verbund kann dennoch detektiert werden. Einsetzende Kristallisation des metallischen Glases im Verbund wird bei gleichen Temperaturen wie im Grundzustand ab etwa 690 °C beobachtet. Nach [311] führt das Hinzufügen von Aluminium zum metallischen Glas Ni₆₀Nb₄₀ zu einer Herabsetzung der Kristallisationstemperatur des metallischen Glases. Entsprechend wurde in der Vergangenheit auch bei Al-basierten Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus Ni-basiertem metallischen Glas durch Interdiffusion von Aluminium in das Glas hinein eine Herabsetzung der Kristallisationstemperatur des Glases im Vergleich zum Ausgangszustand beobachtet [263]. Diese Beobachtung kann mit den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit nicht bestätigt werden. Entsprechend ist davon auszugehen, dass die Interdiffusion von Aluminium in das metallische Glas hinein im Verbund vergleichsweise niedrig ist. Ähnliche Rückschlüsse lassen sich auch aus den Ergebnissen der transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchung des Grenzschichtaufbaus ziehen (siehe Kapitel 6.1.6), die eine Interdiffusion von Aluminium in das Glas hinein bis in eine Tiefe von etwa 10 nm bis maximal 40 nm (vgl. Abbildung 5.32) zeigen. Im Gegensatz zur Kristallisation des metallischen Glases im Grundzustand wird im Verbund jedoch eine mehrstufige Reaktion beobachtet. Dies deutet darauf hin, dass die Kristallisation im Verbund beeinflusst durch die Elemente des Matrixmaterials und Interdiffusion sowie Reaktionen dieser Elemente mit dem metallischen Glas anders abläuft als im Grundzustand des Glases. Möglicherweise kristallisieren dabei zunächst die Randbereiche der metallischen Glasplättchen, die durch die Diffusion von Aluminium in das Glas hinein und die gezeigte Oxidation der Randbereiche (vgl. Abbildung 5.26 und 5.32) bereits lokal veränderte Werkstoffzusammensetzungen und Nanokristallisation (vgl. Abschnitt 6.1.6) aufweisen. Das zweite Minimum dieser zweistufigen Reaktion liegt bei gleichen Temperaturen wie das Minimum der Reaktion des metallischen

Glases im Grundzustand. Somit ist davon auszugehen, dass bei dieser Temperatur nach einer möglichen Kristallisation der Randbereiche der metallischen Glasplättchen eine Kristallisation der unveränderten Kernbereiche der Plättchen eintritt.

Im Anschluss an diesen Temperaturbereich wird im Verbund eine starke, exotherme Reaktion beobachtet. Diese ist in Abschnitt 5.1.2 in Abbildung 5.4 dargestellt. Der breite Temperaturbereich von etwa 750 bis 800 °C, in dem die Reaktion stattfindet, deutet darauf hin, dass mehrere Kristallisationsvorgänge gleichzeitig geschehen. Die sichtbare Reaktion ist dabei abhängig von der Aufheizrate während der DSC-Messungen und kann keiner bestimmten Temperatur oder dem Entstehen einer bestimmten Phase zugeordnet werden. Nach [13] treten in Al-basierten Metallmatrixverbunden mit Ni-haltigen, metallischen Gläsern nach einer Kristallisation die Phasen Al_3Nb und Al_3Ni auf. Weiterhin bilden die im Gesamtsystem vorliegenden Elemente potentiell weitere intermetallische Phasen wie NiAl oder Ni_3Al [312]. Die Bildung von Ni_3Al wäre dabei vorteilhaft, da diese intermetallische Phase fünf unabhängige Gleitsysteme und damit eine relativ hohe Duktilität besitzt [313]. Weiterhin wird bei einer Kristallisation von Ni- und Nb-haltigen metallischen Gläsern die Bildung der Phasen Ni_3Nb oder Ni_6Nb_7 [263, 293, 311, 314] sowie NiNb [263] beobachtet. Eigene XRD-Untersuchungen im Anschluss an die DSC-Messungen zeigen jedoch, dass durch die in den untersuchten Verbunden vorliegende Werkstoffzusammensetzung und den hohen Anteil an Si im Matrixmaterial andere, kristalline Phasen gebildet werden. Das Ergebnis dieser XRD-Messung ist nachfolgend in Abbildung 6.1 dargestellt. Den verschiedenen Maxima im Diffraktogramm wurden die Phasen Al_3Ta (Al_3Ti -Strukturtyp) [315, 316], NbSi_2 (CrSi_2 -Strukturtyp) [317] und Al_3Ni_2 [318, 319] zugeordnet. Es wurde weiterhin ein geringer Anteil an Restaluminium nachgewiesen. Bei etwa 35° ist außerdem eine undefinierte Interferenzlinie zu beobachten. Diese ist in Abbildung 6.1

mit einem Fragezeichen markiert. Aus dem vergrößerten Ausschnitt in Abbildung 6.1 geht hervor, dass diese Interferenzlinie im Vergleich zu den anderen detektierten Reflexen verhältnismäßig schmal ist. Der vergrößerte Ausschnitt in Abbildung 6.1 zeigt zusätzlich die Ergebnisse einer Referenzmessung an der Knetmasse, die verwendet wurde, um die Verbundprobe für die Messung auf dem Probenhalter zu befestigen. Das Ergebnis dieser Messung an der Knetmasse zeigt bei etwa 36° eine ähnlich schmale Interferenzlinie wie die undefinierte Linie des Verbunds. Bei dieser Referenzmessung war die Knete im Fokus des Röntgenstrahls positioniert, während sie bei der Verbundmessung unter der Probe und entsprechend in einem undefinierten Abstand zum Fokus angeordnet war. Möglicherweise kommt daher eine Verschiebung des 2Θ -Winkels der Interferenzlinie zustande. Dementsprechend könnte die undefinierte Interferenzlinie, die bei der XRD-Messung am Verbund nach der DSC-Messung detektiert wurde, auf die Knetmasse zurückgeführt werden. Weiterhin besteht die Möglichkeit, dass diese undefinierte Interferenzlinie durch ein Oxid im Verbund hervorgerufen wird. Durch die komplexe Materialzusammensetzung des Verbunds können allerdings verschiedene Oxide in zahlreichen Mischmodifikationen auftreten. Eine Zuordnung im Diffraktogramm ist entsprechend kompliziert und anhand eines einzelnen Reflexes nicht möglich.

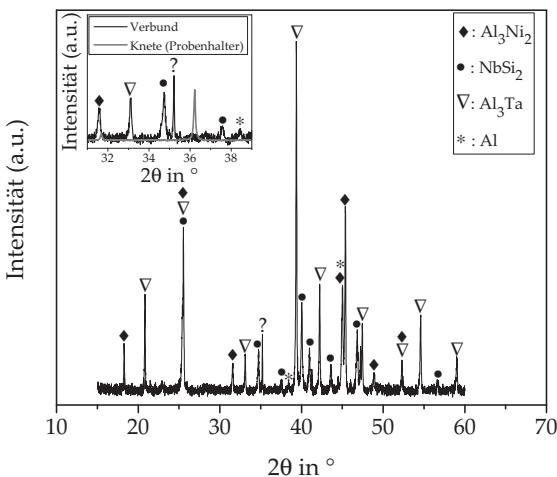


Abbildung 6.1: Ergebnisse der röntgendiffraktometrischen Untersuchung am Verbund 200-600 nach der Kristallisation während der DSC-Untersuchung.

Die Ergebnisse der DSC-Messungen zeigen, dass unterhalb der Kristallisationstemperatur des metallischen Glases keine detektierbaren Reaktionen zwischen dem Glas und dem Matrixmaterial stattfinden. Wie in Abbildung 5.4 gezeigt (vgl. Kapitel 5.1.2), findet eine makroskopische Reaktion zwischen Glas und Matrix erst oberhalb der Kristallisationstemperatur und nach der Kristallisation des metallischen Glases statt. Da diese Reaktion vermutlich zu einer Auflösung von innerhalb des metallischen Glas entstehenden Kristallisationsprodukten führt, können diese entsprechend mittels der XRD-Messung nach dem DSC-Versuch nicht mehr nachgewiesen werden. Das Einsetzen der Reaktion erst nach der Kristallisation des metallischen Glases lässt weiterhin darauf schließen, dass die Reaktionsgeschwindigkeit sehr niedrig ist, solange das Glas amorph ist, und dass das metallische Glas einen hohen Widerstand gegen die Reaktion mit der Aluminiummatrix zeigt. Ähnliche Rückschlüsse werden auch in [13, 320]

gezogen und insbesondere auf die langsame Diffusionsgeschwindigkeit in amorphen Materialien zurückgeführt. Untersuchungen an Al-basierten Verbunden mit amorphen und kristallinen Partikeln zeigen weiterhin, dass bei den Verbunden mit kristallinen Ausscheidungen Reaktionsschichten detektiert werden und bei den Verbunden mit amorphen Partikeln nicht [321]. Diese Beobachtungen unterstützen die Vermutung, dass amorphe Materialien einen hohen Widerstand gegen die Reaktion mit dem umgebenden Matrixmaterial besitzen. Nach der Kristallisation des Glases nimmt die Reaktionsgeschwindigkeit dann sehr schnell zu [13, 266].

Neben den bisher beschriebenen und diskutierten Ergebnissen wurden zusätzlich DSC-Messungen am metallischen Glas mit dem gleichen Temperaturverlauf wie während der Verbundherstellung durchgeführt. Aufgrund von Oxidation während der DSC-Messung durch vorhandenen Restsauerstoff und entsprechend verfrühter Kristallisation des metallischen Glases konnten jedoch keine darstellbaren Ergebnisse erzielt werden. Um dennoch möglicherweise vorhandene Veränderungen der makroskopischen Glaseigenschaften durch den Temperatureinfluss zu untersuchen, wurden Härtemessungen am metallischen Glas innerhalb des Verbunds durchgeführt. Diese Härtemessungen ergeben eine mittlere Härte von $1047 \pm 24 \text{ HV}0,05$. Dieses Ergebnis zeigt eine gute Übereinstimmung mit dem Härtewert des metallischen Glases im Grundzustand von $1051 \pm 35 \text{ HV}0,05$ (vgl. Tabelle 3.3). Es ist somit davon auszugehen, dass keine strukturellen Veränderungen mit Einfluss auf die makroskopischen Eigenschaften des metallischen Glases stattfinden.

6.1.3 Dichte und Verstärkungsvolumengehalt

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden mit abnehmenden Partikelgrößen zunehmende Dichten und Verstärkungsvolumengehalte der Verbunde ermittelt. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Partikel der großen Siebgrößen eine Plättchenform mit großen Aspektverhältnissen besitzen, die sich in der Partikelschüttung beim Befüllen des Graphittiegels vor der Herstellung gegenseitig behindern. Mit abnehmender Siebgröße nimmt auch das Aspektverhältnis der Plättchen ab (vgl. Tabelle 3.2) und nähert sich an das Aspektverhältnis globularer Partikel an. Wie die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen in Abschnitt 5.1.4 zeigen, kommt es dadurch mit abnehmenden Partikelgrößen zu geringeren Abständen zwischen den Partikeln (wie auch beschrieben in [2, 189]) und damit zu höheren Packungsdichten und Verstärkungsvolumengehalten im Verbund. Gleichzeitig wird, ähnlich wie in herkömmlichen Al-basierten Verbunden mit SiC-Partikeln ebenso wie in Verbunden mit Verstärkung aus metallischen Glas [188, 271, 274, 322], für höhere Verstärkungsvolumengehalte ein Anstieg der Porosität beobachtet. Wie die in Abschnitt 5.1.4 dargestellten Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen zeigen, liegt diese Porosität insbesondere in schmalen Bereichen zwischen Partikeln vor (vgl. Abbildung 5.15). Poren wie diese entstehen bei der Verbundherstellung von schlecht benetzenden Systemen durch die der Schmelze entgegen wirkenden Kapillarkräfte [106, 140]. Die Ergebnisse der TEM-Untersuchungen, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführt wurden, deuten jedoch auf eine gute Benetzungbarkeit des metallischen Glases mit dem Aluminiumbestandteil der Matrixlegierung hin. Entsprechend ist es wahrscheinlicher, dass die beobachteten Poren durch mangelnde Nachspeisung und Schwindung des Matrixmaterials bei der Erstarrung entstehen. Beim Verbund 40-100 mit der kleinsten Partikelsiebgröße werden zusätzlich zu der

vorhandenen Mikroporosität lokal sehr große Poren beobachtet (siehe Abbildung der Vierpunktbiegeprobe 5.116). Diese sind vermutlich darauf zurückzuführen, dass während des Herstellprozesses des Verbunds 40-100 eine Verschlechterung des Vakuums vermutlich durch aus den Hilfsmaterialien ausgasenden Produkten eingetreten ist, die entsprechend zu Fehlern bei der Infiltration führt.

6.1.4 Metallografische Untersuchungen

Die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen in Abschnitt 5.1.4 zeigen, dass insbesondere bei den Verbunden mit den großen Partikelsiebgrößen 100-200, 200-600 und 600-2000 senkrecht zur Infiltrationsrichtung große Schnittflächen der metallischen Glaspartikel vorliegen, während entlang der Infiltrationsrichtung nur geringe Schnittflächen zu beobachten sind. Dies deutet darauf hin, dass auch in den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Proben ähnlich wie bei den in [LW15, LOURW17] gezeigten Voruntersuchungen eine geschichtete Struktur der Plättchen im Verbund vorliegt. Da die metallografischen Schritte allerdings nur einen geringen Ausschnitt der Probe zeigen, wurden μ CT-Untersuchungen durchgeführt, um die 3D-Anordnung der Plättchen im Verbund zu klären. Die Ergebnisse dieser μ CT-Untersuchungen sind in Abschnitt 5.1.5 dargestellt und werden im nachfolgenden Kapitel 6.1.5 diskutiert. Die Schliffbilder zeigen weiterhin eine gleichmäßige Verteilung der Partikel in der Matrix. Dies deutet darauf hin, dass während des Herstellungsprozesses keine signifikante Umverteilung der Partikel stattfindet. Es sind keine Partikelcluster zu erkennen, wie sie in der Literatur beobachtet werden [274]. Dies deutet auf gute mechanische Eigenschaften hin, da Cluster und darin enthaltene Mikroporen die Rissbildung und -ausbreitung

fördern und damit die Festigkeit des Verbunds herabsetzen (vgl. Abschnitt 2.2.2.3 und 2.2.1.3) [3]. Entsprechend zeigt der Effekt des „Particle pushing“ keinen Einfluss auf die Mikrostruktur der untersuchten Verbunde, wie aufgrund der Verwendung der vergleichsweise großen Partikel und der eutektischen Zusammensetzung der Matrix erwartet wurde [2]. Die in Abschnitt 5.1.4 gezeigten Schliffbilder der verschiedenen Verbunde zeigen generell eine gute Einbettung der Plättchen in die Matrix. Es werden erst mit zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt wenige Poren beobachtet. Die Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial ist frei von Reaktionsschichten, wie sie in Abschnitt 2.2.2.2 in Abbildung 2.11 (Stadien (d) und (e)) gezeigt sind. In Kombination mit den bereits diskutierten Ergebnissen der XRD- und DSC-Messungen deutet dies auf eine Verbundherstellung ohne unerwünschte Reaktionen, Phasenumwandlungseffekte oder Degradation der Verstärkungsphase hin, die zu einer Verschlechterung der Verbundeigenschaften führen können [83, 164, 165]. Ähnliche Ergebnisse mit Grenzflächen ohne Reaktionsschichten zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial werden bei mittels Sintern hergestellten Verbunden mit metallischen Glaspartikeln in der Literatur beobachtet [264, 269, 270]. Auch metallographische Schliffaufnahmen an anderen schmelzmetallurgisch hergestellten Verbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas zeigen keine Grenzschichten zwischen dem Glas und dem AlSi-Matrixmaterial [12, 276].

Auf den Schliffbildern sind weiterhin feine Si-Ausscheidungen innerhalb der AlSi-Matrix zu beobachten. Insbesondere bei den Verbunden 200-600 und 600-2000, die niedrigere Verstärkungsvolumengehalte besitzen als die Verbunde 100-200 und 40-100, sind zusätzlich große Primär-Si-Kristalle vorhanden. Diese haften am metallischen Glas an. Dies deutet darauf hin, dass die metallischen Glasplättchen als Keimbildner für das in der Matrixlegierung enthaltene Silizium wirken [2].

Die vielen feinen, eutektischen Si-Kristalle, die von der Grenzfläche zum metallischen Glas ausgehen, lassen weiterhin auf gute Benetzbartigkeit des Glases durch die AlSi-Matrix schließen. Diese Vermutung wird dadurch unterstützt, dass die in dieser Arbeit untersuchten Verbunde bei einem vergleichsweise niedrigen Infiltrationsdruck hergestellt werden konnten [86, 106, 121]. Bei den Verbunden 100-200 und 40-100 mit höheren Verstärkungsvolumengehalten sind zunehmend ausscheidungsfreie Bereiche und große Ausscheidungen innerhalb der Matrix zu beobachten, die teilweise auch mehrere Glaspartikel verbinden (vgl. Abbildung 5.15 (a) und 5.16 (a)). Demnach besitzt der Verstärkungsvolumengehalt einen Einfluss auf die Erstarrungsvorgänge und die Gefügeausbildung der Matrix. Nach einer Elementanalyse mittels energiedispersiver Röntgenspektralanalyse (EDX) lässt sich schließen, dass es sich bei den beobachteten, im Lichtmikroskop grau erscheinenden und nadelig ausgeprägten Ausscheidungen um die Phase Al_5FeSi (β -Phase) handelt [323]. Diese führt im Allgemeinen zu niedrigen Dehnungswerten [324]. Weiterhin wurde eine Al-, Fe- und Ni-haltige Phase detektiert, bei der es sich vermutlich um Al_3FeNi (T-Phase) handelt [323]. Mit abnehmender Partikelgröße werden ferner in den Schliffbildern zunehmend Risse im metallischen Glas detektiert. Diese Risse sind teilweise infiltriert. Somit sind diese Risse vermutlich nicht während der Verbundherstellung entstanden, wie es in [278, 279] beobachtet wurde. Wahrscheinlicher ist, dass diese Risse bei der Herstellung des Pulvers aus dem Glasband, ähnlich wie in [273, 281], durch die mechanische Einwirkung auf das Material beim Pulvermahlen verursacht werden. Durch die höhere Energieeinwirkung bei der Herstellung der kleineren Partikel sind in diesen Partikeln entsprechend mehr Risse und Vorschädigungen durch lokale, plastische Verformung der Partikel vorhanden.

6.1.5 Computertomografische Untersuchungen

Wie bereits in Kapitel 5.1.5 erläutert, besitzen die Verbundkomponenten aufgrund ihrer deutlich unterschiedlichen Materialdichten ein unterschiedliches Durchstrahlungsverhalten, das den Schwarz-Weiß-Kontrast in den Schnittbildern der 3D-Rekonstruktionen der μ CT-Daten erzeugt. Die auftretende Strahlauflärtung bei den Verbunden mit hohen Anteilen an metallischem Glas führt weiterhin zu unscharfen Konturen der Glaspartikel. Aus den gezeigten Abbildungen in 5.1.5 geht dennoch hervor, dass in den Verbunden eine Schichtung der Partikel vorliegt, wie es im vorhergehenden Abschnitt aufgrund der unterschiedlichen Schnittflächen des metallischen Glases in den metallografischen Schliffbildern vermutet wurde. Diese Schichtung der Partikel mit einer Ausrichtung der Plättchen senkrecht zur Infiltrationsrichtung wurde mit Hilfe einer mathematischen Orientierungsanalyse an den μ CT-Daten quantitativ nachgewiesen. Wie die Ergebnisse dieser Orientierungsanalyse in Kapitel 5.1.5.1 zeigen, besitzen insbesondere die Verbunde mit großen Partikelgrößen (Siebgröße 600-2000 μm und 200-600 μm) eine schmale Verteilungsfunktion mit ausgeprägter Orientierung der Plättchen senkrecht zur Infiltrationsrichtung. Diese Schichtung der Partikel entsteht aufgrund der hohen Aspektverhältnisse beim Befüllen der Tiegel während des Herstellungsprozesses der Verbunde. Mit abnehmender Partikelgröße und dementsprechend mit abnehmendem Aspektverhältnis (siehe Tabelle 3.2) nimmt die Ausrichtung der Plättchen im Verbund, wie in Abbildung 5.20 gezeigt, ab. Es ist davon auszugehen, dass die Orientierung der Partikel Einfluss auf die thermischen und die mechanischen Eigenschaften sowie auf das Schädigungsverhalten der Verbunde hat. Diese Einflüsse sowie die dazugehörigen Mechanismen werden in den nachfolgenden Kapiteln 6.2, 6.3 und 6.4 näher erläutert.

6.1.6 Grenzflächeneigenschaften

Die Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase geschieht über die Grenzfläche zwischen den Komponenten. Entsprechend sind die Eigenschaften der Grenzschicht und die Anbindung der Verbundkomponenten bedeutend für die Eigenschaften des Verbunds und es wird eine gute Grenzflächenhaftung angestrebt. In Metallmatrixverbunden mit Verstärkungselementen aus metallischen Gläsern liegt im Allgemeinen eine gute Grenzflächenhaftung zwischen metallischer Matrix und amorpher Verstärkungsphase vor [12, 261–264]. In [12] wird diese gute Grenzflächenhaftung durch einen Härteeindruck belegt, der auf die Grenzfläche gesetzt wird und von dem keine Risse entlang der Grenzfläche ausgehen. Im Rahmen dieser Arbeit wird dagegen an der linken Ecke des in Abbildung 6.2 gezeigten Härteeindrucks ein Mikroriss ausgehend von der Grenzfläche zwischen einer eutektischen Si-Lamelle und dem metallischen Glas beobachtet. Auch die Ergebnisse der *in situ* Versuche und der Schädigungsanalyse an den Vierpunktbiegeproben zeigen, dass Rissbildung an der Grenzfläche insbesondere zwischen dem Si-Bestandteil der AlSi12-Matrix oder intermetallischen Ausscheidungen und dem metallischen Glas einsetzt. Zwischen dem Bestandteil an Aluminiummischkristall des Matrixmaterials und dem metallischen Glas wird dagegen eine gute Grenzflächenhaftung beobachtet.

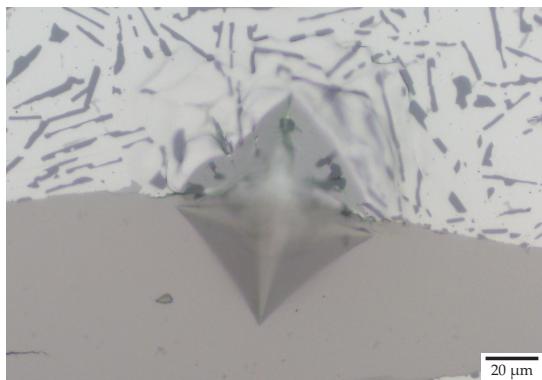


Abbildung 6.2: Härteeindruck auf der Grenzfläche zwischen metallischem Glas und der Matrix im Verbund 200-600.

In der Vergangenheit wurde die Grenzflächenhaftung an Metallmatrixverbunden mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas bereits mehrfach untersucht [261, 262, 325, 326]. Diese Untersuchungen haben gezeigt, dass im Fall einer Verbundherstellung ohne Temperatureinfluss, beispielsweise durch elektrolytisches Abscheiden des Matrixmaterials [261] oder Kaltverformung [325], keine Grenzflächenhaftung entsteht. Versuche an wärmebehandelten Proben bzw. Verbunden, die bei erhöhter Temperatur hergestellt wurden, zeigen dagegen eine gute Grenzflächenhaftung [261, 262]. Nach [261] entsteht diese verbesserte Adhäsion durch die Bildung einer Interdiffusionsschicht, bei der entstehende Kristalle in das Glas hineinwachsen und damit die Glas/Matrix-Grenze in das ursprüngliche Glas hinein verschieben. Diese Interdiffusionsschicht wird mit zunehmender Auslagerungsdauer dicker. In der vorliegenden Arbeit werden an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ und dem Aluminiummischkristall der Matrix ähnliche Effekte mit der Bildung einer Grenzschicht beobachtet. Diese Grenzschicht zeigt, ähnlich wie beobachtet in [263, 270], eine klare Kante ohne Poren zwischen dem

metallischen Glas und dem Matrixmaterial. Die Grenzschicht besitzt stellenweise einen schichtartigen Aufbau, der von der Oberfläche des metallischen Glases auszugehen und in die Matrix hineinzuwachsen scheint, sowie zellartige Strukturen in oberflächennahen Randbereichen des metallischen Glases. Die zellartige Struktur wird bei allen untersuchten TEM-Lamellen beobachtet und kann mittels EDX-Analyse unterschiedlichen Elementen zugeordnet werden. Entsprechend liegt kein Artefakt in Form der Überlagerung eines geometrischen Effektes durch eine schräg in der Lamelle liegende Grenzfläche vor.

Der schichtartige und insbesondere der zellartige Aufbau der Grenzschicht kann auf eine lokale Entmischung der Elementzusammensetzung in Nb- und Ta-reiche und gegensätzlich dazu Ni-reiche Bereiche (vgl. EDX-Linienscan in Abbildung 5.25 bzw. Ergebnisse des EDX-Mappings in Abbildung 5.26) zurückgeführt werden. Die Ergebnisse des EDX-Mappings zeigen weiterhin eine Überlagerung der Ta- und Nb-reichen Grenzschichtbereiche mit dem Element Sauerstoff. Dies deutet darauf hin, dass der während der Verbundherstellung vorhandene Restsauerstoff unter der Oberfläche mit dem sauerstoffaffinen Element Nb reagiert [288, 293, 327]. Im Gegensatz zu den Beobachtungen in [293, 328] entstehen dabei keine Ni-reichen Schichten nahe der Oberfläche. Stattdessen werden insbesondere im zellartig erscheinenden Bereich der Grenzschicht Nb- und Ta-reiche Schichten nahe der Oberfläche des metallischen Glases und Ni-reiche Schichten unter der Oberfläche beobachtet. Beobachtungen während Oxidationsversuchen an dem metallischen Glas $\text{Ni}_{65}\text{Nb}_{35}$ zeigen, dass bei niedrigen Temperaturen ($< 100^\circ\text{C}$) aufgrund der höheren Sauerstoffaffinität Nb an der Oberfläche segregiert und zu Nb_2O_5 oxidiert [288]. Entsprechend findet die Oxidation des metallischen Glases bereits zu Beginn der Verbundherstellung bei niedrigen Temperaturen statt. Durch die Oxidation verarmt das metallische Glas an den Elementen Nb und Ta und das überschüssige Ni bleibt entsprechend

als Schicht unterhalb der Probenoberfläche übrig. Unterhalb der Ni-reichen Schicht wird in dem zellartigen Grenzschichtbereich eine weitere Nb-, Ta- und O-reiche Schicht beobachtet. Diese Oxidation des Nb unter der Oberfläche wird im Allgemeinen bei höheren Temperaturen (≥ 250 °C) beobachtet. Dabei diffundiert der Sauerstoff in das metallische Glas hinein und das vorhandene Nb oxidiert bereits unter der Oberfläche, bevor es an der Oberfläche segregieren kann [288, 293, 327, 329]. Entsprechend ist die Oxidation des metallischen Glases bei niedrigen Temperaturen nicht abgeschlossen, sondern findet während des gesamten Herstellungsprozesses statt.

Die EDX-Analysen an der Grenzschicht $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ – Al-MK belegen weiterhin die Bildung von intermetallischen Phasen und Ausscheidungen in der Matrix an der Grenzfläche zum metallischen Glas. Das größere der detektierten Partikel besteht überwiegend aus dem Element Ta. Es ist somit davon auszugehen, dass dieses Partikel aus dem metallischen Glas heraus entsteht. Neben dem Ta-reichen Partikel wird ein zweites Partikel detektiert, das neben den Elementen Ta, Nb und Al hauptsächlich das Element Ti enthält. Dieses Element wird in Aluminiumgusslegierungen häufig eingesetzt, um die Bildung von TiAl_3 -Keimen zur Kornfeinung des Gefüges zu bewirken [7] und ist auch in der verwendeten Matrixlegierung als Legierungselement vorhanden (siehe Tabelle 3.1). Segregationen von gelösten Legierungsbestandteilen führen generell zu Unregelmäßigkeiten an der Grenzfläche, die Riss- und Porenbildung erleichtern [164]. Die gebildeten Partikel und intermetallischen Phasen können außerdem bei sprödem Verhalten Sprödbruch des Verbunds auslösen und sind daher im Allgemeinen unerwünscht [330]. Die Dunkelfeldaufnahmen dieser Ausscheidungen, wie in den Abbildung 5.31 und 5.24 (siehe Abschnitt 5.1.6) dargestellt, zeigen jedoch Zwillinge innerhalb der Ausscheidungen. Dies deutet auf eine gewisse, plastische Verformbarkeit der intermetallischen Phasen hin. Zwischen den Partikeln und

dem metallischen Glas wird weiterhin mittels EDX-Analysen eine dünne, Al-reiche Schicht beobachtet. Dies deutet auf gute Benetzbarkeit des metallischen Glases mit dem Element Al hin.

Die Ergebnisse der EDX-Linienscans in den Abbildungen 5.25 und 5.27 zeigen eine etwa 20 nm dicke Schicht innerhalb des zellartigen Grenzschichtbereichs zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiummischkristall der Matrix, in dem eine Überlappung der Elemente Al, Nb und Ta sowie eines Anteils an Ni beobachtet wird. Diese Vermischung der Elemente von Matrix und Verstärkungsphase deutet auf die Bildung einer Interdiffusionsschicht zwischen den Verbundkomponenten hin. Dünne Interdiffusionsschichten wie diese bieten eine gute Grenzflächenbindung zwischen den Verbundkomponenten und bewirken eine effiziente Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase [165, 269, 331]. Trotz der Verwendung des reaktiven Elements Aluminium [82] ist die Eindringtiefe des Aluminiums in das metallische Glas hinein, ähnlich wie beobachtet in [13], vergleichsweise gering. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Reaktionsgeschwindigkeit in metallischen Gläsern im amorphen Zustand generell sehr niedrig ist [13, 320]. Das Glas zeigt somit in Übereinstimmung mit den zuvor diskutierten DSC-Ergebnissen (siehe Abschnitt 6.1.2) einen hohen Widerstand gegen die Reaktion mit der Aluminiummatrix. Dunkelfeldaufnahmen dieses zellartig erscheinenden Grenzschichtbereichs zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiummischkristall der Matrix zeigen in dem Überlappungsbereich der Elemente weiterhin eine gleichmäßig graue Schicht, deren Kontrast sich bei den verschiedenen, zur Abbildung verwendeten, gebeugten Elektronenstrahlen nicht ändert. Dies deutet, ähnlich wie beobachtet in [269, 326, 332], auf eine amorphe Mikrostruktur dieses Grenzschichtbereichs hin. Die Bildung von amorphen Grenzschichten durch Diffusion wird auch in herkömmlichen SiC-verstärkten, Al-basierten Metallmatrixverbunden beobachtet [333]. In diesen Verbunden bildet sich

diese amorphe Grenzschicht bei der Verbundherstellung durch Diffusion der Elemente Al und Mg in die bereits existierende Oxidschicht auf den SiC-Partikeln. Es ist davon auszugehen, dass ähnliche Effekte auch bei den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbunden während der Verbundherstellung nach der Oxidation des Elements Nb an der Oberfläche des metallischen Glases eintreten. Durch den amorphen Aufbau sowohl des metallischen Glases als auch der Grenzschicht ist die Grenzfläche inkohärent zum umgebenden Matrixmaterial. Entsprechend besitzt sie keine Durchgängigkeit für Versetzungen. Spannungen vor der Rissspitze können somit nicht durch plastische Verformung über die Grenzfläche hinweg abgebaut werden. Infolgedessen kommt es zu Rissbildung im metallischen Glas oder zu Rissablenkungen entlang der Grenzfläche, wie sie bei den Ergebnissen der Schädigungsanalyse der Vierpunktbiegeversuche in Abschnitt 5.3.3 insbesondere beim Verbund 600-2000 beobachtet wurden. Unterhalb der amorphen Randschicht werden in den Dunkelfeldaufnahmen, abhängig davon, welcher Elektronenstrahl zur Abbildung verwendet wurde, lokal helle Stellen beobachtet. Diese deuten auf lokale Kristallisation hin. Nach dem Ni-Nb-Phasendiagramm findet eine Kristallisation des metallischen Glases in die intermetallischen Phasen NiNb , Ni_3Nb und Ni_7Nb_6 statt [263, 293, 311, 314, 334]. Bei Zugabe von Tantal können weitere kristalline Phasen wie Ni_3Ta , $\text{Ni}_{6,5}\text{Ta}_{6,5}$, NiTa_2 oder Ni_2Ta entstehen [334]. Aufgrund der geringen Größe der Kristallite ist ein Nachweis mit den in Rahmen dieser Arbeit verwendeten Methoden nicht möglich. Es ist jedoch davon auszugehen, dass diese Kristallite unter der Oberfläche des metallischen Glases Schwachstellen im Material bilden, die möglicherweise Rissbildung in randnahen Glasbereichen und die bei den *in situ* Versuchen beobachteten Ausbrüche im metallischen Glas hervorrufen können.

Um dennoch Informationen über möglicherweise entstehende Grenzflächenphasen zu erhalten, wurden nach der Infiltration XRD-

Messungen am metallischen Glas durchgeführt. Dazu wurde ein Stück des metallischen Glases mechanisch aus einem nicht vollständig infiltriertem Verbund herausgelöst und der Grenzbereich zum anhaftendem Matrixmaterial untersucht. Die Ergebnisse dieser XRD-Messung ist nachfolgend in Abbildung 6.3 dargestellt. Mit Hilfe von XRD-Messungen wurde bei anderen Al-basierten Verbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas bisher überwiegend die Bildung der Phasen Al_3Ni oder Al_3Nb nachgewiesen [13]. Die XRD-Ergebnisse in Abbildung 6.3 zeigen dagegen, dass sich während der Verbundherstellung in messbarem Volumenanteil eine Heusler-Phase mit der Zusammensetzung AlNi_2Nb oder AlNi_2Ta bildet [335–337]. Beide Phasen besitzen eine kfz-Überstruktur und können deshalb mittels XRD nicht unterschieden werden. Im Allgemeinen weisen Heusler-Phasen hohe Festigkeiten [338] auf, sind aber bei Raumtemperatur sehr hart und spröde [339] und können somit die Grenzflächenfestigkeit herabsetzen. Bei weiterer Reaktion bilden sich, wie in Abschnitt 6.1.2 dargestellt, die Phasen Al_3Ta , NbSi_2 und Al_3Ni_2 . Die Heusler-Phase wird hier nicht mehr beobachtet und ist somit vermutlich ein Zwischenprodukt bei den komplexen Vorgängen und Reaktionen, die bei der Verbundherstellung zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial auftreten.

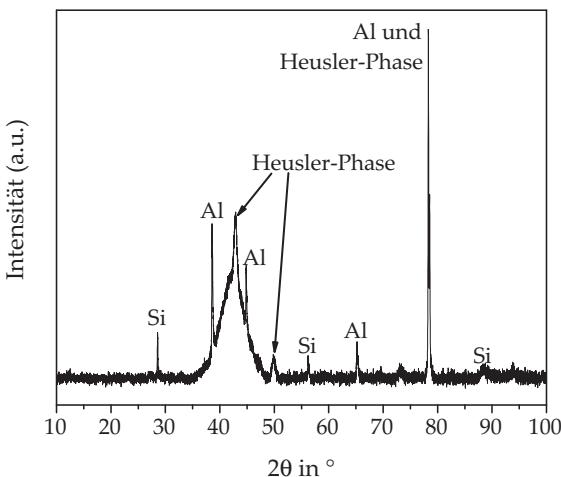


Abbildung 6.3: Ergebnisse einer XRD-Messung auf der Oberfläche des metallischen Glases in einem nicht vollständig infiltrierten Verbund.

Eine ähnlich zellartige Struktur in oberflächennahen Randbereichen des metallischen Glases kann auch an der Grenzfläche zum Primär-Si der Matrix beobachtet werden. Diese zellartige Struktur ist auf eine lokale Entmischung des metallischen Glases in Nb- und Ta- sowie Ni-reiche Bereiche zurückzuführen. Wie zuvor bei der Grenzfläche zum Aluminiummischkristall wird auch hier eine Überlagerung der Nb- und Ta-reichen Bereiche mit dem Element Sauerstoff beobachtet. Dies deutet, wie bereits zuvor diskutiert, auf eine Oxidation des sauerstoffaffinen Elements Nb und vermutlich auch von Ta während der Verbundherstellung hin. Ähnlich wie an der Grenzfläche zum Aluminiummischkristall der Matrix wird an der Grenzfläche innerhalb der Primär-Si-Ausscheidung der Matrix ein Partikel beobachtet. Die in Abbildung 5.32 gezeigten Ergebnisse der Elementanalyse mittels EDX zeigen, dass dieses Partikel überwiegend aus den Elementen Ti und V besteht, die als Spurenelemente in der verwendeten

Matrixlegierung vorhanden sind. Dunkelfeldaufnahmen des Partikels zeigen Zwillinge innerhalb des Partikels, die auf eine gewisse plastische Verformbarkeit dieses intermetallischen Nanopartikels hindeuten. Zwischen dem Partikel und ebenso dem Si-Bestandteil der Matrix und dem metallischen Glas besteht keinerlei Verbindung. Statt dessen wird eine dünne, Al-reiche Schicht zwischen dem Partikel und dem metallischen Glas beobachtet, die vermutlich auf eine gute Benetzbarkeit des metallischen Glases mit dem Element Aluminium zurückzuführen ist. Die beobachtete schlechte Anbindung zwischen Si und dem metallischen Glas sowie diese dünne, Al-reiche Schicht können möglicherweise, wie bereits zuvor diskutiert, zu einer lokalen Schwächung der Grenzfläche führen. Die Ergebnisse der EDX-Analyse zeigen weiterhin, dass das Aluminium dieser Zwischenschicht stellenweise in das metallische Glas hinein diffundiert. Wie bereits zuvor diskutiert, können durch die Diffusion von Al oder Mg in bereits vorhandene Oxidschichten amorphe Zwischenschichten entstehen [333]. Dunkelfeldaufnahmen dieses Grenzschichtbereichs zeigen, wie auch zuvor bei der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiummischkristall der Matrix, eine dünne Zwischenschicht mit einem gleichmäßig grauen Kontrast. Dieser ändert sich bei der Verwendung unterschiedlich gebeugter Elektronenstrahlen wenig und deutet so auf das Vorhandensein einer amorphen Mikrostruktur innerhalb dieses Grenzschichtbereichs hin. Weiterhin wurde, wie in Abbildung 6.3 gezeigt, eine Heusler-Phase bestehend aus den Elementen Al, Ni, Nb und Ta detektiert, die möglicherweise innerhalb dieser Diffusionsschicht entsteht.

Die in diesem Kapitel diskutierten Ergebnisse der transmissions-elektronenmikroskopischen Untersuchungen belegen, dass der Aufbau der Grenzschicht zwischen den Verbundkomponenten und die auftretenden Mechanismen komplex und vielfältig sind. Es wurde jedoch gezeigt, dass zwischen dem metallischen Glas und dem

Bestandteil an Aluminiummischkristall des Matrixmaterials durch mäßige Grenzflächenreaktionen eine chemische Bindung durch Interdiffusion entsteht. Diese führt, wie beschrieben in [340], zu guten Grenzflächeneigenschaften mit einer starken Grenzflächenbindung. Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen außerdem, dass das metallische Glas durch die geringe Dicke der entstehenden Grenzschicht von maximal 200 nm weitestgehend unbeeinflusst bleibt und somit keine Degradation der Verstärkungsphase stattfindet. Weiterhin kommt es durch den beobachteten schichtartigen Aufbau der Grenzschicht zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiummischkristall zu einem mechanischen „Verhaken“ durch Vermischen von Matrix und Verstärkungsphase, wie es auch für herkömmliche Al-SiC-Verbunde beobachtet wurde [340]. Weiterhin wurde gezeigt, dass zwischen dem metallischen Glas und dem Si-Bestandteil der Matrix keine Grenzflächenbindung erzielt werden kann. An diesen Stellen kommt es, wie in den vorangegangenen Kapiteln vielfach beobachtet, zu mikroskopischer Rissbildung zwischen dem metallischen Glas und dem Si-Anteil der Matrix, die die Grenzfläche schwächt und damit die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds herabsetzt.

6.2 Mechanische Eigenschaften

6.2.1 Elastische Eigenschaften

Die mittels Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) ermittelten Phasenspektren (vgl. Abbildung 5.33) besitzen einen linearen Verlauf über einen breiten Frequenzbereich. Dies deutet, wie beschrieben in [341, 342], darauf hin, dass die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Ultraschallwellen unabhängig von der Frequenz ist und sich das Material

non-dispersiv verhält. Somit sind die daraus berechneten, makroskopischen elastischen Kenngrößen auch für quasistatische Bedingungen gültig [343]. Der ermittelte Referenzwert der AlSi12-Matrix zeigt entsprechend eine hinreichend gute Übereinstimmung mit Literaturwerten, die mit dem gleichen Verfahren bestimmt wurden [341, 343]. Die mit Hilfe der Phasenspektren ermittelten Werte zeigen, dass alle Verbunde höhere E-Moduln besitzen als die AlSi12-Referenz. Dies ist darauf zurückzuführen, dass das metallische Glas einen höheren E-Modul besitzt als die AlSi12-Matrix. Dabei wurde eine höhere E-Modulsteigerung erreicht als bei bisher in der Literatur beschriebenen Verbunden mit metallischem Glas. Untersuchungen an Al-basierten Verbunden mit 15 Vol-% an Partikeln und Fasern aus dem metallischen Glas Zr₆₅Cu₁₈Ni₇Al₁₀ zeigen beispielsweise eine maximale Steigerung des E-Moduls von 70 auf 73 GPa (vgl. Tabelle 2.2 und 2.6, Verbund 9) [269]. Auch in herkömmlichen Saffil-kurzfaserverstärkten Verbunden (10 Vol-%) wird eine geringere E-Modulsteigerung erreicht. Im Vergleich zur unverstärkten Al-Matrix wird der E-Modul hier von 70 auf 81 GPa erhöht [285] (vgl. Tabelle 2.4 und 2.9, Verbund 61). Die im Rahmen dieser Arbeit erreichten E-Modulsteigerungen sind deutlich höher und deuten darauf hin, dass der hohe E-Modul des metallischen Glases effizient zur Steigerung des E-Moduls des Verbunds genutzt werden kann.

In den untersuchten Verbunden existiert ferner eine leichte Anisotropie des E-Moduls aufgrund der Plättchenorientierung mit höheren Werten entlang der Plättchenorientierung als senkrecht dazu. Ähnlich anisotropes Verhalten wurde in der Literatur auch bei anderen Verbunden beobachtet. So besitzen Verbunde mit dreidimensionaler freeze-cast-Aluminiumoxidverstärkung höhere Steifigkeiten entlang der Lamellen als senkrecht dazu [343]. Auch mittels Extrudieren hergestellte SiC-partikelverstärkte Al-basierte Verbunde zeigen eine Anisotropie entsprechend der Partikelausrichtung mit höheren

Steifigkeiten entlang der Extrusionsachse als senkrecht dazu [96]. Die Anisotropie der im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Verbunde nimmt mit kleineren Partikelgrößen ab. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Plättchenorientierung bei den kleineren Partikelgrößen und geringeren Aspektverhältnissen nicht mehr so stark ausgeprägt ist. Die im Vergleich zum Matrixmaterial hohe Streuung der experimentell ermittelten Werte ist, wie erläutert in [341], auf die im Verbund vorhandenen strukturellen Inhomogenitäten und Defekte wie Mikroporen, fehlende Anbindung zwischen den Verbundkomponenten und Partikelanhäufungen sowie die unterschiedlichen Plättchenorientierungen zurückzuführen.

Die experimentell ermittelten Werte wurden mit unterschiedlichen Modellen zur Berechnung des E-Moduls abgeglichen. Dazu wurden die in Kapitel 2.2.2.1 vorgestellten Modelle nach Voigt [144], Reuss [146] und Hill [147] sowie nach Hashin-Shtrikman [148] und Ravichandran [149] eingesetzt. Zur Berechnung der Modelle wurden die für die einzelnen Komponenten experimentell bestimmten Werte verwendet (vgl. Kapitel 3.2, Tabelle 3.3 und Kapitel 5.2.1, Tabelle 5.2). Da mit den im Rahmen dieser Arbeit angewendeten Methoden keine Querkontraktionszahl für das metallische Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ bestimmt werden konnte, wurde die Querkontraktionszahl des metallischen Glases mit ähnlicher Zusammensetzung $\text{Ni}_{60}(\text{Nb}_{60}\text{Ta}_{40})_{34}\text{Sn}_6$ mit einem Wert von 0,361 [53] (vgl. Tabelle 2.1) verwendet. Zum Modellabgleich wurde jeweils nur der Mittelwert von allen gemessenen E-Modulwerten entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung verwendet, da aufgrund der hohen Streuung der Einzelwerte zwar tendenzielle, aber keine signifikanten Unterschiede bestehen. Diese Mittelwerte sind zur Vollständigkeit in Tabelle 6.1 aufgeführt.

Abbildung 6.4 zeigt die experimentell ermittelten E-Modulwerte im Vergleich zu den berechneten Modellen nach Voigt, Reuss, Hill,

Hashin-Shtrikman und Ravichandran sowie zu Verbunden aus eigenen Vorarbeiten zu der vorliegenden Arbeit mit Partikeln aus dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ mit den Siebgrößen 200-600 (AlSi10Mg-Matrix [LOURW17]) und 600-2000 (AlSi12-Matrix [LW15]). Aus der Abbildung geht hervor, dass die E-Moduln der Verbunde mit den kleineren Siebgrößen 200-600, 100-200 und 40-100 zwischen den Grenzen des Hashin-Shtrikman-Modells und nahe des Hill-Modells liegen. Eine grobe Abschätzung der E-Moduln für diese Verbunde ist somit mit diesen Modellen möglich. Die Werte für die Verbunde mit den großen Partikelgrößen 600-2000 lassen sich keinem Modell eindeutig zuordnen. Es wird jedoch beobachtet, dass sich diese Verbunde an die berechnete Voigt-Grenze annähern. Dies ist auf die ausgeprägte Plättchenorientierung innerhalb dieser Verbunde zurückzuführen.

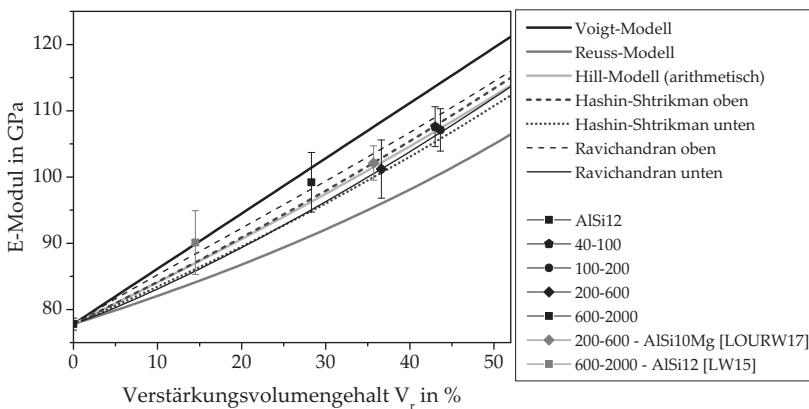


Abbildung 6.4: Abgleich der Mittelwerte von allen experimentell bestimmten E-Modulwerten der verschiedenen Verbunde mit den Modellen nach Voigt, Reuss, Hill, Hashin-Shtrikman und Ravichandran.

Zusätzlich zu den bereits genannten Modellen wurden die UPS-Ergebnisse mit dem Modell nach Halpin-Tsai [150] unter Verwendung

unterschiedlicher Aspektverhältnisse S (l_L/l_D) verglichen. Die einzelnen Werte für die mittlere Länge und Dicke der Plättchen l_L und l_D sowie das berechnete Aspektverhältnis sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst. Zusätzlich werden für jeden Verbund die Mittelwerte von allen experimentell bestimmten E-Modulwerten, die zum Modellabgleich herangezogen wurden, aufgeführt.

Tabelle 6.1: Zusammenfassung der verwendeten Werte zur Abschätzung des E-Moduls nach dem Halpin-Tsai-Modell inklusive der Mittelwerte von allen experimentell bestimmten E-Modulwerten für jeden Verbund.

Verbund	E (experimentell, Mittelwert) (GPa)	l_L (μm)	l_D (μm)	Aspektverhältnis S
600-2000	$99,3 \pm 4,5$	2000	40	50
200-600	$101,2 \pm 4,4$	600	40	15
100-200	$107,1 \pm 3,2$	200	40	5
40-100	$107,6 \pm 3,0$	100	40	2,5

Abbildung 6.5 zeigt die experimentell ermittelten E-Modulwerte für die verschiedenen Verbunde in Abgleich mit dem Halpin-Tsai-Modell mit angepassten Werten für die Partikelaspektverhältnisse. Mit Hilfe dieses Modells lassen sich, wie mit den anderen Modellen, insbesondere die Verbunde mit den kleineren Siebgrößen 200-600, 100-200 und 40-100 bei Verwendung des Aspektverhältnisses 2,5 zur Berechnung des Modells abbilden. Wie bereits zuvor weichen auch hier die Werte der Verbunde mit den Partikelgrößen 600-2000 ab und nähern sich den berechneten Grenzen mit großen Aspektverhältnissen an.

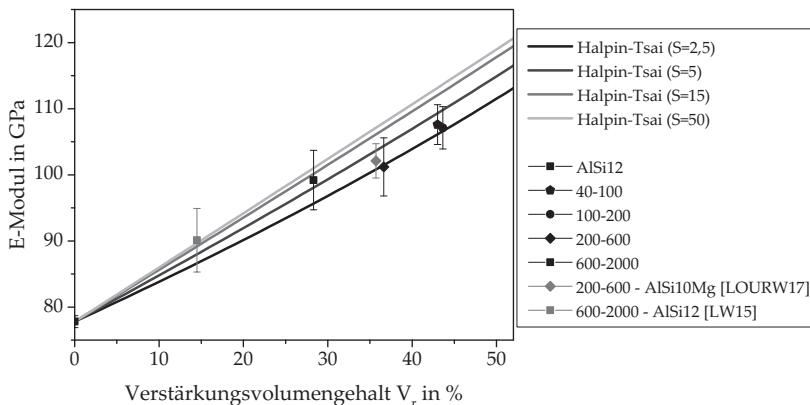


Abbildung 6.5: Abgleich der Mittelwerte von allen experimentell bestimmten E-Modulwerten der verschiedenen Verbunde mit dem Modell nach Halpin-Tsai.

6.2.2 Elastisch-plastische Eigenschaften

Die in Abschnitt 5.2.2.1 dargestellten Ergebnisse der Druckversuche zeigen, dass für alle Verbunde unabhängig von der Plättchenorientierung höhere Druckfestigkeiten $R_{p0,2, \text{Druck}}$ und $R_{m, \text{Druck}}$ als für die unverstärkte Matrix erreicht wurden. Bei keiner Probe wurde der Versuch vorzeitig durch eintretenden Probenbruch beendet, was auf eine hohe Duktilität der Verbunde unter Druckbelastung hindeutet. Weiterhin wurde eine Anisotropie mit höheren Festigkeiten entlang der Plättchenorientierung als senkrecht dazu beobachtet. Bei geringen Stauchungen ist das Verformungsverhalten dabei unabhängig von der Plättchenorientierung. Zu Beginn teilen sich alle in den Verbunden vorhandenen Phasen, d.h. sowohl die Verstärkungsphase als auch die AlSi-Matrix, die äußere Belastung. Die metallische Matrix besitzt allerdings eine deutlich niedrigere Streckgrenze als die Verstärkungsphase und beginnt sich mit zunehmender Belastung plastisch zu verformen. Beim Verbund dagegen wird bei niedrigen Stauchungen ein

weiterer, steiler Spannungsanstieg verzeichnet. Dieser ist nicht auf eine Verfestigung des Materials, sondern vielmehr auf eine zunehmende Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase zurückzuführen (vgl. Abbildung 2.13 [137]). Infolgedessen steigt die Lastaufnahmefähigkeit des gesamten Verbunds. Ähnliches Verhalten wurde bereits bei Verbunden mit freeze-cast Aluminiumoxid-verstärkung [344] sowie für partikelverstärkte Verbunde [345] und für kurzfaserverstärkte Verbunde [137, 183, 346] gezeigt. Nach [183] findet die Lastübertragung bis zum Eintreten von Schädigung in Form von Rissen in den Plättchen oder Faserknicken statt. Anschließend wird das Verformungsverhalten in Verbunden mit regelloser Kurzfaserverstärkung sowohl von der Lastübertragung von der weichen Matrix auf die steifen und hochfesten Fasern als auch von der stattfindenden Schädigung kontrolliert [143, 183–185].

Die Verstärkungswirkung in den Verbunden kommt somit aufgrund der vergleichsweise großen Partikelgrößen [347], der hohen Festigkeit des metallischen Glases (siehe Tabelle 3.3) und der hohen Lastaufnahmefähigkeit der Plättchen durch den in Abschnitt 2.2.2.2 beschriebenen Mechanismus der direkten Verstärkung zustande. Weiterhin trägt vermutlich ein gewisser Anteil an indirekten Verstärkungsmechanismen zur Festigkeitssteigerung der Verbunde bei. In [269] und [SLW15] wird beschrieben, dass die Versetzungsbewegung durch die Anwesenheit der Verstärkung aus metallischem Glas behindert wird. Zusätzlich entstehen durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verbundkomponenten bei der Verbundherstellung vermutlich thermische Spannungen im Verbund. Infolgedessen kommt es zu Anpassungsverformungen und damit vermutlich zu einer hohen Versetzungsdichte in der Umgebung der metallischen Glaspartikel, die auch zur Verstärkung der Verbunde beiträgt. Bei den im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Verbunden werden dabei im Gegensatz zum Verhalten langfaserverstärkter Verbunde

höhere Druckfestigkeiten als Zugfestigkeiten erreicht. Dies ist auf eine höhere Verformbarkeit der Verbunde unter Druckbeanspruchung, wie beschrieben in [211, 348, 349], und auf eine Behinderung der Rissausbreitung durch Rissenschließeffekte zurückzuführen. Die erreichbare Steigerung der 0,2 %-Stauchgrenze $R_{p0,2,\text{Druck}}$ bezogen auf den Wert des unverstärkten Matrixmaterials liegt für die untersuchten Verbunde im Bereich von 70 % (Verbund 600-2000 - senkrecht zur Plättchenorientierung) bis zu etwa 230 % (Verbund 40-100 - entlang der Plättchenorientierung). Abbildung 6.6 zeigt die erreichte Steigerung der 0,2 %-Stauchgrenze der Verbunde $R_{p0,2,c}$ bezogen auf den Wert der unverstärkten Matrix $R_{p0,2,m}$ im Vergleich zu Literaturwerten für andere Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas. Aus der Abbildung geht hervor, dass insbesondere die Verbunde entlang der Plättchenorientierung deutliche Festigkeitssteigerungen im Vergleich zur unverstärkten Matrix aufweisen. Weiterhin sind höhere Festigkeitssteigerungen als bei anderen Verbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas, die mit Hilfe von verschiedenen pulvemetallurgischen [264, 268, 272, 278, 279] sowie schmelzmetallurgischen Methoden [12, 276] hergestellt wurden, möglich.

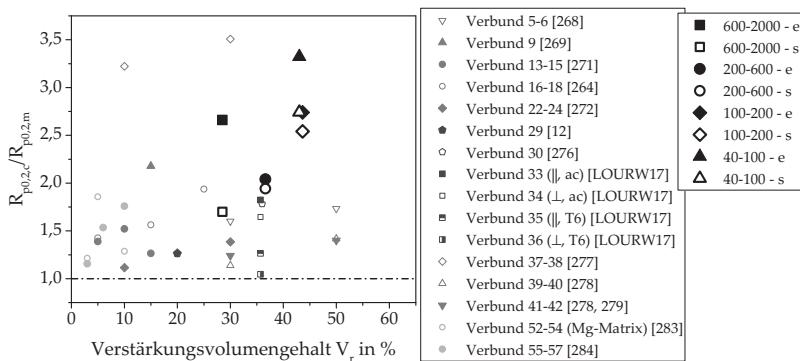


Abbildung 6.6: Vergleich des Verhältnisses der 0,2 %-Stauchgrenze des Verbunds zur 0,2 %-Stauchgrenze der Matrix $R_{p0,2,c}/R_{p0,2,m}$ für die in Kapitel 2.2.4 vor- gestellten Literaturwerte und die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit (getestet entlang (e) und senkrecht (s) zur Plättchenorientierung).

Mit höheren Stauchungen weisen die Verbunde ein zunehmend anisotropes Verhalten entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung auf. Diese unterschiedlichen Druckspannungs-Stauchungs-Verläufe deuten darauf hin, dass unterschiedliche Schädigungsmechanismen in den Verbunden vorliegen. Diese Schädigungsmechanismen wurden mittels *in situ* Druckversuchen im Rasterelektronenmikroskop näher untersucht. Die Ergebnisse dieser *in situ* Versuche sind in Kapitel 5.3.1.1 dargestellt und werden nachfolgend in Abschnitt 6.3.2 ausführlich diskutiert.

Bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung zeigen die Druckspannungs-Stauchungs-Verläufe mit Ausnahme des Verbunds 40-100 näherungsweise konstante Spannungen über weite Stauchungsbereiche mit einer Tendenz zu entfestigendem Verhalten. Ähnliches Verhalten mit leicht abnehmenden Spannungen wird auch in anderen Verbunden mit Verstärkung aus metallischem Glas beobachtet [45, 272]. Dieses Verhalten wird auf Partikelbrüche während der Verformung des Verbunds, wie sie auch im Rahmen der vorliegenden

Arbeit bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung beobachtet wurden (vgl. Abschnitt 5.3.1.1), zurückgeführt. Weiterhin werden steigende Festigkeiten $R_{p0,2, \text{Druck}}$ und $R_{m, \text{Druck}}$ mit zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt beobachtet. Grund dafür ist vermutlich, dass bei einer Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung alle Plättchen unter Vorliegen einer iso-Spannungs-Bedingung (Reuss-Modell) belastet werden und der Verstärkungsvolumengehalt vollständig ausgenutzt wird. Die ähnlichen Festigkeitswerte der Verbunde 40-100 und 100-200 (siehe Kapitel 5.2.2.1, Abbildung 5.37) belegen, dass die Plättchengröße bzw. das Aspektverhältnis der Plättchen bei einer Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung keinen signifikanten Einfluss auf die Verbundfestigkeit besitzt. Die Verbunde besitzen allerdings deutlich unterschiedliche Druckspannungs-Stauchungs-Verläufe mit einem signifikanten Spannungsabfall beim Verbund 40-100, während der Verbund 100-200 näherungsweise konstante Spannungen aufweist. Dies ist auf unterschiedliche Schädigungsmechanismen in den Verbunden zurückzuführen, die nachfolgend in Abschnitt 6.3.2 ausführlich diskutiert werden. Der Verbund 40-100 zeigt zudem auch entlang der Plättchenorientierung einen ähnlichen Druckspannungs-Stauchungs-Verlauf wie senkrecht dazu. Dies belegt, wie schon mittels der Ergebnisse der Orientierungsanalyse an den μ CT-Daten gezeigt (vgl. Abschnitt 5.1.5.1), dass in den Verbunden mit den kleinsten Partikeln aufgrund des geringen Aspektverhältnisses keine ausgeprägte Orientierung der Plättchen vorliegt. Dadurch verhält sich dieser Verbund zunehmend wie ein Material mit gleichmäßiger und regelloser Verteilung der Verstärkungsphase. Durch die geringe Partikelgröße und das geringe Aspektverhältnis der Partikel entstehen außerdem, wie auch die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen zeigen (vgl. Kapitel 5.1.4), geringe Abstände zwischen den Partikeln [2, 189]. Dadurch kommt es bereits bei geringen, plastischen Verformungen zu lokalen Berührpunkten zwischen

den Partikeln. Diese wirken, wie beschrieben in [187, 188], später als Ausgangsort für das Versagen des Verbunds.

Im Gegensatz zu den senkrecht zur Plättchenorientierung getesteten Proben wird bei den entlang der Plättchenorientierung getesteten Proben ein ausgeprägtes Maximum bei einer Totaldehnung von 5-6 % und ein anschließender Spannungsabfall gefolgt von einem erneuten Spannungsanstieg ab einer Stauchung von etwa 25 % detektiert. Der Spannungsabfall ist dabei auf die einsetzende Schädigung durch ein Knick- bzw. Schubverformungsband, wie es in Abschnitt 5.3.1.1 beobachtet wurde, zurückzuführen. Der erneute Spannungsanstieg mit einem Verlauf näherungsweise parallel zum Verlauf der unverstärkten Matrix lässt darauf schließen, dass die Schädigung im Verbund hier eine Sättigung erreicht hat und Verfestigung des Matrixmaterials eintritt. Der steilere Anstieg, der bei den Verbunden mit den Siebgrößen 40-100 und 100-200 beobachtet wurde, ist dabei auf eine höhere Verfestigungsrate aufgrund des höheren Verstärkungsvolumengehalts bzw. des geringeren Matrixanteils zurückzuführen. Entlang der Plättchenorientierung werden zudem höhere Druckfestigkeiten beobachtet als bei Belastung senkrecht dazu. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Plättchen entlang der Plättchenorientierung gemäß dem iso-Dehnungsmodell (Voigt) stärker belastet werden und somit mehr Last im Verbund aufnehmen. Durch die lokal unterschiedliche Ausrichtung der Plättchen wird die Schädigung in Form von Schubverformungsbändern und Plättchenknicken bei unterschiedlichen Spannungen initiiert. Es ist davon auszugehen, dass bei weniger gut ausgerichteten Plättchen früher Schädigung eintritt. Dies führt dazu, dass die ermittelten Festigkeitswerte keine direkte Abhängigkeit vom Verstärkungsvolumengehalt zeigen und starken Schwankungen unterliegen.

Die Zugversuche wurden an Proben mit einer Ausrichtung entlang der Plättchenorientierung durchgeführt. Die in Abschnitt 5.2.2.2 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass das Einbringen der metallischen Glasplättchen in die AlSi12-Matrix bei allen Verbunden sowohl die 0,2 %-Dehngrenze als auch die Zugfestigkeit signifikant erhöht. Die 0,2 %-Dehngrenze ändert sich dabei wenig mit abnehmender Plättchengröße bzw. zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt. Alle Verbunde zeigen nach Erreichen der 0,2 %-Dehngrenze ein verfestigendes Verhalten. Dieses ist nicht auf eine Verfestigung des Matrixmaterials, sondern, wie bereits im vorhergehenden Abschnitt diskutiert, vielmehr auf eine zunehmende Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase zurückzuführen (vgl. Abbildung 2.13 [137]). Die Zugfestigkeit der Verbunde nimmt mit abnehmender Partikelgröße ab und liegt deutlich unter den ermittelten Druckfestigkeitswerten der Verbunde. Ähnliches Verhalten mit niedrigeren Zugfestigkeiten als Druckfestigkeiten wird für kurzfaserverstärkte Metallmatrixverbunde beobachtet [182, 211]. Das Einbetten von Plättchen aus dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ mit höheren Festigkeiten als der unverstärkten Matrix (vgl. Abschnitt 3.2, Tabelle 3.3) führt dennoch für alle Plättchengrößen zu einer Festigkeitssteigerung der Verbunde im Vergleich zur unverstärkten Matrix. Das beobachtete Verhalten der Verbunde deutet darauf hin, dass diese Festigkeitssteigerung auf den Mechanismus der direkten Verstärkung mit direkter Lastübertragung auf das metallische Glas zurückzuführen ist und wenig große Plättchen mit hohen Aspektverhältnissen in den Verbunden 200-600 und 600-2000 mehr Last im Verbund aufnehmen als viele kleinere Partikel mit geringeren Aspektverhältnissen. Entsprechend verhalten sich die Verbunde wie faser verstärkte Verbunde, in denen kürzere Fasern einen deutlich geringeren Anteil zur Verbundfestigkeit beitragen als längere Fasern [168]. Die Lastaufnahmefähigkeit in den untersuchten Verbunden nimmt

mit abnehmender Partikelgröße und gleichzeitig abnehmendem Aspektverhältnis ab. Die direkte Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase ist in partikelverstärkten Verbunden aufgrund des geringen Aspektverhältnisses der Partikel generell nicht so groß wie in faserverstärkten Verbunden [2] und der Mechanismus der indirekten Verstärkung ist umso effizienter, je kleiner die Partikel sind [153]. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendete kleinste Partikelgröße ist dabei im Vergleich zu herkömmlichen Partikelverstärkungen immer noch verhältnismäßig groß. Aus diesem Grund ist eine indirekte Verstärkung basierend auf mikrostrukturellen Verfestigungsmechanismen in der Matrix wenig effizient [45, 153] und bei den im Rahmen dieser Arbeit betrachteten Verbunden nur wenig wirksam. Zusätzlich wurden in den Verbunden mit kleinen Partikelgrößen 100-200 und 40-100 Risse in den Glasplättchen detektiert, die, wie bereits zuvor in Abschnitt 6.1.4 diskutiert, auf eine Vorschädigung des Glases bei der Pulverherstellung durch Kugelmahlen zurückzuführen ist. Diese rissbehafteten Partikel nehmen vermutlich nur einen geringen Teil der äußeren Last auf. Sie tragen somit nicht oder nur wenig zur Verstärkung des Materials bei und reduzieren die Fließspannung und die Duktilität des Matrixmaterials. Ferner können diese Risse, wie die Ergebnisse der *in situ* Versuche und der Vierpunktbiegeversuche zeigen, als Ausgangsorte für weitere Schädigung im Verbund wirken. Beim Verbund 40-100 wurde weiterhin lokal hohe Porosität detektiert, die sowohl die 0,2 %-Dehngrenze als auch die Zugfestigkeit weiter herabsetzt.

Das spröde Materialverhalten des metallischen Glases (vgl. Abbildung 3.6) sorgt weiterhin für eine deutliche Verringerung der Totaldehnung beim Bruch der Verbunde im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial. Dies ist ein bekanntes Phänomen in Metallmatrixverbunden [191, 192]. Die Ergebnisse der Zugversuche an den untersuchten Verbunden zeigen weiterhin, dass die Totaldehnung

beim Bruch der Verbunde mit abnehmender Partikelgröße sinkt. Dies ist möglicherweise darauf zurückzuführen, dass mit kleineren Partikelgrößen und zunehmenden Partikelvolumengehalten die Abstände zwischen den Partikeln geringer werden. Dies führt zu einer stärkeren Dehnungsbehinderung der Matrix und somit zu Spannungsüberhöhungen, die wiederum vorzeitig Schädigung hervorrufen können. Die detektierte Totaldehnung beim Bruch der Verbunde ist allerdings deutlich niedriger als die Totaldehnung beim Bruch des metallischen Glases von $1,02 \pm 0,07\%$ (vgl. Tabelle 3.3). Dies ist möglicherweise auch auf einen Einfluss der bereits diskutierten Vorschädigung des metallischen Glases bei der Partikelherstellung zurückzuführen. Außerdem werden bei den Verbunden 40-100 und 100-200 große Ausscheidungen beobachtet, die vermutlich aus der intermetallischen Phase Al₅FeSi bestehen (vgl. Abschnitt 6.1.4). Diese intermetallische Phase führt bekanntermaßen zu niedrigen Dehnungswerten in AlSi-Gusslegierungen [324]. Zusätzlich kommt es möglicherweise bei der Herstellung der Verbunde zu einer Versprödung des metallischen Glases durch strukturelle Relaxation aufgrund von Anlasseffekten [36, 350]. Auf eine Versprödung des metallischen Glases während der Herstellung deutet das in Abschnitt 5.3.1.2 gezeigte spröde Bruchbild des Glases (Abbildung 5.93) hin. Somit ist davon auszugehen, dass die mechanischen Eigenschaften des metallischen Glases im Grundzustand nicht voll zur Verstärkung des Matrixmaterials ausgenutzt werden können.

Dennoch lassen sich im Vergleich zu anderen, in der Vergangenheit untersuchten Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas deutlichere Steigerungen der 0,2 %-Dehngrenze und der Zugfestigkeit erreichen. Nachfolgend sind die Ergebnisse der Verbunde dieser Arbeit im Vergleich zu bekannten Literaturwerten für Metallmatrixverbunde mit herkömmlicher Verstärkung aus Saffil-Fasern [285] sowie für Mg- und Al-basierte Metallmatrixverbunde

mit Verstärkungen aus metallischem Glas dargestellt [264, 274, 284]. Abbildung 6.7 zeigt die erreichte Steigerung der 0,2 %-Dehngrenze der Verbunde $R_{p0,2,c}$ bezogen auf den Wert der unverstärkten Matrix $R_{p0,2,m}$. Aus der Abbildung geht hervor, dass bei allen im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbunde höhere Steigerungen der 0,2 %-Dehngrenze erzielt werden als bei pulvermetallurgisch hergestellten Al-basierten Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen sowohl aus Saffil-Fasern [285] als auch aus metallischem Glas [264, 274]. Die Steigerung der 0,2 %-Dehngrenze liegt dabei bei etwa 100 %. Abbildung 6.8 zeigt die erreichte Steigerung der Zugfestigkeit der Verbunde $R_{m,c}$ bezogen auf den Wert der unverstärkten Matrix $R_{m,m}$. Wie in der Abbildung dargestellt, kann für den Verbund 40-100 nur eine geringe prozentuale Festigkeitssteigerung erreicht werden. Die größte Festigkeitssteigerung von 60 % wird für den Verbund 600-2000 erreicht. Diese Festigkeitssteigerung ist die höchste, die bisher sowohl für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Verbunde als auch für andere, pulvermetallurgisch hergestellte Al-basierte Metallmatrixverbunde mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas [264, 274] erreicht werden konnte.

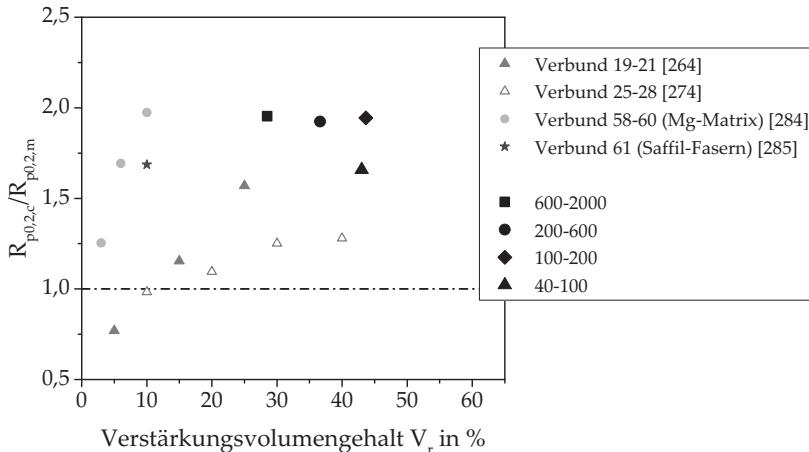


Abbildung 6.7: Vergleich des Verhältnisses der 0,2 %-Dehgrenze des Verbunds zur 0,2 %-Dehgrenze der Matrix $R_{p0,2,c}/R_{p0,2,m}$ für die in Kapitel 2.2.4 vorgestellten Literaturwerte und die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit.

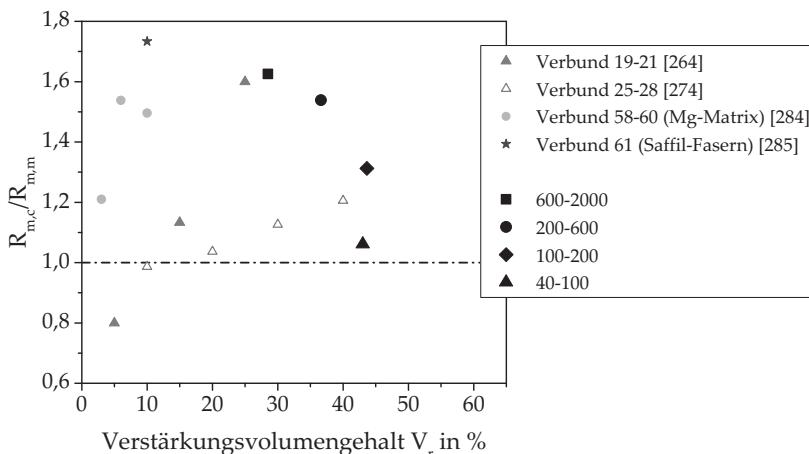


Abbildung 6.8: Vergleich des Verhältnisses der Zugfestigkeit des Verbunds Zugfestigkeit der Matrix $R_{m,c}/R_{m,m}$ für die in Kapitel 2.2.4 vorgestellten Literaturwerte und die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit.

Elastisches Materialverhalten, also wirklich reversible Verformung, findet nur bei vollständiger Abwesenheit von plastischer Verformung statt. In Verbunden kommt es allerdings zu großen Spannungsunterschieden in den Komponenten durch die unterschiedlichen Eigenschaften wie Steifigkeit oder thermischer Ausdehnungskoeffizient, die bereits bei sehr niedrigen Belastungen zu lokaler plastischer Deformation führen [82]. Daraus resultieren für diskontinuierlich verstärkte Verbunde oft niedrige Streckgrenzen [302]. Aus diesem Grund kann der E-Modul von Verbunden nicht über die Steigung im Anfangsbereich der Spannungs-Dehnungskurve bestimmt werden. Entsprechend wurde der E-Modul der Verbunde, wie in Kapitel 4.4.2 beschrieben, über Entlastungssequenzen ermittelt. Die so bestimmten E-Moduln zeigen eine gute Übereinstimmung mit den mittels Ultraschallphasenspektroskopie ermittelten Werten. Mit Hilfe von weiteren Entlastungssequenzen sollte weiterhin über eine Veränderung des E-Moduls mit zunehmender Beanspruchung eine Aussage über die auftretende Schädigung erhalten werden. Irreversible Schädigungen wie beispielsweise Partikelbrüche, die bei Beanspruchung in einem Verbundwerkstoff auftreten, führen zu einem Rückgang der Steifigkeit des Materials, da der lasttragende Anteil der Verstärkung abnimmt [198, 351]. Wie in Abbildung 5.40 (Abschnitt 5.2.2.2) gezeigt, wurde ein signifikanter Rückgang der Steifigkeit und damit ein Anstieg des Schädigungsparameters D nur bei der unverstärkten AlSi12-Matrix beobachtet. Beim Matrixmaterial treten im Vergleich zu den Verbunden verhältnismäßig hohe Totaldehnungen und somit ein hoher Anteil an plastischer Verformung auf. Der Rückgang der Steifigkeit ist somit auf Rissbildung in Primär-Si Partikeln zurückzuführen, die während der plastischen Verformung des Matrixmaterials auftreten. Ähnliches Verhalten wurde für übereutektische AlSi-Legierungen in [351] beobachtet. Bei den Verbunden tritt eine starke Schwankung der Werte

auf. Es wird kein signifikanter Rückgang der Steifigkeit und somit kein Anstieg des Schädigungsparameters beobachtet. Auch die Ergebnisse der optischen Dehnungsmessungen in Abbildung 5.41 zeigen bis kurz vor dem Probenbruch (Abbildung 5.41 (iii)) keine Veränderungen auf der Probenoberfläche wie Dehnungslokalisierung oder globale plastische Verformung. Diese Beobachtungen belegen, dass nur wenige Veränderungen im Material auftreten. Im Gegensatz zum unverstärkten Matrixmaterial sind außerdem die auftretenden Totaldehnungen im Verbund vergleichsweise niedrig. Auftretende Spannungen während der Belastung werden vermutlich überwiegend durch lokale, plastische Verformung des Matrixmaterials abgebaut. Phänomene wie makroskopische Riss- und Porenbildung, die zu einer Steifigkeitsdegradation führen, finden erst unmittelbar vor dem Versagen statt. Dies geht auch aus den Ergebnissen der *in situ* Zugversuche im Rasterelektronenmikroskop hervor. Somit konnte *ex situ* über die Entlastungszyklen kein Schädigungsfortschritt über eine Veränderung des E-Moduls detektiert werden. Aus diesem Grund und zur detaillierten Analyse der auftretenden Schädigungsmechanismen sind *in situ* Untersuchungen an den Verbunden notwendig.

Zusätzlich zu den diskutierten Zug- und Druckversuchen wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit Vierpunktbiegeversuche durchgeführt. Wie in Abschnitt 4.4.3 beschrieben, wurden die verwendeten Vierpunktbiegeproben senkrecht zur Infiltrationsrichtung aus dem Verbund entnommen. Entsprechend sind die Plättchen innerhalb der Proben näherungsweise parallel zur neutralen Faser angeordnet. Für eine Untersuchung der auftretenden Schädigungsmechanismen im Inneren des Materials wurden doppeltgekerbte Proben verwendet. Durch diesen Kerbeinfluss können keine absoluten mechanischen Kenngrößen ermittelt werden und auf eine Berechnung von Randfaserspannungen und Randfaserdehnungen

wurde entsprechend verzichtet. Die Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche in Kapitel 5.3.3 zeigen dennoch, dass die verwendeten Partikelgrößen einen Einfluss auf das mechanische Werkstoffverhalten besitzen. Diese Einflüsse werden nachfolgend diskutiert. Wie in Abschnitt 5.3.3 gezeigt, besitzen alle untersuchten Verbunde durch den höheren E-Modul des metallischen Glases höhere Biegesteifigkeiten als das unverstärkte Matrixmaterial. Weiterhin können die Verbunde 200-600 und 600-2000 mit den größten Plättchen und Aspektverhältnissen höhere Lasten aufnehmen als die unverstärkte Matrix. Für die Verbunde 40-100 und 100-200 wird keine Verstärkung des Matrixmaterials erzielt. Bis auf den Verbund 40-100 zeigen alle Verbunde ein ähnlich schadenstolerantes Verhalten wie das unverstärkte Matrixmaterial mit zunehmenden Durchbiegungen nach Erreichen der Maximalkraft. Beim Verbund 40-100 wird dieses Verhalten vermutlich aufgrund der vorhandenen, lokal großen Poren (wie beobachtet in den metallografischen Schliffbildern in Abschnitt 5.3.3) nicht erreicht. Wie zuvor diskutiert, ist das beobachtete Verhalten vermutlich darauf zurückzuführen, dass die großen Plättchen aufgrund der hohen Aspektverhältnisse im Verbund wie Kurzfasern wirken. Durch die Anordnung der Plättchen parallel zur neutralen Faser kann zusätzlich zur hohen Festigkeit die hohe elastische Verformbarkeit des metallischen Glases unter Biegebelastung ausgenutzt werden. Aufgrund der abnehmenden Partikelgröße und dementsprechend abnehmenden Aspektverhältnissen kann diese Verstärkungswirkung in den Verbunden 40-100 und 100-200 nicht erreicht werden. Zusätzlich weisen die Verbunde 200-600 und 600-2000 große Abstände zwischen den Plättchen mit unverstärkten Matrixbereichen dazwischen (vgl. Kapitel 5.1.4) und durch den geringeren Verstärkungsvolumengehalt einen größeren Anteil an Matrixmaterial als die Verbunde 40-100 und 100-200 auf. Dieser höhere Matrixanteil erlaubt ein höheres Maß an plastischer Verformung zwischen

den Plättchen. Spannungen an den Spitzen entstehender Risse können durch plastische Verformung des Matrixmaterials abgebaut werden. Zusätzlich liegen in den Verbunden aufgrund der unterschiedlichen Plättchengrößen verschiedene Schädigungsmechanismen vor. Die Ergebnisse der Schädigungsanalyse an der Vierpunktbiegeprobe des Verbunds 600-2000 in Abschnitt 5.3.3 zeigen, dass es zu Rissumlenkung und Rissablenkungen entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial kommt. Die großen Plättchen wirken somit als effektive Barrieren gegen Rissausbreitung. Die geringen, gemessenen Maximalkräfte bei den Verbunden 40-100 und 100-200 werden neben den geringen Partikelgrößen zusätzlich durch die bereits diskutierte Vorschädigung des metallischen Glases bei der Partikelherstellung sowie die vorhandenen spröden intermetallischen Phasen verringert. Wirkende Schädigungsmechanismen in den Verbunden unter Vierpunktbiegebelastung sowie ein Einfluss der Partikelgröße, der Vorschädigung und der intermetallischen Phasen wird nachfolgend in Kapitel 6.3.4 ausführlich diskutiert.

6.3 Schädigungsverhalten

Zur Abschätzung der Funktionsfähigkeit eines Verbunds ist es notwendig, Schädigungsmechanismen zu identifizieren und zu verstehen. Wie bereits in Kapitel 6.2.2 aufgrund der unterschiedlichen Spannungs-Dehnungs-Verläufe unter Druck-, Zug- und Vierpunktbiegebelastung der Verbunde mit unterschiedlichen Partikelgrößen erwähnt, existieren für die verschiedenen Verbunde, Partikelgrößen und -orientierungen unterschiedliche Versagensmechanismen. Um eine Erhöhung der Verbundfestigkeit durch eine direkte Verstärkung mit Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase bis zum Bruch der Verstärkung zu erreichen, muss weiterhin eine gute

Grenzflächenhaftung gegeben sein. Wenn die Grenzflächenfestigkeit niedriger ist als die Festigkeit der Verstärkung, kommt es zu Grenzflächenablösungen vor Partikelbruch [277]. Dies setzt die Festigkeit des Verbunds herab. Die Ergebnisse der TEM-Untersuchung des Grenzschichtaufbaus in Abschnitt 5.1.6 zeigen, dass eine dünne Interdiffusionsschicht entsteht, bei der Aluminium aus dem Matrixmaterial in das metallische Glas hinein diffundiert. Es ist bekannt, dass diese dünnen Interdiffusionsschichten zu guten Grenzflächenbindungen führen [165, 269, 331]. Die Ergebnisse der TEM-Untersuchung zeigen weiterhin, dass zwischen dem metallischen Glas und dem Si-Bestandteil des Matrixmaterials keine Anbindung erzielt werden kann. Bei den nachfolgend diskutierten Schädigungsmechanismen wird dementsprechend neben dem Einfluss der Partikelgrößen und -orientierungen ein weiterer Fokus auf die auftretenden Schädigungsmechanismen an den Grenzflächen gelegt.

6.3.1 Schädigungsverhalten unter Zugbeanspruchung

Die Ergebnisse der in situ Zugversuche im Rasterelektronenmikroskop zeigen, dass während der Belastungszunahme lange keine makroskopische Schädigung zu erkennen ist. Erst kurz vor dem Probenbruch werden mehrere Risse im metallischen Glas senkrecht zur Belastungsrichtung beobachtet. Diese Risse treten ähnlich wie bei kurzfaserverstärkten Verbunden mit starker Grenzflächenanbindung [6, 211] häufig in der Mitte der metallischen Glasplättchen auf. Weiterhin kommt es zu Porenbildung in der Matrix durch Risse in Ausscheidungen und intermetallischen Teilchen. Bei Probenbruch ist keine globale plastische Verformung sichtbar. Dies deutet darauf hin, dass nur ein lokal begrenzter Bereich einer Spannungskonzentration

aufgrund lokal reduzierter Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds unterliegt [212]. Diese lokal reduzierte Lastaufnahmefähigkeit entsteht beispielsweise durch einen Riss in einem metallischen Glasplättchen innerhalb des Probenvolumens. Durch den großen Querschnitt der Plättchen sind entstehende Risse bereits sehr lang und reduzieren den tragenden Probenquerschnitt deutlich. Weiterhin sind in der Nähe des Hauptisses mehrere Risse in benachbarten Glasplättchen zu beobachten. Dies ist darauf zurückzuführen, dass im Fall von geringer makroskopischer Duktilität die meisten Schädigungsprozesse in der Nähe der endgültigen Bruchfläche lokalisiert sind [223, 352, 353].

Die erste mikroskopische Schädigung in Form von vereinzelter Rissbildung im metallischen Glas wird allerdings bereits bei Spannungen nahe der 0,2 %-Dehgrenze des Verbunds detektiert. Wie bereits beschrieben, entstehen die Risse im metallischen Glas senkrecht zur äußeren Zugbelastung. Unter dieser äußeren Zugbelastung wird kein Versagen durch Scherbandbildung und Bruch entlang der Scherbänder unter $> 45^\circ$ zur Belastungsrichtung beobachtet, wie sonst in metallischen Gläsern üblich [42, 64]. Der atomar wirksame Mechanismus, der zum Versagen des metallischen Glases innerhalb des Verbunds führt, ist somit vermutlich der Bruch lokaler Atomcluster in sogenannten Zugumwandlungszenen (engl.: tensile transformation zone (TTZ)) (vgl. Kapitel 2.1.3) [69]. Die ersten beobachteten Mikrorisse im metallischen Glas wurden in der Nähe eines Partikelendes detektiert. Dies ist möglicherweise darauf zurückzuführen, dass im Matrixmaterial an scharfen Ecken von Fasern oder Partikeln hydrostatische Zugspannungsfelder entstehen, die zu lokal konzentrierter plastischer Deformation führen [164, 186, 199, 200]. Diese plastische Verformung findet bereits bei Spannungen unterhalb der Streckgrenze der unverstärkten Matrix statt [168]. Die hervorgerufenen Dehnungen können im metallischen Glas nicht abgebaut werden und es kommt lokal zur Rissbildung. Ähnlich wie in herkömmlichen,

kurzfaserverstärkten Verbunden mit Saffil-Fasern werden die Risse mit steigender Dehnung breiter und es kommt zur Bildung von Poren zwischen den gebrochenen Plättchen [216]. Zusätzlich entstehen mit zunehmender Belastung weitere Mikrorisse, von denen sich einige letztlich verbinden und zum Probenbruch durch makroskopische Rissausbreitung führen [212]. Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zeigen, dass die entstehenden Risse sich nicht notwendigerweise ausbreiten. Stattdessen entsteht stellenweise vor der Rissspitze lokalisierte, plastische Deformation unter einem Winkel von etwa 45° zur Plättchenoberfläche (vgl. Abbildung 5.91). Somit wird die Rissausbreitung, ähnlich wie in Abbildung 2.15(a) gezeigt, durch plastische Verformung in der Matrix vor der Rissspitze gestoppt [192]. Ähnliche Effekte wurden bereits für andere Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas beobachtet [269]. Es wird keine Rissablenkung entlang der Grenzfläche detektiert. Weiterhin tritt nur an wenigen Stellen des Verbunds Grenzflächendelamination ein. Dies deutet auf gute Grenzflächenanbindung und eine gute Kraftübertragung zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial hin. Ähnliche Ergebnisse von guter Grenzflächenhaftung in Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas wurden bereits mehrfach beobachtet [12, 51, 264, 276]. Die wenigen Stellen, an denen Grenzflächendelaminationen im Verbund stattfinden, sind Bereiche mit parallel zur Beanspruchungsrichtung ausgerichteten Partikeln und mit ebenen Flächen senkrecht dazu [82]. So wird Grenzflächenablösung an einer Stelle mit lokaler Plättchenanordnung senkrecht zur Belastungsrichtung (vgl. Abbildung 5.90) beobachtet. Diese Grenzflächenablösung entsteht durch hydrostatische Spannungen, die im Gegensatz zu den hohen Spannungen an Ecken und Kanten von Verstärkungselementen durch die Dehnungsbehinderung an großen, flachen Grenzflächen zwischen Matrix und Verstärkungsphase senkrecht zur Zugbelastung nicht abgebaut

werden können [354]. Weiterhin entstehen, ähnlich wie in kurzfaser-verstärkten Verbunden, vereinzelt Grenzflächenablösungen am Ende eines Plättchens. Diese sind wiederum auf Mikroplastizität aufgrund von hydrostatischen Spannungszuständen an den Ecken der Plättchen zurückzuführen. In Folge dieser Mikroplastizität bilden sich an den Partikelenden Poren [214, 215]. Diese Poren wachsen mit fortschreitender Beanspruchung und es kommt zu makroskopischen Grenzflächenablösungen mit ähnlichen Durchmessern wie die der Verstärkungsfaser [164], wie es auch die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zeigen. Die beschriebenen Grenzflächenablösungen finden jedoch nur an wenigen Stellen des Verbunds statt und es wird insgesamt eine gute Grenzflächenhaftung beobachtet. So werden am Hauptriss weiterhin mehrfache Risse durch das metallische Glas und Bruchstücke an metallischem Glas auf beiden Seiten des Risses detektiert.

Die Betrachtung der Bruchfläche zeigt Grübchen und Waben auf der Bruchfläche der zugbeanspruchten Proben. Ähnlich wie in anderen Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas ist dieses Bruchbild auf ein duktiles Matrixversagen zurückzuführen [274]. Außerdem werden auf der Bruchfläche herausgezogene Plättchen detektiert. Ähnliches Verhalten wird in Form von Faser-Pull-Out-Effekten auch bei kurzfaser verstärkten Verbunden beobachtet. Die auf den herausgezogenen Plättchen großflächig anhaftenden Matrixreste deuten erneut auf eine gute Grenzflächenhaftung zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial hin. Das Versagen, das zum Pull-Out der Plättchen führt, ist somit nicht ausschließlich durch ein Versagen der Grenzfläche, sondern vermutlich auch auf ein kohäsives Versagen der Matrix nahe der Grenzfläche aufgrund der auftretenden, radialen Schubspannungen in der Matrix nahe der Plättchen zurückzuführen [179, 212]. Ähnliches Versagen durch Pull-Out der Plättchen wird im Rahmen der *in situ* Versuche auf der

Probenoberfläche nicht beobachtet. Dies deutet darauf hin, dass ein Pull-Out der Plättchen auf der Probenoberfläche durch erleichterte plastische Verformbarkeit aufgrund des vorliegenden ebenen Spannungszustands vermieden werden kann. Entsprechend tritt Pull-Out der Plättchen als zusätzlicher Schädigungsmechanismus im Probeninneren bei eingeschränkter plastischer Verformbarkeit des Matrixmaterials auf.

6.3.2 Schädigungsverhalten unter Druckbeanspruchung

Die in Kapitel 5.2.2.1 dargestellten Ergebnisse der Druckversuche zeigen für die Verbunde 100-200, 200-600 und 600-2000 unterschiedliche Druckspannungs-Stauchungs-Verläufe entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung. Wie in Abschnitt 6.2.2 bereits diskutiert sind diese unterschiedlichen Verläufe auf unterschiedliche Schädigungsmechanismen zurückzuführen. Die auftretenden Schädigungsmechanismen sind abhängig von der Partikelgröße und der Plättchenorientierung und werden nachfolgend diskutiert.

Bei allen Verbunden kommt es zu sprödem Versagen der Verstärkungsphase und duktilem Matrixversagen. Ähnliches Verhalten wurde in der Vergangenheit bereits bei anderen Metallmatrixverbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas beobachtet [45, 281]. Zusätzlich dazu tritt abhängig von der Plättchenorientierung Plättchenbruch oder lokalisierte plastische Verformung mit Plättchenknicken ein. Dabei werden, ähnlich wie in kurzfaserverstärkten Verbunden, Risse parallel zur Belastungsrichtung insbesondere in Plättchen beobachtet, die senkrecht zur äußeren Belastung ausgerichtet sind [211]. Plättchen mit

einer Orientierung entlang der äußeren Druckbelastungsrichtung neigen dagegen zu Plättchenknicken [143]. Die Rissbildung im metallischen Glas parallel zur äußeren Belastungsrichtung lässt sich mit Hilfe des Modells nach [182, 211, 217] (vgl. Kapitel 2.2.2.3, Abbildung 2.18) erklären. Demnach führt die Stauchung unter Druckbeanspruchungen durch Volumenkonstanz zu einer Querdehnung der Probe. Unter der Annahme, dass im Verbund lokal eine iso-Dehnungsbedingung vorliegt, werden aufgrund dieser Querdehnung insbesondere in den Plättchen, die senkrecht zu Belastungsrichtung orientiert sind, Zugspannungen induziert. Die Risse in den Plättchen parallel zur äußeren Druckbelastung entstehen folglich aufgrund dieser induzierten Zugbelastung, die senkrecht zur äußeren Druckbelastung wirkt. Neben Metallmatrixverbunden mit Kurzfaserverstärkung aus Saffil-Fasern, wie gezeigt in [211], wurden ähnliche Effekte auch bei Verbunden mit einer Verstärkung aus freeze-cast Aluminiumoxidschäumen bei einer Belastung senkrecht zu den keramischen Lamellen beobachtet [344].

Aufgrund der großen Plättchen mit großen Aspektverhältnissen und der ausgeprägten Orientierung der Plättchen verhält sich insbesondere der Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung nach dem zuvor beschriebenen Mechanismus, da die einzelnen Plättchen hier vorrangig entlang der induzierten Zugbelastung ausgerichtet sind [211]. Bei diesem Verbund entsteht eine erste mikroskopische Schädigung durch Rissbildung im metallischen Glas parallel zur äußeren Druckbelastungsrichtung bei einer Spannung von etwa 200 MPa, die ungefähr der 0,2%-Stauchgrenze des Verbunds entspricht. Wie bereits im vorhergehenden Abschnitt 6.3.1 diskutiert, entstehen diese Risse im metallischen Glas durch den atomaren Mechanismus des Bruchs lokaler Atomcluster in sogenannten Zugumwandlungszonen (engl.: tensile transformation zone (TTZ)) (vgl. Kapitel 2.1.3) [69]. Ähnlich wie in kurzfaserverstärkten Verbunden mit starker Grenzflächenanbindung entstehen die Risse etwa in der Mitte

der Plättchen [6, 211]. Die Bildung dieser Risse deutet darauf hin, dass eine Spannungsverteilung über die Länge des Plättchens und eine Lastübertragung von der Matrix auf die Glaspartikel stattfindet [264, 355]. Die metallischen Glaspartikel tragen somit wesentlich zur Verbundfestigkeit bei [264]. Dementsprechend liegt bei den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbunden mit großen Partikelgrößen durch das hohe Aspektverhältnis der Plättchen eine Form von Kurzfaserverstärkung vor. Solange noch keine globale Plastizität eingesetzt hat, werden weiterhin nur wenige Risse detektiert. Ähnlich wie die Ergebnisse an Verbunden mit freeze-cast Aluminiumoxidschäumen zeigen, setzt umfangreiche Rissbildung am Übergang vom elastischen zum elastisch-plastischen Verformungsbereich der Verbunde ein [308]. Diese erneute Rissbildung entsteht wieder überwiegend in der Mitte anderer Plättchen und in der Mitte der Fragmente der bereits gebrochenen Plättchen (vgl. Abbildungen 5.58 und 5.59). Dieser Vorgang wiederholt sich mit zunehmender Belastung und die Plättchenfragmente werden entsprechend mit zunehmenden Stauchungen (d.h. steigenden Dehnungen senkrecht zur äußereren Druckbelastungsrichtung) kürzer [216], bis eine Sättigung erreicht ist. Dies führt dazu, dass die in Kapitel 5.2.2.1 gezeigten Druckspannungs-Stauchungs-Verläufe für die senkrecht zur Plättchenorientierung getesteten Verbundproben näherungsweise konstante Spannungen über weite Stauchungsbereiche aufweisen. Die bereits vorhandenen Risse werden ähnlich wie in herkömmlichen kurzfaserverstärkten Verbunden mit Saffil-Fasern mit steigender Dehnung breiter und es kommt zur Bildung von Poren zwischen den gebrochenen Plättchen [216]. Abbildung 6.9 zeigt eine schematische Darstellung dieser beschriebenen Schädigungsinitiierung und -akkumulation, die in den Verbunden bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung auftritt.

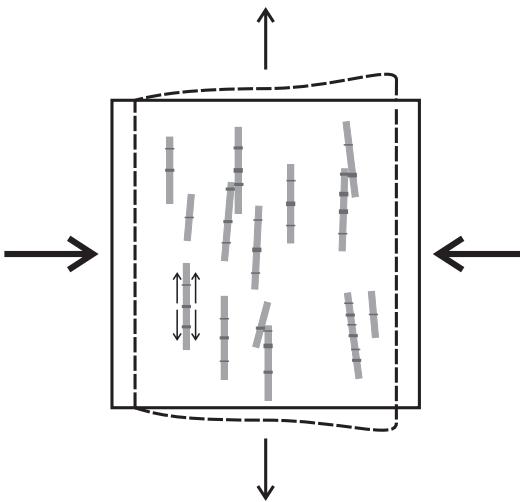


Abbildung 6.9: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen in den Verbunden bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung.

Der Vorgang der multiplen Rissbildung in den metallischen Glasplättchen wird begleitet von einer massiven plastischen Verformung des Matrixmaterials über die gesamte Probe. Es werden weder lokalisierte Deformation noch makroskopische Risse entlang der Grenzfläche oder durch das Matrixmaterial beobachtet. Dies deutet darauf hin, dass die metallischen Glasplättchen als effektive Hinderisse gegen Rissausbreitung wirken und vorhandene Mikrorisse abgelenkt werden oder sich verzweigen [269]. Zusätzlich zu den Rissen in der Mitte der Glasplättchen werden bereits bei niedrigen Belastungen weitere Risse in der Nähe von Partikelenden beobachtet. Ähnlich wie bei den Beobachtungen während der *in situ* Zugversuche werden diese Risse vermutlich durch lokal konzentrierte plastische Deformation der Matrix hervorgerufen, die aufgrund von hydrostatischen Zugspannungsfeldern durch Kerbwirkung an den Partikelenden einsetzt [164, 186, 199, 200]. Weiterhin werden Risse an Berührpunkten

insbesondere bei lokaler Fehlorientierung der Plättchen beobachtet (vgl. Abbildung 5.62). Es treten außerdem Risse in Ausscheidungen auf (vgl. Abbildung 5.60(c)), die die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds weiter verringern. Zusätzlich zu den bisher genannten Mechanismen entstehen lokal Ausbrüche im metallischen Glas. Diese werden möglicherweise durch eine eintretende Versprödung aufgrund von lokalen, amorphen Phasenseparationen, die durch den Temperatureinfluss bei der Verbundherstellung entstehen können [35, 36], oder durch lokale Nanokristallisation im metallischen Glas nahe der Grenzfläche hervorgerufen. Es ist jedoch davon auszugehen, dass die Ausbrüche aufgrund ihres lokalen Auftretens und ihrer mikroskopischen Größe keinen signifikanten Einfluss auf die makroskopischen Verbundeigenschaften haben. Es ist weiterhin zu beobachten, dass an den Ausbrüchen Matrixmaterial am metallischen Glas anhaftet. Dies ist ein weiteres Indiz für eine gute Grenzflächenhaftung im Verbund.

Ein ähnliches Verhalten wie beim Verbund 200-600 wird auch beim Verbund 100-200 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung beobachtet. Schädigung tritt überwiegend durch Rissbildung im metallischen Glas parallel zur äußeren Druckbelastungsrichtung aufgrund der bereits beschriebenen, induzierten Zugbelastung in den metallischen Glasplättchen auf. Vereinzelt, erste Risse werden hierbei bei einer Druckspannung von 255 MPa deutlich unterhalb der 0,2 %-Stauchgrenze des Verbunds beobachtet. Vorarbeiten zu der vorliegenden Arbeit in Form von numerischen Simulationen zeigen übereinstimmend zu den Beobachtungen in Abschnitt 5.3.1, dass lokal durch Versetzungsbewegung hervorgerufene Mikroplastizität an den Partikelenden einsetzt (vgl. Abbildung 5.72 (b) [SLW15]). Die beobachteten Risse bei niedrigen Belastungen werden vermutlich durch diese lokal vorhandene Mikroplastizität hervorgerufen. Es ist außerdem bekannt, dass höhere Verstärkungsvolumengehalte die notwendige

Spannung für einsetzende Mikroplastizität herabsetzen [186]. Entsprechend ist diese niedrigere Spannung bei Eintreten der ersten Schädigung beim Verbund 100-200 auf eine früher einsetzende Mikroplastizität durch den höheren Verstärkungsvolumengehalt im Vergleich zum Verbund 200-600 zurückzuführen. Die Mikroplastizität führt vermutlich, wie im metallischen Glas, auch zu Rissbildung in großen Ausscheidungen spröder, intermetallischer Phasen innerhalb der Matrix (siehe Abbildung 5.73). Die beobachteten Risse im metallischen Glas entstehen wie bei kurzfaserverstärkten Verbunden in der Mitte der Plättchen und zusätzlich nahe der Partikelenden. Ähnlich wie bei Verbunden mit stark unterschiedlichen Partikelgrößen tritt, wie beschrieben in [194, 223–225], Schädigung durch Partikelbruch außerdem überwiegend in großen Partikeln ein. Zusätzlich kommt es zur Rissbildung im metallischen Glas an Ausscheidungen, die am metallischen Glas anhaften. Diese Ausscheidungen wirken aufgrund von fehlender, plastischer Verformbarkeit wie Hindernisse gegen globale, plastische Deformation des Verbunds und führen so, ähnlich wie fehlorientierte Plättchen im Verbund, an den Berührpunkten zum Bruch des metallischen Glases (vgl. Abbildung 5.60 und 5.72). Diese durch die Belastung hervorgerufenen Risse im metallischen Glas werden, ähnlich wie beim Verbund 200-600, mit zunehmender Belastung breiter. Risse im metallischen Glas, die lokal aufgrund einer Vorschädigung des Glases beim Pulvermahlen vorhanden sind, sind überwiegend senkrecht zur äußeren Druckbelastung ausgerichtet und vergrößern sich nicht (vgl. Abbildung 5.71(d und e)). Entsprechend ist die Vorschädigung des metallischen Glases bei einer Druckbelastung senkrecht zur Plättchenorientierung nicht kritisch. Weiterhin werden, wie beim Verbund 200-600, Ausbrüche im metallischen Glas beobachtet. Zusätzlich zu den bisher genannten und diskutierten Schädigungsmechanismen treten im Verbund 100-200 bei Druckbelastung senkrecht zur Plättchenorientierung durch die induzierte

Zugbelastung lokal Grenzflächenablösungen an Partikelenden auf. Zudem findet, wie in Abbildung 5.75 gezeigt, mit einer zunehmenden plastischen Verformung des Matrixmaterials eine Lokalisierung dieser Verformung in mehreren, schmalen Verformungsbändern unter näherungsweise 45° zur Belastungsrichtung statt. Ähnliche Lokalisierung der plastischen Deformation in mehreren Bändern wurde bereits mehrfach bei anderen Untersuchungen an Metallmatrixverbunden mit metallischem Glas beobachtet [269, 281, 283, 284]. Die metallischen Glasplättchen wirken wie Hindernisse gegen die plastische Verformung der Matrix und bewirken stellenweise eine Richtungsänderung der Verformungsbänder [269]. Die Verformungsbänder legen sich entsprechend um die Verstärkungsphase herum. Durch die behindernde plastische Verformung der Matrix aufgrund der Anwesenheit der metallischen Glaspartikel kommt es zu Spannungskonzentrationen um die Plättchen herum, bis diese schließlich brechen. Grenzflächenablösungen treten dann insbesondere an Partikelenden entlang der Verformungsbänder auf [269]. Rissbildung entlang der Verformungsbänder unter näherungsweise 45° zur Belastungsrichtung, wie beobachtet in [269], wird beim Verbund 100-200 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung nicht detektiert.

Das Schädigungsverhalten der Verbunde 100-200 und 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung wird somit von der plastischen Verformung des Matrixmaterials über das gesamte Probenvolumen kontrolliert. Ähnliche Effekte wurden bei Verbunden mit Verstärkung aus freeze-cast-Aluminiumoxidschäumen bei Belastung senkrecht zu den freeze-cast-Lamellen beobachtet [308]. Für eine wirksame Verstärkung muss die Verstärkungsphase dabei die entstehenden Scherverformungsbänder in der Matrix unterbrechen [308]. Die Beobachtungen der vorliegenden Arbeit zeigen, dass dies bei großen Plättchengrößen mit großen Aspektverhältnissen besser funktioniert als bei den kleinen Partikelgrößen. Während beim Verbund

100-200 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung Scherverformungsbänder beobachtet werden (vgl. Abbildung 5.75), treten beim Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung keine entsprechenden Bänder auf.

Bei der Belastung entlang der Plättchenorientierung wird bei den untersuchten Verbunden ein anderes Schädigungsverhalten beobachtet als bei einer Belastung senkrecht dazu. Dieses wird von der Bildung eines einzigen, breiten Schubbands mit lokalisiert auftretender plastischer Verformung in der Probe unter näherungsweise 45° zur Belastungsrichtung mit Faserrotationen und Faserknicken, ähnlich wie in Abbildung 2.15(d) gezeigt [356], bestimmt. Die spontane Bildung dieses Schubbands führt vermutlich dazu, dass die Spannung nach Erreichen einer Druckfestigkeit signifikant abnimmt, wie in den in Kapitel 5.2.2.1 gezeigten Druckspannungs-Stauchungs-Verläufen für die entlang der Plättchenorientierung getesteten Verbundproben dargestellt ist. Die Bildung des Schubbands führt somit zu einer deutlichen Reduzierung der Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds. Insbesondere der Verbund 200-600 zeigt aufgrund des hohen Aspektverhältnisses der Plättchen bei Belastung entlang der Plättchenorientierung ein Verhalten wie ein faserverstärkter Verbund, in dem Schädigung durch die Bildung eines Knickbands im Material aufgrund von lokalisierte Schubverformung eintritt [207, 208]. In Übereinstimmung mit der Beschreibung in [173, 209] zeigt das Ergebnis der CT-Untersuchung an diesem Verbund nach dem *in situ* Versuch in Abbildung 5.94, dass dieses Knickband sich nach der Bildung wie ein Riss durch das ganze Probenvolumen ausbreitet. Innerhalb und nahe des Schubbands kommt es zu Plättchenknicken, Rissbildung im metallischen Glas parallel zur Belastungsrichtung und an Interaktionspunkten sowie zu Grenzflächenablösungen. Außerdem treten Risse in den Plättchen an der Grenze des Knickbands auf. Ähnliche Mechanismen wurden auch in Aluminiummatrixverbunden

mit kontinuierlicher Faserverstärkung beobachtet [174]. Das Auftreten der Risse und Grenzflächenablösungen parallel zur äußeren Druckbelastungsrichtung ist darauf zurückzuführen, dass auch bei der Druckbelastung entlang der Plättchenorientierung durch die Stauung der Probe eine Querdehnung und damit eine Zugbelastung senkrecht zur äußeren Druckbelastung hervorgerufen wird. Es ist bekannt, dass eine Dehnungsbehinderung der Matrix aufgrund einer festen und steifen Verstärkung insbesondere bei großen Flächen senkrecht zu anliegenden Zugbelastungen entsteht und die resultierende Spannungsüberhöhung an diesen Stellen nicht durch plastische Verformung der Matrix abgebaut werden kann [82, 344, 354]. Die Grenzflächenablösungen sind somit auf diese Dehnungsbehinderung der Matrix senkrecht zur induzierten Zugbelastung zurückzuführen und werden möglicherweise durch eine lokale Schwächung der Grenzfläche durch vorhandene Nanopartikel (vgl. Abbildung 5.32) unterstützt. Risse im metallischen Glas, die aufgrund dieser induzierten Zugbelastung entstehen, werden mit zunehmender Belastung breiter. Weiterhin werden Risse in grenzflächennahen Bereichen zwischen nah beieinander liegenden Plättchen detektiert (vgl. 5.53). Diese sind ebenfalls auf eine Dehnungsbehinderung der Matrix zurückzuführen, die Spannungsüberhöhungen und entsprechend Matrixbruch bewirkt, sobald die Schubspannung in der Matrix die Schubfestigkeit der Matrix überschreitet [76]. Abbildung 6.10 fasst die im Verbund bei Belastung entlang der Plättchenorientierung auftretenden Schädigungsmechanismen in einer grafischen Darstellung zusammen.

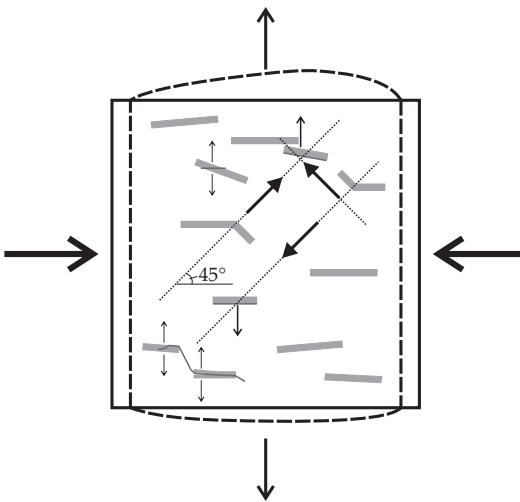


Abbildung 6.10: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen in den Verbunden bei Belastung entlang der Plättchenorientierung.

Die erste mikroskopische Schädigung im Verbund 200-600 bei Belastung entlang der Plättchenorientierung setzt bereits deutlich vor der Bildung des Schubbands ein. Bei Spannungen nahe der 0,2%-Stauchgrenze des Verbunds werden Risse in intermetallischen Ausscheidungen in der Matrix und eine Ausbreitung des Risses entlang der Grenzfläche zwischen der intermetallischen Phase und dem metallischen Glas (vgl. Abbildung 5.50) beobachtet. Bei Erreichen der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiumbestandteil der Matrix wird der Riss gestoppt. Dies deutet auf eine gute Grenzflächenhaftung zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiumbestandteil des Matrixmaterials hin, wie sie bereits in anderen Al-basierten Metallmatrixverbundwerkstoffen mit Verstärkungen aus metallischem Glas beobachtet wurde [269]. Die Ergebnisse der transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchung der Grenzfläche in Kapitel 5.1.6 zeigen, dass zwischen dem metallischen Glas und dem

Si-Bestandteil der Matrix dagegen keine Anbindung vorliegt. Zudem wird zwischen dem metallischen Glas und dem Si eine dünne, aluminiumreiche Schicht beobachtet (vgl. Abbildung 5.32). Vermutlich liegt eine ähnlich schlechte Anbindung der Komponenten auch an der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und anderen intermetallischen Phasen vor, die bei Belastung des Verbunds als Schwachstelle wirkt. Die erste makroskopische Schädigung vor der Bildung des Schubbands erfolgt bei weiterer Belastung des Verbunds durch Rissbildung im metallischen Glas an Berührpunkten von Plättchen (vgl. Abbildung 5.52). Ausgehend davon kommt es zu Rissausbreitung im metallischen Glas und stellenweise auch zu Rissausbreitung entlang der Grenzfläche.

Für den Verbund 600-2000 und auch für den Verbund 100-200 wird bei einer Belastung entlang der Plättchenorientierung ein ähnliches Verformungs- und Schädigungsverhalten beobachtet wie beim Verbund 200-600. Auch bei diesen Verbunden wird bei Belastung entlang der Plättchenorientierung eine lokalisierte Verformung der Matrix in einem breiten Schubband und Plättchenknicken beobachtet. In den geknickten Plättchen sind bei beiden Verbunden Risse auf der zugbeanspruchten Seite und Scherbänder auf der druckbeanspruchten Seite des Plättchens vorhanden. Stellenweise gehen die Risse auf der zugbeanspruchten Seite von vereinzelt auch auf dieser Seite vorhandenen Scherbändern aus (vgl. Abbildung 5.47). Die Scherbänder im metallischen Glas entstehen aufgrund lokalisierter Verformung im Glas auf Basis des atomaren Verformungsmechanismus der Scherumwandlungszonen (engl.: shear transformation zone (STZ)), vgl. Kapitel 2.1.3). Das Auftreten der Scherbänder deutet auf eine gewisse plastische Verformbarkeit des metallischen Glases hin. Entsprechend hat vermutlich keine signifikante Versprödung des metallischen Glases durch strukturelle Relaxation aufgrund des Temperatureinflusses während der Herstellung stattgefunden.

Beim Verbund 600-2000 ist die Lokalisierung der plastischen Verformung nicht so deutlich ausgeprägt wie bei den Verbunden mit kleineren Partikelgrößen. Dies ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass im Verbund große Partikel und große Abstände zwischen den Partikeln vorliegen, die unverstärkte Bereiche bilden. Die verwendeten Probengrößen für die *in situ* Versuche sind weiterhin bezogen auf die großen Plättchengrößen vergleichsweise klein. Dieser Größeneffekt führt dazu, dass vermutlich keine allgemeingültigen Aussagen zum makroskopischen Schädigungsverhalten der Verbunde getroffen werden können. Die auftretenden mikroskopischen Schädigungsmechanismen sind dennoch auswertbar. Im Gegensatz zu den anderen Verbunden wird beim Verbund 600-2000 Schädigungsinitierung durch erste Rissbildung in eutektischen Si-Lamellen und in Primär-Si-Kristallen beobachtet. Diese Risse werden mit zunehmender Belastung breiter. Ähnliche Effekte werden auch in unverstärkten AlSi-Legierungen nach einer gewissen, plastischen Verformung beobachtet [351]. Diese erste Schädigung in der Matrix und nicht in der Verstärkungsphase deutet darauf hin, dass das Lastaufnahmepotential der Verstärkungsphase in diesem Verbund nicht voll ausgeschöpft wird.

Beim Verbund 100-200 wird bei Belastung entlang der Plättchenorientierung eine ähnlich ausgeprägte, lokalisierte Verformung der Matrix in einem Schubband unter näherungsweise 45° zur Belastungsrichtung und Plättchenknicken innerhalb der deformierten Zone wie beim Verbund 200-600 beobachtet. Die Breite des Schubbands ist allerdings etwas geringer. Bei diesem Verbund wird eine erste mikroskopische Schädigung ähnlich wie bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung bereits bei Spannungen deutlich unterhalb der 0,2 %-Stauchgrenze des Verbunds beobachtet. Bei einer Spannung von etwa 319 MPa wird einsetzende, plastische Verformung in der Matrix an den Ecken mehrerer Plättchen durch Spannungskonzentrationen

aufgrund von Kerbwirkung detektiert [269]. Diese plastische Verformung nimmt mit zunehmender Belastung zu und es kommt zu Porenbildung in der Matrix. Die Porenbildung wird dabei, wie beschrieben in [164], vor allem an und durch Rissbildung in eutektischen Si-Lamellen sowie in Ausscheidungen und intermetallischen Teilchen beobachtet. Nach [82] deutet das Auftreten von Poren nur innerhalb der Matrix auf eine starke Grenzflächenbindung zwischen Matrix und Verstärkungsphase hin. Bei zunehmender Belastung entsteht im Verbund weitere Schädigung durch Rissbildung im metallischen Glas parallel zur äußeren Druckbelastungsrichtung. Diese wird, wie bereits zuvor diskutiert, durch die induzierte Zugbelastung senkrecht zur äußeren Druckbelastung hervorgerufen. Die Risse im metallischen Glas werden mit zunehmender Belastung größer und es bilden sich neue Risse. Stellenweise wird, gegensätzlich zu den Beobachtungen am Verbund 100-200 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung, Rissausbreitung entlang der durch die Vorschädigung bereits vorhandenen Risse beobachtet. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Plättchen und damit die vorhandenen Risse bei dieser Orientierung näherungsweise senkrecht zur induzierten Zugbelastung ausgerichtet sind. Die vorhandenen Risse senken somit die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds und sind entsprechend als kritisch zu betrachten, wenn Zugbelastung auf die Risse wirkt.

Beim Verbund 40-100 lässt sich das beobachtete Schädigungsverhalten nicht einer definierten Plättchenorientierung zuordnen. Wie die Ergebnisse der *in situ* Versuche in Abschnitt 5.3.1.1 erkennen lassen, findet die auftretende Schädigung nicht unbedingt auf der im *in situ* Versuch beobachteten, sondern auf einer abgewandten Fläche statt, wie die Ergebnisse der eigentlich entlang der Plättchenorientierung untersuchten Probe zeigen (vgl. Abbildung 5.77). Belegt durch die Ergebnisse der Orientierungsanalyse an den µCT-Daten in Abschnitt 5.1.5.1 lässt sich dies darauf zurückführen, dass

bei diesen Verbunden aufgrund der geringen Aspektverhältnisse der Plättchen keine ausgeprägte Plättchenorientierung vorliegt. Ähnliches Verhalten wurde bereits aufgrund der Ergebnisse der Druckversuche mit ähnlichen Druckspannungs-Stauchungs-Verläufen entlang und senkrecht zur Plättchenorientierung vermutet. Somit sind die in den einzelnen *in situ* Versuchen beobachteten Flächen nicht repräsentativ für die aufgrund einer Plättchenorientierung auftretenden Schädigungsmechanismen, sondern dienen in der gesamten Betrachtung zur Beschreibung des Schädigungsverhaltens des Verbunds unabhängig von der Plättchenorientierung.

Ähnlich wie bei den Verbunden 100-200 und 200-600 bei Belastung entlang der Plättchenorientierung tritt beim Verbund 40-100 eine Lokalisierung der plastischen Verformung durch Gleitbandbildung und -akkumulation in der Aluminiummatrix unter näherungsweise 45° auf [269]. Diese beschränkt sich beim Verbund 40-100 auf einen sehr kleinen Probenbereich. Diese Beobachtung zeigt, dass die in den Verbunden beobachteten Schubbänder mit abnehmenden Partikelgrößen und Aspektverhältnissen schmäler werden. Dies deutet darauf hin, dass die großen Partikel als deutlich wirksamerer Widerstand gegen plastische Verformung funktionieren. Weiterhin führen die geringeren Partikelgrößen und Aspektverhältnisse zu kleineren Abständen zwischen den Partikeln [2]. Dadurch entstehen lokal höhere Spannungen in den dazwischenliegenden Matrixbereichen, die eine starke Dehnungslokalisierung hervorrufen [194]. Die Lokalisierung der plastischen Verformung auf einen sehr geringen Volumenbereich des Materials führt bei weiterer Belastung durch Bildung und Zusammenschluss von Poren zur Bildung und Ausbreitung eines makroskopischen Risses (vgl. Abbildung 5.83) [269] und zu duktilem Scherbruch durch das Matrixmaterial [2, 6]. Diese Form der Schädigung kann bei den Verbunden mit großen Partikelgrößen durch die größere Breite des Schubbands und der damit geringeren Dehnungslokalisierung

vermieden werden. In den Bereichen nahe des makroskopischen Risses im Verbund 40-100 sind dabei sowohl komplett ungeschädigte Bereiche als auch Bereiche mit gebrochenen Partikeln zu erkennen. Diese Schädigung ist auf lokal unterschiedliche Plättchenorientierungen zurückzuführen. An Plättchen, die senkrecht zur Belastung ausgerichtet sind, kommt es zu Rissbildung und Ausbreitung durch die Partikel oder entlang von Partikelenden. Plättchen, die entlang der Belastung ausgerichtet sind, wirken dagegen als Hindernis. In diesen Plättchen entstehen lange Risse parallel zur äußeren Druckbelastung aufgrund der quer dazu induzierten Zugbelastung und entlang von bereits vorhandenen Rissen durch die Vorschädigung des metallischen Glases beim Pulvermahlen. Es werden keine Grenzflächenablösungen beobachtet, da die kleinen Partikel keine hohe Dehnungsbehinderung der Matrix entlang der Grenzfläche ausüben. In vergleichsweise großen Partikeln, die näherungsweise entlang der äußeren Druckbelastung orientiert sind, wird lokal auch Plättchenknicken mit Scherbandbildung innerhalb des metallischen Glases beobachtet. Zudem kommt es zu Rissbildung in großen, intermetallischen Ausscheidungen, die, wie die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen in Abschnitt 5.1.4 zeigen, im Verbund 40-100 häufiger zu finden sind als in den anderen Verbunden. Diese Risse in den Ausscheidungen breiten sich mit zunehmender Belastung stellenweise entlang der Grenzfläche zum metallischen Glas (vgl. 5.79 (c)) oder in das metallische Glas hinein aus (vgl. 5.80 (c)). Diese Form der spröden Rissausbreitung, wie schematisch dargestellt in Abbildung 2.15 (b) [192], senkt die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds weiter ab. Abbildung 6.11 zeigt eine grafische Zusammenfassung der Schädigungsmechanismen, die im Verbund 40-100 unabhängig von der Plättchenorientierung auftreten.

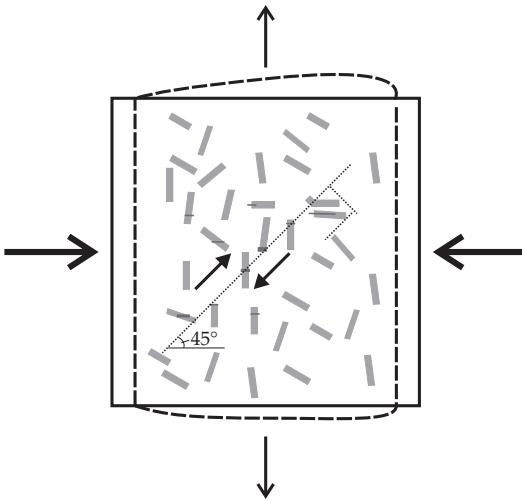


Abbildung 6.11: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen in den Verbunden mit kleinen Partikelgrößen unabhängig von der Plättchenorientierung.

Wie bereits mehrfach diskutiert, entsteht in auf Druck beanspruchten Proben eine Querdehnung senkrecht zur äußereren Belastungsrichtung, die durch die induzierte Zugbelastung Risse im metallischen Glas und in Ausscheidungen parallel zur äußereren Druckbelastung hervorruft. Nach der Bedingung der Volumenkonstanz ($\nu = 0,5$) ist die entstehende Querdehnung ε_a , wie in Formel 6.1 beschrieben, halb so groß wie die durch die Belastung hervorgerufene Stauchung entlang der Belastungsrichtung ε_l (vgl. Kapitel 2.2.2.3, Abbildung 2.18) [182, 211, 217].

$$\varepsilon_a = -0,5 \cdot \varepsilon_l \quad (6.1)$$

Nach der vorgestellten Hypothese und mit Hilfe der Ergebnisse des in situ REM-Versuchs am Verbund 200-600, bei dem die Plättchen senkrecht zur äußereren Druckbelastung und damit entlang der induzierten Zugbelastung ausgerichtet sind, soll nachfolgend die

Lastaufnahmefähigkeit des metallischen Glases im Verbund abgeschätzt werden. Die Ergebnisse des *in situ* Versuchs am Verbund 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung zeigen, dass erste Risse im metallischen Glas nach dem Einsetzen der plastischen Verformung im Matrixmaterial bei einer Druckspannung von etwa 200 MPa detektiert werden. Bei dieser Druckspannung liegt im Verbund, wie in Abbildung 6.12 gezeigt, eine Stauchung von etwa $\varepsilon_l = 1,46\%$ vor. Entsprechend beträgt die Querdehnung $\varepsilon_a = 0,728\%$. Unter Berücksichtigung der iso-Dehnungsbedingung entlang der induzierten Zugbelastung liegen in der Matrix und im metallischen Glas die gleichen Dehnungen, aber unterschiedliche Spannungen vor [83, 162]. Wie in Abbildung 6.13 dargestellt, liegt die Spannung im metallischen Glas bei einer Dehnung von 0,728 % (d.h. bei Auftreten der ersten Risse) mit etwa 1334 MPa unterhalb der mittleren Zugfestigkeit von 1620 MPa (vgl. Tabelle 3.3). Die Festigkeit des metallischen Glases kann somit im Verbund nicht vollständig ausgenutzt werden.

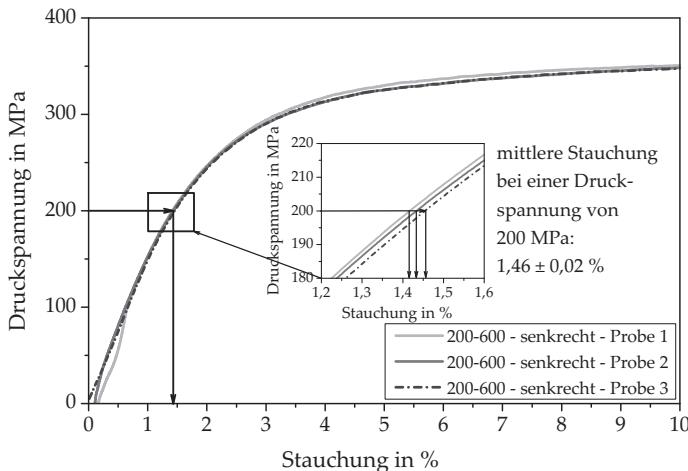


Abbildung 6.12: Abschätzung der Lastaufnahmefähigkeit des metallischen Glases im Verbund über einen Abgleich der vorliegenden Dehnung bei der Detektion des ersten Risses im Verbund 200-600 bei Belastung senkrecht zur Plättchenorientierung.

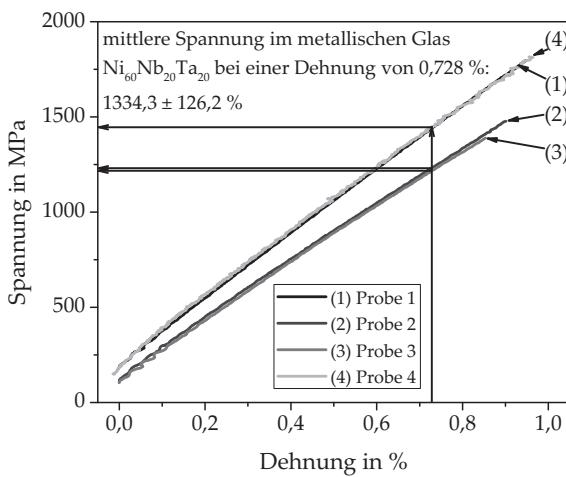


Abbildung 6.13: Abschätzung der Lastaufnahmefähigkeit im Verbund mit Hilfe der Ergebnisse der Mikrozugversuche am metallischen Glasband.

Mit Hilfe der Ergebnisse des in situ Versuchs am Verbund 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung soll weiterhin die Grenzflächenschubfestigkeit τ_f im Verbund abgeschätzt werden. Dazu werden die in Abschnitt 2.2.2.2 für die Kraftübertragung in kurzfaserverstärkten Verbunden vorgestellten Formeln 2.17 und 2.18 an die Geometrie der Glasplättchen angepasst. Die Plättchengeometrie im Verbund 200-600 sowie ein Riss im Plättchen, der durch die induzierten Zugspannungen innerhalb des Plättchens hervorgerufen wird, sind in Abbildung 6.14 schematisch dargestellt. In der Abbildung sind weiterhin die für die Berechnung verwendeten Parameter Plättchendicke b , mittlere Plättchenbreite d , die aus der REM-Aufnahme 5.58 (c) ermittelte Fragmentlänge der gebrochenen Plättchen l_f sowie die Festigkeit des metallischen Glases im Verbund $\sigma_{f,r}$ (vgl. Abbildung 6.13) zusammengefasst.

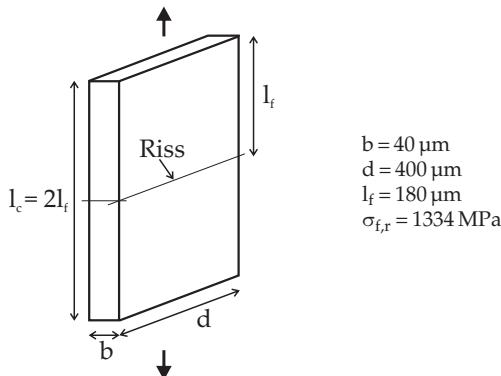


Abbildung 6.14: Schematische Darstellung der Plättchengeometrie sowie die verwendeten Parameter für die Abschätzung der Grenzflächenschubfestigkeit τ_f anhand der in situ Ergebnisse des Verbunds 200-600 senkrecht zur Plättchenorientierung.

Mit der gezeigten Plättchengeometrie wird die über die Grenzfläche auf die Plättchen übertragene Kraft mit nachfolgender Formel abgeschätzt:

$$F = A_{Oberflaeche} \cdot \tau_f = 2l_c(b + d) \cdot \tau_f \quad (6.2)$$

Die Stirnflächen der Plättchen werden dabei vernachlässigt. Für die von den Plättchen ertragbare Kraft wird folgender Zusammenhang angewendet:

$$F = A_{Querschnitt} \cdot \sigma_{f,r} = bd \cdot \sigma_{f,r} \quad (6.3)$$

Durch Gleichsetzen der Formeln 6.2 und 6.3 ergibt sich für die Grenzflächenschubfestigkeit τ_f folgende Näherung:

$$\tau_f = \frac{bd \cdot \sigma_{f,r}}{2l_c(b + d)} \quad (6.4)$$

Die Näherungsformel 6.4 ergibt für die Schubfestigkeit τ_f ein Wert von etwa 67 MPa. Dieser Wert entspricht dabei etwa 55 % der im Rahmen der vorliegenden Arbeit ermittelten Zugfestigkeit der verwendeten AlSi12-Matrixlegierung von etwa 123 MPa (vgl. Tabelle 5.4). Nach [357] liegt die Grenzflächenschubfestigkeit in Metall/Keramik-Laminatverbunden ungefähr bei der Scherfestigkeit des unverstärkten Matrixmaterials. Dementsprechend beträgt die Grenzflächenschubfestigkeit τ_f bei Aluminium etwa 30 MPa [358]. Experimentelle Untersuchungen an C-faserverstärkten Al-Matrixverbunden zeigen, dass hier eine Grenzflächenschubfestigkeit von etwa 39 MPa erreicht wird [359]. Bei mittels Heißpressen hergestellten, SiC-faserverstärkten Al-basierten Verbunden werden Grenzflächenschubfestigkeiten von 19-54 MPa (zunehmend mit höheren Prozess-temperaturen) [360] und sogar bis zu 110 MPa [361] erreicht. Weitere Untersuchungen an SiC-faserverstärkten Verbunden mit einer Matrix aus der Aluminiumlegierung EN AW-7075 belegen, dass die

Grenzflächenschubfestigkeit zwischen der Streckgrenze und der Zugfestigkeit des unverstärkten Matrixmaterials liegt. Die Grenzflächenschubfestigkeit beträgt dabei etwa 70 % der Matrixzugfestigkeit [362]. Der mit Hilfe der Formel 6.4 berechnete Wert für den Verbund 200-600 liegt somit im Rahmen der aus der Literatur für Al-basierte Verbunde bekannten Werte. Es ist hierbei allerdings zu beachten, dass die verwendeten Formeln nur zur groben Abschätzung dienen. Wie in [181] beschrieben, werden die übertragenen Kräfte letztlich nicht von der Schubfestigkeit τ_f , sondern von der tatsächlich auftretende Schubspannungsverteilung entlang der Plättchenoberfläche bestimmt.

6.3.3 Mittels μ CT-Untersuchungen detektierte Schädigungsmechanismen

Zur Untersuchung der Schädigungsmechanismen im Inneren der Proben wurden μ CT-Untersuchungen an den geprüften Proben des Verbunds 200-600 (vgl. Abschnitt 5.3.2) durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass die an der Probenoberfläche detektierten Mechanismen wie Plättchenknicken und multiple Rissbildung auch im Probeninneren zu beobachten und dementsprechend wirksam sind. Aufgrund der geringen Dichte der Aluminiummatrix im Vergleich zu der des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ kann die metallische Matrix nicht dargestellt werden. Entsprechend ist keine Aussage über matrix- und grenzflächenbasierte Schädigungsmechanismen wie Porenbildung in der Matrix, Grenzflächenablösungen oder Pull-Out von Plättchen mittels μ CT-Untersuchungen möglich.

6.3.4 Schädigungsverhalten unter Vierpunktbiegebeanspruchung

Zur Untersuchung der Schädigung wurde die Methode der *in situ* Verformung im REM in der Vergangenheit bereits vielfach verwendet [351, 363]. Mit dieser Methode sind jedoch nur Aussagen über das Schädigungsverhalten an der Probenoberfläche möglich. Die auftretenden Schädigungsmechanismen an der Probenoberfläche können sich jedoch aufgrund der unterschiedlichen Beanspruchungszustände (ebener Spannungszustand an der Probenoberfläche, ebener Dehnungszustand im Probeninneren) von den im Probeninneren auftretenden Mechanismen unterscheiden [351]. Diese im Probeninneren auftretenden Mechanismen können, wie im vorhergehenden Abschnitt diskutiert, im Rahmen dieser Arbeit aufgrund der unterschiedlichen Dichten der Verbundkomponenten nicht mittels Computertomografie nachgewiesen werden. Aus diesem Grund wurden Vierpunktbiegeversuche an doppeltgekerbten Proben durchgeführt, um die auftretenden Schädigungsmechanismen bei der Rissausbreitung ausgehend von der Kerbe zu analysieren [292]. Dazu wurden die Proben, wie in Abschnitt 3.3.3 beschrieben, nach den Vierpunkt-biegeversuchen in der Mitte der Probe senkrecht zur nicht versagten Kerbe getrennt, metallografisch präpariert und lichtmikroskopisch untersucht.

Ähnlich wie an der Probenoberfläche werden auch im Probeninneren Risse im metallischen Glas beobachtet. Beim Verbund 600-2000 werden dabei im Vergleich zu den anderen Verbunden vergleichsweise wenig Risse detektiert. Die vorhandenen Risse sind bei diesem Verbund vor allem in der Nähe der Rissspitze in verhältnismäßig kleinen Partikeln zu finden. Stattdessen wird im Verbund 600-2000 vor allem Rissausbreitung entlang der Grenzfläche beobachtet. Diese wird vermutlich durch eine Dehnungsbehinderung der Matrix durch

die großen Flächen an fester und steifer Verstärkungsphase hervorgerufen [344] und findet vermutlich aufgrund mehrerer, einzelner, mikroskopischer Mechanismen statt, die die Grenzflächenanbindung schwächen. So werden ähnlich wie zu den Ausbrüchen, die bei den mittels *in situ* Versuchen untersuchten Verbunden 200-600 und 100-200 beobachtet wurden, Risse in grenzflächennahen Glasbereichen detektiert. Diese sind möglicherweise auf eine lokale Versprödung des metallischen Glases in den randnahen Bereichen durch amorphe Phasenseparationen des Glases zurückzuführen [32–37]. Weiterhin wird Rissausbreitung entlang bereits vorhandener Risse beobachtet. Zudem kommt es zur Bildung von Mikrorissen zwischen dem metallischen Glas und dem eutektischen Si-Bestandteil der AlSi12-Matrix. Diese Mikrorisse entstehen vermutlich aufgrund einer verhältnismäßig schlechten Anbindung zwischen dem überwiegend kovalent gebundenen Si und dem Glas, in dem metallische Bindungen vorliegen. Weiterhin wirkt die mittels TEM-Aufnahmen detektierte, dünne Al-reiche Schicht zwischen dem metallischen Glas und dem Si der Matrix sowie die fehlende Anbindung zwischen dem metallischen Glas und dem Si als weitere Schwachstelle (vgl. Abbildung 5.32). Die Mikrorisse führen zu einer hohen Belastung der Grenzfläche und schließlich zur makroskopischen Rissausbreitung. Entlang der Grenzfläche wird an mehreren Stellen am metallischen Glas anhaftendes Aluminium beobachtet. Dies deutet darauf hin, dass prinzipiell eine gute Grenzflächenhaftung zwischen dem metallischen Glas und der Aluminiummatrix vorliegt und dass die Rissausbreitung an diesen Stellen nicht direkt entlang der Grenzfläche, sondern in Grenzflächennähe durch kohäsives Versagen der Matrix erfolgt. Die großen Plättchen führen so letztlich zu einer Behinderung der Rissausbreitung durch den Verbund und der Riss wird statt durch das metallische Glas durch die makroskopischen Grenzflächenablösungen entlang der Grenzfläche abgelenkt. Ein Pull-Out der Plättchen ist beim

Verbund 600-2000 nur vereinzelt zu beobachten. Dafür werden an mehreren Stellen im Verbund Grenzflächenablösungen an Partikelenden detektiert. Mit geringerem Abstand zur Rissspitze werden als Vorstufe zu diesen Grenzflächenablösungen Risse in eutektischen Si-Lamellen und in Primär-Si-Kristallen in der Nähe von metallischen Glasplättchen beobachtet (vgl. Abbildung 5.102). Es kommt somit zu Porenbildung und entsprechend zu plastischer Verformung in der Matrix [164]. Diese kann allerdings im metallografischen Schliff nicht dargestellt werden. Die Poren in der Matrix in der Nähe von Partikelenden werden vermutlich, ähnlich zu den Beobachtungen der *in situ* Versuche, durch lokal konzentrierte plastische Deformation hervorgerufen, die aufgrund von hydrostatischen Zugspannungsfeldern durch Kerbwirkung an den Partikelenden einsetzt [164, 186, 199, 200]. Mikrorissbildung in eutektischen Si-Lamellen und damit Porenbildung in der Matrix bzw. Matrixversagen [164] wird auch nahe der Rissspitze beobachtet (vgl. Abbildung 5.103). In Summe führen die im Verbund 600-2000 beobachteten Schädigungsmechanismen, wie Rissbildung im metallischen Glas und Rissablenkung durch Grenzflächenablösung, zur makroskopischen Rissausbreitung, indem sich die einzelnen mikroskopischen Schädigungsmechanismen durch Matrixversagen in Form von Rissbildung in den eutektischen Si-Lamellen verbinden.

Im Verbund 200-600 werden deutlich mehr Risse im metallischen Glas beobachtet als im Verbund 600-2000. Teilweise werden mehrere Risse innerhalb eines einzelnen Glasplättchen detektiert. Diese multiple Rissbildung im metallischen Glas tritt insbesondere in der Nähe des Hauptrisses auf. Dieser Effekt ist ein weiteres Indiz für eine gute Grenzflächenhaftung im Verbund [156, 202, 203, 364, 365]. Darüber hinaus werden in der Umgebung des Hauptrisses auch multiple Risse in der Matrix in eutektischen Si-Lamellen und anderen Ausscheidungen beobachtet, die durch hohe Spannungen vor der

makroskopischen Riss spitze entstehen. Diese Mikrorisse setzen sich, ähnlich wie im Rahmen der *in situ* Versuche beobachtet, entlang der Grenzfläche zum metallischen Glas oder durch das metallische Glas fort. Weiterhin kommt es ähnlich wie im Verbund 600-2000 zu Rissbildung in den eutektischen Si-Lamellen der Matrix sowie in vorhandenen Primär-Si-Kristallen. Diese Mikrorisse entstehen insbesondere nahe der Riss spitze und gelten somit als Ort der Schädigungsinitierung. Ähnliche Effekte wurden auch bei den *in situ* Versuchen am Verbund 600-2000 beobachtet. Weiterhin kommt es zur Rissausbreitung nahe der Grenzfläche und stellenweise ähnlich wie bei kurzfaserverstärkten Verbunden zu Pull-Out Effekten [168, 212], bei denen Glaspartikel aus der Matrix herausgezogen werden. Diese Pull-Out Effekte werden durch hohe Schubspannungen nahe der Riss spitze hervorgerufen, die zu Grenzflächenablösungen zwischen dem metallischen Glas und der Matrix oder zu Matrixversagen nahe der Glasplättchen führen. Dieser Effekt wird durch die an den Partikelenden vorliegende Dehnungsbehinderung aufgrund von Kerbwirkung und mögliche Porenbildung an den Partikelenden unterstützt. Im weiteren Verlauf der Rissausbreitung werden die Plättchen dann aus der Matrix herausgezogen. Da diese Pull-Out-Effekte bei den *in situ* Versuchen nicht beobachtet, sondern nur bei der anschließenden Betrachtung der Bruchfläche der *in situ* Zugprobe detektiert wurden, ist davon auszugehen, dass dieser Schädigungsmechanismus nur bei Vorliegen eines ebenen Dehnungszustands mit starker Dehnungsbehinderung der Matrix im Inneren der Probe stattfindet. Sowohl bei den Grenzflächenablösungen als auch beim Pull-Out der Plättchen werden dennoch Anhaftungen der Aluminiummatrix am metallischen Glas beobachtet, was generell auf eine gute Grenzflächenhaftung von Matrix und metallischem Glas hindeutet. Die Rissausbreitung entlang der Grenzfläche bzw. in grenzflächennahen Bereichen wird somit, wie bereits zuvor diskutiert, vermutlich durch Rissbildung zwischen dem metallischen Glas

und dem Siliziumbestandteil des Matrixmaterials induziert. Darüber hinaus entsteht durch das metallische Glas eine hohe Dehnungsbehinderung der Matrix, ähnlich wie sie in [344] für keramische freeze-cast-Strukturen beobachtet wurde. Dies resultiert vermutlich in lokal hohen Spannungen nahe der Grenzfläche, die Rissbildung begünstigen.

Bei den bisher betrachteten Verbunden 200-600 und 600-2000 treten Risse in den metallischen Glasplättchen aufgrund der Belastung hauptsächlich senkrecht zur Plättchenebene auf. Beim Verbund 100-200 dagegen werden überwiegend lange Risse längs zur Plättchenebene beobachtet. Diese andere Form der Rissausbreitung im metallischen Glas ist vermutlich auf einen Einfluss der Vorschädigung des metallischen Glases beim Pulvermahlen zurückzuführen. Die geschädigten Stellen im metallischen Glas in Form von Verformungsbändern oder Mikrorissen wirken als Schwachstellen und erleichtern die Rissausbreitung im metallischen Glas [219]. Die Makrorissausbreitung erfolgt entsprechend vor allem durch diese multiplen Risse im metallischen Glas und durch Verbindung der Risse durch das Matrixmaterial überwiegend entlang der vorhandenen, eutektischen Si-Lamellen. Die beobachtete Vorschädigung des metallischen Glases, die zu multipler Rissbildung im metallischen Glas führt, setzt somit die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds signifikant herab. So kann für den Verbund 100-200, wie die Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche in Abschnitt 5.3.3 zeigen, keine Verstärkung des Matrixmaterials erzielt werden. Die großen, ausscheidungsfreien Bereiche, die weiterhin im Verbund 100-200 zu erkennen sind, werden bei der Makrorissausbreitung durch die Matrix nicht durchquert. Dies ist darauf zurückzuführen, dass diese großen, ausscheidungsfreien Bereiche aus duktilem Primär- α -Aluminiummischkristall bestehen und entstehende Spannungen vor der Rissspitze hier durch plastische Verformung abgebaut werden können. Vereinzelt werden Risse entlang

der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial beobachtet (vgl. Abbildung 5.114 und 5.115). Diese sind vor allem im Bereich der Partikelenden zu finden und werden, wie bereits mehrfach diskutiert, vermutlich durch die an den Partikelenden vorliegende Dehnungsbehinderung aufgrund von Kerbwirkung und mögliche Porenbildung an den Partikelenden sowie innerhalb von eutektischen Si-Lamellen nahe der Partikelenden hervorgerufen. Wie bei den Verbunden zuvor werden auch hier am metallischen Glas anhaftende Reste der Al-Matrix beobachtet. Diese deuten darauf hin, dass die Schädigung durch Matrixversagen nahe der Grenzfläche durch die auftretenden, radialen Schubspannungen eintritt.

Ähnliches Verhalten mit multipler Rissausbreitung durch das metallische Glas entlang der Vorschädigung wird auch beim Verbund 40-100 beobachtet. Weiterhin tritt auch hier Rissausbreitung entlang der Grenzfläche zwischen dem metallischen Glas und dem Matrixmaterial an Partikelenden auf. Zusätzlich werden beim Verbund 40-100 lokal große Makroporen und ein im Vergleich zu den anderen Verbunden hoher Anteil an Mikroporosität beobachtet. Diese Porosität erleichtert die Rissausbreitung durch den Verbund zusätzlich und setzt die Lastaufnahmefähigkeit des Verbunds weiter herab.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass im Probeninneren ähnliche Schädigungsmechanismen wie Rissbildung im metallischen Glas und lokale Grenzflächenablösungen wie an der Probenoberfläche beobachtet werden. Zusätzlich entstehen im Probeninneren durch die höhere Dehnungsbehinderung der Matrix insbesondere an den Partikelenden Grenzflächenablösungen. Weiterhin werden beim Verbund 200-600 zusätzlich Pull-Out-Effekte detektiert, wie sie auch auf der Bruchfläche der Zugprobe beobachtet wurden.

6.4 Thermische Eigenschaften

Das thermische Ausdehnungsverhalten von Metallmatrixverbunden ist im Allgemeinen abhängig von der Temperatur sowie von inneren Spannungszuständen, die während der Verbundherstellung und der thermischen Beanspruchung entstehen, dem Verstärkungsvolumengehalt und der Verstärkungsarchitektur und von mikroskopischen Defekten wie Poren oder Mikrorissen [229]. Die Ergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas (vgl. Kapitel 5.4) zeigen ein stark anisotropes thermisches Ausdehnungsverhalten abhängig von dem Verstärkungsvolumengehalt und insbesondere von der Plättchengröße und der in Kapitel 5.1.5.1 gezeigten Plättchenorientierung senkrecht zur Infiltrationsrichtung. Mögliche Gründe und Einflussfaktoren werden im nachfolgenden Kapitel diskutiert.

In allen Verbunden aus Komponenten mit stark unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten entstehen resultierende thermische Eigenspannungen nach der Verbundherstellung [247]. Diese thermischen Eigenspannungen sind im Allgemeinen Zugeigen- spannungen in der Matrix und Druckeigenspannungen in der Verstärkungsphase, wenn der thermische Ausdehnungskoeffizient der Verstärkungsphase kleiner ist als der der Matrix [231, 232]. Häufig sind die Eigenspannungen im Bereich der Grenzfläche lokalisiert [247]. Diese lokalisierten thermischen Eigenspannungen haben einen starken Einfluss auf das thermische Ausdehnungsverhalten des Verbunds bei niedrigen Temperaturen und führen zu niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten [247]. Mit steigender Temperatur entstehen neue thermische Spannungen in den Verbundkomponenten, die zu einer Relaxation der bei niedrigen Temperaturen vorhandenen thermischen Eigenspannungen führen [247]. Nach dem Aufheben dieser ursprünglich vorhandenen Eigenspannungen nehmen die

thermischen Spannungen in beiden Verbundkomponenten weiter zu [231]. Weiterhin sinken der E-Modul und die Streckgrenze des Matrixmaterials mit zunehmender Temperatur. Die Kombination dieser Effekte führt zu einsetzender, plastischer Verformung ab einer gewissen Temperatur. Der anfängliche hydrostatische Druck in der Verstärkung wird durch plastische Deformation der Matrix abgebaut [233]. Nach [233] führt dies zu einer stärkeren thermischen Ausdehnung des Verbunds mit zunehmenden Temperaturen. Aufgrund des thermischen Ausdehnungsverhaltens der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbunde mit einer Änderungen der Steigung der thermischen Ausdehnung und der thermischen Ausdehnungskoeffizienten (vgl. Abbildungen 5.121 und 5.122) ist davon auszugehen, dass diese plastische Deformation der Matrix im Temperaturbereich 100-200 °C einsetzt. Ähnliche Effekte wurden bereits bei keramikverstärkten Metallmatrixverbunden [231, 237] und AlSi-Legierungen [236] beobachtet und vergleichbare Rückschlüsse gezogen. Nach [234] kann die plastische Deformation der Matrix eine weitreichende Gesamtdeformation von Metallmatrixverbunden hervorrufen. Die im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zeigen, dass es insbesondere bei den Verbunden mit großen Plättchengrößen mit einsetzender plastischer Verformung, ähnlich wie in kurzfaserverstärkten Verbunden [243], zu anisotropem Materialverhalten kommt. Dabei werden eine höhere thermische Ausdehnung und höhere thermische Ausdehnungskoeffizienten senkrecht zur Plättchenorientierung als entlang dazu beobachtet.

Der thermische Ausdehnungskoeffizient des metallischen Glases Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ konnte aufgrund der geringen Probengrößen nicht mit Hilfe der vorhandenen Methoden experimentell bestimmt werden. Auch aus der Literatur sind keine thermischen Kennwerte für das metallische Glas Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ bekannt. Nach [71] kann der thermische Ausdehnungskoeffizient eines metallischen Glases für den linearen α_g -Bereich bis zu 50 K unter der Glastemperatur aus dem empirischen

Zusammenhang von thermischem Ausdehnungskoeffizient und Glas-temperatur $\alpha_g \cdot T_g = 8,4 \cdot 10^{-3}$ berechnet werden. Die Glastemperatur des verwendeten metallischen Glases Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ wurde experimentell bestimmt und liegt bei etwa 936 K (vgl. Tabelle 3.2). Demnach liegt der thermische Ausdehnungskoeffizient des metallischen Gases Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀ vermutlich bei näherungsweise $9,0 \times 10^{-6} / \text{K}$.

Unter der Annahme, dass das metallische Glas ein isotropes thermisches Ausdehnungsverhalten besitzt, kann das Ausdehnungsverhalten der Verbunde mit Hilfe von Abbildung 6.15 [LW17a] erläutert werden. Abbildung 6.15(a) zeigt schematisch ein Volumenelement der unverstärkten Matrix, dass sich mit zunehmender Temperatur isotrop ausdehnt. Im Gegensatz dazu zeigt Abbildung 6.15(b) ein vergleichbares Matrixvolumenelement im Verbund. Im Verbund wird die thermische Ausdehnung der Matrix durch den geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten des metallischen Glases und das Vorliegen einer lokalen iso-Dehnung an der Grenzfläche von Matrix und Verstärkung behindert. Die gute Grenzflächenanbindung zwischen metallischem Glas und Matrix (vgl. [12, 261, 269] und eigene Versuchsergebnisse) begünstigt diesen Effekt. Aufgrund der Kontinuität des Volumens wird diese Dehnungsbehinderung der Matrix entlang der Plättchenorientierung, wie beschrieben in [237], durch eine übermäßige Ausdehnung senkrecht dazu kompensiert. Aus diesem Grund ist die thermische Ausdehnung senkrecht zur Plättchenorientierung deutlich höher als entlang dazu. Das thermische Ausdehnungsverhalten senkrecht zur Plättchenorientierung wird somit von der Ausdehnung des Matrixmaterials kontrolliert. Die zunehmende plastische Verformung der Matrix aufgrund der mit zunehmender Temperatur sinkenden Streckgrenze verstärkt diesen Effekt. Entlang der Plättchenorientierung wird das thermische Ausdehnungsverhalten des Verbunds vom Ausdehnungsverhalten des metallischen Glases bestimmt. Voraussetzung dafür ist allerdings,

dass die Verstärkungsphase ausreichend kriechbeständig ist, so dass sie nur elastisch verformt, während alle plastischen Dehnungen und zeitabhängigen Relaxationen nur in der Matrix stattfinden (wie beschrieben in [260]). Ähnliche Effekte wurden bereits mehrfach bei uniaxialverstärkten Langfaserverbunden [245, 366], kurzfaser-verstärkten Verbunden [243, 367], Verbunde mit lamellaren freeze-cast-Aluminiumoxidstrukturen [231] sowie für Verbunde mit Graphitschäumen und -flakes [368, 369] beobachtet.

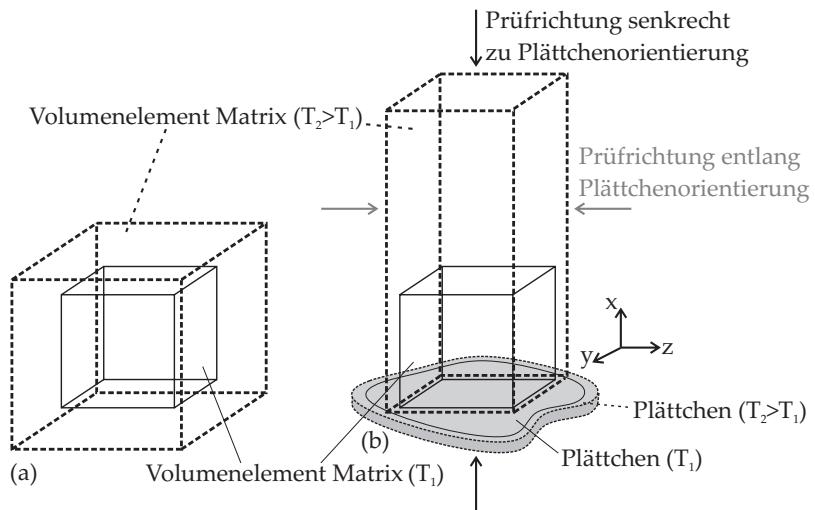


Abbildung 6.15: Schematische Darstellung des isotropen, thermischen Ausdehnungsverhaltens der unverstärkten Matrix (a) und des anisotropen, thermischen Ausdehnungsverhaltens des Verbunds (b), das durch Dehnungsbehinderung der Matrix durch die Anwesenheit der Verstärkungsphase verursacht wird [LW17a].

Aus Ergebnissen in der Literatur von Verbunden mit interpenetrerender Keramikverstärkung ist bekannt, dass sich der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds bei einer starken Dehnungsbehinderung dem thermischen Ausdehnungskoeffizient der

Verstärkungsphase annähert [233]. Im Rahmen dieser Arbeit wird beobachtet, dass der thermische Ausdehnungskoeffizient des Verbunds mit Partikeln der Siebgröße 600-2000 µm entlang der Plättchenorientierung mit einem Wert von etwa $10 \times 10^{-6} / K$ nahe an dem nach [71] abgeschätzten Wert des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des metallischen Glases liegt. Es ist somit davon auszugehen, dass die großen Partikel mit einer ausgeprägten Orientierung innerhalb des Verbunds eine stärkere Dehnungsbehinderung auf die Matrix ausüben als die kleineren Partikelgrößen mit einer geringeren Plättchenorientierung. Die Verbunde mit kleineren Partikelgrößen (insbesondere der Verbunde 40-100 und 100-200) zeigen eine abnehmende Anisotropie der thermischen Ausdehnung. Es werden weiterhin insgesamt niedrigere thermische Ausdehnungskoeffizienten im Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial beobachtet. Der CTE(T)-Verlauf dieser Verbunde folgt einem ähnlichen Verlauf wie dem der unverstärkten Matrix und ist lediglich aufgrund der Anwesenheit der Verstärkungsphase zu tieferen Werten verschoben [231, 233]. Dies deutet darauf hin, dass mit geringeren Partikelgrößen und abnehmender Orientierung der Einfluss der Matrix insgesamt zunimmt. Somit findet vermutlich ein Mechanismenwechsel von einem Verhalten kurzfaserverstärkter Verbunde für die großen Partikelgrößen 200-600 µm und 600-2000 µm (wie beobachtet in [243]) zu einem Verhalten ähnlich wie bei partikelverstärkten Verbunden (wie beobachtet in [233]) statt. Ein abnehmender thermischer Ausdehnungskoeffizient mit zunehmendem Verstärkungsvolumengehalt, wie bekannt für partikelverstärkte Verbunde [247], wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht beobachtet. Wie schon für verschiedene dreidimensionale Aluminiumoxidstrukturen in [231] gezeigt wurde, hat die Morphologie der Verstärkungsphase einen signifikanten Einfluss auf das thermischen Ausdehnungsverhalten der Verbunde. Dies ist auch für die im Rahmen dieser Arbeit

untersuchten Verbunde mit unterschiedlichen Partikelgrößen und -orientierungen zu beobachten. So besitzen die Verbunde mit Partikelgrößen 40-100 µm und 100-200 µm näherungsweise den gleichen Verstärkungsvolumengehalt und unterscheiden sich lediglich in der Größe der Verstärkungspartikel und geringfügig in der Plättchenorientierung. Beim Verbund 100-200 wird dennoch eine größere Anisotropie in Bezug auf den thermischen Ausdehnungskoeffizienten abhängig von der Prüfrichtung beobachtet. Aus diesem Grund können letztlich zum Einfluss des Verstärkungsvolumengehalts auf das thermische Ausdehnungsverhalten keine abschließenden Aussagen getroffen werden, da der Einfluss der Partikelgröße und -orientierung überwiegt.

Die Untersuchungen zum thermischen Ausdehnungsverhalten der unverstärkten AlSi12-Matrix zeigen keine hohen thermischen Ausdehnungskoeffizienten oder CTE-Spitzen während des ersten Zyklus, wie es für eine ähnliche Matrixlegierungen in [233] beobachtet wurde. Diese in [233] beobachteten Maxima sind auf die Bildung von Si-Ausscheidungen aus der übersättigten Al-Matrix nach einer T4-Wärmebehandlung zurückzuführen [370]. Das im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Matrixmaterial wurde vor den Dilatometerversuchen unter den gleichen Bedingungen umgeschmolzen wie die hergestellten Verbunde. Aufgrund der langsamem Abkühlung von der Prozesstemperatur und den im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnissen (vgl. Abbildung 5.120) ist somit davon auszugehen, dass während der Herstellung der Verbunde kein übersättigter Mischkristall entsteht. Wie in [233] wurde auch im Rahmen dieser Arbeit ein Abfall des thermischen Ausdehnungskoeffizienten bei hohen Temperaturen beobachtet. Dieser Abfall wird darauf zurückgeführt, dass die Löslichkeit von Si im Al-Gitter mit steigenden Temperaturen zunimmt (250 °C: 0,05 Gew-%, 500 °C: 0,8 Gew-%) [233, 236, 371] und es zu einer partiellen Auflösung der Si-Ausscheidungen

beginnend bei hohen Temperaturen ab etwa 300 °C kommt. Diese partielle Auflösung führt aufgrund des reduzierten Gittervolumens der Si-Substitutionsatome im Al-Gitter zu einem abnehmenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten [233, 235, 236]. Die gelösten Si-Atome scheiden sich bei erneuter Abkühlung beginnend bei 400 °C wieder aus [233]. Dieser Prozess ist reversibel, solange die Reaktionen bei langsamem Aufheiz- und Abkühlraten nahe des thermodynamischen Gleichgewichts stattfinden [233]. Das beschriebene Verhalten ist typisch für AlSi-Legierungen und wurde in der Literatur bereits ausführlich diskutiert [233, 236]. Da die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbunde unabhängig von Partikelgröße und -orientierung einen ähnlichen Abfall des thermischen Ausdehnungskoeffizienten bei hohen Temperaturen zeigen, ist davon auszugehen, dass die beschriebene, partielle Auflösung der Si-Ausscheidungen auch in den Verbunden stattfindet. Allerdings sind die CTE-Maxima weitestgehend zu geringeren Temperaturen als bei der unverstärkten Matrix verschoben. Dies ist möglicherweise auf ein verändertes Diffusionsverhalten der Matrixelemente im Verbund zurückzuführen. Wie die TEM-Ergebnisse in Kapitel 5.1.6.1 (vgl. Abbildung 5.27 (b)) zeigen, diffundieren Aluminium-Atome bei der Herstellung der Verbunde in das metallische Glas hinein. Es ist davon auszugehen, dass ähnliche Diffusionsvorgänge auch während der Dilatometerversuche stattfinden und möglicherweise die Auflösung der Si-Ausscheidungen im Verbund beeinflussen.

Während die eutektische Si-Phase bei den mechanischen Eigenschaften eine untergeordnete Rolle spielt [372] und sich durch vorzeitige Rissbildung sogar nachteilig auf das Schädigungsverhalten der Verbunde auswirkt (siehe [351] und eigene Versuchsergebnisse), ist der Einfluss auf den thermischen Ausdehnungskoeffizienten nicht vernachlässigbar. Im Allgemeinen besitzen AlSi-Legierungen aufgrund des niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Si

einen insgesamt niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als Reinaluminium [233]. In partikelverstärkten Verbunden bei kleinen Partikeln und hohen Verstärkungsvolumengehalten (d.h. geringen Abständen zwischen Partikeln) bildet sich ein zusammenhängendes Netzwerk von eutektischem Si zwischen den Plättchen [237] und Si-Brücken zwischen den Partikeln [233, 373]. Abbildung 6.16 zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme des mittels Ätzung über ein Dreisäuregemisch freigestellten Netzwerks an eutektischem Si im Verbund 600-2000. Es ist davon auszugehen, dass dieses Netzwerk in Verbunden mit Verstärkungen aus metallischem Glas ebenso zu einer Verringerung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten beiträgt wie bei herkömmlichen, keramikverstärkten Verbunden.

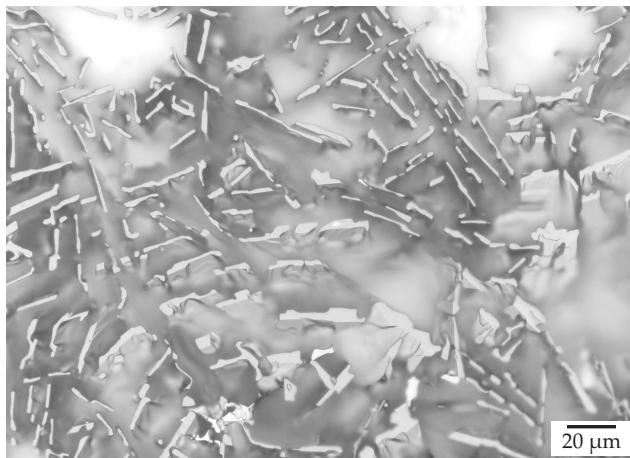


Abbildung 6.16: Lichtmikroskopische Darstellung der Si-Struktur im Verbund 600-2000, freigestellt mit Hilfe einer Dreisäuregemisch-Ätzung ($75 \text{ ml HCl (32\%)} + 25 \text{ ml HNO}_3 (65\%) + 5 \text{ ml HF}$, dest. Wasser zur Verdünnung, geätzt für 5,5 sek).

Aufgrund der vielfältigen Einflussfaktoren ist eine mathematische Vorhersage des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Metall-

matrixverbunden nicht einfach [229, 247]. Zur Abschätzung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Metallmatrixverbunden existieren mehrere thermo-mechanische Modelle. Diese wurden in Abschnitt 2.2.3.1 vorgestellt. Die meisten Modelle sind nur so lange gültig, wie der Verbund elastisch verformt [237]. Aus diesem Grund wurden die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verbunde zum Abgleich mit den Modellen für den Temperaturbereich 20-100 °C, in dem keine plastische Verformung erwartet wird, berechnet. Um Temperatur- und Mikrostruktureinflüsse von vorhergehenden Prozessen auszuschließen, wurden dafür die experimentellen Daten des zweiten Aufheizzyklus verwendet. Weiterhin wird keine makroskopische Veränderung der thermischen Eigenschaften während der thermischen Zyklen beobachtet (vgl. Hysteresen, Abschnitt 5.4, Abbildung 5.120). Dies deutet darauf hin, dass keine signifikante Schädigung des Verbunds oder eine Degradation des metallischen Glases während der thermischen Beanspruchung eintritt. Aus diesem Grund wurden mögliche Einflüsse der thermischen Zyklierung auf die Eigenschaften des metallischen Glases vernachlässigt. Als weitere Eingangsdaten wurden der gemessene thermische Ausdehnungskoeffizient der unverstärkten Matrix sowie der nach [71] abgeschätzte thermische Ausdehnungskoeffizient des metallischen Glases eingesetzt. Bei der Berechnung der Modelle wurde die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls, Schub- und Kompressionsmoduls vernachlässigt. Es wird davon ausgegangen, dass die Abweichungen der experimentellen Daten größer sind als der daraus entstehende Fehler.

Abbildung 6.17 zeigt die berechneten Modelle für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten in Abhängigkeit vom Verstärkungsvolumengehalt und die experimentell ermittelten Werte für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen 20 und 100 °C. Alle experimentell ermittelten Werte der Verbunde liegen zwischen den Werten

des Turner-Modells und der oberen Grenze des Wakashima-Modells. Mit abnehmender Partikelgröße nähern sich die Werte des thermischen Ausdehnungskoeffizienten dem Kerner-Modell an, das isotropes thermisches Ausdehnungsverhalten beschreibt. Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verbunde mit den großen Partikelgrößen (Siebgröße 200-600 µm und 600-2000 µm) und ausgeprägter Plättchenorientierung zeigen dagegen eine gute Übereinstimmung mit dem Wakashima-Modell sowohl entlang als auch senkrecht zur Plättchenorientierung.

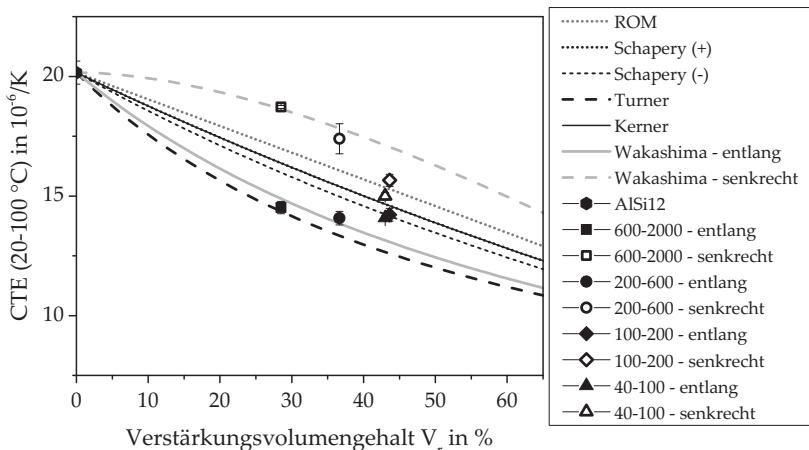


Abbildung 6.17: Abgleich der experimentell ermittelten thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Raumtemperatur und 100 °C für die verschiedenen Verbunde mit mehreren thermo-mechanischen Modellen.

Die Ergebnisse der Modellierung deuten wie die bereits diskutierten experimentellen Ergebnisse darauf hin, dass ein Mechanismenwechsel von kurzfaserverstärktem (Verbunde 200-600 und 600-2000) zu partikelverstärktem (Verbund 40-100) Verhalten stattfindet. Der Verbund mit der Partikelgröße 100-200 µm kann dagegen nur grob mit den genannten Modellen abgeschätzt werden, da aufgrund der noch

vergleichsweise großen Partikel und der abnehmenden Plättchenorientierung ein Mischverhalten vorliegt.

6.4.1 Thermische Schädigung

Aufgrund der während der thermischen Zyklen aufeinanderliegenden Hysteresen (vgl. Abschnitt 5.4, Abbildung 5.120) wurde, wie bereits diskutiert, keine makroskopische Schädigung der Verbunde in Form von Poren- oder Rissbildung erwartet. Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen der Verbunde nach den Versuchen zeigen, dass es während der Aufheiz- und Abkühlvorgänge zu plastischer Deformation der Matrix kommt. Diese plastische Deformation beschränkt sich dabei auf den Aluminiumanteil der Matrix. Das bestehende Si-Netzwerk in der Matrix, wie im vorhergehenden Abschnitt 6.4 (Abbildung 6.16) dargestellt, wirkt als zusätzliches Hindernis gegen die thermische Ausdehnung der Aluminiummatrix. Wie in Abbildung 5.123 gezeigt, quillt die Al-Matrix regelrecht über das Si-Netzwerk hinaus und es kommt zu einer Erhöhung der Oberflächenrauheit, die auf eine höhere Versetzungsmobilität nahe der freien Oberfläche zurückzuführen ist [257]. Ein weiteres Indiz für die plastische Deformation der Matrix während der thermischen Zyklen sind Zwillinge, die nach den Zyklen im Si-Primärkirstall beobachtet werden. Diese sind in Abbildung 6.18 dargestellt. Wie aufgrund der thermischen Hysteresen bereits vermutet, führt diese plastische Deformation der Matrix innerhalb der vier Zyklen dennoch nicht zu einer Schädigung der Grenzfläche oder zu Porenbildung in der Matrix. Weiterhin wurden wie erwartet keine Partikelbrüche beobachtet, da die plastische Verformung der Matrix bei hohen Temperaturen in einer niedrigen Lastübertragung von Matrix auf Verstärkung und damit in einer niedrigen Beanspruchung der Verstärkungsphase resultiert [218]. Es ist somit davon auszugehen,

dass keine Degradation der makroskopischen Verbundeigenschaften stattgefunden hat [255]. Weiterhin wird keine Schädigung durch makroskopische Grenzflächendegradation zwischen der AlSi-Matrix und dem metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ beobachtet.

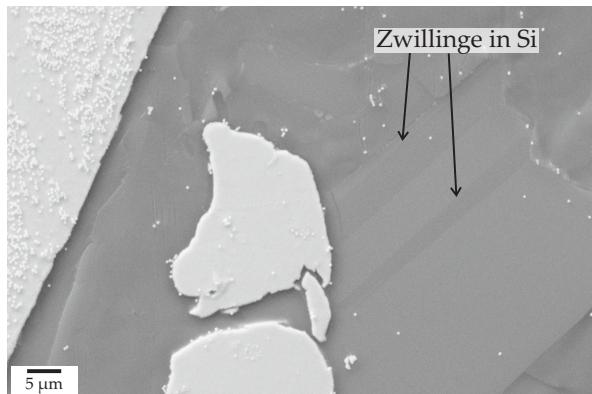


Abbildung 6.18: Aufnahme eines Primär-Siliziumkristalls in der Matrix im Verbund 600-2000 nach der Untersuchung des thermischen Ausdehnungsverhaltens entlang der Plättchenorientierung.

Wie in Kapitel 5.4.1 und auch in Abbildung 6.18 dargestellt, bilden sich während der Dilatometerversuche kleine, weiße Partikel auf der freien Oberfläche des metallischen Glases. Diese Partikel sind vermutlich auf eine Oxidation des metallischen Glases zurückzuführen. Die Versuche wurden zwar unter Schutzgasatmosphäre, jedoch ohne mehrfaches Schutzgasspülen vor Versuchsbeginn durchgeführt. Aus diesem Grund ist vermutlich vor Versuchsbeginn noch ein gewisser Anteil an Restsauerstoff in der Prüfkammer vorhanden, der zur Oxidation des metallischen Glases ausreicht.

Gezielte Untersuchungen zum Oxidationsverhalten von Ni-Nb-basierten metallischen Gläsern haben gezeigt, dass die entstehenden Oxidationsprodukte abhängig von der Temperatur sind [288]. Bei

niedrigen Temperaturen ($< 100^\circ\text{C}$) segregiert aufgrund der höheren Sauerstoffaffinität Nb an der Oberfläche und oxidiert zu Nb_2O_5 . Bei höheren Temperaturen ($\geq 250^\circ\text{C}$) diffundiert der Sauerstoff in das metallische Glas hinein und das vorhandene Nb oxidiert bereits unter der Oberfläche, bevor es an der Oberfläche segregieren kann [288, 293, 327, 329]. Das im entstehenden Nb_2O_5 -Gitter überschüssige Ni diffundiert daraufhin an die Oberfläche und bildet dort elementares Ni oder reagiert mit Sauerstoff zu NiO [288]. Kleine, weiße Partikel ähnlich wie die, die im Rahmen dieser Arbeit beobachtet wurden, entstehen nach [288] erst bei höheren Temperaturen ab 400°C . Die genaue Zusammensetzung der Partikel konnte dabei nicht bestimmt werden. Es wird vermutet, dass es sich um an der Oberfläche segregiertes Ni und NiO handelt [288].

Während der Dilatometerversuche werden alle oben genannten Temperaturbereiche im Vakuum mit einem möglicherweise vorhandenen Anteil an Restsauerstoff durchlaufen. Die genaue Zuordnung der entstehenden Oxidationsprodukte ist somit nicht eindeutig möglich. Es wird allerdings vermutet, dass der vorhandene Restsauerstoff, wie in [288, 293, 327] beschrieben, unter der Oberfläche mit dem sauerstoffaffinen Element Nb reagiert. Das verbleibende, schnell diffundierende Element Ni [328] diffundiert anschließend zur Probenoberfläche. Aufgrund des geringen Anteils an Restsauerstoff bildet sich dabei keine geschlossene Ni-Schicht, wie sie in [293] beobachtet wurde. Statt dessen entstehen Partikel, die, wie beschrieben in [288], vermutlich überwiegend aus elementarem Ni bestehen. Die Oxidationsprodukte deuten darauf hin, dass das metallische Glas bis zu einem gewissen Maß an der Oberfläche kristallisiert [288, 293], aber im Inneren immer noch amorph ist [288]. Abbildung 6.19 zeigt das Ergebnis einer XRD-Messung am Verbund 200-600 nach dem Dilatometerversuch. Abgesehen von den Bragg-Interferenzen von Al und Si werden keine weiteren Reflexe beobachtet. Das breite Maximum zwischen

39° und 47° bestätigt den amorphen Zustand des Glases zusätzlich. Es findet somit keine makroskopische Kristallisation des metallischen Glases während der Dilatometerversuche statt. Durch die thermische Stabilität des metallischen Glases und der langsamen Diffusionsgeschwindigkeit im amorphen Zustand [13, 320] wird trotz mehrfacher thermischer Zyklierung keine makroskopische Grenzschicht gebildet. Dies führt zu einer thermischen Stabilität des Verbunds ohne Veränderungen der makroskopischen, thermischen Eigenschaften, wie die aufeinanderliegenden, thermischen Hystereseen (vgl. Abschnitt 5.4, Abbildung 5.120) belegen.

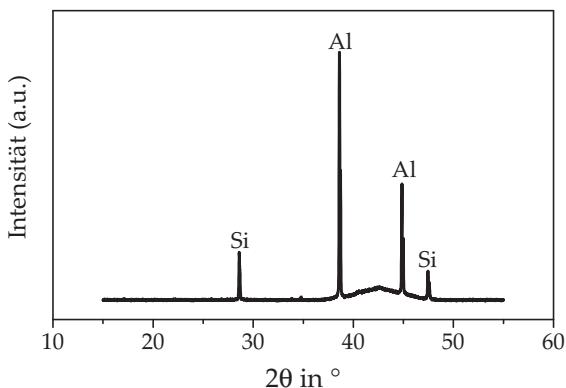


Abbildung 6.19: Diffraktogramm am Verbund 200-600 im Anschluss an den Dilatometerversuch.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Wachsende Anforderungen an Bauteile erfordern angepasste Werkstoffeigenschaften. Metallmatrixverbunde ermöglichen dabei, durch gezielte Kombinationen unterschiedlicher Werkstoffe die Werkstoffeigenschaften eines Verbunds auf eine bestimmte Anwendung hin maßzuschneidern. Herkömmlicherweise wurden in Metallmatrixverbunden bisher überwiegend keramische Verstärkungsmaterialien verwendet. Aufgrund der unterschiedlichen Bindungstypen von keramischer Verstärkungsphase und metallischer Matrix kommt es dabei häufig zu geringer Grenzflächenanbindung, die von der Bildung spröder Grenzflächenphasen begleitet wird [6]. Diese führen wiederum zu einer Verschlechterung der makroskopischen mechanischen Eigenschaften des Verbunds [2]. Mit der Verwendung von metallischen Gläsern anstatt von keramischen Materialien können gute Grenzflächeneigenschaften realisiert und gleichzeitig die herausragenden, mechanischen Eigenschaften der metallischen Gläser, wie hohe Festigkeiten, genutzt werden. Mit der Verfügbarkeit neuer metallischer Gläser wurde weiterhin eine Herstellung von Verbunden mittels des konventionellen, schmelzmetallurgischen Verfahrens der Gasdruckinfiltration möglich. Zielsetzung dieser Arbeit war es, ein grundlegendes Materialverständnis dieser schmelzmetallurgisch

hergestellten Verbundwerkstoffe mit Verstärkungen aus metallischem Glas zu erlangen.

Als Verbundkomponenten wurden unterschiedliche Partikelgrößen des metallischen Glases $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ ($T_x = 694 \pm 2^\circ\text{C}$, vgl. Kapitel 3.2) als Verstärkung und die Aluminiumgusslegierung AlSi12 als Matrixmaterial verwendet. Die Herstellung der Verbunde erfolgte in einem mehrstufigen Gasdruckinfiltrationsprozess mit umfangreicher Schutzgasspülung, um eine Oxidation und eine daraus folgende Kristallisation des metallischen Glases zu vermeiden [293]. Die mikrostrukturelle Untersuchung der Verbunde erfolgte mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie sowie ergänzend mittels Computertomografie und transmissionselektronenmikroskopischer Methoden. Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wurden quasistatische Druck-, Zug- und Vierpunktbiegeversuche durchgeführt. Zur Klärung der auftretenden Schädigungsmechanismen wurden diese Versuche durch *in situ* Druck- und Zugversuche im Rasterelektronenmikroskop sowie durch metallografische Schritte nach der Beanspruchung ergänzt. Die Bestimmung der Steifigkeitskennwerte (E-Modul, Querkontraktionszahl) erfolgte mittels Ultraschallphasenspektroskopie (UPS).

In der vorliegenden Arbeit wurde bestätigt, dass eine Verbundherstellung mittels Gasdruckinfiltration ohne eine Kristallisation des metallischen Glases möglich ist. Ferner können über die verschiedenen Partikelgrößen und Aspektverhältnisse unterschiedliche Verstärkungsvolumengehalte und mechanische Eigenschaften realisiert werden. Die hergestellten Verbunde weisen ein makroskopisch homogenes Gefüge mit einer gleichmäßigen Verteilung der metallischen Glasplättchen im Verbund sowie mit geringer Mikroporosität und ohne die Bildung von makroskopischen Grenzschichten auf. Aufgrund der hohen Aspektverhältnisse insbesondere der großen Plättchen

entsteht in den Verbunden eine geschichtete Struktur, die mittels computertomografischen Methoden nachgewiesen wurde. Diese geschichtete Plättchenstruktur führt zu anisotropen Materialeigenschaften und unterschiedlichen Schädigungsmechanismen im Verbund. Die Anisotropie wird insbesondere beim thermischen Ausdehnungsverhalten der Verbunde mit den großen Plättchengrößen (Siebgröße 200-600 µm und 600-2000 µm) beobachtet. So übersteigen die thermischen Ausdehnungskoeffizienten dieser Verbunde senkrecht zu Plättchenorientierung sogar den der unverstärkten Matrix. Entlang der Plättchenorientierung dagegen nähern sie sich dem Ausdehnungskoeffizient des metallischen Glases an [LW17a]. Bei den mechanischen Eigenschaften äußert sich die Plättchenorientierung in geringfügig höheren E-Modulen und Druckfestigkeiten entlang der Plättchenorientierung als senkrecht dazu. Unter Druck entsteht bei Belastung entlang der Plättchenorientierung weiterhin eine Schädigung in Form von lokalisierter plastischer Verformung in einem Schubband im Verbund, das begleitet wird von Plättchenknicken. Senkrecht zur Plättchenorientierung sowie bei Zugbelastung der Verbunde wird dagegen multiple Rissbildung im metallischen Glas mit einer guten Grenzflächenhaftung zwischen dem metallischen Glas und dem Aluminiumbestandteil des Matrixmaterials beobachtet. Die Ursachen für diese Grenzflächenhaftung wurden mit Hilfe von transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen analysiert. Vierpunktbiegeversuche und Zugversuche entlang der Plättchenorientierung zeigen insbesondere für die großen Plättchen (Siebgröße 200-600 µm und 600-2000 µm) deutlich verbesserte Festigkeiten im Vergleich zur unverstärkten Matrix. Bei den Vierpunktbiegeversuchen sind diese erhöhten Festigkeiten auf eine Behinderung der makroskopischen Rissausbreitung durch die Matrix aufgrund der großen Glaspartikel zurückzuführen. Ein hohes Maß an Vorschädigung in den kleineren Partikeln durch die Partikelherstellung mittels Kugelmahlen

führt zu einer weiteren Schwächung des Materials. Die höheren Zugfestigkeiten der Verbunde mit großen Partikeln sind auf eine bessere Lastaufnahme der Partikel durch direkte Verstärkungswirkung zurückzuführen. Es ist davon auszugehen, dass die kleineren Partikel unterhalb der kritischen Faserlänge liegen und deshalb eine geringere Verstärkungswirkung erreicht wird.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgte eine umfassende, praktisch orientierte, strukturelle, mechanische und thermische Charakterisierung der Eigenschaften der Verbunde, um Wissen für potentielle Anwendungen zu schaffen. Dabei wurden vielversprechende Materialeigenschaften der Verbunde, wie hohe Festigkeiten bei gleichzeitig ausreichender Duktilität, beobachtet. Ferner wurde eine gute Grenzflächenanbindung im Vergleich zu herkömmlichen, keramikverstärkten Verbunden erzielt, die eine Lastübertragung von der Matrix auf die Verstärkungsphase gewährleistet. Generell bestehen jedoch weiterhin Schwierigkeiten darin, reproduzierbare Eigenschaften von metallischen Gläsern zu erreichen. Dies geht auch aus den Ergebnissen der Mikrozugversuche an den metallischen Gläsern in Abbildung 3.6 mit Spannungs-Dehnungs-Verläufen mit unterschiedlichen Steigungen hervor. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Herstellbedingungen von metallischen Gläsern den Relaxationszustand und damit den Anteil an freiem Volumen sowie mögliche Nanokristallinität und damit letztlich die mechanischen Eigenschaften beeinflussen [18]. Weiterhin sind die quantitativen Veränderungen der mechanischen Eigenschaften unter Temperatureinfluss nach wie vor unzureichend bekannt und beherrscht. Es ist davon auszugehen, dass eine Versprödung des metallischen Glases durch den Temperatureinfluss bei der Verbundherstellung die Anwendung limitiert und das Potenzial des Glases somit nicht voll ausgeschöpft werden kann. Für zukünftige Arbeiten müssen folglich die Glaseigenschaften weiterentwickelt und die mikrostrukturellen Vorgänge

besser verstanden werden, bevor sie auf makroskopischer Skala als Verstärkungselemente reproduzierbar verwertet werden können. Es ist jedoch bekannt, dass primär kristallisierende metallische Gläser nach einem Versprüden durch Anlassen der amorphen Struktur durch eine gezielte Wärmebehandlung im Bereich der unterkühlten Schmelze an Festigkeit und Duktilität zurückgewinnen [326, 350]. Somit könnte mit einer gezielten Anpassung der Herstellungsparameter des Verbunds eine weitere Verbesserung der Verbundeigenschaften erreicht werden. Es wären in Bezug auf Grenzflächenreaktionen zwischen Glas und Matrix angepasste, kurze Haltezeiten oder eine gezielte Herstellung des Verbunds im Bereich der unterkühlten Schmelze mit anschließend schnellen Abkühlraten denkbar.

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit erzielten Ergebnisse führen zu einem verbesserten Materialverständnis für schmelzmetallurgisch hergestellte Metallmatrixverbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas. Die Ergebnisse dienen als Grundlage für die Weiterentwicklung und potentielle Nutzung dieser speziellen Materialklasse. Die durchgeführten Infiltrationsstudien mit Blick auf den ermittelten Größen- und Orientierungseinfluss der Partikel erlauben über die Auswahl der Verstärkungsgeometrie eine effiziente und zielorientierte Materialsynthese mit angepassten und auf die Anforderung zugeschnittenen Materialeigenschaften. Weiterhin belegen die Arbeiten eine gute Anwendbarkeit der mechanischen *in situ* Prüfung im Rasterelektronenmikroskop, um Schädigungsmechanismen in diesen Verbundwerkstoffen zu analysieren. Aufgrund der hohen Dichte der metallischen Gläser werden die erzielten, verbesserten mechanischen Eigenschaften der Metallmatrixverbunde im Vergleich zur unverstärkten Matrix jedoch kompensiert. Aus diesem Grund liegen die potentiellen Einsatzmöglichkeiten der untersuchten Verbunde im aktuellen Stadium eher im Bereich der Funktionswerkstoffe (z.B. ähnlich wie Hartmetalle als Schneidwerkstoffe) und nicht der Struktur- und

Leichtbauwerkstoffe. Die bereits genannte Weiterentwicklung von metallischen Gläsern mit einem tiefgehenden Verständnis der mikrostrukturellen Mechanismen bietet weiteres Entwicklungspotential für die Verbunde in Richtung der Strukturwerkstoffe. Zudem ist eine weitere Verbesserung der Verbundeigenschaften über eine Anpassung der Form der Verstärkungsphase beispielsweise durch die Verwendung der metallischen Glasbänder im Grundzustand für eine unidirektionale Verstärkung des Verbunds möglich. In [LW17b] wurden ergänzend zu der vorliegenden Arbeit Verbunde aus geschichteten Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀-Bändern und einer AlSi12-Matrix hergestellt. Die Mikrostruktur dieses Verbunds ist in Abbildung 7.1 dargestellt.

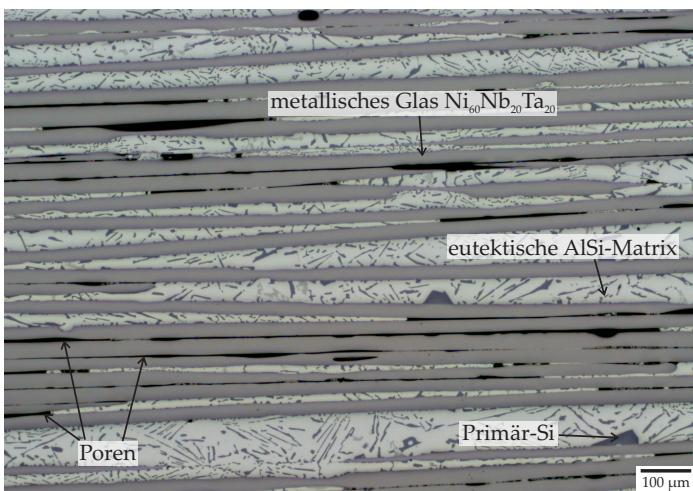


Abbildung 7.1: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur eines mit metallischen Glasbändern unidirektional verstärkten Verbunds.

Aus der Abbildung geht hervor, dass im Verbund allerdings eine inhomogene Verteilung der metallischen Glasplättchen mit unverstärkten Bereichen sowie sehr dicht beieinander liegenden Glasbändern vorliegt. Dies resultiert aus einer nicht ausreichende Formfüllung bei der

Herstellung, die, wie beschrieben für konventionelle, faserverstärkte Verbunden in [74], zu einer Verdichtung der Verstärkungsphase und zu unverstärkten Bereichen dazwischen führt. In diesen dicht gepackten Verstärkungsbereichen entstehen weiterhin Poren zwischen eng beieinander liegenden Glasbändern. Diese sind auf eine nicht ausreichende Infiltration zurückzuführen. In [LW17b] wurde mittels Zugversuchen entlang der geschichteten Bänder gezeigt, dass trotz dieser vielen, mikrostrukturellen Fehlstellen eine Verstärkungswirkung erreicht wird. Mit einer Entlastungssequenz wurde dabei, wie in der vorliegenden Arbeit, der E-Modul des Materials ($V_r = 36,7\%$) bestimmt. Über dieses Verfahren wurde eine Steigerung des E-Moduls der unverstärkten Matrix von 77 auf 117 GPa ermittelt. Dieser E-Modulwert ist höher als die bisher für Verbunde mit Verstärkungen aus metallischem Glas erreichten Werte (vgl. Tabelle 2.6, 2.7, 2.8 und 2.9). Weiterhin wurde eine Steigerung der Zugfestigkeit von 121 MPa für das unverstärkte Matrixmaterial auf 153 MPa für den Verbund erreicht. Es ist davon auszugehen, dass bei einer Anpassung der Infiltrationsparameter für die Herstellung porenfreier Verbunde eine weitere Verbesserung der Verbundeigenschaften erreicht werden kann und somit durchaus Potential für eine Weiterentwicklung dieser Verbunde besteht. Darüber hinaus ist statt der Verwendung von Bändern die Verwendung von Fasern aus metallischem Glas mit geringeren Durchmessern als die bisher verwendeten Bänder oder Plättchen denkbar. Dadurch ließe sich bei gleichem Verstärkungsvolumengehalt eine größere Anzahl an Fasern realisieren und das Versagen einzelner Fasern wäre durch den geringeren Querschnitt weniger kritisch.

Fremdliteratur

- [1] GHOSH, A. K.: Solid-state processing. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 23–41
- [2] CHAWLA, K. K. ; CHAWLA, N.: *Metal Matrix Composites*. Boston, MA : Springer Science + Business Media, Inc, 2006 (Springer ebook collection / Chemistry and Materials Science 2005-2008). – ISBN 0387285679
- [3] SCHRÖDER, J.: Partikelverstärkte Leichtmetall-Verbundwerkstoffe. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundwerkstoffe*. Oberursel : DGM-Informationsges., Verl., 1994. – ISBN 9783527299232, S. 193–218
- [4] EVANS, A. (Hrsg.) ; SAN MARCHI, C. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.): *Metal matrix composites in industry: An introduction and a survey*. Dordrecht and Boston : Kluwer Academic, 2003. – ISBN 9781402075216
- [5] ZWEBEN, C.: Metal matrix composites for electronic packaging. In: *JOM* 44 (1992), Nr. 7, S. 15–23
- [6] JAYALAKSHMI, S. ; GUPTA, M.: *Metallic amorphous alloy reinforcements in light metal matrices*. Cham : Springer, 2015 (SpringerBriefs in materials). – ISBN 9783319150154

- [7] DAVIS, Joseph R. (Hrsg.): *Aluminum and aluminum alloys*. first edition. Materials Park, OH : ASM International, 1993 (ASM Specialty Handbook). – ISBN 9780871704962
- [8] RAMS, J. ; CAMPO, M. ; UREÑA, A.: Sol-gel coatings to improve processing of aluminium matrix SiC reinforced composite materials. In: *Journal of Materials Research* 19 (2004), Nr. 07, S. 2109–2116
- [9] MILLER, M. K. ; LIAW, P. K.: *Bulk metallic glasses: An overview*. New York : Springer, 2008. – ISBN 9780387489209
- [10] SURYANARAYANA, C. ; INOUE, A.: Metallic glasses. In: ULLMANN, F. (Hrsg.): *Ullmann's encyclopedia of industrial chemistry*. Hoboken, New Jersey, USA : John Wiley & Sons, 2012. – ISBN 10.1002/14356007.a16_335.pub2
- [11] JOHNSON, W. L.: Bulk glass-forming metallic alloys: Science and Technology. In: *MRS Bulletin* 24 (1999), Nr. 10, S. 42–56
- [12] LEE, M. H. ; KIM, J. H. ; PARK, J. S. ; KIM, J. C. ; KIM, W. T. ; KIM, D. H.: Fabrication of Ni–Nb–Ta metallic glass reinforced Al-based alloy matrix composites by infiltration casting process. In: *Scripta Materialia* 50 (2004), Nr. 11, S. 1367–1371
- [13] YU, P. ; ZHANG, L. C. ; ZHANG, W. Y. ; DAS, J. ; KIM, K. B. ; ECKERT, J.: Interfacial reaction during the fabrication of Ni₆₀Nb₄₀ metallic glass particles-reinforced Al based MMCs. In: *Materials Science and Engineering: A* 444 (2007), Nr. 1-2, S. 206–213
- [14] WANG, W. H. ; DONG, C. ; SHEK, C. H.: Bulk metallic glasses. In: *Materials Science and Engineering: R: Reports* 44 (2004), Nr. 2-3, S. 45–89

- [15] CHEN, M.: A brief overview of bulk metallic glasses. In: *NPG Asia Materials* 3 (2011), Nr. 9, S. 82–90
- [16] HARUYAMA, O. ; YOKOYAMA, Y. ; INOUE, A.: Precise measurement of density in the isothermal relaxation processes of $Pd_{42.5}Cu_{30}Ni_{7.5}P_{20}$ and $Zr_{50}Cu_{40}Al_{10}$ glasses. In: *Materials Transactions* 48 (2007), Nr. 7, S. 1708–1710
- [17] CHEN, H. S.: Glassy metals. In: *Reports on Progress in Physics* 43 (1980), Nr. 4, S. 353–432
- [18] SURYANARAYANA, C. ; INOUE, A.: *Bulk metallic glasses*. Boca Raton, FL : CRC Press, 2011. – ISBN 1420085964
- [19] TURNBULL, D.: Under what conditions can a glass be formed? In: *Contemporary Physics* 10 (1969), Nr. 5, S. 473–488
- [20] ZARZYCKI, J.: *Materials science and technology: A comprehensive treatment*. Bd. 9: *Glasses and amorphous materials*. Weinheim, New York, Basel : VCH Verlagsgesellschaft, 1991. – ISBN 3527268227
- [21] INOUE, A.: High strength bulk amorphous alloys with low critical cooling rates (Overview). In: *Materials Transactions* 36 (1995), Nr. 7, S. 866–875
- [22] INOUE, A.: Stabilization of supercooled liquid and opening-up of bulk glassy alloys. In: *Proceedings of the Japan Academy. Ser. B: Physical and Biological Sciences* 73 (1997), Nr. 2, S. 19–24
- [23] INOUE, A. ; ZHANG, T. ; TAKEUCHI, A.: Ferrous and nonferrous bulk amorphous alloys. In: *Materials Science Forum* 269-272 (1998), S. 855–864
- [24] INOUE, A.: Bulk amorphous alloys with soft and hard magnetic properties. In: *Materials Science and Engineering: A* 226-228 (1997), S. 357–363

- [25] INOUE, A.: Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. In: *Acta Materialia* 48 (2000), Nr. 1, S. 279–306
- [26] KLEMENT, W. ; WILLENS, R. H. ; DUWEZ, P. O. L.: Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. In: *Nature* 187 (1960), Nr. 4740, S. 869–870
- [27] PARK, E. S. ; KIM, D. H.: Design of bulk metallic glasses with high glass forming ability and enhancement of plasticity in metallic glass matrix composites: A review. In: *Metals and Materials International* 11 (2005), Nr. 1, S. 19–27
- [28] SOWJANYA, M. ; KISHEN KUMAR REDDY, T.: Cooling wheel features and amorphous ribbon formation during planar flow melt spinning process. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214 (2014), Nr. 9, S. 1861–1870
- [29] LEE, M. ; BAE, D. ; KIM, W. ; KIM, D.: Ni-based refractory bulk amorphous alloys with high thermal stability. In: *Materials Transactions* 44 (2003), Nr. 10, S. 2084–2087
- [30] CHEN, H. S.: Structural relaxation in metallic glasses. In: LUBORSKY, F. E. (Hrsg.): *Amorphous metallic alloys*. London : Butterworths, 1983 (Butterworths monographs materials). – ISBN 9780408110303, S. 169–186
- [31] LEE, K. S. ; JUN, H.-J. ; KIM, D. W. ; ECKERT, J. ; CHANG, Y. W.: Structural relaxation and crystallization of a Zr₄₄Ti₁₁Cu_{9.8}Ni_{10.2}Be₂₅ bulk metallic glass. In: *Materials Transactions* 48 (2007), Nr. 7, S. 1722–1728
- [32] GERLING, R. ; SCHIMANSKY, F. P. ; WAGNER, R.: Small-angle neutron scattering analyses of phase separation processes in amorphous alloys. In: *Nuclear science and engineering* 110 (1992), Nr. 4, S. 374–385

- [33] LÖFFLER, J. F. ; JOHNSON, W. L.: Model for decomposition and nanocrystallization of deeply undercooled $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$. In: *Applied Physics Letters* 76 (2000), Nr. 23, S. 3394–3396
- [34] DENG, D. ; ARGON, A. S.: Structural relaxation and embrittlement of $\text{Cu}_{59}\text{Zr}_{41}$ and $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ glasses. In: *Acta Metallurgica* 34 (1986), Nr. 10, S. 2011–2023
- [35] GERLING, R. ; SCHIMANSKY, F. P. ; WAGNER, R.: Two-stage embrittlement of amorphous $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{20}$ resulting from a loss of free volume and phase separation. In: *Acta Metallurgica* 36 (1988), Nr. 3, S. 575–583
- [36] MURALI, P. ; RAMAMURTY, U.: Embrittlement of a bulk metallic glass due to sub-annealing. In: *Acta Materialia* 53 (2005), Nr. 5, S. 1467–1478
- [37] RAMAMURTY, U. ; LEE, M.L ; BASU, J. ; LI, Y.: Embrittlement of a bulk metallic glass due to low-temperature annealing. In: *Scripta Materialia* 47 (2002), Nr. 2, S. 107–111
- [38] INOUE, A. ; SHEN, B. L. ; CHANG, C. T.: Fe- and Co-based bulk glassy alloys with ultrahigh strength of over 4000 MPa. In: *Fourth International Conference on Bulk Metallic Glasses* 14 (2006), Nr. 8–9, S. 936–944
- [39] ZHANG, T. ; INOUE, A.: New bulk glassy Ni-based alloys with high strength of 3000 MPa. In: *Materials Transactions* 43 (2002), Nr. 4, S. 708–711
- [40] INOUE, A. ; SHEN, B. ; KOSHIBA, H. ; KATO, H. ; YAVARI, A. R.: Cobalt-based bulk glassy alloy with ultrahigh strength and soft magnetic properties. In: *Nature Materials* 2 (2003), Nr. 10, S. 661–663

- [41] CONNER, R. D. ; CHOI-YIM, H. ; JOHNSON, W. L.: Mechanical properties of Zr₅₇Nb5Al10Cu15.4Ni12.6 metallic glass matrix particulate composites. In: *Journal of Materials Research* 14 (1999), Nr. 08, S. 3292–3297
- [42] ZHANG, Z.F ; ECKERT, J. ; SCHULTZ, L.: Difference in compressive and tensile fracture mechanisms of Zr₅₉Cu₂₀Al₁₀Ni₈Ti₃ bulk metallic glass. In: *Acta Materialia* 51 (2003), Nr. 4, S. 1167–1179
- [43] SCHUH, C. A. ; HUFNAGEL, T. C. ; RAMAMURTY, U.: Mechanical behavior of amorphous alloys. In: *Acta Materialia* 55 (2007), Nr. 12, S. 4067–4109
- [44] CHEN, M.: Mechanical behavior of metallic glasses: Microscopic understanding of strength and ductility. In: *Annual Review of Materials Research* 38 (2008), Nr. 1, S. 445–469
- [45] SCUDINO, S. ; LIU, G. ; PRASHANTH, K. G. ; BARTUSCH, B. ; SURREDDI, K. B. ; MURTY, B. S. ; ECKERT, J.: Mechanical properties of Al-based metal matrix composites reinforced with Zr-based glassy particles produced by powder metallurgy. In: *Acta Materialia* 57 (2009), Nr. 6, S. 2029–2039
- [46] BUSCH, R. ; BAKKE, E. ; JOHNSON, W. L.: Viscosity of the supercooled liquid and relaxation at the glass transition of the Zr_{46.75}Ti_{8.25}Cu_{7.5}Ni₁₀Be_{27.5} bulk metallic glass forming alloy. In: *Acta Materialia* 46 (1998), Nr. 13, S. 4725–4732
- [47] SUBHASH, G. ; DOWDING, R. J. ; KECSKES, L. J.: Characterization of uniaxial compressive response of bulk amorphous Zr–Ti–Cu–Ni–Be alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 334 (2002), Nr. 1-2, S. 33–40

- [48] JING, Q.: Thermal expansion behavior and structure relaxation of ZrTiCuNiBe bulk amorphous alloy. In: *Scripta Materialia* 49 (2003), Nr. 2, S. 111–115
- [49] SHEK, C. H. ; LIN, G. M.: Dilatometric measurements and calculation of effective pair potentials for $Zr_{41}Ti_{14}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ bulk metallic glass. In: *Materials Letters* 57 (2003), Nr. 5-6, S. 1229–1232
- [50] DUDINA, D. V. ; GEORGARAKIS, K. ; LI, Y. ; ALJERF, M. ; LEMOULEC, A. ; YAVARI, A. R. ; INOUE, A.: A magnesium alloy matrix composite reinforced with metallic glass. In: *Composites Science and Technology* 69 (2009), Nr. 15–16, S. 2734–2736
- [51] DUDINA, D. V. ; GEORGARAKIS, K. ; ALJERF, M. ; LI, Y. ; BRACCINI, M. ; YAVARI, A. R. ; INOUE, A.: Cu-based metallic glass particle additions to significantly improve overall compressive properties of an Al alloy. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41 (2010), Nr. 10, S. 1551–1557
- [52] ALJERF, M. ; GEORGARAKIS, K. ; LOUZGUINE-LUZGIN, D. ; LE MOULEC, A. ; INOUE, A. ; YAVARI, A. R.: Strong and light metal matrix composites with metallic glass particulate reinforcement. In: *Materials Science and Engineering: A* 532 (2012), S. 325–330
- [53] CHOI-YIM, H. ; XU, D. ; JOHNSON, W. L.: Structures and properties of bulk glass forming NiNbSn alloys and NiNbTaSn alloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 449-451 (2007), S. 134–138
- [54] ARGON, A. S. ; KUO, H. Y.: Plastic flow in a disordered bubble raft (an analog of a metallic glass). In: *Materials Science and Engineering* 39 (1979), Nr. 1, S. 101–109

- [55] FALK, M. L. ; LANGER, J. S.: Dynamics of viscoplastic deformation in amorphous solids. In: *Physical Review E* 57 (1998), Nr. 6, S. 7192–7205
- [56] LANGER, J. S.: Shear-transformation-zone theory of deformation in metallic glasses. In: *Scripta Materialia* 54 (2006), Nr. 3, S. 375–379
- [57] TREXLER, M. M. ; THADHANI, N. N.: Mechanical properties of bulk metallic glasses. In: *Progress in Materials Science* 55 (2010), Nr. 8, S. 759–839
- [58] LUND, A. C. ; SCHUH, C. A.: The Mohr–Coulomb criterion from unit shear processes in metallic glass. In: *Intermetallics* 12 (2004), Nr. 10-11, S. 1159–1165
- [59] SPAEPEN, F.: A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses. In: *Acta Metallurgica* 25 (1977), Nr. 4, S. 407–415
- [60] ARGON, A.S: Plastic deformation in metallic glasses. In: *Acta Metallurgica* 27 (1979), Nr. 1, S. 47–58
- [61] STEIF, P. S. ; SPAEPEN, F. ; HUTCHINSON, J. W.: Strain localization in amorphous metals. In: *Acta Metallurgica* 30 (1982), Nr. 2, S. 447–455
- [62] TURNBULL, D. ; COHEN, M. H.: Free–volume model of the amorphous phase: Glass transition. In: *The Journal of Chemical Physics* 34 (1961), Nr. 1, S. 120–125
- [63] SPAEPEN, F.: Homogeneous flow of metallic glasses: A free volume perspective. In: *Scripta Materialia* 54 (2006), Nr. 3, S. 363–367

- [64] GREER, A. L. ; CHENG, Y. Q. ; MA, E.: Shear bands in metallic glasses. In: *Materials Science and Engineering: R: Reports* 74 (2013), Nr. 4, S. 71–132
- [65] DONOVAN, P. E. ; STOBBS, W. M.: The structure of shear bands in metallic glasses. In: *Acta Metallurgica* 29 (1981), Nr. 8, S. 1419–1436
- [66] LI, J. ; SPAEPEN, F. ; HUFNAGEL, T. C.: Nanometre-scale defects in shear bands in a metallic glass. In: *Philosophical Magazine A* 82 (2002), Nr. 13, S. 2623–2630
- [67] LU, J.: *Mechanical behavior of a bulk metallic glass and its composite over a wide range of strain rates and temperatures*. Pasadena, CA, California Institute of Technology, Diss., 2002
- [68] DAVIS, L. A.: In: SASTRY, S. M. L. (Hrsg.) ; MACDONALD, B. A. (Hrsg.): *Mechanical behavior of rapidly solidified materials*. Warrendale, PA, 1986
- [69] JIANG, M. Q. ; LING, Z. ; MENG, J. X. ; DAI, L. H.: Energy dissipation in fracture of bulk metallic glasses via inherent competition between local softening and quasi-cleavage. In: *Philosophical Magazine* 88 (2008), Nr. 3, S. 407–426
- [70] WANG, Y.-Y. ; BIAN, X.-F. ; JIA, R.: Effects of cooling rate on thermal expansion of Cu₄₉Hf₄₂Al₉ metallic glass. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 21 (2011), Nr. 9, S. 2031–2036
- [71] KATO, H. ; CHEN, H.-S. ; INOUE, A.: Relationship between thermal expansion coefficient and glass transition temperature in metallic glasses. In: *Scripta Materialia* 58 (2008), Nr. 12, S. 1106–1109

- [72] MATTERN, N. ; KÜHN, U. ; HERMANN, H. ; ROTH, S. ; VINZELBERG, H. ; ECKERT, J.: Thermal behavior and glass transition of Zr-based bulk metallic glasses. In: *Materials Science and Engineering: A* 375-377 (2004), S. 351–354
- [73] NISHIYAMA, N. ; HORINO, M. ; INOUE, A.: Thermal expansion and specific volume of Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ Alloy in various states. In: *Materials Transactions* 41 (2000), Nr. 11, S. 1432–1434
- [74] DEGISCHER, H. P.: Schmelzmetallurgische Herstellung von Metallmatrixverbundwerkstoffen. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundwerkstoffe*. Oberursel : DGM-Informationsges., Verl., 1994. – ISBN 9783527299232, S. 139–168
- [75] RÖSLER, J. ; HARDERS, H. ; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden : Springer Fachmedien Wiesbaden, 2016. – ISBN 9783658137946
- [76] BERTHELOT, J.-M.: *Composite Materials: Mechanical Behavior and Structural Analysis*. New York, NY : Springer New York, 1999 (Mechanical Engineering Series). – ISBN 1461205271
- [77] SCHWARTZ, M. M.: *Composite materials handbook*. 2nd ed. New York : McGraw-Hill, 1992. – ISBN 9780070558199
- [78] KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundwerkstoffe: Erweiterte Vortragstexte eines Fortbildungsseminars der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde e.V. durchgeführt am Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik der TU-Clausthal*. Oberursel : DGM-Informationsges., Verl., 1994. – ISBN 9783527299232
- [79] JONES, R. M.: *Mechanics of composite materials*. 2. Auflage. Philadelphia, PA : Taylor & Francis, 1999. – ISBN 9781560327127
- [80] HALE, D. K.: The physical properties of composite materials. In: *Journal of Materials Science* 11 (1976), Nr. 11, S. 2105–2141

-
- [81] *Materials Design Engineering* (1963), Nr. 9
 - [82] CLYNE, T. W. ; WITHERS, P. J.: *An introduction to metal matrix composites*. Cambridge : New York, NY, USA and Cambridge University Press, 1993 (Cambridge solid state science series). – ISBN 9780521483575
 - [83] Metallische Verbundwerkstoffe. Herausgegeben von der Firma G. Rau, Pforzheim, in Zusammenarbeit mit der Werkstofftechnischen Verlagsgesellschaft m. b. H., Karlsruhe, mit Beiträgen von H. Spengler und D. Stöckel. (1978)
 - [84] HORT, N. ; KAINER, K. U.: Pulvermetallurgisch hergestellte Metallmatrixverbundwerkstoffe. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundstoffe*. Hoboken : Wiley-VCH and John Wiley & Sons, Incorporated, 2003. – ISBN 3527305327, S. 260–295
 - [85] SURYANARAYANA, C. ; AL-AQEELI, N.: Mechanically alloyed nanocomposites. In: *Progress in Materials Science* 58 (2013), Nr. 4, S. 383–502
 - [86] DAVIM, J. P.: *Advanced Composites*. Bd. 3: *Metal matrix composites: Materials, manufacturing and engineering*. Berlin/Boston : De Gruyter, 2014. – ISBN 9783110315417
 - [87] TER HAAR, J. H. ; DUSZCZYK, J.: Mixing of powder metallurgical fibre-reinforced aluminium composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 135 (1991), S. 65–72
 - [88] GHOSH, A. K.: In: TRIVEDI, R. (Hrsg.) ; SEKHAR, J. A. (Hrsg.) ; MAZUMDAR, J. (Hrsg.): *Principles of solidification and materials processing* Bd. 2, Oxford & IBH Publishing Co. Pvt. Ltd., 1989, S. 585

- [89] NIKLAS, A. ; FROYEN, L. ; DELAEY, L. ; BUEKENHOUT, L.: Comparative evaluation of extrusion and hot isostatic pressing as fabrication techniques for Al-SiC composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 135 (1991), S. 225–229
- [90] LLOYD, D. J.: Chapter 13 - Processing of particle-reinforced metal matrix composites. In: MALLICK, P. K. (Hrsg.): *Composites Engineering Handbook* Bd. 11. New York : M. Dekker, 1997. – ISBN 1628709324, S. 631–669
- [91] STANFORD-BEALE, C. A. ; CLYNE, T. W.: Extrusion and high-temperature deformation of fibre-reinforced aluminium. In: *Composites Science and Technology* 35 (1989), Nr. 2, S. 121–157
- [92] SHAHANI, R. A.: *Microstructural development during thermomechanical processing of aluminium-based composites*, University of Cambridge, Diss., 1991
- [93] GANESH, V. V. ; CHAWLA, N.: Effect of reinforcement-particle-orientation anisotropy on the tensile and fatigue behavior of metal matrix composites. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004), Nr. 1, S. 53–61
- [94] GANESH, V. V. ; CHAWLA, N.: Effect of particle orientation anisotropy on the tensile behavior of metal matrix composites: Experiments and microstructure-based simulation. In: *Materials Science and Engineering: A* 391 (2005), Nr. 1-2, S. 342–353
- [95] LOGSDON, W. A. ; LIAW, P. K.: Tensile, fracture toughness and fatigue crack growth rate properties of silicon carbide whisker and particulate reinforced aluminum metal matrix composites. In: *Engineering Fracture Mechanics* 24 (1986), Nr. 5, S. 737–751

-
- [96] JEONG, H. ; HSU, D. K. ; SHANNON, R. E. ; LIAW, P. K.: Characterization of anisotropic elastic constants of silicon-carbide particulate reinforced aluminum metal matrix composites: Part I. Experiment. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 25 (1994), Nr. 4, S. 799–809
 - [97] KAINER, K. U.: Grundlagen der Metallmatrixverbundwerkstoffe. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundstoffe*. Hoboken : Wiley-VCH and John Wiley & Sons, Incorporated, 2003. – ISBN 3527305327, S. 1–65
 - [98] SURAPPA, M. K. ; ROHATGI, P. K.: Preparation and properties of cast aluminium-ceramic particle composites. In: *Journal of Materials Science* 16 (1981), Nr. 4, S. 983–993
 - [99] MORTENSEN, A. ; CORNIE, J. A. ; FLEMINGS, M. C.: Solidification processing of metal matrix composites. In: *JOM* 40 (1988), Nr. 2, S. 12–19
 - [100] KLIMOWICZ, T. F.: Production, mechanical properties and automotive applications of a castable composite material: 900532, SAE International, Warrendale, PA, United States, 1990 (SAE Technical Paper Series)
 - [101] HOOVER, W. R.: Die casting of Duralcan composites. In: HANSEN, N. (Hrsg.) ; JENSEN, D. J. (Hrsg.) ; LEFFERS, T. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; LORENTZEN, T. (Hrsg.) ; PEDERSEN, A. S. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.) ; RALPH, B. (Hrsg.): *Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1991, S. 387–392

- [102] NOGUCHI, T. ; ASANO, K. ; HIRATSUKA, S. ; MIYAHARA, H.: Trends of composite casting technology and joining technology for castings in Japan. In: *International Journal of Cast Metals Research* 21 (2008), Nr. 1-4, S. 219–225
- [103] EVANS, A. ; SAN MARCHI, C. ; MORTENSEN, A.: Metal matrix composites. In: EVANS, A. (Hrsg.) ; SAN MARCHI, C. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.): *Metal matrix composites in industry*. Dordrecht and Boston : Kluwer Academic, 2003. – ISBN 9781402075216, S. 9–38
- [104] LLOYD, D. J.: Properties of shape cast Al-SiC metal matrix composites. In: FISHMAN, S. G. (Hrsg.) ; DHINGRA, A. K. (Hrsg.): *Cast reinforced metal composites*, ASM, 1988, S. 263–269
- [105] KATTAMIS, T. Z. ; CORNIE, J. A.: Solidification of particulate ceramic-aluminium alloy composites. In: FISHMAN, S. G. (Hrsg.) ; DHINGRA, A. K. (Hrsg.): *Cast reinforced metal composites*, ASM, 1988, S. 47–52
- [106] MICHAUD, V. J.: Liquid-state processing. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 3–22
- [107] SKIBO, M. ; MORRIS, P. L. ; LLOYD, D. J.: Structure and properties of liquid metal processed SiC reinforced aluminium. In: FISHMAN, S. G. (Hrsg.) ; DHINGRA, A. K. (Hrsg.): *Cast reinforced metal composites*, ASM, 1988, S. 257–261
- [108] LLOYD, D. J.: The solidification microstructure of particulate reinforced aluminium/SiC composites. In: *Composites Science and Technology* 35 (1989), Nr. 2, S. 159–179

- [109] MASUR, L. J. ; MORTENSEN, A. ; CORNIE, J. A. ; FLEMINGS, M. C.: Infiltration of fibrous preforms by a pure metal: Part II. Experiment. In: *Metallurgical Transactions A* 20 (1989), Nr. 11, S. 2549–2557
- [110] GHOMASHCHI, M.R ; VIKHROV, A.: Squeeze casting: An overview. In: *Journal of Materials Processing Technology* 101 (2000), Nr. 1-3, S. 1–9
- [111] COOK, A. J. ; WERNER, P. S.: Pressure infiltration casting of metal matrix composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 144 (1991), Nr. 1-2, S. 189–206
- [112] SAHA, R. ; MORRIS, E. ; CHAWLA, N. ; PICKARD, S. M.: Hybrid and conventional particle reinforced metal matrix composites by squeeze infiltration casting. In: *Journal of Materials Science Letters* 21 (2002), Nr. 4, S. 337–339
- [113] VERMA, S. K. ; DORCIC, J. L.: Manufacturing of composites by squeeze casting. In: FISHMAN, S. G. (Hrsg.) ; DHINGRA, A. K. (Hrsg.): *Cast reinforced metal composites*, ASM, 1988, S. 115–126
- [114] JARRY, P. ; MICHAUD, V. J. ; MORTENSEN, A. ; DUBUS, A. ; TIRARD-COLLET, R.: Infiltration of fiber preforms by an Alloy: Part III - Die casting experiments. In: *Metallurgical Transactions A* 23 (1992), Nr. 8, S. 2281–2289
- [115] RASMUSSEN, N. W. ; HANSEN, P. N. ; HANSEN, S. F.: High pressure die casting of fibre-reinforced aluminium by preform infiltration. In: *Materials Science and Engineering: A* 135 (1991), S. 41–43
- [116] JANGG, V. G. ; KIEFFER, R. ; GUGEL, E. ; KOLLWENTZ, W. ; JICINSKY, G.: Applications of the infiltration technique to the manufacture of cermets. In: *Ber. Dt. Keram. Ges.* 48 (1971), S. 262–268

- [117] MASUR, L. J. ; MORTENSEN, A. ; CORNIE, J. A. ; FLEMINGS, M. C.: Pressure casting of fiber-reinforced metals.
In: MATTHEWS, F. L. (Hrsg.) ; BUSKELL, N. C. R. (Hrsg.) ; HODGKINSON, J. M. (Hrsg.) ; MORTON, J. (Hrsg.): *Proceedings of ICCM VI/ECCM 2* Bd. 2, Elsevier Applied Science, 1987, S. 320–329
- [118] COOK, A. J.: *Method and apparatus for casting* (US Patent 5275226 A). 21. Apr. 1992
- [119] DEGISCHER, H. P. ; LEITNER, H. ; SCHMITT, T.: Druckinfiltation zur Herstellung von Langfaser-Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffen. In: *VDI Berichte 734* (1989), S. 295–302
- [120] CHIOU, J.-M. ; CHUNG, D. D. L.: Characterization of metal matrix composites fabricated by vacuum infiltration of a liquid metal under an inert gas pressure. In: *Journal of Materials Science* 26 (1991), Nr. 10, S. 2583–2589
- [121] DEGISCHER, H. P. ; SCHULZ, P. A. ; LACOM, W.: Properties of continuous fibre reinforced Al- and Mg-matrix composites produced by gas pressure infiltration. In: *Key Engineering Materials* 127-131 (1997), S. 99–110
- [122] CHADWICK, G.A: Squeeze casting of metal matrix composites using short fibre performs. In: *Materials Science and Engineering: A* 135 (1991), S. 23–28
- [123] MORTENSEN, A. ; JIN, I.: Solidification processing of metal matrix composites. In: *International Materials Reviews* 37 (1992), Nr. 1, S. 101–128
- [124] MORTENSEN, A. ; WONG, T.: Infiltration of fibrous preforms by a pure metal: Part III. capillary phenomena. In: *Metallurgical Transactions A* 21 (1990), Nr. 8, S. 2257–2263

- [125] SANGINI, A. S. ; ACRIVOS, A.: Slow flow past periodic arrays of cylinders with application to heat transfer. In: *Int J Multiphase Flow* 8 (1982), S. 193–206
- [126] CHOH, T. ; OKI, T.: Wettability of SiC to aluminium and aluminium alloys. In: *Materials Science and Technology* 3 (1987), Nr. 5, S. 378–385
- [127] CHHABRA, R. P. ; SHETH, D. K.: Viscosity of molten metals and its temperature-dependence. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 81 (1990), Nr. 4, S. 264–271
- [128] KAUFMANN, H. ; SCHMITT, T. ; DEGISCHER, H. P.: In: HANSEN, N. (Hrsg.) ; JENSEN, D. J. (Hrsg.) ; LEFFERS, T. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; LORENTZEN, T. (Hrsg.) ; PEDERSEN, A. S. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.) ; RALPH, B. (Hrsg.): *Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1991, S. 441–448
- [129] SAHOO, P. ; KOCZAK, M. J.: Analysis of in situ formation of titanium carbide in aluminum alloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 144 (1991), Nr. 1-2, S. 37–44
- [130] LLOYD, D. J.: Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites. In: *International Materials Reviews* 39 (1994), Nr. 1, S. 1–23
- [131] HANSEN, N. ; BARLOW, C. Y.: Microstructural evolution in whisker- and particle-containing materials. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 109–118

- [132] ROHATGI, P. K. ; RAY, S. ; ASTHANA, R. ; NARENDRANATH, C. S.: Interfaces in cast metal matrix composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 162 (1993), Nr. 1-2, S. 163–174
- [133] NAGARAJAN, S.: The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiCp composites. In: *Composites Science and Technology* 59 (1999), Nr. 6, S. 897–902
- [134] ASTHANA, R. ; TEWARI, S. N.: The engulfment of foreign particles by a freezing interface. In: *Journal of Materials Science* 28 (1993), Nr. 20, S. 5414–5425
- [135] MORTENSEN, A. ; CORNIE, J. A. ; FLEMINGS, M. C.: Columnar dendritic solidification in a metal- matrix composite. In: *Metallurgical Transactions A* 19 (1988), Nr. 3, S. 709–721
- [136] WANNER, A. ; DUNAND, D. C.: Methodological aspects of the high-energy synchrotron X-ray diffraction technique for internal stress evaluation. In: *Journal of Neutron Research* 9 (2001), Nr. 2, S. 495–501
- [137] GARCÉS, G. ; BRUNO, G. ; WANNER, A.: Residual stresses in deformed random-planar aluminium/Saffil short-fibre composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 417 (2006), Nr. 1-2, S. 73–81
- [138] NIEH, T. G. ; RAINEN, R. A. ; CHELLMAN, D. J.: In: *Proceedings of the 5th International Conference on Composite Materials*, 1985, S. 825–842
- [139] IBRAHIM, I. A. ; MOHAMED, F. A. ; LAVERNIA, E. J.: Particulate reinforced metal matrix composites - A review. In: *Journal of Materials Science* 26 (1991), Nr. 5, S. 1137–1156

- [140] MORTENSEN, A. ; CORNIE, J. A.: On the infiltration of metal matrix composites. In: *Metallurgical Transactions A* 18 (1987), Nr. 13, S. 1160–1163
- [141] LLOYD, D. J.: Factors influencing the properties of particulate reinforced composites produced by molten metal mixing. In: HANSEN, N. (Hrsg.) ; JENSEN, D. J. (Hrsg.) ; LEFFERS, T. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; LORENTZEN, T. (Hrsg.) ; PEDERSEN, A. S. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.) ; RALPH, B. (Hrsg.): *Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1991, S. 81–99
- [142] KAINER, K. U. ; MORDIKE, B. L.: Herstellung und Eigenschaften von kurzfaserverstärkten Magnesiumlegierungen. In: *Metall* 44 (1990), Nr. 5, S. 438–443
- [143] WANNER, A. ; GARCÉS, G.: Creep of multidirectionally fibre-reinforced composites. In: *Philosophical Magazine* 84 (2004), Nr. 28, S. 3019–3038
- [144] VOIGT, W.: Ueber die Beziehung zwischen den beiden Elastizitätsconstanten isotroper Körper. In: *Annalen der Physik* 274 (1889), Nr. 12, S. 573–587
- [145] HILL, R.: Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles. In: *J. Mech. Phys. Solids* 11 (1963), S. 357–372
- [146] REUSS, A.: Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. In: *ZAMM - Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* 9 (1929), Nr. 1, S. 49–58
- [147] HILL, R.: The elastic behaviour of a crystalline aggregate. In: *Proceedings of the Physical Society. Section A* 65 (1952), Nr. 5, S. 349–354

- [148] HASHIN, Z. ; SHTRIKMAN, S.: A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11 (1963), Nr. 2, S. 127–140
- [149] RAVICHANDRAN, K. S.: Elastic properties of two-phase composites. In: *Journal of the American Ceramic Society* 77 (1994), Nr. 5, S. 1178–1184
- [150] HALPIN, J. C. ; TSAI, S. W.: *Environmental factors in composite materials design (AFML-TR-67-423)*. 1967
- [151] ISAACS, J. A. ; MORTENSEN, A.: Structure and room-temperature deformation of alumina fiber-reinforced aluminum. In: *Metallurgical Transactions A* 23 (1992), Nr. 4, S. 1207–1219
- [152] CHAWLA, K. K. ; METZGER, M.: Initial dislocation distributions in tungsten fibre-copper composites. In: *Journal of Materials Science* 7 (1972), Nr. 1, S. 34–39
- [153] ARSENAULT, R. J. ; SHI, N.: Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion. In: *Materials Science and Engineering* 81 (1986), S. 175–187
- [154] ARSENAULT, R. J. ; FISHER, R. M.: Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites. In: *Scripta Metallurgica* 17 (1983), Nr. 1, S. 67–71
- [155] DUNAND, D. C. ; MORTENSEN, A.: On plastic relaxation of thermal stresses in reinforced metals. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 39 (1991), Nr. 2, S. 127–139
- [156] IBE, G.: Grundlagen der Verstärkung in Metallmatrixverbundwerkstoffen. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundwerkstoffe*. Oberursel : DGM-Informationsges., Verl., 1994. – ISBN 9783527299232, S. 3–42

- [157] KOUZELI, M. ; MORTENSEN, A.: Size dependent strengthening in particle reinforced aluminium. In: *Acta Materialia* 50 (2002), Nr. 1, S. 39–51
- [158] KELLY, P. M.: Progress report on recent advances in physical metallurgy: The quantitative relationship between microstructure and properties in two-phase alloys. In: *International Metallurgical Reviews* 18 (1973), Nr. 1, S. 31–36
- [159] LEDERICH, R. J. ; SASTRY, S. M. L.: Deformation behavior of silicon-carbide-whisker-reinforced aluminum composites. In: *Materials Science and Engineering* 55 (1982), Nr. 1, S. 143–146
- [160] ROSSIG, H. H. ; IBE, G. ; GRUHL, W.: Streckgrenzeneffekte in vielkristallinen Aluminium-Magnesium-Legierungen, Teil 1. In: *Metall* 28 (1974), S. 232–237
- [161] GUSTAFSON, T. W. ; PANDA, P. C. ; SONG, G. ; RAJ, R.: Influence of microstructural scale on plastic flow behavior of metal matrix composites. In: *Acta Materialia* 45 (1997), Nr. 4, S. 1633–1643
- [162] KELLY, A. ; DAVIES, G. J.: The principles of fibre reinforcement of metals. In: *Metallurgical Reviews* 10 (1965), Nr. 37, S. 1–77
- [163] METCALFE, A. G.: *Composite materials*. Bd. v. 1: *Interfaces in metal matrix composites*. New York : Academic Press, 1974. – ISBN 9780121365011
- [164] NEEDLEMAN, A. ; NUTT, S. R. ; SURESH, S. ; TVERGAARD, V.: Matrix, reinforcement and interfacial failure. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 233–250

- [165] RAHM, J.: *Beitrag zur Herstellung langfaserverstärkter Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe durch Anwendung der Prepregtechnik*, TU Chemnitz, Diss., 2008
- [166] HOLISTER, G. S. ; THOMAS, C.: *Fiber reinforced materials*. Amsterdam : Elsevier Publishing Company, 1966
- [167] McDANELS, D. L. ; JECH, R. W. ; WEETON, J. W.: Analysis of stress-strain-behavior of tungsten-fiber-reinforced copper composites. In: *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 223 (1965), S. 636–642
- [168] COURTNEY, Thomas H.: *Mechanical behavior of materials*. 2nd ed. Boston : McGraw Hill, 2000 (McGraw-Hill series in materials science). – ISBN 9781577664253
- [169] SAEGER, K. E.: Faserverstärkte Verbundstoffe mit Aluminium-Matrix. In: *Aluminium* 46 (1970), Nr. 10, S. 681–686
- [170] SURESH, S. ; BROCKENBROUGH, J. R.: Continuum models for deformation: Metals reinforced with continuous fibers. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 174–190
- [171] SPOWART, J. E. ; CLYNE, T. W.: The axial compressive failure of titanium reinforced with silicon carbide monofilaments. In: *Acta Materialia* 47 (1999), Nr. 2, S. 671–687
- [172] HENNING, F. ; MOELLER, E.: *Handbuch Leichtbau*. München : Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2011. – ISBN 9783446422674

- [173] SPOWART, J. E. ; DÈVE, H. E.: Compressive failure of metal matrix composites. In: KELLY, A. (Hrsg.) ; ZWEBEN, Carl H. (Hrsg.): *Comprehensive composite materials* Bd. 3. Amsterdam and New York : Elsevier, 2000. – ISBN 9780080437255, S. 221–245
- [174] DÈVE , H. E.: Compressive strength of continuous fiber reinforced aluminum matrix composites. In: *Acta Materialia* 45 (1997), Nr. 12, S. 5041–5046
- [175] COX, H. L.: The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. In: *British Journal of Applied Physics* 3 (1952), Nr. 3, S. 72–79
- [176] NARDONE, V. C. ; PREWO, K. M.: On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites. In: *Scripta Metallurgica* 20 (1986), Nr. 1, S. 43–48
- [177] PIGGOTT, M. R.: *Load bearing fibre composites*. 2nd ed. Dordrecht : Kluwer Academic Publishers, 2002. – ISBN 079237665X
- [178] HSUEH, C. H. ; YOUNG, R. J. ; YANG, X. ; BECHER, P. F.: Stress transfer in a model composite containing a single embedded fiber. In: *Acta Materialia* 45 (1997), Nr. 4, S. 1469–1476
- [179] EHRENSTEIN, G. W.: *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Eigenschaften*. 2. völlig überarb. Aufl. München [u.a.] : Hanser, 2006. – ISBN 3446227164
- [180] FRIEND, C. M.: The effect of matrix properties on reinforcement in short alumina fibre-aluminium metal matrix composites. In: *Journal of Materials Science* 22 (1987), Nr. 8, S. 3005–3010

- [181] SCHÜRMANN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden.* 2., bearbeitete und erw. Aufl. Berlin, Heidelberg : Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007 (VDI-Buch). – ISBN 3540721908
- [182] BIDLINGMAIER, T. ; WOLF, A. ; WANNER, A. ; ARZT, E.: Einfluss des Vorzeichens der mechanischen Spannung auf das Fließverhalten von kurzfaserverstärkten MMC. In: *Proc. Werkstoffwoche 98, Vol. VI (Symposium 8: Metalle, Symposium 14: Simulation Metalle)*, Wiley-VCH, 1999, S. 471–476
- [183] GARCÉS, G. ; BRUNO, G. ; WANNER, A.: Internal stress evolution in a random-planar short fiber aluminum composite. In: *Scripta Materialia* 55 (2006), Nr. 2, S. 163–166
- [184] DLOUHY, A. ; MERK, N. ; EGGELE, G.: A microstructural study of creep in short fibre reinforced aluminium alloys. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 41 (1993), Nr. 11, S. 3245–3256
- [185] DLOUHY, A. ; EGGELE, G. ; MERK, N.: A micromechanical model for creep in short fibre reinforced aluminium alloys. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 43 (1995), Nr. 2, S. 535–550
- [186] CHAWLA, N. ; ANDRES, C. ; JONES, J. W. ; ALLISON, J.E.: Cyclic stress-strain behavior of particle reinforced metal matrix composites. In: *Scripta Materialia* 38 (1998), Nr. 10, S. 1595–1600
- [187] MISEREZ, A. ; MORTENSEN, A.: Fracture of aluminium reinforced with densely packed ceramic particles: Influence of matrix hardening. In: *Acta Materialia* 52 (2004), Nr. 18, S. 5331–5345
- [188] CHUNG, W.-S. ; CHANG, S.-Y. ; LIN, S.-J.: Low volume fraction SiCp/AA 380.0 composites fabricated by vacuum infiltration. In: *Journal of Materials Research* 14 (1999), Nr. 03, S. 803–810

- [189] MUMMERY, P. M. ; DERBY, B. ; BUTTLE, D. J. ; SCRUBY, C. B.: Micromechanisms of fracture in particle reinforced MMCs: Acoustic emission and modulus reduction. In: CLYNE, T. W. (Hrsg.) ; WITHERS, P. J. (Hrsg.): *Proceedings of the 2nd European Conference on Advanced Materials and Processes*, Institute of Materials, 1991
- [190] MANOHARAN, M. ; LEWANDOWSKI, J. J.: Effect of reinforcement size and matrix microstructure on the fracture properties of an aluminum metal matrix composite. In: *Materials Science and Engineering: A* 150 (1992), Nr. 2, S. 179–186
- [191] LEE, J. C. ; SUBRAMANIAN, K. N.: Failure behaviour of particulate-reinforced aluminium alloy composites under uniaxial tension. In: *Journal of Materials Science* 27 (1992), Nr. 20, S. 5453–5462
- [192] DERBY, B. ; MUMMERY, P. M.: Fracture behavior. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 251–268
- [193] McDANELS, D. L.: Analysis of stress-strain, fracture and ductility behaviour of aluminium matrix composites containing discontinuous SiC reinforcement. In: *Metall. Trans. A* (1985), Nr. 16, S. 1105–1115
- [194] LLOYD, D. J.: Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 39 (1991), Nr. 1, S. 59–71
- [195] MILLER, W. S. ; HUMPHREYS, F. J.: Strengthening mechanisms in particulate metal matrix composites. In: *Scripta Metallurgica et Materialia* 25 (1991), Nr. 1, S. 33–38

- [196] KAMAT, S. V. ; HIRTH, J. P. ; MEHRABIAN, R.: Combined mode I - mode III fracture toughness of alumina particulate-reinforced aluminum alloy-matrix composites. In: *Scripta Metallurgica* 23 (1989), Nr. 4, S. 523–528
- [197] STEPHENS, J. J. ; LUCAS, J. P. ; HOSKING, F. M.: Cast Al-7Si composites: Effect of particle type and size on mechanical properties. In: *Scripta Metallurgica* 22 (1988), Nr. 8, S. 1307–1312
- [198] TALREJA, R. ; SINGH, C. V.: *Damage and failure of composite materials*. Cambridge and New York : Cambridge University Press, 2012. – ISBN 1139421549
- [199] GOODIER, J. N.: Concentration of stress around spherical and cylindrical inclusions and flaws. In: *J. Appl. Mech.* 55 (1933), S. 39–44
- [200] CORBIN, S. F. ; WILKINSON, D. S.: Influence of matrix strength and damage accumulation on the mechanical response of a particulate metal matrix composite. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 42 (1994), Nr. 4, S. 1329–1335
- [201] NUTT, S. R.: In: DHINGRA, A. K. (Hrsg.) ; FISHMAN, S. G. (Hrsg.): *Interfaces in metal matrix composites*, 1986, S. 157–167
- [202] SCHULTE, K.: Das Verhalten von Metallmatrixverbundwerkstoffen bei mechanischer Beanspruchung. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundwerkstoffe*. Oberursel : DGM-Informationsges., Verl., 1994. – ISBN 9783527299232, S. 285–304

- [203] SCHULTE: In: HANSEN, N. (Hrsg.) ; JENSEN, D. J. (Hrsg.) ; LEFFERS, T. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; LORENTZEN, T. (Hrsg.) ; PEDERSEN, A. S. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.) ; RALPH, B. (Hrsg.): *Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1991, S. 429–434
- [204] SCHULTE, K. ; MINOSHIMA, K.: Damage mechanisms under tensile and fatigue loading of continuous fibre-reinforced metal-matrix composites. In: *Composites* 24 (1993), Nr. 3, S. 197–208
- [205] JELF, P. M. ; FLECK, N. A.: Compression failure mechanisms in unidirectional composites. In: *Journal of Composite Materials* 26 (1992), Nr. 18, S. 2706–2726
- [206] LANKFORD, J.: Compressive failure of fibre-reinforced composites: Buckling, kinking, and the role of the interphase. In: *Journal of Materials Science* 30 (1995), Nr. 17, S. 4343–4348
- [207] BUDIANSKY, B. ; FLECK, N. A.: Compressive failure of fibre composites. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 41 (1993), Nr. 1, S. 183–211
- [208] SCHULTHEISZ, C. R. ; WAAS, A. M.: Compressive failure of composites: Part I: Testing and micromechanical theories. In: *Progress in Aerospace Sciences* 32 (1996), Nr. 1, S. 1–42
- [209] JENSEN, H. M.: Analysis of compressive failure of layered materials by kink band broadening. In: *International Journal of Solids and Structures* 36 (1999), Nr. 23, S. 3427–3441
- [210] WENG, B. J. ; CHANG, S. T. ; HSU, S. E.: Microfracture mechanisms of fibre-reinforced aluminium composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 156 (1992), Nr. 2, S. 143–152

- [211] WANNER, A. ; ARZT, E.: Short fiber reinforced metal matrix composites – Investigations by acoustic emission and neutron diffraction. In: BUSSE, G. (Hrsg.) ; KRÖPLIN, B. (Hrsg.) ; WITTEL, Falk K. (Hrsg.): *Damage and its evolution in fiber-composite materials*. Stuttgart : University of Stuttgart, 2006. – ISBN 9783930683901, S. 193–202
- [212] SATO, N. ; KURAUCHI, T. ; SATO, S. ; KAMIGAITO, O.: Micro-failure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct SEM observation. In: *Journal of Materials Science* 26 (1991), Nr. 14, S. 3891–3898
- [213] HARMIA, T.: *Fortschritt-Berichte VDI Reihe 5, Grund- und Werkstoffe*. Bd. 444: *Aufbau, mechanische Eigenschaften und Bruchverhalten von unverstärkten, Kurzfaser- und diskontinuierlich langfaser-verstärkten Polymeren und Blends*. Als Ms. gedr. Düsseldorf : VDI-Verl., 1996. – ISBN 9783183444052
- [214] NUTT, S. R. ; DUVA, J. M.: A failure mechanism in Al-SiC composites. In: *Scripta Metallurgica* 20 (1986), Nr. 7, S. 1055–1058
- [215] NUTT, S. R. ; NEEDLEMAN, A.: Void nucleation at fiber ends in Al-SiC composites. In: *Scripta Metallurgica* 21 (1987), Nr. 5, S. 705–710
- [216] TAVANGAR, R. ; WEBER, L. ; MORTENSEN, A.: Damage evolution in Saffil alumina short-fibre reinforced aluminium during tensile testing. In: *Materials Science and Engineering: A* 395 (2005), Nr. 1-2, S. 27–34
- [217] BIDLINGMAIER, T.: *Characterization of damage in ductile matrix composites by means of acoustic emission analysis*. Stuttgart, Diss., 1999

- [218] ZHOU, Y. C. ; LONG, S. G. ; DUAN, Z. P. ; HASHIDA, T.: Thermal damage in particulate-reinforced metal matrix composites. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 123 (2001), Nr. 3, S. 251
- [219] WILLIAMS, J. J. ; PIOTROWSKI, G. ; SAHA, R. ; CHAWLA, N.: Effect of overaging and particle size on tensile deformation and fracture of particle-reinforced aluminum matrix composites. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (2002), Nr. 12, S. 3861–3869
- [220] EVENSEN, J. D. ; VERK, A. S.: The influence of particle cracking on the fracture strain of some Al-Si alloys. In: *Scripta Metallurgica* 15 (1981), S. 1131–1133
- [221] CHAWLA, N. ; WILLIAMS, J. J. ; SAHA, R.: Mechanical behavior and microstructure characterization of sinter-forged SiC particle reinforced aluminum matrix composites. In: *Journal of Light Metals* 2 (2002), Nr. 4, S. 215–227
- [222] WHITEHOUSE, A. F. ; SHAHANI, R. A. ; CLYNE, T. W.: Cavitation during tensile deformation of powder route particle-reinforced aluminium. In: HANSEN, N. (Hrsg.) ; JENSEN, D. J. (Hrsg.) ; LEFFERS, T. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; LORENTZEN, T. (Hrsg.) ; PEDERSEN, A. S. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.) ; RALPH, B. (Hrsg.): *Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1991, S. 741–748
- [223] LEWANDOWSKI, J. J. ; LIU, C. ; HUNT, W. H.: Effects of matrix microstructure and particle distribution on fracture of an aluminum metal matrix composite. In: *Materials Science and Engineering: A* 107 (1989), S. 241–255

- [224] MOCHIDA, T. ; MINORU, T. ; LLOYD, D. J.: Fracture of particles in a particle/metal matrix composite under plastic straining and its effect on the Young's modulus of the composite.
In: *Materials Transactions* 32 (1991), Nr. 10, S. 931–942
- [225] MANOHARAN, M. ; LEWANDOWSKI, J. J.: Crack initiation and growth toughness of an aluminum metal-matrix composite.
In: *Acta Metallurgica et Materialia* 38 (1990), Nr. 3, S. 489–496
- [226] CROWE, C. R. ; GRAY, R. A. ; HASSON, D. F.: In: *Proceedings of the 5th International Conference on Composite Materials*, 1985, S. 843–849
- [227] MUMMERY, P. M. ; DERBY, B.: In: HANSEN, N. (Hrsg.) ; JENSEN, D. J. (Hrsg.) ; LEFFERS, T. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; LORENTZEN, T. (Hrsg.) ; PEDERSEN, A. S. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.) ; RALPH, B. (Hrsg.): *Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Proceedings of the 12th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1991, S. 535–542
- [228] HUNT, W. H. ; RICHMOND, O. ; YOUNG, R. D.: Fracture initiation in particle hardened materials with high volume fraction.
In: MATTHEWS, F. L. (Hrsg.) ; BUSKELL, N. C. R. (Hrsg.) ; HODGKINSON, J. M. (Hrsg.) ; MORTON, J. (Hrsg.): *Proceedings of ICCM VI/ECCM 2*, Elsevier Applied Science, 1987
- [229] DELANNAY, F.: Thermal stresses and thermal expansion in MMCs. In: KELLY, A. (Hrsg.) ; ZWEBEN, Carl H. (Hrsg.): *Comprehensive composite materials* Bd. 3. Amsterdam and New York : Elsevier, 2000. – ISBN 9780080437255, S. 341–369

- [230] CLYNE, T. W.: Thermal and electrical conduction in MMCs. In: KELLY, A. (Hrsg.) ; ZWEBEN, Carl H. (Hrsg.): *Comprehensive composite materials* Bd. 3. Amsterdam and New York : Elsevier, 2000. – ISBN 9780080437255, S. 447–468
- [231] ROY, S.; ALBRECHT, P. ; PRZYBILLA, L. ; WEIDENMANN, K. A. ; HEILMAIER, M. ; WANNER, A.: Effect of phase architecture on the thermal expansion behavior of interpenetrating metal/ceramic composites. In: BANSAL, N. P. (Hrsg.): *Processing and properties of advanced ceramics and composites V* Bd. v. 240. Hoboken, New Jersey : Wiley, 2013. – ISBN 9781118744109, S. 33–43
- [232] BOURKE, M. A. M. ; GOLDSSTONE, J. A. ; STOUT, M. G. ; NEEDLEMAN, A.: Characterization of residual stresses in composites. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 61–80
- [233] HUBER, T. ; DEGISCHER, H. P. ; LEFRANC, G. ; SCHMITT, T.: Thermal expansion studies on aluminium-matrix composites with different reinforcement architecture of SiC particles. In: *Composites Science and Technology* 66 (2006), Nr. 13, S. 2206–2217
- [234] KURAL, M. H. ; MIN, B. K.: The effects of matrix plasticity on the thermal deformation of continuous fiber graphite/metal composites. In: *Journal of Composite Materials* 18 (1984), Nr. 6, S. 519–535
- [235] AXON, H. J. ; HUME-ROTHERY, W.: The lattice spacings of solid solutions of different elements in aluminium. In: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 193 (1948), Nr. 1032, S. 1–24

- [236] HAHN, T. A. ; ARMSTRONG, R. W.: Internal stress and solid solubility effects on the thermal expansivity of Al-Si eutectic alloys. In: *International Journal of Thermophysics* 9 (1988), Nr. 2, S. 179–193
- [237] DEGISCHER, H. P. ; LASAGNI, F. ; SCHÖBEL, M. ; HUBER, T. ; ALY, M. A.: Chapter 3: Thermal expansion of Al- and Mg-matrix composites with different reinforcement architectures. In: DAVIM, J. P. (Hrsg.): *Metal matrix composites*. Hauppauge, N.Y. : Nova Science Publishers, 2011. – ISBN 1622576144, S.77–96
- [238] SCHÖBEL, M. ; ALTENDORFER, W. ; DEGISCHER, H. P. ; VAUCHER, S. ; BUSLAPS, T. ; DI MICHELI, M. ; HOFMANN, M.: Internal stresses and voids in SiC particle reinforced aluminum composites for heat sink applications. In: *Composites Science and Technology* 71 (2011), Nr. 5, S. 724–733
- [239] BALCH, D. K. ; MORTENSEN, A. ; SURESH, S. ; SHEN, Y.-L. ; FITZGERALD, T. J. ; MICHAUD, V. J.: Thermal expansion of metals reinforced with ceramic particles and microcellular foams. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 27 (1996), Nr. 11, S. 3700–3717
- [240] HATTA, H. ; TAKEI, T. ; TAYA, M.: Effects of dispersed microvoids on thermal expansion behavior of composite materials. In: *Materials Science and Engineering: A* 285 (2000), Nr. 1-2, S. 99–110
- [241] NAM, T. H. ; REQUENA, G. ; DEGISCHER, H. P.: Thermal expansion behaviour of aluminum matrix composites with densely packed SiC particles. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008), Nr. 5, S. 856–865

- [242] SCHÖBEL, M.; REQUENA, G. ; DEGISCHER, H. P. ; KAMINSKI, H. ; BUSLAPS, T. ; DI MICHELI, M.: Thermische Ausdehnung, innere Spannungen und Porenverteilung in AlSiCp Metallmatrixverbundwerkstoffen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007), Nr. 11, S. 927–933
- [243] LASAGNI, F. ; DEGISCHER, H. P. ; PAPAKYRIACOU, M.: Morphological changes of Si in Al-Si alloys and a short fibre composite. In: *Kovove Materialy - Metallic Materials* (2006), Nr. 44, S. 65–73
- [244] ROUDINI, G. ; TAVANGAR, R. ; WEBER, L. ; MORTENSEN, A.: Influence of reinforcement contiguity on the thermal expansion of alumina particle reinforced aluminium composites. In: *International Journal of Materials Research* 101 (2010), Nr. 9, S. 1113–1120
- [245] BÖHM, H. J. ; DEGISCHER, H. P. ; LACOM, W. ; QU, J.: Experimental and theoretical study of the thermal expansion behavior of aluminium reinforced by continuous ceramic fibers. In: *Composites Engineering* 5 (1995), Nr. 1, S. 37–49
- [246] DEGISCHER, H. P. ; LASAGNI, F. ; SCHÖBEL, M. ; HUBER, T. ; ALY, M. A.: Thermal expansion of Al- and Mg- matrix composites. In: *Proceedings of the 16th International Conference on Composite Materials*, 2007
- [247] LEMIEUX, S. ; ELOMARI, S. ; NEMES, J. A.: Thermal expansion of isotropic Duralcan metal matrix composites. In: *Journal of Materials Science* 33 (1998), Nr. 17, S. 4381–4387
- [248] VETTERLI, M. ; TAVANGAR, R. ; WEBER, L. ; KELLY, A.: Influence of the elastic properties of the phases on the coefficient of thermal expansion of a metal matrix composite. In: *Scripta Materialia* 64 (2011), Nr. 2, S. 153–156

- [249] SCHAPERY, R. A.: Thermal expansion coefficients of composite materials based on energy principles. In: *Journal of Composite Materials* 2 (1968), Nr. 3, S. 380–404
- [250] KERNER, E. H.: The elastic and thermo-elastic properties of composite media. In: *Proceedings of the Physical Society. Section B* 69 (1956), Nr. 8, S. 808
- [251] TURNER, P. S.: Thermal expansion stresses in reinforced plastics. In: *Journal of Research of the National Bureau of Standards* 37 (1946), Nr. 4, S. 239
- [252] WAKASHIMA, K. ; OTSUKA, M. ; UMEKAWA, S.: Thermal expansions of heterogeneous solids containing aligned ellipsoidal inclusions. In: *Journal of Composite Materials* 8 (1974), Nr. 4, S. 391–404
- [253] CHAWLA, K. K.: Thermal cycling of copper matrix-tungsten fiber composites: A metallographic study. In: *Metallography* 6 (1973), Nr. 2, S. 155–169
- [254] CHAWLA, K. K.: Grain boundary cavitation and sliding in copper/tungsten composites due to thermal stresses. In: *Philosophical Magazine* 28 (1973), Nr. 2, S. 401–413
- [255] BOCCACCINI, A. R. ; CHAWLA, K. K.: Damage development during thermal cycling of metal and glass matrix composites: Paper Number 1210. In: *Proceedings of the 12th International Conference on Composite Materials (ICCM)*, 1999
- [256] WRIGHT, M. A.: The effect of thermal cycling on the mechanical properties of various aluminum alloys reinforced with unidirectional boron fibers. In: *Metallurgical Transactions A* 6 (1975), Nr. 1, S. 129–134

- [257] RÉZAI-ARIA, F. ; LIECHTI, T. ; GAGNON, G.: Thermal cycling behavior of a pure Al-15% Saffil MMC. In: *Scripta Metallurgica et Materialia* 28 (1993), Nr. 5, S. 587–592
- [258] KWEI, L. K. ; CHAWLA, K. K.: Thermal-mechanical fatigue behaviour of alumina fibre/aluminium-lithium composite. In: *Journal of Materials Science* 27 (1992), Nr. 4, S. 1101–1106
- [259] XU, Z. R. ; CHAWLA, K. K. ; WOLFENDEN, A. ; NEUMAN, A. ; LIGGETT, G. M. ; CHAWLA, N.: Stiffness loss and density decrease due to thermal cycling in an alumina fiber/magnesium alloy composite. In: *Materials Science and Engineering: A* 203 (1995), Nr. 1-2, S. 75–80
- [260] DUNAND, D. ; DERBY, B.: Creep and thermal cycling. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 191–214
- [261] BLANK-BEWERSDORFF, M. ; KÖSTER, U. ; STEINBRINK, G.: Interfaces with improved adhesion in metal matrix/metallic glass composites. In: *Journal of Materials Science Letters* 8 (1989), S. 796–798
- [262] BLANK-BEWERSDORFF, M. ; KÖSTER, U. ; SCHÜNEMANN, U. ; HEROLD-SCHMIDT, U.: Herstellung von Metallmatrixverbundwerkstoffen mit metallischen Gläsern. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 19 (1988), Nr. 1, S. 36–40
- [263] YU, P. ; KIM, K. B. ; DAS, J. ; BAIER, F. ; XU, W. ; ECKERT, J.: Fabrication and mechanical properties of Ni–Nb metallic glass particle-reinforced Al-based metal matrix composite. In: *Scripta Materialia* 54 (2006), Nr. 8, S. 1445–1450

- [264] JAYALAKSHMI, S. ; GUPTA, S. ; SANKARANARAYANAN, S. ; SAHU, S. ; GUPTA, M.: Structural and mechanical properties of Ni₆₀Nb₄₀ amorphous alloy particle reinforced Al-based composites produced by microwave-assisted rapid sintering. In: *Materials Science and Engineering: A* 581 (2013), S. 119–127
- [265] CYTRON, S. J.: A metallic glass - metal matrix composite. In: *Journal of Materials Science Letters* 1 (1982), Nr. 5, S. 211–213
- [266] YU, P. ; VENKATARAMAN, S. ; DAS, J. ; ZHANG, L. C. ; ZHANG, W. ; ECKERT, J.: Effect of high pressure during the fabrication on the thermal and mechanical properties of amorphous Ni₆₀Nb₄₀ particle-reinforced Al-based metal matrix composites. In: *Journal of Materials Research* 22 (2007), Nr. 05, S. 1168–1173
- [267] ECKERT, J. ; CALIN, M. ; YU, P. ; ZHANG, L. C. ; SCUDINO, S. ; DUHAMEL, C.: Al-based alloys containing amorphous and nanostructured phases. In: *Reviews on advanced materials science* 18 (2008), S. 169–172
- [268] SCUDINO, S. ; SURREDDI, K. B. ; SAGER, S. ; SAKALIYSKA, M. ; KIM, J. S. ; LÖSER, W. ; ECKERT, J.: Production and mechanical properties of metallic glass-reinforced Al-based metal matrix composites. In: *Journal of Materials Science* 43 (2008), Nr. 13, S. 4518–4526
- [269] WANG, Z. ; GEORGARAKIS, K. ; NAKAYAMA, K. S. ; LI, Y. ; TSARKOV, A. A. ; XIE, G. ; DUDINA, D. ; LOUZGUINE-LUZGIN, D. V. ; YAVARI, A. R.: Microstructure and mechanical behavior of metallic glass fiber-reinforced Al alloy matrix composites. In: *Scientific reports* 6 (2016), 24384

- [270] ZHENG, R. ; YANG, H. ; LIU, T. ; AMEYAMA, K. ; MA, C.: Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composites reinforced with Fe-based metallic glass particles. In: *Materials & Design* 53 (2014), S. 512–518
- [271] REZAEI, M. R. ; RAZAVI, S. H. ; SHABESTARI, S. G.: Development of a novel Al–Cu–Ti metallic glass reinforced Al matrix composite consolidated through equal channel angular pressing (ECAP). In: *Journal of Alloys and Compounds* 673 (2016), S. 17–27
- [272] WANG, Z. ; TAN, J. ; SCUDINO, S. ; SUN, B. A. ; QU, R. T. ; HE, J. ; PRASHANTH, K. G. ; ZHANG, W. W. ; LI, Y. Y. ; ECKERT, J.: Mechanical behavior of Al-based matrix composites reinforced with Mg₅₈Cu_{28.5}Gd₁₁Ag_{2.5} metallic glasses. In: *Advanced Powder Technology* 25 (2014), Nr. 2, S. 635–639
- [273] PRASHANTH, K. G. ; MURTY, B. S.: Production, kinetic study and properties of Fe-based glass and its Composites. In: *Materials and Manufacturing Processes* 25 (2010), Nr. 7, S. 592–597
- [274] MARKÓ, D. ; PRASHANTH, K. G. ; SCUDINO, S. ; WANG, Z. ; ELLENDT, N. ; UHLENWINKEL, V. ; ECKERT, J.: Al-based metal matrix composites reinforced with Fe_{49.9}Co_{35.1}Nb_{7.7}B_{4.5}Si_{2.8} glassy powder: Mechanical behavior under tensile loading. In: *Journal of Alloys and Compounds* 615 (2014), S. S382–S385
- [275] WANG, X. ; SCUDINO, S. ; ECKERT, J.: Production and characterization of Al 2024 matrix composites reinforced with β -Al₃Mg₂ complex metallic alloy particles. In: *MRS Proceedings* 1517 (2013)

- [276] LEE, M. H. ; KIM, J. H. ; PARK, J. S. ; KIM, W. T. ; KIM, D. H.: Development of Ni-Nb-Ta metallic glass particle reinforced Al based matrix composites. In: *Materials Science Forum* 475-479 (2005), S. 3427–3430
- [277] WANG, Z. ; TAN, J. ; SUN, B. A. ; SCUDINO, S. ; PRASHANTH, K. G. ; ZHANG, W. W. ; LI, Y. Y. ; ECKERT, J.: Fabrication and mechanical properties of Al-based metal matrix composites reinforced with Mg₆₅Cu₂₀Zn₅Y₁₀ metallic glass particles. In: *Materials Science and Engineering: A* 600 (2014), S. 53–58
- [278] PRASHANTH, K. G. ; KUMAR, S. ; SCUDINO, S. ; MURTY, B. S. ; ECKERT, J.: Fabrication and response of Al₇₀Y₁₆Ni₁₀Co₄ glass reinforced metal matrix composites. In: *Materials and Manufacturing Processes* 26 (2011), Nr. 10, S. 1242–1247
- [279] PRASHANTH, K. G. ; SCUDINO, S. ; MURTY, B. S. ; ECKERT, J.: Crystallization kinetics and consolidation of mechanically alloyed Al₇₀Y₁₆Ni₁₀Co₄ glassy powders. In: *Journal of Alloys and Compounds* 477 (2009), Nr. 1-2, S. 171–177
- [280] PRASHANTH, K. G. ; SCUDINO, S. ; SURREDDI, K. B. ; SAKALIYSKA, M. ; MURTY, B. S. ; ECKERT, J.: Crystallization kinetics of Zr₆₅Ag₅Cu_{12.5}Ni₁₀Al_{7.5} glassy powders produced by ball milling of pre-alloyed ingots. In: *Materials Science and Engineering: A* 513-514 (2009), S. 279–285
- [281] WANG, Z. ; SCUDINO, S. ; STOICA, M. ; ZHANG, W. ; ECKERT, J.: Al-based matrix composites reinforced with short Fe-based metallic glassy fiber. In: *Journal of Alloys and Compounds* 651 (2015), S. 170–175

- [282] KIM, J. Y. ; SCUDINO, S. ; KÜHN, U. ; KIM, B. S. ; LEE, M. H. ; ECKERT, J.: Production and characterization of brass-matrix composites reinforced with $\text{Ni}_{59}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{16}\text{Si}_2\text{Sn}_3$ glassy particles. In: *Metals* 2 (2012), Nr. 4, S. 79–94
- [283] JAYALAKSHMI, S. ; SAHU, S. ; SANKARANARAYANAN, S. ; GUPTA, S. ; GUPTA, M.: Development of novel $\text{Mg}-\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ amorphous particle reinforced composites with enhanced hardness and compressive response. In: *Materials & Design* 53 (2014), S. 849–855
- [284] SANKARANARAYANAN, S. ; HEMANTH SHANKAR, V. ; JAYALAKSHMI, S. ; QUY BAU, N. ; GUPTA, M.: Development of high performance magnesium composites using $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ metallic glass reinforcement and microwave sintering approach. In: *Journal of Alloys and Compounds* 627 (2015), S. 192–199
- [285] TAVANGAR, R. ; NATEGH, S. ; WEBER, L.: Tensile behaviour and ductility of 10 vol.-% Saffil short fibre reinforced aluminium. In: *Materials Science and Technology* 20 (2004), Nr. 12, S. 1645–1648
- [286] BUNDESVERBAND DEUTSCHER ALUMINIUM-SCHMELZHÜTTEN UND BRUCH, E.: *Aluminium-Gusslegierungen: Sekundär-Aluminium; Qualität u. Recycling.* 5., überarb. Aufl. Düsseldorf : VDS, Vereinigung Dt. Schmelzhütten, 1988. – ISBN 9783872600929
- [287] MONDOLFO, L. F.: *Aluminum alloys: Structure and properties.* London and Boston : Butterworths, 1976. – ISBN 9780408706803

- [288] SONG, Z. ; TAN, D. ; HE, F. ; BAO, X.: Surface segregation behaviors of amorphous Ni₆₅Nb₃₅ alloy under oxidation in O₂ at various temperatures. In: *Applied Surface Science* 137 (1999), Nr. 1-4, S. 142–149
- [289] HE, Y. ; SHIFLET, G. J. ; POON, S. J.: Ball milling-induced nanocrystal formation in aluminum-based metallic glasses. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 43 (1995), Nr. 1, S. 83–91
- [290] KENNERKNECHT, T.: *Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien, Karlsruher Institut für Technologie*. Bd. 45: *Fatigue of micro molded materials - aluminum, bronze and yttria stabilized zirconia*. Karlsruhe, Deutschland : KIT Scientific Publishing, 2014. – ISBN 3731502933
- [291] SLABY, S. A. ; KRAFT, O. ; EBERL, C.: Fatigue properties of conventionally manufactured and micro-powder-injection-moulded 17-4PH micro-components. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 39 (2016), Nr. 6, S. 780–789
- [292] NALLA, R. K. ; KINNEY, J. H. ; RITCHIE, R. O.: Mechanistic fracture criteria for the failure of human cortical bone. In: *Nature Materials* 2 (2003), Nr. 3, S. 164–168
- [293] GALLINO, I. ; BUSCH, R. ; CHOI-YIM, H. ; JASTROW, L. ; KÖSTER, U.: High temperature oxidation of the refractory alloy glass Nb₃₅Ni₆₀Sn₅. In: *Journal of Alloys and Compounds* 434-435 (2007), S. 225–228
- [294] KRAUSE, M. ; HAUSHERR, J. M. ; BURGETH, B. ; HERRMANN, C. ; KRENKEL, W.: Determination of the fibre orientation in composites using the structure tensor and local X-ray transform. In: *Journal of Materials Science* 45 (2010), Nr. 4, S. 888–896

- [295] BERTRAM, B. ; PINTER, P.: *Composight*. Version: 2016
[https://sourceforge.net/projects/composight/.](https://sourceforge.net/projects/composight/)
- [296] PINTER, P. ; DIETRICH, S.: Algorithms for the determination of orientation-tensors from three dimensional μ -CT images with various microstructures. In: *Proceedings of the 20th International Conference on Composite Materials*, 2015
- [297] NORMENAUSSCHUSS MATERIALPRÜFUNG (NMP) IM DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *Thermische Analyse; Differenzthermoanalyse (DTA) - Grundlagen*. Berlin, 1994
- [298] WANNER, A.: Elastic modulus measurements of extremely porous ceramic materials by ultrasonic phase spectroscopy. In: *Materials Science and Engineering: A* 248 (1998), Nr. 1-2, S. 35–43
- [299] PAPADAKIS, E. P.: Ultrasonic velocity and attenuation: Measurement methods with scientific and industrial application. In: *Phys. Acoustics* 12 (1976), S. 277–375
- [300] WATERTOWN, MASSACHUSETTS: ARMY MATERIALS AND MECHANICS RESEARCH CENTER: *Ultrasonic measurement of phase and group velocity using continuous wave transmission techniques. Final Report - Contract DAAG46-72-C-0186*. 1973
- [301] NORMENAUSSCHUSS MATERIALPRÜFUNG (NMP) IM DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *Prüfung metallischer Werkstoffe; Druckversuch*. Berlin, 1978
- [302] NIEH, T. G. ; CHELLMAN, D. J.: Modulus measurements in discontinuous reinforced aluminum composites. In: *Scripta Metallurgica* 18 (1984), Nr. 9, S. 925–928

- [303] PRANGNELL, P. B. ; WARNER, T. J. ; STOBBS, W. M.: *Private Conversation.* 1992
- [304] D30 COMMITTEE: *Test method for flexural properties of polymer matrix composite materials.* West Conshohocken, PA, 2015
- [305] NORMENAUSSCHUSS MATERIALPRÜFUNG (NMP) IM DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *Bestimmung der thermischen Längenänderung fester Körper - Teil 1: Grundlagen.* Berlin, August 2005
- [306] ROY, S. ; WANNER, A. ; BECK, T. ; STUDNITZKY, T. ; STEPHANI, G.: Mechanical properties of cellular solids produced from hollow stainless steel spheres. In: *Journal of Materials Science* 46 (2011), Nr. 16, S. 5519–5526
- [307] HARTMANN, O. ; BIERMANN, H.: Mechanisches Verhalten und Ermüdungseigenschaften von Metallmatrixverbundwerkstoffen. In: KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundstoffe.* Hoboken : Wiley-VCH and John Wiley & Sons, Incorporated, 2003. – ISBN 3527305327, S. 185–209
- [308] ROY, S. ; BUTZ, B. ; WANNER, A.: Damage evolution and domain-level anisotropy in metal/ceramic composites exhibiting lamellar microstructures. In: *Acta Materialia* 58 (2010), Nr. 7, S. 2300–2312
- [309] WANG, W. H. ; WANG, R. J. ; YANG, W. T. ; WEI, B. C. ; WEN, P. ; ZHAO, D. Q. ; PAN, M. X.: Stability of ZrTiCuNiBe bulk metallic glass upon isothermal annealing near the glass transition temperature. In: *Journal of Materials Research* 17 (2002), Nr. 06, S. 1385–1389

- [310] MA, Y. ; CAO, Q. P. ; QU, S. X. ; WANG, X. D. ; JIANG, J. Z.: Effect of structural relaxation on plastic flow in a Ni–Nb metallic glassy film. In: *Acta Materialia* 60 (2012), Nr. 8, S. 3667–3676
- [311] LEE, M. H. ; KIM, W. T. ; KIM, D. H. ; KIM, Y. B.: The effect of Al addition on the thermal properties and crystallization behavior of Ni₆₀Nb₄₀ metallic glass. In: *Materials Science and Engineering: A* 375-377 (2004), S. 336–340
- [312] SHUTTHANANDAN, V. ; SALEH, A. A. ; SMITH, R. J.: Alloy formation at the Ni–Al interface for nickel films deposited on Al(110) surfaces. In: *Surface Science* 450 (2000), Nr. 3, S. 204–226
- [313] AOKI, K. ; IZUMI, O.: Flow and fracture behaviour of Ni₃(Al/Ti) single crystals tested in tension. In: *Journal of Materials Science* 14 (1979), Nr. 8, S. 1800–1806
- [314] CHOI-YIM, H. ; XU, D. ; JOHNSON, W. L.: Ni-based bulk metallic glass formation in the Ni–Nb–Sn and Ni–Nb–Sn–X (X = B, Fe, Cu) alloy systems. In: *Applied Physics Letters* 82 (2003), Nr. 7, S. 1030–1032
- [315] CONDRON, C. L. ; MILLER, G. J. ; STRAND, J. D. ; BUD'KO, S. L. ; CANFIELD, Paul C.: A new look at bonding in trialuminides: reinvestigation of TaAl₃. In: *Inorganic chemistry* 42 (2003), Nr. 25, S. 8371–8376
- [316] BRAUER, G.: Über die Kristallstruktur von TiAl₃, NbAl₃, TaAl₃ und ZrAl₃. In: *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie* 242 (1939), Nr. 1, S. 1–22

- [317] TANAKA, K. ; NAWATA, K. ; INUI, H. ; YAMAGUCHI, M. ; KOIWA, M.: Refinement of crystallographic parameters in refractory metal disilicides. In: *MRS Proceedings* 646 (2000), S. 429
- [318] BELYAVINA, N. ; MARKIV, V. ; NAKONECHNA, O. ; LOZOZYI, F.: Phase equilibria in the Ni–Al–Ga system at 700 °C. In: *Journal of Alloys and Compounds* 593 (2014), S. 41–49
- [319] BRADLEY, A. J. ; TAYLOR, A.: The crystal structures of Ni_2Al_3 and NiAl_3 . In: *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science* 23 (1937), Nr. 158, S. 1049–1067
- [320] AKHTAR, D. ; CANTOR, B. ; CAHN, R. W.: Diffusion in metallic glasses. In: *Bulletin of Materials Science* 7 (1985), Nr. 1, S. 3–13
- [321] FUJII, H. ; SUN, Y. ; INADA, K. ; JI, Y. ; YOKOYAMA, Y. ; KIMURA, H. ; INOUE, A.: Fabrication of Fe-based metallic glass particle reinforced Al-based composite materials by friction stir processing. In: *Materials Transactions* 52 (2011), Nr. 8, S. 1634–1640
- [322] SLIPENYUK, A. ; KUPRIN, V. ; MILMAN, Y. ; GONCHARUK, V. ; ECKERT, J.: Properties of P/M processed particle reinforced metal matrix composites specified by reinforcement concentration and matrix-to-reinforcement particle size ratio. In: *Acta Materialia* 54 (2006), Nr. 1, S. 157–166
- [323] BELOV, N. A. ; ESKIN, D. G. ; AVXENTIEVA, N. N.: Constituent phase diagrams of the Al–Cu–Fe–Mg–Ni–Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys. In: *Acta Materialia* 53 (2005), Nr. 17, S. 4709–4722

- [324] ROCKENSCHAUB, W. ; GSCHWANDTNER, R. ; HOLZINGER, A.; MIKOTA, H. ; TOPIC, I.: Die Kollbengusslegierung AlSi12CuNiMg: Anwendungsorientierte Optimierung der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung. In: *Giesserei-Rundschau* 55 (2008), Nr. 7/8, S. 139–152
- [325] TAKAYAMA, S. ; FEHRMAN, R. G.: Composite metallic glass wires. In: *Journal of Materials Science* 15 (1980), Nr. 2, S. 532–534
- [326] BLANK-BEWERSDORFF, M. ; KÖSTER, U. ; BEWERNICK, G.: Metallic amorphous/crystalline interfaces. In: ISHIDA, H. (Hrsg.): *Controlled Interphases in Composite Materials*. Dordrecht : Springer Science+Business Media B.V, 1990. – ISBN 9789401178181, S. 667–675
- [327] STANOJEVIC, S.: *Processing, crystallization and oxidation of the Ni-Nb(-Sn) refractory alloy glass system*. Saarbrücken, Universität des Saarlands, Diss., 2013
- [328] CHENG, Y.-T. ; JOHNSON, W. L. ; NICOLET, M.-A.: Dominant moving species in the formation of amorphous NiZr by solid-state reaction. In: *Applied Physics Letters* 47 (1985), Nr. 8, S. 800–802
- [329] NIU, Y. ; GESMUNDO, F. ; VIANI, F. ; RIZZO, F. C. ; OLIVEIRA, J. F.: The corrosion of two Ni-Nb alloys under 1 atm O₂ at 600–800 °C. In: *Corrosion Science* 37 (1995), Nr. 12, S. 2043–2058
- [330] EUSTATHOPOULOS, N. ; MORTENSEN, A.: Capillary phenomena, interfacial bonding and reactivity. In: SURESH, S. (Hrsg.) ; MORTENSEN, A. (Hrsg.) ; NEEDLEMAN, A. (Hrsg.): *Fundamentals of metal matrix composites*. Boston : Butterworth-Heinemann, 1993. – ISBN 9780080523712, S. 42–58

- [331] REZAEI, M. R. ; SHABESTARI, S. G. ; RAZAVI, S. H.: Effect of ECAP consolidation temperature on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Ti metallic glass reinforced aluminum matrix composite. In: *Journal of Materials Science & Technology* (2017)
- [332] ECKERT, J. ; SCHULTZ, L. ; URBAN, K.: Interdiffusion reaction, phase sequence and glass formation in Ni-Zr composites. In: *Journal of Materials Research* 6 (1991), Nr. 9, S. 1874–1885
- [333] EVANS, R.D ; BOYD, J.D: Near-interface microstructure in a SiC/Al composite. In: *Scripta Materialia* 49 (2003), Nr. 1, S. 59–63
- [334] ASM INTERNATIONAL: *ASM Alloy Phase Diagram Database*.
[http://www.asminternational.org/home/-/
journal_content/56/10192/15469013/DATABASE](http://www.asminternational.org/home/-/journal_content/56/10192/15469013/DATABASE)
- [335] WAKI, S. ; YAMAGUCHI, Y. ; MITSUGI, K.: Superconductivity of Ni₂NbX (X=Al, Ga and Sn). In: *Journal of the Physical Society of Japan* 54 (1985), Nr. 5, S. 1673–1676
- [336] FIZ KARLSRUHE: *ICSD-Database*. Version: 2017
[https://icsd.fiz-karlsruhe.de.](https://icsd.fiz-karlsruhe.de)
- [337] LIN, W. ; FREEMAN, A. J.: Cohesive properties and electronic structure of Heusler L21 -phase compounds Ni₂X Al (X = Ti, V, Zr, Nb, Hf, and Ta). In: *Physical Review B* 45 (1992), Nr. 1, S. 61–68
- [338] PAK, H.-R. ; CHEN, C.-W. ; INAL, O. T. ; OKAZAKI, K. ; SUZUKI, T.: Microstructure and mechanical properties of polycrystalline B2 and L21 compounds in the Ni-Al-Ta system. In: *Materials Science and Engineering: A* 104 (1988), S. 53–60

- [339] TAKEYAMA, M. ; LIU, C. T.: Microstructures and mechanical properties of NiAl–Ni₂AlHf alloys. In: *Journal of Materials Research* 5 (1990), Nr. 06, S. 1189–1196
- [340] THAM, L. M. ; GUPTA, M. ; CHENG, L.: Effect of limited matrix-reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium–silicon carbide composites. In: *Acta Materialia* 49 (2001), Nr. 16, S. 3243–3253
- [341] ROY, S. ; STOLL, O. ; WEIDENMANN, K. A. ; NAGEL, A. ; WANNER, A.: Analysis of the elastic properties of an interpenetrating AlSi12-Al₂O₃ composite using ultrasound phase spectroscopy. In: *Composites Science and Technology* 71 (2011), Nr. 7, S. 962–968
- [342] ROY, S. ; GEBERT, J.-M. ; STASIUK, G. ; PIAT, R. ; WEIDENMANN, K. A. ; WANNER, A.: Complete determination of elastic moduli of interpenetrating metal/ceramic composites using ultrasonic techniques and micromechanical modelling. In: *Materials Science and Engineering: A* 528 (2011), Nr. 28, S. 8226–8235
- [343] ROY, S. ; WANNER, A.: Metal/ceramic composites from freeze-cast ceramic preforms: Domain structure and elastic properties. In: *Composites Science and Technology* 68 (2008), Nr. 5, S. 1136–1143
- [344] ROY, S. ; GIBMEIER, J. ; WANNER, A.: In situ study of internal load transfer in a novel metal/ceramic composite exhibiting lamellar microstructure using energy dispersive synchrotron X-ray diffraction. In: *Advanced Engineering Materials* 11 (2009), Nr. 6, S. 471–477

- [345] WANNER, A. ; DUNAND, D. C.: Synchrotron X-ray study of bulk lattice strains in externally loaded Cu-Mo composites. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 31 (2000), Nr. 11, S. 2949–2962
- [346] GARCÉS, G. ; BRUNO, G. ; WANNER, A.: Load transfer in short fibre reinforced metal matrix composites. In: *Acta Materialia* 55 (2007), Nr. 16, S. 5389–5400
- [347] PARVIN, N. ; RAHIMINAN, M.: The characteristics of alumina particle reinforced pure Al matrix composites. In: *Acta Physica Polonia - Series A General Physics* 121 (2012), Nr. 1, S. 108–110
- [348] TOWLE, D. J. ; FRIEND, C. M.: Comparison of compressive and tensile properties of magnesium based metal matrix composites. In: *Materials Science and Technology* 9 (1993), Nr. 1, S. 35–41
- [349] TOWLE, D. J. ; FRIEND, C. M.: Effect of reinforcement architecture on mechanical properties of a short fibre/magnesium RZ5 MMC manufactured by preform infiltration. In: *Materials Science and Engineering: A* 188 (1994), Nr. 1-2, S. 153–158
- [350] INOUE, A. ; ZHANG, T. ; MATSUBARA, E. ; WASEDA, Y. ; MASUMOTO, T.: Reductilization of an embrittled amorphous La₅₅Al₂₅Ni₂₀ alloy by water quenching from supercooled liquid. In: *Materials Transactions* 32 (1991), Nr. 3, S. 201–206
- [351] MOCELLIN, A. ; FOUGERES, R. ; GOBIN, P. F.: A study of damage under tensile loading in a new Al-Si-Fe alloy processed by the Osprey route. In: *Journal of Materials Science* 28 (1993), Nr. 18, S. 4855–4861
- [352] YOU, C. P. ; THOMPSON, A. W. ; BERNSTEIN, I. M.: Proposed failure mechanism in a discontinuously reinforced aluminum alloy. In: *Scripta Metallurgica* 21 (1987), Nr. 2, S. 181–185

- [353] LLOYD, D. J. ; LAGACE, H. ; MCLEOD, A. ; MORRIS, P. L.: Microstructural aspects of aluminium-silicon carbide particulate composites produced by a casting method. In: *Materials Science and Engineering: A* 107 (1989), S. 73–80
- [354] WHITEHOUSE, A. F. ; CLYNE, T. W.: Cavity formation during tensile straining of particulate and short fibre metal matrix composites. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 41 (1993), Nr. 6, S. 1701–1711
- [355] CHAWLA, N. ; CHAWLA, K. K.: Microstructure-based modeling of the deformation behavior of particle reinforced metal matrix composites. In: *Journal of Materials Science* 41 (2006), Nr. 3, S. 913–925
- [356] ZOK, F. ; EMBURY, J. D. ; ASHBY, M. F. ; RICHMOND, O.: The influence of pressure on damage evolution and fracture in MMCs. In: ANDERSON, S. I. (Hrsg.) ; LILHOLT, H. (Hrsg.) ; PEDERSEN, O. B. (Hrsg.): *Mechanical and Physical Behavior of Met. and Cerm. Composites. Proceedings of the 9th Risø International Symposium on Materials Science*, Risø National Laboratory, 1988
- [357] SHAW, M. C. ; MARSHALL, D. B. ; DADKHAH, M. S. ; EVANS, A. G.: Cracking and damage mechanisms in ceramic/metal multilayers. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 41 (1993), Nr. 11, S. 3311–3322
- [358] HUANG, Y. ; ZHANG, H. W. ; WU, F.: Multiple cracking in metal-ceramic laminates. In: *International Journal of Solids and Structures* 31 (1994), Nr. 20, S. 2753–2768

- [359] GRANDE, D. H. ; MANDELL, J. F. ; HONG, K. C. C.: Fibre-matrix bond strength studies of glass, ceramic and metal matrix composites. In: *Journal of Materials Science* 23 (1988), Nr. 1, S. 311–328
- [360] LU, Y. ; HIROHASHI, M.: Analysis of interfacial shear strength of SiCAl composite by acoustic emission method. In: *Scripta Materialia* 38 (1997), Nr. 2, S. 273–278
- [361] YUE, C. V. ; LEE, L. L. ; SANO, T.: Experimental push out testing and analysis of fibre reinforced composites: Applicability and test considerations. In: *Materials Science and Technology* 14 (1998), Nr. 9-10, S. 987–1000
- [362] CHEN, L.-G. ; LIN, S.-J. ; CHANG, S.-Y.: Analysis of interfacial shear strength of SiC fiber reinforced 7075 aluminum composite by pushout microindentation. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 36 (2005), Nr. 7, S. 1937–1945
- [363] MANOHARAN, M. ; LEWANDOWSKI, J. J.: In-situ deformation studies of an aluminum metal-matrix composite in a scanning electron microscope. In: *Scripta Metallurgica* 23 (1989), Nr. 10, S. 1801–1804
- [364] KAINER, K. U. (Hrsg.): *Metallische Verbundstoffe*. Hoboken : Wiley-VCH and John Wiley & Sons, Incorporated, 2003. – ISBN 3527305327
- [365] FITZER, E. ; JACOBSEN, G. ; KEMPE, G.: In: ONDRACEK, G. (Hrsg.): *Verbundwerkstoffe*. Oberursel : DGM, 1980, S. 432
- [366] LUO, X. ; YANG, Y. ; LIU, C. ; XU, T. ; YUAN, M. ; HUANG, B.: The thermal expansion behavior of unidirectional SiC fiber-reinforced Cu–matrix composites. In: *Scripta Materialia* 58 (2008), Nr. 5, S. 401–404

- [367] KÚDELA, S. ; RUDAJEVOVÁ, A.: Anisotropy of thermal expansion in Mg- and Mg₄Li-matrix composites reinforced by short alumina fibers. In: *Materials Science and Engineering: A* 462 (2007), Nr. 1-2, S. 239–242
- [368] PRIETO R. ; NARCISO, J. ; BAHRAINI, M. ; MOLINA, J. M. ; WEBER, L. ; LOUIS, E.: Graphite foam infiltrated with metal alloys. In: *Electronic programme and extended abstracts - The international carbon conference - Carbon* (2006)
- [369] PRIETO, R. ; MOLINA, J. M. ; NARCISO, J. ; LOUIS, E.: Fabrication and properties of graphite flakes/metal composites for thermal management applications. In: *Scripta Materialia* 59 (2008), Nr. 1, S. 11–14
- [370] LASAGNI, F. ; REQUENA, G. ; MINGLER, G. ; PAPAKYRIACOU, M. ; DEGISCHER, H. P.: Entmischung und Einformung des Si in Al-Si-Legierungen. In: POHL, M. (Hrsg.) ; PETZOW, G. (Hrsg.): *Special ed. Inter J Mater Prep Image Anal Microstr.* 2004, S. 443–448
- [371] HANSEN, M.: *Constitution of binary alloys*. 2nd ed. New York : McGraw-Hill, 1985 (Metallurgy and metallurgical engineering series)
- [372] ROY, S.: *Schriftenreihe Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik*. Bd. 50: *Metal-ceramic composites from freeze cast preforms: Domain structure and mechanical properties*. Aachen : Shaker, 2009. – ISBN 3832285814

- [373] LI, Q. ; ZHANG, G. D. ; BLUCHER, J. T. ; CORNIE, J. A.: Microstructure of the interface and interfiber regions in P-55 reinforced aluminum alloys manufactured by pressure infiltration. In: ISHIDA, H. (Hrsg.): *Controlled Interphases in Composite Materials*. Dordrecht : Springer Science+Business Media B.V, 1990. – ISBN 9789401178181, S. 131–146

Veröffentlichungen im Rahmen dieser Arbeit

- [LOURW17] LICHTENBERG, K. ; ORSOLANI-UHLIG, E. ; ROESSLER, R. ; WEIDENMANN, K. A.: Influence of heat treatment on the properties of AlSi10Mg-based metal matrix composites reinforced with metallic glass flakes processed by gas pressure infiltration. In: *Journal of Composite Materials* 51 (2017), Nr. 30, S. 4165–4175
- [LW15] LICHTENBERG, K. ; WEIDENMANN, K. A.: Innovative aluminum based metallic glass particle reinforced MMCs produced by gas pressure infiltration. In: *Materials Science Forum* 825-826 (2015), S. 101–108
- [LW17a] LICHTENBERG, K. ; WEIDENMANN, K. A.: Effect of reinforcement size and orientation on the thermal expansion behavior of metallic glass reinforced metal matrix composites produced by gas pressure infiltration. In: *Thermochimica Acta* 654 (2017), S. 85–92
- [LW17b] LICHTENBERG, K. ; WEIDENMANN, K. A.: Mechanical properties of AlSi12-based metal matrix composites with layered metallic glass ribbons. In: *Key Engineering Materials (KEM)* 742 (2017), S. 181–188

- [SLW15] SCHULZ, K. ; LICHTENBERG, K. ; WEIDENMANN, K. A.: Discussion of the evolution of micro cracks by characterization and modeling of metal matrix composites reinforced by metallic glass particles. In: *Proceedings of the 20th International Conference on Composite Materials*, 2015

**Schriftenreihe
des Instituts für Angewandte Materialien**

ISSN 2192-9963

- Band 1 Prachai Norajitra
Divertor Development for a Future Fusion Power Plant. 2011
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop
Entwicklung von Spritzgießsonderverfahren zur Herstellung von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation. 2011
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett
New contributions to R-curves and bridging stresses – Applications of weight functions. 2012
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker
Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupfer-dotierung auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikrostruktur von bleifreier Piezokeramik ($K_{0,5}Na_{0,5}NbO_3$). 2012
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab
Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit. 2012
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff
Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth in Neutron Irradiated RAFM Steels. 2012
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser
Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und Charakterisierung von Wolframlaminate aus Wolframfolie. 2012
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr
Experimental Investigations of Deformation Pathways in Nanowires. 2012
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk
Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue. 2012
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk
Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4. 2012
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch
Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstranggepressten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082. 2012
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers
Wärmebehandlung und Recken von verbundstranggepressten Luftfahrtprofilen. 2013
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller
Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by *in situ* synchrotron X-ray diffraction. 2013
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg
Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales. 2013
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen
Modelling the plastic deformation of iron. 2013
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel
Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niederdruckspritzgegossenen Mikrobiegebalken aus Zirkoniumdioxid. 2013
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber
Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten. 2013
ISBN 978-3-86644-993-0

- Band 18 Melanie Senn
Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung. 2013
ISBN 978-3-7315-0004-9
- Band 19 Christian Mennerich
Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth. 2013
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres
On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces. 2013
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury
Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys. 2013
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich
Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs). 2013
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger
High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method. 2013
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch
Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen. 2013
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer
Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO₃. 2013
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen
Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings. 2013
ISBN 978-3-7315-0049-0

- Band 27 Sascha Haller
Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode. 2013
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Nicht erschienen
- Band 29 Gunnar Picht
Einfluss der Korngroße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter $Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ Materialien. 2013
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held
Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode. 2013
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He
On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels. 2014
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann
Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse. 2014
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel
Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen. 2014
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil
Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A ($AlCu2Mg1,5Ni$). 2014
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Nicht erschienen
- Band 36 Christoph Hage
Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens. 2014
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Barthłomiej Albiński
Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien. 2014
ISBN 978-3-7315-0221-0

- Band 38 Tim Feser
Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes. 2014
ISBN 978-3-7315-0224-1
- Band 39 Jörg Ettrich
Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids. 2014
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha
Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments. 2014
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas
Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexilem Substrat. 2014
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer
Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien. 2014
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter
Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems. 2014
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrouš
Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method. 2014
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht
Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia. 2014
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr
Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur. 2015
ISBN 978-3-7315-0296-8

- Band 47 Konstantin Frölich
Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen. 2015
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel
Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden. 2015
ISBN 978-3-7315-0337-8
- Band 49 Marco Berghoff
Skalenübergreifende Modellierung und Optimierung vom atomistischen kristallinen Phasenfeldmodell bis zur mesoskopischen Phasenfeldmethode. 2015
ISBN 978-3-7315-0416-0
- Band 50 Michael Selzer
Mechanische und Strömungsmechanische Topologie-optimierung mit der Phasenfeldmethode. 2016
ISBN 978-3-7315-0431-3
- Band 51 Michael Mahler
Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells. 2016
ISBN 978-3-7315-0441-2
- Band 52 Christoph Bohnert
Numerische Untersuchung des Verformungs- und Bruchverhaltens von einkristallinem Wolfram auf mikroskopischer Ebene. 2016
ISBN 978-3-7315-0444-3
- Band 53 Stefan Guth
Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen. 2016
ISBN 978-3-7315-0445-0
- Band 54 Markus Klinsmann
The Effects of Internal Stress and Lithium Transport on Fracture in Storage Materials in Lithium-Ion Batteries. 2016
ISBN 978-3-7315-0455-9

- Band 55 Thomas Straub
Experimental Investigation of Crack Initiation in Face-Centered Cubic Materials in the High and Very High Cycle Fatigue Regime. 2016
ISBN 978-3-7315-0471-9
- Band 56 Maren Lepple
Kupfer- und Eisenoxide als Konversions-Elektrodenmaterialien für Lithium-Ionen-Batterien: Thermodynamische und Elektrochemische Untersuchungen. 2016
ISBN 978-3-7315-0482-5
- Band 57 Stefan Andreas Slaby
Charakterisierung und Bewertung der Zug- und Ermüdungseigenschaften von Mikrobauteilen aus 17-4PH Edelstahl. Ein Vergleich von mikropulverspritzgegossenem und konventionell hergestelltem Material. 2017
ISBN 978-3-7315-0484-9
- Band 58 Kumar Ankit
Phase-field modeling of microstructural pattern formation in alloys and geological veins. 2016
ISBN 978-3-7315-0491-7
- Band 59 Kuo Zhang
Characterization and Modeling of the Ratcheting Behavior of the Ferritic-Martensitic Steel P91. 2017
ISBN 978-3-7315-0503-7
- Band 60 Nicht erschienen
- Band 61 Fabian Lemke
Untersuchung des Sinterverhaltens von SrTiO₃ unter Berücksichtigung der Defektchemie. 2016
ISBN 978-3-7315-0510-5
- Band 62 Johannes Kümmel
Detaillierte Analyse der Aufbauschneidenbildung bei der Trockenzerspanung von Stahl C45E mit Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes. 2016
ISBN 978-3-7315-0518-1
- Band 63 László Hagymási
Modellierung der Stoffübertragung beim Niederdruck-carbonitrieren mit Ammoniak und Acetylen. 2016
ISBN 978-3-7315-0568-6

- Band 64 Reza Eslami
A novel micro-mechanical model for prediction of multiaxial high cycle fatigue at small scales. 2017
ISBN 978-3-7315-0583-9
- Band 65 Sebastian Schulz
Phase-field simulations of multi-component solidification and coarsening based on thermodynamic datasets. 2017
ISBN 978-3-7315-0618-8
- Band 66 Markus Stricker
Die Übertragung von mikrostrukturellen Eigenschaften aus der diskreten Versetzungs dynamik in Kontinuumsbeschreibungen. 2017
ISBN 978-3-7315-0658-4
- Band 67 Luis Straßberger
Untersuchung und Modellierung des viscoplastischen Verformungsverhaltens oxidpartikelverstärkter Stähle. 2018
ISBN 978-3-7315-0674-4
- Band 68 Mark Wobrock
Microplasticity of idealized single crystalline Ag cantilevers characterized with methods of high resolution. 2017
ISBN 978-3-7315-0682-9
- Band 69 Amritesh Kumar
Micromechanical study on the deformation behaviour of directionally solidified NiAl-Cr eutectic composites. 2017
ISBN 978-3-7315-0694-2
- Band 70 Johannes Hötzer
Massiv-parallele und großskalige Phasenfeldsimulationen zur Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung. 2017
ISBN 978-3-7315-0693-5
- Band 71 Thomas Hupfer
Herstellung von LATP für den Einsatz als Festkörper-elektrolyt und dessen Eigenschaften. 2017
ISBN 978-3-7315-0702-4
- Band 72 Florentin Pottmeyer
Schädigungsverhalten von in CFK-Laminaten eingebetteten Inserts unter bauteilnahen Beanspruchungen. 2017
ISBN 978-3-7315-0719-2

- Band 73 Andres Höweling
**Untersuchung der Hochvoltstabilität und Tiefentladung von
dotierten $\text{LiNi}_{0,5}\text{Mn}_{1,5}\text{O}_4$ -Hochvoltspinellen.** 2018
ISBN 978-3-7315-0728-4
- Band 74 Tabea Gisela Schwark
**Deformation and Fracture Properties of the Soft Magnetic
Composite Somaloy 700 3P on Different Length Scales.** 2018
ISBN 978-3-7315-0759-8
- Band 75 Klaudia Lichtenberg
**Metallmatrixverbunde mit Verstärkungselementen
aus metallischem Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ – Herstellung und
Charakterisierung.** 2018
ISBN 978-3-7315-0782-6

KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

Neuartige metallische Gläser mit hohen Kristallisationstemperaturen können mittlerweile als Verstärkungselemente in Metallmatrixverbundwerkstoffen (MMCs) genutzt werden. Bisher wurden diese MMCs überwiegend über Festphasenverfahren hergestellt.

In dieser Arbeit erfolgte die Herstellung von AlSi12-basierten Verbunden mit Verstärkungselementen aus metallischen Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ mit Hilfe des schmelzmetallurgischen Verfahrens der Gasdruckinfiltration. Es wurden umfangreiche Untersuchungen zur Ermittlung der mikrostrukturellen, mechanischen und thermischen Eigenschaften sowie der Schädigungsmechanismen durchgeführt. Die erzielten Ergebnisse tragen damit zu einem verbesserten Verständnis der Prozess-Gefüge-Eigenschafts-Beziehungen dieser Materialklasse bei.

ISSN 2192-9963
ISBN 978-3-7315-0782-6

