

Partikel-Impact an γ -Titanaluminid-Legierungen

Schadensbild, Einflussfaktoren und Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften

Von der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik und Geodäsie der Universität Stuttgart zur Erlangung der Würde eines Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

Susanne Gebhard

aus Erlangen

Hauptberichter: Prof. Dr. H. Voggenreiter

Mitberichter: Prof. Dr. C. Leyens

Mitberichter: Prof. Dr. S. Staudacher

Tag der mündlichen Prüfung: 18. Juli 2011

Institut für Flugzeugbau

Universität Stuttgart

2011

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Zeit als Doktorandin am Institut für Werkstoff-Forschung des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt e. V. in Köln und wurde durch eine Kooperation mit Rolls-Royce Deutschland, Dahlewitz, ermöglicht. Mein besonderer Dank gilt all jenen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Zu allererst danke ich Herrn **Prof. Dr. H. Voggenreiter** für die Chance, meine Promotion an seinem Institut durchführen zu dürfen, für seine organisatorische Unterstützung und die wissenschaftliche Betreuung meiner Arbeit sowie für die Begutachtung als Erstgutachter. Sein Engagement war die Basis für eine Industriekooperation, welche diese sowohl attraktive als auch praxisnahe Themenstellung ermöglichte. Außerdem danke ich ihm für die Erfahrung, eine Vorlesung unter seiner Leitung an der Universität Stuttgart übernehmen zu dürfen, und für die Förderung, die mir während meiner Zeit am Institut zuteil wurde.

Herr **Prof. Dr. C. Leyens** hatte stets ein offenes Ohr für fachliche Probleme und stand mir mit seinem großen Erfahrungsschatz auf dem Gebiet der Titanaluminid-Legierungen zur Seite. Ihm möchte ich auch für die Begutachtung dieser Arbeit und sein Interesse an meiner Forschung danken.

Außerdem möchte ich Herrn **Prof. Dr. S. Staudacher** für die Begutachtung dieser Arbeit und Herrn **Prof. Dr. W. Keller** für die Übernahme des Prüfungsvorsitz danken.

Herrn **Dr.-Ing. P. Peters** gilt mein Dank für die wissenschaftliche Mitbetreuung meiner Arbeit, seine konstruktive Kritik und seine fachlichen Anregungen. Er unterstützte mich außerdem durch FE-Modellierung, wofür ich mich bei ihm ebenfalls bedanken möchte.

Besonders danken möchte ich auch Herrn **A. Reiter** vom Institut für Bauweisen und Konstruktionsforschung in Stuttgart. Er führte die Beschussversuche durch und tat stets sein Möglichstes, meine Vorstellungen in die Realität umzusetzen oder sie den Gegebenheiten anzupassen.

Bei Herrn **Dipl.-Ing. K. Grossmann** von Rolls-Royce Deutschland, Dahlewitz, möchte ich mich für die Möglichkeit bedanken, während meiner Zeit als Doktorandin seine Abteilung am Standort Dahlewitz kennen lernen zu dürfen, was

Danksagung

mir einen eindrucksvollen Einblick in die Arbeitsfelder der Industrie verschafft hat. Mein Dank gilt außerdem den Herren **Dr.-Ing. D. Roth-Fagaraseanu** und **Dipl.-Ing. F. Turley**, Rolls-Royce Deutschland, für die organisatorische Unterstützung meiner Arbeit und die Bereitstellung des Probenmaterials.

Herr **Ing.-Grad. K.-H. Trautmann** leistete mit seinem Erfahrungsschatz und Wissen große Hilfe bei allen Fragestellungen und Problemen mit der Durchführung der mechanischen Versuche. Frau **Dipl.-Ing. J. Schneider** danke ich für die zügige Erledigung meiner mechanischen Versuche, für die Hilfe bei der Bewältigung der technischen Probleme und das Korrekturlesen dieser Arbeit. Herr **D. Lütz**, Herr **K.-M. Mull**, Herr **U. Fuchs**, Herr **P. Mecke**, Herr **C. Sick**, Herr **H. Hinderlich** und Herr **W. Sauer** unterstützten mich bei den mechanischen Versuchen und der Probenfertigung maßgeblich.

Des Weiteren danke ich Herrn **K. Baumann** und Herrn **P. Watermayer** für die Mithilfe bei der Probenpräparation. Herr **R. Borath** und Frau **U. Krebber** gaben wertvolle Ratschläge für den Umgang mit dem Rasterelektronenmikroskop. Bei Herrn **Dr. rer. nat. K. Kelm** möchte ich mich für die Durchführung der TEM-Untersuchungen sowie für die Hilfestellung bei der Bildbefundung bedanken.

Frau **S. Schneider**, Frau **C. Renn** und Herr **Dipl.-Ing. F. Seidler** halfen mir bei den verwaltungstechnischen Angelegenheiten und der Orientierung in den Gefilden des öffentlichen Dienstes.

Herr **Dipl.-Min. T. Ullmann** und Herr **Dipl.-Ing. R. Jemmali** von Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung in Stuttgart führten dankenswerterweise die Computertomographie durch und stellten das Bildmaterial bereit.

Außerdem danke ich Frau **Prof. Dr. M. Bartsch** für Ihre stetige Diskussionsbereitschaft, die zu vielen Problemlösungen beigetragen hat.

Herzlicher Dank gilt auch allen noch nicht genannten Kollegen des Instituts für Werkstoff-Forschung, insbesondere meiner Arbeitsgruppe, meinen Zimmerkollegen sowie allen anderen Doktoranden, für ihren Rückhalt, ihre Anregungen, die fachlichen und nicht-fachlichen Diskussionen und die angenehme Arbeitsatmosphäre.

Meiner Familie, meinem Lebensgefährten und meinen Freunden gilt mein Dank für ihre stetige Unterstützung, ihre Geduld und vor allem ihren ständigen Glauben an mich und meine Fähigkeiten.

Inhaltsverzeichnis

<i>Variablen- und Abkürzungsverzeichnis</i>	8
<i>Kurzfassung</i>	13
<i>Abstract</i>	15
1 Einführung und Zielsetzung	17
2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik	20
2.1 TiAl-Legierungen und ihre mechanischen Eigenschaften _____	20
2.1.1 Konstitution, Mikrostruktur und Zusammensetzung von TiAl-Legierungen _____	20
2.1.2 Mechanische Eigenschaften von TiAl-Legierungen _____	27
2.2 Impact und Impact-Dynamik _____	34
2.2.1 Quasi-statische Betrachtung zweier kugelförmiger Körper in Kontakt _____	34
2.2.2 Dynamische Betrachtung eines Impacts _____	36
2.2.3 Energetische Betrachtung eines Impacts _____	44
2.2.4 Impact im Triebwerk _____	47
2.3 Verhalten von TiAl-Legierungen unter Partikel-Impact _____	51
2.4 Präzisierung der Aufgabenstellung _____	57
3 Experimentelle Durchführung	59
3.1 Werkstoffe _____	59
3.2 Mikrostrukturelle Charakterisierung _____	62
3.2.1 Metallographische Präparation _____	62
3.2.2 Mikroskopie und analytische Verfahren _____	62
3.2.3 Computertomographie _____	63
3.2.4 Quantitative Gefügeanalyse _____	63
3.3 Hochgeschwindigkeitsbeschussversuche _____	66
3.3.1 Versuchsaufbau und -durchführung _____	66
3.3.2 Versuchsparameter _____	67

Inhaltverzeichnis

3.3.3	Probengeometrien und -vorbereitung	68
3.4	Mechanische Prüfverfahren	74
3.4.1	Quasi-statische Versuche	74
3.4.2	Schwingfestigkeitsversuche	78
4	<i>Ergebnisse und Diskussion</i>	84
4.1	Charakterisierung der untersuchten Werkstoffe	84
4.1.1	Mikrostrukturelle Charakterisierung	84
4.1.2	Mechanische Eigenschaften	93
4.2	Charakterisierung der Schädigung nach Partikel-Impact	102
4.2.1	Entwicklung der Impact-Schädigung in TiAl	102
4.2.2	Zentraler Impact	105
4.2.3	Kantennaher Impact	114
4.2.4	Impact an Prototypen für TiAl-Gussschaufeln	128
4.3	Charakterisierung der Verformung nach Partikel-Impact	131
4.3.1	Analytische Beschreibung der Verformung	131
4.3.2	Bestimmung der Verformungsgrade mittels Mikrohärtmessung	138
4.3.3	Charakterisierung der Verformung mittels EBSD und TEM	144
4.4	Impact-Einfluss auf das Verhalten unter Zugbelastung	151
4.4.1	Auswirkungen eines Impacts auf die quasi-statische Festigkeit	151
4.4.2	Abschätzung eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors	155
4.5	Impact-Einfluss auf das Ermüdungsverhalten	160
4.5.1	Fraktographie der Bruchflächen	160
4.5.2	Auswirkungen eines Impacts auf die Ermüdungsfestigkeit	165
4.6	Abschließende Diskussion	172
5	<i>Zusammenfassung und Ausblick</i>	176
5.1	Zusammenfassung	176
5.2	Ausblick	179

<i>Literaturverzeichnis</i>	182
<i>Anhang</i>	198
Anhang A: Zusammenstellung der relevanten Phasen	198
Anhang B: Hochgeschwindigkeitspartikelbeschuss	199
Anhang C: Probengeometrien	200
Anhang D: Messergebnisse	202

Variablen- und Abkürzungsverzeichnis

Variablen

α	Eindringtiefe des Projektils in das Target	[mm]
w_0	Gesamte Abplattung zweier Kugeln in Kontakt	[mm]
w_i	Abplattung eines Körpers i in Kontakt (i=1,2)	[mm]
d	Durchmesser der Kontaktfläche bzw. der Eindrucköffnung	[mm]
V_E	Volumen des Impact-Eindrucks	[mm ³]
r	Radius	[mm]
r_i	Radius eines Körpers i (i=1,2)	[mm]
r'	Funktion des Radius	[mm]
r_E	Krümmungsradius des Eindrucks	[mm]
r_p	Projektilradius	[mm]
r_{pl}	Radius der plastischen Zone	[mm]
r_v	Genäherter Radius eines Ausbruchs auf der Probenvorderseite nach einem Impact	[mm]
r_R	Genäherter Radius eines Ausbruchs auf der Probenrückseite nach einem Impact	[mm]
h	Höhe	[mm]
h_0	Ausgangshöhe	[mm]
h_v	Tiefe eines Ausbruchs auf der Vorderseite	[mm]
h_R	Tiefe eines Ausbruchs auf der Rückseite	[mm]
l	Abstand der Auflager bei Dreipunktbiegung	[mm]
W	Probenbreite	[mm]
B	Probendicke	[mm]
F	Kraft	[N]
F_{min}	Minimale Kraft	[N]
F_{max}	Maximale Kraft	[N]
m	Masse	[kg]
m_i	Masse eines Körpers i (i=1,2)	[kg]
T	Temperatur	[°C]
T_m	Schmelztemperatur	[°C]

Variablen- und Abkürzungsverzeichnis

v_L	Teilchengeschwindigkeit bei longitudinalen Wellen	$[m/s]$
v_T	Teilchengeschwindigkeit bei transversalen Wellen	$[m/s]$
c_L	Longitudinale Wellengeschwindigkeit	$[m/s]$
c_T	Transversale Wellengeschwindigkeit	$[m/s]$
c_{pl}	Plastische Wellengeschwindigkeit	$[m/s]$
v_{Res}	Resultierende Geschwindigkeit nach inelastischem Stoß	$[m/s]$
v_I	Impact-Geschwindigkeit	$[m/s]$
v_R	Rückprallgeschwindigkeit	$[m/s]$
v_i	Relative Strömungsgeschwindigkeit ($i=0,1,2,\dots$ Kennzeichnung der Ein- und Austrittsebene)	$[m/s]$
c_i	Absolute Strömungsgeschwindigkeit ($i=0,1,2,\dots$ Kennzeichnung der Ein- und Austrittsebene)	$[m/s]$
u_i	Umfangsgeschwindigkeit ($i=0,1,2,\dots$ Kennzeichnung der Ein- und Austrittsebene)	$[m/s]$
W_f	Gesamte Verformungsenergie	$[J]$
W_I	Impact-Energie	$[J]$
W_R	Rückprallenergie	$[J]$
W_{el}	Elastische Verformungsenergie	$[J]$
W_{pl}	Plastische Verformungsenergie	$[J]$
W_{krit}	Kritische Energie für Rissbildung auf der Rückseite nach einem Impact bei einer definierten Probendicke	$[J]$
ν	Querkontraktionszahl	$[1]$
ν_P	Querkontraktionszahl des Projektils	$[1]$
ν_T	Querkontraktionszahl des Targets	$[1]$
ρ	Dichte	$[g/cm^3]$
ρ_P	Dichte des Projektils	$[g/cm^3]$
ρ_T	Dichte des Targets	$[g/cm^3]$
t	Zeit	$[s]$
u	Verschiebung	$[m]$
x, y, z	Räumliche Koordinaten	$[m]$
σ	Spannung	$[MPa]$
σ_y	Fließspannung (quasi-statisch)	$[MPa]$
σ_i	Reibspannung des Gitters	$[MPa]$

Variablen- und Abkürzungsverzeichnis

σ^*	Spannung, bei der nach Zunahme des Risswiderstands instabiles Risswachstum auftritt	[MPa]
σ_{krit}	Kritische Spannung	[MPa]
σ_{I}	Normalspannung I	[MPa]
σ_{II}	Normalspannung II	[MPa]
σ_{III}	Normalspannung III	[MPa]
σ_{V}	Vergleichsspannung	[MPa]
σ_z	Drucknormalspannung in z-Richtung bei Kontakt zweier sphärischer Körper	[MPa]
σ_r	Radiale Spannung	[MPa]
σ_θ	Tangentiale Spannung	[MPa]
σ_0	Maximaler Betrag der Drucknormalspannung σ_z	[MPa]
σ_{M}	Mittlere Druckspannung in z-Richtung bei Kontakt zweier sphärischer Körper	[MPa]
$\sigma_{\text{M, dynamisch}}$	Mittlerer Fließdruck (dynamisch)	[MPa]
σ_{rep}	Repräsentativer Wert für die Elastizitätsgrenze bei Kontakt zweier sphärischer Körper	[MPa]
σ_{b}	Maximale Biegespannung bei Bruch	[MPa]
σ_{Rest}	Restfestigkeit	[MPa]
σ_{min}	Minimale Spannung	[MPa]
σ_{max}	Maximale Spannung	[MPa]
σ_{f}	Ermüdungsfestigkeit des ungeschädigten Werkstoffs	[MPa]
σ_{nom}	Nominale Spannung	[MPa]
τ	Schubspannung	[MPa]
R_{m}	Zugfestigkeit	[MPa]
$R_{\text{p}0,2}$	Dehngrenze (bei 0,2 % plastischer Dehnung)	[MPa]
$R_{\text{p}0,1}$	Dehngrenze (bei 0,1 % plastischer Dehnung)	[MPa]
E	E-Modul	[GPa]
E_i	E-Modul eines Körpers i (i=1, 2)	[GPa]
E'	Funktion der E-Moduli	[GPa]
E_{p}	E-Modul des Projektils	[GPa]
E_{T}	E-Modul des Targets	[GPa]
G	Schubmodul	[GPa]
χ	Kompressibilität	[GPa ⁻¹]
ε	Dehnung	[%]
A_{10}	Bleibende Dehnung nach Bruch (Bruchdehnung) bei einer Messlänge von 10 mm	[%]

Variablen- und Abkürzungsverzeichnis

ϵ_y	Elastizität	[%]
ϵ_m	Mittlere Verformung	[%]
ϵ_{pl}	Plastische Dehnung	[%]
ϵ_{max}	Maximale Dehnung	[%]
$\dot{\epsilon}$	Dehnrates	[1/s]
m_D	Dehnratesempfindlichkeit	[1]
K	Spannungsintensitätsfaktor	[MPa \sqrt{m}]
K_q	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor	[MPa \sqrt{m}]
K_{Ic}	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor (Fall I)	[MPa \sqrt{m}]
ΔK	Spannungsintensitätsschwingbreite	[MPa \sqrt{m}]
ΔK_{th}	Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite	[MPa \sqrt{m}]
K_{max}	Maximaler Spannungsintensitätsfaktor	[MPa \sqrt{m}]
R	Spannungsverhältnis	[1]
N	Lastspielzahl	[Zyklen]
da/dN	Risswachstumsrate	[mm / Zyklus]
n	Paris-Exponent	[1]
H	Abstand zwischen Einspannung und Kerbe einer SET-Probe	[mm]
α_k	Kerbformzahl	[1]
a^*	Risstiefe (Oberflächenriss)	[mm]
c	Halbe Rissbreite (Oberflächenriss)	[mm]
a	Risslänge (Kantenriss)	[mm]
a_0	Ausgangsrisslänge	[mm]
Δa	Änderung der Risslänge pro Laststufe	[mm]
a_{mittel}	Gemittelte Risslänge nach einem kantennahen Impact	[mm]
$a_{0,th}$	Kritische Schadensgröße bei der Ermüdung geschädigter Proben	[mm]
D_K	Korngröße	[μm]
D_{mK}	Mittlere Korngröße	[μm]
S_K	Standardabweichung der Korngröße	[μm]
f	Volumenanteil	[1]
f_l	Lamellarer Volumenanteil	[1]
S_l	Standardabweichung des lamellaren Volumenanteils	[1]
λ	Lamellenabstand	[μm]

Abkürzungen

Vol.%	Volumenprozent
at.%	Atomprozent
wt.%	Gewichtsprozent
HCF	<u>H</u> igh <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue
LCF	<u>L</u> ow <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue
BDT	Duktil-Spröd-Übergang (<u>B</u> rittle to <u>D</u> uctile <u>T</u> ransition)
FOD	<u>F</u> oreign <u>O</u> bject <u>D</u> amage
DOD	<u>D</u> omestic <u>O</u> bject <u>D</u> amage
HT	<u>H</u> eat <u>T</u> inting
FEM	<u>F</u> inite <u>E</u> lemente <u>M</u> ethode
LM	<u>L</u> icht <u>m</u> ikroskop/ -ie
EDS	<u>e</u> nergied <u>i</u> spersive <u>S</u> pektroskopie der Röntgenstrahlung
REM	<u>R</u> asterelektronen <u>m</u> ikroskop/ -ie
SE	Sekundärelektronenkontrast (<u>S</u> ecundary <u>E</u> lectrons)
BSE	Rückstreuelektronenkontrast (<u>B</u> ack <u>s</u> cattered <u>E</u> lectrons)
EBSD	<u>E</u> lectron <u>B</u> ack <u>s</u> catter <u>D</u> iffraction
TEM	<u>T</u> ransmissionselektronen <u>m</u> ikroskop/ -ie
CT	<u>C</u> omputer <u>t</u> omographie
STEM	<u>S</u> canning <u>T</u> ransmission <u>E</u> lectron <u>M</u> icroscope
HAADF	<u>H</u> igh <u>A</u> nge <u>A</u> nnual <u>D</u> ark <u>F</u> ield
LEBM	<u>L</u> inear- <u>e</u> lastische <u>B</u> ru <u>m</u> echanik
SCT-Probe	Zugprobe mit Oberflächenanriss (<u>S</u> urface <u>C</u> rack <u>T</u> ension)
SET-Probe	Einseitig gekerbte Zugprobe (<u>S</u> ingle <u>E</u> dge <u>T</u> ension)
RT	<u>R</u> aum <u>t</u> emperatur
BO	Ausbruch nach Impact (<u>B</u> low- <u>o</u> ut)

Kurzfassung

TiAl-Legierungen zählen zu den Hoffnungsträgern im Triebwerksbau. Aufgrund ihrer geringen Dichte bei gleichzeitig guter Hochtemperaturfestigkeit sind sie prädestiniert für Leit- oder Laufschaufeln im Triebwerk. Allerdings weisen sie eine geringe Schadenstoleranz auf, so dass sie besonders für typische Schäden im Triebwerk durch Partikeleinschlag (Impact) anfällig sind. Diese Eigenschaft hat sich als ein starkes Hindernis für ihren Einsatz erwiesen. Die vorliegende Arbeit soll daher das Schadensbild, verursacht durch Partikel-Impact, analysieren, die Einflussfaktoren auf eine solche triebwerkstypische Schädigung identifizieren und die Auswirkungen auf das mechanische Verhalten von TiAl-Legierungen beleuchten. Bei den untersuchten Legierungen handelt es sich um die Gusslegierung TNBV3B und die Schmiedelegierung TNBV4 im geschmiedeten (TNBV4-F) sowie im stranggepressten (TNBV4-E) Zustand. Für eine Korrelation der Werkstoffeigenschaften der vorliegenden Legierungen mit dem durch einen Impact entstandenen Schadensbild erfolgt eine Charakterisierung der quasi-statischen und Ermüdungseigenschaften sowie des Gefüges. Zur Untersuchung der Auswirkungen eines Partikeleinschlags werden unterschiedlich große, sphärische Projektilen aus gehärtetem Kugellagerstahl mit Hilfe einer Gaskanone mit verschiedenen Geschwindigkeiten auf die Probenmitte von Flachproben (zentraler Impact) oder in Kantennähe von Flachproben und Proben mit schaufelähnlichem Kantenprofil (kantennaher Impact) geschossen. Außerdem findet eine Impact-Testserie an Verdichterleitschaufeln aus TNBV3B statt. Einige Versuche werden zum Vergleich an der Titanlegierung TIMETAL 6-2-4-2 durchgeführt. Der Einfluss der Impact-Schädigung auf die mechanischen Eigenschaften wird mit Hilfe von Zugversuchen bei Raumtemperatur und von Ermüdungsexperimenten bei Raumtemperatur und 400 °C charakterisiert.

Die typischen Schadensbilder nach einem Impact in den TiAl-Legierungen werden in Abhängigkeit des Einschlagortes und der Energie charakterisiert. Überschreitet die Impact-Energie einen kritischen Wert, welcher von der Probengeometrie und vom Werkstoff abhängt, entstehen neben dem Impact-Eindruck und Mikroschädigungen auf der Vorderseite Risse auf der Rückseite, welche durch Zugspannungen bedingt sind. Bei kantennahen Impacts an Proben mit schaufelähnlichem Profil können außerdem Ausbrüche, verursacht durch konische, von der Vorderseite ausgehende Risse, beobachtet werden. Die Ergebnisse dieser Arbeit sprechen dafür, dass sich die Impact-Toleranz von TiAl-Legierungen aus dem Widerstand gegen Rissinitiierung und dem Widerstand gegen Rissausbreitung zusammensetzt. Diese Größen werden durch unterschiedliche mechanische Eigenschaften beschrieben. Die kritische Energie für Rissinitiierung auf der Rückseite wird für eine definierte Probendicke

von der (dynamischen) Duktilität und Festigkeit bestimmt. Ist die kritische Energie für Rissinitiierung überschritten und bilden sich Risse, so ist das Rissfortschrittsverhalten für die Schadensausdehnung maßgeblich. Eine dynamische Bruchzähigkeit beschreibt die Ausbreitung von Impact-Rissen wohl am besten. Die quasi-statische Bruchzähigkeit erweist sich als geeignete, grobe Abschätzung dieser nicht vorliegenden Werkstoffgröße. In globularen Gefügen sind kaum extrinsische Mechanismen zur Zähigkeitssteigerung zu finden, die in Gefügen mit lamellarem Anteil anzutreffen sind, so dass letztere eine höhere Zähigkeit aufweisen. Globulare Gefüge sind dagegen duktiler, so dass bei der Gefügeeinstellung ein Kompromiss für einen guten Widerstand gegen Rissinitiierung und gegen Rissausbreitung bei Impact gefunden werden muss. Neben den Werkstoffeigenschaften spielen außerdem noch geometrische Einflussfaktoren wie die Probendicke und der Abstand zur Probenkante eine wichtige Rolle für das Schadensbild. Bei zentralen Impacts entsteht ein etwa radialsymmetrisches Spannungsfeld, was bei anisotropen Eigenschaften zu Rissen entlang der schwächsten Ebenen und bei isotropen Eigenschaften zu zufälligen, sternförmigen Rissnetzwerken führt. Bei kantennahen Impacts an Proben mit schaufelähnlichem Profil liegen aufgrund der dominanten axialen Zugspannungen auf der Rückseite überwiegend laterale Rissnetzwerke vor.

Die mittels Impact erzeugte Verformung zählt ebenfalls zum Schadensbild. Mit Hilfe einer Korrelation von Härte und Umformgrad quasi-statisch verformter Druckproben kann die durch einen Impact erzeugte Verformung anhand von zweidimensionalen Härtemessungen an Querschliffen dargestellt werden. Unterschiedlich große ω -Ausscheidungen in den Legierungen beeinflussen das Verformungsverhalten, was mittels EBSD- und TEM-Analysen gezeigt wird.

Die Auswirkungen einer Impact-Vorschädigung auf die mechanischen Eigenschaften werden anhand von Zug- und Ermüdungsversuchen bestimmt. Das Verhalten rissbehafteter Proben unter Zugbelastung lässt sich auf Basis der Bruchzähigkeit mittels linear-elastischer Bruchmechanik abschätzen. Liegt dagegen nur eine vorderseitige Schädigung vor, so spielen verbleibende Spannungen und Mikroschädigungen eine wesentliche Rolle. Der Einfluss langer Risse unter zyklischer Belastung lässt sich mittels eines Schwellwertmodells für Rissfortschritt beschreiben. Mit abnehmender Risslänge steigt der Einfluss vorhandener Eigenspannungen in der verfestigten Zone und einer eventuellen Mikroschädigung.

Die Festigkeit und die Duktilität beeinflussen folglich den Widerstand der TiAl-Legierungen gegen Impact-Rissbildung, die Zähigkeit den Widerstand gegen Impact-Rissfortschritt. Die Bruchzähigkeit und der Schwellwert sind für die Rissausbreitung durch eine nachfolgende quasi-statische bzw. zyklische Belastung verantwortlich. Damit identifiziert diese Arbeit die wichtigsten Werkstoffkenngrößen, die für die Entwicklung impact-toleranterer Legierungen von Bedeutung sind.

Abstract

TiAl alloys are very promising candidates for high-temperature applications in gas turbines as turbine blades or vanes due to their low density and their good high temperature strength. However, they show a limited damage tolerance and, therefore, are prone to impact damage caused by small particles. So far, this proved to be a strong barrier for gas turbine applications. The aim of the present work is to analyse the damage caused by typical particle impacts representative for gas turbine conditions as well as to study the factors influencing the damage and the effects on the mechanical behaviour of TiAl alloys.

The alloys under investigation are the cast alloy TNBV3B as well as the wrought alloy TNBV4 after forging (TNBV4-F) and extrusion (TNBV4-E). For a correlation of the material properties and the damage caused by impact the behaviour under monotonic and cyclic loading as well as the microstructure are characterized. To study the effect of a particle impact, spherical steel projectiles of different diameters are shot with varying velocities at the centre of flat specimens (centre impact) and at the edge of flat and airfoil-like shaped specimens (edge impact). Additionally, a test series on high pressure compressor vanes is carried out. The impact damage of the titanium alloy TIMETAL 6-2-4-2 is studied in comparison. The influence of the impact damage on the mechanical behaviour is investigated with the help of tensile tests at room temperature and fatigue experiments at room temperature and 400 °C.

The impact damage in TiAl alloys is characterised in dependence of the impact location and the impact energy. If the impact energy exceeds a critical value, which depends on the specimen geometry and the material used, cracks will form on the back side due to tensile stresses in addition to the impact indent with possibly micro-damage on the front side. Besides, in the case of edge impacts blow-outs caused by conical cracks emerging from the front side can be observed.

The results of this work clearly show that it is necessary to distinguish between the resistance to impact crack initiation and the resistance to impact crack propagation, which have to be described by different mechanical properties. For a given thickness, the critical energy for crack initiation on the back side is affected by the (dynamic) ductility and the (dynamic) strength of the material. If the impact energy exceeds the critical level and cracks form on the back side, the impact crack propagation resistance controls the damage extension. A dynamic fracture toughness is probably the best property to describe the mechanical behaviour. However, such a value is not determined in this work. The quasi-static fracture toughness is suggested to give a coarse estimation. In contrast to globular microstructures, microstructures with a high lamellar fraction show extrinsic toughening mechanisms and, therefore, show a higher toughness. In comparison to lamellar microstructures, globular

microstructures show a higher ductility. Due to these relationships, a compromise has to be found to achieve a good resistance to both impact crack initiation and impact crack propagation.

Apart from the material properties geometrical effects like the thickness of the specimen and the distance of the impact location to the edge play an important role, too. Centre impacts result in an approximately radially symmetrical stress field, which causes random, star-like crack networks in isotropic TiAl alloys, but predominantly cracks along the weaker planes in anisotropic TiAl alloys. Edge impacts give rise to dominating axial tensile stresses on the back surface and, therefore, to mainly laterally extended crack networks.

The deformation in the indent region is also part of the damage. With the aid of a correlation of the hardness and the degree of deformation of quasi-statically compressed specimens a visualisation of the deformation around the cross-section of an impact indent is made making use of two-dimensional hardness measurements. Furthermore, ω -precipitates of different diameters present in the alloys influence the deformation behaviour. This is shown with EBSD and TEM analyses.

The effect of an impact on the mechanical behaviour is determined with the help of tensile and fatigue tests. The tensile behaviour influenced by longer impact cracks is estimated based on the fracture toughness making use of linear elastic fracture mechanics. In the case of specimens showing no cracks but deformation on the front side residual stresses and micro-damage appear to have a significant influence.

The performance of specimens with long cracks under cyclic loading is described with a model based on the threshold for crack propagation. The influence of existing residual stresses and the micro-damage will increase with decreasing crack length.

The strength and the ductility affect the resistances to impact induced crack initiation. The toughness influences the resistance to impact induced crack propagation. The fracture toughness and the threshold for crack propagation dominate the crack growth due to a subsequently applied monotonic and cyclic load, respectively. Based on these results the present work identifies the basic conditions for developing TiAl-alloys with an improved impact-resistance.

1 Einführung und Zielsetzung

Das Potenzial der Titanaluminide für Hochtemperaturanwendungen wurde bereits in den 50er Jahren von McAndrew et al. [1] beschrieben. Durch die in den letzten Jahrzehnten intensiv betriebene Forschung [2-9] und die damit verbundenen Fortschritte in der Werkstofftechnologie wurde auch das Interesse der Industrie [10-12] für diese Werkstoffklasse geweckt, die nun am Beginn der Serienanwendung in Flugzeugturbinen steht.

Die Legierungen auf Basis der γ (TiAl)-Phase überzeugen durch ihre geringe Dichte von $3,9 \text{ g/cm}^3$ bis $4,2 \text{ g/cm}^3$ bei gleichzeitig guter Hochtemperaturfestigkeit und einer im Vergleich zu den konventionellen Titanlegierungen deutlich besseren Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit. Die erhöhte Oxidationsbeständigkeit sowie die geringe Dichte sind auf den hohen Aluminiumgehalt zurückzuführen, während die gute Hochtemperaturfestigkeit durch die hohe Schmelztemperatur und die thermische Stabilität der geordneten Phasen bedingt ist. Des Weiteren zeigen Titanaluminide keinerlei Neigung zu Titanfeuer und besitzen einen hohen E-Modul von 160 GPa bis 180 GPa [3, 13]. Aufgrund dieser Eigenschaften, insbesondere der potenziellen Gewichtseinsparung, bieten sich die Werkstoffe für den Einsatz bis maximal $750 \text{ }^\circ\text{C}$ im Hochdruckverdichter und in der Niederdruckturbine an [14]. Damit stehen sie in direkter Konkurrenz zu den warmfesten Stählen und Nickelbasis-Superlegierungen. Bei einem möglichen Einsatz in der Niederdruckturbine wird eine Gewichtseinsparung von ca. 70 kg pro Stufe angestrebt, was einer Gewichtsreduktion von etwa 40 % entspricht [15]. Auch Anwendungen im Automobilbau, beispielsweise Ventile, sind für diese Werkstoffklasse denkbar [16].

Nachteilig sind jedoch die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Zusammensetzung und der damit verbundene Einfluss von Zusammensetzungsschwankungen sowie Verunreinigungen, die geringe Raumtemperaturduktilität und Bruchzähigkeit sowie die schwierigen Gieß- und Fertigungsverfahren, welche die Herstellung teuer und aufwändig werden lassen [14]. Als eines der wichtigsten Hindernisse für den Einsatz in Triebwerken gilt die geringe Schadenstoleranz dieser Werkstoffe [11].

Ein fundiertes Wissen über Titanaluminide ist wesentliche Voraussetzung, die Nachteile resultierend aus den ungünstigen Eigenschaften dieser Werkstoffe zu reduzieren. Die vorliegende Arbeit soll dazu beitragen, diese Werkstoffe besser zu verstehen. Insbesondere sollen die in einem Flugzeugtriebwerk relevanten Schädigungen verursacht durch einen Partikeleinschlag, im Folgenden auch Impact genannt, untersucht werden. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Charakterisierung

1 Einführung und Zielsetzung

des Schadensbildes, der Identifizierung der Einflussfaktoren auf die Schädigung und der Untersuchung der Auswirkungen eines Impacts auf die Restfestigkeit und die Lebensdauer von TiAl-Legierungen.

Hierbei konzentrieren sich die Untersuchungen auf die TiAl-Gusslegierung TNBV3B, die TiAl-Schmiedelegierung TNBV4 mit nahezu identischer Zusammensetzung im geschmiedeten Zustand mit geringem Umformgrad (TNBV4-F) und im stranggepressten Zustand mit hohem Umformgrad (TNBV4-E). Für einen Vergleich bezüglich des Schadensbildes mit einer Legierung, die sich bereits in der Anwendung als Schaufel- oder Scheibenwerkstoff befindet, wurde die deutlich duktilere Titanlegierung TIMETAL 6-2-4-2 ausgewählt, die sich für Anwendungen bis knapp über 500 °C anbietet [17]. Die spröden TiAl-Legierungen zeigen ein anderes Schadensverhalten als duktile Werkstoffe. Der Vergleich der beiden Legierungsklassen soll Aufschlüsse über die Auswirkungen der unterschiedlichen Schadensmechanismen auf das Schadensbild nach einem Impact liefern.

Titanaluminide weisen eine starke Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Mikrostruktur auf, die wiederum von der Zusammensetzung und der Prozessführung bei der Herstellung bestimmt wird. Alle vier untersuchten Legierungen werden zu Beginn mikrostrukturell analysiert und bezüglich ihrer quasi-statischen mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur charakterisiert. Neben dem Verhalten unter Zugbelastung werden die TiAl-Legierungen zusätzlich unter Biege- und Druckbeanspruchung untersucht. Außerdem erfolgt eine Bestimmung der Ermüdungseigenschaften der drei TiAl-Legierungen bei Raumtemperatur und 400 °C, eine für den Hochdruckverdichter beispielhaft ausgewählte Temperatur.

Alle drei TiAl-Legierungen werden einem Partikel-Beschuss ausgesetzt. Die Untersuchung umfasst sowohl Schüsse in die Mitte und an die Kante flacher Proben als auch Schüsse in Kantennähe von Proben mit einem schaufelähnlichen Kantenprofil sowie auf TiAl-Verdichterleitschaufeln. Die erzeugte Schädigung wird hinsichtlich ihrer Art und Größe charakterisiert und auf ihre unterschiedlichen Einflussgrößen untersucht. Der Fokus liegt hier besonders auf dem Einfluss der Werkstoffeigenschaften. Zum Vergleich der erzeugten Schädigungen werden auch Beschussversuche an der duktileren Titanlegierung durchgeführt. Außerdem erfolgt eine Charakterisierung der durch einen Impact erzeugten Verformung mit Hilfe von Mikrohärtemessungen und mikrostrukturellen Analyseverfahren.

Die mechanischen Untersuchungen nach einer Einschlagschädigung beschränken sich mit Ausnahme von einer Versuchsreihe zur Restfestigkeit an der Titanlegierung ausschließlich auf das Verhalten der TiAl-Legierungen. Durch Beschuss vorgeschädigte Proben werden quasi-statischen Versuchen bei Raumtemperatur

unterzogen und mit dem Verhalten ungeschädigter Proben verglichen. Die verbleibende Ermüdungsfestigkeit nach einer Impact-Schädigung wird bei Raumtemperatur und 400 °C untersucht. Mit Hilfe der resultierenden Ergebnisse wird eine analytische Beschreibung des mechanischen Verhaltens von TiAl-Legierungen nach einem Impact unter quasi-statischer und zyklischer Belastung auf Basis der linear-elastischen Bruchmechanik entwickelt.

Ziel dieser Arbeit ist es, mit Hilfe der gewonnenen Erkenntnisse über die Auswirkungen der triebwerkstypischen Partikeleinschläge auf TiAl-Legierungen und auf deren Restfestigkeit und Lebensdauer bisherige Wissenslücken zu schließen. Es sollen Grundlagen für Modelle zur Schadensvorhersage geschaffen und Möglichkeiten identifiziert werden, mit denen die Impact- und Schadenstoleranz dieser Werkstoffe verbessert werden kann. Daneben sollen geometrische Einflüsse als Hilfestellung für das Design von Schaufeln aus TiAl-Legierungen aufgezeigt werden.

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Im folgenden Kapitel werden die wichtigsten Besonderheiten der TiAl-Legierungen beschrieben sowie die Zusammenhänge veranschaulicht dargestellt, die für das Verständnis der durch einen Partikeleinschlag verursachten Vorgänge im Werkstoff nötig sind. Außerdem wird der derzeitige Stand der Forschung bezüglich des Impact-Verhaltens dieser Werkstoffklasse vorgestellt.

2.1 TiAl-Legierungen und ihre mechanischen Eigenschaften

2.1.1 Konstitution, Mikrostruktur und Zusammensetzung von TiAl-Legierungen

Die technisch relevanten TiAl-Legierungen sind zwei- oder mehrphasig. Zweiphasige TiAl-Legierungen setzen sich aus der tetragonalen γ (TiAl)-Phase mit $L1_0$ -Struktur¹ sowie der α_2 (Ti₃Al)-Phase mit hexagonaler $D0_{19}$ -Struktur² (vgl. Abbildung 2.1) zusammen.

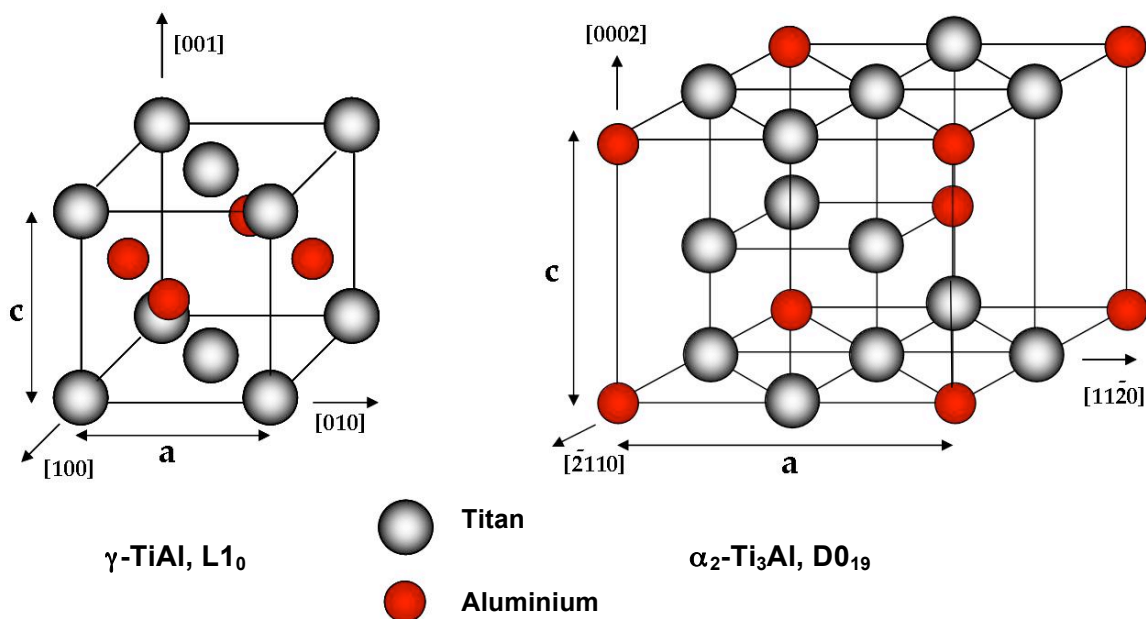


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung der Kristallstruktur der tetragonalen γ (TiAl)-Phase (links) und der hexagonalen α_2 (Ti₃Al)-Phase (rechts).

¹ Bezeichnung nach Strukturbericht; Raumgruppe $P4/mmm$, Gitterparameter $a = 0,4005$ nm, $c = 0,4070$ nm, aus [13]. Eine Zusammenstellung sämtlicher für diese Arbeit relevanten Phasen befindet sich in Anhang A.

² Bezeichnung nach Strukturbericht; Raumgruppe $P6_3/mmc$, Gitterparameter $a = 0,5782$ nm, $c = 0,4629$ nm, aus [13].

Das Achsenverhältnis c/a der γ -Phase beträgt bei stöchiometrischer Zusammensetzung ca. 1,02 [18]. Die Gitterparameter a und c zeigen eine lineare Abhängigkeit vom Aluminiumgehalt, weswegen die Verzerrung mit steigendem Aluminiumanteil zunimmt [19]. Die tetragonale Verzerrung der vereinfacht als kubisch-flächenzentriert angesehenen Elementarzelle der γ (TiAl)-Phase wird durch die schichtweise Anordnung der Ti- beziehungsweise Al-Atome parallel zu (002) entlang der c -Achse verursacht.

Mehrphasige TiAl-Legierungen enthalten meist zusätzlich die kubisch-raumzentrierte β -Titanphase beziehungsweise die geordnete, kubische β_0 -Phase mit B2-Struktur³. Erwähnt sei außerdem noch die orthorhombische Ti_2AlNb -Phase⁴.

Details des Ti-Al-Phasendiagramms sind trotz intensiver Forschung noch immer unklar, was vor allem durch die hohe Empfindlichkeit des Phasengleichgewichts gegenüber interstitiellen Verunreinigungen, insbesondere Sauerstoff, verursacht wird [23]. Nach Meinung von Appel et al. [13] liefert das von McCullough et al. [24] vorgeschlagene Diagramm jedoch eine gute Beschreibung des Systems zwischen 40 und 55 at.% Al (vgl. Abbildung 2.2a).

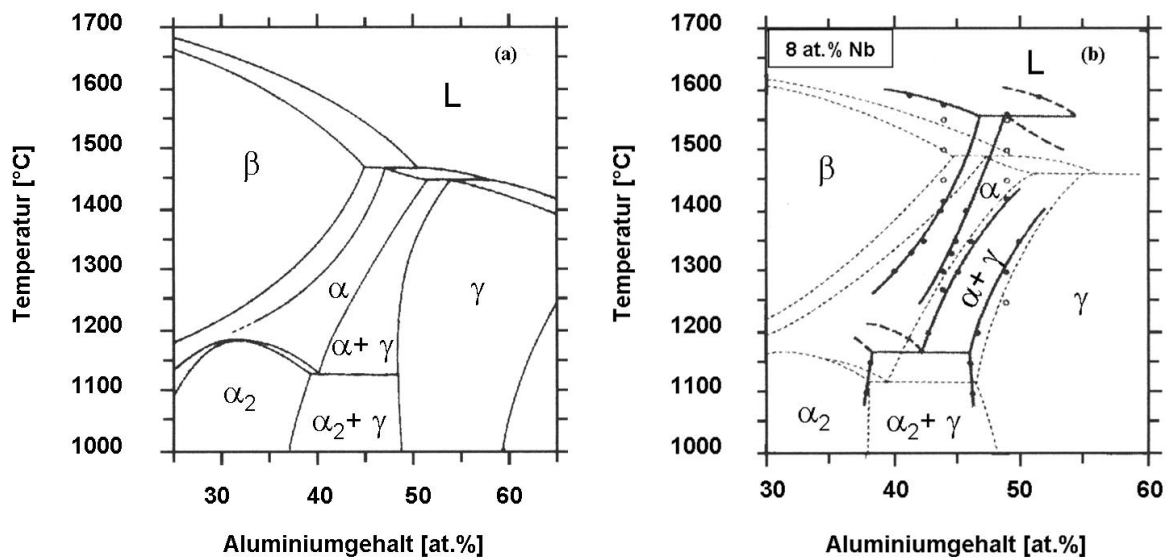


Abbildung 2.2: (a) Ausschnitt aus dem binären Ti-Al-Phasendiagramm, nach [24]; (b) quasi-binärer Schnitt durch das ternäre Ti-Al-Nb-Phasendiagramm bei 8 at.% Niob im Vergleich mit einem binären Ti-Al-Phasendiagramm, gestrichelt dargestellt, nach [25].

³ Bezeichnung nach Strukturbericht; Raumgruppe $Pm\bar{3}m$, Gitterparameter $a = 0,323$ nm, aus [20, 21].

⁴ Bezeichnung nach Strukturbericht: A_2BC ; Raumgruppe $CmCm$, Gitterparameter abhängig vom Nb-Gehalt; bei 25 at.% Nb $a = 0,612$ nm, $b = 0,956$ nm, $c = 0,466$ nm, aus [21, 22].

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Durch den Einsatz von β -stabilisierenden Elementen, wie beispielsweise Niob, Molybdän, Mangan und Wolfram, wird die β -Phase auch bei höheren Aluminiumkonzentrationen und niedrigeren Temperaturen stabilisiert, wie am Beispiel von Niob in Abbildung 2.2b dargestellt ist.

2.1.1.1 Phasenumwandlung

Im für TiAl-Legierungen relevanten Ausschnitt des Ti-Al-Phasendiagramms sind drei feste Phasen von Bedeutung: die geordneten Phasen α_2 (Ti₃Al) und γ (TiAl) sowie der ungeordnete, hexagonale α -Titanmischkristall bei höheren Temperaturen. Im Gegensatz zur α_2 -Phase bleibt die γ -Phase bis zu ihrem Schmelzpunkt bei ca. 1450 °C geordnet. Bei der peritektischen Erstarrung über den α -Mischkristall scheidet sich bei weiterer Abkühlung die γ -Phase aus dem α -Mischkristall aus. Die Ordnungsumwandlung des α -Mischkristalls in die geordnete α_2 -Phase erfolgt eutektoid bei ca. 1100 °C: $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$.

Nach der Theorie von Denquin et al. [26] führen Shockley-Partialversetzungen zu einer Umwandlung des hexagonalen Gitters in das kubisch-flächenzentrierte Gitter und damit letztendlich zu der Bildung von γ -Lamellen aus der α -Phase. Ordnung und Konzentrationsausgleich stellen sich durch Diffusionsprozesse ein. Arbeiten von Shang et al. [27] führten zu dem Schluss, dass die Umwandlung durch eine diffusionskontrollierte Wanderung von Grenzflächenstufen entlang der dichtest gepackten Ebenen verursacht wird.

Innerhalb der lamellaren Kolonien gilt für die α_2 - und γ -Lamellen folgende Orientierungsbeziehung:

$$(111)_\gamma \parallel (0001)_{\alpha_2} \text{ und } [110]_\gamma \parallel [11\bar{2}0]_{\alpha_2} \quad [28]$$

Folglich liegen die dichtest gepackten Ebenen beider Phasen, $(0001)_{\alpha_2}$ und $(111)_\gamma$, sowie die dichtest gepackten Richtungen, $[110]_\gamma$ und $[11\bar{2}0]_{\alpha_2}$, parallel zueinander.

Wegen der tetragonalen Verzerrung der γ (TiAl)-Einheitszelle sind die $[\bar{1}10]$ -Richtung und die beiden $[10\bar{1}]$ - und $[0\bar{1}1]$ -Richtungen in der (111) -Ebene nicht äquivalent [5]. Bei der Ausscheidung der γ - aus der α -Phase kann die Bildung der L1₀-Struktur folglich in sechs unterschiedlich orientierten Varianten erfolgen, entsprechend den sechs möglichen Orientierungen der $[1\bar{1}0]$ -Richtung entlang einer $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ -Richtung der α_2 -Phase [29-31]:

$$\begin{aligned} [1\bar{1}0]_\gamma \uparrow\uparrow [11\bar{2}0]_{\alpha_2}, & \quad [1\bar{1}0]_\gamma \uparrow\uparrow [1\bar{2}10]_{\alpha_2}, & \quad [1\bar{1}0]_\gamma \uparrow\uparrow [\bar{2}110]_{\alpha_2} \\ [1\bar{1}0]_\gamma \uparrow\downarrow [11\bar{2}0]_{\alpha_2}, & \quad [1\bar{1}0]_\gamma \uparrow\downarrow [1\bar{2}10]_{\alpha_2}, & \quad [1\bar{1}0]_\gamma \uparrow\downarrow [\bar{2}110]_{\alpha_2} \end{aligned}$$

Die parallelen Anordnungen ($\uparrow\uparrow$) werden als Matrixvarianten, die antiparallelen Anordnungen ($\uparrow\downarrow$) als Zwillingsvarianten bezeichnet. Sie besitzen bezüglich der Matrixvarianten eine umgedrehte Stapelfolge [29, 31].

Beim Zusammentreffen zweier γ -Lamellen können diese um eine $[111]$ -Richtung verdreht sowie um einen Vektor f verschoben sein. Bei dem Verdrehwinkel Θ handelt es sich um ein Vielfaches von 60° [5]. Verdrehwinkel von 60° und 300° ergeben eine Pseudozwillingsgrenze, bei 120° und 240° wird eine 120° -Rotationsgrenze gebildet und eine Verdrehung von 180° führt zu einer echten Zwillingsgrenze (für $f = 0$). Bei der echten Zwillingsgrenze sind die Atompositionen und die Atomsorten spiegelbildlich angeordnet, während dies bei der Pseudozwillingsgrenze lediglich für die Atompositionen gilt, wobei die tetragonale Verzerrung der Einheitszelle vernachlässigt wird [5, 32].

Im Gegensatz zu α_2 -Lamellen, die stets dieselbe Orientierung aufweisen, setzen sich γ -Lamellen aus so genannten Domänen unterschiedlicher Orientierungsvarianten bezüglich der angrenzenden α_2 -Lamellen zusammen. Bei den Domänengrenzen innerhalb der Lamellen handelt es sich um γ/γ -Grenzflächen, die jedoch nicht wie die ebenen γ/γ -Lamellengrenzen sowohl parallel zur (111)-Ebene der γ -Phase als auch zur (0001)-Ebene der α_2 -Phase liegen, sondern keine Präferenz für eine kristallographische Ebene zeigen [29].

In der jüngeren Legierungsentwicklung gewinnt die Erstarrung über den kubisch-raumzentrierten β -Titanmischkristall gegenüber der Erstarrung über die α -Phase immer mehr an Bedeutung [9, 33-35]. Eine Erstarrung über die kubisch-raumzentrierte β -Phase hat den Vorteil einer isotropen, gleichförmigen und texturfreien Gefügeausbildung mit geringer Segregation im Vergleich zur Erstarrung über die α -Phase [9, 36]. Außerdem sind TiAl-Legierungen mit β -Phase leichter umformbar [9]. Eine Erweiterung des β -Einphasengebietes zu höheren Aluminiumgehalten wird durch die Zugabe von β -Stabilisatoren (z. B. Nb, Mo, Ta, W) erreicht. Bei der Umwandlung der β -Phase in die α -Phase wird folgende Orientierungsbeziehung angenommen:

$$\{1\bar{1}0\}_\beta \parallel (0001)_\alpha \text{ und } \langle 111 \rangle_\beta \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha \quad [34]$$

Unter Berücksichtigung dieser Annahme können sich zwölf mögliche Orientierungsvarianten der α -Phase aus dem β -Titanmischkristall bilden. Bei weiterer Abkühlung wachsen γ -Lamellen in die unterschiedlich orientierten Varianten des α -Mischkristalls. Die Mikrostruktur wird folglich durch mehrere lamellare Kolonien innerhalb der ehemaligen β -Körner charakterisiert, wodurch sich die Feinkörnigkeit dieser Legierungen erklärt. Häufig kann in diesen Legierungen ein mehrphasiges Gefüge vorgefunden werden, da neben der α_2 - und γ -Phase auch

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

noch ein geringfügiger Anteil an β -Mischkristall oder an geordneter, kubischer β_0 -Phase vorliegt [34]. Ein hoher Anteil an β -Phase kann sich negativ auf die Kriecheigenschaften auswirken [37], was bei der Menge an β -Stabilisatoren, die zulegiert werden, berücksichtigt werden muss. Die β - sowie die β_0 -Phase können sich in Phasen mit geringerer Kristallsymmetrie und hoher Sprödigkeit, wie z. B. in die geordnete, trigonale ω -Phase⁵, zersetzen [39-41].

2.1.1.2 Mikrostruktur

Man unterscheidet bei TiAl-Legierungen drei unterschiedliche Gefügetypen, die mittels entsprechender thermomechanischer Behandlung eingestellt werden können. So genannte Near- γ -Strukturen lassen sich durch Glühen knapp oberhalb der eutektoiden Temperatur (Temperatur T1 in Abbildung 2.3) erzeugen. Diese Gefüge bestehen aus gleichachsigen γ -Körnern mit nur einem geringen Anteil an α_2 -Phase an den Korngrenzen und Tripelpunkten [42].

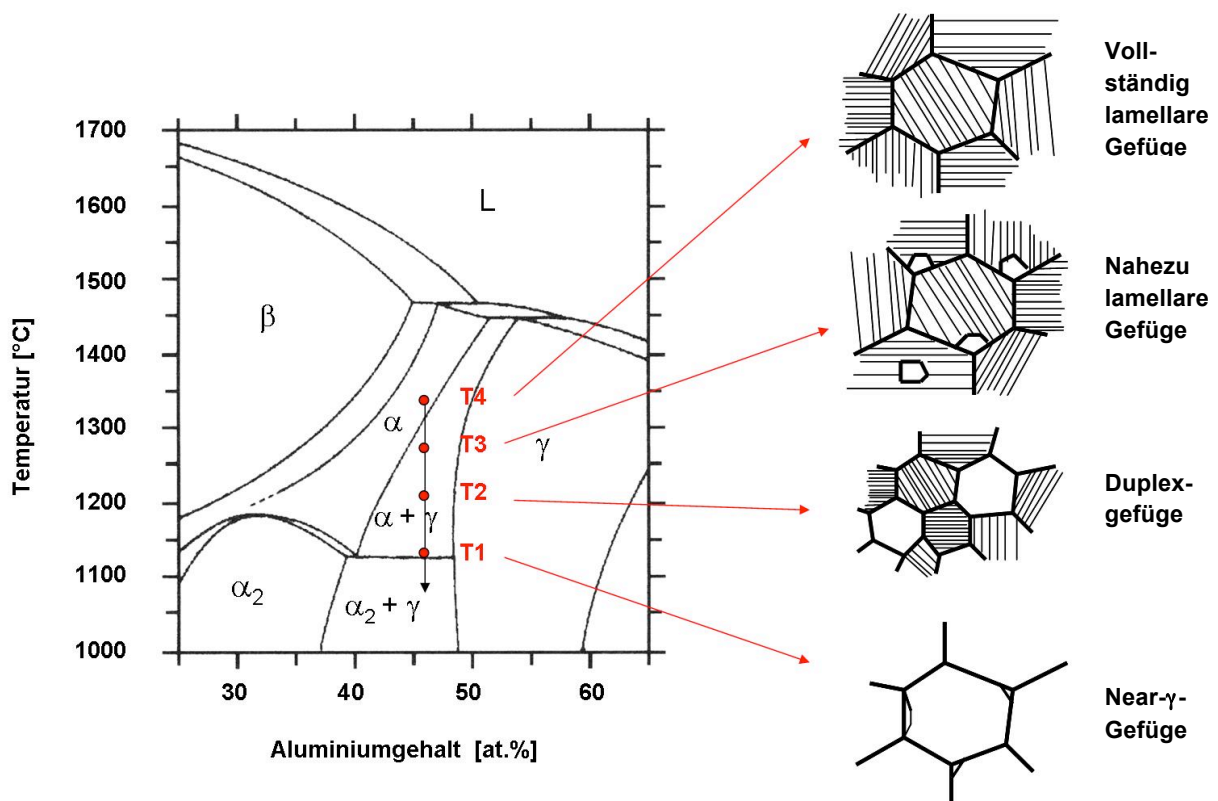


Abbildung 2.3: Ausschnitt aus dem Ti-Al-Phasendiagramm, nach [24], mit den durch eine thermische oder thermomechanische Behandlung einstellbaren entsprechenden Gefügevarianten, nach [42, 43].

Wärmebehandlungen in der Mitte des ($\alpha + \gamma$)-Phasengebiets (Temperatur T2 in Abbildung 2.3) führen bei warmumgeformten Legierungen zu so genannten

⁵ Trigonale Struktur; Raumgruppe $P\bar{3}m1$; Gitterparameter $a=4,5554 \text{ \AA}$, $c=5,5415 \text{ \AA}$ [38]

Duplexgefügen. Sie setzen sich sowohl aus einphasigen γ -Körnern, die aus primärem γ gebildet werden, als auch aus Kolonien von γ - und α_2 -Lamellen, die beim Abkühlen gebildet werden, zusammen [43, 44].

Je höher die Glüh­temperatur im Zweiphasengebiet gewählt wird, desto höher ist der Anteil an lamellaren Kolonien. Liegt nur noch ein geringer Anteil an meist sehr kleinen globularen γ -Körnern vor, so spricht man von nahezu lamellaren Mikrostrukturen [42, 43].

Beim Abkühlen aus dem α -Phasengebiet (Temperatur T4 in Abbildung 2.3) entstehen vollständig lamellare Gefüge. Die Koloniegröße ist in diesen Gefügen meist um ein Vielfaches größer als in Duplexgefügen, da bei der Wärmebehandlung im Einphasengebiet das Kornwachstum nicht durch eine zweite Phase behindert wird [42]. Je nach Zusammensetzung und Abkühlrate können bei einer Wärmebehandlung im α -Phasengebiet auch so genannte Widmannstätten-Gefüge oder Umwandlungen zu massivem γ auftreten [45].

Neben der Einstellung der unterschiedlichen Gefügetypen lassen sich auch die Gefügeeigenschaften mittels Wärmebehandlung beeinflussen. Auf die Korn- und Koloniegröße wirkt sich vor allem die Glühdauer aus. Die Lamellendicke wird durch die Abkühlrate bestimmt und der Anteil an α_2 -Phase steigt mit der Abkühlrate und der Glüh­temperatur [42, 43, 46-48].

2.1.1.3 Einfluss der Legierungselemente

Bei Titanaluminiden besteht eine Abhängigkeit zwischen den mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur, so dass die Gefügeeinstellung zur Beeinflussung der Eigenschaften entsprechend des Anforderungsprofils genutzt werden kann. Doch wirkt sich nicht nur die Mikrostruktur, sondern auch die Legierungszusammensetzung auf die mechanischen Eigenschaften und auf die Verarbeitbarkeit aus.

Legierungen mit hohem Aluminiumgehalt zeigen einen geringeren Anteil an spröder α_2 -Phase. Eine höhere Fließspannung kann durch einen geringeren Aluminiumanteil erreicht werden. Dies führt allerdings zu einer reduzierten Duktilität [13, 44]. Ein höherer Aluminiumgehalt führt außerdem zu einer besseren Oxidationsbeständigkeit aufgrund der Bildung einer besseren Oxidschutzschicht [13, 44, 49].

Mit Niob, Tantal, Molybdän und Wolfram lässt sich die Oxidationsbeständigkeit verbessern. Chrom wirkt sich erst ab einer Konzentration von 8 at.% positiv auf die Oxidationseigenschaften aus. Niob, Tantal, Molybdän und Wolfram erleichtern die

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Al₂O₃-Deckschicht-Bildung beziehungsweise unterdrücken die TiO₂-Bildung an der Oberfläche [42, 44, 49].

Außerdem besitzen sie eine mischkristallhärtende Wirkung [42]. Wie in Arbeiten von Huang et al. [43, 44] nachzulesen ist, besitzen Niob, Tantal und Wolfram einen positiven Einfluss auf die Kriechbeständigkeit. Dieser Effekt wird im Fall von Niob und Tantal durch eine Verringerung der Diffusionsrate hervorgerufen und im Fall von Wolfram durch eine Gefügemodifikation.

Maeda et al. [50] stellten bei einer molybdänhaltigen Legierung mit 0,6 at.% Mo ebenfalls eine Verbesserung der Kriecheigenschaften fest, die sie mit dem mischkristallhärtenden Effekt von Molybdän erklären. Weiterhin wird von einer besseren Duktilität bei Raumtemperatur im Vergleich zu einer manganhaltigen Legierung berichtet, was auf die feine Duplexstruktur dieser Legierungen zurückgeführt wird.

In niobhaltigen Legierungen kann ebenfalls eine höhere Raumtemperaturduktilität im Vergleich zu binären Legierungen beobachtet werden. Niob scheint zu einer Verringerung der Stapelfehlerenergie zu führen. Dies bewirkt eine stärkere Beteiligung von Zwillingen und Superversetzungen an der Verformung. Auch zeigen niobhaltige Legierungen eine erhöhte Festigkeit aufgrund einer feineren Mikrostruktur [7, 13].

Chrom, Mangan und Vanadium verbessern die Duktilität, werden jedoch meist nur in Konzentrationen zwischen 1 at.% und 3 at.% zulegiert, um die Bildung der β_0 -Phase zu verhindern. Chrom wirkt sich bei diesen Konzentrationen jedoch noch nicht positiv auf die Oxidationsbeständigkeit aus [44].

Beim Zulegieren von Chrom kann die bessere Duktilität zum einen durch eine Verringerung der tetragonalen Verzerrung der Einheitszelle erklärt werden [51]. Außerdem fördert Chrom eine Vergrößerung der lamellaren Strukturen in Duplexgefügen sowie die Bildung einphasiger γ -Gebiete [52], was sich ebenfalls positiv auf die Duktilität auswirkt.

Eine andere Theorie zur Erklärung der Erhöhung der Duktilität basiert auf einer Schwächung der gerichteten, kovalenten Al p – Ti d-Bindungen im Fall von Cr, V und Mn durch Substitution der Al-Atome [53].

Mangan führt laut Hanamura et al. [54] außerdem zu einer höheren Duktilität durch erleichterte Zwillingsbildung und -verformung.

Eine Ausscheidungs- bzw. Dispersionshärtung erfolgt durch die Elemente Bor, Silizium und Kohlenstoff, wodurch eine Verbesserung der Hochtemperatur- und Kriechfestigkeit erreicht wird [7, 42, 44]. Dispersoide wirken sich vorteilhaft auf die gießtechnische Verarbeitung von TiAl-Legierungen aus und führen zu feinkörnigen Gussgefügen. Bor ermöglicht eine kontrollierte Einstellung kleiner Koloniegrößen bei

lamellaren Gefügen [46, 55]. Bereits eine Borzugabe von 0,01 wt.% genügt, um in einphasigem $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ eine Verfeinerung der Kornstruktur zu beobachten [56].

2.1.2 Mechanische Eigenschaften von TiAl-Legierungen

Legierungen auf Basis von γ -TiAl zeigen eine starke Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der jeweiligen Mikrostruktur, weswegen im Folgenden eine korrelierte Betrachtung der für diese Arbeit relevanten mechanischen Eigenschaften von TiAl-Legierungen und des Gefüges erfolgt.

2.1.2.1 Duktilität und Festigkeit

Wie die meisten intermetallischen Phasen sind Titanaluminide sehr spröde und weisen bei Raumtemperatur nur sehr geringe Bruchdehnungen von maximal 3 % auf. Die hohe Sprödigkeit der γ -Phase kann auf seine flächenzentrierte, tetragonale $L1_0$ -Kristallstruktur zurückgeführt werden [57]. Für eine Übersicht über die vorhandenen Gleit- und Zwillingsysteme, die Erzeugung von Versetzungen und Zwillingen sowie die Versetzungsbeweglichkeit in TiAl und Ti_3Al wird auf die Arbeiten von Appel et al. [6, 13] verwiesen.

Die plastische Verformung wird in zweiphasigen TiAl-Legierungen überwiegend durch die duktilere γ -Phase getragen. Neben der Versetzungsbewegung ist in $\gamma(\text{TiAl})$ die mechanische Zwillingsbildung ebenfalls ein wichtiger Verformungsmechanismus [13]. In intermetallischen Werkstoffen mit $D0_{19}$ -Struktur wie Ti_3Al konnte keine Zwillingsverformung beobachtet werden, was laut Yoo et al. [58] mit der Anwesenheit interstitieller Verunreinigungen, vor allem Sauerstoff, erklärt werden könnte.

Trotz der höheren Sprödigkeit der hexagonalen α_2 -Phase zeigen zweiphasige TiAl-Basislegierungen im Vergleich zu einphasigem $\gamma(\text{TiAl})$ eine höhere Duktilität. Dieses Phänomen wird meist auf die bessere Löslichkeit interstitieller Verunreinigungen in $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ zurückgeführt, wodurch die γ -Phase gereinigt werden soll [59]. Menand et al. [60] konnten zeigen, dass der Anteil an gelöstem Sauerstoff in $\gamma(\text{TiAl})$ im ein- und zweiphasigen Werkstoff identisch ist. Ihrer Meinung nach lässt sich die bessere Duktilität daher darauf zurückführen, dass aufgrund der höheren Sauerstofflöslichkeit in Ti_3Al ein reduzierter Anteil an Oxidausscheidungen im Werkstoff vorliegt.

In zweiphasigen TiAl-Legierungen kann ein scharfer Spröd-Duktil-Übergang (brittle-to-ductile transition, BDT) beobachtet werden. Wie von Kim et al. [3, 4] erwähnt, findet der BDT in Duplexgefügen bei niedrigeren Temperaturen statt, als es in vollständig lamellaren Gefügen der Fall ist. Die Temperatur des BDT ist

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

dehnratenabhängig und liegt bei einer Dehnrate von 10^{-4} s^{-1} je nach Mikrostruktur und Zusammensetzung zwischen 620 °C und 800 °C . Mit zunehmender Dehnrateschiebt sich der BDT zu höheren Temperaturen, was als Hinweis für eine Kontrolle durch thermisch aktivierte Prozesse gedeutet werden kann [6].

Die Duktilität von Near- γ - und Duplexgefügen ist bei Raumtemperatur der Duktilität der vollständig lamellaren Gefüge überlegen [43]. Lamellare Mikrostrukturen besitzen eine hohe Anzahl innerer Grenzflächen, welche als effektive Hindernisse für Versetzungen angesehen werden können [18, 57, 61], was diesen Zusammenhang erklärt.

Duktilität und Festigkeit von TiAl-Legierungen nehmen mit abnehmender Korn- bzw. Koloniegröße zu [62, 63]. Die Festigkeitszunahme lässt sich mit Hilfe der Hall-Petch-Beziehung erklären:

$$\sigma_y = \sigma_i + k \frac{1}{\sqrt{D_K}} \quad (2.1)$$

Hierbei bezeichnen σ_y die Fließspannung, σ_i die Reibspannung des Gitters, k eine Werkstoffkonstante und D_K den Korndurchmesser.

In lamellaren Mikrostrukturen steigen laut Kim [62] mit sinkendem Lamellenabstand λ die Werte für σ_i und der Konstanten k an.

Perdrix et al. [64] wiesen nach, dass der Zusammenhang zwischen Fließspannung und Lamellenabstand ebenfalls mit der Hall-Petch-Gleichung beschrieben werden kann, wobei k' eine Werkstoffkonstante und λ den Lamellenabstand bezeichnen:

$$\sigma_y = \sigma_i + k' \frac{1}{\sqrt{\lambda}} \quad (2.2)$$

Die Festigkeit in lamellaren Gefügen lässt sich folglich nicht nur durch eine kleine Koloniegröße erhöhen, sondern auch mit Hilfe feinerer Lamellen verbessern.

2.1.2.2 Bruchzähigkeit

Bruchzähigkeit und Rissfortschritt können je nach Mikrostruktur in Titanaluminiden sehr unterschiedlich sein [65-68]. Der K_{Ic} -Wert von TiAl-Basislegierungen liegt bei Raumtemperatur meist zwischen $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und $35 \text{ MPa}\sqrt{m}$ [3], konventionelle Titanlegierungen zeigen eine Bruchzähigkeit zwischen $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und $110 \text{ MPa}\sqrt{m}$ [69].

In Duplexstrukturen kann häufig intergranularer Bruch oder Spaltbruch beobachtet werden. Lamellare Gefüge zeigen eher translamellaren Bruch oder Dekohäsion der Lamellengrenzflächen [13]. Die $\{111\}$ -Grenzflächen von $\gamma(\text{TiAl})$ scheinen eine besonders geringe Kohäsionsenergie zu besitzen [70], da hier besonders häufig Rissausbreitung beobachtet werden kann [70, 71].

In lamellaren Gefügen nimmt der Risswiderstand mit wachsender Risslänge zu [63], wie in Abbildung 2.4 zu sehen ist. Das Risswachstum kann folglich nur mit steigender Spannung aufrechterhalten werden. Das heißt, der Riss wächst stabil. Erst wenn eine Spannung σ^* erreicht ist, findet instabiles Risswachstum statt. Die Rissausbreitung erfolgt dann unter Spannungsabfall [72].

Legierungen mit Duplexstruktur weisen im Gegensatz dazu einen konstanten Risswiderstand auf. Ist der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic} in diesen Werkstoffen erreicht, so breitet sich der Riss instabil aus [72], die Spannung fällt mit Einsetzen des Risswachstums ab (vgl. Abbildung 2.4).

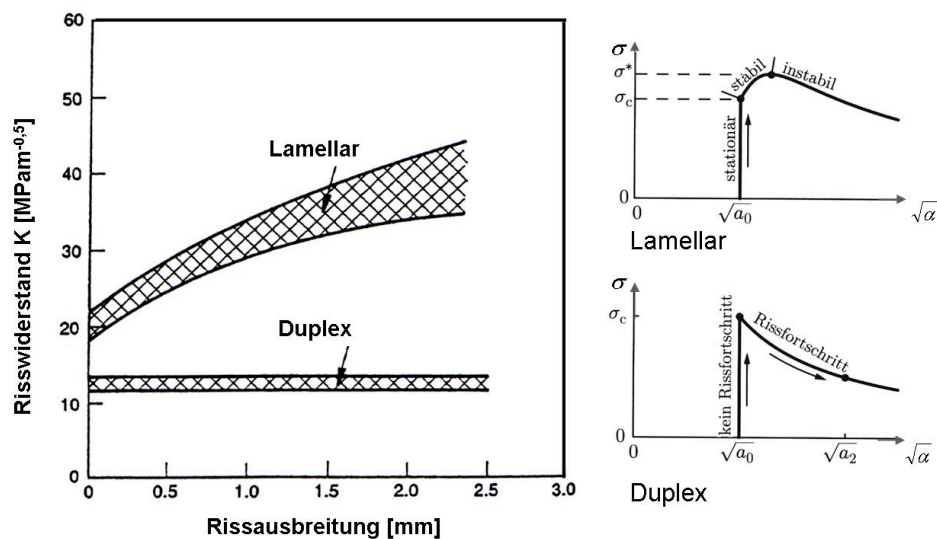


Abbildung 2.4: Risswiderstand der TiAl-Legierung Ti-47Al-2,6Nb-2(Cr,V) (at.%) mit lamellarer und Duplexstruktur, nach [63], und zugehörigen σ - \sqrt{a} -Kurven, nach [72].

Der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic} ergibt sich aus der kritischen Spannung σ_{krit} , der Risslänge a und einem Geometriefaktor $Y(a)$:

$$K_{Ic} = \sigma_{krit} \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y(a) \quad (2.3)$$

Trotz der besseren Duktilität der Duplex- und Near- γ -Gefüge zeigen sich damit vollständig lamellare Mikrostrukturen gegenüber den anderen Mikrostrukturen

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

bezüglich der Zähigkeit überlegen. Dieses Verhalten basiert auf verschiedenen zähigkeitssteigernden Mechanismen. In Titanaluminiden können sowohl intrinsische als auch extrinsische Prozesse zur Zähigkeitssteigerung beobachtet werden [73]. Zu den intrinsischen Mechanismen werden Prozesse gezählt, bei denen der werkstoffeigene Widerstand gegen Rissausbreitung erhöht wird, wie zum Beispiel durch eine Erhöhung der Duktilität [74]. Hierzu gehören die Akkomodation der plastischen Verformung sowie die Rissabstumpfung durch eine duktile Phase [73]. Zu den extrinsischen Mechanismen gehören die Ausbildung von Scherligamenten in lamellaren Gefügen [75], die Abschirmung der Rissspitze durch Mikrorisse [76], Versetzungen [70] und Zwillinge [70, 71, 77] sowie die Ablenkung des Risses aufgrund der bevorzugten Ausbreitung entlang der $\{11\}$ -Ebenen in lamellaren Strukturen und der Behinderung der Rissausbreitung durch Grenzflächen [70]. Hierbei wird lokal die Triebkraft für Rissausbreitung reduziert [74]. Eine detaillierte Übersicht über einige dieser Mechanismen wird in [73] gegeben. Aufgrund der hohen Gleitwiderstände durch Gitterreibung und Hindernisse ist die Beweglichkeit der Versetzungen in Titanaluminiden eingeschränkt. Die plastischen Zonen können den sich rasch ausbreitenden Spaltbrüchen nicht folgen und daher auch nur einen geringen Teil der frei werdenden Energie dissipieren [13, 70]. Verformungszwillinge können sich dagegen mit sehr hoher Geschwindigkeit ausbreiten und eignen sich daher besser zur Abschirmung der Spannungskonzentration [13, 78].

Die Bruchzähigkeit lamellarer Gefüge steigt mit abnehmendem Lamellenabstand, vergleichbar mit einem Hall-Petch-Verhalten. Diese Beziehung gilt für grobkörnige lamellare Gefüge, deren Koloniegröße größer ist als die plastische Zone an der Rissspitze bei Erreichen des kritischen Spannungsintensitätsfaktors. Unter diesen Voraussetzungen wirkt sich der Lamellenabstand auf die anfängliche Zähigkeit aus, da das Spannungsintensitätsniveau für die Bildung von Mikrorissen beeinflusst wird [63]. Es können sowohl translamellare als auch interlamellare Mikrorisse beobachtet werden, die häufig durch Dekohäsion der Gleitbänder verursacht werden [76], was bei geringem Lamellenabstand schwieriger wird [63]. Mikrorisse entstehen aufgrund von Spannungskonzentrationen durch einen Aufstau von Versetzungen; daneben können auch sich überschneidende Zwillingsbänder zur Bildung von Mikrorissen führen [78].

Laut Chan [75] beruht ein wichtiger, zur Zähigkeitssteigerung beitragender Mechanismus darauf, dass bei der Abweichung eines Risses von seinem ursprünglichen Pfad die Winkel der Rissablenkung sowie die Rissebenen in verschiedenen Körnern unterschiedlich sind. Die Rissebenen sind an den Korn- oder Phasengrenzen nicht verbunden, es entsteht ein Scherligament, das zur vollständigen

Separation der Rissflächen erst durchtrennt werden muss. Wie sich aus dem Namen ableiten lässt, erfolgen die Verformung und der Bruch dieser Ligamente durch Scherung. Die Bruchzähigkeit hängt mit dem Flächenanteil und der Größe der Ligamente auf der Rissebene zusammen [75]. Eine kleine Koloniegröße führt zu einer geringeren Größe der Scherligamente und damit zu einer geringeren Bruchzähigkeit [66].

Grobkörnige Gefüge zeigen eine größere Streuung der mechanischen Eigenschaften. In [79] ist dies für die Bruchzähigkeit unterschiedlicher Gefüge mit Hilfe der Weibulldarstellung aufgezeigt. Feinkörnige Duplexgefüge besitzen Weibull-Koeffizienten zwischen 18 und 24. Dagegen liegen die Werte von grobkörnigen lamellaren Mikrostrukturen zwischen 7 und 10, also etwa im Bereich von Gläsern und Keramiken, die Weibull-Koeffizienten zwischen 5 und 15 aufweisen. Die hohe Streuung grobkörniger Gefüge ist auf die Anisotropie des Risswiderstandes innerhalb der lamellaren Struktur und der geringen Anzahl an Kolonien in der Nähe der Risspitze zurückzuführen. Die Verlässlichkeit und damit eine Reduktion der Streuung der Eigenschaften sind für die technische Anwendung dieser Legierungen jedoch von sehr großer Wichtigkeit, so dass ein Kompromiss zwischen einer gesteigerten Bruchzähigkeit und der Verlässlichkeit eingegangen werden muss.

2.1.2.3 Ermüdungsverhalten

Wie von Hénaff et al. in [80] zusammengefasst, weisen Titanaluminide sehr flache Wöhlerkurven auf, was dazu führt, dass bereits eine geringe Abweichung in der Spannung zu einer großen Abweichung in der Bruchspielzahl führen kann. Die Form der Wöhlerkurve hängt hierbei stark von der jeweiligen Mikrostruktur ab.

Bei ihren Untersuchungen des LCF (low cycle fatigue)-Verhaltens von TiAl-Legierungen bei 600 °C konnten Recina et al. [81] zeigen, dass Legierungen mit einer feinen Duplexstruktur grobkörnigeren, lamellaren Gefügen überlegen sind. Dies lässt sich durch die stärkere isotrope Verfestigung und einen geringer ausfallenden Bauschinger-Effekt in Duplexgefügen erklären, was zu geringeren inelastischen Dehnungen und damit zu längeren Lebensdauern führt. In lamellaren Gefügen kann interlamellare Rissinitiierung beobachtet werden. In Duplexstrukturen findet die Rissinitiierung dagegen in großen γ -Körnern oder im interdendritischen γ -Bereich statt. Lamellare Gefüge zeigen eine hohe Streuung der Eigenschaften, was zum einen auf die anisotropen Eigenschaften der Kolonien zurückgeführt werden kann. Zum anderen weisen Duplexgefüge eine Korngröße auf, die unterhalb der kritischen Risslänge liegt, was zu einem stabilen Rissfortschritt führt. Kim [3] berichtet ebenfalls von besseren Ermüdungseigenschaften der Duplexgefüge im LCF-Bereich bei

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Temperaturen unter 850 °C und im HCF (high cycle fatigue)-Bereich bei geringen Temperaturen.

Treten keinerlei Oberflächenfehler auf, so zeigen TiAl-Legierungen meist sehr gute Ermüdungseigenschaften mit einer Ermüdungsfestigkeit von mehr als 75 % der Zugfestigkeit, wie an den Legierungen K5 (Ti-46,5Al-2Cr-3Nb-0,2W, at.%), 3-95 (Ti-46Al-2Cr-2Nb-1Mo-0,2B, at.%) und 47XD (Ti-48Al-2Nb-2Mn-0,8B, at.%) für verschiedene Mikrostrukturen gezeigt wurde [80, 82]. Bei spröden Werkstoffen werden jedoch starke Verluste in der Ermüdungsfestigkeit aufgrund von Oberflächendefekten erwartet [80]. Oberflächendefekte entstehen beispielsweise durch mechanische Bearbeitung oder werden während der Handhabung und des Betriebes der Bauteile eingebracht. Druckspannungen an der Oberfläche, die ebenfalls durch mechanische Bearbeitung [83] oder auch durch Kugelstrahlen [84-86] eingebracht werden, wirken sich bei Raumtemperatur positiv auf die Ermüdungseigenschaften aus. Der positive Einfluss der Druckspannungen verschwindet jedoch bei Temperaturen über 650 °C [84, 85].

Das Rissfortschrittsverhalten bei Ermüdung wird von der Mikrostruktur, der Temperatur und der Umgebung beeinflusst. Dies gilt besonders in der Nähe des Schwellwertes der Spannungsschwingbreite ΔK_{th} [87]. Campbell et al. [65] zeigten, dass der Schwellwert mit zunehmendem lamellaren Anteil in der Mikrostruktur steigt. Sie begründen den negativen Einfluss der globularen Mikrostruktur auf den Widerstand gegen Rissausbreitung durch einen weniger gewundenen Risspfad und weniger Ligamentbildung.

Chan et al. [88] erhielten trotz unterschiedlicher Temperaturen zwischen 25 °C und 815 °C sehr ähnliche Ergebnisse bei ihren Untersuchungen der Rissfortschrittsrate der Legierung Ti-47Al-2Nb-2Cr-0,2B (at.%) an Luft. Soboyejo et al. [89] fanden in der Legierung Ti-48Al (at.%) allerdings einen im Vergleich zum Raumtemperaturverhalten verbesserten Widerstand gegen Rissfortschritt bei 700 °C. Venkateswara Rao et al. [90] zeigten an der Legierung G7 (Ti-47,3Al-2,3Nb-1,5Cr-0,4V, at.%), dass bei einer Temperatur von 800 °C eine geringere und bei 650 °C eine höhere Rissfortschrittsrate als bei Raumtemperatur vorliegt.

Campbell et al. [65] beobachteten, dass die gesamte da/dN vs. ΔK -Kurve einer TiAl-Legierung mit Duplexstruktur in einem ΔK -Bereich von weniger als $1 \text{ MPa}\sqrt{m}$ liegen kann. Vollständig lamellare Gefüge zeigen dem gegenüber eine etwas bessere Schadenstoleranz.

Spröde Werkstoffe und duktile Metalle weisen jeweils unterschiedliche Mechanismen zum Ermüdungsrissfortschritt auf. Keramiken und intermetallische Phasen zeigen eine deutlich stärkere Abhängigkeit der Risswachstumsrate da/dN vom maximalen Spannungsintensitätsfaktor K_{max} als Metalle. Während in duktilen

Werkstoffen intrinsische Mechanismen zum Fortschreiten des Risses unter zyklischer Belastung beitragen, dominieren in spröden Werkstoffen dieselben Mechanismen, wie unter statischer Belastung. Der Rissfortschritt in duktilen Metallen erfolgt durch Abstumpfung und Wiederspitzung der Rissspitze während der zyklischen Belastung und wird durch die Spannungsschwingbreite ΔK bestimmt. In spröden Werkstoffen verursacht die zyklische Belastung eine fortschreitende Verschlechterung der Abschirmungsmechanismen, so dass der Werkstoff kontrolliert durch den maximalen Spannungsintensitätsfaktor K_{\max} versagt. Intermetallische Phasen sind in ihrem Verhalten bei Temperaturen unterhalb des BDT zwischen den Keramiken und den Metallen anzusiedeln [91].

Zu den für TiAl-Basislegierungen relevanten extrinsischen Mechanismen in der Ermüdung gehören die geometrische Rissabschirmung durch Rissablenkung und -verzweigung, die Abschirmung durch Plastizität und Rissüberbrückung sowie das Rissabschirmen beispielsweise durch Mikrorisse [65, 87].

In lamellaren Mikrostrukturen sind die extrinsischen Mechanismen ausgeprägter, weswegen diese Gefüge den Duplex- und Near- γ -Gefügen bezüglich des Widerstands gegen die Ausbreitung von Ermüdungsrissen überlegen sind [65]. Allerdings sind der Einfluss der extrinsischen Abschirmung und die resultierende Steigerung der Zähigkeit unter zyklischer Belastung weniger ausgeprägt als unter quasi-statischer Belastung [92].

Die meisten extrinsischen Prozesse wirken hinter der Rissspitze und nehmen mit der Risslänge zu. Für kurze Risse kann bereits unterhalb des Schwellwertes der Spannungsintensitätsschwingbreite für lange Risse Risswachstum festgestellt werden, da hier abschirmende Mechanismen nicht so stark zum Tragen kommen. Das Risswachstum erfolgt außerdem schneller als bei langen Rissen bei der selben Spannungsschwingbreite [87]. Bei kurzen Rissen kann die Duplexstruktur gegenüber den lamellaren Gefügen überlegen sein. Dieses Gefüge zeigt weniger Streuung, besitzt eine höhere Ermüdungsfestigkeit und weist bessere Kurzrisseigenschaften auf [65].

2.2 Impact und Impact-Dynamik

2.2.1 Quasi-statische Betrachtung zweier kugelförmiger Körper in Kontakt

Die quasi-statische Betrachtung der Spannungsverteilung zweier kugelförmiger Körper in Kontakt wurde zuerst von Hertz [93] unter der Voraussetzung einer rein elastischen Belastung und Gültigkeit des Hook'schen Gesetzes beschrieben. Weitere Ausführungen finden sich in den Werken von Tabor [94] und Timoshenko [95].

Wirkt auf die Kugeln keine Kraft, so berühren sich diese nur im Punkt O. Wird eine Kraft F entlang der Normalen durch den Berührungspunkt O angelegt, führt dies zu einer lokalen Verformung um den Punkt O. Dabei kommt es zu einer Abplattung der beiden Kugeln (vgl. Abbildung 2.5a) um den Betrag w_0 und zur Ausbildung einer kreisförmigen Kontaktfläche mit dem Durchmesser d (vgl. Abbildung 2.5b). Für alle in diesem Abschnitt angeführten Gleichungen wurde von einer einheitlichen Querkontraktionszahl ν von 0,3 für beide Körper ausgegangen.

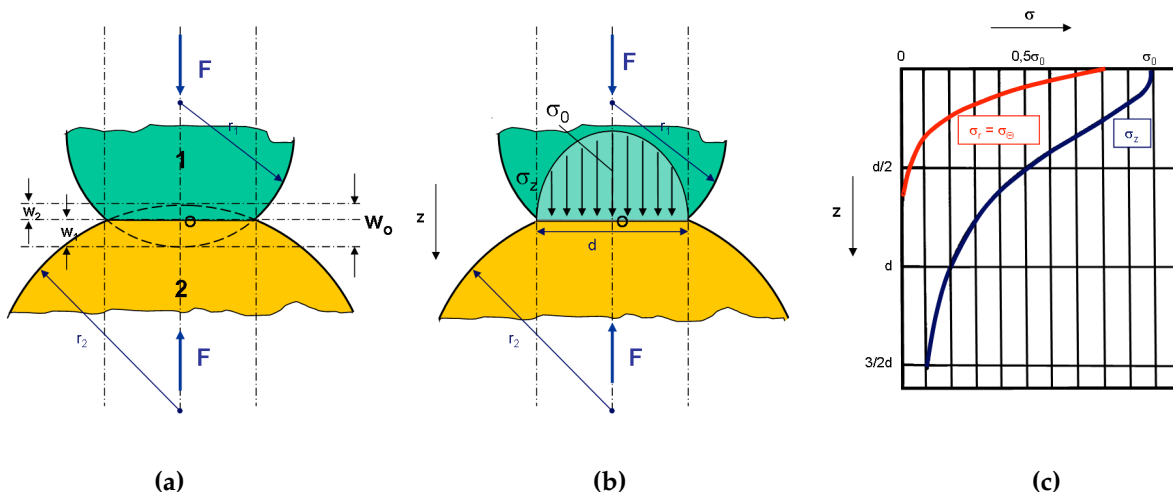


Abbildung 2.5: Zwei kugelförmige Körper in Kontakt und die aus der Kraft F resultierende Abplattung der Kugeln (a), die Druckspannungsverteilung auf der Kontaktfläche (b) und die Druckspannung σ_z , die Radialspannung σ_r und die Tangentialspannungen σ_θ im Zentrum der Kontaktfläche ausgehend vom Punkt O in z-Richtung (c), nach [95].

Die gesamte elastische Verformung der Kugeln w_0 sowie der Durchmesser der Kontaktfläche d lassen sich mit Hilfe der Hertz'schen Formeln berechnen [96]:

$$w_0 = \sqrt[3]{\frac{2,25 \cdot (1 - \nu^2) F^2}{E'^2 r'}} \quad (2.4)$$

$$d = 2 \cdot \sqrt[3]{1,5 \cdot (1 - \nu^2) F \frac{r'}{E'}} \quad (2.5)$$

Hierbei bezeichnen E' und r' Funktionen der E-Moduli beziehungsweise der Radien der Kugeln 1 und 2:

$$E' = \frac{2E_1E_2}{E_1 + E_2} \quad (2.6)$$

$$\frac{1}{r'} = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \quad (2.7)$$

Der Kontakt zwischen Kugel und Ebene wird durch den Fall $r_2 = \infty$ realisiert. Umschließt Kugel 1 eine kleinere Kugel 2, so muss r_2 negativ gewählt werden.

Die Drucknormalspannung σ_z verteilt sich nicht einheitlich auf der Kontaktfläche, wie in Abbildung 2.5b dargestellt ist. Während die Normalspannung am Rand der Kontaktfläche gleich null ist, nimmt sie einen Maximalwert σ_0 im Zentrum der Kontaktfläche an [95, 96].

Abbildung 2.5c zeigt den Verlauf der Spannungen im Zentrum der Kontaktfläche ausgehend vom Punkt O in z-Richtung. Neben der Normalspannung treten außerdem radiale und tangentielle Spannungen gleichen Betrags auf [95].

Die maximale Schubspannung tritt unterhalb des Zentrums der Kontaktfläche bei $z \approx 0,25d$ auf (Abb. 2.6) und beträgt bei einer Querkontraktionszahl von 0,3 etwa $0,31\sigma_0$ [95] beziehungsweise $0,47\sigma_M$, wobei σ_M die mittlere Druckspannung auf die Kontaktfläche bezeichnet und $2/3 \sigma_0$ beträgt [94].

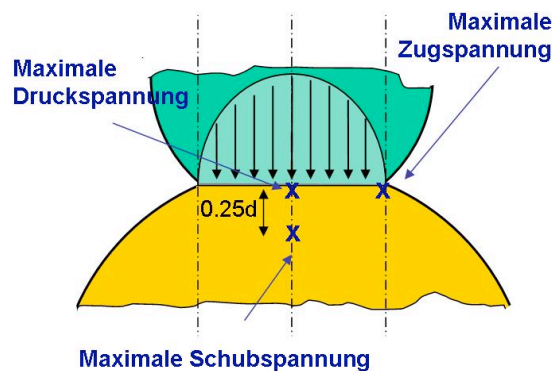


Abbildung 2.6: Orte maximaler Druck-, Schub-, und Zugspannung im Querschnitt eines elastischen Körpers (gelb) unter Oberflächenbelastung durch einen kugelförmigen Indenter (grün), nach [95, 97].

Im Fall spröder Werkstoffe erfolgt das Versagen aufgrund der maximalen Zugspannung, welche am Rand der Kontaktfläche liegt und in radialer Richtung wirkt.

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Werkstoffe mit geringer Scherfestigkeit versagen dagegen unterhalb der Oberfläche aufgrund der maximalen Schubbelastung [95, 97].

Tabor [94] beschreibt auch die plastische Verformung während einer Indentierung eines flachen Targets mit einem kugelförmigen Indenter. Plastisches Fließen beginnt im Gebiet maximaler Schubspannung, wenn die mittlere aufgebrachte Druckspannung σ_M etwa das 1,1fache der Fließspannung σ_y des Targetwerkstoffs annimmt. Der übrige Bereich verformt sich rein elastisch. Erhöht man die mittlere Druckspannung σ_M , so nimmt auch die plastische Verformung zu, bis sich der gesamte Werkstoff um die Indentierung plastisch verformt. Dieser Punkt voller Plastizität ist nach einfachster Definition dann erreicht, wenn der mittlere Druck, der zum Fließen des Werkstoffs nötig ist, nur noch geringfügig mit der Größe der Indentierung variiert. Der mittlere Druck σ_M beträgt an diesem Punkt etwa das 2,6- bis das 2,9fache der Fließspannung des Werkstoffs.

Findet während der Indentierung Verformungsverfestigung statt, so ist die Elastizitätsgrenze bei einer Indentierung mit einem sphärischen Indenter nicht an jedem Punkt um den Indenter konstant, da die Deformation von Punkt zu Punkt variiert. Bei voller Plastizität kann man jedoch von einem einheitlichen, repräsentativen Wert σ_{rep} für die Elastizitätsgrenze ausgehen, der mit der mittleren Fließdruckspannung σ_M , im Folgenden kurz Fließdruck genannt, wie folgt zusammenhängt [94]:

$$\sigma_M \approx 3 \cdot \sigma_{rep} \quad (2.8)$$

2.2.2 Dynamische Betrachtung eines Impacts

Ein Impact mit hoher Geschwindigkeit des Projektils unterscheidet sich von der quasi-statischen Betrachtung durch zwei wesentliche Merkmale [98]. Dabei handelt es sich zum einen um Trägheitseffekte, die in den grundlegenden mechanischen und physikalischen Gleichungen zu berücksichtigen sind, sowie um die Rolle von Spannungswellen in Festkörpern. Liegt die Dauer der äußeren Belastung in der Größenordnung der charakteristischen Zeit für die Übertragung der Belastung durch den Körper, so können die dynamischen Effekte nicht vernachlässigt werden [99, 100]. Eine detaillierte Beschreibung der Grundlagen der Impact-Dynamik ist in den Werken von Zukas et al. [97, 98] nachzulesen.

Im Folgenden werden das Verhalten von Spannungswellen in Festkörpern sowie die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Dehnrates näher ausgeführt.

2.2.2.1 Spannungswellen in Festkörpern

Eine schnelle Belastung wird nicht sofort zu allen Teilen eines Festkörpers weiter geleitet. Einen kurzen Augenblick nachdem die Spannung angelegt wurde, bleiben die entfernteren Bereiche des Festkörpers unbeeinflusst. Sowohl die Verformung als auch die Spannung breiten sich in Form einer Welle im Festkörper aus [100, 101].

2.2.2.1.1 Elastische Spannungswellen

Die Elastizitätstheorie für isotrope Festkörper zeigt die Fortbewegung zweier Typen von Wellen an: longitudinale und transversale Wellen. Bei longitudinalen Wellen ist die Teilchenbewegung, die durch die Belastung verursacht wird, senkrecht zur Wellenfront beziehungsweise parallel zur Ausbreitungsrichtung der Welle. Transversale Wellen (Scherwellen) zeigen dagegen eine Teilchenbewegung in einer Ebene senkrecht zur Ausbreitungsrichtung der Wellenfront [97, 100]. Unter bestimmten Belastungsbedingungen können außerdem Torsions- und BiegeWellen entstehen [97, 99]. Neben longitudinalen Wellen und transversalen Wellen, die sich in einem Festkörper fortpflanzen, können an freien Oberflächen oder Grenzflächen zwischen zwei Medien Oberflächenwellen auftreten [97, 100], auf die in diesem Zusammenhang nur hingewiesen werden soll.

Werden Werkstoffe einer dynamischen, elastischen Belastung ausgesetzt, so wird ein Teil der elastischen Energie in Wärme umgewandelt. Die Mechanismen, die zu diesem Effekt führen, werden als innere Reibung bezeichnet. Bei Metallen spielen vor allem thermische Verluste eine große Rolle. Diese können zum Beispiel auf Volumenänderungen bei der Verformung und auf Wärmeleitung zurückgeführt werden. Mikroplastizität, also geringe Versetzungsbewegungen während der elastischen Verformung, und die Neuordnung von gelösten Fremdatomen im Gitter aufgrund der Belastung gehören ebenfalls zu den Mechanismen der inneren Reibung [100]. Idealisierte Modelle zur Wellenbeschreibung vernachlässigen jedoch die Verluste durch innere Reibung.

Bei Impact-Versuchen an Balken wird von einem einachsigen Spannungszustand ausgegangen, wenn Bereiche betrachtet werden, die weit genug von den Balkenenden und damit der Aufbringung der Last entfernt liegen. Bei Experimenten mit Plattengeometrien wird dagegen ein einachsiger Dehnungszustand erzeugt. Plattengeometrien werden bevorzugt zur Untersuchung von höheren Spannungsamplituden und Dehnraten herangezogen und dienen zur Untersuchung von Schockwellen [97].

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Für schlanke, lange Balken mit rundem Querschnitt (Länge mindestens um das Zehnfache größer als der Durchmesser), deren Durchmesser klein im Vergleich zur Wellenlänge ist, kann die laterale Ausdehnung bzw. Kontraktion während der Belastung vernachlässigt werden [97, 100]. Unter dieser Annahme lässt sich die eindimensionale Bewegungsgleichung für longitudinale Wellen wie folgt formulieren, woraus sich die Geschwindigkeit c_L der Welle einfach bestimmen lässt:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c_L^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2}; \quad \text{mit: } c_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (2.9)$$

Hierbei bezeichnet u die Verschiebung, t die Zeit, x die räumliche Koordinate und c_L die Geschwindigkeit der Welle. Die Berechnung der Geschwindigkeit longitudinaler Wellen c_L und transversaler Wellen c_T in isotropen Festkörpern ist in nachfolgender Tabelle zusammengefasst. Dabei bezeichnen E den Elastizitätsmodul, G den Schubmodul, χ die Kompressibilität und ν die Querkontraktionszahl.

Tabelle 2.1: Berechnung der Wellengeschwindigkeiten [97, 100].

	Unendlicher Festkörper	Begrenzter Festkörper (langer Balken)
longitudinal	$c_L = \left(\frac{E \cdot (1-\nu)}{(1-2\nu) \cdot (1+\nu) \cdot \rho} \right)^{\frac{1}{2}} = \left(\frac{1 + \frac{4}{3}G}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}}$	$c_L = \left(\frac{E}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}}$
transversal	$c_T = \left(\frac{G}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}}$	$c_T = \left(\frac{G}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}}$

Die longitudinale Spannung σ an jedem Punkt in einem Medium mit Dichte ρ lässt sich mit Hilfe der durch den Impuls hervorgerufenen Teilchengeschwindigkeit v_L und der Wellengeschwindigkeit c_L ausdrücken [97, 98, 100, 102]:

$$\sigma = \rho \cdot c_L \cdot v_L \quad (2.10)$$

Analog dazu lässt sich die durch einen transversalen Impuls erzeugte Schubspannung τ aus der transversalen Wellengeschwindigkeit c_T und der Teilchengeschwindigkeit v_T berechnen [97, 102].

Trifft eine longitudinale oder eine transversale Spannungswelle auf eine Grenzfläche zwischen zwei Medien unterschiedlicher Eigenschaften, so tritt sowohl Brechung als auch Reflexion dieser Welle an der Grenzfläche auf. Im allgemeinen Fall werden vier

Wellen generiert. Eine Welle jeder Art wird reflektiert und eine Welle jeder Art gebrochen. Für den Fall, dass das zweite Medium keine mechanischen Wellen übertragen kann, wie z.B. Vakuum, wird die Welle vollständig reflektiert. Eine ausführliche Beschreibung der allgemeinen Fälle von Reflexion und Brechung elastischer Spannungswellen wird in [100] gegeben.

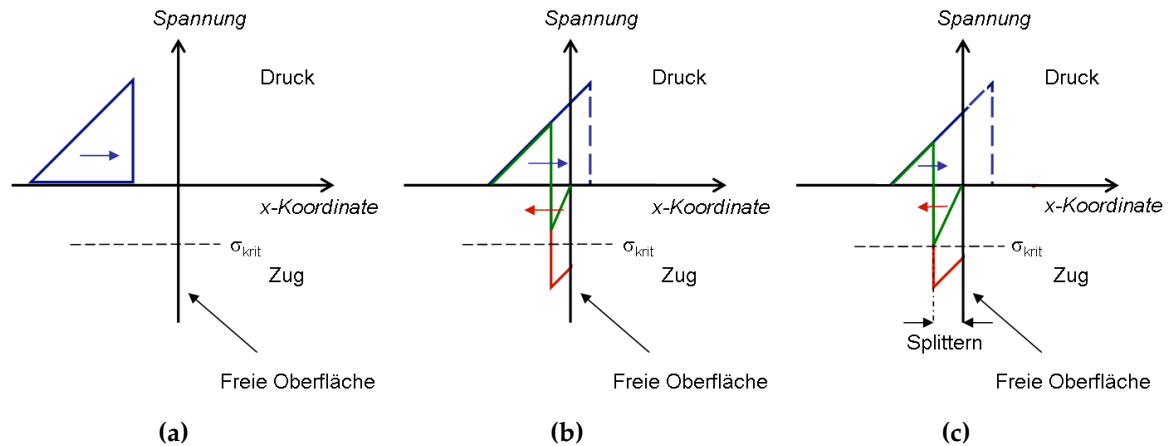


Abbildung 2.7: Reflexion einer Spannungswelle an einer freien Oberfläche eines Festkörpers, nach [101].

In diesem Zusammenhang soll nur der einfache Fall betrachtet werden, der beim senkrechten Auftreffen einer longitudinalen Welle auf eine freie Oberfläche eines langen Balkens im Vakuum vorliegt. Unter diesen Umständen tritt keine Brechung auf und es wird keine Transversalwelle reflektiert. Da an einer freien Oberfläche die Spannung senkrecht zur Oberfläche gleich null ist, muss die Welle mit gleicher Amplitude, aber umgekehrten Vorzeichen reflektiert werden [97, 100]. So wird eine auftreffende Druckwelle (blaue Linie) als Zugspannungswelle (rote Linie) reflektiert (vgl. Abbildung 2.7). Die reflektierte Welle pflanzt sich weiter in den Werkstoff fort und interferiert mit der einfallenden Druckwelle. Erst in einer bestimmten Entfernung zur freien Oberfläche nimmt die resultierende Zugspannung (grüne Linie) einen nennenswerten Wert an. Erreicht die Amplitude dieser Zugspannungswelle dann die Bruchspannung, kommt es zur Rissbildung im Körper [100, 101].

2.2.2.1.2 Elasto-plastische Spannungswellen

Eine Theorie zur eindimensionalen Beschreibung der Fortbewegung von plastischen Wellen wurde unter anderen von Karman [103] entwickelt. Sie beruht auf der Annahme, dass die Spannung eine definierte Funktion der gesamten Dehnung ist, der Werkstoff dehnratenunabhängig ist und dreidimensionale Effekte vernachlässigt werden können [100]. Für eine Welle, die sich durch einen dünnen Draht bewegt, so dass ein eindimensionaler Spannungszustand vorliegt, gilt:

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (2.11)$$

Die Geschwindigkeit einer Welle mit begrenzter Amplitude errechnet sich dann für den eindimensionalen Fall:

$$c_{pl} = \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.12)$$

Die Steigung der Spannungs-Dehnungskurve ist bis zum Erreichen des plastischen Fließens konstant mit:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E \quad (2.13)$$

Für Spannungen über der Fließgrenze sinkt die Steigung der Spannungs-Dehnungskurve im Fall einer einachsigen Spannung mit zunehmender Dehnung. Das bedeutet, dass die Geschwindigkeit einer plastischen Spannungswelle mit zunehmender Dehnung sinkt und sich damit der hintere Teil einer Spannungswelle langsamer fortbewegt als der vordere Teil [97, 100].

Wird die dynamische Belastung plötzlich weggenommen, fällt die Spannung am Ort der Belastung schlagartig auf 0, was eine Entlastungswelle erzeugt. Diese Entlastungswelle interferiert mit den bereits erzeugten Spannungswellen, was wieder am einfachen Beispiel eines Drahtes unter Zug erklärt werden soll, in dem sich die Wellen in Längsrichtung fortbewegen:

Die Geschwindigkeit der Entlastungswelle hängt vom Gradienten der Spannungs-Dehnungskurve bei Entlastung ab und entspricht der einer elastischen Welle. Damit bewegt sich die Front der Entlastungswelle schneller als die plastische Wellenfront. Zwischen dem entlasteten Ende des Drahtes und der Front der Entlastungswelle (Druckwelle) ist die Spannung null und die Dehnung wird um den elastischen Anteil reduziert. Trifft die Entlastungsfront auf die Front der plastischen Zugwelle, so pflanzt sich eine plastische Welle mit reduzierter Amplitude weiter in Längsrichtung des Drahtes fort, während eine elastische Welle sich zurück zum Ende des Drahtes bewegt. Diese Vorgänge entsprechen einer inneren Reflexion am Punkt des Aufeinandertreffens der Wellenfronten. Unter diesen Voraussetzungen sind beide generierte Wellen Zugwellen. Trifft die reflektierte elastische Welle auf das Ende des Drahtes, so wird sie dort wieder als Druckwelle reflektiert und der Zyklus kann sich wiederholen. Dadurch zeigt die bleibende Dehnung einen stufenartigen Charakter,

wobei jede Stufe einen Punkt anzeigt, bei dem die Front der entlastenden Druckwelle und die Front der plastischen Zugwelle aufeinander treffen [100].

Berücksichtigt man jedoch ein konkaves Verhalten der Spannungs-Dehnungsbeziehung, wie es bei der einachsigen Dehnung charakteristisch ist, so nimmt die Steigung der Spannungs-Dehnungskurve mit zunehmender Dehnung ebenfalls zu. Dadurch steigt die Geschwindigkeit einer plastischen Welle mit zunehmender Dehnung. Die sich schneller bewegenden Spannungskomponenten überholen die langsameren; die kontinuierliche, plastische Wellenfront bricht zusammen; es entsteht eine steile Schockfront [97, 100].

Außerdem können sich Schockwellen bilden, wenn sich Longitudinalwellen mit hoher Amplitude durch einen Festkörper bewegen. Da der Kehrwert der Kompressibilität χ , der Kompressionsmodul, bei hohen Spannungen steigt, bewegen sich Wellen mit großer Amplitude schneller als Wellen mit kleiner Amplitude. Bei so hohen Spannungen ist die Fließspannung für Scherung längst erreicht, so dass der Schubmodul G keine Rolle mehr spielt und die Geschwindigkeit der Schockwelle nur noch von der Kompressibilität χ und der Dichte ρ abhängt, die sich allerdings beide unter sehr hohen Spannungen verändern können [100, 102]. Der Festkörper verhält sich unter Einwirkung einer Schockwelle entsprechend einer kompressiblen Flüssigkeit, die durch eine Zustandsgleichung in Abhängigkeit des Drucks, der Dichte und der inneren Energie beschrieben werden kann [97, 100].

2.2.2.2 Dehnratenabhängige Effekte

Aufgrund der hohen Geschwindigkeiten bei einem Impact werden auch entsprechend hohe Dehnraten erzeugt. Da die mechanischen Eigenschaften der Titanaluminide dehnratenabhängig sind, ist der Einfluss der Dehnraten auf die mechanischen Eigenschaften zu berücksichtigen.

Vergleiche einer quasi-statischen Indentierung mit Hochgeschwindigkeitsbeschussversuchen an TiAl-Legierungen lassen vermuten, dass die Duktilität bei hohen Dehnraten sinkt und es daher bereits bei niedrigeren Verformungen als im quasi-statischen Versuch zur Entstehung von Rissen kommt [104].

Der Zusammenhang zwischen der Dehnraten $\dot{\epsilon}$ und der Fließspannung σ_y lässt sich bei konstanter Dehnung und Temperatur allgemein wie folgt darstellen [101]:

$$\sigma_y = C(\dot{\epsilon})^{m_D} \quad (2.14)$$

Hierbei bezeichnen C eine Konstante und m_D die so genannte Dehnratenempfindlichkeit. Der Wert der Dehnratenempfindlichkeit kann demnach

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

experimentell aus der Änderung der Fließspannung aufgrund einer Änderung in der Dehnrate bestimmt werden:

$$m_D = \frac{\partial \log \sigma_y}{\partial \log \dot{\epsilon}} \approx \frac{\log \sigma_{y2} - \log \sigma_{y1}}{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1} \quad (2.15)$$

Die Dehnratenempfindlichkeit von Metallen ist bei Raumtemperatur mit Werten $< 0,1$ sehr gering, doch nimmt m_D mit der Temperatur zu. Dies gilt besonders für den Temperaturbereich $T > 0,5 T_m$. Während die Dehnratenempfindlichkeit der meisten Metalle bei Raumtemperatur vergleichsweise gering ist, sind hohe Werte dagegen charakteristisch für superplastische Werkstoffe. Ein extremer Fall ist heißes Glas, das eine Dehnratenempfindlichkeit m_D von 1 aufweist [101].

Maloy et al. [105] fanden für die TiAl-Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) mit Duplexstruktur eine Dehnratenempfindlichkeit von 0,02 bei einer Temperatur von 25 °C. Für die Legierung Ti-48Al-1V (at.%) wurde eine geringfügig abweichende Dehnratenempfindlichkeit von 0,029 bei Raumtemperatur bestimmt [106].

Basierend auf Ergebnissen aus Hopkinson-Bar-Versuchen stellten Steif et al. [104] für die Legierungen Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) einen Zusammenhang zwischen der Fließspannung σ_y , der Temperatur T , der plastischen Dehnung ϵ_{pl} und der Dehnrate $\dot{\epsilon}$ auf:

$$\sigma_y = 270 + 660 \exp[-0,00350T + 0,0001750T \ln \dot{\epsilon}] + 3000 \epsilon_{pl}^{0,96} \quad (2.16)$$

McKenna et al. [107] fanden für die Legierung WMS (Ti-47,3Al-2,2Nb-0,5Mn-0,4W-0,4Mo-0,23Si, at.%) einen anderen Zusammenhang zwischen der Fließspannung und dem Verfestigungs- und Dehnratenverhalten als für die Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%), was sie auch auf die verschiedenen Mikrostrukturen zurückführten.

Dehnraten bei Impact-Versuchen reichen von 10^0 s^{-1} bis 10^8 s^{-1} [97]. Quasi-statische Versuche weisen dagegen eine Dehnrate im Bereich zwischen 10^{-4} s^{-1} bis 10^{-2} s^{-1} auf [101]. Eine Korrelation der Dehnrate mit der Impact-Geschwindigkeit ist schwierig, da die Verformungsvorgänge während eines Impacts von weitaus mehr Parametern wie z.B. der Geometrie der aufeinandertreffenden Körper, dem Verhalten der Spannungswellen im Festkörper, der Verformungsverfestigung, den Reibungseffekten und Versagenskriterien abhängen. Bei Dehnraten bis 10^2 s^{-1} verhält sich der Werkstoff noch primär plastisch; hydrodynamische Effekte treten erst bei weitaus höheren Dehnraten auf [97]. Ab einer Dehnrate von 10^0 s^{-1} ist die Verformung überwiegend adiabatisch, da der inneren Wärme, die während der plastischen Verformung entsteht, keine Zeit zur Dissipation bleibt [101].

2.2.2.3 Impact-induziertes Spannungsfeld

Das durch einen Impact erzeugte, bleibende Spannungsfeld im Einschlagbereich beeinflusst die mechanischen Eigenschaften. Deswegen beschäftigen sich mehrere Arbeiten [108, 109] mit der näheren Beurteilung und Abschätzung der Spannungsverteilung.

Boyce et al. [108] konnten mit Hilfe dynamischer Simulationen einer Titanlegierung zeigen, dass im stationären Zustand nach einem Impact zwei Zonen mit positiven tangentialen Spannungen vorhanden sind (siehe rot gekennzeichnete Bereiche in Abbildung 2.8). Eine kleine Region befindet sich an der Oberfläche knapp außerhalb des Indentrands und ein breiteres Gebiet in einem Abstand von etwa dem halben Indentdurchmesser, in dem die größten Spannungen unterhalb der Oberfläche liegen. Beide Regionen können aufgrund der dort herrschenden Zugspannungen Rissinitiiierung während einer Dauerschwingbelastung auslösen [109, 110]. Die höchsten Druckspannungen liegen dagegen in einer größeren Region unterhalb des Eindrucks. Das von Boyce et al. [108] entwickelte dynamische Modell zeigt im Vergleich zu experimentellen Messungen eine gute Übereinstimmung bei geringeren Geschwindigkeiten und geringfügige Abweichungen bei höheren. Diese sind wahrscheinlich auf die Bildung von Mikrorissen und Scherbändern zurückzuführen.

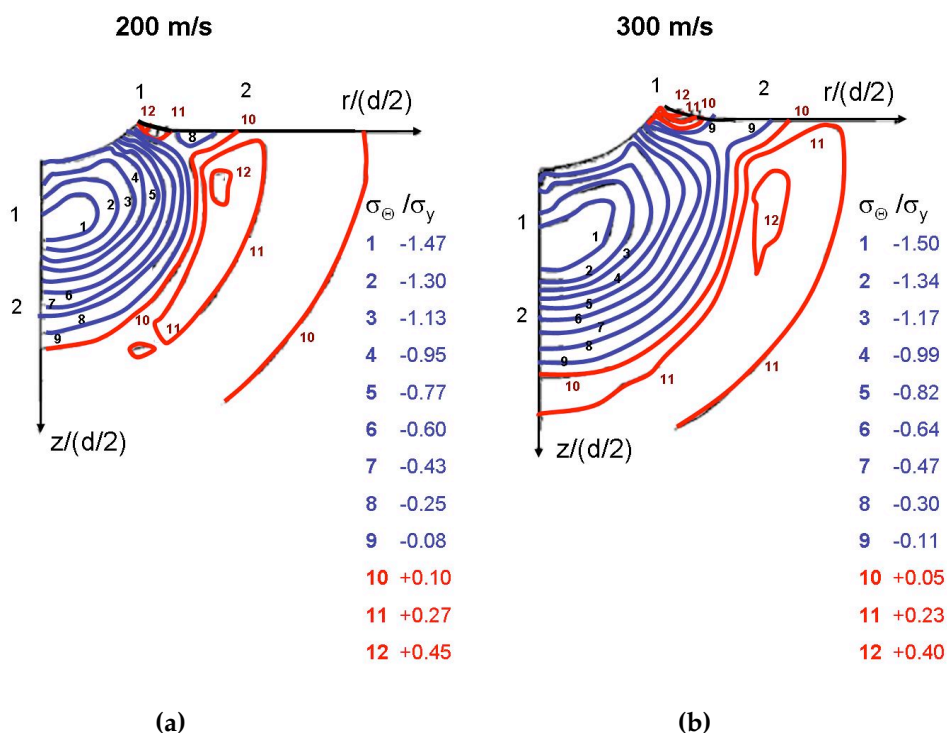


Abbildung 2.8: Konturen der tangentialen Spannungen σ_{θ} in der Indentumgebung normiert auf die Fließspannung der Legierung Ti-6Al-4V (wt.%) und berechnet mit dynamischer Finite Elemente Analyse für einen Impact mit 200 m/s bzw. 2,7 J (a) und 300m/s bzw. 6,1 J (b) und einem Projektildurchmesser von 3,2 mm. Die Konturen sind in der rotationsymmetrischen Ebene dargestellt und auf den halben Durchmesser der Indentöffnung $d/2$ normiert, nach [108].

2.2.3 Energetische Betrachtung eines Impacts

Man betrachte einen Stoß im freien Raum zwischen einer ruhenden, elasto-plastischen Masse m_1 und einer zweiten elasto-plastischen Masse m_2 , die sich mit einer Geschwindigkeit v_I auf der Verbindungslinie der beiden Massenschwerpunkte bewegt. Nach vollständiger plastischer Verformung und vor der elastischen Entspannung haben beide Massen dieselbe resultierende Geschwindigkeit v_{Res} , die sich entsprechend der Impulserhaltung berechnen lässt:

$$v_{Res} = \frac{m_2 v_I}{m_2 + m_1} \quad (2.17)$$

Zieht man nun die resultierende kinetische Energie von der anfänglichen kinetischen Energie der sich bewegenden Masse ab, so erhält man die gesamte Verformungsenergie W_f , die von den Massen absorbiert wird und sich aus dem elastischen sowie dem plastischen Verformungsanteilen zusammensetzt:

$$W_f = \frac{m_2 v_I^2}{2} \cdot \frac{m_1}{m_1 + m_2} \quad (2.18)$$

Ist die Masse m_1 deutlich größer als die Masse m_2 ($m_1 \gg m_2$), so ist der Quotient $m_1/(m_1 + m_2) \approx 1$ und nahezu die gesamte kinetische Energie der bewegten Masse wird in Verformungsenergie umgewandelt. Ist die Masse m_1 jedoch nicht frei im Raum, sondern sind Randbedingungen gegeben, d.h. ist die Masse m_1 beispielsweise der Teil einer eingespannten Platte, der im Weg der sich bewegenden Masse m_2 liegt, so würden diese Randbedingungen sowohl den erzeugten Druck als auch die gesamte Verformungsenergie erhöhen, da ein Teil der Energie auch durch die Randbedingungen verzehrt wird [98]. Elastische Vibrationen einer Platte nach einem Impact führen beispielsweise zu einer Energiedissipation an der Einspannung [111]. Bei Impacts mit geringer Geschwindigkeit spielen die Dimensionen des Targets eine größere Rolle als bei Impacts mit hoher Geschwindigkeit. Eine Platte würde sich bei geringen Impact-Geschwindigkeiten beispielsweise statisch biegen und ein Teil der Energie würde durch diese Deformation absorbiert werden. Bei hohen Geschwindigkeiten ist die Kontaktzeit im Vergleich zur natürlichen Periode der Biegewellen nicht sehr lang, weswegen deutlich geringere Biegeverformungen und lokale, intensive Verformungen in der Kontaktregion auftreten [104].

Unter der Annahme eines in erster Näherung konstanten mittleren dynamischen Fließdrucks $\sigma_{M, \text{dynamisch}}$ beschreibt Tabor [94] bei seinen theoretischen Überlegungen zur dynamischen Härteprüfung einen Zusammenhang zwischen dem bleibenden

Volumen V_E des Impact-Eindrucks, des mittleren dynamischen Fließdrucks $\sigma_{M, \text{dynamisch}}$ und der Differenz aus der anfänglichen Impact-Energie W_I und der Rückprallenergie W_R , der plastischen Arbeit W_{pl} :

$$W_I - W_R = W_{pl} = \sigma_{M, \text{dynamisch}} \cdot V_E \quad (2.19)$$

Dies setzt neben der Vernachlässigung der Energieverluste durch die Randbedingungen [98] außerdem voraus, dass die Energie, welche durch die elastische Welle im Projektil und im Target absorbiert wird, gering und auch die Temperaturerhöhung im Impact-Bereich klein ist und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften vernachlässigbar sind [94]. Auch wird eine mögliche plastische Deformation des Projektils nicht berücksichtigt.

Es kann jedoch erwartet werden, dass der dynamische Fließdruck $\sigma_{M, \text{dynamisch}}$ nicht konstant ist, da sowohl dynamische Effekte wie auch die Verformungsverfestigung eine Rolle spielen. Für die dynamische Härteprüfung sagte Tabor [94] einen maximal 10 % höheren Wert für den dynamischen Fließdruck aufgrund dieser Effekte voraus, als man ihn durch Auflösen von Gleichung 2.19 erhalten würde. Laut Sundararajan et al. [112] beträgt der mittlere dynamische Fließdruck bei der Indentierung mittels Impact etwa das 3fache der dynamischen Fließspannung des Werkstoffs.

Aufgrund der elastischen Rückfederung kann der erzeugte Krümmungsradius r_E des Eindrucks vom Radius r_p des Projektils abweichen (vgl. Abbildung 2.9a).

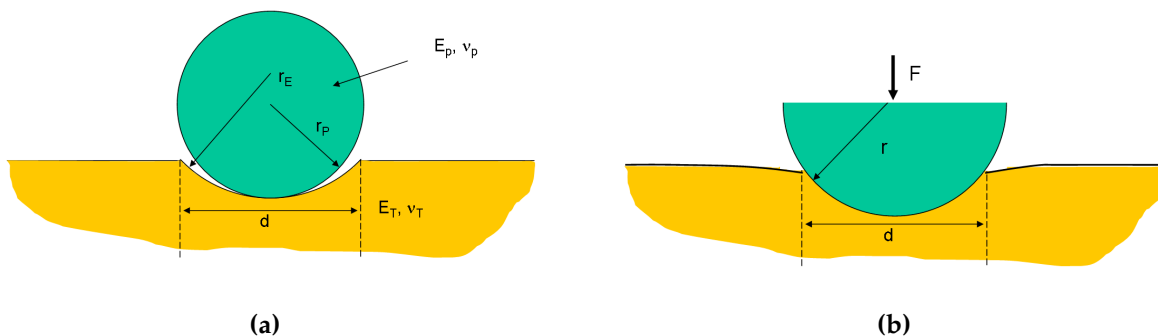


Abbildung 2.9: Veranschaulichung der elastischen Rückfederung (a) nach Wegnahme der Belastung durch einen sphärischen Indenter und (b) während der erneuten Belastung mit der Kraft F .

Unter der Annahme, dass während der dynamischen Indentierung dieselben Mechanismen ablaufen wie unter statischen Bedingungen und die E-Moduli des indentierenden Projektils und des Targets unter dynamischen Bedingungen dieselben sind wie unter statischen Bedingungen, lässt sich der Krümmungsradius r_E des Eindrucks nach Tabor [94] folgenderweise bestimmen.

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Erfolgt eine erneute Belastung mit dem sphärischen Indenter und einer Kraft F , verformen sich beide Oberflächen elastisch. Werden die Grenzen des Eindrucks (gestrichelte Linien in Abbildung 2.9b) schließlich berührt, nehmen beide Oberflächen den gemeinsamen Radius r an (vgl. Abbildung 2.9b), wobei $r_E > r > r_P$ gilt.

Wird angenommen, dass sich der Durchmesser d während dieser Verformung kaum ändert, so lässt sich zwischen d , r_E und r_P folgende Beziehung herstellen:

$$d = \left[\frac{6Fr_P r_E}{r_E - r_P} \left(\frac{1 - \nu_P^2}{E_P} + \frac{1 - \nu_T^2}{E_T} \right) \right]^{\frac{1}{3}} \quad (2.20)$$

Hierbei bezeichnen ν_P und ν_T die Querkontraktionszahlen des Projektils bzw. des Targets und E_P und E_T die entsprechenden E-Moduli.

Die elastische Energie W_{el} , die in beiden Oberflächen gespeichert ist, kann nach Tabor [94] mit Hilfe der äußeren Arbeit, die beim Hineindrücken des Indenters in den Eindruck verrichtet wird, abgeschätzt werden und errechnet sich wie folgt:

$$W_{el} = \frac{3F^2}{5d} \left(\frac{1 - \nu_P^2}{E_P} + \frac{1 - \nu_T^2}{E_T} \right) \quad (2.21)$$

Wird die elastische Energie der verformten Oberflächen wieder frei und wird das Projektil von der Oberfläche weggestoßen, so ist dies die Umkehrung des eben beschriebenen Vorgangs, so dass die Rückprallenergie des Projektils gleich der elastisch gespeicherten Energie der Oberflächen ist.

$$W_{el} = W_R = \frac{1}{2} m \cdot v_R^2 \quad (2.22)$$

Unter diesen Voraussetzungen lässt sich der Krümmungsradius r_E nach einem Impact durch Umformung der Gleichung 2.20 und Einsetzen des aus Gleichung 2.21 bestimmten Werts für F wie folgt berechnen:

$$\frac{1}{r_E} = \frac{1}{r_P} - \frac{3F}{4 \left(\frac{d}{2} \right)^3} \cdot \left(\frac{1 - \nu_P^2}{E_P} + \frac{1 - \nu_T^2}{E_T} \right) \quad (2.23)$$

Die Gültigkeit dieser Analyse für den dynamischen Fall hängt auch hier von der Energie ab, die von den elastischen Wellen im Target und im Projektil absorbiert

wird, sowie von dem Temperaturanstieg während eines Impacts und dessen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften [94].

Bei statischen Versuchen mit einem sphärischen Indenter konnte Tabor [94] eine gute Übereinstimmung zwischen den berechneten und experimentell bestimmten Werten erkennen, sofern keine zu großen Eindrücke nach der Indentation vorlagen, bei denen die Hertz'schen Formeln nicht mehr anwendbar sind.

2.2.4 Impact im Triebwerk

TiAl-Legierungen bieten sich aufgrund ihrer Eigenschaften je nach Legierung für eine Anwendung bis maximal 750 °C im Hochdruckverdichter oder der Niederdruckturbine an [14]. In Flugtriebwerken sind Beschädigungen an den Lauf- und Leitschaufeln des Verdichters und der Turbine durch Impact häufige Auslöser für vorzeitiges Bauteilversagen. Der sogenannte Foreign Object Damage (FOD) wird am Fan und im Kompressor beobachtet. Die schädigenden Partikel dringen dabei von außen in das Triebwerk ein. Domestic Object Damage (DOD) tritt dagegen vor allem hinter der Brennkammer in der Turbine auf und wird beispielsweise von sich aus Dichtungen oder Beschichtungen lösenden Teilchen verursacht [10]. Im Folgenden werden die Bedingungen im Triebwerk näher dargestellt.

Im Kompressor ergibt die Kombination aus Lauf- und Leitrad eine Verdichterstufe. In der Turbine besteht eine Stufe aus der Kombination von Leit- und Laufrad. Die Umfangsgeschwindigkeit u_i , die Absolutgeschwindigkeit c_i und die Relativgeschwindigkeit v_i für den Gitterein- und -austritt ($i=0, 1, 2, \dots$ Kennzeichnung der Ein- und Austrittsebene) können in Geschwindigkeitsdreiecken dargestellt werden. Abbildung 2.10 zeigt den Aufbau einer Verdichterstufe (Abbildung 2.10a) und einer Turbinenstufe (Abbildung 2.10b) mit den entsprechenden Geschwindigkeitsdreiecken des Mittelschnitts durch das Schaufelgitter. Längs der Schaufelhöhe in radialer Richtung ändern sich die Geschwindigkeitsdreiecke.

Bei der Betrachtung der Gasströmung kann zwischen dem Relativsystem, welches sich auf das rotierende Leitrad bezieht, und dem ruhenden Absolutsystem unterschieden werden.

Bei einer vornehmlich axial durchströmten Verdichterstufe strömt das Gas dem Laufrad, das sich mit der Umfangsgeschwindigkeit u_1 dreht, mit der Absolutgeschwindigkeit c_1 zu (Strömungsebene 1 in Abbildung 2.10a). Im Fall einer Kopfstufe ist der Vektor der Absolutgeschwindigkeit c_1 überwiegend koaxial, bei einer mittleren Stufe kann die Absolutgeschwindigkeit c_1 auch eine Umfangskomponente $c_{u,1}$ aufweisen. Die Axialkomponente $c_{ax,1}$ ist ebenfalls in Abbildung 2.10a eingezeichnet. Nach dem Passieren der Ebene 1 strömt das Gas in das Laufrad

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

(Relativsystem). Beim Laufradaustritt (Strömungsebene 2) hat sich die Relativgeschwindigkeit v_1 auf den Wert v_2 reduziert. Diese wird meist zur Rotorachse abgelenkt. Bezogen auf das Absolutsystem zeigt die Strömung nun eine Geschwindigkeit c_2 , mit der das Gas in das Leitrad einströmt. Zwischen den Strömungsebenen 2 und 3 bleibt die Gesamtenthalpie konstant. Die Absolutgeschwindigkeit c_3 am Gitteraustritt (Strömungsebene 3) ist geringer als am Gittereintritt (Strömungsebene 2) [113].

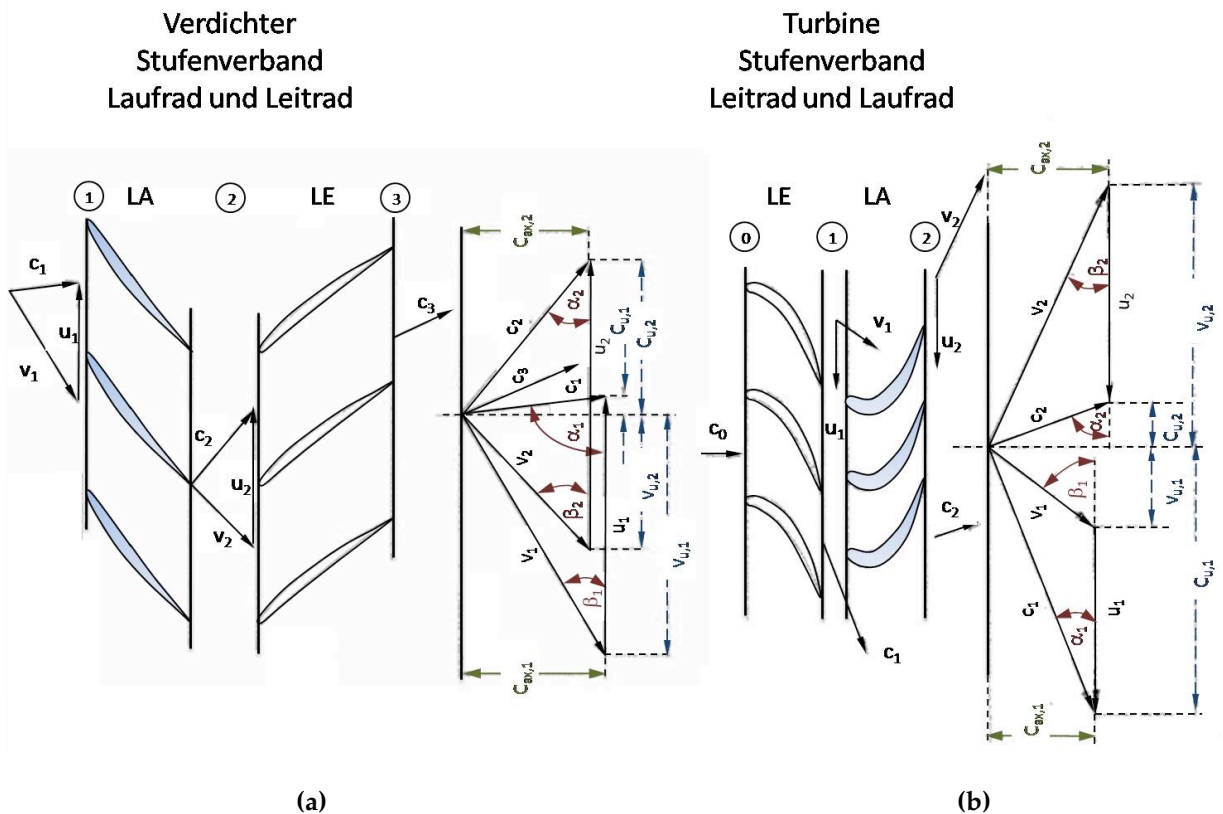


Abbildung 2.10: Schematische Skizze einer Verdichterstufe (a) und einer Turbinenstufe (b) mit den zugehörigen Geschwindigkeitsdreiecken und Strömungswinkeln, nach [113].

In der Turbine strömt das Gas mit der Geschwindigkeit c_0 dem Leitrad zu (Strömungsebene 0 in Abbildung 2.10b). Das Gas wird in den Kanälen zwischen den Schaufeln um den Winkel α_1 umgelenkt, beschleunigt und verlässt das Gitter (Strömungsebene 1) mit der Geschwindigkeit c_1 . Die Geschwindigkeit c_1 weist dabei die Umfangskomponente $c_{u,1}$ und die Axialkomponente $c_{ax,1}$ auf. Nach dem Passieren des Leitrads strömt das Gas in das Laufrad, welches sich mit der Umfangsgeschwindigkeit u_1 dreht. Im Relativsystem, das mit dem Laufradgitter verbunden ist, strömt das Gas mit der Relativgeschwindigkeit v_1 zu. Nach dem Laufrad (Strömungsebene 2) verlässt die Strömung das Relativsystem. Bezogen auf ein ruhendes System hat die Strömung nun eine Absolutgeschwindigkeit c_2 , welche sich aus der Vektorsumme der Relativgeschwindigkeit v_2 und der

Umfangsgeschwindigkeit u_2 zusammensetzt und ebenfalls eine Umfangs- und eine Axialkomponente aufweist [113].

Typische Umdrehungsgeschwindigkeiten liegen zum Beispiel beim dreiwelligen Triebwerk Trent 800 der Firma Rolls-Royce bei 10611 rpm für den Hochdruckverdichter (100 % HP) und bei 3300 rpm für die Niederdruckturbine (100 % LP) [114]. Bei zweiwelligen Triebwerken wie der V2500 des Herstellerkonsortiums IAE sind die Umdrehungsgeschwindigkeiten mit 14950 rpm für den Hochdruckverdichter (100 % HP) und 5650 rpm für die Niederdruckturbine (100 % LP) angegeben [115].

Mit Hilfe dieser Umdrehungsgeschwindigkeiten lassen sich die resultierenden Umfangs-, Absolut- und Relativgeschwindigkeiten über den gesamten Radius auf theoretischer Basis abschätzen und damit die für einen Impact interessanten Geschwindigkeiten ableiten, wie es beispielhaft für die beiden genannten Triebwerkstypen im Hochdruckkompressor und der Niederdruckturbine auf Grundlage öffentlich zugänglicher Daten [114, 115] in [116] ausgeführt wurde.

Damit ergibt sich für Teilchen, die von der Strömung mitgetragen werden, ein relevanter Geschwindigkeitsbereich von $80 \text{ m/s} \pm 8 \text{ m/s}$ bis $300 \text{ m/s} \pm 30 \text{ m/s}$. Bei Teilchen, deren Geschwindigkeit gering im Vergleich zur Umfangsgeschwindigkeit ist, kann angenommen werden, dass diese von der rotierenden Schaufel getroffen werden, so dass in diesem Fall die Umfangsgeschwindigkeit maßgeblich ist. Das für einen Impact interessante Geschwindigkeitsintervall liegt damit zusammengefasst für die genannten Beispiele zwischen $140 \text{ m/s} \pm 14 \text{ m/s}$ und $430 \text{ m/s} \pm 43 \text{ m/s}$, die Anteile der Umfangsgeschwindigkeit senkrecht zur Anströmung zwischen $100 \text{ m/s} \pm 10 \text{ m/s}$ und $300 \text{ m/s} \pm 30 \text{ m/s}$ [116]. Mao et al. [117] untersuchten mit Hilfe von Simulationen den Fall eines Vogelschlags am Fan. Sie konnten zeigen, dass bei verschiedenen Auftreffwinkeln zur Oberfläche die maximale Kraft während des Impacts sowie die gesamte plastische Verformung am größten bei einem Impact senkrecht zur Tangente der Oberfläche am Auftreffort sind. Damit sind bei einem Impact senkrecht zur Oberfläche die stärksten Auswirkungen zu erwarten.

Zur Festlegung geeigneter Größen und Massen für einen Impact führten Draper et al. [118] Vergleichstests mit der Nickellegierung Rene 77 durch, analysierten mögliche Impacts in der Niederdruckturbine und werteten Debris aus Triebwerkstests aus. Um die Eignung für eine Anwendung in der Niederdruckturbine zu evaluieren, wurden auf Basis dieser Ergebnisse Projektile aus Stahl mit einem Durchmesser von 1,6 und 3,2 mm mit einer Masse von 0,0164 g und 0,131 g ausgewählt.

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

Abbildung 2.11 zeigt Beispiele unterschiedlicher Impact-Schäden an Lauf- und Leitschaufeln eines Verdichters. Impact kann häufig an der Führungskante der Schaufeln beobachtet werden (vgl. Abb. 2.11a), tritt allerdings auch an anderen Stellen auf, wie am Beispiel zweier Leitschaufeln aufgezeigt ist (vgl. Abb. 2.11b und c). Häufig treten Ausbrüche, sogenannte Blow-outs, an der Führungskante auf, die auch mit Rissen und starker Verformung einhergehen können. Wird ein Teil der Schaufel ausgeschlagen, so kann dieses Teilchen wiederum auf eine andere Schaufel treffen und einen Impact-Schaden erzeugen.

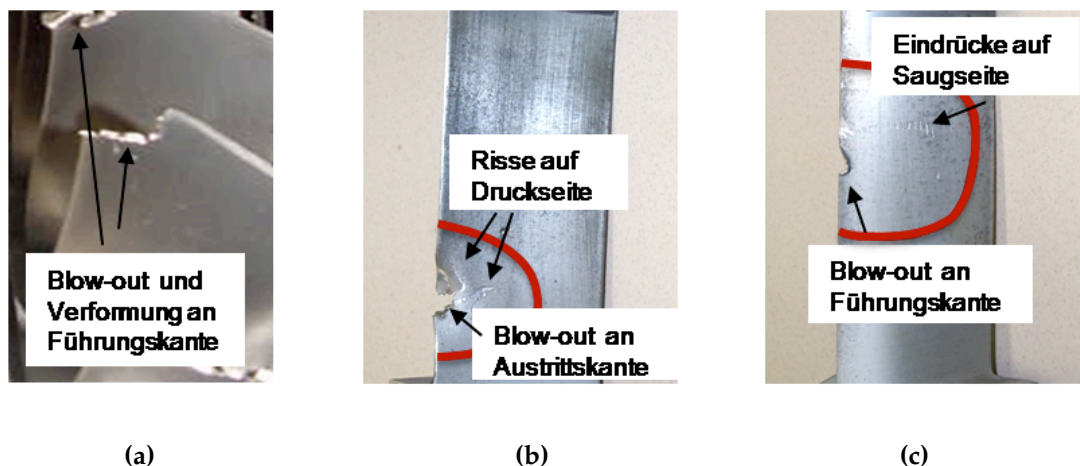


Abbildung 2.11: FOD im Kompressor am Hochdruckverdichterroter (a) und an Leitschaufeln des Niederdruckverdichters verbunden mit einem Ausbruch und Rissen (b) sowie verbunden mit einem Ausbruch und Eindrücken bis in die Schaufelmitte (c).

Aus den beschriebenen Gegebenheiten lassen sich die relevanten Parameter für eine Studie des Impact-Verhaltens ableiten. Eine der wichtigsten Größen ist demnach die jeweilige kinetische Energie des Impactors, die sich aus der Masse der aufschlagenden Teilchen und deren Geschwindigkeit ergibt. Auch der Winkel, unter dem der Impact stattfindet, ist von Bedeutung. Beispiele aus der Praxis (siehe Abbildung 2.11) zeigen, dass der Impact an verschiedenen Stellen am Schaufelblatt auftreten kann, sowohl in kantennahen als auch in kantenfernen Bereichen. Damit zählt auch der Auftreffort zu den relevanten Größen. Je nach Anwendung in der Niederdruckturbine oder im Hochdruckverdichter sind unterschiedliche Temperaturbereiche zu berücksichtigen. Auch Material und Eigenschaften des Impactors spielen eine wesentliche Rolle, was beispielsweise in [119] gezeigt wurde.

2.3 Verhalten von TiAl-Legierungen unter Partikel-Impact

Titanaluminide zeigen aufgrund ihrer Sprödigkeit und der starken Abhängigkeit der Risswachstumsrate von der Spannungsschwingbreite eine geringe Schadenstoleranz und eine deutliche Abnahme der Ermüdungsfestigkeit bei Beschädigung. Um daher das Verhalten des Werkstoffs während der Anwendung in Flugzeugturbinen nach einer durch Impact entstandenen Schädigung besser abschätzen zu können, wurden bereits in der Vergangenheit einige Untersuchungen an TiAl-Legierungen zu den Auswirkung eines Impacts durchgeführt.

Die meisten Impact-Untersuchungen basieren auf ballistischen Versuchen an Probenplatten oder schaufelähnlichen Proben mit abgeschrägten oder elliptischen Kanten und sphärischen Projektilen mit Impact-Geschwindigkeiten zwischen 75 m/s und 305 m/s, wobei neben dem Einschlagort außerdem die Größe, der Auftreffwinkel und der Projektilwerkstoff variiert wurden [10, 15, 104, 107, 118-125]. Die meisten Arbeiten an TiAl-Legierungen untersuchen einen Impact unter 90 ° bezogen auf die laterale Symmetrieebene der Proben [15, 104, 107, 118-124]. Bei einigen Untersuchungen wurden die Proben zusätzlich mit geringen Zugspannungen belastet [10, 15, 118, 119, 121], was die Bedingungen für rotierende Teile besser wiedergeben soll. Außerdem wurden Studien mit würfelförmigen Projektilen durchgeführt [126].

Daneben existieren mehrere Versuchsreihen, bei denen eine Spitze aus verschiedenen Höhen fallen gelassen wurde, wodurch am Eindruck ein Riss entsteht [124, 127-130]. Auf diese Studien mit deutlich geringeren Dehnraten, die einen bei der Herstellung und Wartung entstehenden Schaden widerspiegeln sollen, wird jedoch an dieser Stelle nur hingewiesen.

Durch den Beschuss werden Schädigungen sowohl auf der Seite des Impact-Einschlags, der Vorderseite, als auch auf der dem Impact abgewandten Seite, der Rückseite hervorgerufen. Das Schadensbild hängt dabei von mehreren Faktoren wie dem Einschlagort, dem Targetwerkstoff, der Impact-Energie und der Geometrie des Targets ab [125].

Die während eines kantennahen Impacts von schaufelähnlichen TiAl-Proben entstehenden Risse können nach Harding et al. [120] in drei Kategorien eingeteilt werden: konische Risse, vorderseitige Risse und rückseitige Risse.

Risse auf der Rückseite entstehen durch die lokale Biegung im Auftreffbereich während eines Impacts. Aufgrund dieser Belastung entstehen hohe Zugspannungen sowie eine plastische Dehnung auf der Rückseite, was zur Rissbildung führen kann. Bei vorderseitigen Rissen handelt es sich um Kantenanrisse auf der Vorderseite, die in der Regel kleiner als Rückseitenrisse sind. Konische Risse tendieren dazu, sich

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

hinter dem Impact-Indent auf der Vorderseite zu bilden, zeigen eine sichelförmige Ausprägung und verlaufen in einem Winkel zur Kante hin in die Tiefe. Die Entstehung dieser Risse wird auf die Radialspannungen um den Impact-Indent zurückgeführt. Konische Risse, die aufgrund ihres Rissverlaufs an die Hertz'schen Risse bei Impact eines spröden Werkstoffs erinnern, und vorderseitige Risse zeigen sich besonders bei geringen Abständen des Impacts zur Kante, was vermuten lässt, dass diese Risskategorien stark vom Einschlagort abhängen [120]. Harding et al. [120] wiesen darauf hin, dass auf dem Gebiet der Rissentstehungsmechanismen noch Forschungsbedarf besteht.

Verlaufen die konischen Risse durch den kompletten Querschnitt der Probe, so können konusförmige Ausbrüche, sogenannte Blow-outs, beobachtet werden [118, 121]. Ist die Impact-Position genügend weit von der Kante entfernt, so ergibt sich auf der Rückseite eine sternförmige Ausprägung mit größeren Rissen im Zentrum und kleineren Rissen in den Randgebieten der betroffenen Zone anstelle eines Rissnetzwerks, das von der Kante lateral in die Probe hineinwächst, wie es bei kantennahen Schüssen zu beobachten ist [104, 121].

Das Ausmaß der Schädigung wird durch die Probendicke beeinflusst. Mit zunehmender Dicke sinkt die Neigung zur Rissbildung durch einen Impact [118, 125]. Harding et al. [120] konnten bei geringen Impact-Energien und ausreichendem Abstand von der Kante für die von ihnen gewählte schaufelähnliche Probengeometrie mit steigender Probendicke bei zunehmendem Kantenabstand keine Rissbildung mehr beobachten.

Smith et al. [122] unterteilten den Schaden auf der Rückseite von Proben mit schaufelähnlicher Kantenkontur weiter in Eckanrisse (corner cracks) und Oberflächenrisse (surface cracks). Letzteres trifft zu, wenn das Rissnetzwerk die Probekante nicht mehr erreicht. Mit abnehmendem Abstand zur Kante und damit sinkender Probendicke kann ein Übergang der verschiedenen Schädigungsarten beobachtet werden. Bei großen Abständen wird mitunter kein Schaden festgestellt, mit geringer werdendem Abstand gehen die Schädigungen von Oberflächenrisse auf der Rückseite in eine Kombination aus Oberflächen- und Eckanrisse über, während nahe an der Kante Eckanrisse dominieren.

Steif et al. [104, 123-125] konzentrierten sich bei ihren Untersuchungen sowohl auf Impacts in das Zentrum dünner TiAl-Platten als auch auf Impacts in Kantennähe von Proben mit schaufelähnlichem Profil.

Die Rissentstehung bei Schüssen in die Probenmitte kann laut ihren Schlussfolgerungen mit der Duktilität der untersuchten Werkstoffe sowie mit dem Grad und der räumlichen Ausdehnung der Verformung in Verbindung gebracht werden [104, 107, 123, 124]. Ab einer gewissen Energie treten bei Schüssen in das Probenzentrum

plastische Verformungen auf der Rückseite als Folge von quasi rotations-symmetrischen Zugspannungen auf.

Entscheidend für die Entstehung der plastischen Verformung bei einem mehrachsigen Spannungszustand ist nicht die Höhe der einzelnen Spannungskomponenten sondern (nach der Hypothese der Gestaltänderungsenergie) das Fließkriterium nach von Mises, ausgedrückt mit Hilfe einer Vergleichsspannung σ_v sowie der Hauptspannungen σ_I , σ_{II} und σ_{III} durch:

$$(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 = 2\sigma_v^2 \quad (2.24)$$

Die einachsige Vergleichsspannung σ_v kann nun mit der Fließgrenze im einachsigen Zugversuch σ_y verglichen werden. Mit Hilfe von Finite Elemente Simulationen von kantenfernen und kantennahen Schüssen stellten McKenna et al. [107] fest, dass die Terme in Gleichung (2.24) bei kantennahen Schüssen deutlich höher sind als bei kantenfernen, so dass die von Mises-Vergleichsspannung und somit die plastische Verformung dadurch bei kantennahen Schüssen viel größer sein kann.

Die plastische Dehnung auf der Rückseite wird im Fall von kantennahen Impacts durch einen Spannungszustand mit hohen axialen Zugspannungen, was zu Rissverläufen senkrecht zur Kante führt, und hohen Querdruckspannungen hervorgerufen [107, 123, 125]. Für die Rissentstehung ist laut McKenna et al. [107] im Fall von kantennahen Impacts daher eher die Zugfestigkeit verantwortlich.

Die Verwendung eines einheitlichen Versagenskriteriums (maximale äquivalente Dehnung) führt bei McKenna et al. [107] zu einer Übereinstimmung der vorhergesagten Risslängen mit den in Experimenten gemessenen Risslängen bei einem Beschuss in die Probenmitte, jedoch zu einer Unterschätzung der Risslängen im Nahkantenbereich. Für den Nahkantenbereich führte lediglich die Anwendung eines Spannungskriteriums zu mit den Experimenten übereinstimmenden Risslängen. Bruchmechanische Aspekte sowie die Spannungen direkt an der Probenkante werden in der Arbeit von McKenna et al. [107] offensichtlich nicht berücksichtigt.

Draper et al. [15, 118, 121] konnten bei Untersuchungen der Impact-Widerstandsfähigkeit bei kantennahem Beschuss verschiedener Legierungen nur einen sehr geringen Einfluss der Zusammensetzung, Herstellung und Mikrostruktur bezüglich der Impact-Schädigung feststellen. Ihre Ergebnisse basieren hierbei auf den Gusslegierungen ABB-2 (Ti-46,5Al-2,28W-0,48Si, at.%) [121], ABB-23 (Ti-46Al-1,99W-0,48Si-0,017C-0,65B, at.%) [15], Ti-47Al-2Cr-2Nb (at.%) [15] und Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) [118] sowie der Schmiedelegierung 95A (Ti-47Al-2Cr-2,5Nb-0,2W-0,12B, at.%) [15]. Die Gusslegierungen zeigen eine Duplexstruktur, haben aber

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

unterschiedliche mechanische Eigenschaften. Die Schmiedelegierung zeigt nach einer vorgenommenen Wärmebehandlung eine vollständig lamellare Mikrostruktur und weist im Vergleich zur Gusslegierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) ähnliche mechanische Eigenschaften auf.

Draper et al. [121] beobachteten eine geringfügig bessere Impact-Resistenz der ABB-2 Legierung im Vergleich zur Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%). Dieses Verhalten wird auf die höhere Zugfestigkeit dieser Legierung zurückgeführt, zumal ABB-2 eine deutlich geringere Duktilität aufweist.

In einer weiteren Studie untersuchten Draper et al. [131] die stranggepresste TNB-Legierung GMPX (Ti-45Al-5Nb-0,2C-0,2B, at.%). Ein Vergleich mit der geschmiedeten Legierung 95A und der gegossenen Legierung ABB-23 zeigte eine geringfügig bessere Impact-Resistenz dieser hochfesten Legierung bei Impact-Energien von 0,2 J.

Smith et al. [122] verglichen das Impact-Verhalten bei kantennahen Impacts der Gusslegierungen 45XD (Ti-44,4Al-2,0Nb-1,4Mn (at.%) + 0,8 Vol.% TiB₂) und Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%). Diese beiden Legierungen zeigen eine vergleichbare Raumtemperaturduktilität, also eine vergleichbare plastische Dehnung bei Bruch. Allerdings besitzt die Legierung 45XD mit 720 MPa eine deutlich höhere Zugfestigkeit als die Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) mit 435 MPa. Trotz dieses Unterschieds weisen beide Legierungen ein vergleichbares Verhalten bei kantennahen Impacts auf, so dass eher die Duktilität die entscheidende Rolle bei der Rissbildung dieser untersuchten Legierungen zu spielen scheint und weniger die Festigkeit. Die Zugeigenschaften bei hohen Dehnraten wurden hier nicht bestimmt.

Rott et al. [119] untersuchten den Einfluss von Impacts in die Probenmitte auf die Legierung γ -TAB (Ti-47Al-4,5(Cr,Nb,Mn,Si,B), at.%) nach dem Walzen mit einer vollständig lamellaren und einer Near- γ -Struktur, die durch eine entsprechende Wärmebehandlung eingestellt wurden. Sie beobachteten einen stärkeren Schaden an der vollständig lamellaren Mikrostruktur, was mit der besseren Duktilität der Near- γ -Struktur erklärt wird, die jedoch nicht genau spezifiziert wurde. Außerdem stellten sie eine höhere Schadenstoleranz im Ermüdungsversuch bei der vollständig lamellaren Legierung fest.

Die Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) ist für den Einsatz in der Niederdruckturbine vorgesehen. Draper et al. [118] berichten, dass diese Legierung nach einem Impact mit Energien bis 0,3 J an die Kante einer Probe mit schaufelähnlicher Kontur eine für diese Anwendung ausreichende Ermüdungsrestfestigkeit (140 MPa bei 10⁷ Zyklen) aufweist. Die Legierung wurde bei 650 °C mittels Step-Testing untersucht, da bei dieser Temperatur die höchste Rissfortschrittsrate zu beobachten war. Das Step-Testing, bei dem die maximale Spannung schrittweise erhöht wird, wenn die Probe

eine definierte Zyklenzahl N , hier von 10^6 bzw. 10^7 , übersteht, zeigte sich als geeignete Methode für die Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit, da TiAl keine Coaxing-Effekte, d.h. keine Abhängigkeit von der Vorbelastung durch Ermüdung auf einem geringeren Spannungsniveau, aufweist [15]. Je nach Impact-Energie und Grad der Schädigung fanden Draper et al. [118, 121] zwei unterschiedliche Rissausgangsorte. Bei niederenergetischen Impacts erfolgte die Rissausbreitung ausgehend von den Rissen auf der Rückseite. Höherenergetische Impacts führten zu einem Ermüdungsversagen ausgehend von den konischen Rissen auf der Vorderseite. Bei der Legierung ABB-2 konnte auch ein Versagen bedingt durch beide Rissarten festgestellt werden [121].

Draper et al. [118] beobachteten an der Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) bei Ermüdungsversuchen nach einem Impact eine Änderung der Morphologie der Bruchfläche über den gesamten Querschnitt. Während in der Nähe des Impacts vor allem transgranulares Risswachstum auftrat, fand im späteren Bruchverlauf intergranulares Risswachstum statt, das auf Versagen durch Restbruch hindeutet.

Die Spannung bei Versagen lässt sich über einen Schwellwertansatz für die Spannungsintensität auf Basis der linear-elastischen Bruchmechanik annähern. Je nach beobachteter Schädigung wurde ein Ansatz für einen Eckanriss [132] oder einen Kantenanriss (single edge crack) [133] gewählt. Dabei wurde der Riss durch die an der Oberfläche sichtbare Risslänge auf der Rückseite senkrecht zur Kante oder der Länge der konischen Risse auf der Vorderseite beschrieben oder wurde auf der Bruchfläche gemessen [15, 121]. Die an der Oberfläche sichtbaren Risslängen spiegeln zwar nicht die komplexe Geometrie der Impact-Risse wider, die Beschreibung liefert aber laut Draper et al. [15, 118] eine bessere Vorhersage der experimentellen Daten als eine Beschreibung basierend auf der exakten Impact-Rissfläche, die nach dem Versagen bestimmt werden kann. Dies bietet den Vorteil, dass Vorhersagen auch ohne kostspielige und langwierige Untersuchungen der Schädigung im Bauteilinneren, beispielsweise mittels Computertomographie, gemacht werden können.

Als Ermüdungsfestigkeit sahen Draper et al. [118] das letzte Spannungsniveau vor dem Versagen im Step-Test an, da keinerlei Hinweise auf Rissfortschritt bei den niedrigeren Spannungsniveaus, bei denen kein Versagen auftrat, gefunden werden konnten. Bei einer geringeren Blockgröße von 10^5 Zyklen statt den von Draper et al. [118] verwendeten 10^6 beziehungsweise 10^7 Zyklen gehen Smith et al. [122] allerdings von Risswachstum in den letzten beiden Blöcken vor dem Versagen aus.

Da der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors der untersuchten Legierungen in der Studie von Draper et al. [15] unbekannt war, wurde dieser auf Basis der linear-elastischen Bruchmechanik und den experimentellen Daten berechnet. Legierungen mit ähnlichen Schwellwerten zeigen auch ein vergleichbares Verhalten bei Ermüdung nach einem Impact unabhängig von den Zugeigenschaften. Sie fordern

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

daher Legierungen mit höheren Schwellwerten für Rissfortschritt für ein verbessertes Verhalten nach einem Impact [15, 121].

Harding et al. [120] wählten ebenfalls eine Step-Testing-Methode zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit der Legierung 47XD (Ti-46,8Al-2,1Nb-1,1Mn-0,1Si-1,4B, at.%)⁶ bei 600 °C. Aufgrund der unterschiedlichen Fehlertypen und der damit variierenden Rissgeometrie verglichen sie nicht die gemessenen und berechneten Spannungen am Schwellwert, sondern auch die Spannungsintensitäten. Für die Berechnung wurde eine Eckanriss-Lösung nach Raju und Newman [132] gewählt. Daneben lieferten Rissfortschrittmessungen den Schwellwert ΔK_{th} für lange Risse. Eine doppelt logarithmische Auftragung der Spannung am Schwellwert über der Risslänge nach Kitagawa und Takahashi [134] definiert die sicheren und unsicheren Bereiche für Risswachstum und Bruch und eignet sich hervorragend zur Darstellung der Beziehung zwischen der Ermüdungsfestigkeit des ungeschädigten Werkstoffs, der Schadensgröße an der Oberfläche und dem Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK_{th} [135]. Ein Vergleich dieser Werte in einem modifizierten Kitagawa-Diagramm zeigt eine gute Übereinstimmung für lange Impact-Risse. Für kleine Risse scheint jedoch der Schwellwert für das Wachstum langer Risse ungeeignet zur Bestimmung der Ermüdungsfestigkeit zu sein und ein Schwellwert für Kurzrissswachstum nötig zu werden [120].

Smith et al. [122] wählten ebenfalls einen Ansatz nach Raju und Newman [132] zur Bestimmung der Spannungsintensitätsfaktoren der von ihnen erzeugten Impact-Schädigungen. Auch sie erhielten eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen, bei 600 °C ermittelten Werten für lange Risse. Für eine bessere Übereinstimmung bei geringen Risslängen schlagen sie ebenso wie Harding et al. [120] eine Korrektur des Schwellwertes vor.

Draper et al. [118] berichten von einem geringfügig positiven Einfluss der Temperatur auf das Ausmaß der Schädigung. Eine Erhöhung der Temperatur von 23 °C auf 650 °C bewirkte eine geringfügige Verringerung der Risslängen sowohl auf der Vorderseite als auch auf der Rückseite der Proben. Allerdings zeigte sich die Streuung bei Raumtemperatur sehr hoch. Die Streuung wird neben variierenden Abständen von der Kante auf die höhere Fließspannung und die größere Sprödigkeit bei Raumtemperatur zurückgeführt. In anderen Arbeiten [119, 122, 125] wird darauf hingewiesen, dass der Temperatureinfluss bei Temperaturen unter 600 °C nicht signifikant ist, da sich TiAl-Legierungen in diesem Temperaturbereich meist noch sehr spröde verhalten.

⁶ Die Legierungszusammensetzung weicht geringfügig von der von Larsen et al. [82] beschriebenen Zusammensetzung für die Legierung 47XD ab.

2.4 Präzisierung der Aufgabenstellung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, Möglichkeiten zur Verbesserung der Impact-Toleranz von TiAl-Legierungen aufzuzeigen. Dabei legt die vorliegende Arbeit ihre Schwerpunkte auf die Analyse des erzeugten Schadensbilds, die Identifizierung der Faktoren, welche das Schadensbild beeinflussen, sowie auf die Untersuchung der Auswirkungen eines Impacts.

Aufbauend auf dem bisher vorhandenen Erkenntnisstand über das Impact-Verhalten von TiAl-Legierungen, zielt diese Arbeit darauf ab, neue Einblicke in die Entstehung und Entwicklung des von einem Impact verursachten Schadensbilds und dessen Abhängigkeit von den mechanischen Eigenschaften von TiAl-Legierungen zu liefern. Andere Arbeiten vernachlässigen bruchmechanische Aspekte (siehe z.B. [107]) bei der Impact-Rissbildung, weshalb gerade diese in die vorliegende Arbeit miteinbezogen werden. Aus diesem Grund wurden zwei TiAl-Legierungen mit Duplexgefüge und eine TiAl-Legierung mit globularer Mikrostruktur ausgewählt, die sich nicht nur in ihrer Verformbarkeit und Festigkeit unterscheiden, also Eigenschaften, die bisher für das Impact-Verhalten von TiAl-Legierungen verantwortlich gemacht wurden, sondern vor allem auch in ihrem bruchmechanischen Verhalten. Die verschiedenen Mikrostrukturen lassen Unterschiede in der Ausbreitung von Impact-Rissen erwarten, was in dieser Arbeit näher betrachtet werden soll. Aufgrund der unterschiedlichen Herstellungsweisen besitzen zwei der Legierungen außerdem anisotrope Eigenschaften, was zusätzliche Einblicke in die Schadensentstehung liefern soll. Neben dem Einfluss der Impact-Parameter, die ebenfalls Teil dieser Studie und für das Verständnis eines Impacts und damit zur klaren Abtrennung von Parameter- und Werkstoffeinflüssen unbedingt notwendig sind, wird der besondere Fokus auf den Vergleich der unterschiedlichen TiAl-Legierungen gelegt.

Die bisherigen Untersuchungen zu den Auswirkungen eines Impacts beschränken sich auf Studien zur Lebensdauerabschätzung nach einer Einschlagschädigung. Die verbleibende Festigkeit in Abhängigkeit des Schadensbildes wurde noch nicht eingehend analysiert, doch können gerade diese Versuche zu einem wesentlichen Verständnis des Einflusses von Makro- und Mikrorissen sowie von verbleibenden Eigenspannungen beitragen. Der Einfluss der Impact-Verformung wurde bei den bisher durchgeführten Lebensdauerabschätzungen nach einem Impact meist vernachlässigt, zumal diese in der Regel bei hohen Temperaturen um 600 °C [120, 122] beziehungsweise 650 °C [118] durchgeführt wurden. In der vorliegenden Arbeit werden jedoch niedrigere Temperaturen von 400 °C als eine beispielhafte Temperatur für den Hochdruckverdichter und von 21 °C (Raumtemperatur) als Referenztemperatur untersucht, so dass die verbleibenden Spannungen relevant

2 Thematische Grundlagen und Stand der Technik

sind. Daher wird auch die erzeugte Verformung in den TiAl-Legierungen intensiv beleuchtet und in den Modellen zur Versagensvorhersage berücksichtigt.

Diese Arbeit soll neue Einblicke in das Impact-Verhalten von TiAl-Legierungen eröffnen, um deren Einsatzmöglichkeiten zukünftig besser bewerten zu können. Die wichtigsten Werkstoffkenngrößen, welche für die Impact-Toleranz von Bedeutung sind, sollen identifiziert werden, um eine optimierte, impact-gerechte Legierungsentwicklung zu ermöglichen.

3 Experimentelle Durchführung

Dieses Kapitel befasst sich mit den verwendeten Werkstoffen und stellt die angewendeten experimentellen Methoden zur mikrostrukturellen und mechanischen Charakterisierung sowie zur Untersuchung des Impact-Verhaltens dar.

3.1 Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die TiAl-Gusslegierung TNBV3B in zwei leicht unterschiedlichen Modifikationen, TNBV3B-1 und TNBV3B-2, sowie die TiAl-Schmiedelegierung TNBV4 untersucht. Beide Legierungen weisen eine nahezu identische Zusammensetzung auf (siehe Tabelle 3.1).

Tabelle 3.1: Nominale Zusammensetzung der untersuchten TiAl-Legierungen in at.% (laut RRD).

	Al [at.%]	Nb [at.%]	Mo [at.%]	B [at.%]	Ti [at.%]
TNBV3B-1	45,0	7,0	1,0	0,2	Bal.
TNBV3B-2	44,5	6,25	1,0	0,2	Bal.
TNBV4	44,5	6,25	0,8	0,1	Bal.

Des Weiteren erfolgten Referenzversuche an der Titanlegierung TIMETAL 6-2-4-2. Beide TiAl-Legierungen wurden bei der *GfE (Gesellschaft für Elektrometallurgie mbH)* in Nürnberg hergestellt und von *Rolls-Royce Deutschland Ltd & Co KG (RRD)*, Dahlewitz, zur Verfügung gestellt. Die Firma *Timet* lieferte die für Referenzversuche verwendete Titanlegierung TIMETAL 6-2-4-2 (im Folgenden mit Ti-6-2-4-2 bezeichnet), deren Zusammensetzung in Tabelle 3.2 angegeben ist.

Tabelle 3.2: Zusammensetzung der Legierung Ti-6-2-4-2 in wt.% (laut Timet).

	Al [wt.%]	Mo [wt.%]	Sn [wt.%]	Zr [wt.%]	Si [wt.%]	Ti [wt.%]
Ti-6-2-4-2	5,72	1,96	1,95	3,89	0,07	Bal.

Die TiAl-Gusslegierung TNBV3B wurde direkt in ca. 25 mm x 95 mm große Platten unterschiedlicher Dicken abgegossen. Die Plattendicken betragen ca. 1,5 mm, 2,5 mm und 5,0 mm. Die Firma *Access e.V.* führte sowohl das Gießen der Platten als auch das nachfolgende heiß-isostatische Pressen durch. Da das heiß-isostatische Pressen ohne Kapselung erfolgte, konnte die offene Porosität an der Oberfläche nicht entfernt werden. Zur Säuberung der Proben nach dem Gießen und dem heiß-isostatischen

3 Experimentelle Durchführung

Pressen wurde der Gusswerkstoff glasperlengestrahlt. Im Anschluss erfolgte ein Schleifprozess zur Entfernung der offenen Porosität und der aus dem Glasperlenstrahlen resultierenden Druckeigenstressungen an der Oberfläche, die mit Hilfe der Bohrlochmethode an der BTU Cottbus ermittelt werden konnten.

Die Gussplatten wiesen bedingt durch die Lagerung beim Herstellprozess häufig eine Krümmung um die Querachse auf. Während einer Zugbelastung werden diese Platten zuerst gerade gezogen, wodurch aufgrund der Krümmung Biegespannungen von über 100 MPa entstehen können. Ein Teil der Krümmung wurde aber durch das Abschleifen ausgeglichen. Für Ermüdungs- und quasi-statische Zugversuche wurden die Probenplatten mit dem geringsten Krümmungsgrad ausgewählt. Bei diesen Proben konnten die Biegespannungen nach der Präparation vernachlässigt werden.

Im Laufe der Kooperation mit *Rolls-Royce Deutschland* wurde die Zusammensetzung der gelieferten Gussproben zu Gunsten eines robusteren Prozessfensters geringfügig modifiziert [136]. Proben mit der ursprünglichen Zusammensetzung, deren Aluminium- und Niobgehalt etwas über dem der modifizierten Zusammensetzung liegen, werden daher anfangs (bis Abschnitt 4.1.2.1.1) mit TNBV3B-1 bezeichnet, Proben mit der modifizierten Zusammensetzung mit TNBV3B-2. Die mikrostrukturellen und mechanischen Untersuchungen zeigten jedoch kaum Unterschiede beider Modifikationen. Daher wurde im weiteren Verlauf der Arbeit (ab Abschnitt 4.1.2.1.2) kein Unterschied mehr zwischen beiden Modifikationen gemacht und die einheitliche Bezeichnung TNBV3B gewählt.

Die Umformung der Schmiedelegierung TNBV4-F (*f*orged) erfolgte bei der Firma *Leistritz*. Hierfür wurde ein Ingot mit 80 mm Durchmesser auf eine Endhöhe von ca. 27 mm von der Mantelfläche aus in zwei Schmiedegängen gestaucht. Nach einem Spannungsarmglühen bei 800 °C für 6 Stunden [137] wurden aus dem geschmiedeten Quader bei *Rolls-Royce Deutschland* mittels Drahterosion Platten der Abmessungen 27 mm x 95 mm und Dicken von jeweils 1,5 mm, 2,5 mm und 5,0 mm herausgeschnitten.

Zusätzlich lag ein stranggepresster Werkstoff mit identischer Zusammensetzung, aber wesentlich höherem Umformgrad vor. Aus den von der Firma *Special Metals Ltd* stranggepressten Zylindern mit einem Durchmesser von 40 mm und einer Länge von 100 mm wurden 25 mm x 95 mm große Platten mit einer Dicke von 2,5 mm und 5,0 mm für die weiteren mechanischen Versuche herangerodiert. Die stranggepresste TNBV4-Legierung wird im Folgenden mit TNBV4-E (*e*xtruded) bezeichnet. Die Legierung TNBV4-E wurde einem Spannungsarmglühen bei 950 °C für 4 h [138] unterzogen, um während der Umformung entstandene Spannungen nahezu vollständig abzubauen.

Aus den geschmiedeten und gewalzten Titanplatten der Abmessungen 20 cm x 8,7 cm x 1 cm wurden ebenso wie bei den TiAl-Legierungen Proben mit einer Abmessung von 25 mm x 95 mm und Dicken von 1,5 mm, 2,5 mm und 5,0 mm heraserodiert.

An allen erodierten Proben erfolgte ebenfalls ein Schleifprozess, um die durch den Erodierprozess veränderten Oberflächen zu entfernen.

3.2 Mikrostrukturelle Charakterisierung

3.2.1 Metallographische Präparation

Für die mikrostrukturelle Analyse am Lichtmikroskop (LM) sowie am Rasterelektronenmikroskop (REM) wurden die Proben in ein leitendes Material warm eingebettet und bis zu einer Schleifpapierkörnung von 4000 nass geschliffen. Danach erfolgte eine Politur mit einer SiO₂-Suspension (0,1 µm Teilchengröße) und Wasserstoffperoxid im Verhältnis 3:1.

Proben für die Untersuchung am Lichtmikroskop wurden zusätzlich in einer Lösung aus 100 ml H₂O, 10 ml H₂O₂ und 1 ml HF für ca. 10 Sekunden geätzt.

Zur Untersuchung im REM wurden die Proben nach dem Polieren einer Ionen-Ätzung unterzogen. Hierfür wurden eine Spannung von 5,5 kV und ein Winkel von ca. 70 ° eingestellt. Die Dauer der Ätzung betrug 10 Minuten.

Für Untersuchungen im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) wurden die Proben bis auf eine Dicke von 100 µm abgeschliffen. Das sich anschließende elektrolytische Dünnen der Proben erfolgte am *Forschungszentrum Caesar*, Bonn, bei einer Temperatur von -20 °C und einer Spannung von 24 V. Dazu wurde ein Elektrolyt bestehend aus Methanol, n-Butanol und 60 %-iger Perchlorsäure verwendet.

3.2.2 Mikroskopie und analytische Verfahren

Zur mikrostrukturellen Charakterisierung kamen die Lichtmikroskopie, die Elektronenmikroskopie und die energiedispersive Spektroskopie der Röntgenstrahlung (EDS) zum Einsatz. Außerdem wurde die Kristallorientierung mittels Diffraktometrie der Rückstreuielektronen (electron backscatter diffraction, EBSD) analysiert.

Die Erstellung der Aufnahmen am Lichtmikroskop erfolgte an einem Auflichtmikroskop der Firma *Leica*.

Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen von Bruchflächen, Schädigungen an der Oberfläche und nach 3.2.1 hergestellten Schliffen wurden an einem Gerät der Firma *Leo* im Sekundärelektronenkontrast (secondary electron, SE) sowie an einem Gerät der Firma *Zeiss* im SE- und Rückstreuielektronenkontrast (back scattered electron, BSE) erstellt, wobei eine Spannung von 5 kV bis 20 kV für SE-Aufnahmen und von 15 kV bis 20 kV für BSE-Aufnahmen verwendet wurde.

Die Identifizierung der einzelnen Phasen im REM wurde mittels EDS-Analyse durchgeführt, wozu ein Detektor der Firma *Oxford* zur Verfügung stand. Zur

Bestimmung der Zusammensetzung wurde eine Spannung von 15 kV angelegt und ein Arbeitsabstand von 10 mm eingestellt. Vor den Messungen erfolgte ein Abgleich des Spektrums an einem Kobaltstandard.

Für die EBSD-Analyse im REM kam ein Detektor der Firma *Oxford* zum Einsatz. Die Probe wurde mit einem Kippwinkel von 70 ° und einem Arbeitsabstand zwischen 13 mm und 15 mm eingebaut. Die Spannung wurde zwischen 15 kV und 20 kV gewählt. Je nach Feinheit des Gefüges betrug die Schrittweite zwischen 1 µm und 0,1 µm.

Die TEM-Untersuchungen wurden mit einem Philips Tecnai F30 mit Feldemissionskathode, CCD-Kamera, EDS-Detektor und STEM (scanning transmission electron microscope)-Unit bei einer Beschleunigungsspannung von 300 keV durchgeführt.

3.2.3 Computertomographie

Die zerstörungsfreie Charakterisierung der Impact-Schädigung und die Untersuchung der Ausbreitung der Schädigung in das Probeninnere wurden an einigen Proben mit stärkerer Schädigung mittels Computertomographie (CT) am *Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung des DLR, Stuttgart*, durchgeführt. Hierzu stand das hochauflösende Computertomographiesystem *Nanotom* des Herstellers *Phoenix|x-ra* zur Verfügung. Dieses Gerät ist mit einer 180 kV-Röntgenröhre ausgestattet. Die wichtigsten Parameter für die CT-Aufnahmen sind in Tabelle 3.3 zusammengefasst.

Tabelle 3.3: Parameter für die CT-Analyse.

Spannung	150 kV
Strom	40 µA
Belichtungszeit	1000 ms
Max. Auflösung	0,5 µm

3.2.4 Quantitative Gefügeanalyse

Die Gussproben zeigen im Probeninneren eine sehr homogene Phasenverteilung ohne bevorzugte Kornausrichtung, so dass bei den durchgeführten Messungen an dieser Legierung von einem isometrischen Gefüge ausgegangen wurde. Unter dieser Voraussetzung ist die Lage der Messfelder in den Proben beliebig [139].

Die Schmiedelegierung weist dagegen in Längs- und Tiefenrichtung elongierte lamellare Kolonien auf. Auch die stranggepresste Legierung zeigt leicht elongierte Körner in Strangpressrichtung. An diesen Gefügen erfolgte eine Charakterisierung

3 Experimentelle Durchführung

der Mikrostruktur am Längs- und Querschliff sowie in der Aufsicht und damit in alle drei Raumrichtungen.

3.2.4.1 Korngrößenmessung

Die mittleren Korngrößen D_{mK} wurden anhand von REM-Aufnahmen mit Hilfe einer Linienanalyse [140, 141] bestimmt. Hierzu wurde die Software der Firma DHS herangezogen. Über die Aufnahmen wurde ein Raster äquidistanter Linien gelegt, wobei der Abstand so gewählt wurde, dass jedes Korn nach Möglichkeit nur einmal geschnitten wurde. Aufgrund des augenscheinlichen Unterschieds in der Teilchengröße wurden die mittleren Korngrößen der lamellaren Kolonien und der globularen γ -Körner getrennt ermittelt.

Mit Hilfe der Software wurden die Linienlängen L_k von mindestens 200 Körnern bzw. Kolonien aus i Stichproben ($5 \leq i \leq 10$) gemessen. Das Messfeld einer Stichprobe umfasste N Kolonien bzw. Körner ($20 \leq N$).

Die mittlere lineare Teilchengröße ergibt sich analog der Formulierung von Exner [141] und Schumann [140] aus folgender Gleichung:

$$D_i = \frac{D_0}{N} = \frac{1}{N} \sum_{k=1}^N L_k \quad (3.4)$$

Hierbei bezeichnet N die Anzahl der gemessenen bzw. von der Messlinie mit Gesamtlänge D_0 geschnittenen Teilchen. Aufgrund der jeweils einzelnen Ermittlung der mittleren Korngrößen lamellarer und globularer Körner wurde in dieser Arbeit nicht die Anzahl der Körner pro Messlinie, sondern die Teilchenlängen direkt bestimmt. Die Gesamtmesslänge D_0 wurde daher mit der Summe aller gemessenen Linienlängen L_k einer Kornsorte gleichgesetzt.

Die mittlere Korngröße D_{mK} und die zugehörige Standardabweichung S_K ergeben sich aus den Mittelwerten der Stichproben D_i entsprechend folgender Gleichungen:

$$D_{mK} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n D_i \quad (3.5)$$

$$S_K = \sqrt{\frac{1}{n \cdot (n-1)} \cdot \left[\sum_{i=1}^n D_i^2 - \frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n D_i \right)^2 \right]} \quad (3.6)$$

3.2.4.2 Bestimmung der lamellaren und globularen Gefügeanteile

Der Volumenanteil f an einem ebenen Schnitt kann graphisch mittels einer Flächen-, Linien- oder Punktanalyse ermittelt werden. Es gilt [141]:

$$f = P_p = L_L = A_A \quad (3.7)$$

Hierbei bezeichnen P_p , L_L und A_A den gemessenen Punkt-, Linien- oder Flächenanteil bezogen auf die Gesamtheit aller Punkte, die Gesamtlinielänge bzw. die gesamte Fläche bei der Analyse.

Die Volumenanteile lamellarer Kolonien in den verschiedenen Proben wurden mit Hilfe des Schnittlinienverfahrens nach Schumann [140] ermittelt. Die Auswertung erfolgte manuell an REM-Aufnahmen, über die ein Raster äquidistanter Linien gelegt wurde. Der lamellare Volumenanteil f_l ergab sich nach Gleichung 3.7 aus dem Linienanteil lamellarer Gebiete im Verhältnis zur Gesamtlinielänge.

Zur Bestimmung des Volumenanteils f_l eines Schliffes wurden je nach Feinheit des Gefüges Aufnahmen mit 200facher bis 500facher Vergrößerung von mindestens fünf unterschiedlichen Stellen ausgewertet. Der mittlere Volumenanteil und die zugehörige Standardabweichung ergeben sich aus den ausgewerteten Stichproben analog zu den Gleichungen 3.5 und 3.6.

3.3 Hochgeschwindigkeitsbeschussversuche

3.3.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Die Hochgeschwindigkeitsbeschussversuche wurden mit Hilfe einer ballistischen Gaskanone am *Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung des DLR* in Stuttgart durchgeführt. Das Projektil wurde in einem Träger, dem sogenannten Sabot, aus Kunststoff platziert. Die Beschleunigung des Sabots entlang des Kanonenlaufes erfolgte mittels Gasdruck. Am Ende des Laufs wurde der Sabot am sogenannten Sabot-Fänger gestoppt, das Projektil verließ den Träger und flog weiter in Richtung des Probenkörpers. Dabei wurde am Ende des Laufes mit Hilfe eines Lasers die Geschwindigkeit des Projektils gemessen (vgl. Abbildung 3.1).

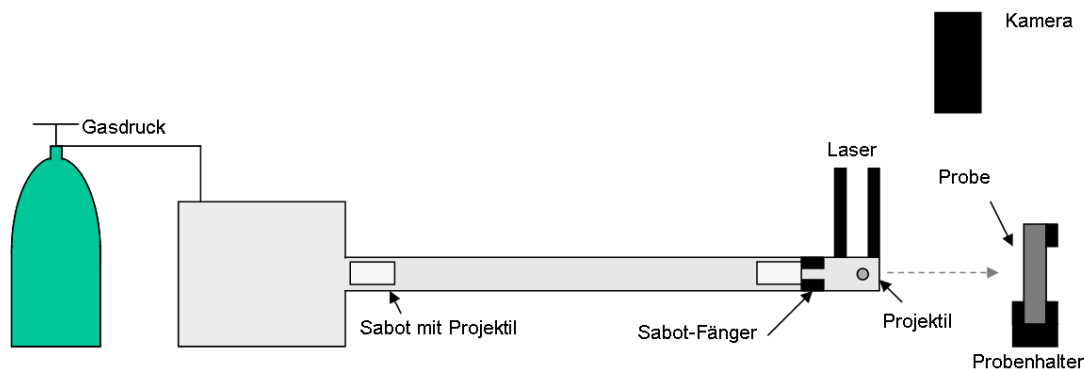


Abbildung 3.1: Schematische Skizze des Versuchsaufbaus für die ballistischen Versuche.

Die Impact-Energie W_I ergibt sich dann aus der Projektilgeschwindigkeit v_I und der Projektilmasse m wie folgt:

$$W_I = \frac{1}{2} m v_I^2 \quad (3.8)$$

Zur Druckerzeugung wurden Luft und Helium verwendet, wobei mit Helium bei gleichem Druck höhere Geschwindigkeiten erzielt werden konnten. Aus diesem Grund wurde Helium insbesondere für Geschwindigkeiten über 200 m/s eingesetzt. Die Versuche wurden an der TiAl-Gusslegierungen TNBV3B beider Modifikationen sowie an der TiAl-Legierung TNBV4 in geschmiedeter und stranggepresster Variante sowie der Titanlegierung Ti-6-2-4-2 durchgeführt.

Die Proben wurden in der Halterung am unteren Ende fest eingespannt und am oberen Ende lediglich abgestützt. Einige Versuche wurden mit einer Hochgeschwindigkeitskamera gefilmt. Die Abweichung von der eingestellten Geschwindigkeit lag unter ± 5 m/s. Die Genauigkeit bezüglich des Auftreffortes hing vom

eingestellten Druck des Gases, der Entfernung zwischen dem Laufende und der Probe sowie der Qualität der verwendeten Sabots und des Sabot-Fängers ab. Eine Verringerung des Abstandes der Probe vom Lauf auf ca. 20 mm, die Verwendung eines leicht konischen Sabot-Fängers und eine hohe Fertigungsgenauigkeit der Sabots führte zu einer maximalen Abweichung von der gewünschten Auftreffposition von etwa 0,3 mm.

3.3.2 Versuchsparameter

Basierend auf den in Kapitel 2 identifizierten wichtigen Parametern für einen Impact umfassen die Untersuchungen unterschiedlicher Partikeleinschläge variierende Projektilgrößen und damit –massen, Projektilgeschwindigkeiten sowie verschiedene Auftreffwinkel und Impact-Positionen auf der Probe.

Impact-Schädigungen können durch Teilchen unterschiedlichster Form verursacht werden. Bei der Verwendung kubischer Projektile ist die Art und Weise des Auftreffens, d. h. Auftreffen mit der Kante, einer Ecke oder einer Fläche und der Auftreffwinkel, von erheblichem Einfluss. Damit lassen sich zwar unterschiedlichste Einschläge abbilden, allerdings wird eine große Anzahl von Proben benötigt, um eine ausreichende Statistik vorweisen zu können.

Für grundlegende Studien sind daher sphärische Projektile vorzuziehen. Hierbei kann eine bessere Reproduzierbarkeit der erzeugten Schädigungen gewährleistet werden. Aus diesem Grund beschränkt sich diese Arbeit auf die Verwendung sphärischer Projektile.

Auf Basis von Untersuchungen der Schädigungen an Schaufeln in der Niederdruckturbine wurden in vorangegangenen Studien meist Stahlprojektile in der Größenordnung von 1 mm bis etwa 3,2 mm Durchmesser gewählt [118, 119]. Für die vorliegende Arbeit wurden Stahlprojektile (X105CrMo17, gehärtet; Werkstoff-Nr. 1.4125) mit Projektildurchmessern von 1,5 mm bis 4,75 mm verwendet, um zum einen eine Vergleichbarkeit mit den bisherigen Arbeiten gewährleisten zu können, zum anderen aber auch höhere Impact-Energien mit Hilfe der größeren Projektile realisieren zu können (Kennwerte des Werkstoffs, genaue Angaben der Projektilgrößen und –gewichte sowie zugehörige Impact-Energien für ausgewählte Geschwindigkeiten siehe Anhang B).

Interessante Geschwindigkeitsbereiche für Impact-Untersuchungen im Hochdruckkompressor und der Niederdruckturbine wurden in [116] für zwei verschiedene Triebwerke abgeschätzt. Für Teilchen, die mit der Strömung mitgetragen werden,

3 Experimentelle Durchführung

sind demnach je nach Abstand zur Rotationsachse Geschwindigkeiten von $80 \text{ m/s} \pm 8 \text{ m/s}$ bis $160 \text{ m/s} \pm 16 \text{ m/s}$ für die Niederdruckturbine und zwischen $130 \text{ m/s} \pm 13 \text{ m/s}$ und $300 \text{ m/s} \pm 30 \text{ m/s}$ für den Hochdruckverdichter interessant. Relevante Geschwindigkeiten für Teilchen, die mit der Umfangsgeschwindigkeit der Schaufeln auftreffen, liegen zwischen $140 \text{ m/s} \pm 14 \text{ m/s}$ und $280 \text{ m/s} \pm 28 \text{ m/s}$ für die Niederdruckturbine und zwischen $230 \text{ m/s} \pm 23 \text{ m/s}$ und $430 \text{ m/s} \pm 43 \text{ m/s}$ für den Hochdruckverdichter mit einem Anteil senkrecht zur Anströmung von $100 \text{ m/s} \pm 10 \text{ m/s}$ bis $200 \text{ m/s} \pm 20 \text{ m/s}$ beziehungsweise $130 \text{ m/s} \pm 13 \text{ m/s}$ bis $300 \text{ m/s} \pm 30 \text{ m/s}$. Mit dem in dieser Arbeit verwendeten Versuchsaufbau lassen sich Impact-Geschwindigkeiten zwischen 80 m/s und 320 m/s realisieren. Der in [116] theoretisch abgeleitete, für einen Impact interessante Geschwindigkeitsbereich lässt sich damit in der Niederdruckturbine vollständig und im Hochdruckkompressor in einem weiten Bereich abbilden.

Der Einsatz von TiAl-Legierungen im Kompressor und der Turbine wird durch die maximale Einsatztemperatur von 750 °C begrenzt. Der Einfluss der Temperatur auf die Schädigung während eines Impacts kann allerdings bis etwa 600 °C vernachlässigt werden [119, 122]. Der Duktil-Spröd-Übergang für TiAl-Legierungen ist je nach Zusammensetzung und Mikrostruktur bei vergleichsweise hohen Temperaturen zwischen 620 °C und 800 °C [6] anzusiedeln, so dass sich der Werkstoff auch bei erhöhten Temperaturen meist noch - ähnlich dem Verhalten bei Raumtemperatur - sehr spröde verhält. Aus diesem Grund wurde auf ein Aufheizen des Targets zugunsten einer einfacheren Versuchsführung verzichtet und die Impact-Versuche bei Raumtemperatur durchgeführt.

Auf die unterschiedlichen Einschlagorte und Impact-Winkel wird im Folgenden eingegangen.

3.3.3 Probengeometrien und -vorbereitung

Entsprechend der Impact-Positionen in der Probenmitte und in Kantennähe wurden unterschiedliche Probengeometrien gewählt, die im Folgenden näher beschrieben werden. Eine Übersicht aller in der vorliegenden Arbeit verwendeten Probenformen befindet sich in Anhang C.

Für Beschussversuche in die Probenmitte (zentraler Impact) wurden die gegossenen beziehungsweise erodierten Platten in ihrer ursprünglichen Form verwendet, wenn aufgrund der hohen Impact-Energie ein entsprechend großes Rissnetzwerk zu erwarten war (Probenform 1, siehe Abbildung 3.2).

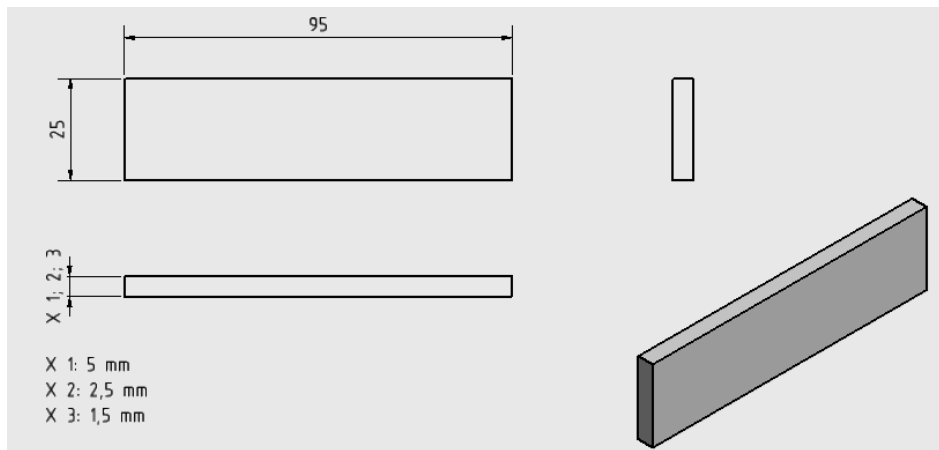


Abbildung 3.2: Probenform 1: gegossene bzw. erodierte Platten (Angaben in mm).

Flachproben mit einer Taillierung auf 10 mm Probenbreite (Probenform 2, siehe Abbildung 3.3) wurden bei niedrigeren Energien ohne oder mit geringer Rissausbildung verwendet. Diese massive Taillierung bei niederenergetischen Schüssen war notwendig, um ein Versagen der Probe außerhalb der Messlänge während der mechanischen Prüfung der Proben zu vermeiden sowie die für einen Bruch der Probe erforderliche Kraft aufbringen zu können.

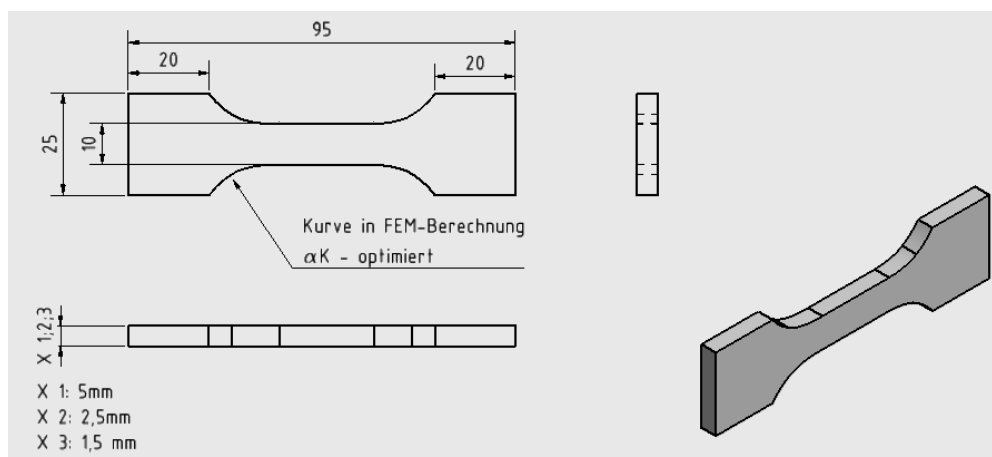


Abbildung 3.3: Probenform 2: taillierte Flachprobe (Angaben in mm)

Grundsätzlich erfordert eine Messlänge von 10 mm bei einer derartigen Taillierung von 25 mm auf 10 mm Probenbreite eine Probenlänge von mehr als den gegebenen 95 mm der Probenplatten, da es sonst zu einer Spannungsüberhöhung am Geometrieübergang kommen kann. Die Kontur dieser Geometrie wurde deshalb mit Hilfe der Finiten Elemente Methode (FEM) optimiert, um Spannungsüberhöhungen

3 Experimentelle Durchführung

an der fließenden Kontur zu minimieren. Die optimale Kontur mit fließender Änderung der Breite ergab sich bei 10 mm in der Symmetrieebene und einer graduellen Zunahme bis 10,10 mm nach 5 mm und 10,36 mm nach 10 mm Entfernung von der Symmetrieebene. Daraus wird deutlich, dass bei Verwendung dieser Kontur und eines Dehnungsaufnehmers mit 10 mm Messlänge mit einer einheitlichen Breite von 10 mm gerechnet werden kann. Genaue Angaben zur Probenkontur befinden sich in Anhang C.

Für Schüsse an die Probenkante (kantennaher Impact) wurden für einige Versuche ebenfalls untaillierte Flachproben (Probenform 1) mit einer Dicke von ca. 1,5 mm gewählt. Meist erfolgten die Versuche aber an Proben mit schaufelähnlicher Kantenkontur. Dazu wurden Platten mit einer mittleren Dicke von 2,5 mm der Legierungen TNBV4 und Ti-6-2-4-2 auf lediglich 20 mm tailliert und der kantennahe Bereich auf einer Länge von 30 mm und einer Breite von 5,7 mm in einem Winkel von 10° abgeschrägt, so dass die Dicke der Probe direkt an der Kante nur noch 0,5 mm betrug (Probenform 3a, siehe Abbildung 3.4). Der Übergang zur abgeschrägten Kante wurde mit einem 5 mm Radius versehen, um Spannungsspitzen am Geometrieübergang zu verringern.

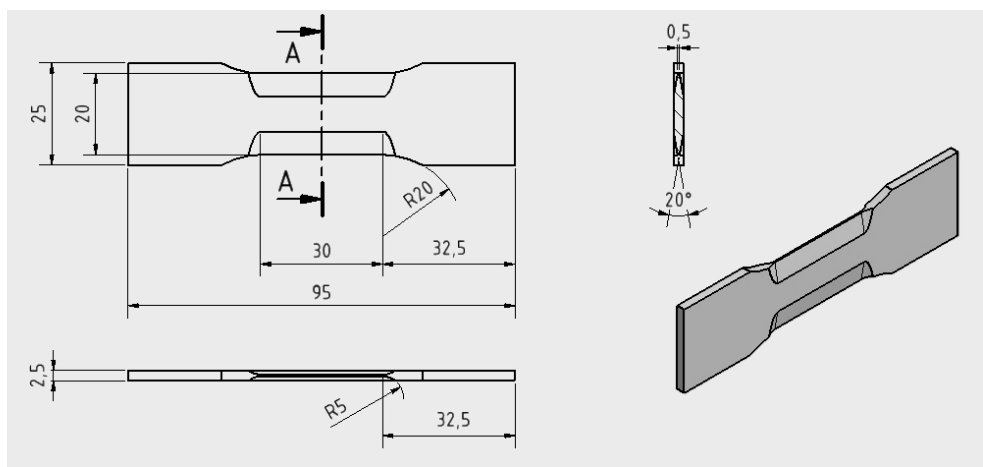


Abbildung 3.4: Probenform 3a: Probengeometrie mit schaufelähnlicher Kantenkontur für Beschussversuche in Kantennähe an den Legierungen TNBV4 und Ti-6-2-4-2 (Angaben in mm).

Die abgeschrägte Kontur an der Kante wurde zu Beginn mittels spanender Bearbeitung angebracht. Im weiteren Verlauf der Arbeit wurde allerdings aufgrund der Sprödigkeit von TiAl und der damit verbundenen Bearbeitungsschwierigkeiten die Bearbeitung mittels Drahterosion vorgezogen. Aufgrund der verschiedenen Herstellungsmethoden kam es zu geringfügigen Unterschieden im vorderen Bereich der Kantengeometrie. Spanend bearbeitete Proben können eine um etwa 0,1 mm

geringere Dicke direkt an der Kante zeigen. Nach etwa einem Millimeter Abstand von der Kante ist nahezu kein Unterschied zwischen der spannenden Bearbeitung und der Drahterosion mehr auszumachen.

Für die kantennahen Schüsse auf Gussproben wurden 5 mm dicke Platten verwendet, die beidseitig auf eine Dicke von 2,5 mm über den Messbereich mittels Drahterosion reduziert wurden. Im Anschluss wurden diese Proben analog der Schmiedelegierung weiter bearbeitet (Probenform 3b, siehe Abbildung 3.5). Vor den Versuchen wurden die Oberflächen der Proben bis zu einer Schleifpapierkörnung von 1200 geschliffen und sämtliche Kanten gebrochen. Zum Abbau der durch die mechanische Bearbeitung erzeugten Spannungen wurden die Proben im Hochvakuum (10^{-6} mbar) bei 700 °C für eine Stunde geglüht und im Anschluss kontrolliert mit 5 °C/min abgekühlt. Danach erfolgte eine Bearbeitung der Proben mit Schleifpapier einer Körnung von 2500 und 4000. Die planparallelen Flächen wurden zuletzt mit einer SiO_2 -Suspension und H_2O_2 im Verhältnis 3:1 und die Kantenabschrägungen mit einer 3 μm – Diamantpaste poliert.

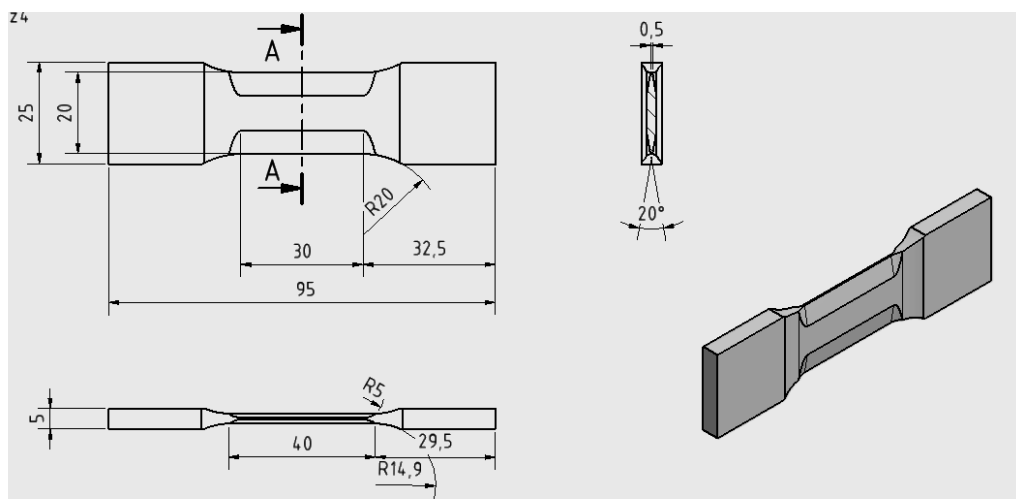


Abbildung 3.5: Probenform 3b: Probengeometrie mit schaufelähnlicher Kantenkontur für Beschussversuche in Kantennähe an der Gusslegierung TNBV3B (Angaben in mm).

Meist wurde ein Beschusswinkel von 90 ° gewählt, da hierbei die größte Schädigung erwartet wurde und eine Vergleichbarkeit mit bisherigen Arbeiten zum Impact-Verhalten von TiAl-Legierungen gewährleistet werden konnte (siehe Kapitel 2). Bei allen Proben entspricht der angegebene Beschusswinkel dem Winkel zwischen der Impact-Richtung und der lateralen Symmetrieebene (siehe Abbildung 3.6). Daneben erfolgten auch zentrale Impact-Versuche unter 45 °.

3 Experimentelle Durchführung

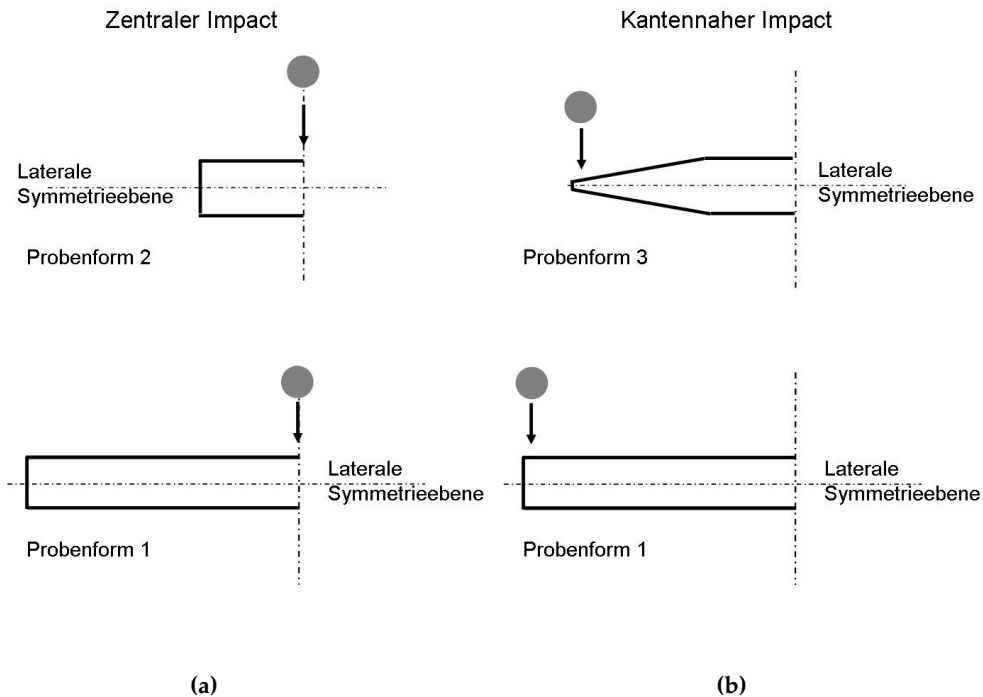


Abbildung 3.6: Impact-Positionen für die entsprechenden Probenformen (Querschnitt): (a) zentraler Impact (90°) an Probenform 1 und 2 und (b) kantennaher Impact (90°) an Probenform 1 und 3a bzw. 3b.

Außerdem wurden Experimente an TiAl-Kompressorleitschaufeln der 3. Stufe durchgeführt. Bei Versuchen an diesen Prototypen für TiAl-Verdichterleitschaufeln wurde der Beschusswinkel unter der Annahme, dass der Partikel vom Gasstrom mitgetragen wird, näherungsweise entsprechend der Anströmung am Leitradeintritt im Kompressor ausgerichtet (siehe Abbildung 3.7).

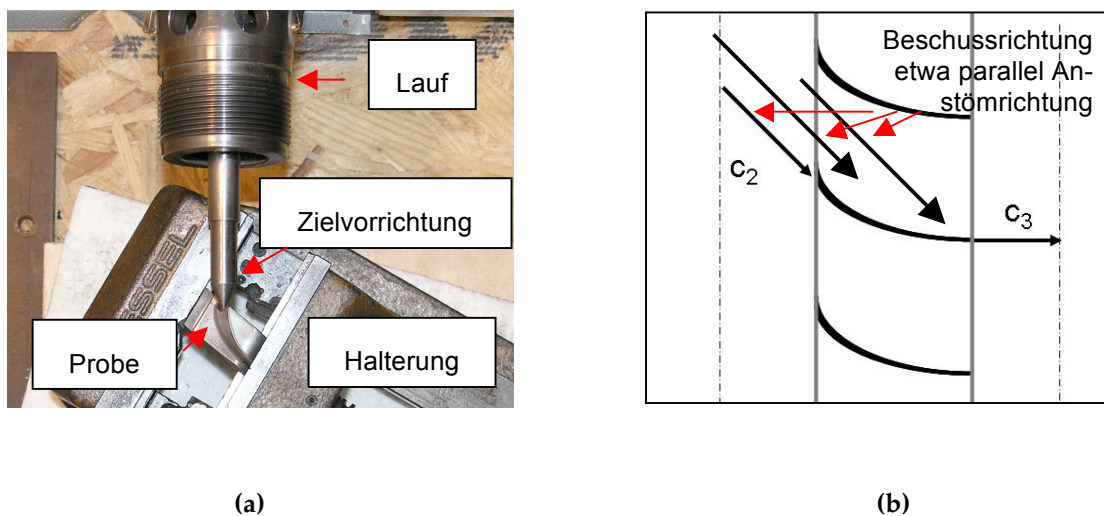
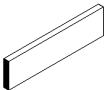


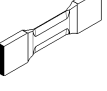


Abbildung 3.7: (a) Versuchsaufbau für Impact-Versuche an realen Geometrien und (b) Strömungsrichtung am Leitschaufelein- und austritt eines Kompressors, nach [113], mit entsprechender Beschussrichtung.

Dieser Versuchsaufbau kann die komplexen realen Verhältnisse im Kompressor nicht vollständig wiedergeben, doch kann er als Näherung gesehen werden.

An den durch einen Impact vorgeschädigten Proben wurden im Anschluss mechanische Untersuchungen durchgeführt und mit dem Verhalten ungeschädigter Proben verglichen. Eine Übersicht dieser Versuche an den unterschiedlichen Probengeometrien befindet sich in Tabelle 3.4. Die genaue Versuchsbeschreibung folgt im anschließenden Abschnitt.

Tabelle 3.4: Übersicht über die sich anschließenden mechanischen Tests an den unterschiedlich vorgeschädigten Proben.

Probenform		Impact-Position	Anschlussversuch
Probenform 1		Kantennaher Impact	Zug
		Zentraler Impact	Zug
Probenform 2		Zentraler Impact	Zug
Probenform 3a		Kantennaher Impact	Ermüdung
Probenform 3b		Kantennaher Impact	Ermüdung

3.4 Mechanische Prüfverfahren

Vor der mechanischen Prüfung erhielten die Oberflächen aller Proben eine Oberflächenbehandlung bis zu einer Schleifpapierkörnung von 4000. An flachen, planparallelen Oberflächen erfolgte zusätzlich eine Politur mit einer SiO₂-Suspension und H₂O₂ im Verhältnis 3:1. Sämtliche Kanten und Übergänge wurden für die Zug- und Ermüdungsversuche abgerundet, um eine mögliche Spannungsüberhöhung an diesen Stellen gering zu halten.

3.4.1 Quasi-statische Versuche

3.4.1.1 Zugfestigkeit

Die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung wurden bei Raumtemperatur (RT) an Flachproben bestimmt. Die entsprechende Geometrie der taillierten Proben entspricht der in Abbildung 3.3 (Probenform 2). Hierfür wurden Gussproben aller Ausgangsdicken (5,0 mm, 2,5 mm und 1,5 mm) sowie Proben aus dem geschmiedeten und dem stranggepressten Werkstoff mit einer Ausgangsdicke von 2,5 mm geprüft. Zusätzlich erfolgten auch Zugversuche an der Titanreferenzlegierung Ti-6-2-4-2 gleicher Dicke.

Alle Proben wurden in Querhaupt-Wegregelung mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/min geprüft. Hierbei wurden die Kraft über eine Kraftmessdose und die Dehnung mit Hilfe eines Dehnungsaufnehmers mit einer Meßlänge von 10 mm gemessen.

3.4.1.2 Restfestigkeit nach einem Impact

Zur Bestimmung der Restfestigkeit nach einem Impact bei Raumtemperatur wurden taillierte (Probenform 2) sowie nicht taillierte Flachproben (Probenform 1) verwendet.

Ein Teil der Proben mit großen Rissnetzwerken erhielt ein sogenanntes „Heat Tinting“ (HT) für 15 min bei 850 °C. Dadurch wurde die durch den Impact entstandene Rissfläche oxidiert und konnte so eindeutig nach dem vollständigen Bruch der Probe zugeordnet und geometrisch erfasst werden. Zur Vereinfachung wurde bei zentralen Impacts der zum Bruch führende Teil des Rissnetzwerks auf der Probenrückseite durch einen halbelliptischen Riss mit Risstiefe a^* und Rissbreite $2c$ angenähert. Die entsprechenden Werte wurden der im Stereomikroskop abgebildeten, oxidierten Fläche (Projektion der Impact-Risse auf der Bruchfläche) entnommen.

Nach ASTM E740 [142] lässt sich mit Hilfe der Restfestigkeit von Zugproben mit halb-elliptischem Oberflächenanriss (SCT-Proben, surface crack tension) und der anfänglichen Rissgeometrie ein Wert für die Bruchzähigkeit bestimmen. Dieses Verfahren eignet sich für Werkstoffe mit geringer Zähigkeit, bei denen die plastische Zone an der Risspitze klein ist und stabiles Risswachstum vor Versagen vernachlässigt werden kann. Unter weiterer Voraussetzung von $a \geq 0,5 (K/\sigma_y)^2$ und $B-a^* \geq 0,5 (K/\sigma_y)^2$ ist der wie folgt zu ermittelte K-Wert nahezu unabhängig von Risslänge, Rissgeometrie und Probendicke [142]:

$$K = \sigma \sqrt{a^* \cdot \pi} \cdot \frac{M}{\Theta}, \text{ mit} \tag{3.9}$$

$$M = \left(1,13 - 0,09 \frac{a^*}{c} \right) + \left(-0,54 + 0,89 \left(0,2 + \frac{a^*}{c} \right)^{-1} \right) \left(\frac{a^*}{B} \right)^2$$

$$+ \left(0,5 - \left(0,65 + \frac{a^*}{c} \right)^{-1} + 14 \left(1 - \frac{a^*}{c} \right)^{24} \right) \left(\frac{a^*}{B} \right)^4$$

$$\Theta^2 = 1 + 1,464 \left(\frac{a^*}{c} \right)^{1,65}$$

Hierbei bezeichnet B die Probendicke. M und Θ sind Geometrieterme. Gleichung 3.9 gibt den Spannungsintensitätsfaktor am tiefsten Punkt auf der Rissumgrenzung an und gilt für den Fall $a^* \leq c$ und $a^* \leq 0,8 B$.

Analog dieser Vorgehensweise an SCT-Proben wurde mit Hilfe der Impact-Rissgeometrie und der Restfestigkeit ein kritischer Spannungsintensitätsfaktor auf Basis der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) abgeschätzt. Aufgrund der Risseinbringung durch Impact und nicht durch zyklische Belastung entsprachen die Risse in ihrer Geometrie und ihrer Ausbreitung nicht den Anforderungen der ASTM E740 [142] zur Bestimmung der Bruchzähigkeit. Daher kann mit Hilfe dieser Methode lediglich eine Abschätzung der Spannungsintensitätsfaktoren und damit der Bruchzähigkeit für näherungsweise halb-elliptische Risse vorgenommen werden.

Bei kantennahen Impacts mit genügend großer Energie wurde von einem von der Kante ausgehenden und über den Gesamtquerschnitt mit Breite W reichenden Riss mit Länge a ausgegangen. Dabei wichen auch hier die Rissausbreitung und die Rissgeometrie von einem typischen Kantenriss verursacht durch zyklische Belastung ab, so dass die Berechnungen nach Formel 3.10 zur Bestimmung des K_I -Werts für eine Platte unter Zug mit einem einseitigen Kantenriss [143] ebenfalls nur als Abschätzung der herrschenden Spannungsintensitätsfaktoren dienen kann:

3 Experimentelle Durchführung

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{a} \cdot F\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3.10)$$

$$\text{mit } F = 1,99 - 0,41\left(\frac{a}{W}\right) + 18,70\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 38,48\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 53,85\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

Bei einem Verhältnis von $a/W \leq 0,6$ liefert Gleichung 3.10 einen Fehler von etwa 0,4 %. Die Dimension der Dicke B der Proben sowie der Risslänge a sollten dabei den Wert $2,5(K_{Ic}/\sigma_y)^2$ überschreiten [143].

Mittels einiger Referenzzugversuche wurde außerdem geklärt, ob es zu einer Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch das Heat Tinting kommt. Hierfür wurden zum einen ungeschädigte Proben vor den Zugversuchen einer entsprechenden Wärmebehandlung unterzogen. Zum anderen wurden Zugversuche an Proben ohne Wärmebehandlung durchgeführt, die aber ein Rissnetzwerk aufwiesen, das mit den Rissnetzwerken der Proben mit Heat Tinting vergleichbar war. Die Impact-Rissfläche wurde dabei mit Hilfe der Mikroskopieaufnahmen des Schadens an der Oberfläche und der Bruchfläche in Impact-Nähe abgeschätzt.

3.4.1.3 Plastische Verformung unter Druck

Neben den mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung wurde auch das Verhalten unter Druck an der TiAl-Gusslegierung und der umgeformten TiAl-Legierung TNBV4-F untersucht. Diese Versuche dienten einer Korrelation der Mikrohärtigkeit definiert umgeformter Druckproben mit der Mikrohärtigkeit im Indentbereich einer Impact-Probe zur Abschätzung der Verformungsgrade erzeugt durch einen Impact.

Für die Druckversuche wurden zylinderförmige Proben mit einem Durchmesser von 7 mm und einer Höhe von 10,5 mm verwendet, die aus einem kleinen, gegossenen Stab sowie dem restlichen geschmiedeten Block herausgerodiert wurden. Die Längsachse der Zylinder der geschmiedeten Legierung TNBV4-F entsprach dabei der Tiefenrichtung der erodierten Platten. Die zu prüfenden Zylinder wurden zwischen zwei Hartmetallstempeln mit einer Geschwindigkeit von 0,2 mm/min gestaucht. Aufgezeichnet wurden bei dieser Versuchsführung der Traversenweg und die Kraft. Der Umformgrad der Druckzylinder lässt sich wie folgt aus der Ausgangshöhe h_0 und der Höhe h nach Druckverformung berechnen:

$$\text{Umformgrad} = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad (3.11)$$

3.4.1.4 Biegefestigkeit

Die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bei TiAl mit umgeformten Mikrostrukturen wurde als Maß für die Anisotropie der Festigkeit mit Hilfe von Biegeversuchen abgeschätzt.

Hierfür wurden Dreipunktbiegeproben der Legierung TNBV4-F und TNBV4-E senkrecht und parallel zur Längsachse der Platten entnommen und beidseitig mit einem Schleifpapier der Körnung 2500 geschliffen (siehe Abbildung 3.8).

Proben der Gusslegierung TNBV3B wurden zum Vergleich nur parallel der Längsachse entnommen. Die Biegeproben hatten eine Breite W von ca. 4,5 mm und eine Dicke B von ca. 2,5 mm.

Bei der Präparation der Gussproben war nur ein geringer Oberflächenabtrag notwendig. Nach der Bearbeitung wurden diese Proben daher bei 700 °C für eine Stunde unter Vakuum spannungsarm gegläht, um möglicherweise noch vorhandene Eigenspannungen abzubauen, die aufgrund des Glasperlenstrahlens entstanden. Der letzte Schleifschritt wurde in diesem Fall nach der Wärmebehandlung wiederholt.

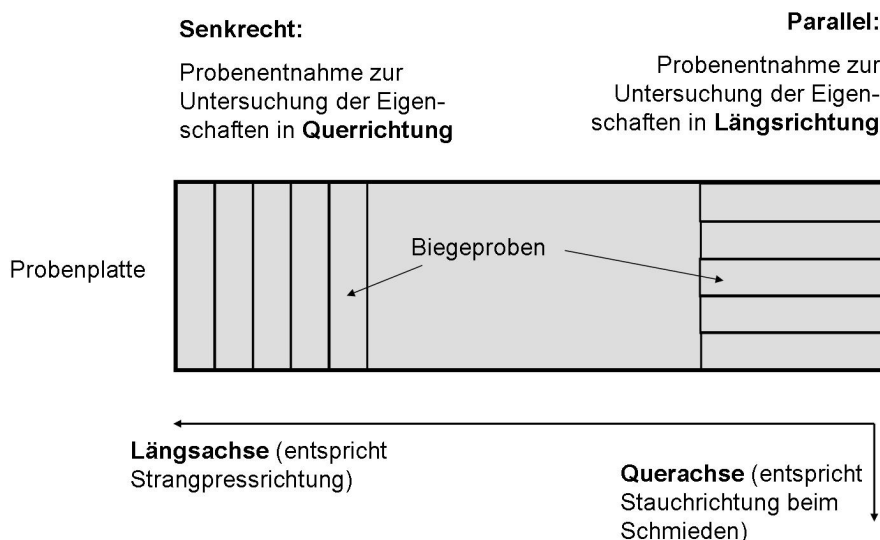


Abbildung 3.8: Probenentnahme zur Untersuchung der Anisotropie der geschmiedeten und stranggepressten Legierung TNBV4 mittels Dreipunktbiegung.

Die Dreipunktbiegeprüfung erfolgte mit einer Geschwindigkeit von 0,5 mm/min. Der Abstand der Auflager l betrug bei allen Versuchen 25 mm.

Bei der Dreipunktbiegung ergibt sich ein dreieckiger Biegemomentverlauf. Die maximale Biegespannung bei Bruch σ_b lässt sich aus der maximalen Kraft F_{\max} , dem Abstand der Auflager l , der Probenbreite W und der Probendicke B unter der Annahme eines linear-elastischen Verhaltens bis zum Bruch wie folgt berechnen:

$$\sigma_b = \frac{F_{\max} \cdot \frac{1}{4} l}{\frac{W \cdot B^2}{6}} \quad (3.12)$$

3.4.1.5 Mikrohärtemessung

Um die Härte des verformten Werkstoffes unterhalb der Einschüsse näher zu charakterisieren, wurden Untersuchungen mittels Mikrohärtemessung durchgeführt. Dazu stand ein Mikrohärtemesser der Firma *ATM* mit der Auswertesoftware *CMT 5.0* der Firma *Clemex* zur Verfügung. Die Ausmessung der Härteeindrücke erfolgte automatisch durch die Software.

Für die Messung der Mikrohärtigkeit wurden ein Vickersindenter, eine Haltezeit von 13 Sekunden und ein Eindringgewicht von 300 g gewählt. Auf diese Weise konnte gewährleistet werden, dass die Eindruckgröße über der Korngröße lag und damit die Streuung der Härte bedingt durch die mikrostrukturelle Heterogenität gering war. Der Abstand der einzelnen Eindrücke betrug dabei etwa das 2,5fache der Diagonalenlänge eines Eindrucks. Der Abstand wurde so gewählt, dass zum einen keine Beeinflussung der Härtewerte aufgrund des Nachbareindrucks zu befürchten war, was mit Hilfe einiger Versuche abgeklärt wurde. Zum anderen konnte das Härtefeld von Impact-Indents mit einer ausreichenden Auflösung abgebildet werden. Sämtliche Proben wurden vor der Messung warm eingebettet, bis zu einer Schleifpapierkörnung von 2500 geschliffen und anschließend mit einer SiO_2 -Suspension poliert.

3.4.2 Schwingfestigkeitsversuche

3.4.2.1 Ermüdungsfestigkeit ohne Vorschädigung

Das Dauerschwingverhalten ungeschädigter Flachproben wurde bei Raumtemperatur sowie bei 400 °C mit einem R-Verhältnis von 0,1 und einer Frequenz von 25 Hz als Referenz zu der Ermüdungsfestigkeit geschädigter Proben an allen TiAl-Legierungen untersucht.

Das Ermüdungsverhalten von Metallen wird in der Regel an taillierten Rundproben mit Gewinde in der Einspannung ermittelt. Die Ermittlung von Werkstoffkennwerten an den vorhandenen Flachproben zeigte sich als besonders schwierig, da die geringe Breite der gegossenen bzw. erodierten Platten von ca. 25 mm keine Kraftübertragung über Bolzen zuließ, so dass die Kraft durch Reibung (Klemmung) in einer Flacheinspannung übertragen werden musste. Um die Klemmkraft auf ein vertretbares Maß zu reduzieren, wurden taillierte Proben mit optimierter

Kantenkontur (Probenform 2, siehe Abbildung 3.3) mittlerer Ausgangsdicke (2,5 mm) gewählt.

Die Reibung zwischen der flachen Probe im Einspannbereich und der Einspannung konnte durch das Einlegen eines flachen Feilenblattes erhöht werden. Bei einigen Proben führten die daraus resultierenden Einkerbungen allerdings trotz der hohen Feinheit der Feilenblätter zum Versagen in der Einspannung, weswegen bei Raumtemperatur dazu übergegangen wurde, Sandpapier zu verwenden. Bei höheren Temperaturen war dies jedoch nicht möglich.

Die verwendete Probeneinspannung erlaubte eine maximale Prüftemperatur von 400 °C. Bei Temperaturen über 400 °C trat ein zu hoher Festigkeitsverlust bedingt durch das unterschiedliche Ausdehnungsverhalten der Probe und der Schrauben in der Einspannung auf, was zu einem Herausrutschen der Proben aus der Klemmvorrichtung führte.

Für Flachproben wurde eine maximale Lastspielzahl von 10^7 festgesetzt. Die Experimente wurden kraftgesteuert mit Hilfe einer servo-hydraulischen Prüfmaschine durchgeführt.

Die Ermüdungsfestigkeit bei Raumtemperatur wurde analog des in Abbildung 3.9 dargestellten Schemas ermittelt.

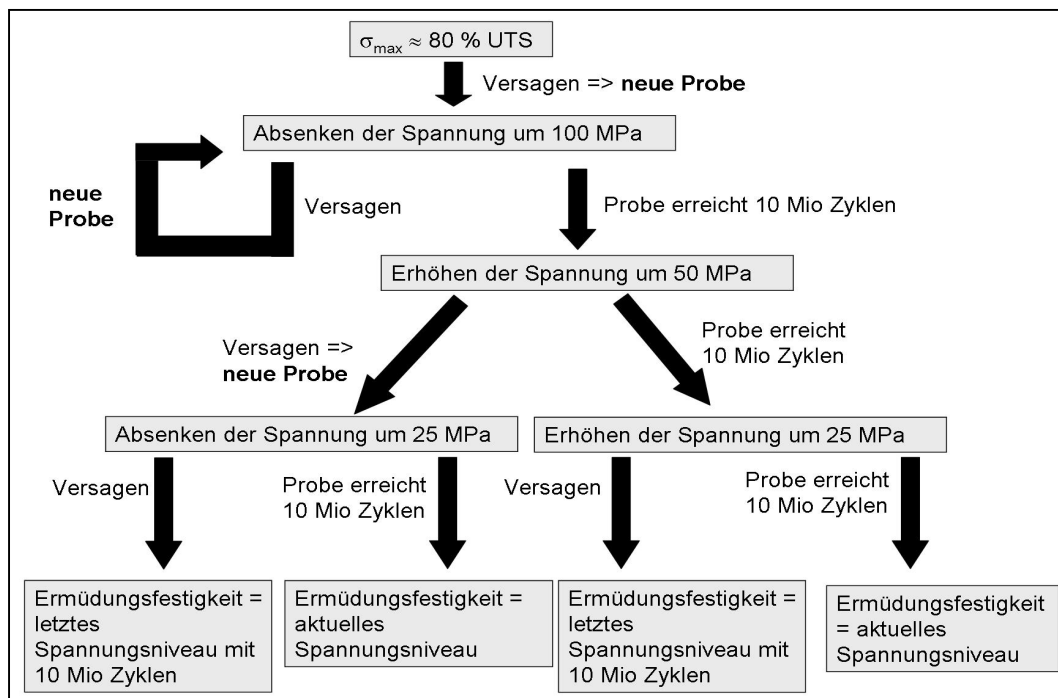


Abbildung 3.9: Vorgehen zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit der TiAl-Flachproben bei RT.

3 Experimentelle Durchführung

Für die maximale Spannung des ersten Versuchs wurde ca. 80 % der Zugfestigkeit der jeweiligen Legierung gewählt. Die Spannung wurde systematisch bis zum Erreichen der Ermüdungsfestigkeit entsprechend Abbildung 3.9 abgesenkt.

Die Ermüdungsversuche bei 400 °C wurden mit dem Spannungsniveau der Ermüdungsfestigkeit bei Raumtemperatur begonnen und dann entsprechend des Versuchsergebnisses um 25 MPa abgesenkt oder erhöht, bis 10^7 Zyklen bei einem Spannungsniveau erreicht wurden oder die Proben brachen.

Für einen Vergleich zwischen Flach- und Rundproben derselben Legierung wurden auch einige von *Rolls-Royce Deutschland* bereit gestellte Rundproben (Probenform 4, siehe Abbildung 3.10) der Legierung TNBV3B bei Raumtemperatur, einer Frequenz von 30 Hz und einem R-Verhältnis von 0,1 getestet. Beginnend bei ca. 85 % der Streckgrenze wurde bei den Rundproben die Spannung systematisch um 5 % der Zugfestigkeit abgesenkt, bis $35 \cdot 10^7$ Zyklen erreicht wurden. Mittels linearer Regression wurde die Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen bestimmt (siehe Anhang D.3).

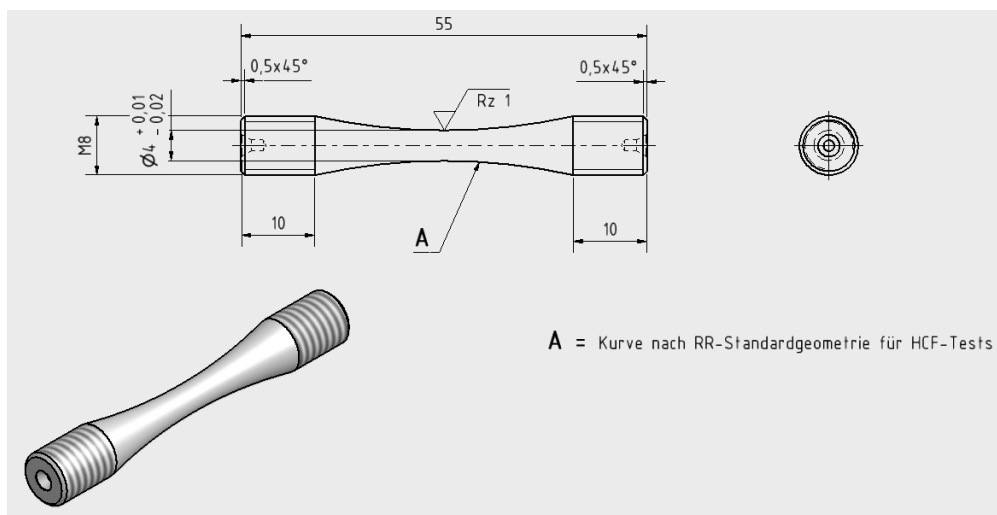


Abbildung 3.10: Probenform 4: Ermüdungsrundprobe nach RRD-Standardgeometrie.

3.4.2.2 Ermüdungsfestigkeit mit Vorschädigung durch Impact

Die Ermüdungsfestigkeit geschädigter Proben nach einem kantennahen Impact (Probenform 3a und 3b) wurde bei Raumtemperatur und 400 °C bestimmt. Die verwendete Frequenz lag je nach verwendeter Maschine und Einspannung zwischen 15 Hz und 55 Hz. Bei der gewählten Versuchsführung wurde die Last stufenweise nach Ablauf einer definierten Zyklenzahl angehoben (Step-Testing), bis die vorgeschädigte Probe versagte. Denk et al. [144] zeigten an Stahl, dass sich diese

Methode unter der Voraussetzung einer ausreichend großen Zyklenzahl ebenso gut zur Bestimmung der Ermüdungsfestigkeit eignet wie eine einstufige Versuchsführung. Die Höhe der Laststufe wirkt sich hierbei auf die Genauigkeit des ermittelten Wertes aus.

Die Anfangsspannung wurde dabei sehr niedrig angesetzt, da die Proben bei der gewählten Belastung nicht innerhalb der ersten 10^7 Zyklen versagen sollten. Das niedrigste, in der vorliegenden Arbeit verwendete Spannungsniveau betrug 75 MPa. Nach Erreichen der entsprechenden Zyklenzahl wurde das Spannungsniveau jeweils um 50 MPa angehoben, bis schließlich die Spannung erreicht wurde, bei der die Proben versagten.

Die Ermüdungsfestigkeit wurde als die maximale Spannung des letzten Spannungsniveaus definiert, bei dem die Proben 10^7 Zyklen überstanden. Während der Raumtemperaturversuche wurde die Schädigung auf der Rückseite nach jedem Block von 10^7 Zyklen im Stereoskop untersucht und die Risslänge dokumentiert.

3.4.2.3 Rissfortschrittsuntersuchungen

Der Rissfortschritt in den TiAl-Legierungen wurde mit Hilfe von SET (single edge tension)-Proben bei Raumtemperatur untersucht. Die Kraft wurde über eine Klemmvorrichtung eingeleitet (siehe Abbildung 3.11a). Zur Herstellung der Proben kamen Platten mittlerer Dicke (2,5 mm Ausgangsdicke) der Legierungen TNBV3B, TNBV4-E und TNBV4-F zum Einsatz.

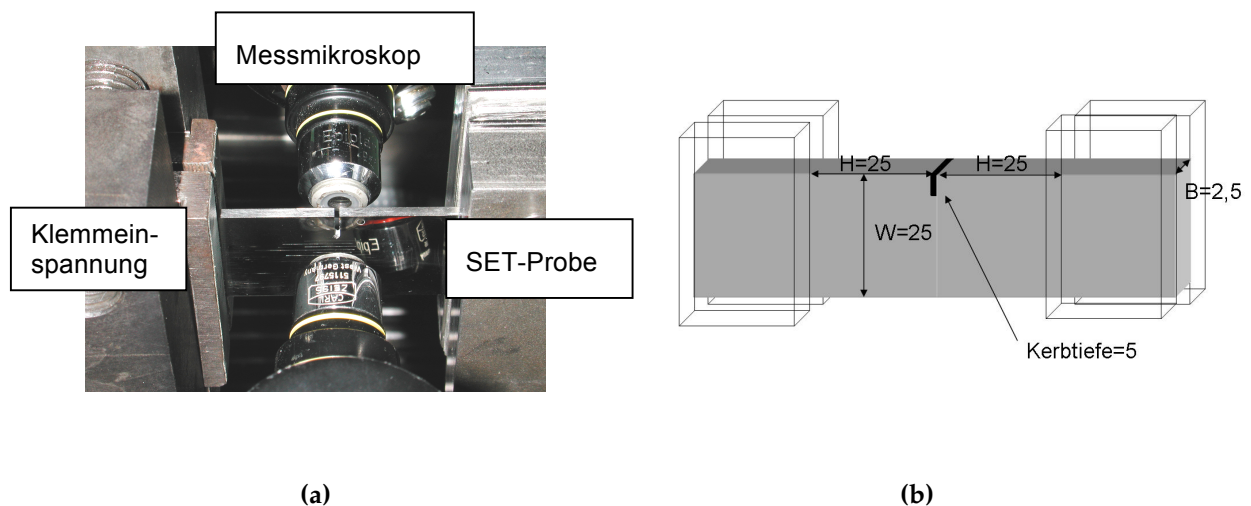


Abbildung 3.11: (a) Versuchsaufbau mit Klemmeinspannung und Messmikroskopen auf beiden Seiten für Rissfortschrittsuntersuchungen und (b) Probengeometrie am Beispiel der TNBV3B-Platten mit Position der Klemmeinspannung (Angaben in mm).

3 Experimentelle Durchführung

Da kein vollständiges Entfernen der offenen Porosität, also nur ein geringer Oberflächenabtrag, nötig war, wurden die Gussproben zusätzlich noch bei 700 °C für 1 h im Vakuum geglüht, um mögliche Eigenspannungen abzubauen, die aus dem Glasperlenstrahlen resultierten.

Zur beidseitigen optischen Risslängenmessung mittels Messmikroskop wurden die Proben auf beiden Seiten geschliffen und poliert. Außerdem wurden Messmarken unterhalb der Kerbe auf beiden Seiten angebracht. Diese Bearbeitung erfolgte bei den geglühten Proben der Legierung TNBV3B nach der Wärmebehandlung.

Die Proben erhielten mittels Drahterosion eine ca. 5 mm lange Kerbe mit einer Breite von ca. 0,3 mm. Aufgrund der geringen Plastizität der TiAl-Legierungen gestaltete sich die Erzeugung eines Anrisses an der Kerbspitze als schwierig. Sowohl das Anbringen eines spitzen Chevron-Kerbs, als auch eine Vorschädigung mittels Laser führten beim Anschwingen nicht zur Bildung eines Anrisses am Kerbgrund. Gute Ergebnisse konnten allerdings durch eine kleine Vorschädigung auf der Vorder- und Rückseite der Kerbspitze mittels Elektroschreiber erzielt werden.

Die Rissfortschrittsuntersuchungen wurden ähnlich dem von Suresh [145] beschriebenen Verfahren durchgeführt. Rissinitiierung in spröden Werkstoffen führen unter Zug-Zug-Belastung meist zu einem katastrophalen Versagen. Aus diesem Grund schlägt Suresh [145] eine Rissinitiierung im Druckbereich vor. Diese bietet den Vorteil, dass der Riss nach einem gewissen Fortschreiten zum Stillstand kommt. Beim Anschwingen der TiAl-Legierungen zeigte sich allerdings, dass eine geringe Zugspannung nötig war, so dass ein negatives R-Verhältnis (hohe Druckspannungen, geringe Zugspannungen) gewählt wurde.

Der Wert für ΔK errechnet sich bei SET-Proben (mit Klemmeinspannung) nach John et al. [146] wie folgt:

$$\Delta K = \frac{F_{\max} - F_{\min}}{W \cdot B} \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\frac{1 - 0,969 \frac{a}{W} + 0,6054 \left(\frac{a}{W}\right)^2}{0,7944 - 0,7867 \frac{a}{W}}} \quad (3.13)$$

Dabei bezeichnet B die Probendicke, W die Probenbreite, a die Risslänge und F_{\min} bzw. F_{\max} die minimale bzw. die maximale Kraft. Diese Formel gilt für ein Verhältnis $H/W=1$ (siehe Abbildung 3.11b), wobei H den Abstand zwischen Einspannung und Kerbe bezeichnet. Nach Erzeugung des Anrisses wurde der Rissfortschritt bei einem R-Verhältnis von 0,1 weiter untersucht. Ziel der Versuche war die Bestimmung des Schwellwerts ΔK_{th} und des Rissfortschrittsverhaltens für dieses R-Verhältnis.

Dabei wurde mit einem ΔK -Wert geringfügig über dem Schwellwert begonnen. Die ΔK -Werte wurden nach etwa 1 mm Risswachstum bei einem R-Verhältnis von 0,1

systematisch bis zum Erreichen des Schwellwerts abgesenkt, wenn ausreichendes Risswachstum auf beiden Seiten der Probe zu erkennen war. Die Werte für ΔK und F_{\max} wurden mit weniger als 10 % der vorangegangenen Schwingbreite [145] bzw. maximalen Kraft [147] bis zu einer Rissgeschwindigkeit da/dN unter 10^7 mm/Zyklus [147, 148] abgesenkt.

Der Radius der plastischen Zone lässt sich nach Irwin für den monotonen Fall wie folgt abschätzen [101]:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (\text{ebener Spannungszustand}) \quad (3.14)$$

In diesem Fall bezeichnen K_{\max} den maximalen Spannungsintensitätsfaktor und σ_y die Fließspannung. Für die Änderung der Risslänge Δa wurde für jeden Schritt 0,5 mm vorgeschlagen [147, 148]. Aufgrund der geringen Probenbreite W der vorhandenen Platten musste jedoch ein geringeres Δa gewählt werden, so dass mindestens zwei Versuche zur Schwellwertbestimmung an jeder Probe durchgeführt werden konnten. Um sicher zu stellen, dass der Riss während jeder Laststufe ein Mehrfaches des Radius der plastischen Zone r_{pl} fortschreitet, wurde als minimaler Rissfortschritt Δa ein Inkrement von mindestens $6r_{pl}$ des vorangegangenen Lastniveaus gewählt [148, 149].

Im Anschluss an die Schwellwertbestimmung wurde das Verhalten bei höheren Rissfortschrittsraten und einer konstanten Lastamplitude $(F_{\max}-F_{\min})/2$ untersucht.

4 Ergebnisse und Diskussion

Das folgende Kapitel beschäftigt sich mit der Darstellung der Ergebnisse der Experimente und deren Interpretation. Nach der Charakterisierung der Mikrostrukturen und mechanischen Eigenschaften der untersuchten Legierungen wird das durch einen Impact erzeugte Schadensbild, welches Risse, Ausbrüche sowie den Eindruck des Projektils im Target (Verformung) zusammenfasst, dargestellt und hinsichtlich seiner Einflussfaktoren analysiert. Auf die verformten Bereiche im Einschussgebiet wird dabei gesondert eingegangen. Außerdem werden die Auswirkungen eines Impacts auf das mechanische Verhalten unter quasi-statischer Belastung und Wechselbelastung behandelt.

4.1 Charakterisierung der untersuchten Werkstoffe

Da das Gefüge bei Titan- und TiAl-Legierungen das mechanische Verhalten wesentlich beeinflusst, erfolgt zu Beginn eine Charakterisierung der Mikrostruktur aller untersuchten Legierungen und ihrer mechanischen Eigenschaften. Der Fokus liegt hierbei auf dem Verhalten der TiAl-Legierungen.

4.1.1 Mikrostrukturelle Charakterisierung

4.1.1.1 Die Gusslegierung in den Modifikationen TNBV3B-1 und TNBV3B-2

Die Gusslegierung in ihren Modifikationen TNBV3B-1 und TNBV3B-2 lag in Form von gegossenen Platten mit drei unterschiedlichen Dicken vor und wurde in drei Chargen geliefert. Charge 1 umfasste Platten der Modifikation TNBV3B-1, Charge 2 und 3 bestanden aus Proben der Modifikation TNBV3B-2. Platten mit einer nominalen Dicke (vor Präparation) von 1,5 mm werden im Folgenden auch mit *dünn*, von 2,5 mm mit *mittel* und von 5,0 mm mit *dick* bezeichnet.

Wegen des Molybdänanteils stellt sich bei diesen Zusammensetzungen ein mehrphasiges Gefüge bestehend aus $\gamma(\text{TiAl})$, $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ und β/β_0 -Phase⁷ ein. Außerdem bilden sich Boride, die sich meist in kettenartigen Gebilden anordnen und sehr feine Ausscheidungen an ω -Phase, die innerhalb der β/β_0 -Matrix zu finden sind. Wie in Abbildung 4.1 zu sehen ist, sind diese nur wenige Nanometer groß. Huang et al. [150] zeigten, dass ω -Ausscheidungen Einfluss auf die Verformbarkeit von TiAl-Legierungen nehmen können.

⁷ In dieser Arbeit wird nicht zwischen β/β_0 unterschieden. Eine Übersicht der für diese Arbeit relevanten Phasen befindet sich in Anhang A.

Beide Modifikationen zeigen ein Duplexgefüge mit globularen γ -Körnern und lamellaren Kolonien. Zwischen den Korn- und Koloniegrenzen befindet sich in der Probenmitte β/β_0 -Phase. Sämtliche Gussproben weisen in der Plattenmitte ein anderes Gefüge auf als in Oberflächennähe. Auf dieses Phänomen wird gesondert eingegangen. Die Angaben bezüglich der mittleren Korn- und Koloniegröße und lamellaren Anteile der Legierung beziehen sich auf den Bereich in der Probenmitte.

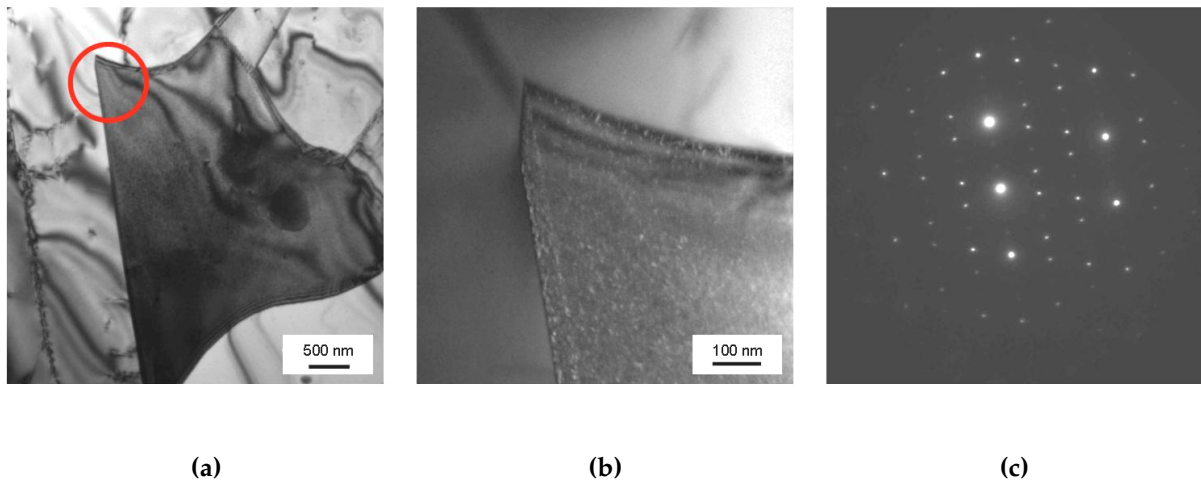


Abbildung 4.1: TEM-Hellfeldaufnahme eines β/β_0 -Gebiets mit ω -Phase der Legierung TNBV3B-2 (a) und Vergrößerung des markierten Bereichs als STEM-Dunkelfeldaufnahme (b) mit zugehörigem Beugungsbild (Zonenachsen $[0\ 4\ 4\ 1]\ \omega$ und $[\bar{2}\ 4\ \bar{2}\ \bar{3}]\ \omega$ bzw. $[11\ \bar{3}]\ \beta_0$) (c).

4.1.1.1 Auswirkung der Plattendicke und der Zusammensetzung auf das Gefüge

Aufgrund der unterschiedlichen Plattendicken stellen sich während der Abkühlung beim Gießprozess verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten ein, die das Gefüge maßgeblich beeinflussen. Je dünner die Platten sind, desto schneller kühlen diese ab und desto feiner zeigt sich das resultierende Gefüge, was auch aus den Darstellungen in Abbildung 4.2 ersichtlich wird.

Tabelle 4.1 gibt eine Übersicht über die Korn- und Koloniegrößen beider Modifikationen in Abhängigkeit der Plattendicke. Die lamellaren und globularen Körner sowie die einzelnen Phasen verteilen sich bei allen untersuchten Proben unabhängig von der Plattendicke gleichmäßig über den Querschnitt.

4 Ergebnisse und Diskussion

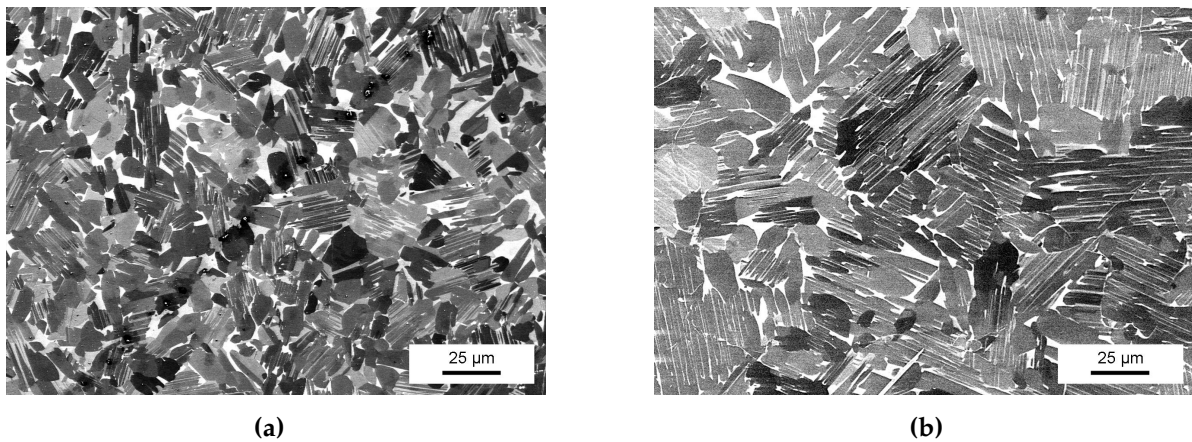


Abbildung 4.2: REM-Aufnahmen (SE) der Mikrostruktur der Gusslegierung TNBV3B-2 in der Plattenmitte entnommen aus 1,5 mm dünnen (a) und 5 mm dicken Platten (b). Die β/β_0 -Phase erscheint hell, die α_2 -Phase hellgrau. Die dunkleren Schattierungen kennzeichnen die γ -Phase.

Die mittlere Größe der lamellaren Kolonien variiert je nach Dicke der Proben zwischen $13 \mu\text{m}$ und $29 \mu\text{m}$, die der globularen γ -Körner zwischen $7 \mu\text{m}$ und $12 \mu\text{m}$ (siehe Tabelle 4.1). Der geringe Unterschied in der Korn- bzw. Koloniegröße zwischen den verschiedenen Modifikationen der Gusslegierung liegt im Bereich der Streuung der einzelnen Werte und kann daher vernachlässigt werden.

Tabelle 4.1: Mittlere Korn- und Koloniegrößen $D_{\text{mk}} \pm S_K$ der Gusslegierung beider Modifikationen in Abhängigkeit der Plattendicke.

	Charge 1 (TNBV3B-1)		Charge 2 (TNBV3B-2)		Charge 3 (TNBV3B-2)	
	Lamellar	Globular	Lamellar	Globular	Lamellar	Globular
	μm	μm	μm	μm	μm	μm
Dünn	13 ± 3	$8,5 \pm 0,8$	14 ± 1	$7,0 \pm 1,0$	-	-
Mittel	17 ± 3	$8,2 \pm 1,2$	19 ± 1	$7,8 \pm 0,3$	16 ± 1	$7,6 \pm 0,6$
Dick	29 ± 6	$12 \pm 1,1$	21 ± 3	$7,4 \pm 0,3$	22 ± 5	$7,6 \pm 0,9$

Auch bezüglich des Anteils an lamellaren Kolonien im Duplexgefüge konnte kein signifikanter Unterschied zwischen den Modifikationen festgestellt werden (siehe Tabelle 4.2). Der lamellare Anteil liegt für alle Modifikationen bei 0,5-0,6. Es kann ein geringfügiger Anstieg mit zunehmender Dicke beobachtet werden.

Tabelle 4.2: Lamellarer Volumenanteil $f_l \pm S_l$ in der Gusslegierungen beider Modifikationen in Abhängigkeit der Dicke.

	Charge 1 (TNBV3B-1)		Charge 2 (TNBV3B-2)		Charge 3 (TNBV3B-2)	
Dünn	0,49	$\pm 0,05$	0,47	$\pm 0,04$	-	-
Mittel	0,47	$\pm 0,04$	0,56	$\pm 0,05$	0,51	$\pm 0,04$
Dick	0,53	$\pm 0,08$	0,56	$\pm 0,03$	0,55	$\pm 0,07$

4.1.1.1.2 Eigenspannungszustand der Gussplatten

Durch das Glasperlenstrahlen, das zur Säuberung der Gussteile dient, werden Eigenspannungen in den Werkstoff eingebracht. Diese Eigenspannungen wurden anhand dicker Platten mittels Bohrlochmethode an der *BTU Cottbus* als Funktion der Tiefe bestimmt. Das Glasperlenstrahlen verursacht bis zu einer Tiefe von etwa $100 \mu\text{m}$ unter der Oberfläche hohe Druckeigenspannungen, die in unmittelbarer Oberflächennähe mehr als 1000 MPa betragen können. Bedingt durch den Prozess des Glasperlenstrahlens sind die Spannungen in Längs- und Querrichtung identisch (siehe Abbildung 4.3).

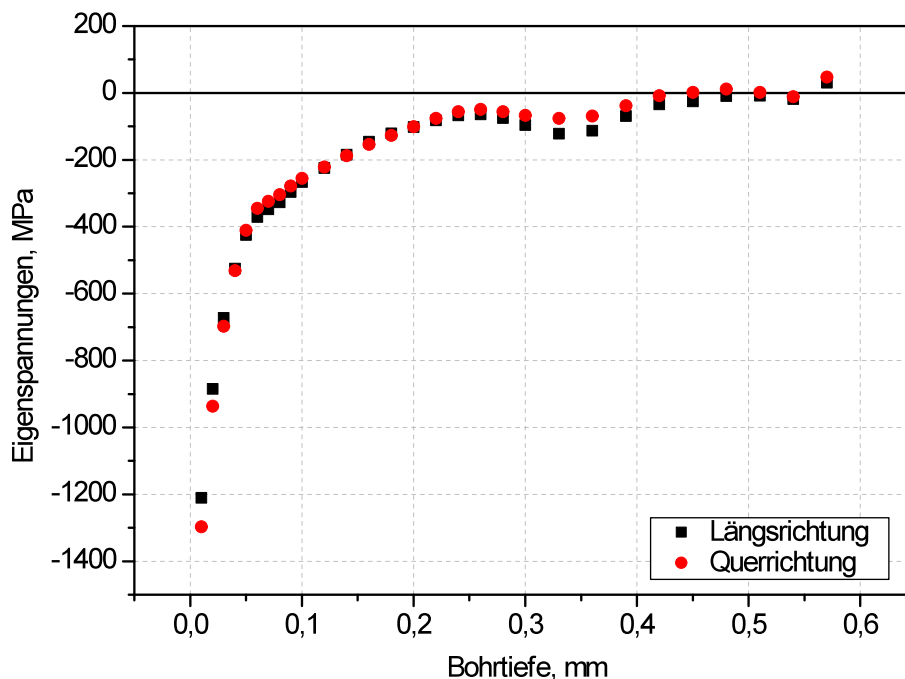


Abbildung 4.3: Eigenspannungsprofil in Längs- und Querrichtung einer 5 mm dicken Gussplatte als Funktion der Tiefe.

Diese Spannungen beeinflussen das mechanische Verhalten der Proben. Da im unbearbeiteten Werkstoff Druckspannungen am Rand vorliegen, herrschen in der Probenmitte Zugspannungen. Diese Zugeigenspannungen addieren sich mit einer

4 Ergebnisse und Diskussion

außen anliegenden Zugspannung auf. Zugversuche an ungeschliffenen Proben zeigten eine dementsprechend niedrigere Fließgrenze und auch eine etwa um den Betrag der Zugspannungen im Probeninneren reduzierte Zugfestigkeit im Vergleich zu Proben, bei denen der spannungsbehaftete Rand entfernt wurde. Die Präsenz dieser Druckeigenstressungen an der Probenoberfläche unterdrückt die Rissentstehung an dieser Stelle. Deshalb wird der Effekt von Oberflächenporen wohl größtenteils überdeckt.

Aufgrund der Poren in der Plattenoberfläche mussten für eine fehlerfreie Oberfläche von Zug-, Impact- und Ermüdungsproben mindestens $100\ \mu\text{m}$ beidseitig manuell abgeschliffen werden. An der Oberfläche der Gussplatten herrschten demnach vernachlässigbare Druckeigenstressungen resultierend aus dem Glasperlenstrahlen und die verbleibenden geringeren Spannungen waren größtenteils auf den Schleifprozess zurückzuführen. Dies wurde mit Hilfe von Vergleichstests an geglühten Proben und Proben mit entsprechendem Oberflächenabtrag mittels Zugversuchen nachgewiesen (siehe Abschnitt 4.1.2).

An Proben, bei denen Poren unkritisch waren und daher nur eine geringfügige Oberflächenabnahme ($< 100\ \mu\text{m}$) statt fand, wie dies bei den Biege- und SET-Proben für Rissfortschrittsuntersuchungen der Fall war, wurde zusätzlich eine Glühung bei $700\ ^\circ\text{C}$ für eine Stunde im Vakuum durchgeführt, um zu hohe Eigenstressungen an der Oberfläche zu vermeiden.

4.1.1.1.3 Besonderheiten des oberflächennahen Gefüges

Bis zu einer Tiefe von $400\ \mu\text{m}$ weist die Mikrostruktur der Gussplatten ein zweiphasiges Gefüge mit einem höheren lamellaren Anteil im Vergleich zur Mitte auf (vgl. Abbildung 4.4). Die Größe dieses Randbereichs zeigt sich unabhängig von der Plattendicke und der Modifikation der Zusammensetzung der Gusslegierung.

Außerdem erscheint das Gefüge geringfügig gröber als in der Probenmitte. Erst in einer Tiefe von ca. $400\ \mu\text{m}$ wird das Gefüge wieder mehrphasig und feiner. Aufgrund der großen Tiefe dieses Randbereichs bleibt ein Teil des nahezu vollständig lamellaren Gefüges auch nach der Probenpräparation erhalten. Eine ähnliche Beobachtung wurde auch bei anderen TiAl-Gusslegierungen gemacht [121]. Dieses Phänomen kann durch α -stabilisierende Verunreinigungen wie z. B. Sauerstoff hervorgerufen werden. Die Verunreinigungen bewirken eine Verschiebung des Phasengleichgewichts [23] und führen außerdem zu einer Versprödung des Werkstoffs [13]. Eine Verunreinigung der Legierung kann während des Gießens bedingt durch oxidkeramische Gussformen oder Schmelztiegel und während des heiß-isostatischen Pressens aufgrund einer mit Sauerstoff verunreinigten Atmosphäre erfolgen.

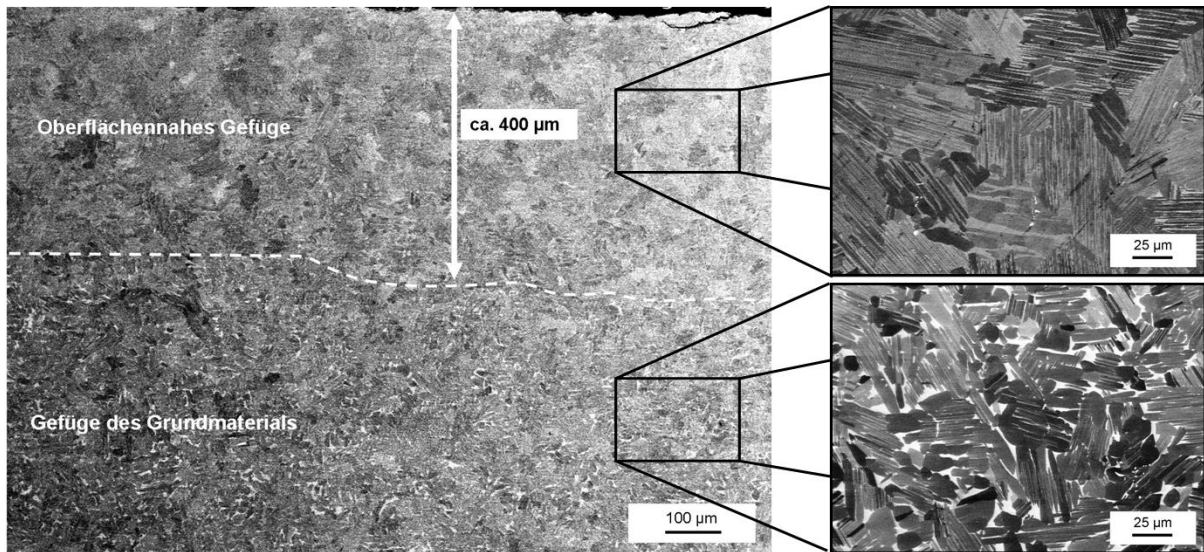


Abbildung 4.4: REM-Aufnahmen (SE) des Randbereichs einer 5 mm dicken Gussplatte der Legierung TNBV3B. Das oberflächennahe Gefüge ist in einem Bereich von 0,4 mm gemessen von der Oberfläche aus im Gegensatz zum Gefüge in der Probenmitte zweiphasig und weist keine β/β_0 -Phase auf.

4.1.1.2 Die Schmiedelegierung TNBV4

Die Legierung TNBV4 zeigt ebenfalls ein mehrphasiges Gefüge. Wie auch in der Gusslegierung ist die γ -Phase Majoritätsphase, $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ und β/β_0 bilden die Minoritätsphasen. Innerhalb der β/β_0 -Matrix können in der Legierung TNBV4 trigonale ω -Ausscheidungen im TEM mit einem deutlich größeren Teilchendurchmesser im Vergleich zur Legierung TNBV3B von ca. $0,1 \mu\text{m}$ beobachtet werden (siehe Abbildung 4.5). EDS-Untersuchungen am TEM zeigten, dass die ω -Ausscheidungen weniger Molybdän enthalten als die β/β_0 -Matrix. Die Legierung TNBV4 enthält auch global gesehen weniger Molybdän als die Legierung TNBV3B, in der nur sehr feine Ausscheidungen nachgewiesen werden konnten, während die anderen Legierungselemente mit Ausnahme von Bor zu gleichen Anteilen enthalten sind (Modifikation TNBV3B-2).

Nach Zusammenfassungen von Hickman [151] und Shao et al. [41] führt das Zulegieren größerer Mengen an β -Stabilisatoren zu einer Destabilisierung der ω -Phase. Außerdem können die unterschiedlichen Herstellprozesse der Legierungen TNBV3B und TNBV4 und die damit verbundenen Wärmebehandlungen Auswirkungen auf die Bildung der ω -Phase haben [151].

4 Ergebnisse und Diskussion

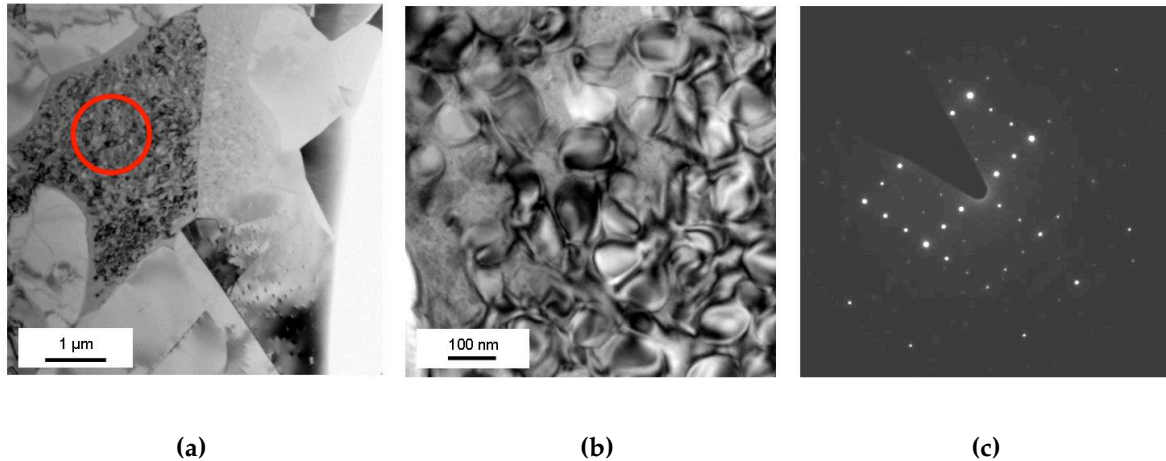


Abbildung 4.5: TEM-Hellfeldaufnahme eines β/β_0 -Gebiets mit ω -Phase in der Legierung TNBV4-F (a) und Vergrößerung des markierten Bereichs als Dunkelfeldaufnahme (b) mit zugehörigem Beugungsbild (Zonenachsen: $[\bar{2}4\bar{2}\bar{9}] \omega$, $[\bar{2}4\bar{2}\bar{9}] \omega$ (ZA1 gegen ZA2 rotiert), $[13\bar{5}] \beta_0$) (c).

Die Legierung TNBV4 wurde sowohl in geschmiedeter (TNBV4-F) als auch stranggepresster (TNBV4-E) Form bereit gestellt.

4.1.1.2.1 Die Legierung TNBV4-F (geringer Umformgrad)

Die Legierung TNBV4-F lag in Form eines geschmiedeten Blocks vor. Dieser wurde aus einem Ingot hergestellt, der radial auf etwa ein Drittel seines ursprünglichen Durchmessers gestaucht wurde. Die Querachse der aus dem geschmiedeten Block herauserodierten Platten entspricht dabei der Stauchrichtung des Ingots. Aufgrund des geringen Umformgrads ist das Gefüge der Legierung TNBV4-F nicht vollständig rekristallisiert. Auch hier liegt ein mehrphasiges Duplexgefüge vor (siehe Abbildung 4.6).

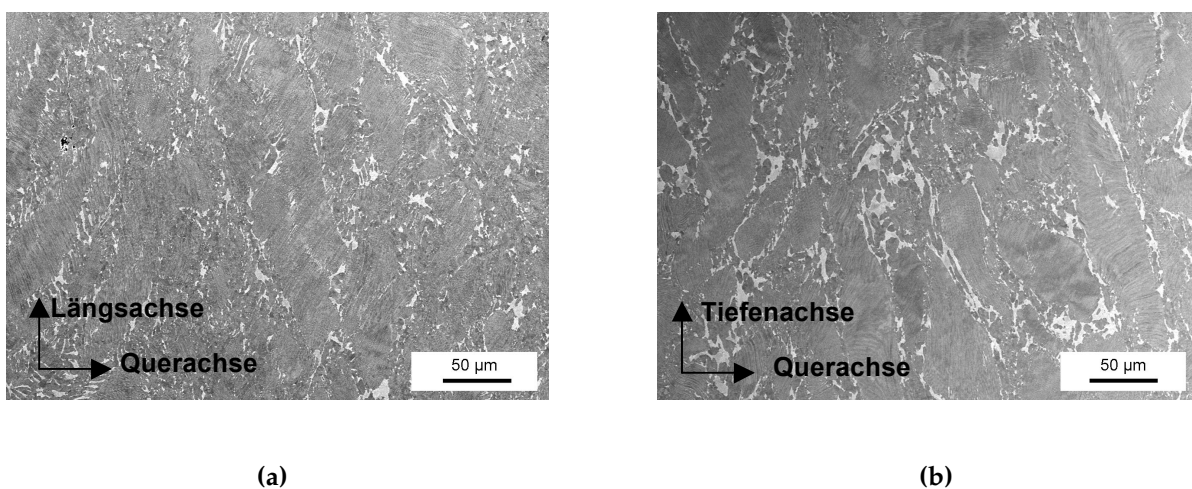


Abbildung 4.6: REM-Aufnahmen (SE) des Gefüges der Legierung TNBV4-F nach Stauchen in Quer-Richtung in der Aufsicht (a) und im Querschliff (b) der Probenplatten.

Allerdings ist die Korngröße der globularen Körner deutlich geringer als im gegossenen Werkstoff und der Lamellenabstand der Kolonien ist feiner. Aufgrund des Stauchvorgangs zeigen die Probenplatten dieser Legierung kein isometrisches Gefüge. Die globularen Körner, die in einer Matrix aus β/β_0 -Phase um die lamellaren Kolonien angeordnet sind, bilden bandförmige Strukturen aus, die untereinander vernetzt sind und sich besonders entlang der Längs- und Tiefenachse ausrichten. Dies spiegelt sich sehr deutlich in der Aufsicht auf eine der Plattenoberflächen wider (vgl. Abbildung 4.6a).

Dem Umformvorgang entsprechend sind die lamellaren Körner in Tiefen- und Längsachse gelängt und in Querrichtung gestaucht, so dass sich pfannkuchenartige Kornformen ergeben (siehe Tabelle 4.3). Die globularen γ -Körner zeigen dagegen eine nahezu identische Korngröße in alle Raumrichtungen und eine mittlere Größe von etwa $2 \mu\text{m}$. Der prozentuale Anteil des lamellaren Gefüges in der geschmiedeten Variante beträgt $42 \% \pm 7 \%$. Der globulare Anteil liegt entsprechend bei durchschnittlich $58 \% \pm 7 \%$. Damit zeigt die Legierung TNBV4-F einen geringfügig kleineren lamellaren Anteil als die Gusslegierung (siehe Tabelle 4.2).

Tabelle 4.3: Mittlere Korn- und Koloniegröße $D_{\text{mk}} \pm S_{\text{K}}$ der Schmiedelegierung nach Stauchen entsprechend der verschiedenen Raumrichtungen.

	Querachse, μm	Tiefenachse, μm	Längsachse, μm
Lamellar	21 ± 2	32 ± 7	34 ± 5
Globular	~ 2	~ 2	~ 2

4.1.1.2.2 Die Legierung TNBV4-E (hoher Umformgrad)

Die stranggepresste Legierung zeigt ein nahezu vollständig rekristallisiertes globulares und sehr feinkörniges Gefüge (siehe Abbildung 4.7). Die durchschnittliche γ -Korngröße beträgt in diesen feinkörnigen Regionen etwa $2 \mu\text{m}$ in allen Raumrichtungen und liegt damit in der Größenordnung der γ -Körner des geschmiedeten Werkstoffs. Mögliche Unterschiede in der Korngröße in Strangpressrichtung und radialer Richtung liegen unterhalb der Messgenauigkeit. Wie in Abbildung 4.7a zu sehen ist, ergeben sich durch den Strangpressprozess bandförmige Anordnungen des Gefüges.

Neben den sehr feinkörnigen Gebieten weist das Gefüge jedoch auch Bereiche mit deutlich größerer Korngröße $> 10 \mu\text{m}$ sowie einzelne nicht rekristallisierte lamellare Bereiche auf.

4 Ergebnisse und Diskussion

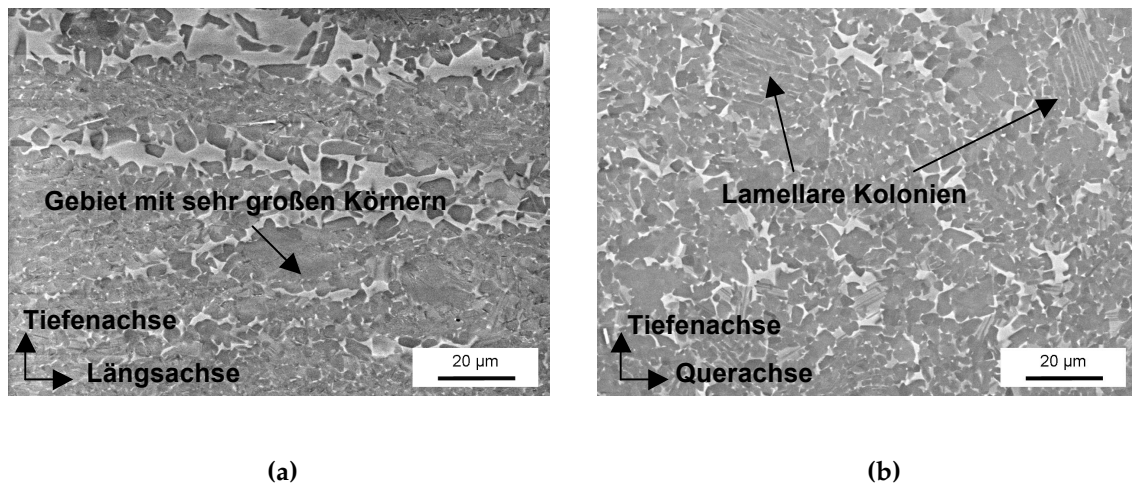


Abbildung 4.7: REM-Aufnahmen (SE) des (a) Längsschliffes und (b) Querschliffes der Mikrostruktur der Legierung TNBV4-E.

4.1.1.3 Die Titanlegierung TIMETAL 6-2-4-2

Laut Zertifikat des Herstellers *Timet* liegt die Near- α -Legierung Ti-6-2-4-2, die in dieser Arbeit als Vergleich zu den TiAl-Legierungen herangezogen wird, in einem geglähten Zustand (900 °C, Luftabkühlung) vor und zeigt eine sogenannte Duplex Anneal (DA) Struktur mit einer durchschnittlichen Korngröße von 8,5 µm. Die Mikrostruktur nach dieser Wärmebehandlung ist in Abbildung 4.8 dargestellt.

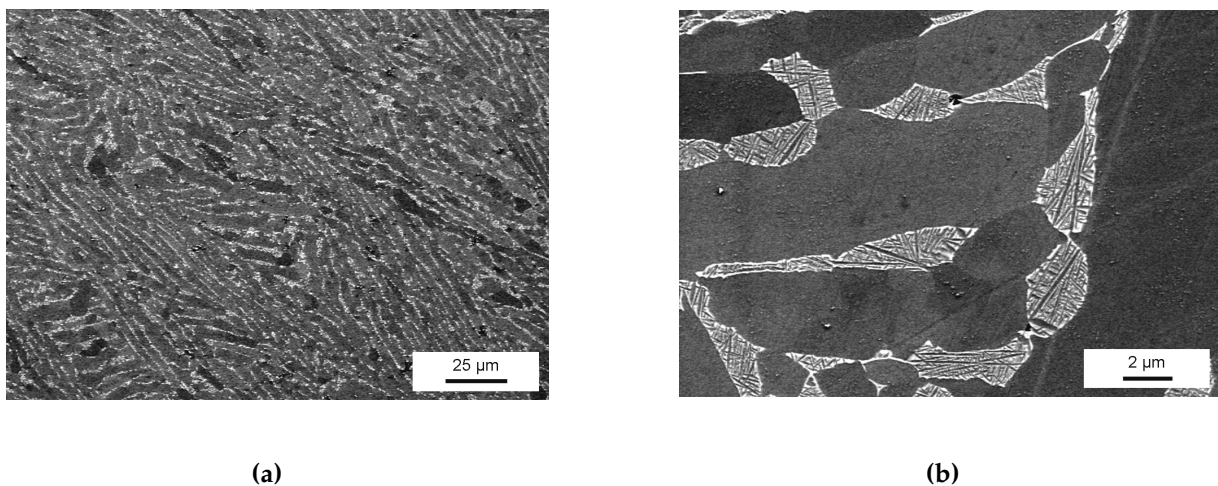


Abbildung 4.8: REM-Aufnahmen (SE) der Mikrostruktur der Titanlegierung TIMETAL 6-2-4-2 in (a) 500facher und (b) 5000facher Vergrößerung. Die β -Titanphase ist hell dargestellt. Dunkle Schattierungen kennzeichnen die α -Titanphase.

4.1.2 Mechanische Eigenschaften

Im Folgenden werden die mechanischen Eigenschaften der TiAl-Legierungen beschrieben. Zusätzlich wurde das Verhalten unter quasi-statischer Zugbelastung auch an der Titanlegierung Ti-6-2-4-2 untersucht. Sämtliche Ergebnisse der einzelnen Messungen befinden sich in Anhang D.

4.1.2.1 Quasi-statisches Verhalten

4.1.2.1.1 Verhalten unter Zugbelastung

Sämtliche Zugversuche erfolgten in Längsrichtung der Platten und wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Die durchschnittlichen Zugkennwerte der untersuchten Legierungen und die zugehörigen Standardabweichungen, ermittelt an drei bis sechs Proben, sind in Tabelle 4.4 zusammengefasst. Eine Übersicht aller Einzelergebnisse ist in Anhang D.1 zusammengestellt.

Für eine detaillierte Untersuchung des Einflusses der geringfügigen Modifikation in der Zusammensetzung der Gusslegierung waren nicht ausreichend Proben der Variante TNBV3B-1 vorhanden. Die Ergebnisse der Zugkennwerte der Gusslegierung in ihren beiden Modifikationen TNBV3B-1 und TNBV3B-2 liegen allerdings innerhalb des Streubereichs der entsprechenden Durchschnittswerte (siehe Anhang D.1) und lassen daher keinen signifikanten Einfluss des geringfügigen Unterschieds in der Zusammensetzung auf die mechanischen Eigenschaften vermuten. Im Folgenden wird daher nicht mehr zwischen beiden Modifikationen unterschieden und die TiAl-Gusslegierung einheitlich mit TNBV3B bezeichnet.

Tabelle 4.4: Zugkennwerte in Längsrichtung aller untersuchten Legierungen bei Raumtemperatur. Angegeben sind die Mittelwerte und Standardabweichungen aus drei bis sechs Versuchen.

	E	R _{p0,1}	R _{p0,2}	R _m	ε _{max}	A ₁₀
	GPa	MPa	MPa	MPa	%	%
TNBV4-F	159 ± 2	994*	-	1006 ± 11	0,7 ± 0,1	0,1 ± 0,1
TNBV4-E	166 ± 3	1071 ± 4	1072 ± 4	1072 ± 4	2,2 ± 0,6	1,5 ± 0,6
TNBV3B, dünn	163 ± 3	672 ± 24	673 ± 12	726 ± 10	1,0 ± 0,3	0,6 ± 0,3
TNBV3B, mittel	162 ± 6	668 ± 27	692 ± 15	690 ± 34	0,7 ± 0,1	0,2 ± 0,1
TNBV3B, dick	167 ± 5	618 ± 31	638 ± 34	658 ± 28	0,7 ± 0,1	0,3 ± 0,1
Ti – 6-2-4-2	117 ± 5	-	983 ± 3	1017 ± 4	19,4 ± 4,9	18,6 ± 4,9

* nur ein Messwert vorhanden

Die Legierung TNBV4-E zeigt mit durchschnittlich 1072 MPa die höchste Zugfestigkeit unter den untersuchten TiAl-Legierungen. Außerdem besitzt sie die

4 Ergebnisse und Diskussion

höchste mittlere plastische Dehnung bei Bruch A_{10} von durchschnittlich 1,5 %. Die geschmiedete Variante TNBV4-F weist zwar eine nur geringfügig kleinere Zugfestigkeit von 1006 MPa auf, ist mit 0,1 % Bruchdehnung A_{10} jedoch deutlich spröder. Die Legierung TNBV3B zeigt je nach Probendicke Zugfestigkeiten zwischen 658 MPa und 726 MPa. Die plastische Dehnung beim Versagen liegt etwas über der der geschmiedeten Variante. Die Titanlegierung Ti-6-2-4-2 besitzt eine mittlere Zugfestigkeit von 1017 MPa bei einer Bruchdehnung A_{10} von durchschnittlich 18,6 %. Damit weist sie eine Zugspannung in der Größenordnung des geschmiedeten und stranggepressten Werkstoffs auf, zeigt aber eine um etwa Faktor 10 größere Duktilität im Vergleich zur stranggepressten Legierung und eine um etwa Faktor 100 größere Duktilität im Vergleich zur geschmiedeten Variante.

Die Fließspannung $R_{p0,1}$ der Gussproben nimmt mit zunehmender Probendicke ab, was wahrscheinlich auf einen Hall-Petch-Effekt aufgrund der feineren Mikrostruktur dünnerer Gussplatten zurückzuführen ist. Ein ähnliches Verhalten von TiAl-Legierungen bei unterschiedlich feinen Mikrostrukturen konnte bereits in anderen Arbeiten nachgewiesen werden [62, 64].

Einige Proben der Legierung TNBV3B mit Ausgangsdicke 5,0 mm wurden bei 700 °C für 1 h im Hochvakuum spannungsarm gegläht. Im Anschluss wurde die Zugfestigkeit dieser Proben ermittelt. Die Ergebnisse (siehe Anhang D.1) liegen mit einer mittleren Zugfestigkeit von 601 MPa \pm 31 MPa und einer mittleren plastischen Bruchdehnung A_{10} von 0,1 % geringfügig unterhalb der Kennwerte der ungeglühten Proben, aber deutlich oberhalb der Werte der ungeschliffenen Proben. Daher kann davon ausgegangen werden, dass die Eigenspannungen nach dem präparationsbedingten Oberflächenabtrag von etwa 0,1 mm vernachlässigt werden können. Dafür spricht auch, dass nach der Glühung sowie nach der Oberflächenpräparation der Bruch meist vom Probenrand, an Proben aber, die weder geschliffen noch wärmebehandelt wurden, aufgrund der Druckeigenspannungen eher vom Probeninneren auszugehen scheint.

In diesem Fall erfolgte keine Bearbeitung der Oberfläche mehr, um eine mögliche, durch Restsauerstoff im Vakuum verursachte Randversprödung [8] zu beseitigen, was die geringfügige Änderung der mechanischen Eigenschaften durch diese Wärmebehandlung erklärt. Bei allen anderen im Vakuum geglähten Proben erfolgte der letzte Schleifschritt nach der Wärmebehandlung.

4.1.2.1.2 Verhalten unter Druckbelastung

Das Verhalten unter Druckbelastung bei Raumtemperatur wurde an der Gusslegierung TNBV3B und der geschmiedeten Legierung TNBV4-F untersucht. Die Längsachse der geschmiedeten Zylinder entspricht der Tiefenachse der erodierten Platten. Die Druckkraft wirkt damit wie auch bei einem Impact senkrecht zur Stauchrichtung während des Schmiedeprozesses des ursprünglichen Ingots. Abbildung 4.9 zeigt die Abhängigkeit der Spannung vom Traversenweg der Prüfmaschine für verschiedene Umformgrade der zylindrischen Proben.

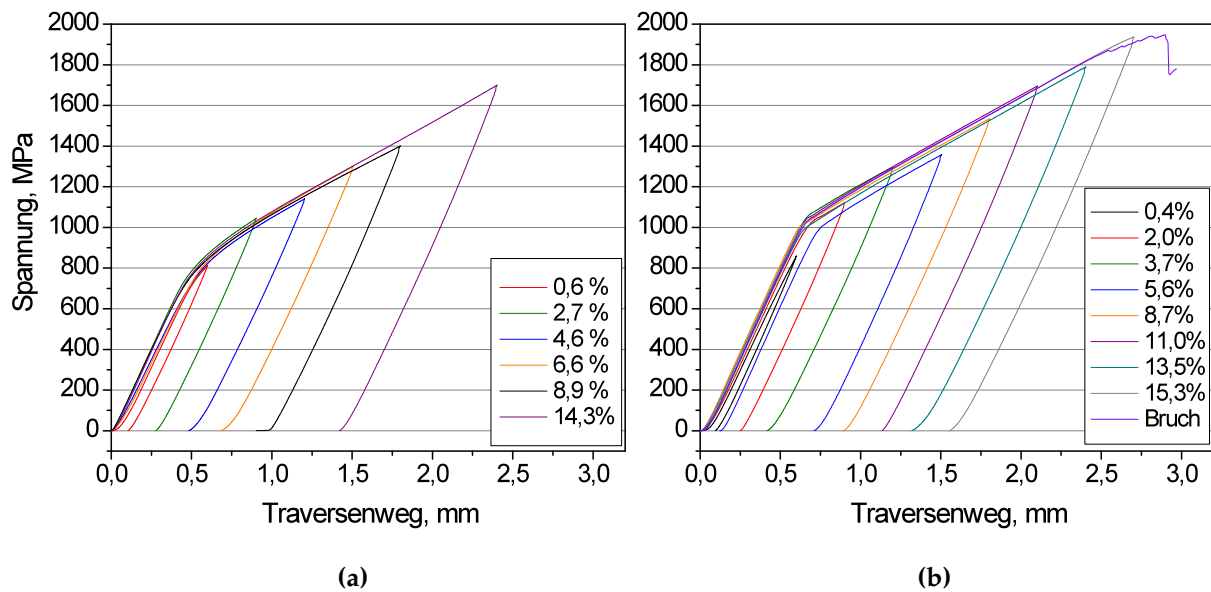


Abbildung 4.9: Spannung in Abhängigkeit des Traversenwegs der Gusslegierung TNBV3B (a) und der Schmiedelegierung TNBV4-F (b) für verschiedene, eingestellte Umformgrade.

Die Gusslegierung TNBV3B weist eine niedrigere Fließspannung als die Legierung TNBV4-F auf. Da nicht die Dehnung, sondern der Traversenweg der Prüfmaschine gemessen wurde, können die Fließspannungen der Legierungen unter Drucklast nicht exakt bestimmt werden. Sie scheinen aber etwa in der Größenordnung der unter Zug gemessenen Werte zu liegen.

Unter Druck lassen sich, wie an allen spröden Werkstoffen, deutlich höhere Verformungen erzielen. An beiden Legierungen konnten Umformgrade über 14 % eingestellt werden. Die geschmiedete Variante wurde über diesen Umformgrad hinaus getestet und versagte erst bei einem Umformgrad von über 16 %.

4.1.2.1.3 Dreipunktbiegeversuche

Die Mikrostruktur des geschmiedeten und stranggepressten Werkstoffs lässt eine Anisotropie der mechanischen Eigenschaften vermuten. Da die zu untersuchenden Werkstoffe nur in beschränkter Menge zur Verfügung standen, konnte die

4 Ergebnisse und Diskussion

Anisotropie nicht mit Zugfestigkeitskennwerten beschrieben werden. Aus diesem Grund wurden Dreipunktbiegeversuche an der Legierung TNBV4 im geschmiedeten und stranggepressten Zustand durchgeführt, um Anhaltswerte für die Zugfestigkeit auch in Querrichtung zu bekommen.

Die Biegefestigkeit stellt keinen Werkstoffkennwert dar, da Gleichung 3.12, die zu deren Ermittlung herangezogen wird, auf rein elastischem Verhalten beruht und daher plastische Verformung nahe an der Zug- und Druckoberfläche vernachlässigt. Dennoch eignet sich diese Größe zur Abschätzung des Verhältnisses der Festigkeiten in Längs- und Querrichtung und bietet damit eine Möglichkeit, den Grad der Anisotropie zu charakterisieren. Die Proben wurde dabei sowohl senkrecht als auch parallel zur Längsachse der erodierten Platten entnommen (siehe Abschnitt 3.4.1.4).

Sowohl die geschmiedete als auch die stranggepresste Legierung versagten bei einer Biegung um die Längsachse bei einer niedrigeren Spannung als bei einer Biegung um die Querachse. Eine Biegung um die Längsachse verursacht Zugspannungen in Querrichtung, während bei einer Biegung um die Querachse die Zugspannungen in Längsrichtung wirken. Die Festigkeit beider Legierungen in Längsrichtung, also parallel zu den bandförmigen Strukturen, ist demnach höher als in Querrichtung senkrecht zu den bandförmigen Strukturen. In Tabelle 4.5 ist eine Übersicht über die Biegefestigkeiten σ_b beider Legierungen dargestellt. Eine Auflistung aller Einzelmessergebnisse befindet sich in Anhang D.2. Die Tabelle zeigt zusätzlich das Verhältnis der Biegefestigkeiten in Quer- und Längsrichtung. Demnach liegt die Festigkeit der geschmiedeten Variante TNBV4-F in Querrichtung lediglich bei ca. 80 % der Festigkeit in Längsrichtung. Die stranggepresste Legierung TNBV4-E zeigt eine um etwa 30 % geringere Festigkeit in Querrichtung als in Längsrichtung.

Bei der gegossenen Legierung wurde auf eine Bestimmung der Biegefestigkeit um die Längsachse (Zugbelastung in Querrichtung) verzichtet, da hier ein eher isotropes Verhalten erwartet werden kann.

Tabelle 4.5: Ergebnisse der Dreipunktbiegeversuche an der stranggepressten und der geschmiedeten Variante der Legierung TNBV4 sowie an der Gusslegierung TNBV3B. Für die Biegefestigkeit sind der Mittelwert aus jeweils fünf Versuchen und die zugehörige Standardabweichung angegeben.

	Biegefestigkeit σ_b in Längsrichtung MPa	Biegefestigkeit σ_b in Querrichtung MPa	Verhältnis Festigkeit σ_b Quer/Längs
TNBV4-F	1094 ± 272	870 ± 142	0,8
TNBV4-E	1443 ± 79	1031 ± 174	0,7
TNBV3B	884 ± 164	-	-

Vergleicht man die Biegefestigkeit in Längsrichtung mit der Zugfestigkeit in Längsrichtung (siehe Tabelle 4.4), so zeigt sich, dass die Biegefestigkeiten über den Zugfestigkeiten liegen. Dies kann damit begründet werden, dass bei der Bestimmung der Biegefestigkeit auf Grundlage einer linear-elastischen Verformung die plastische Verformung nahe der Zug- und Druckseite nicht berücksichtigt wird.

Je größer die plastische Verformung einer Legierung ist, desto größer ist die Abweichung zwischen der ermittelten Biegefestigkeit und der Zugfestigkeit. So zeigt die geschmiedete Legierung die geringste Abweichung von 8,7 % zwischen Biege- und Zugfestigkeit bei einer plastischen Dehnung bei Bruch von ca. 0,1 % im Zugversuch. Die größte Abweichung von 34,6 % zeigt dagegen die Legierung TNBV4-E verursacht durch die höchste plastische Verformung bis zum Bruch von ca. 1,5 % im Zugversuch. Die Gusslegierung TNBV3B mit einer plastischen Dehnung bei Bruch von ca. 0,2 % im Zugversuch besitzt eine relativ große Abweichung zwischen der Biege- und Zugfestigkeit von 28,1 %. Möglicherweise spielen bei der Gusslegierung für den Vergleich der Biege- und Zugfestigkeit noch andere Parameter wie die unterschiedliche Mikrostruktur an der Oberfläche und im Probeninneren eine Rolle.

Die Biegefestigkeit in Längsrichtung der Gusslegierung TNBV3B und die Biegefestigkeit in Querrichtung der geschmiedeten Legierung TNBV4-F liegen in einer vergleichbaren Größenordnung. Daher kann davon ausgegangen werden, dass die beiden Legierungen auch nicht sehr unterschiedliche Zugfestigkeiten in den entsprechenden Richtungen haben, auch unter Berücksichtigung der höheren Abweichung der Biegefestigkeit der Gusslegierung von der Zugfestigkeit. Vergleicht man dagegen die Biegefestigkeiten für beide Legierungen in Längsrichtung, so zeigt sich ein ähnlicher Unterschied wie auch bereits im Zugversuch für diese Richtung beobachtet.

4.1.2.2 Dauerschwingverhalten

Die Ermüdungsfestigkeit sowie das Rissfortschrittsverhalten und der Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite für Rissfortschritt wurden an allen drei TiAl-Legierungen untersucht.

4.1.2.2.1 Ermüdungsfestigkeit

Als Ermüdungsfestigkeit σ_f des ungeschädigten Werkstoffs wurde die maximale Spannung der Laststufe vor dem Versagen innerhalb von 10^7 Zyklen angesehen. Die

4 Ergebnisse und Diskussion

Bestimmung der Ermüdungsfestigkeit bei Raumtemperatur und bei 400 °C erfolgte analog der in Abschnitt 3.4.2 beschriebenen Vorgehensweise mit Hilfe von jeweils 5 Proben. Die Genauigkeit der Ergebnisse beträgt bedingt durch die Versuchsführung zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit ± 25 MPa. Die Ermüdungsfestigkeit bei einer Zyklenzahl von 10^7 für die drei untersuchten TiAl-Legierungen ermittelt anhand von Flachproben ist in Tabelle 4.6 zusammengefasst.

Tabelle 4.6: Ermüdungsfestigkeit σ_f bei 10^7 Zyklen und einem R-Verhältnis von 0,1 der TiAl-Legierungen bei RT und 400 °C (Flachproben).

Legierung	Ermüdungsfestigkeit σ_f , MPa	Temperatur, °C
TNBV3B	500	21
TNBV3B	500	400
TNBV4-F	550	21
TNBV4-F	500	400
TNBV4-E	875	21
TNBV4-E	-*	400

* Bruch in der Einspannung bei Spannungen > 625 MPa

Die Ermüdungsfestigkeit der Legierung TNBV3B und TNBV4-F liegen mit 500 MPa und 550 MPa eng zusammen. Bei 400 °C ergaben sich für die Legierungen TNBV3B und TNBV4-F vergleichbare beziehungsweise etwas geringere Ermüdungsfestigkeiten als bei Raumtemperatur.

Bei Raumtemperatur zeigt die Legierung TNBV4-E die höchste Ermüdungsfestigkeit von 875 MPa. Bei einer Verwendung von Feilenblättern zur Erhöhung der Reibkräfte in der Klemmeinspannung versagte die Legierung TNBV4-E bei Spannungen über 625 MPa innerhalb der Einspannung, ausgehend von den Einkerbungen der Feilenblätter. Aus diesem Grund wurden im Verlauf der Raumtemperaturversuche die Feilenblätter durch Sandpapier ersetzt. Danach ging das Versagen der Proben wieder von der Messlänge aus. Das Einsetzen von Sandpapier war jedoch bei 400 °C nicht möglich, so dass der bei dieser Temperatur bestimmte Messwert nicht als Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffs gedeutet werden kann.

Gewöhnlich wird die Ermüdungsfestigkeit von Metallen an Rundproben ermittelt, um eine Spannungsüberhöhung an den Kanten zu vermeiden. Daher wurde an Rundproben der Legierung TNBV3B ein Vergleichswert bei Raumtemperatur ermittelt. Die Anfangsspannung wurde dabei auf ca. 85 % der Streckgrenze gesetzt und kontinuierlich um 5 % abgesenkt, bis $35 \cdot 10^7$ Zyklen erreicht wurden. Mittels linearer Regression konnte dann die Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen abgeschätzt werden (siehe Anhang D.3). Ein Vergleich der an Flachproben bestimmten Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen von ca. 500 MPa mit der Ermüdungsfestigkeit

von Rundproben bei 10^7 Zyklen von etwa 495 MPa zeigte eine gute Übereinstimmung, so dass angenommen werden kann, dass keine zu große Diskrepanz zwischen an Rundproben und an Probengeometrie 2 gemessenen Werten besteht.

4.1.2.2.2 Schwellwert und Rissfortschritt

Der Rissfortschritt wurde bei Raumtemperatur jeweils entlang der Querachse der Probenplatten bestimmt und damit senkrecht zu den bandförmigen Anordnungen in der Legierung TNBV4. Für jede Legierung erfolgten zwischen zwei und sieben Versuche.

Zur Bestimmung der resultierenden Schwellwerte und Risswachstumsgeschwindigkeiten wurde die Risslänge auf Vorder- und Rückseite der Probe gemittelt. Allerdings konnten die meisten Versuche nicht normgerecht nach ASTM 647-08 [147] durchgeführt werden, da der Unterschied in der Risslänge auf Vorder- und Rückseite häufig über $0,25B$ lag (siehe Anhang D.4). Hierbei bezeichnet B die Dicke der Proben. Dies macht nach ASTM 647-08 den Test ungültig.

Die Versuche, bei denen die Abweichung der Risslängen auf Vorder- und Rückseite im Toleranzbereich lagen, lieferten allerdings vergleichbare Resultate, so dass davon ausgegangen werden kann, dass die Messwerte trotz der nicht eingehaltenen Gültigkeitskriterien eine gute Näherung der tatsächlichen Verhältnisse widerspiegeln. Da von der Legierung TNBV4-F weniger Material vorlag, konnten nur zwei Messungen durchgeführt werden, so dass eine geringere statistische Absicherung vorliegt als bei den anderen Legierungen.

Die Schwellwerte für Rissfortschritt und Paris-Exponenten für Wachstumsraten zwischen 10^{-5} mm/Zyklus und 10^{-3} mm/Zyklus bei einem R-Verhältnis von 0,1, die sich mittels des gewählten Verfahrens ergaben, sind für die drei untersuchten TiAl-Legierungen in Tabelle 4.7 zusammengefasst.

Tabelle 4.7: Mittelwert und Standardabweichung für den Schwellwert ΔK_{th} für Rissfortschritt und den Paris-Exponent n für Wachstumsraten zwischen 10^{-5} und 10^{-3} mm/Zyklus der untersuchten TiAl-Legierungen bei $R=0,1$.

Legierung	Schwellwert, MPa \sqrt{m}	Paris-Exponent n	Temperatur, °C
TNBV3B	$6,2 \pm 0,1$	14 ± 3	21
TNBV4-F	$7,6 \pm 0,6^*$	$26 \pm 3^*$	21
TNBV4-E	$5,2 \pm 0,4$	21 ± 2	21

*nur zwei Messwerte vorhanden

4 Ergebnisse und Diskussion

Die Ergebnisse der einzelnen Versuche befinden sich in Anhang D.4.

Campbell et al. [65] ermittelten für die Legierung Ti-47,7Al-2,0Nb-0,8Mn (at.%) + 1 Vol.% TiB₂ mit einem globularen Anteil von 30 % einen Schwellwert von 7,1 MPa \sqrt{m} und einen Paris-Exponent von 15. Die Legierungen MD (Ti-47Al-2Nb-2Cr-0,2B) und G7 (Ti-47,3Al-2,3Nb-1,5Cr-0,4V) weisen einen globularen Anteil von ca. 90 % auf und zeigen einen Schwellwert von 5,7 MPa \sqrt{m} sowie einen Exponenten von 22 beziehungsweise einen Schwellwert von 6,5 MPa \sqrt{m} und einen Exponenten von 50. Damit liegen die in dieser Arbeit ermittelten Werte in dem für TiAl-Legierungen zu erwartenden Bereich unter Berücksichtigung der verschiedenen Mikrostrukturen.

Erwartungsgemäß liegen die Schwellwerte für Risswachstum langer Risse der beiden Legierungen mit Duplexgefüge und einem lamellaren Anteil von etwa 0,5 höher als der Schwellwert der duktileren Legierung TNBV4-E mit vollständig globularer Mikrostruktur (siehe Abschnitt 2.1). Der Paris-Exponent der Legierung TNBV4-F liegt in der Größenordnung der Legierung TNBV4-E und ist damit deutlich größer als der Paris-Exponent der Legierung TNBV3B.

Campbell et al. [65] berichten, dass unter den Legierungen mit lamellaren Mikrostrukturen ähnlich große Unterschiede des Widerstands gegen zyklische Rissausbreitung existieren wie zwischen den lamellaren und Duplexgefügen. Ähnliches zeigt sich auch in dieser Arbeit zwischen den beiden Duplexgefügen sowie zwischen den Duplexgefügen und der globularen Mikrostruktur.

Aufgrund der nicht ausreichenden Dimensionen der Platten konnten keine Versuche zur Bestimmung des K_{Ic} -Werts an den vorhandenen Legierungen durchgeführt werden. Basierend auf den da/dN -Ergebnissen lässt sich jedoch abschätzen, dass die Legierung TNBV4-E die geringste Bruchzähigkeit besitzt, während die Legierungen TNBV3B und TNBV4-F ähnliche, größere Werte aufweisen. Dies lässt sich aus der Extrapolation der Risswachstumskurven zu höheren Risswachstumsgeschwindigkeiten ableiten. Jeweils eine ausgewählte, typische da/dN - ΔK -Kurve der drei untersuchten TiAl-Legierungen ist beispielhaft in Abbildung 4.10 dargestellt, in der sich dieser Trend widerspiegelt.

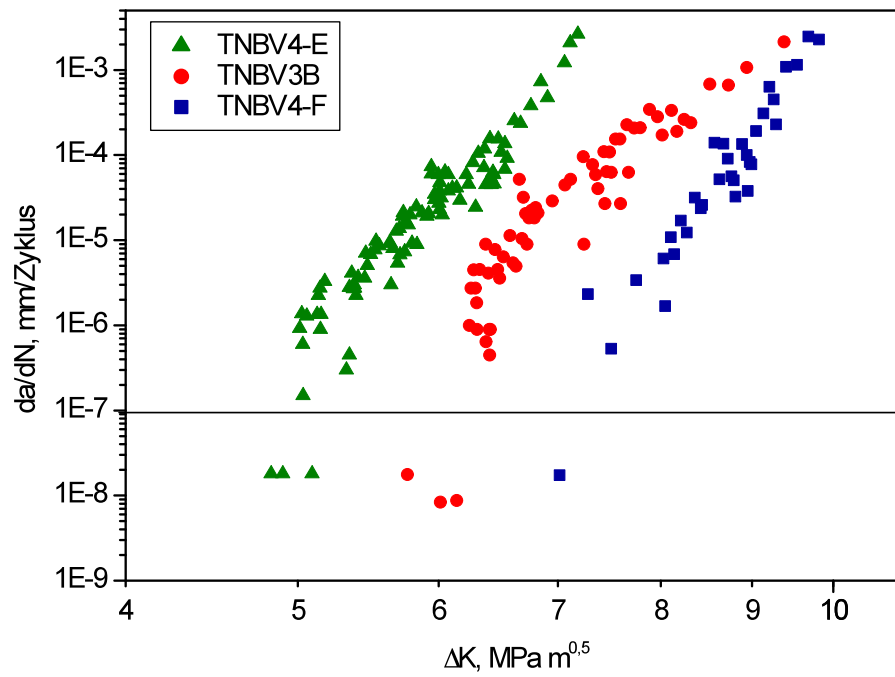


Abbildung 4.10: Beispielhafte da/dN - ΔK -Kurven für die drei untersuchten TiAl-Legierungen und einem R-Verhältnis von 0,1.

4.2 Charakterisierung der Schädigung nach Partikel-Impact

Dieses Unterkapitel beschäftigt sich mit der Untersuchung des durch einen Impact erzeugten Schadensbildes. Der Fokus liegt hierbei auf der Rissentstehung und -ausbreitung sowie auf den beobachteten Ausbrüchen und beleuchtet die Einflussfaktoren dieser Schädigungen. Der ebenfalls zum Schadensbild gehörende verformte Bereich des Projektileindrucks wird im nächsten Unterkapitel intensiver behandelt.

4.2.1 Entwicklung der Impact-Schädigung in TiAl

Liegt die Impact-Energie unter einem kritischen Niveau W_{krit} , so zeigen sich keine Risse auf der Rückseite der Probe und die Schädigung beschränkt sich auf die dem Impact zugewandte Vorderseite. Je nach Stärke des Impacts sind neben dem Indent, den das Projektil erzeugt, Risse im Mikrobereich rings um den Indent zu finden. Diese Mikrorisse verlaufen meist in radialer Richtung. In einigen Ausnahmen konnten aber auch tangentielle Risse um den Indentrand beobachtet werden. Solche Schädigungen auf der Vorderseite sind typisch für spröde Werkstoffe [152]. Ein Zusammenhang der Art der Mikrorisse und der Impact-Parameter bei zentralen Impacts konnte in der vorliegenden Arbeit nicht beobachtet werden. Nach Impacts mit höherer Energie waren außerdem Aufwürfe um den Indentrand zu beobachten. Abbildung 4.11 zeigt ein Beispiel einer solchen Mikroschädigung auf der Vorderseite einer Probe nach einem zentralen Impact.

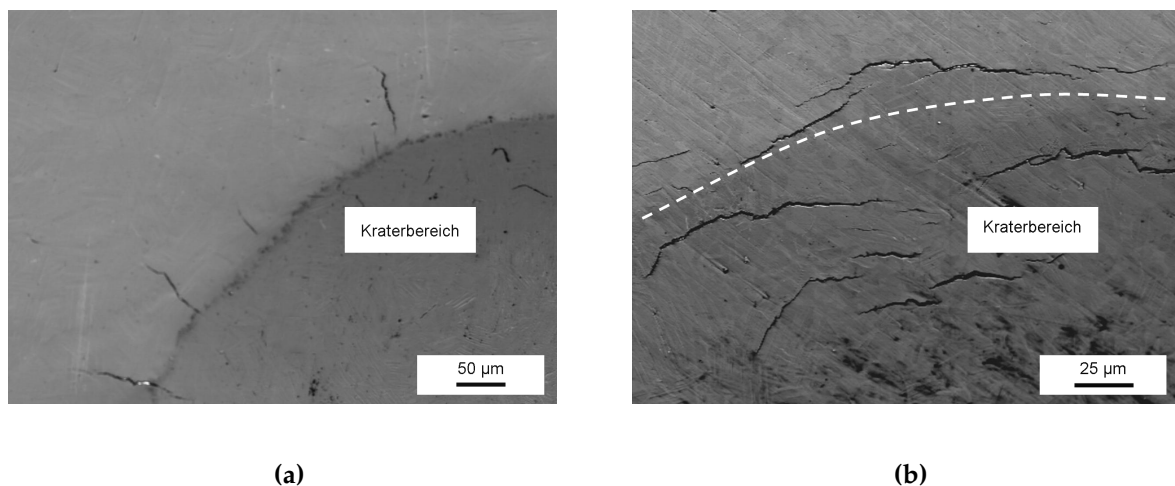


Abbildung 4.11: REM-Aufnahmen (SE) der Mikroschädigung auf der Vorderseite am Beispiel der Legierung TNBV3B nach einem zentralen Impact: (a) radiale Risse nach einem Impact mit 0,3 J (Probendicke ca. 5 mm) und (b) tangentielle Risse nach einem Impact mit 0,6 J (Probendicke ca. 2,5 mm).

Wird die kritische Energie W_{krit} überschritten, bildet sich ein Netzwerk von Makrorissen auf der Rückseite. Diese kritische Energie wird im Wesentlichen vom Werkstoff und von der Probendicke bzw. Probengeometrie beeinflusst (siehe Abschnitt 4.2.2). Ist die Energie ausreichend hoch, so zeigen sich auch auf der Vorderseite Makrorisse von einigen Millimetern Länge. Bei dünnen Platten kann ein geringfügiges Ausbauchen auf der Rückseite beobachtet werden. Die plastische Verformung wird durch Biegemomente verursacht, hervorgerufen durch die Vorwärtsbewegung des Werkstoffs [152]. Durch die Rissbildung wird Energie dissipiert, was die Energie der Spannungswellen abbaut und den Schaden auf ein bestimmtes Gebiet begrenzt [100].

Abbildung 4.12 zeigt unterschiedliche CT-Schnitte einer Probe der Legierung TNBV3B mit Makroschädigung auf Vorder- und Rückseite.

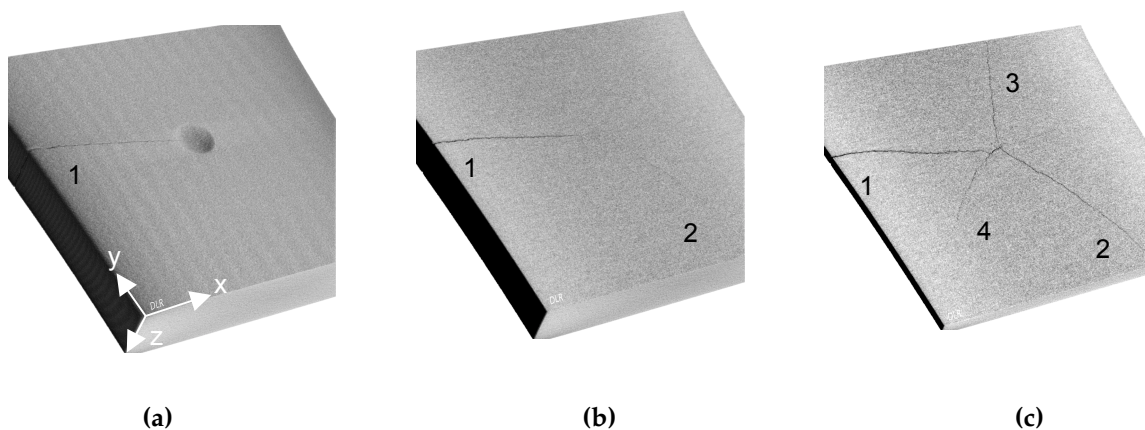


Abbildung 4.12: CT-Schnitte einer Gussprobe (TNBV3B) mittlerer Dicke mit Makroschädigung auf Vorder- und Rückseite: (a) Vorderseite (b) Schnitt bei $z=25\%$ der Dicke (c) Schnitt bei 75% der Dicke.

Die Vorderseite weist neben dem Indent einen Makroriss (Riss 1) auf (Abbildung 4.12a). Bei einer Tiefe z von 25% der Dicke (Abbildung 4.12b) wird ein weiterer Riss (Riss 2) sichtbar, der jedoch ebenso wie Riss 1 nicht in den Bereich unmittelbar unter dem Indent vordringt. Dieses Verhalten lässt sich durch die Verfestigung erklären, die aufgrund des Impacts in den angrenzenden Bereich des Indents eingebracht wird. Nahe der Rückseite bei einer Tiefe z von 75% der Dicke (Abbildung 4.12c) sind weitere Risse (Riss 3 und 4) zu sehen. Manche auf der Rückseite sichtbaren Risse reichen demnach kaum in den Werkstoff hinein, während sich andere Risse bis zur Vorderseite erstrecken können. Mit zunehmendem z -Abstand nimmt die Verformung ab und die Risse können auch in das Gebiet direkt unter dem Eindruck des Projektils eindringen und bilden ein verbundenes Netzwerk. Allerdings wurden auch Makrorisse auf der Vorderseite beobachtet, die nicht Teil des Rissnetzwerks auf der Rückseite sind. Querschliffe von Indents nach einem Impact mit Energien über 1 J zeigen außerdem, dass sich neben dem sichtbaren Rissnetzwerk Mikrorisse von

4 Ergebnisse und Diskussion

mehren hundert Mikrometern Länge vom Grund oder dem Rand des Indents in die Tiefe der Proben bilden können. Diese Risse sind von außen kaum sichtbar.

Neben den computertomographischen Analysen und den Querschliffen dienten auch Versuche mittels Heat Tinting der Charakterisierung der Rissausdehnung ins Probeninnere. Für diese Untersuchung wurden Platten (Probenform 1) im zentralen als auch im kantennahen Bereich mit einer Energie $W_I > W_{krit}$ beschossen und anschließend einem Heat Tinting bei 850 °C für ca. 15 Minuten unterzogen. Durch diese Wärmebehandlung oxidieren die Oberflächen der Proben. Nach dem Versagen an der vorgeschädigten Stelle zeigt die Impact-Bruchfläche aufgrund der Oxidation eine dunklere Färbung als die Restbruchfläche, so dass die Ausdehnung der Impact-Risse sichtbar wird. Bei Impact-Energien minimal über dem kritischen Niveau ist die Ausdehnung der Risse zentral geschädigter Proben direkt unter dem Indent vergleichsweise gering. Die Risse erreichen ihre maximale Tiefe erst in einem gewissen radialen Abstand vom Zentrum des Rissnetzwerks, das gegenüber dem Indent auf der Rückseite liegt. Diese Beobachtung stimmt mit den Ergebnissen der Computertomographie überein, die bei Energien knapp über dem kritischen Niveau ein rissfreies Gebiet direkt unter dem Indent anzeigt. Mit zunehmender Energie breiten sich die Risse auf der Rückseite stärker aus, die Risse dringen tiefer in den Werkstoff ein, bis sie sich über den gesamten Querschnitt erstrecken und auch auf der Vorderseite sichtbar sind. Bei einer Energie deutlich über dem kritischen Niveau führt dies zum Versagen (Probenbruch).

Kantenschüsse erzeugen Schädigungen, die sich hauptsächlich Richtung Kante ausdehnen. Bei Energien geringfügig über der kritischen Energie zeigen die Risse kaum Neigung, sich über den Einschuss in die Probenmitte auszudehnen. Bereits bei geringen Impact-Energien sind Risse auf der Vorderseite zu sehen. Mit zunehmender Energie wächst nicht nur die Ausdehnung der Rissnetzwerke auf der Rückseite sondern auch die Eindringtiefe der Risse ins Probeninnere, bis diese über den kompletten Probenquerschnitt reichen.

Das in Abbildung 4.13 dargestellte schematische Modell zur Schadensentwicklung in Abhängigkeit des Energieniveaus basiert auf den gewonnen Erkenntnissen und fasst die an Platten erzeugten Ergebnisse zusammen. Die Probengeometrie spielt sicherlich eine wichtige Rolle für die Schadensentwicklung. Dennoch kann davon ausgegangen werden, dass die Ergebnisse auch auf ähnliche Geometrien übertragbar sind.

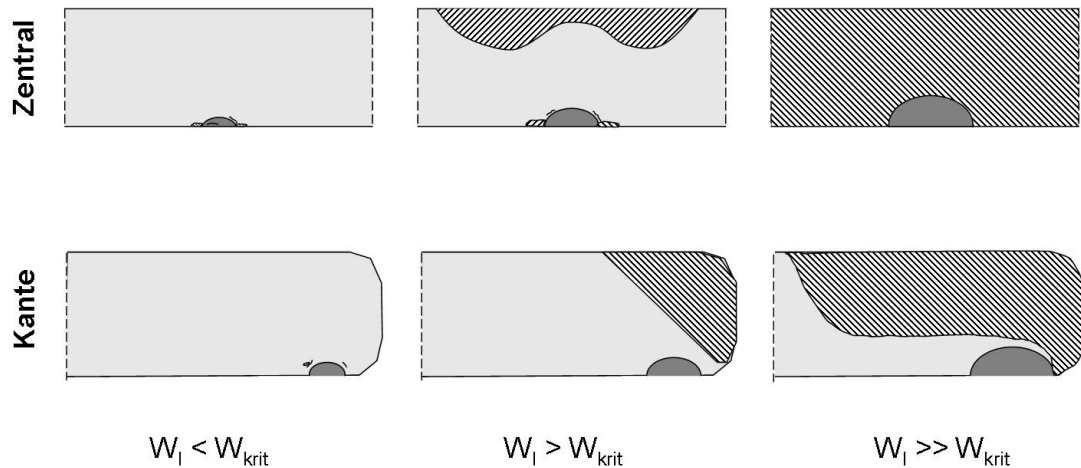


Abbildung 4.13: Modell zur Entstehung der Schädigung (schraffierter Bereich) für zentrale und kantennahe Impacts an Platten für unterschiedliche Impact-Energieniveaus.

Im Folgenden werden die Faktoren, welche das beschriebene Schadensbild bedingt durch zentrale und kantennahe Impacts beeinflussen, identifiziert und näher charakterisiert.

4.2.2 Zentraler Impact

Die entstandene Schädigung bei zentralen Impacts wurde auf Vorder- und Rückseite mittels Lichtmikroskopie quantifiziert und anschließend hinsichtlich der Parameter analysiert, welche das Ausmaß der Schädigung beeinflussen.

Sämtliche Risse auf der Rückseite wurden erfasst und ihre Länge ausgehend vom Zentrum des Netzwerks gemessen (vgl. Abbildung 4.14a). Als charakteristisch für die Schädigung wurden die Summe aller Risslängen auf der Rückseite, die im Folgenden als Gesamtrisslänge bezeichnet wird, sowie die Länge des größten Risses, gemessen vom Zentrum des Netzwerks, angesehen. Auf der Vorderseite wurden ebenfalls die einzelnen Risslängen sowie die Größe des Indentdurchmessers erfasst (vgl. Abbildung 4.14b). Auf die Abhängigkeit der Eindruckdimensionen und der damit verbundenen Verformung von der Impact-Energie wird gesondert in Kapitel 4.3 eingegangen.

Da an der Titanlegierung Ti-6-2-4-2 bei vergleichbaren Versuchsbedingungen keine Risse zu beobachten waren, beschränkt sich der folgende Abschnitt auf die Schadenscharakterisierung an TiAl.

Die kritische Impact-Energie W_{krit} , ab der Risse auf der Rückseite beobachtet werden können, sowie die Schadensausbreitung durch zentralen Beschuss hängen von verschiedenen Einflussfaktoren ab, die im Folgenden dargestellt werden.

4 Ergebnisse und Diskussion

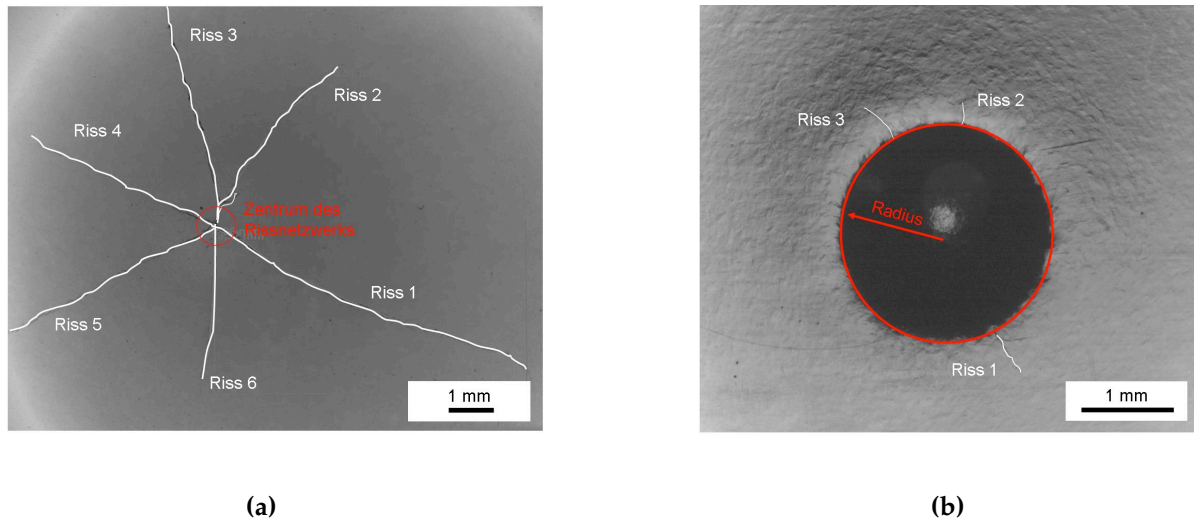


Abbildung 4.14: Quantifizierung der Schädigung (LM) am Beispiel der Gusslegierung TNBV3B nach zentralem Impact auf (a) der Rückseite einer 2,4 mm dicken Probe nach einem Impact mit 0,6 J und auf (b) der Vorderseite einer Probe mit ca. 5 mm Dicke nach einem Impact mit 1,5 J.

4.2.2.1 Einfluss der Probendicke

Um verschiedene Energien erzeugen zu können, wurden unterschiedlich große Projektile mit einem Durchmesser von 1,5 mm bis 4,75 mm verwendet (siehe auch Tabelle 4.8). Untersuchungen von Draper et al. [118] lieferten bei kantennahem Beschuss keine Hinweise auf einen signifikanten Einfluss der Projektilgröße auf den erzeugten Schaden. Dieser Zusammenhang wurde für Projektilgrößen zwischen 1,5 mm und 3,0 mm auch in der vorliegenden Arbeit anhand von kantennahen Impacts überprüft und bestätigt (siehe Abschnitt 4.2.3). Es wird daher davon ausgegangen, dass auch bei zentralem Impact innerhalb der untersuchten Parameter keine signifikanten Unterschiede bei der Verwendung unterschiedlicher Projektilgrößen und vergleichbarer Energien auftreten.

Abbildung 4.15 zeigt die Abhängigkeit der Gesamtlänge aller Risse des entstandenen Rissnetzwerks von der Impact-Energie bei unterschiedlichen Plattendicken der Gusslegierung TNBV3B. Je dicker die Probenplatten sind, desto mehr Energie wird benötigt, um Risse auf der Rückseite der Proben zu erzeugen. Nach Überschreiten des kritischen Niveaus steigt bei allen Probendicken die Ausdehnung der entstandenen Rissnetzwerke mit zunehmender Energie stark an. Die Streuung der Ergebnisse ist wohl vor allem auf die geringfügigen Dickenunterschiede innerhalb einer Plattendicke von $\pm 0,1$ mm zurückzuführen.

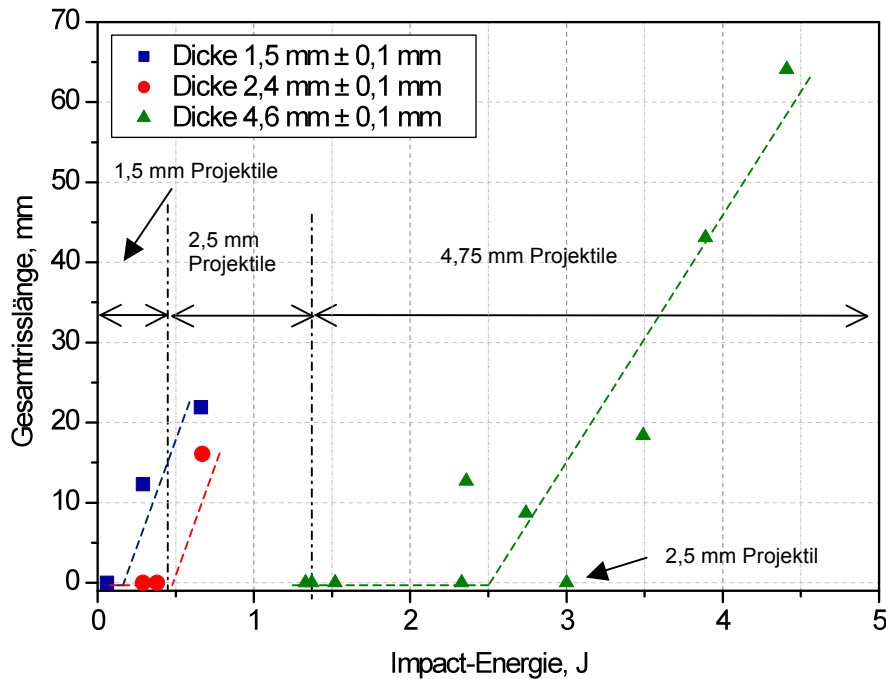


Abbildung 4.15: Gesamtrisslänge auf der Rückseite in Abhängigkeit der Impact-Energie für die Gusslegierung TNBV3B unterschiedlicher Dicken (Probenform 1). Die jeweils verwendeten Projektildurchmesser sind angegeben. Die gestrichelten Hilfslinien wurden zur besseren Orientierung eingezeichnet.

Die Spannungswellen breiten sich bei dieser Form des Impacts eines vergleichsweise kleinen Projektils auf einer Fläche näherungsweise als Kugelwelle von der Impact-Position des Projektils in das Probeninnere aus und werden auch als solche reflektiert [100]. Die Spannungsamplitude der Wellen fällt mit zunehmendem Abstand zur Quelle. Damit ist die Spannungsamplitude einer unter identischen Bedingungen erzeugten Druckwelle bei der Reflexion an der Probenrückseite in einer dicken Platte geringer als in einer dünnen. In einem Medium mit Dichte ρ kommen jedoch noch zusätzliche Faktoren zum Tragen, welche eine Abschwächung der Amplitude mit sich bringen. Ein wesentlicher Mechanismus ist die innere Reibung, die sich bei metallischen Werkstoffen vor allem auf thermische Verluste zurückführen lässt [100].

Aus Abbildung 4.15 lässt sich die kritische Energie zur Rissbildung auf der Rückseite in Abhängigkeit der Probendicke abschätzen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4.8 dargestellt.

4 Ergebnisse und Diskussion

Tabelle 4.8: Übersicht über die experimentell ermittelten Bereiche der kritischen Impact-Energie zur Risserzeugung auf der Probenrückseite in Abhängigkeit der Probendicke mit verwendeten Projektilgrößen und den zugehörigen Geschwindigkeitsspannen (TNBV3B).

Probendicke B mm	Ø Projektil $2r_p$ mm	Kritische Energie W_{krit} J	Geschwindigkeit v_1 m/s
1,4-1,6	1,5	0,1-0,3	100-225
2,3-2,5	2,5	0,4-0,6	106-143
4,5-4,7	4,75	2,3-2,7	103-112

4.2.2.2 Einfluss des Beschusswinkels

Der gewählte Beschusswinkel spielt eine wichtige Rolle für die entstehende Schädigung. In einer Versuchsreihe wurde das Schadensbild bei vergleichbaren Impact-Energien von 0,1 J, 0,3 J und 0,6 J für zwei unterschiedliche Beschusswinkel, 90 ° und 45 °, an der Gusslegierung TNBV3B untersucht. Hierbei zeigte sich, dass im Gegensatz zu einem Impact unter 90 ° eine Energie von 0,6 J nicht ausreichend war, um bei einem Beschusswinkel von 45 ° auf der Rückseite einer ca. 2,4 mm dicken Probe Risse zu erzeugen. Aufgrund des Aufpralls unter 45 ° ist der Indent nicht mehr näherungsweise ein Kugelsegment sondern ein Ellipsensegment, wie in Abbildung 4.16 zu sehen ist.

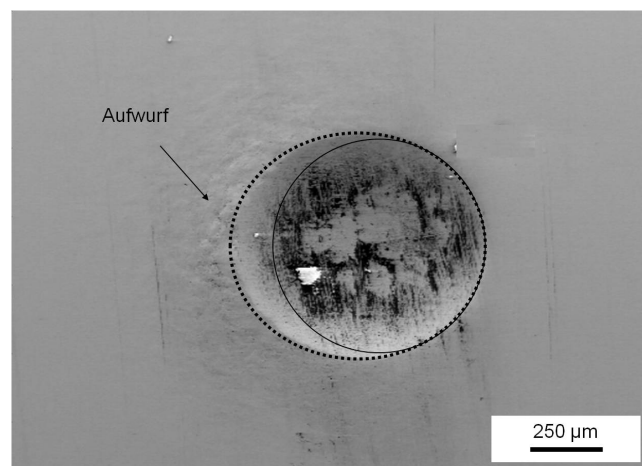


Abbildung 4.16: REM-Aufnahme (SE) einer typischen Vorderseitenschädigung der Legierung TNBV3B nach einem Impact unter 45 ° und einer Impact-Energie von 0,3 J (Probendicke 2,4 mm).

Es entsteht ein einseitiger Werkstoffaufwurf, der von Mikrorissen durchzogen ist. Bei einem Impact unter 45 ° ist die vertikale Geschwindigkeitskomponente, die wohl ausschlaggebend für den Schaden auf der Rückseite ist, um einen Faktor $0,5\sqrt{2}$

geringer als die Projektilgeschwindigkeit. Der horizontale Geschwindigkeitsvektor, der für den einseitigen Aufwurf verantwortlich ist, weist den selben Betrag auf wie die vertikale Komponente. Ist folglich der Geschwindigkeitsvektor des Projektils nicht senkrecht zur Oberfläche, sondern teilt er sich in eine senkrechte und eine horizontale Komponente auf, so fällt die Schädigung auf der Rückseite geringer aus, beziehungsweise tritt erst bei höheren Energien auf, aber es kann eine stärkere Schädigung auf der Vorderseite entstehen.

4.2.2.3 Einfluss der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur

Neben der Probendicke und dem Beschusswinkel zeigen auch die Werkstoffeigenschaften einen signifikanten Einfluss auf die kritische Rissbildungsenergie. In Abbildung 4.17 sind die Unterschiede der untersuchten TiAl-Legierungen bezüglich ihres Verhaltens beim Impact einer Platte mit einer Dicke von ca. 2,4 mm und einem verwendeten Projektildurchmesser von 2,5 mm dargestellt.

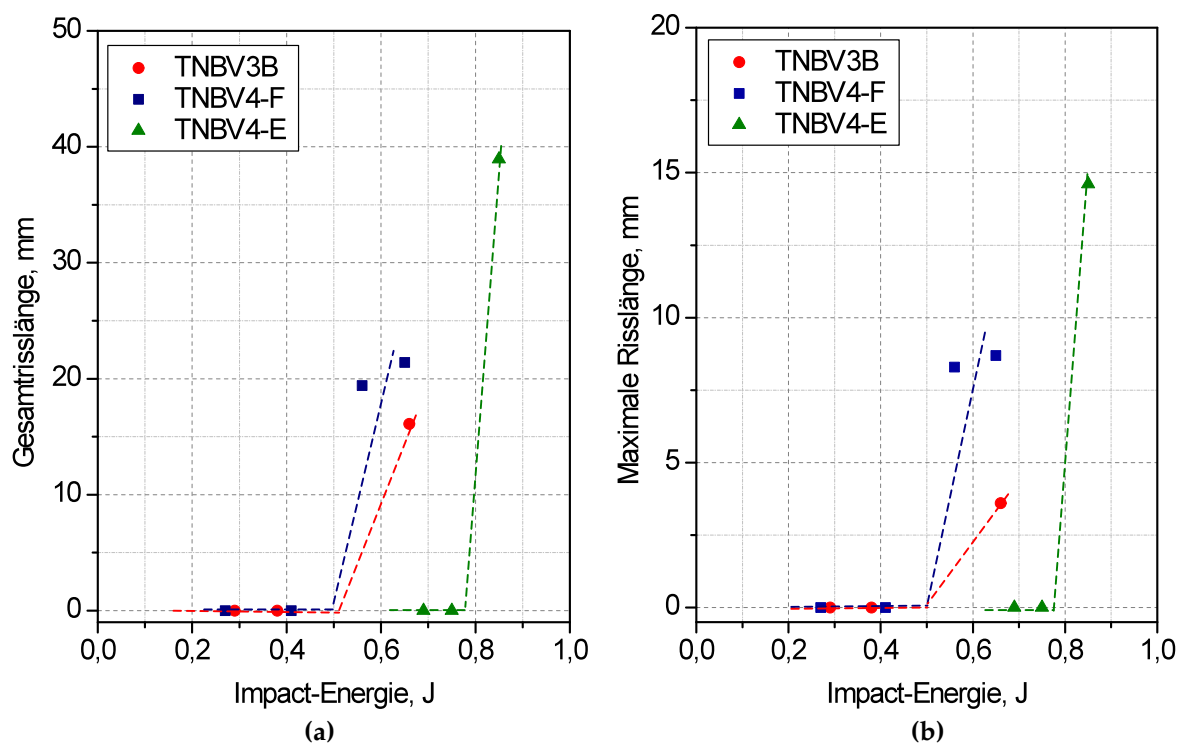


Abbildung 4.17: Gesamtrisslänge (a) und Länge des größten Risses ausgehend von Einschlag (b) in Abhängigkeit der Impact-Energie für alle untersuchten TiAl-Legierungen bei einer einheitlichen Dicke von $2,4 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ und einem Projektildurchmesser von 2,5 mm (Probenform 1). Die gestrichelten Hilfslinien wurden zur besseren Orientierung eingezeichnet.

Die geschmiedete Legierung TNBV4-F und die Gusslegierung TNBV3B weisen eine vergleichbare kritische Impact-Energie von 0,4 bis 0,6 J für Rissinitiation auf der Rückseite auf. Der stranggepresste Werkstoff zeigt im Vergleich zu den Legierungen

4 Ergebnisse und Diskussion

TNBV3B und TNBV4-F eine deutlich höhere kritische Energie für Rissinitiierung und übersteht bei vergleichbarer Probendicke einen Impact von 0,75 J ohne Risse auf der Rückseite zu bilden.

Während die Legierungen TNBV3B und TNBV4-F ähnliche Gesamtrisslängen nach Überschreiten dieser Energie besitzen (vgl. Abbildung 4.17a), unterscheiden sich ihre maximal auftretenden Risslängen signifikant (vgl. Abbildung 4.17b).

Die in dieser Arbeit untersuchten TiAl-Werkstoffe weisen deutlich unterschiedliche Rissmuster auf der Rückseite auf (vgl. Abbildung 4.18). Das sternförmige Rissnetzwerk der Gusslegierung entspricht dem Aussehen, wie es auch in der Literatur für TiAl beschrieben wird [121, 124]. Die einzelnen Risse der Legierung TNBV3B zeigen meist eine vergleichbare Risslänge ausgehend vom Zentrum des Rissnetzwerks. Dagegen besitzt die Legierung TNBV4-F ein Rissnetzwerk mit der Hauptausrichtung entlang der Längsachse. Im Gegensatz zur Gusslegierung bilden sich nur wenige, sehr kurze Risse in andere Richtungen. Daher liegen bei vergleichbarer Gesamtrisslänge die maximalen Risslängen der Legierung TNBV4-F deutlich über der maximalen Risslänge der Gusslegierung (vgl. Abbildung 4.17b). Ähnlich der Schmiedelegierung neigt auch die stranggepresste Variante TNBV4-E dazu, die längsten Risse des Rissnetzwerks in Längsrichtung zu bilden. Nach einem Impact mit 0,8 J zeigt die Legierung in Längsrichtung beispielsweise Risse, die um einen Faktor von 4 größer sind als der Schaden in Querrichtung.

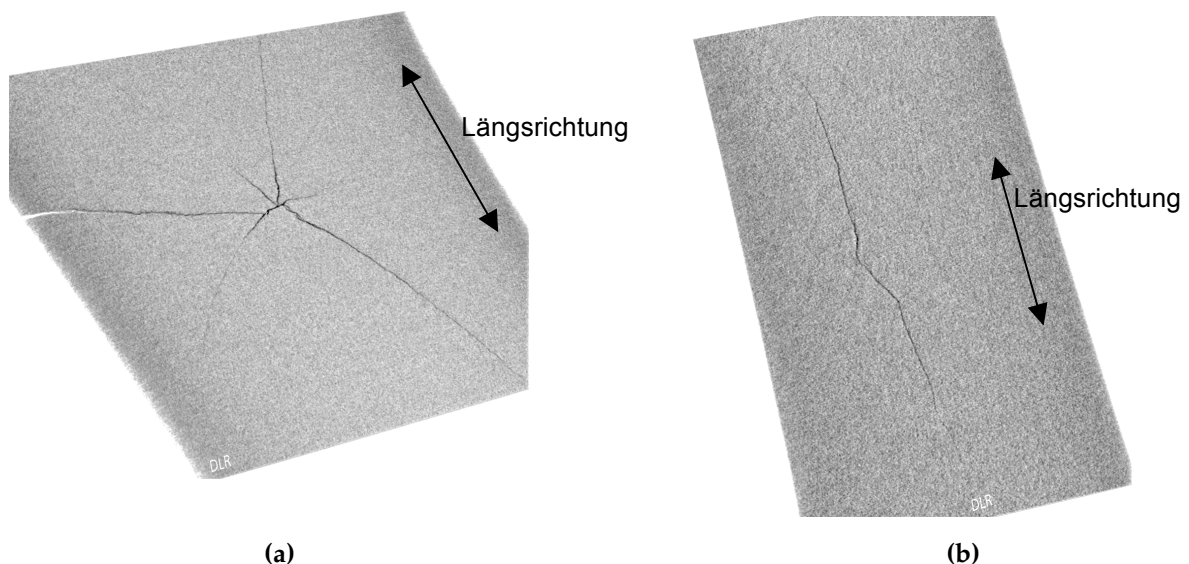


Abbildung 4.18: CT-Abbildungen des typisch sternförmigen Rissnetzwerks der gegossenen Legierung TNBV3B (a) und des in die Längsrichtung orientierten Rissnetzwerks der geschmiedeten Legierung TNBV4-F (b).

Die Ergebnisse der Dreipunktbiegung (Abschnitt 4.1.2.1) weisen auf eine deutlich verringerte Festigkeit in Querrichtung bei beiden TNBV4-Varianten hin. Risse scheinen folglich dort bevorzugt aufzutreten, wo aufgrund der Anisotropie der mechanischen Eigenschaften die geringste Festigkeit vorliegt, also senkrecht zur Strangpressrichtung der Legierung TNBV4-E (Querrichtung) und senkrecht zu den bandförmigen Strukturen der geschmiedeten Legierung TNBV4-F (Querrichtung).

Bei zentralen Impacts entsteht ein nahezu radialsymmetrisches Spannungsfeld um den Impact herum. Laut McKenna et al. [107] spielen hierbei die Probengeometrie und die Randbedingungen aufgrund der Kürze des Impacts eine untergeordnete Rolle. Ein solches Spannungsfeld führt dazu, dass die Risse senkrecht zur schwächeren Richtung länger ausfallen. Das regellose Rissnetzwerk der Legierung TNBV3B weist dagegen auf keinerlei Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften hin. Die spezifischen Rissnetzwerke des geschmiedeten und des stranggepressten Werkstoffs lassen annehmen, dass im Wesentlichen die Eigenschaften in Querrichtung für das Verhalten dieser beiden Legierungen bei zentralem Impact verantwortlich sind.

Die Duktilität der Legierung TNBV4-F und der Gusslegierung unter quasi-statischer Belastung liegen auf einem vergleichbaren sehr geringen Niveau von 0,1 % - 0,2 %. Die Ergebnisse der Dreipunktbiegung lassen auf ähnliche Festigkeitswerte schließen, wenn man berücksichtigt, dass für die geschmiedete Variante die Querrichtung maßgeblich ist und die Legierung TNBV3B isotrope Eigenschaften besitzt. Die Legierung TNBV4-E besitzt mit einer Bruchdehnung von etwa 1,5 % die höchste Duktilität. Außerdem zeigt sie die höchste quasi-statische Festigkeit, auch in der schwächeren Querrichtung.

McKenna et al. [107] schlagen ein Risskriterium vor, welches auf der Initiierung von Rissen basiert. Je nach Impact-Position wird die Rissbildung von einem kritischen Maß an Zugspannungen oder einem kritischen Maß an plastischer Verformung dominiert. Aus ihrer Arbeit geht hervor, dass Werkstoffe mit vergleichbaren Zugeigenschaften bei entsprechenden Dehnraten auch eine ähnliche Schadensinitiierung durch einen Impact aufweisen.

Unter der Annahme, dass Festigkeit und Duktilität für die Rissinitiierung maßgeblich sind, lässt sich nicht nur das ähnliche Verhalten der Legierungen TNBV3B und TNBV4-F mit einer vergleichbaren Duktilität und/ oder quasi-statischen Festigkeit erklären, sondern auch der erhöhte Widerstand gegen Rissinitiierung der Legierung TNBV4-E während eines Impacts begründen. Dies setzt voraus, dass das Verhältnis der Festigkeit und Duktilität der Legierungen bei hohen Dehnraten mit dem quasi-statischen Verhalten vergleichbar ist, also zum

4 Ergebnisse und Diskussion

Beispiel die Legierung TNBV4-E in Längs- und Querrichtung auch unter hohen Dehnraten die beste Duktilität und/ oder Festigkeit aufweist.

Laut McKenna et al. [107] limitiert im Falle von zentralen Impacts eher eine kritische plastische Verformung, die zur Rissbildung nötig ist, die Schadensausdehnung. Rott et al. [119] beobachten ebenfalls ein unterschiedliches Verhalten verschiedener TiAl-Legierungen und führten dieses auf die unterschiedliche Duktilität beider Legierungen zurück.

Auf Basis der in dieser Arbeit durchgeführten Experimente kann der Einfluss von Festigkeit und Duktilität jedoch nicht getrennt werden, da die Legierungen TNBV3B und TNBV4-F sowohl eine vergleichbare Duktilität als auch eine vergleichbare Festigkeit (Querrichtung bei der Legierung TNBV4-F) besitzen und die Legierung TNBV4-E bezüglich beider Eigenschaften überlegen ist.

Betrachtet man das Verhalten nach dem Überschreiten der kritischen Energie zur Rissinitiierung, so zeigt die Legierung TNBV3B den geringsten Anstieg der Gesamtrisslänge mit der Energie und damit den höchsten Widerstand gegen Rissausbreitung während eines Impacts. Die hohe Steigung der Legierung TNBV4-E deutet dagegen auf einen geringen Widerstand gegen Rissausbreitung während eines Impacts hin (vgl. Abbildung 4.17a), besonders für Risse in Längsrichtung.

Abbildung 4.19 zeigt die Beeinflussung der Rissausbreitung durch die jeweilige Mikrostruktur. Die globularen Bänder der geschmiedeten Variante weisen, wie auch die Risse nach einem Impact, eine dominierende Ausrichtung entlang der Längsachse der Probenplatten auf. Wie in Abbildung 4.19a zu sehen ist, breiten sich die Risse bevorzugt innerhalb dieser globularen Bänder aus. Nur wenige Risse sind in den lamellaren Bereichen zu finden. Globulare Gefüge besitzen einen geringeren Widerstand gegen Rissausbreitung [65, 153]. Es scheint daher, dass die durch einen dynamischen Impact hervorgerufenen Risse entlang des Pfades mit dem geringsten Widerstand gegen Rissausbreitung fortschreiten. Hierfür muss der Riss jedoch die lamellaren Bereiche umgehen, was im Vergleich zur stranggepressten Legierung (Abbildung 4.19b) zu einem weniger geradlinigen Risspfad führt.

Die stranggepresste TNBV4-Legierung besitzt ebenfalls eine bandförmige Mikrostruktur, wobei die Bänder in Längsrichtung orientiert sind. Auch hier breiten sich die Risse bevorzugt parallel zu den bandförmigen Strukturen aus.

Die Gusslegierung weist dagegen gleichmäßig verteilte globulare und lamellare Körner bzw. Kolonien auf. Durch die unterschiedlichen Lamellenorientierungen werden die Risse parallel zur Lamellenausrichtung oder entlang der Koloniegrenzen abgelenkt. Dies gilt sowohl für die Duplexstruktur im Probeninneren (Abbildung

4.19c) als auch für das nahezu vollständig lamellare Gefüge an der Oberfläche (Abbildung 4.19d) der Gussplatten.

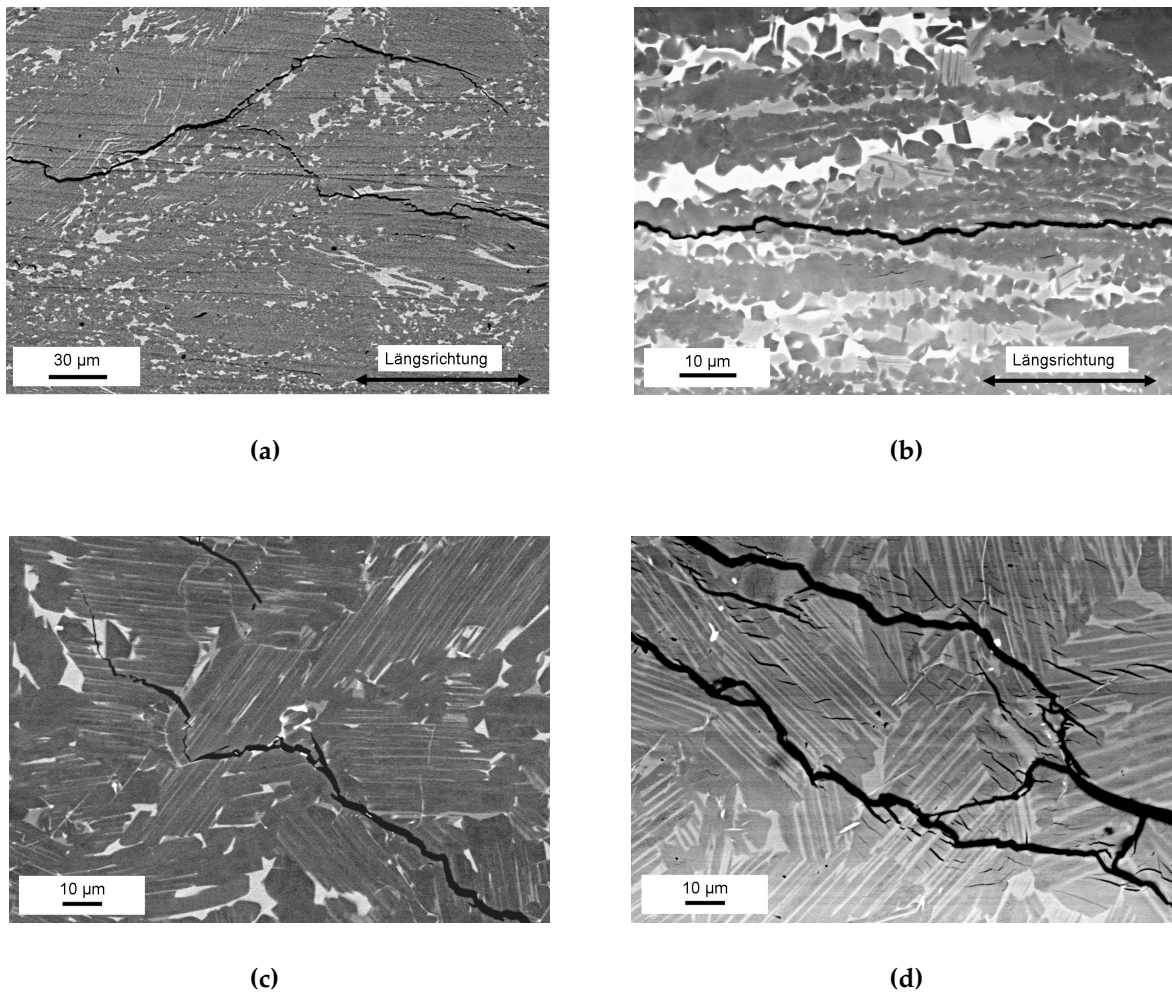


Abbildung 4.19: REM-Aufnahmen (SE) des Rissverlaufs in der Mikrostruktur der (a) geschmiedeten Legierung TNBV4-F, (b) in der stranggepressten Legierung TNBV4-E sowie in der Gusslegierung TNBV3B mit (c) der Duplexstruktur des Probeninneren und (d) der lamellaren Mikrostruktur des Randbereichs.

Dieses Verhalten führt zu einer Steigerung der Zähigkeit und wurde in lamellaren Gefügen bereits bei Rissausbreitung unter monotoner und zyklischer Belastung beobachtet [65, 92]. Auch bei dynamischer Belastung scheinen diese extrinsischen Mechanismen aufzutreten.

Geht man davon aus, dass eine dynamische Bruchzähigkeit existiert, die den Widerstand gegen Rissausbreitung während eines Impacts beschreibt und durch extrinsische Mechanismen zur Zähigkeitssteigerung wie z.B. Rissablenkung oder Ligamentbildung ähnlich beeinflusst wird wie der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic} [65, 92, 153] oder das Rissfortschrittsverhalten unter zyklischer Belastung [65, 92], lässt sich erklären, warum die globulare Legierung TNBV4-E trotz der hohen

4 Ergebnisse und Diskussion

Festigkeit und Duktilität einen geringeren Widerstand gegen Rissausbreitung während eines Impacts aufweist.

Die Ergebnisse geben Anlass zu der Annahme, dass die Schadensentwicklung während eines Impacts in Rissinitiierung und Risswachstum unterteilt werden muss. Zwar liegen nicht ausreichend Werte vor, um das Verhalten der untersuchten Legierungen bezüglich des Widerstands gegen Rissinitiierung während eines Impacts (Höhe der Impact-Energie, bei der erstmals Risse auf der Rückseite auftreten) und dem Widerstand gegen Ausbreitung von Rissen während eines Impacts (Kehrwert der Steigung in Abbildung 4.17a) für die untersuchten Legierungen genau zu charakterisieren. Trotzdem lässt sich mit Hilfe der Daten eine Tendenz für das Verhalten dieser Werkstoffe ableiten. Diese Theorie wird im Folgenden für kantennahe Impacts weiter überprüft.

4.2.3 Kantennaher Impact

Zur Untersuchung des Impact-Verhaltens bei Partikelbeschuss im Bereich der Probenkante wurden Proben mit einer schaufelähnlichen Kantenkontur verwendet. Diese Proben einer nominalen Dicke von 2,5 mm weisen aufgrund einer unter 10° abgeschrägten Kante lediglich eine Dicke von 0,5 mm direkt an der Kante auf (Probengeometrie 3a und 3b). Der Beschusswinkel wurde einheitlich auf 90° bezogen auf die laterale Symmetrieebene festgelegt. Das Verhalten bei kantennahe Beschuss wurde an allen drei TiAl-Legierungen sowie an der Titanlegierung Ti-6-2-4-2 untersucht.

4.2.3.1 Kantennaher Impact der TiAl-Legierungen

An Proben mit schaufelähnlicher Kantenkontur konnten zwei unterschiedliche Schadensbilder an den TiAl-Legierungen abhängig vom Kantenabstand, der Projektilgeschwindigkeit und der Projektilgröße erzeugt werden: Rissnetzwerke und Ausbrüche.

4.2.3.1.1 Rissnetzwerke

Kantennahe Schüsse, deren Energie nicht ausreicht, um ein Wegbrechen des Werkstoffs am Auftreffort des Projektils hervorzurufen, verursachen bei allen Legierungen Rissnetzwerke, deren Hauptriss sich meist senkrecht vom Auftreffort

bis zur Kante hin erstreckt. Ein Beispiel für ein kantennahes Rissnetzwerk auf der dem Impact abgewandten Seite ist in Abbildung 4.20a zu sehen.

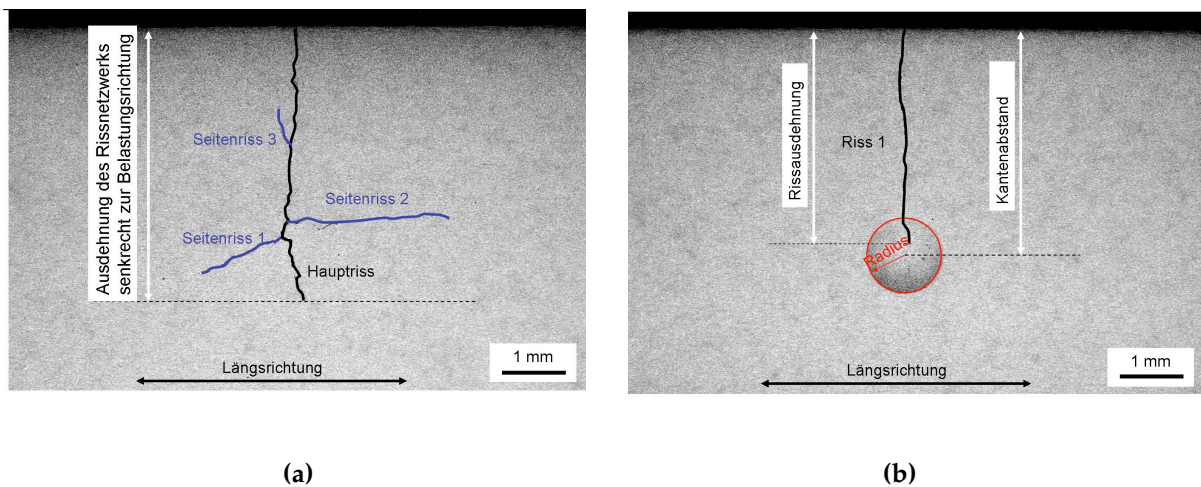


Abbildung 4.20: Schaden (REM, BSE) nach einem Impact mit 0,7 J auf der Rückseite (a) und der Vorderseite (b) einer Probe mit schaufelähnlicher Kantenkontur am Beispiel der Legierung TNBV3B. Die erfassten und zur Quantifizierung dienenden Größen der Schädigung sind beispielhaft eingezeichnet.

Trotz der Anisotropie der Legierungen TNBV4-F und TNBV4-E mit der geringeren Festigkeit in Querrichtung erfolgt das Versagen senkrecht zur Längsachse der Proben. Der Spannungszustand erzeugt durch einen kantennahen Impact wird durch eine axiale Zugspannung dominiert und nicht durch einen radial-symmetrischen Spannungszustand wie bei einem zentralen Impact, was zur Rissausbreitung senkrecht zur Längsrichtung führt [107]. Zur Quantifizierung dieser Schädigung wurde auf der Rückseite die Ausdehnung des Netzwerks senkrecht zur Kante und damit auch senkrecht zur später aufgetragenen Last an LM- und REM-Aufnahmen gemessen. Hierfür wurden die Proben so gekippt, dass der abgeschrägte Kantenbereich horizontal lag.

Die Längen aller sichtbaren Risse auf der Rückseite wurden ebenfalls erfasst und zu einer Gesamtrisslänge aufaddiert. Auf der Vorderseite wurden der Abstand vom Mittelpunkt des Indents zur Kante sowie die Art und die Längen der vorhandenen Risse bestimmt. Häufig sind auf der Vorderseite Risse, die sich ebenfalls senkrecht zur Kante hin erstrecken (siehe Abbildung 4.20b), oder konische Risse, die eher tangential um den Impact-Eindruck zur Kante hin verlaufen, zu beobachten. Auf letztere wird in Abschnitt 4.2.3.1.2 näher eingegangen.

A) Einfluss der Probengeometrie und der Testparameter

Ein wesentlicher Einflussfaktor auf die Größe der erzeugten Schädigung ist der Abstand des Impacts zur Kante. Dieser wurde anhand einer Versuchsreihe mit

4 Ergebnisse und Diskussion

Projektilen eines Durchmessers von 1,5 mm, einer durchschnittlichen Geschwindigkeit von ca. 100 m/s bis 110 m/s (entspricht ca. 0,1 J) und variierenden Abständen zur Kante untersucht. Abbildung 4.21 zeigt die Abhängigkeit der Schädigung vom Abstand der Impact-Position zur Kante. Die einzelnen Messergebnisse sind in Anhang D.5 zusammengefasst.

Ein Teil der gegossenen und geschmiedeten Proben wurde mittels spanender Bearbeitung hergestellt. Aufgrund der schwierigen Bearbeitung der spröden TiAl-Legierungen kam es dabei zu geringfügigen Abweichungen von der gewünschten Kantendicke von 0,5 mm. Alle weiteren Proben wurden daher mittels Drahterosion hergestellt, bei der keine Abweichung von der gewünschten Geometrie festzustellen war. Wie aus Abbildung 4.21 hervorgeht, wird jedoch keine merklich höhere Streuung oder ein abweichendes Verhalten in den zum Teil spanend hergestellten Proben (Legierung TNBV3B und TNBV4-F) beobachtet. Dies spricht dafür, dass die geringfügigen Dickenunterschiede im vordersten Kantenbereich für das dargestellte Verhalten vernachlässigbar sind. Auch zeigt sich hieran, dass die beiden Herstellungsvarianten der Proben mit schaufelähnlichem Kantenprofil (siehe Abschnitt 3.3.3) keine Auswirkungen auf die Schädigungen haben.

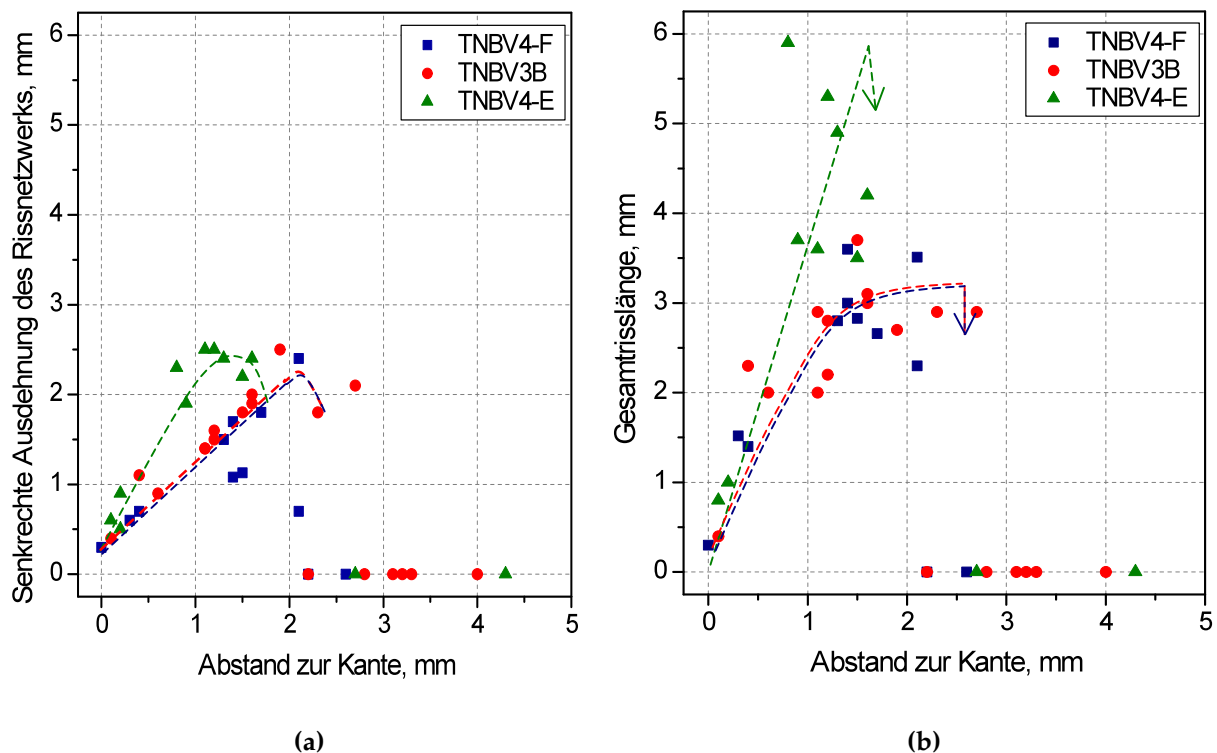


Abbildung 4.21: Abhängigkeit der (a) Ausdehnung des Rissnetzwerks senkrecht zur Kante und (b) der Gesamtrisslänge auf der Rückseite von der Entfernung des Impacts zur Kante für eine Impact-Energie von 0,1 J. Die gestrichelten Hilfslinien dienen zur besseren Orientierung.

Es kann eine Zunahme des Schadens sowohl bezüglich der lateralen Ausdehnung des Rissnetzwerks (Abbildung 4.21a) als auch der Gesamtrisslänge (Abbildung 4.21b) beobachtet werden, bis eine maximale Ausbreitung der Schädigung erreicht wird. Die Rissnetzwerke erstrecken sich nach Erreichen des Maximums häufig nicht mehr bis zur Kante. Danach nehmen die Ausdehnung des Rissnetzwerks und die Gesamtrisslänge wieder ab, was bei einem Abstand zur Kante zwischen 2,0 mm und 2,5 mm der Fall ist. Wird ein kritischer Abstand überschritten, tritt kein Schaden auf der Rückseite mehr auf.

Die Ergebnisse der kantenahen Impacts zeigen ein stark unterschiedliches Verhalten der untersuchten Legierungen. Während die Gusslegierung TNBV3B und die geschmiedete TNBV4-Legierung ein vergleichbares Verhalten bezüglich der Rissnetzwerkausdehnung besitzen, weist die stranggepresste TNBV4-Legierung eine deutlich stärkere Schädigung auf. Diese Tendenz wird noch offensichtlicher, betrachtet man die Ergebnisse der Messung der Gesamtrisslänge. Die Einflussfaktoren der Legierungen und ihrer Eigenschaften werden unter B) näher diskutiert.

Die Kantenschädigung wird von zwei geometrieabhängigen Effekten dominiert; dem Dickeneffekt und dem Kanteneffekt. Mit zunehmendem Abstand von der Kante steigt die lokale Dicke der Proben aufgrund der Abschrägung in diesem Bereich an. Wie mit Hilfe von zentralen Impacts auf Platten (siehe Abschnitt 4.2.2) gezeigt wurde, erfordert eine größere Dicke eine höhere Energie zur Risserzeugung. Bei geringen Impact-Energien wird so schnell eine Dicke erreicht, bei der sich keine Risse mehr bilden können, was bei einer Impact-Energie von ca. 0,1 J und der gewählten Geometrie bei etwa 2,5 mm der Fall ist. Da die Legierung TNBV4-E einen höheren Widerstand gegen Rissbildung bei gleicher Dicke im Vergleich zu den anderen beiden Legierungen besitzt, wie anhand von zentralen Impacts gezeigt werden konnte, wird hier von einem etwas geringeren Kantenabstand ausgegangen, bei dem keine Risse mehr auf der Rückseite zu beobachten sind.

McKenna et al. [107] untersuchten mittels Simulationen den Einfluss der Kante und der Impact-Position im kantennahen Bereich bei Schüssen auf Proben mit schaufelähnlichem Profil auf die erzeugten Spannungen und Dehnungen. Sie verglichen die axiale Spannungskomponente, die für die Rissentstehung senkrecht zur Kante verantwortlich ist, für verschiedene Impact-Positionen, nämlich direkt an der Kante und in einem Abstand von 1 mm zur Kante. Ihre Resultate zeigen, dass die Höhe der axialen Spannung in einer Entfernung von 1 mm zur Kante nach dem direkten Kanten-Impact deutlich geringer ist als nach dem Impact, der weiter entfernt von der Kante erfolgte. Dieses Ergebnis stimmt mit dem in dieser Arbeit beobachtetem Verhalten der TiAl-Legierungen überein, das bis zum Erreichen des Maximums eine zunehmende Rissausdehnung mit zunehmendem Abstand aufweist.

4 Ergebnisse und Diskussion

Nach Erreichen des Maximums zeigen die gebildeten Risse ein dem zentralen Impact ähnelndes Schadensbild und erstrecken sich nicht mehr bis zur Kante hin. In der geschmiedeten Variante verlaufen die Risse hauptsächlich parallel zur Längsachse und nur geringfügig senkrecht zur Kante. Die Gusslegierung zeigt kurz vor Erreichen des Abstands, bei dem keine Risse mehr zu beobachten sind, wieder ein sternförmiges Rissnetzwerk (siehe Abbildung 4.22).

Es ist ersichtlich, dass sich der Einfluss der Kante mit zunehmendem Abstand verringert und schließlich gänzlich verschwindet. Dies deutet darauf hin, dass ab einem gewissen Abstand zur Kante der aus einem Impact resultierende Spannungs- und Verformungszustand eher mit dem eines zentralen Impacts zu vergleichen ist. McKenna et al. [107] zeigten mit Hilfe von Simulationen, dass sich mit wachsendem Abstand zur Kante das Vorzeichen der Querspannungskomponente auf der Rückseite ändert und wie bei zentralen Impacts zur Zugspannung wird. Dies unterstützt die These, dass eine Änderung im Spannungszustand bedingt durch den zunehmenden Abstand zur Kante für die Änderung in den Rissmustern für Kantenabstände zwischen 2,0 mm und 2,5 mm verantwortlich ist.

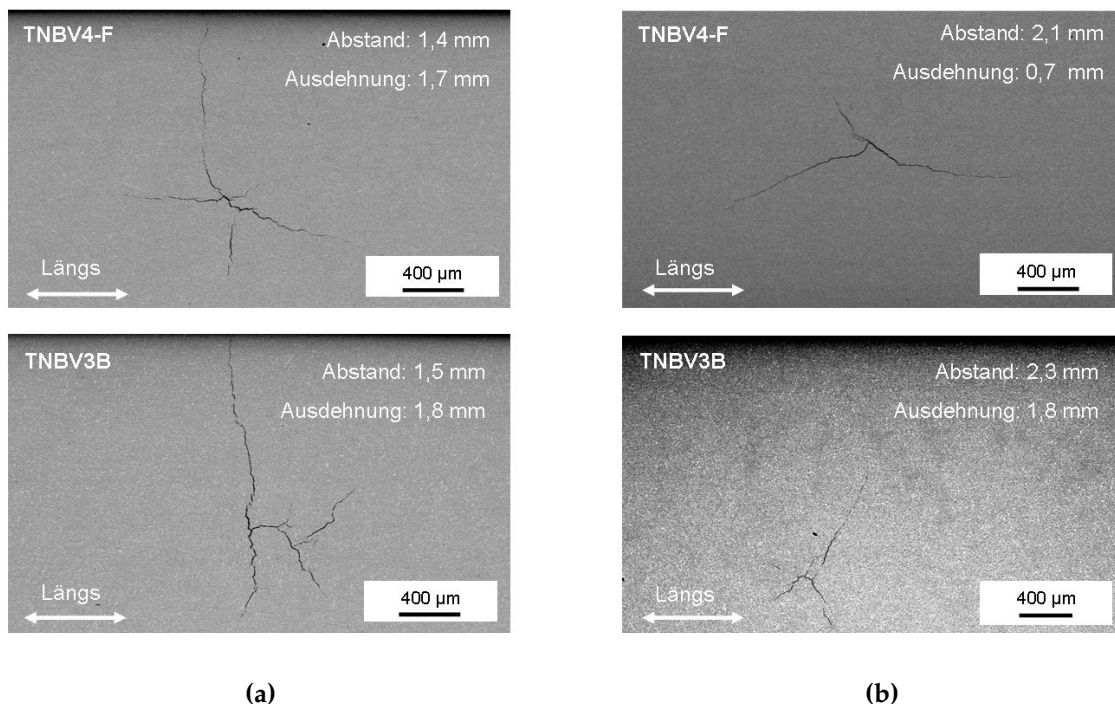


Abbildung 4.22: REM-Aufnahmen (SE) der Rissverläufe nach einem kantennahen Impact in den Legierungen TNBV4-F und TNBV3B (a) nahe an der Kante und (b) in größerer Entfernung zur Kante.

Smith et al. [122] beschreiben ebenfalls einen Übergang verschiedener Schädigungsarten auf der Rückseite. Die von ihnen erwähnte Kombination aus Oberflächen und Eckenarissen konnte in der vorliegenden Untersuchung allerdings nicht beobachtet werden. Auch wird ein weniger abruptes Absinken der rückseitigen Schädigungen

bei der von ihnen untersuchten TiAl-Legierung 45XD, Impact-Geschwindigkeiten von 125 m/s, 150 m/s und 175 m/s sowie einer Projektilgröße von 1,6 mm (Impact-Energien von ca. 0,13 J, 0,18 J und 0,25 J) beschrieben. Dies lässt sich wahrscheinlich auf die Geometrieunterschiede im Vergleich zu der vorliegenden Arbeit sowie auf die höheren Energien zurückführen. Smith et al. [122] verwendeten einen Abschrägungswinkel von 14° und eine minimale Dicke von 0,75 mm an der Kante. Smith et al. dokumentierten außerdem für steigende Impact-Energien einen Anstieg des Bereichs, in dem der Kanteneffekt beobachtet werden kann.

Für die in der vorliegenden Arbeit gewählte Geometrie mit einem Abschrägungswinkel von 10° und einer Kantendicke von 0,5 mm führt die Kombination aus sinkendem Kanteneffekt und wachsendem Dickeneffekt bei einer Impact-Energie von ca. 0,1 J zu einem starken Abfall der lateralen Rissausdehnung auf null bei einem vergleichsweise geringen Anstieg des Kantenabstandes von ca. 2,0 mm auf 2,5 mm. Ein geringerer Abschrägungswinkel oder eine höhere Energie sollten eine weniger starke Reduktion der rückseitigen Rissausdehnung herbeiführen, wie sie bei Smith et al. [122] zu beobachten ist. Die Probengeometrie spielt somit für die Abhängigkeit der Schadensausdehnung vom Abstand zur Kante eine erhebliche Rolle.

Neben dem Abstand zur Kante wurde auch der Einfluss der Projektilgeschwindigkeit sowie der Projektilgröße auf den erzeugten Schaden untersucht. Für eine Abschätzung der Auswirkungen dieser Einflussgrößen erfolgten mehrere Versuche an Proben mit schaufelähnlichem Kantenprofil der Legierung TNBV3B bei nahezu gleichem Kantenabstand. Dazu wurden unter Verwendung eines 1,5 mm großen Projektils die Geschwindigkeit variiert und Versuche mit unterschiedlichen Projektilgrößen bei einer einheitlichen Energie von 0,7 J durchgeführt.

Bei einem vergleichbaren Kantenabstand von etwa 2,5 mm und identischer Projektilgröße kann ein deutlicher Anstieg sowohl in der Ausdehnung des Rissnetzwerks als auch in der Anzahl und Größe der Seitenrisse und damit der Gesamtrisslänge mit zunehmender Projektilgeschwindigkeit und damit steigender Energie festgestellt werden (Abbildung 4.23a). Neben dem Abstand des Impacts zur Kante scheint daher auch die Projektilgeschwindigkeit eine wesentliche Rolle für die Ausdehnung und Größe der Schädigung zu spielen. Die Ausdehnung des Rissnetzwerks bei unterschiedlichen Projektilgrößen von 1,5 mm bis 3,0 mm und einer konstanten Impact-Energie von 0,7 J (v_1 zwischen 115 m/s und 315 m/s) zeigt Schwankungen um $4 \text{ mm} \pm 1 \text{ mm}$ und damit keinen nennenswerten Einfluss der Projektilgröße auf die Schadensausdehnung (Abbildung 4.23b). Auch für die Gesamtrisslänge konnte keine signifikante Beeinflussung festgestellt werden.

Ursache der geringen Schwankungen der Schadensgrößen in Abbildung 4.23b sind wahrscheinlich die geringfügigen Unterschiede im Abstand der Impact-Position von

4 Ergebnisse und Diskussion

der Kante von $\pm 0,3$ mm. Zu einem ähnlichen Ergebnis kamen auch Draper et al. [118] bei einem Vergleich des Schadens erzeugt mit der selben Energie von bis zu 2 J aber unterschiedlichen Projektildurchmessern von 1,6 mm und 3,2 mm.

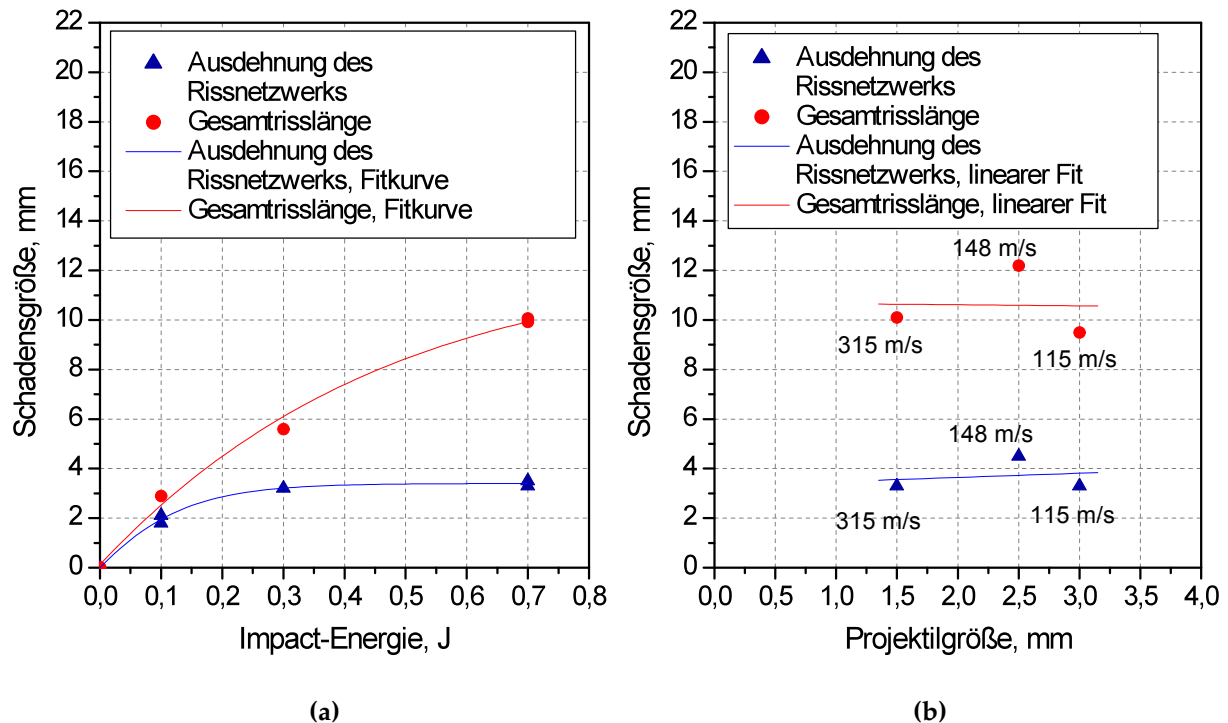


Abbildung 4.23: Abhängigkeit der Schadensgrößen der TNBV3B-Legierung bei einem Kantenabstand von $2,5 \text{ mm} \pm 0,3 \text{ mm}$ von (a) der Impact-Energie unter Verwendung eines Projektils mit 1,5 mm Durchmesser und (b) dem Projektildurchmesser bei einer Impact-Energie von 0,7 J. Zur besseren Orientierung wurde ein wahrscheinlicher Kurvenverlauf berechnet.

Dieses Ergebnis spricht dafür, dass im Rahmen der untersuchten Impact-Parameter und Größenordnungen die Impact-Energie die Schädigung im Wesentlichen beeinflusst. Die Arbeiten von Draper et al. [118, 121] zeigen ebenfalls, dass die Impact-Energie eine der wichtigsten Einflussgrößen auf die Schädigung ist.

B) Einfluss der Werkstoffeigenschaften und der Mikrostruktur

Wie bereits bei zentralen Impacts beobachtet, zeigen die Werkstoffeigenschaften einen wesentlichen Einfluss auf die Impact-Schädigung. Der stranggepresste Werkstoff bildet trotz seiner überlegenen Duktilität und Festigkeit nicht nur Rissnetzwerke, die sich im Vergleich zur gegossenen und zur geschmiedeten Legierung weiter erstrecken, sondern weist auch noch mehr und längere Seitenrisse auf, was sich in der Gesamtrisslänge niederschlägt.

Draper et al. [121] beobachteten bei einem Vergleich der beiden Legierungen Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) und ABB-2 eine geringere Schädigung bei der festeren, aber

spröderen ABB-2-Legierung. Auf Basis des kombinierten Schadenskriteriums von McKenna et al. [107] wird im Fall von kantennahen Impacts eher die Festigkeit für die Schadensausdehnung verantwortlich gemacht, da die Druckspannungen in Querrichtung auf der Rückseite zwar zu einer hohen Verformung führen können, diese aber kein Versagen herbeiführt. Zu diesem Ergebnis kommen auch Steif et al. [123]. Eine Studie über das Impact-Verhalten der Legierungen 45XD und Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) zeigten jedoch ein sehr ähnliches Verhalten trotz ihrer unterschiedlichen Festigkeiten, aber vergleichbaren Duktilität [122].

Auch die Legierungen TNBV3B und TNBV4-F zeigen ein ähnliches Schädigungsverhalten, obwohl deutlich unterschiedliche Zugfestigkeiten in Längsrichtung gemessen wurden. Beide Legierungen weisen aber eine vergleichbare plastische Dehnung bei Bruch von 0,1 % - 0,2 % im Zugversuch auf. Wie auch bei den zentralen Impacts lässt sich die Rissausbreitung an den beobachteten Legierungen nicht mit der Duktilität oder der Festigkeit der Werkstoffe erklären, da die Legierung TNBV4-E bezüglich beider Eigenschaften überlegen ist.

Im Gegensatz zu den zentralen Impacts, bei denen die Legierung TNBV3B den höchsten Widerstand gegen Risswachstum während eines Impacts aufweist, lässt sich bei kantennahen Impacts an den Legierungen TNBV3B und TNBV4-F ein vergleichbares Verhalten beobachten. Bei kantennahen Impacts erfolgt die Rissausbreitung senkrecht zur Kante und damit senkrecht zu den bandförmigen Strukturen in der stranggepressten beziehungsweise zu den globularen Bändern in der geschmiedeten TNBV4-Legierung. Bei näherer Betrachtung des Risspfades in der geschmiedeten Variante zeigt sich, dass der Riss damit nicht nur innerhalb der globularen Bereiche sondern, wie es auch in der Gusslegierung der Fall ist, durch lamellare Bereiche verläuft. Sowohl in der gegossenen Legierung TNBV3B als auch in der geschmiedeten Legierung TNBV4-F kann Rissablenkung an lamellaren Kolonien beobachtet werden. Wie am Beispiel der Legierung TNBV3B in Abbildung 4.24a zu sehen ist, folgt der Riss den Koloniegrenzen oder schreitet parallel zur Lamellenorientierung fort. Außerdem waren nicht durchgerissene Ligamente zwischen Rissenden auf unterschiedlichen Rissebenen zu sehen (vgl. Legierung TNBV4-F in Abbildung 4.24b). Mit Ausnahme von Mikrorissen, die auch in den beiden Duplexstrukturen zu finden sind, konnten in der stranggepressten Legierung TNBV4-E dagegen keine Hinweise auf extrinsische Rissabschirmung beobachtet werden (vgl. Abbildung 4.24c).

4 Ergebnisse und Diskussion

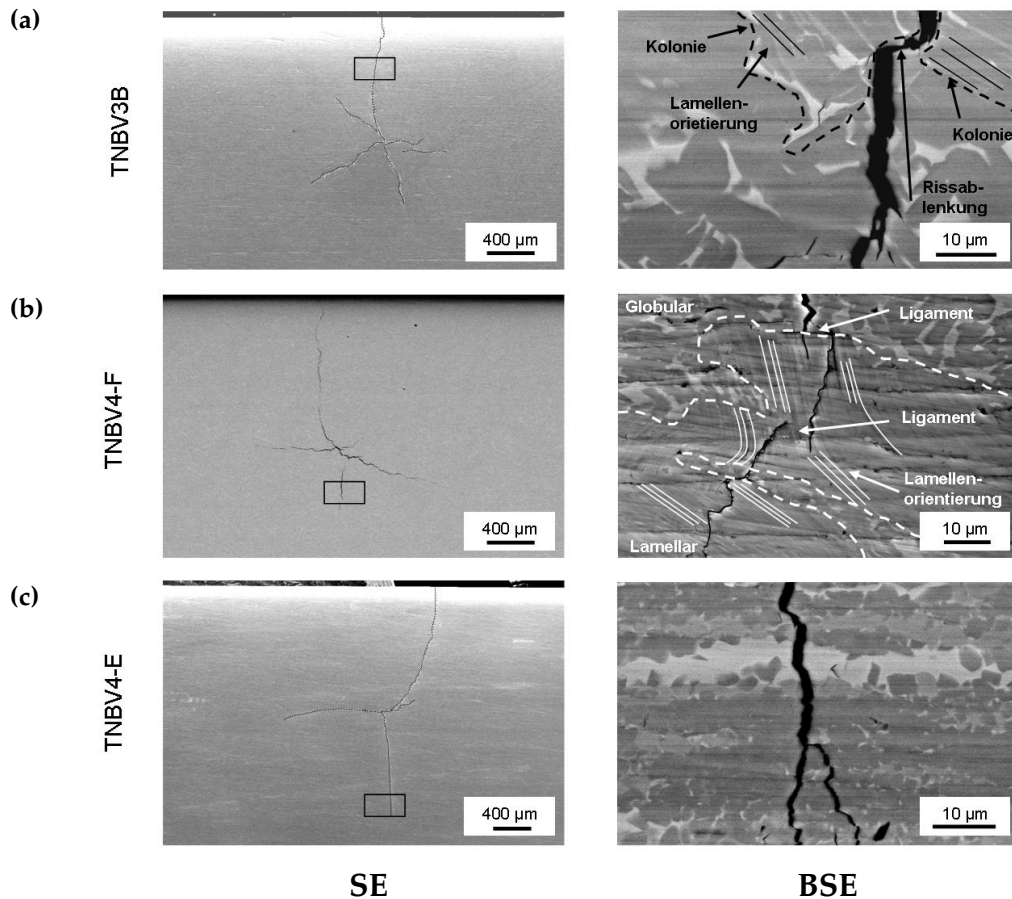


Abbildung 4.24: REM-Aufnahmen (links SE, rechts BSE) des Rissverlaufs nach kantennahem Impact in den unterschiedlichen Mikrostrukturen der untersuchten TiAl-Legierungen TNBV3B (a), TNBV4-F (b) und TNBV4-E (c).

Campbell et al. [65] weisen in ihrer Arbeit auf einen negativen Einfluss der globularen γ -Phase auf die Zähigkeit hin. Sowohl der kritische K-Wert in der Anfangsphase des Wachstums als auch der maximal gemessene Risswiderstand (R-Kurvenverhalten) unter monotoner Last sinken mit zunehmendem globularem Anteil. Chan [63] berichtet ebenfalls von einem zunehmenden Risswiderstand mit wachsendem Riss bei lamellaren Mikrostrukturen. Dieses Verhalten basiert auf den typischen unter Abschnitt 2.1.2 beschriebenen Mechanismen zur Rissabschirmung, wie zum Beispiel Rissablenkung, Bildung von Scherligamenten oder Mikrorissbildung. Campbell et al. [65] begründen die geringere Zähigkeit von Mikrostrukturen mit höherem globularem Anteil mit einer reduzierten Bildung von Scherligamenten, da in den globularen Körnern keine Ligamentbildung stattfindet. Rissfortschritt in globularen Mikrostrukturen wird durch einen ununterbrochenen, geradlinigen Risspfad gekennzeichnet ohne Rissablenkung oder Verzweigung, was in einer geringeren Schadenstoleranz und damit auch in einem geringeren Wert für K_{Ic} resultiert [153].

Ähnliches zeigt sich auch für den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK_{th} und den Rissfortschritt bei zyklischer Belastung. Ein erhöhter globularer Anteil verhindert sowohl die Bildung von Scherligamenten als auch die Risschließung, da die globularen γ -Körner einen einfacheren Risspfad zulassen [65]. Venkateswara Rao et al. [92] führen ebenfalls sowohl die überlegenen Zähigkeitseigenschaften bei monotoner Last als auch die besseren Ermüdungsrisswachstumseigenschaften bei höheren ΔK -Werten der lamellaren Legierungen auf extrinsische Rissabschirmungsmechanismen wie Rissablenkung, Mikrorissbildung und Scherligamente zurück. Allerdings weisen sie darauf hin, dass sich unter zyklischer Belastung die extrinsischen Rissabschirmungsmechanismen im Vergleich zum monotonen Belastungsfall weniger stark auswirken und auch intrinsische Mechanismen berücksichtigt werden müssen. Der Unterschied zwischen Duplexstrukturen mit hohem globularem Anteil und vollständig lamellaren Mikrostrukturen bezüglich des intrinsischen Ermüdungsrisswiderstands scheint jedoch gering zu sein [65].

Die extrinsischen Abschirmungsmechanismen wirken sich damit sowohl unter monotoner, quasi-statischer Belastung als auch unter wechselnder Belastung positiv auf den Rissfortschritt aus. Abbildung 4.24 zeigt, dass in den Duplexstrukturen der Gusslegierung und der Legierung TNBV4-F mit jeweils etwa 50 % lamellarem Anteil extrinsische Abschirmungsmechanismen an den impact-getriebenen Rissen vorhanden sind. Geht man davon aus, dass der Widerstand gegen Ausbreitung der Impact-Risse auch aufgrund dieser Abschirmung steigt, erklärt dies, warum die globulare Legierung TNBV4-E die höchste Rissausdehnung unter vergleichbaren Bedingungen zeigt, während sich die beiden Legierungen TNBV3B und TNBV4-F bei kantennahen Impacts, in der die Risse auch in der geschmiedeten Variante lamellare Gefügeanteile passieren, ähnlich verhalten. Dafür sprechen auch die Ergebnisse von Prasad et al. [154], die besagen, dass die Rissmechanismen in der bimodalen Titanlegierung TIMETAL 834 unter quasi-statischer und dynamischer Last vergleichbar sind.

Die Ergebnisse der kantennahen Impacts stützen damit die Theorie, dass das Risswachstum während eines Impacts durch eine dynamische Bruchzähigkeit beschrieben werden sollte und damit, im Gegensatz zum Widerstand gegen Rissinitiierung, nicht wesentlich durch Festigkeit und Duktilität beeinflusst wird.

4.2.3.1.2 Ausbrüche

Schüsse, die sehr nahe an die Kante und mit ausreichend hoher Energie abgegeben werden, führen zu Ausbrüchen, sogenannten Blow-outs (BO), unterschiedlicher

4 Ergebnisse und Diskussion

Größe und Form (vgl. Abbildung 4.25). Bei einer Impact-Energie von 0,1 J war dies bei einem Abstand zur Kante $< 0,4$ mm der Fall. Dies war die maximale laterale Ausdehnung h_V auf der Vorderseite der für diese Energie beobachteten Ausbrüche. Der Eindruck selbst ist vollständig oder überwiegend Teil des ausgebrochenen Werkstoffs.

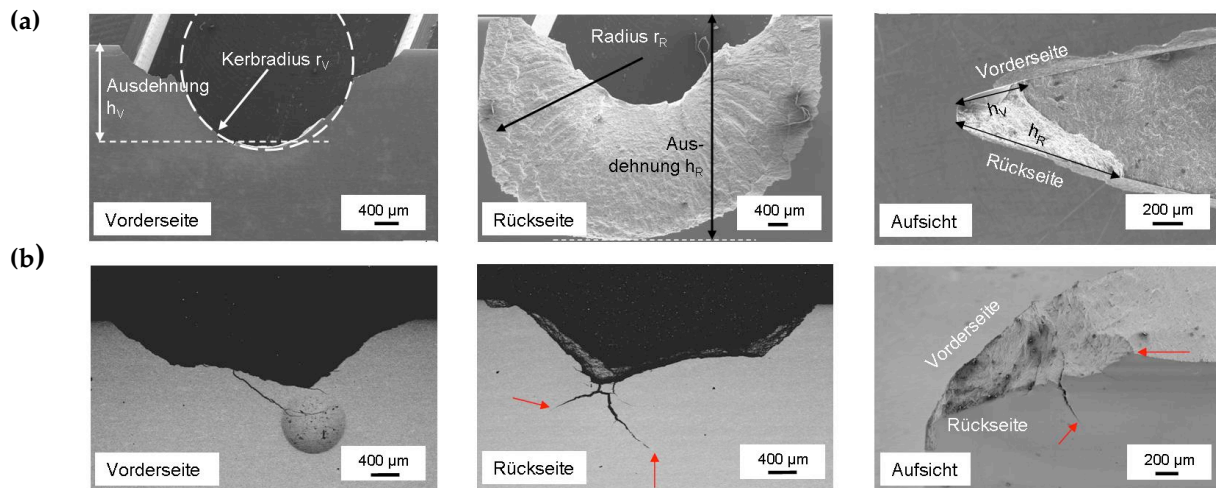


Abbildung 4.25: REM-Aufnahmen (SE) der Vorder- und Rückseite sowie der Aufsicht auf die Bruchfläche nach der Ermüdung geschmiedeter TNBV4-Proben mit schaufelähnlicher Kantenkontur, die (a) einen typischen konusförmigen Blow-out und (b) einen Blow-out mit Rissen ohne typische Konusform zeigen. Die roten Pfeile dienen zur Orientierung. Die erfassten und zur Quantifizierung dienenden Größen sind beispielhaft in (a) eingezeichnet.

Am häufigsten können Kerben beobachtet werden, die sich nach hinten konusförmig aufweiten, wie es in Abbildung 4.25a dargestellt ist. Aufgrund der konusförmigen Aufweitung nach hinten fällt die Schadensausdehnung auf der Vorderseite geringer aus als auf der Rückseite. Oft zeigen Blow-outs zusätzliche Ausbrüche in Randnähe, wie es auch bei dem dargestellten Beispiel der Fall ist. Die Kerben weisen in der Regel keine oder nur sehr wenige sichtbare Mikrorisse auf der Vorderseite auf. Anhand der Aufsicht auf die Bruchfläche nach der Ermüdung dieser Probe wird deutlich, dass der konische Ausbruch nicht geradlinig von der Vorder- zur Rückseite verläuft. Einige Blow-outs zeigen allerdings nicht die typische Konusform (Abbildung 4.25b). Hier finden sich meist auch größere Risse auf Vorder- und Rückseite, was darauf hinweist, dass Risse des Rissnetzwerks auf der Rückseite den Ausbruch verursacht haben könnten.

Die Schädigung durch einen Blow-out wird, wie beispielhaft in Abbildung 4.25a dargestellt, durch den Radius des Ausbruchs auf der Vorderseite r_V bzw. des konusförmigen Auslaufs auf der Rückseite r_R sowie durch die jeweilige Ausdehnung in Querrichtung auf beiden Seiten h_V und h_R charakterisiert. Diese Schadensgrößen wurden je nach Ausdehnung des Ausbruchs anhand von REM-Aufnahmen, LM-

Aufnahmen oder Photographien gemessen. Zur Messung der lateralen Ausdehnung des Ausbruchs wurden die Proben entweder so gekippt, dass die abgeschrägte Seite horizontal lag (analog Risscharakterisierung in 4.2.3.1.1), oder die Ausdehnung wurde aus dem Messwert der ungekippten Proben entsprechend berechnet. Tabelle 4.9 fasst die Schadenscharakteristik der konusförmigen Ausbrüche zusammen.

Tabelle 4.9: Zusammenfassung der Schadenscharakterisierung der konischen Blow-outs auf der Vorder- und Rückseite mit dem Radius des Ausbruchs und der Ausdehnung in Querrichtung auf Vorder- und Rückseite (Probenform 3a und 3b).

Legierung	Proben-Nr.	Energie J	Projektil Ø mm	r _V mm	h _V mm	r _R mm	h _R mm
TNBV4-E	E1-13	0,6	1,5	1,2	1,1	2,9	2,8
TNBV4-E	E1-6	3,0	2,5	1,3	2,0	3,2	4,5
TNBV4-E	E1-10	8,5	4,75	Bruch während des Impacts			
TNBV4-F	4.1.1	0,3	1,5	0,7	0,4	1,1	1,1
TNBV4-F	4.1.9	2,9	2,5	1,3	1,7	3,4	4,3
TNBV4-F	4.2.3	10,9	4,75	2,3	2,6	3,3	4,5
TNBV3B	1537-4A (1)	0,3	1,5	0,7	0,3	0,8	0,6
TNBV3B	1537-4A (2)	0,3	1,5	0,7	1,0	1,6	1,9
TNBV3B	1369-5B	0,7	1,5	0,9	1,3	1,9	2,4
TNBV3B	1369-5A	0,7	1,5	0,7	0,7	1,3	1,5
TNBV3B	1537-4B	1,9	4,75	3,5	2,2	3,9	4,8
TNBV3B	1002-1B	3,0	2,5	1,1	0,6	1,9	1,9
TNBV3B	1002-3B	10,1	4,75	2,3	4,7	7,3	8,7

Die Ergebnisse zeigen, dass der Radius auf der Vorderseite kaum von der Impact-Energie beeinflusst wird und unabhängig von der Energie meist in der Größenordnung des Projektilradius liegt. Zwei der Blow-outs weisen größere Durchmesser auf. Der Radius des Ausbruchs wird wohl durch den Verlauf der konischen Risse auf der Vorderseite beeinflusst. Die konusförmigen Ausbrüche scheinen durch diese Risse verursacht zu werden, die auf der Vorderseite der beschossenen Proben entstehen.

Abbildung 4.26 zeigt ein Beispiel für eine Probe mit konischen Rissen, die jedoch zu keinem Blow-out führten, da die Risse nicht vollständig durch den Werkstoff durchgedrungen sind. Die Risse verlaufen tangential um die Eindruckstelle herum bzw. innerhalb des Eindrucks (Abbildung 4.26a) und breiten sich dann zur Kante hin aus. Die Rissausbreitung ins Probeninnere erfolgt konusförmig (Abbildung 4.26b), was die charakteristische Form der Ausbrüche erklärt. Zu einem ähnlichen Ergebnis kamen Draper et al. [118], die diese Form von Ausbrüchen ebenfalls auf konische Risse, die von der Vorderseite ausgehen, zurückführten.

4 Ergebnisse und Diskussion

Auf der Vorderseite ist häufig noch ein kleiner Teil des Eindrucks zu beobachten, der nicht mit herausgeschossen wird. Abbildung 4.26a zeigt, dass einige konische Risse auch innerhalb des Eindrucks verlaufen können, so dass ein Teil des Eindrucks nach dem Herausbrechen bestehen bleibt. Messungen an den Bruchflächen nach der Ermüdung von Proben mit konusförmigen Ausbrüchen ergaben für die Winkel zwischen der Oberfläche auf der Vorderseite und den erzeugten konischen Rissen meist einen Wert zwischen 120° und 140° . Harding et al. [120] bezifferten in ihrer Arbeit den Winkel zwischen der Oberfläche und den konischen Rissen für die Legierung 47XD auf etwa 125° .

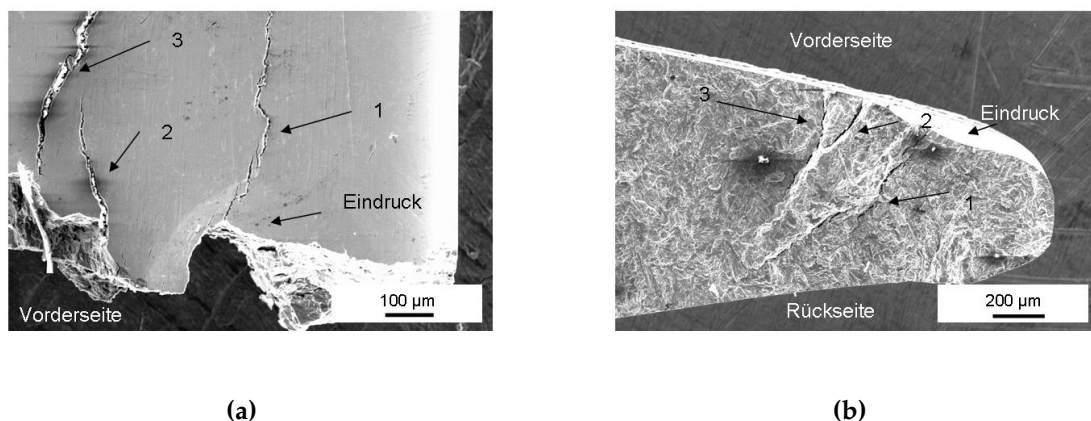


Abbildung 4.26: REM-Aufnahmen (SE) des Verlaufs der durch einen Impact erzeugten konischen Risse auf der Vorderseite (a) und im Inneren einer Gussprobe (b). Das Versagen dieser Probe erfolgte bedingt durch das Rissnetzwerk auf der Rückseite nach Ermüdung.

Der Abstand zur Kante spielt eine erhebliche Rolle für die Größe des Blow-outs. Bei gleicher Projektilgröße und -geschwindigkeit können mit zunehmendem Abstand größere Ausbrüche hervorgerufen werden. Auch auf der Rückseite können bei gleicher Impact-Energie deutlich unterschiedliche Größen der Schädigungen erzielt werden. Bei dieser Art von Schädigung sind keine Unterschiede zwischen den Legierungen auszumachen.

4.2.3.2 Kantennaher Impact der Titanlegierung Ti-6-2-4-2

Ein völlig anderes Schadensbild zeigt sich bei einem kantennahen Impact der Legierung Ti-6-2-4-2. Zwar sind bei dieser deutlich duktileren Legierung auch schon bei einer Impact-Energie von 0,1 J und einem Kantenabstand von 1,2 mm feine Mikrorisse zu sehen, doch beschränken sich diese auf ein Gebiet mit einem Durchmesser von etwa $500\ \mu\text{m}$ auf der Rückseite gegenüber des Einschussbereichs und sind aufgrund ihrer Feinheit nur schwer erkennbar. Es konnten mit den gewählten Parametern bei kantennahen Impacts keine Risse senkrecht zur Kante wie

bei den TiAl-Legierungen beobachtet werden. Die Ti-6-2-4-2-Proben zeigen bei hohen Energien (≥ 8 J) eine starke Ausbauchung als Folge des Impacts. Aufgrund dieser Verformung herrschen auf der Rückseite im Bereich der Ausbauchung Zugspannungen, die zu einem Netzwerk aus feinen Rissen auf der Oberfläche führen.

Ein Beispiel einer solchen mit feinen Rissen übersäten Ausbauchung, erzeugt durch einen Impact mit 16 J, zeigt Abbildung 4.27a. Bei dieser Energie bilden sich außerdem tangentielle Risse um die Ausbauchung herum, die auch auf der Vorderseite zu sehen sind. Dies kann bereits als Vorstufe für das Herausschlagen des Werkstoffs unterhalb des Impacts gedeutet werden, das eintreten sollte, sobald sich die tangentialen Risse über die gesamte Dicke erstrecken. Dies war bei einer Impact-Energie von 19 J erreicht, was wahrscheinlich aufgrund der starken Biegung an der Kante zum Herausbrechen des Werkstoffs bis zur Kante hin führte (Abbildung 4.27b). Auf der Rückseite der Probe ist anders als bei TiAl keine konusförmige Aufweitung der Schädigung zu sehen. Die Vorderseite zeigt ähnlich den TiAl-Proben noch einen Teil des Projektileindrucks.

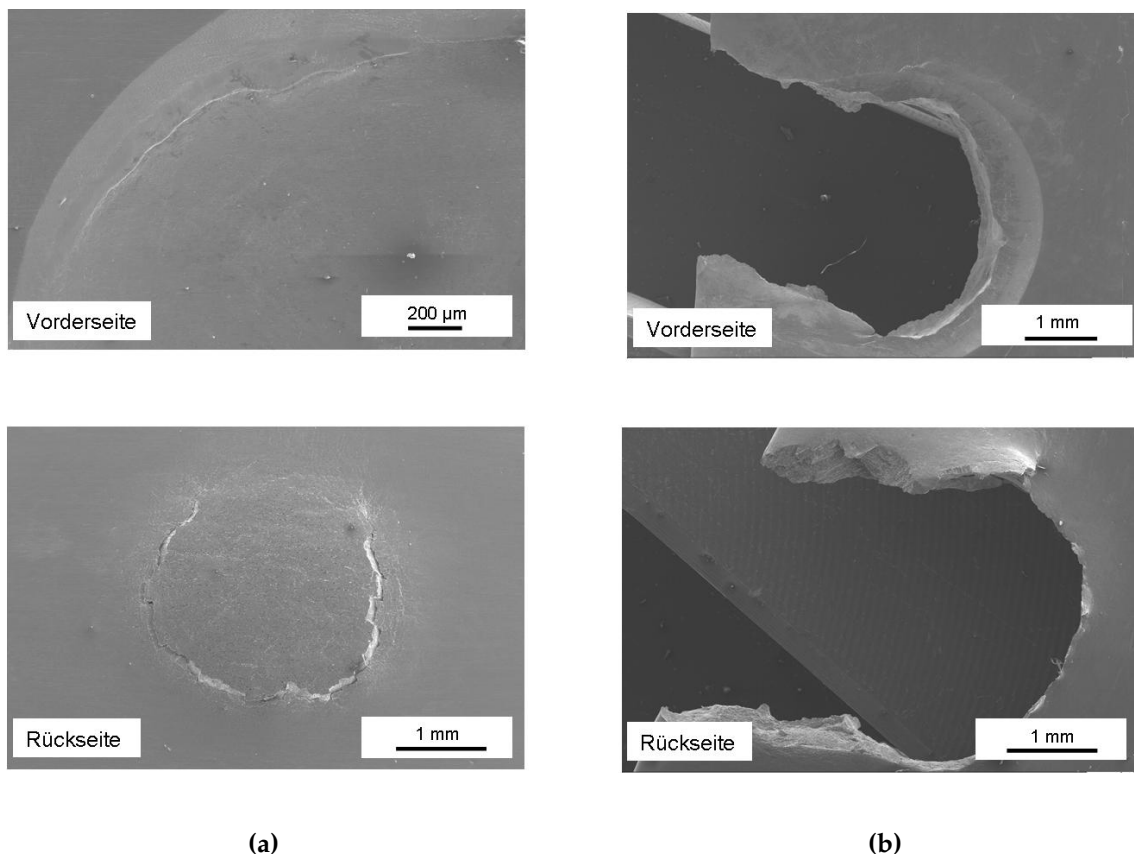


Abbildung 4.27: REM-Aufnahmen (SE) der Schädigung auf Vorder- und Rückseite nach einem Impact mit einem 4,75 mm großen Projektil bei einer kinetischen Energie von 16 J (a) und 19 J (b).

4 Ergebnisse und Diskussion

Bache et al. [155] untersuchten das Impact-Verhalten der Titanlegierungen Ti-6Al-4V (wt.%) und BuRTi (burn resistant titanium, Ti-25V-15Cr-2Al, wt.%) und schildern ein vergleichbares Schädigungsverhalten. Wie auch in der vorliegenden Arbeit wurden in dieser Studie Proben mit einem schaufelähnlichen Profil und einer abgeschrägten Kante verwendet; der Impact erfolgte unter 90 ° zur lateralen Symmetrieebene nahe der Kante. Die beobachteten Schädigungen sind im Wesentlichen von der Impact-Energie und der Impact-Position relativ zur Kante abhängig und weisen lokal eine starke plastische Verformung auf. Wird ein Teil des Werkstoffs herausgeschlagen, ist die Kerbtiefe auf der Vorderseite tiefer als auf der Rückseite. Außerdem tritt Scherverformung auf, was sich durch eine ausgeprägte Scherlippe auf der Rückseite äußert. Dieses war auch bei dem in Abbildung 4.27b dargestellten Ausbruch zu beobachten.

Trafen die Projektile etwas weiter im Inneren auf, so entstanden in der Legierung BuRTi Risse, die den Indent umgeben. Bache et al. [155] führen diese Risse auf hohe Schubspannungen zurück. Peters et al. [156] beschreiben außerdem bei zentralen Impacts die Ausbildung von Aufwölbungen um den Indentrand, umlaufend orientierte, stark ausgeprägte Scherbänder, die von der Oberfläche des Eindrucks ausgehen, sowie Mikroschädigungen.

Das Versagen scheint im Fall von Titanlegierungen eher durch Schubspannungen als durch Zugspannungen verursacht zu werden. Dies unterstreicht, dass sich das Schadensbild der duktilen Titanlegierungen deutlich von dem der spröderen TiAl-Legierungen unterscheidet.

4.2.4 Impact an Prototypen für TiAl-Gussschaufeln

Um das Werkstoffverhalten bei realen Schaufelgeometrien zu untersuchen, wurden Versuche an Prototypen von Verdichterleitschaufeln der Stufe 3 aus der Gusslegierung TNBV3B durchgeführt. Kompressorschaufeln sind aufgrund der geringen Dicke an der Führungskante besonders anfällig für Beschädigungen durch einen einschlagenden Partikel [157].

Die Schaufel wurde mit Hilfe einer Zielvorrichtung so ausgerichtet, dass der Beschusswinkel näherungsweise der Strömungsrichtung am Leitradeintritt eines Kompressors entsprach und das Projektil entweder an der Führungskante, auf der Druckseite oder der Austrittskante der Schaufel auftraf. Dieser Versuchsaufbau spiegelt nicht die komplexen realen Bedingungen im Triebwerk wider, kann aber als Näherung der tatsächlichen Verhältnisse gesehen werden.

Aufgrund des sehr flachen Auftreffwinkels ist der senkrecht auf die Fläche wirkende Energieanteil eher gering, so dass trotz der geringen Schaufelblattdicke ($< 1,5$ mm) Energien über 1 J untersucht werden konnten. Die Schaufeln wurden mit 0,3 J (ca. 200 m/s, 1,5 mm Projektildurchmesser), 0,4 J (ca. 250 m/s, 1,5 mm Projektildurchmesser), 0,6 J (ca. 300 m/s, 1,5 mm Projektildurchmesser) und 1,3 J (ca. 200 m/s, 2,5 mm Projektildurchmesser) an verschiedenen Stellen der Führungskante sowie auf die Fläche der Druckseite beschossen.

Abbildung 4.28 zeigt deutlich, wie unterschiedlich die Schädigungen bei einer einheitlichen Energie von 1,3 J in Abhängigkeit des Auftreffortes bei einer Kompressor-schaufel der 3. Stufe ausfallen können. Während ein Treffer an die Spitze der Führungskante nur ein geringes Herausbrechen der Ecke bewirkt (Abbildung 4.28a), führen Schüsse in die Mitte der Führungskante bzw. auf die Druckseite zum Abbrechen des gesamten oberen Drittels der Schaufel (Abbildung 4.28b) beziehungsweise zum Herausbrechen eines großen Bereiches (Abbildung 4.28c).

Schüsse mit einer Energie von 0,3 J verursachen bei Leitschaufeln der 3. Stufe je nach Impact-Position kleinere Dellen (Druckseite) oder Blow-outs (Führungskante). Je nach Lage des Auftreffortes und der lokalen Schaufeldicke konnten Rissnetzwerke auf der Saugseite der Schaufel gegenüber dem Eindruck beobachtet werden. Die Indents weisen aufgrund des schrägen Einfalls des Projektils eine elliptische Form auf. Bereits eine geringfügige Erhöhung der Energie auf 0,4 J bewirkt ein Ausbrechen größerer Schaufelteile nach Impact auf den hinteren Teil der Druckseite. Die herausgebrochenen Teile sind meist einige Millimeter groß und können selbst wiederum einen Impact verursachen.

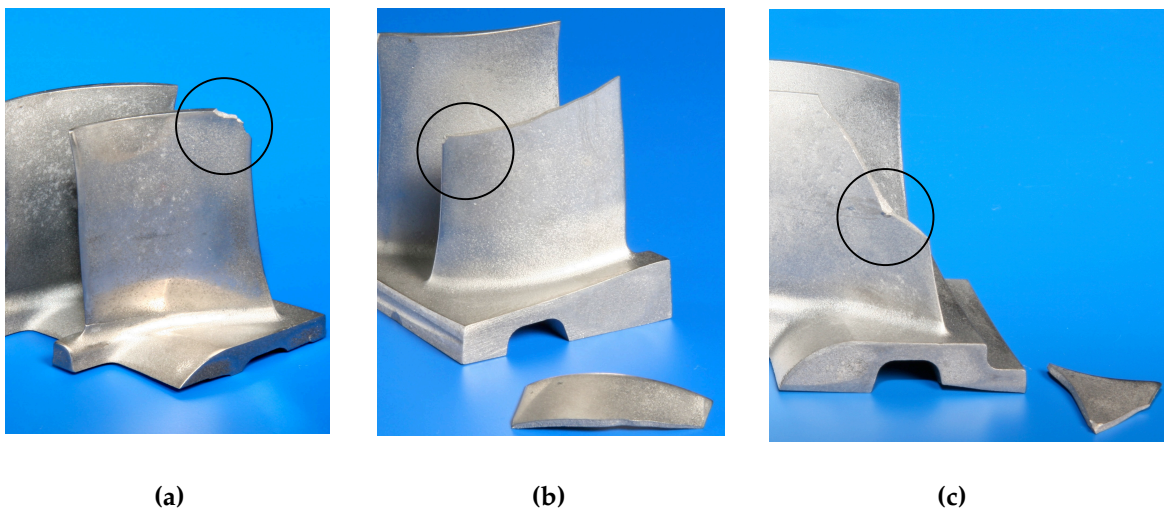


Abbildung 4.28: Schäden an Kompressorleitschaufeln der Stufe 3 nach einem Impact mit einer Impact-Energie von 1,3 J auf (a) die Spitze der Führungskante, (b) die Mitte der Führungskante und (c) auf die Druckseite.

4 Ergebnisse und Diskussion

Eine detaillierte Betrachtung eines Impact-Schadens erzielt durch eine Energie von 0,4 J ist in Abbildung 4.29 zu sehen. An der Stelle des Aufpralls zeigt sich ein konischer Ausbruch. Auf der Vorderseite ist eine halbkreisförmige Auskerbung zu erkennen. Dies spricht dafür, dass bei diesem Treffer in einiger Entfernung zur Kante neben den radialen Rissen, welche sich über den gesamten Querschnitt ziehen und somit das Herausbrechen einzelner Teile hervorrufen, auch Risse, die konusförmig in die Tiefe verlaufen, auftreten und sich tangential um den Einschuss bilden.

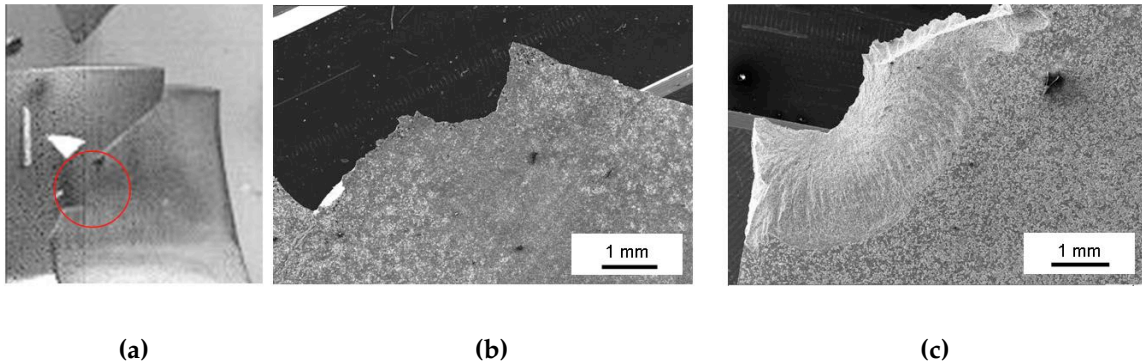


Abbildung 4.29: Verdichterleitschaufel (a) nach einem Impact mit 0,4 J auf die Druckseite und REM-Detailaufnahmen (SE) der Vorderseite/ Druckseite (b) und der Rückseite/ Saugseite (c).

Auch an den realen Geometrien zeigt sich damit ein starker Einfluss der Impact-Position und der kinetischen Energie des Projektils. Das Schadensbild entspricht den an Laborproben beobachteten Schädigungen. Aufgrund der geringen Dicke führt eine geringfügige Energieerhöhung von 0,3 J auf 0,4 J bei vergleichbarem flachen Einschusswinkel bereits dazu, dass sich die Risse des Rissnetzwerks auf der dem Impact abgewandten Seite über den gesamten Querschnitt ausbreiten und es zu einem Herausbrechen größerer Bereiche kommt.

4.3 Charakterisierung der Verformung nach Partikel-Impact

Dieses Kapitel befasst sich weiterhin mit dem durch einen Impact erzeugten Schadensbild und konzentriert sich dabei auf die elastische und plastische Verformung des Eindrucks bedingt durch einen Impact. Die Rückfederung sowie die Eigenschaften und Ausdehnungen der verformungsverfestigten Bereiche werden charakterisiert. Diese Bereiche mit verbleibenden Spannungen und Mikroschädigungen können Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften nehmen, so dass die Erkenntnisse für die Vorhersage des Verhaltens geschädigter Bauteile unbedingt erforderlich sind. Um auch höherenergetische Impacts untersuchen zu können, wurden für diese Studie fast ausschließlich dicke Probenplatten verwendet. Die Untersuchungen an TiAl beschränken sich hierbei auf die Legierungen TNBV3B und TNBV4-F. Die Verformung wurde zum Vergleich auch an der Titanlegierung Ti-6-2-4-2 analysiert.

4.3.1 Analytische Beschreibung der Verformung

4.3.1.1 Elastische Verformung des Eindrucks und Rückfederung

Die elastische Verformungsenergie, die in den verformten Oberflächen von Projektil und Target gespeichert ist, kann laut Tabor [94] mit der Rückprallenergie W_R des Projektils gleichgesetzt werden (siehe Abschnitt 2.2.3). Die Rückprallgeschwindigkeit v_R wurde für Impact-Versuche mit verschiedenen kinetischen Energien W_I und einer konstanten Projektilgröße von 4,75 mm anhand von Video-Aufzeichnungen ermittelt, die mit Hilfe einer High-Speed-Kamera aufgenommen wurden.

Mit zunehmender Impact-Geschwindigkeit v_I steigt v_R an (vgl. Abbildung 4.30a). Für Geschwindigkeiten zwischen 75 m/s und 125 m/s, die für alle drei Legierungen untersucht wurden, weist die Titanlegierung die höchsten Rückprallgeschwindigkeiten auf. Die geringsten wurden unter vergleichbaren Bedingungen dagegen in der Legierung TNBV3B gemessen.

Chen und Hutchinson [109] zeigen mit Hilfe von numerischen Simulationen der Titanlegierung Ti-6Al-4V (wt.%), dass der Betrag des Verhältnisses der Geschwindigkeiten v_R/v_I mit zunehmendem Verhältnis der Dichten von Projektil und Target ρ_P/ρ_T und mit zunehmender Elastizität des Targets $\varepsilon_y=\sigma_y/E$ steigt. Ein wachsendes Verhältnis der Impact-Geschwindigkeit zur Geschwindigkeit der elastischen Spannungswelle v_I/c_L führt dagegen zu einer betragsmäßigen Abnahme des Quotienten v_R/v_I . Die Elastizität spielt in der von Chen und Hutchinson aufgestellten Gleichung [109] die übergeordnete Rolle innerhalb der untersuchten Parameter.

4 Ergebnisse und Diskussion

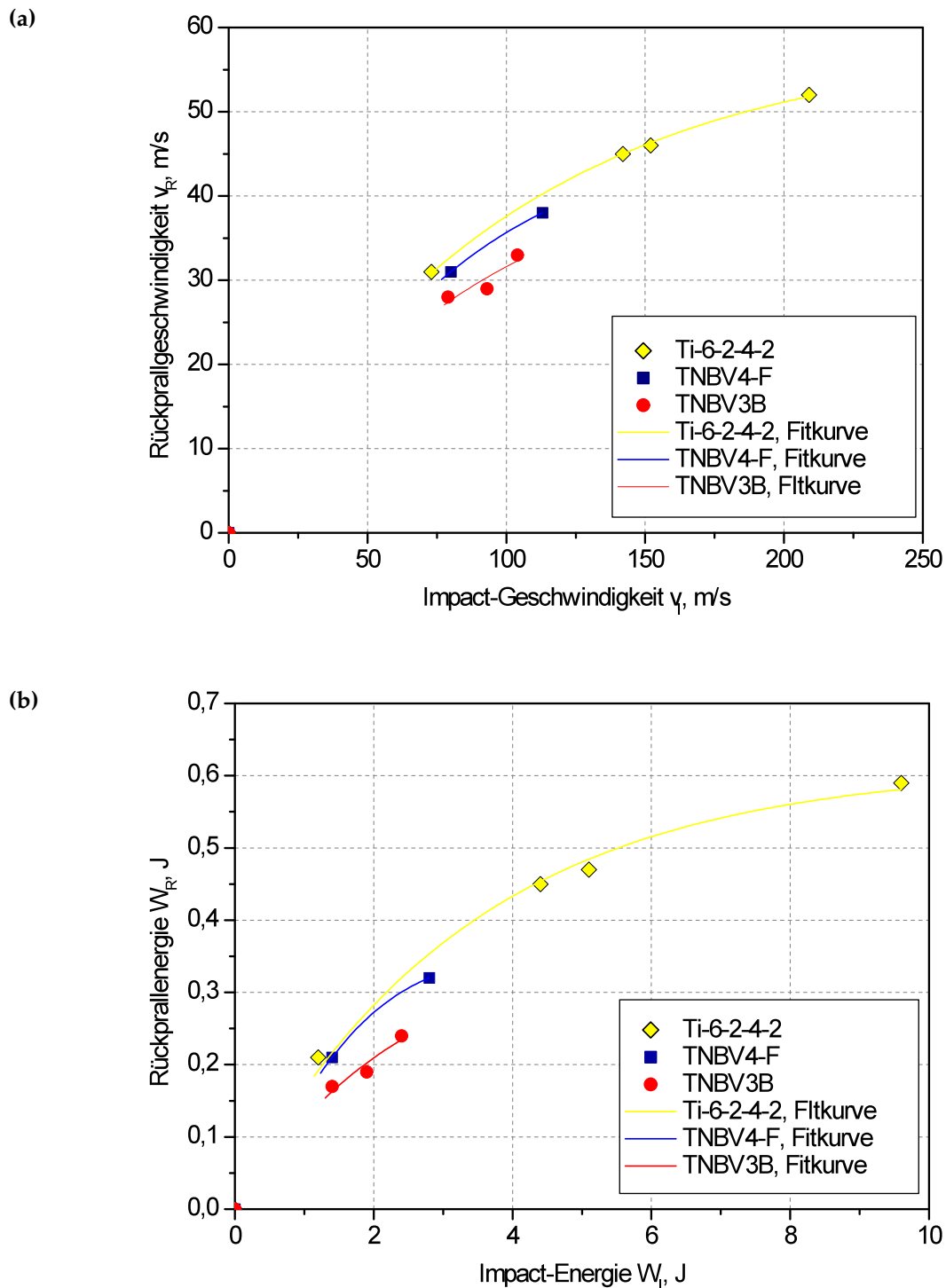


Abbildung 4.30: Abhängigkeit der Rückprall- von der Impact-Geschwindigkeit (a) und der Rückprallenergie von der Impact-Energie (b) des Projektils für verschiedene Target-Werkstoffe unter vergleichbaren Bedingungen. Es wurde ein Projektil mit einem Durchmesser von 4,75 mm verwendet. Zur besseren Orientierung wurde ein wahrscheinlicher Kurvenverlauf berechnet.

Die Titanlegierung weist mit einer Dichte von etwa $4,5 \text{ g/cm}^3$ nur einen geringfügig höheren Wert als die TiAl-Legierungen mit einer Dichte von ca. $3,9 \text{ g/cm}^3$ auf, so dass die Dichteverhältnisse von Projektil und Target mit 1,7 beziehungsweise 2,0 nahezu gleich sind. Da die Verwendung eines Targets aus Ti-6-2-4-2 trotz des kleineren Dichteverhältnisses zu höheren Rückprallgeschwindigkeiten führt, scheint sich dieser geringfügige Unterschied kaum auszuwirken, zumal weisen die TiAl-Legierungen vergleichbare Dichten auf. Gleiches gilt für die Geschwindigkeit der elastischen Welle, die vom E-Modul und der Dichte abhängt. Dies spricht dafür, dass ähnliche Gesetzmäßigkeiten gelten, wie von Chen und Hutchinson [109] an Ti-6Al-4V (wt.%) ermittelt wurden, und die Elastizität eine übergeordnete Rolle spielt. Unter quasi-statischen Bedingungen zeigt die Titanlegierung die höchste Elastizität, gefolgt von der Legierung TNBV4-F und der Legierung TNBV3B, was auch der beobachteten Reihenfolge bezüglich der Höhe der Rückprallgeschwindigkeit bei gleicher Impact-Energie entspricht. Damit kann das Ergebnis außerdem als Hinweis darauf gedeutet werden, dass die Legierung TNBV4-F wie im quasi-statischen Versuch auch bei hohen Dehnraten eine höhere Elastizität und damit unter Voraussetzung gleichbleibender E-Moduli eine höhere Fließspannung besitzt als die Legierung TNBV3B.

Der mittlere Fließdruck $\sigma_{M, \text{dynamisch}}$ bei Impact ändert sich allerdings mit der Dehnratenrate und bei Werkstoffen mit Verformungsverfestigung auch mit zunehmender Verformung. Der Kurvenverlauf wird demnach auch vom Verfestigungsverhalten und von der Dehnratenabhängigkeit der Legierungen beeinflusst (siehe Abschnitt 2.2.2.2).

Wie anhand der Legierung Ti-6-2-4-2 ersichtlich wird, die aufgrund ihrer besseren Verformbarkeit auch bei deutlich höheren Energien untersucht werden konnte, besteht kein linearer Zusammenhang zwischen der Geschwindigkeit des ankommenden Projektils und der Geschwindigkeit nach dem Abprall. Zu einem vergleichbaren Ergebnis kam auch Tabor [94]. Bei der dynamischen Härteprüfung zeigte er, dass der Quotient v_R/v_I mit steigender Geschwindigkeit v_I sinkt, wie es auch in dieser Arbeit bei Impact der Fall ist (siehe Abbildung 4.30a).

Ein ähnlicher Zusammenhang ist für die Impact- und Rückprallenergie, die sich aus den jeweiligen Geschwindigkeiten berechnen lassen, in Abbildung 4.30b zu sehen.

Analysen mittels Computertomographie und Lichtmikroskopie der Stahl-Projektile ließen selbst nach hochenergetischen Impact-Versuchen auf keinerlei plastische Verformung der Projektile nach Impact schließen. Die Verformung der verwendeten Projektile war folglich rein elastischer Natur. Energieverluste durch eine plastische Verformung der Projektile können demnach ausgeschlossen werden.

4 Ergebnisse und Diskussion

In seinen Arbeiten über die dynamische Härteprüfung [94] zeigte Tabor, dass aufgrund der elastischen Entspannung der Eindruckradius vom Projektilradius abweicht (siehe auch Abschnitt 2.2.3). Sundararajan et al. [112] beschreiben zwei unterschiedliche Fälle von elastischer Entspannung bei Impact-Versuchen. Der erste Fall entspricht dem bereits von Tabor erwähnten Verhalten. Im zweiten Fall bleibt nach der elastischen Rückfederung die geometrische Ähnlichkeit erhalten, der Krümmungsradius des Eindrucks entspricht etwa dem des Projektils. Sundararajan et al. [112] beobachteten bei den von ihnen untersuchten Werkstoffen lediglich den ersten von Tabor [94] beschriebenen Fall.

Um festzustellen, welcher Fall bei den untersuchten Proben vorliegt, wurden der Durchmesser der Indentoberfläche d am Mikroskop und die Eindringtiefe α mit Hilfe eines Rauigkeitsmessers (Turbo Wave V7.8, Hommelwerke) bestimmt. Im Anschluss wurden Querschliffe von Impact-Eindrücken angefertigt. An diesen Querschliffen wurde zum einen der Krümmungsradius r_E des Eindrucks gemessen und zum anderen die mittels Rauigkeitsmessung bestimmten Werte für die Eindringtiefe α überprüft und mit berechneten Werten entsprechend der beiden möglichen Fälle verglichen. Der Krümmungsradius r_E nach elastischer Entspannung lässt sich rechnerisch mit Hilfe von Gleichung 2.23 unter Berücksichtigung der Rückprallenergie ermitteln (Fall 1) beziehungsweise entspricht dem Radius des Projektils (Fall 2). Die berechneten Werte für die Eindringtiefe α wurden aus den auf diese Weise bestimmten Krümmungsradien r_E und dem gemessenen Durchmesser der Indentoberfläche d ermittelt:

$$\alpha = r_E - \sqrt{r_E^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2} \quad (4.1)$$

Tabelle 4.10 zeigt eine Zusammenstellung der Ergebnisse.

Tabelle 4.10: Vergleich der in der Aufsicht und im Querschliff gemessenen und der nach Fall 1 und Fall 2 berechneten Geometrie der Impact-Eindrücke (Projektilgröße 4,75 mm).

Legierung (W_1)	$d/2$ (gemessen) mm	$2r_E$ (gemessen) mm	$2r_E$ (Fall 1) mm	$2r_E$ (Fall 2) mm	α (gemessen) mm	α (Fall 1) mm	α (Fall 2) mm
TNBV3B (1,4 J)	1,01	5,5	5,4	4,75	0,18	0,19	0,23
TNBV3B (2,7 J)	1,10	5,3	5,5	4,75	0,24	0,23	0,27
TNBV4-F (1,4 J)	0,92	5,8	5,8	4,75	0,14	0,15	0,18
TNBV4-F (2,8 J)	1,07	5,7	5,6	4,75	0,20	0,21	0,26
Ti-6-2-4-2 (1,2 J)	0,85	6,0	6,3	4,75	0,12	0,12	0,16
Ti-6-2-4-2 (4,4 J)	1,25	5,4	5,5	4,75	0,29	0,30	0,35

Ein Vergleich der Messwerte sowohl für den Krümmungsradius r_E als auch für die Eindringtiefe α mit den kalkulierten Werten beweist, dass das Verhalten bei den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffen und Bedingungen zu dem im ersten Fall geschilderten Verhalten tendiert und somit der Krümmungsradius des Eindrucks nach der elastischen Rückfederung und der Projektillradius voneinander abweichen. Chen und Hutchinson [109] konnten in ihren Simulationen zeigen, dass die Eindringtiefe bei dynamischen Impact-Versuchen bedingt durch die Massenträgheit und die Dehnratenabhängigkeit geringer ausfällt als bei quasi-statischen Versuchen. Der wichtigste Faktor, der die Geometrie des Eindrucks beeinflusst, ist nach ihren Ergebnissen die kinetische Energie des Impacts. Obwohl in dieser Arbeit deutlich höhere Geschwindigkeiten verwendet wurden als bei der dynamischen Härteprüfung üblich sind, lassen sich der erzeugte Eindruck und dessen Geometrie mit den von Tabor [94] aufgestellten Formeln für die dynamische Härtemessung gut abschätzen, wie der Vergleich der berechneten und der gemessenen Werte zeigt. Seine in Kapitel 2.2 dargestellten Formeln eignen sich somit auch unter den hier untersuchten Bedingungen eines Impacts für die Bestimmung der Eindruckgeometrie unter Berücksichtigung der elastischen Rückfederung.

4.3.1.2 Plastische Verformung

Das bleibende Volumen des Eindrucks und damit das plastisch verformte Volumen V_E lässt sich unter Verwendung des Krümmungsradius r_E des Eindrucks, der sich nach Gleichung 2.23 bestimmen lässt, wie folgt berechnen:

$$V_E = \frac{\alpha^2 \pi}{3} (3r_E - \alpha) \quad (4.2)$$

Die plastische Verformungsenergie W_{pl} ist mit dem plastisch verformten Volumen V_E über Gleichung 2.19 verknüpft. Allerdings lässt sich die plastische Verformungsenergie nur abschätzen, da der Energieanteil, welcher durch die vorgegebenen Randbedingungen, wie Plattengeometrie und Einspannung [98, 111], verzehrt wird (siehe Abschnitt 2.2.3), unbekannt ist:

$$W_{pl} \approx W_I - W_R \quad (4.3)$$

In Abbildung 4.31 ist der Zusammenhang der Energiedifferenz zwischen Impact-Energie und Rückprallenergie für Impacts mit einem einheitlichen Projektildurchmesser von 4,75 mm und dem Eindruckvolumen V_E des erzeugten Indents dargestellt. In erster Näherung zeigt sich ein lineares Verhalten, was voraussetzt,

4 Ergebnisse und Diskussion

dass der dynamische Fließdruck innerhalb der untersuchten Parameter nahezu konstant ist (siehe Gleichung 2.19).

Es ist zu erwarten, dass sich sowohl eine steigende Dehnrage als auch eine zunehmende Verformungsverfestigung auf den dynamischen Fließdruck auswirken. Steif et al. [104] wählten daher in ihrer Arbeit zur Beschreibung des dynamischen Verhaltens von TiAl einen Ansatz, der beides berücksichtigt.

Auch wenn davon ausgegangen werden kann, dass der mittlere dynamische Fließdruck für die untersuchten Bedingungen nicht konstant ist, so scheint die Abweichung vom linearen Verlauf nur gering zu sein, was auch von Tabor für die dynamische Härteprüfung abgeschätzt wurde [94].

Allerdings können noch andere Faktoren die Fließspannung beeinflussen. Neben der Eindruckgröße kann sich auch eine Erwärmung bedingt durch die plastische Verformung auf den dynamischen Fließdruck auswirken [101, 112]. Die TiAl-Legierungen weisen bei Impact-Energien über 2,5 J und den untersuchten Dicken von etwa 4,6 bis 4,8 mm Risse auf, wodurch ebenfalls Energie dissipiert wird. Beides scheint jedoch für das hier untersuchte Verhalten und die gewählten Parameter keine signifikante Rolle zu spielen.

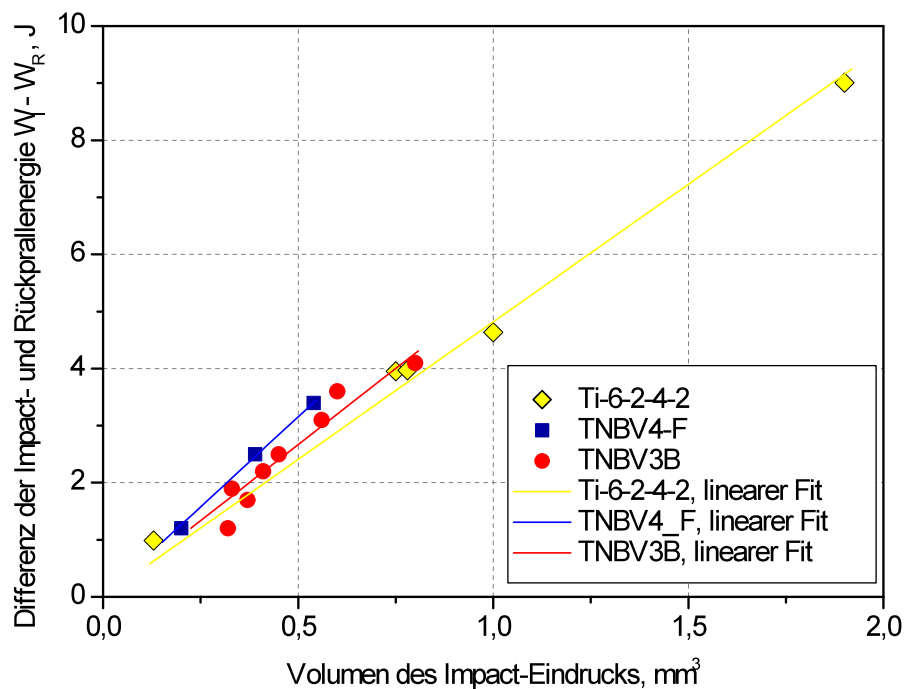


Abbildung 4.31: Zusammenhang des plastischen Eindruckvolumens V_E von der Differenz der kinetischen Impact-Energie W_I und der elastischen Rückprallenergie W_R (Projektildurchmesser 4,75 mm). Zur besseren Orientierung wurde ein wahrscheinlicher Kurvenverlauf berechnet.

Die Gusslegierung TNBV3B zeigt bei geringen plastischen Verformungsenergien (< 2 J) die größten Eindrücke, während die Eindruckgrößen der Schmiedelegierung und der Titanlegierung nahe zusammen liegen. Bei höheren Energien (≥ 2 J) nähern sich die Eindruckvolumina der Gusslegierung und der Titanlegierung an, die Schmiedelegierung weist hier die geringsten Eindruckvolumina auf. Obwohl die Gusslegierung TNBV3B die geringste Fließspannung und die Legierung TNBV4-F eine ähnliche Fließspannung im Vergleich zur Titanlegierung im quasi-statischen Zugversuch aufweisen, zeigt sich in Abbildung 4.31 eine höhere Steigung der TiAl-Legierungen im Vergleich zu der Titanlegierung, also nach Gleichung 2.19 ein höherer mittlerer dynamischer Fließdruck. Die für die Legierung TNBV3B und Ti-6-2-4-2 beobachteten Steigungen unterscheiden sich allerdings nur geringfügig, zumal die Legierung TNBV3B eine hohe Streuung aufweist. Auch liegen für die Legierung TNBV4-F nur sehr wenige Daten vor.

Die höhere Steigung könnte auf eine Verfestigung der TiAl-Legierungen oder auch auf ein anderes Verhalten bei hohen Dehnraten zurückzuführen sein. Lindemann et al. [84] konnten bei einem Vergleich von quasi-statischen Druckkurven einer TiAl-Legierung und der Titanlegierung TIMETAL 1100 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si, wt.%) zeigen, dass die Titanlegierung zwar eine deutlich höhere Fließspannung besitzt, diese jedoch bei weiterer Verformung kaum verfestigt und ein nahezu idealplastisches Verhalten aufweist. Die von ihnen untersuchte TiAl-Legierung besitzt im Vergleich dazu eine deutliche Festigkeitszunahme mit zunehmender Verformung.

Geht man davon aus, dass die durch einen Impact mit einem sphärischen Projektil hervorgerufene Verformung mit der Verformung während eines Härtetests vergleichbar ist [112], lässt sich die mittlere plastische Verformung ε_m innerhalb eines repräsentativen Gebiets des Targetwerkstoffs nach Tabor [94] näherungsweise wie folgt bestimmen:

$$\varepsilon_m \approx 0,2 \cdot \frac{d}{2r_p} \quad (4.4)$$

Diese Formulierung beruht darauf, dass geometrisch ähnliche Eindrücke auch ähnliche Verformungsverteilungen hervorrufen. Die Ergebnisse dieser Berechnung sind für ausgewählte Versuche in Tabelle 4.11 zusammengefasst.

Die Werte für die Legierungen TNBV3B liegen bei vergleichbaren Impact-Energien und vergleichbaren Werten für die abgeschätzte, zur Verfügung stehende plastische Verformungsenergie geringfügig über denen der Legierung TNBV4-F. Die Gusslegierung sollte demnach etwas stärker plastisch verformt sein, als die geschmiedete TNBV4-Variante. Abbildung 4.31 deutet auf einen geringeren mittleren

4 Ergebnisse und Diskussion

dynamischen Fließdruck für die Legierung TNBV3B als für die Legierung TNBV4-F hin, was bei vergleichbarer plastischer Verformungsenergie zu größeren Eindrücken und damit zu einer stärkeren Verformung führt und damit die Ergebnisse erklären könnte.

Tabelle 4.11: Mittlere Verformung ϵ_m nach einem Impact, analog dem Verfahren nach Tabor [94] berechnet.

Legierung	W_I , J	W_{pl} , J	d , mm	$2r_p$, mm	ϵ_m , %
TNBV3B	1,4	1,2	2,02	4,75	8,5
TNBV3B	2,7	2,5	2,20	4,75	9,3
TNBV3B	4,4	4,1*	2,52	4,75	10,6
TNBV4-F	1,4	1,2	1,84	4,75	7,7
TNBV4-F	2,8	2,5	2,14	4,75	9,0
Ti-6-2-4-2	1,2	1,0	1,68	4,75	7,0
Ti-6-2-4-2	4,4	4,0	2,49	4,75	10,5

* Kein Messwert für W_R vorhanden. W_R wurde graphisch aus Diagramm 4.30b abgeschätzt.

Zur näheren Charakterisierung der verformten Bereiche in der Impact-Region wurden Mikrohärtemessungen sowie mikrostrukturelle Untersuchungen in Impact-Nähe durchgeführt.

4.3.2 Bestimmung der Verformungsgrade mittels Mikrohärtemessung

Die Verformung um den Impact herum wurde mit Hilfe von Mikrohärtemessungen an gegossenen und geschmiedeten TiAl-Proben näher analysiert. Dazu wurden Querschliffe von Impact-Eindrücken herangezogen und ein Messfeld um den Eindruck gelegt, so dass die Mikrohärteverteilung in Tiefenrichtung und radialer Richtung in diesem Messfeld dargestellt werden konnte (siehe Abbildung 4.32).

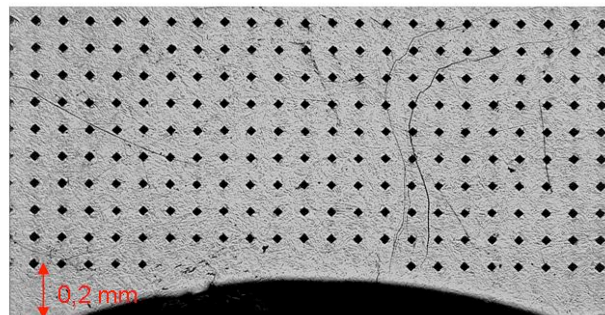


Abbildung 4.32: Zweidimensionales Härtemessfeld zur Charakterisierung der durch einen Impact induzierten Verformung.

Eine Bestimmung der Härte direkt am Rand der Probe lieferte zum Teil keinen verlässlichen Wert aufgrund von Präparationseffekten, so dass meist ein Abstand von der Probenkante zwischen 0,1 mm und 0,2 mm gewählt wurde. Mit Hilfe dieser Ergebnisse war es möglich, die Härte um die Impact-Verformung orts aufgelöst darzustellen.

Zusätzlich wurden Mikrohärtemessungen an Längsschliffen der definiert quasi-statisch verformten Druckzylinder vorgenommen (siehe auch Abschnitt 4.1.2.1.2). Aufgrund der Reibung zwischen den Auflagern und der Probe während der Druckversuche wird das Fließen in den Randzonen behindert, die Proben bauchen aus. Daher wurde zur Ermittlung der durchschnittlichen Härte nur der mittlere Bereich der Zylinder berücksichtigt, in dem die Härte in etwa konstant war (vgl. Abbildung 4.33). Die Härteverläufe für unterschiedliche Umformgrade entlang der Längsachse der Zylinder lassen eine deutliche Erhöhung der Härte beider Legierungen mit zunehmendem Umformgrad erkennen. Wie alle spröden Werkstoffe zeigen TiAl-Legierungen unter Druck eine deutlich bessere Verformbarkeit als unter Zugbelastung, so dass Umformgrade von etwa 15 % eingestellt werden konnten. Die Zylinder der Legierung TNBV4-F wurden dabei so aus dem Schmiedeblock entnommen, dass die Längsachse der Zylinder und die Tiefenrichtung der beschossenen Platten parallel waren. Der Unterschied der Härte unverformter Proben in Stauchrichtung des Ingots und senkrecht dazu lag unterhalb der Streuung innerhalb einer Messreihe und war somit vernachlässigbar.

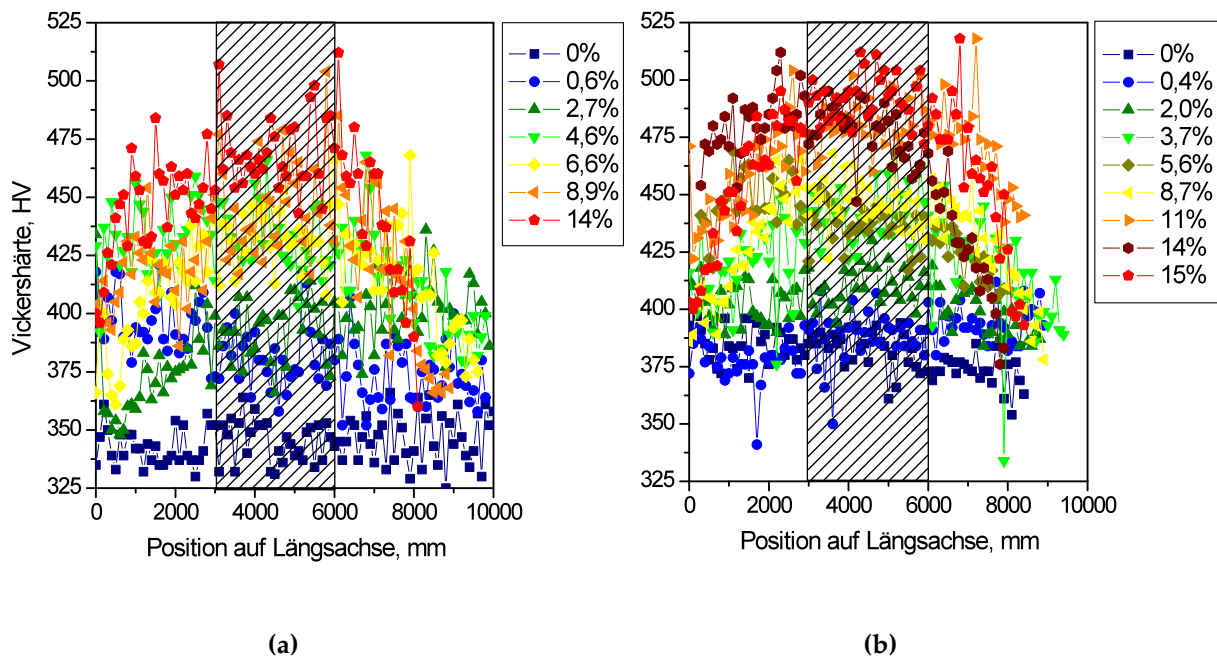


Abbildung 4.33: Härteverläufe entlang der Längsachse der Druckzylinder mit unterschiedlichen Umformgraden der Legierung TNBV3B (a) und TNBV4-F (b). Der zur Ermittlung der durchschnittlichen Härte herangezogene Bereich ist schraffiert dargestellt.

4 Ergebnisse und Diskussion

Die Härtemessungen an den quasi-statisch verformten Proben zielten darauf ab, Bereichen mit bestimmten Härtewerten definierte Umformgrade zuweisen zu können. Auf Basis der Ergebnisse ließ sich eine Korrelation der Mikrohärtigkeit mit der Verformung der Legierung TNBV3B und der Legierung TNBV4-F erstellen (siehe Tabelle 4.12).

Tabelle 4.12: Korrelation zwischen Mikrohärtigkeit und Umformgrad für die Gusslegierung TNBV3B und die Legierung TNBV4-F.

TNBV3B		TNBV4-F	
Mikrohärtigkeit, HV	Umformgrad, %	Mikrohärtigkeit, HV	Umformgrad, %
< 390	0-2	< 420	0-2
391-420	3-5	421-440	3-5
421-460	6-9	441-460	6-9
461-480	10-14	461-490	10-14
> 481	> 15	> 491	> 15

Unter der Annahme, dass ein dynamisch und quasi-statisch verformter Werkstoff gleichen Verformungsgrades vergleichbare Härtewerte aufweist, lässt sich damit eine Verformungsverteilung der Impact-Region darstellen. Diese Methode wurde bereits von Milman et al. [158] angewendet, um die Verformung von Aluminiumlegierungen nach einem Impact mit Geschwindigkeiten von 261 m/s und 415 m/s abzuschätzen. Martinez et al. [159] verwendeten Härtemessungen an Querschnitten von Indents in Ti-6Al-4V (wt.%) nach einem Impact mit Geschwindigkeiten zwischen 633 m/s und 905 m/s, um Zonen gleicher Härte um den Indent identifizieren zu können.

Abbildung 4.34 zeigt die Ausdehnung des verformungsverfestigten Bereichs unter einem Indent in der Legierung TNBV3B für unterschiedliche Impact-Energien unter Verwendung dreier verschiedener Projektilgrößen. Mögliche unterschiedliche Abstände der Messfelder zur Kante wurden in der Darstellung bereits berücksichtigt. Bei einer Energie von 0,1 J liegt die Ausdehnung der messbaren verfestigten Zone in Tiefen- und Breitenrichtung bereits im Bereich des Eindruckdurchmessers von ca. 0,6 mm (Abbildung 4.34a). Auch lassen sich bei den sehr niedrigen Energien unter 1 J Härtewerte messen, die auf einen Umformgrad über 15 % hindeuten. Da für Umformgrade größer 15 % keine Referenzdaten aus quasi-statischen Druckversuchen vorliegen, können diese Bereiche nicht näher charakterisiert werden. Die Größe der verfestigten Zone nimmt mit steigender Energie zu und liegt deutlich über den Abmessungen des Impact-Eindrucks. Vergleicht man die Verformungsverteilungen von Einschlägen mit Energien $\geq 1,4$ J, so stellt man fest, dass sich die

Gesamttiefe des verformten Gebiets kaum noch ändert. Während bei einem 1,4 J-Impact in der Gusslegierung bis zu einer Tiefe von etwa 2,1 mm eine Härtesteigerung (Verformung > 3 %) festgestellt werden konnte, so wurde bei der nahezu doppelten Impact-Energie in einer um gerade ca. 0,2 mm größeren Tiefe eine höhere Härte als im Grundwerkstoff gemessen. Ähnliches wird bei der Schmiedelegierung beobachtet. Dafür kann ein sich vergrößernder Bereich mit Verformungen über 15 % festgestellt werden. Die Gegenüberstellung der verfestigten Zone eines 2,7 J-Impacts mit einem 4,75 mm großen Projektil (Abbildung 4.34e) und eines Impacts mit einer geringfügig höheren Energie von 3,2 J mit einem 2,5 mm großen Projektil (Abbildung 4.34f) zeigt vergleichbare Ausdehnungen der verfestigten Zone. Dies lässt darauf schließen, dass in diesem höheren Energiebereich die Ausdehnung vor allem durch die Energie des Impacts beeinflusst wird und weniger durch die Projektilgröße. Allerdings führen kleinere Projektile zu kleineren Durchmessern der Eindrücke, so dass bei gleichen Energien und kleineren Projektildurchmessern größere Spannungen erzeugt werden [118].

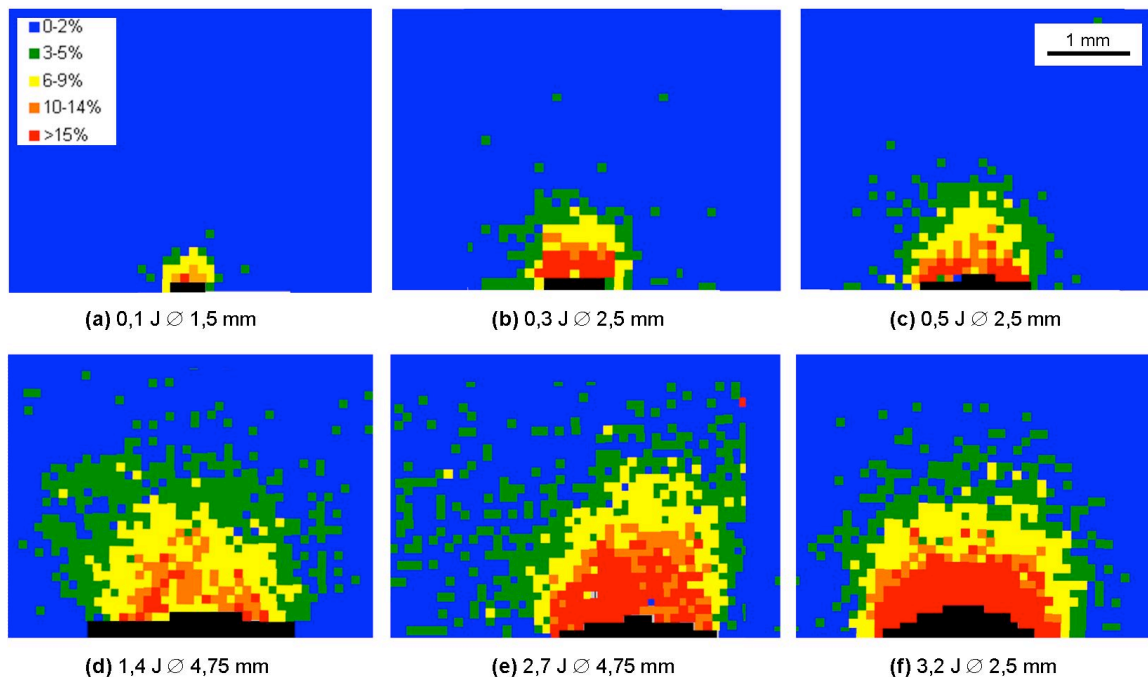


Abbildung 4.34: Ausdehnung der mittels Mikrohärtmessung bestimmten verformungsverfestigten Bereiche in der Legierung TNBV3B für verschiedene Impact-Energien bei einer Projektilgröße von 1,5 mm, 2,5 mm und 4,75 mm. Der eingezeichnete Maßstab sowie die Legende gelten für alle Teilbilder.

Dies könnte eine Erklärung dafür sein, dass bei der Verwendung der kleineren Projektile bereits bei 0,5 J ein nahezu vergleichbar großer Bereich mit einer Verformung $\geq 15\%$ gemessen werden konnte wie bei einem 1,4 J-Impact unter Verwendung des größeren Projektils. Außerdem wurde bei dem 3,2 J-Impact mit

4 Ergebnisse und Diskussion

einem 2,5 mm großen Projektil zwar eine vergleichbare Ausdehnung des gesamten verformten Bereiches gemessen, allerdings ergaben sich am Indentgrund deutlich höhere Härtewerte, die aufgrund der fehlenden Korrelation bei Verformungen über 15 % aber nicht weiter zugeordnet werden können.

Die Änderung der Ausdehnung in Tiefen- und Breitenrichtung der mittels Mikrohärtete messbaren gesamten verformten Zone (Verformung $\geq 3\%$) in Abhängigkeit der Impact-Energie ist in Abbildung 4.35 zusammengefasst und im Vergleich zur Ausdehnung der Impact-Eindrücke dargestellt. Die Breiten- und Tiefenausdehnung des Impact-Eindrucks sind, wie zuvor bereits dargestellt, abhängig von der verwendeten Projektilgröße (vergleichbare Volumina bei vergleichbaren Impact-Energien nach Gleichung 2.19), so dass in Abbildung 4.35 nur Eindrücke und verformte Zonen dargestellt sind, bei denen eine einheitliche Projektilgröße von 2,5 mm verwendet wurde. Die Ausdehnung der verformten Zone zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die Ausdehnung der Eindruckgröße in die entsprechenden Richtungen. Damit ergibt sich für die Breite und die Tiefe mit zunehmender Impact-Energie eine geringer werdende Zunahme der Ausdehnung der verformten Zone. Die Ausdehnung der Breite liegt hierbei über der Tiefenausdehnung, wie es auch bei der Eindruckgeometrie der Fall ist.

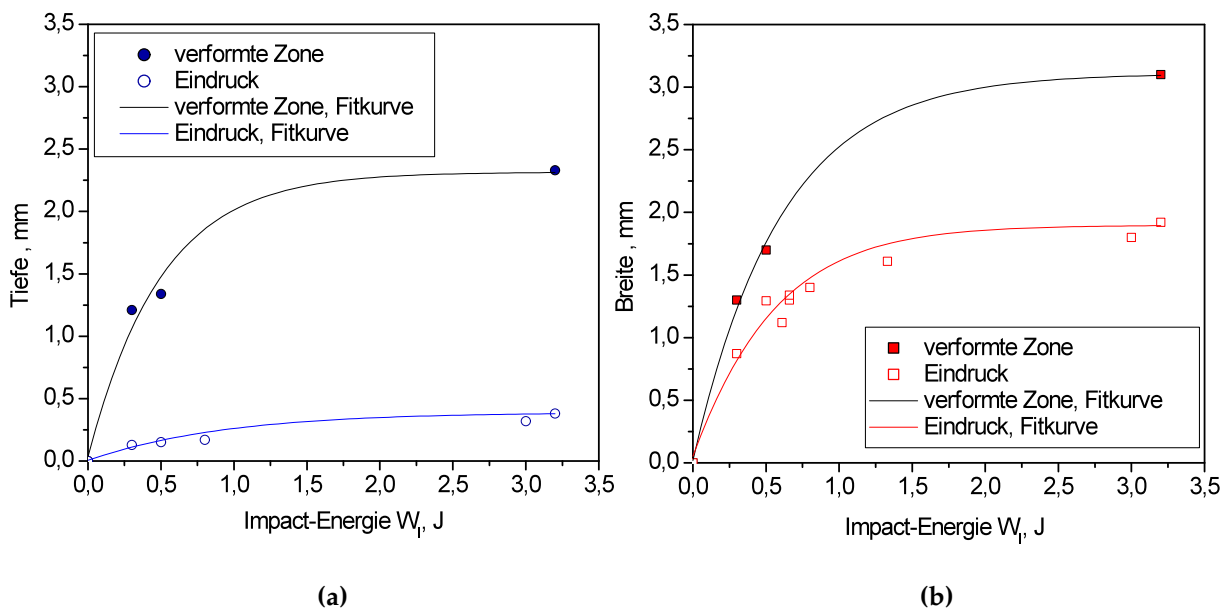


Abbildung 4.35: Maximale Ausdehnung der verformten Zone und des Impact-Eindrucks in der Legierung TNBV3B in Tiefen- (a) und Breitenrichtung (b) für verschiedene Impact-Energien unter Verwendung von Projektilen mit einem Durchmesser von 2,5 mm (Kriterium: Verformung $\geq 3\%$). Zur besseren Orientierung wurde ein wahrscheinlicher Kurvenverlauf berechnet.

In Abbildung 4.36 sind die Verformungsverteilungen für einen 1,4 J-Impact (Abbildung 4.36a) und für einen Impact mit etwa doppelter Energie (Abbildung 4.36b) für beide untersuchten TiAl-Legierungen dargestellt. Der Abstand des Messfeldes von der Kante des Querschliffs ist jeweils identisch, so dass die Verformungsfelder direkt gegenüber gestellt werden können. Wie bereits durch die Berechnungen einer mittleren Verformung ε_m nach Tabor [94] angedeutet, zeigt die Gusslegierung TNBV3B im Vergleich zur geschmiedeten TNBV4-Variante ein tiefer reichendes und auch breiteres Verformungsfeld für beide untersuchten Impact-Energien. Außerdem weist die Gusslegierung ein deutlich größeres Gebiet mit Umformgraden über 15 % auf.

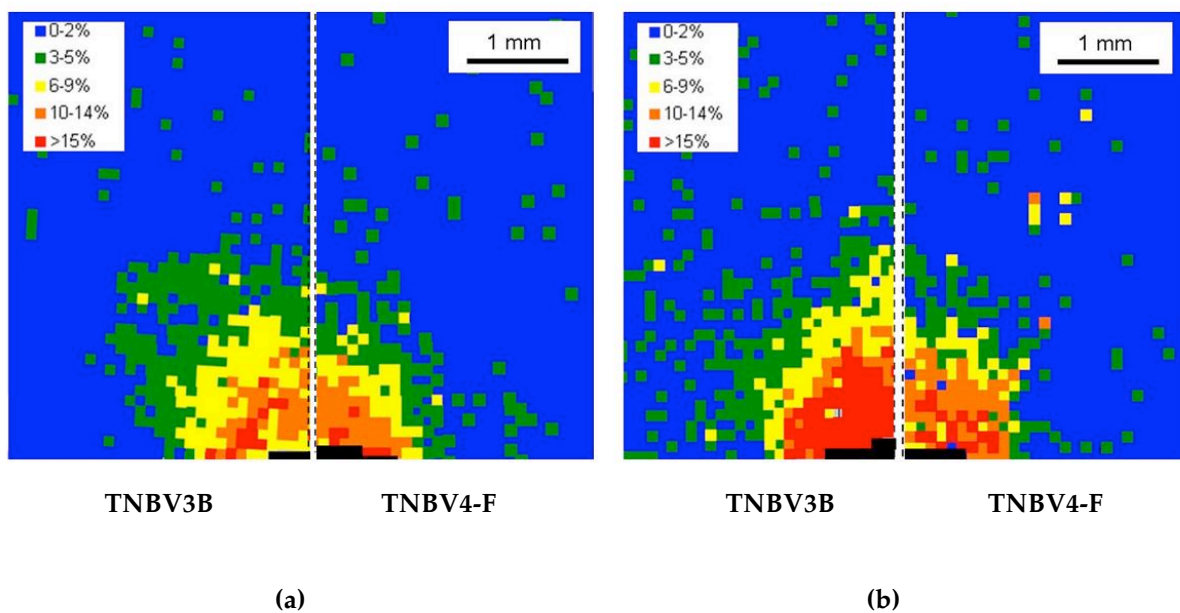


Abbildung 4.36: Verformungsverteilung nach einem zentralen Impact von 1,4 J (a) und etwa doppelter Energie (b) mit einem Projektildurchmesser von 4,75 mm im gegossenen (jeweils links) und geschmiedeten (jeweils rechts) Werkstoff.

Die quasi-statische Fließspannung der Gusslegierung liegt deutlich unterhalb der quasi-statischen Fließspannung des geschmiedeten Werkstoffs (siehe auch Abschnitt 4.1.2.1). Geht man von den in Abbildung 4.31 dargestellten Steigungen aus, so zeigt die Gusslegierung auch bei den durchgeführten Impact-Versuchen einen geringeren mittleren Fließdruck als die Legierung TNBV4-F. Daher kann bei der Gusslegierung bereits bei geringeren Belastungen resultierend aus dem Impact plastisches Fließen stattfinden. Der verformte Bereich ist damit größer und es können höhere Umformgrade bei gleicher Impact-Energie erzielt werden als bei der Legierung TNBV4-F.

4.3.3 Charakterisierung der Verformung mittels EBSD und TEM

Neben der Mikrohärteprüfung wurden die mittels Impact verformten Bereiche sowie die quasi-statisch verformten Druckzylinder auch mit Hilfe von EBSD-Messungen charakterisiert. Mittels EBSD lässt sich der Grad der Fehlorientierung innerhalb der Körner eines Gefüges als Maßstab für die Verformung bestimmen und mit Hilfe des sogenannten *Strain Countering* graphisch darstellen. Stark verformte Gefüge weisen meist eine höhere Fehlorientierung in den einzelnen Körnern auf als nicht oder nur gering verformte Gefüge. Das *Strain Countering* misst die maximale Fehlorientierung zwischen zwei beliebigen Punkten innerhalb eines Korns und gewichtet das Korn entsprechend dieses Fehlorientierungswertes. Auf diese Weise können Gebiete stärkerer und geringerer Verformung sichtbar gemacht werden. Hierbei ist jedoch darauf hinzuweisen, dass unterschiedliche Fehlorientierungen in verschiedenen Phasen nach einer Verformung nicht zwingend auf eine unterschiedlich starke Verformung hindeuten müssen.

Ein vergleichbares Verfahren wurde von Brewer et al. [160] zur Untersuchung plastischer Deformation an einem Vickershärte-Eindruck in Edelstahl herangezogen und für die Visualisierung plastischer Verformung genutzt.

Die EBSD-Messungen wurden sowohl an der gegossenen als auch an der geschmiedeten TiAl-Legierung durchgeführt. Die Halbwertsbreite der Verteilung der Fehlorientierung wurde entsprechend der Korngröße der globularen Gefügeanteile der jeweiligen Legierung gewählt. Für die Gusslegierung wurde sie auf $7\ \mu\text{m}$, für die Legierung TNBV4-F auf $2\ \mu\text{m}$ gesetzt. Die Halbwertsbreite wirkt sich auf die obere und untere Grenze des Fehlorientierungswertes aus, so dass die beiden Legierungen nicht direkt verglichen, sondern nur ähnliche Tendenzen bewertet werden können. Außerdem wurde die Phasenverteilung mittels EBSD untersucht.

Die Messungen an den quasi-statisch verformten Proben erfolgten in der Mitte der Zylinderquerschliffe außerhalb der Reibungskegel. Abbildung 4.37 zeigt die Ergebnisse der unverformten bzw. quasi-statisch verformten Proben. Bei beiden Legierungen ist eine deutliche Zunahme der Fehlorientierung innerhalb eines repräsentativen Gefügausschnitts mit zunehmendem Umformgrad messbar. Die unverformten Proben zeigen eine leicht erhöhte Fehlorientierung innerhalb der lamellaren Bereiche. Diese Fehlorientierung ist folglich nicht auf eine Verformung zurückzuführen. Mit zunehmender Verformung wird auch in globularen Bereichen eine hohe Fehlorientierung beobachtet. Auffallend ist, dass in der Legierung TNBV4-F die β/β_0 -Phase auch nach einer Verformung von mehr als 15 % Umformgrad eine mit dem unverformten Zustand vergleichbare geringe Fehlorientierung zeigt, während Gebiete mit γ - und α_2 -Phase deutlich an Fehlorientierung zunehmen. Bei

der Legierung TNBV3B konnte dies in den Gebieten mit β/β_0 -Phase nicht beobachtet werden. Hier zeigen alle Phasengebiete eine Zunahme an Fehlorientierung.

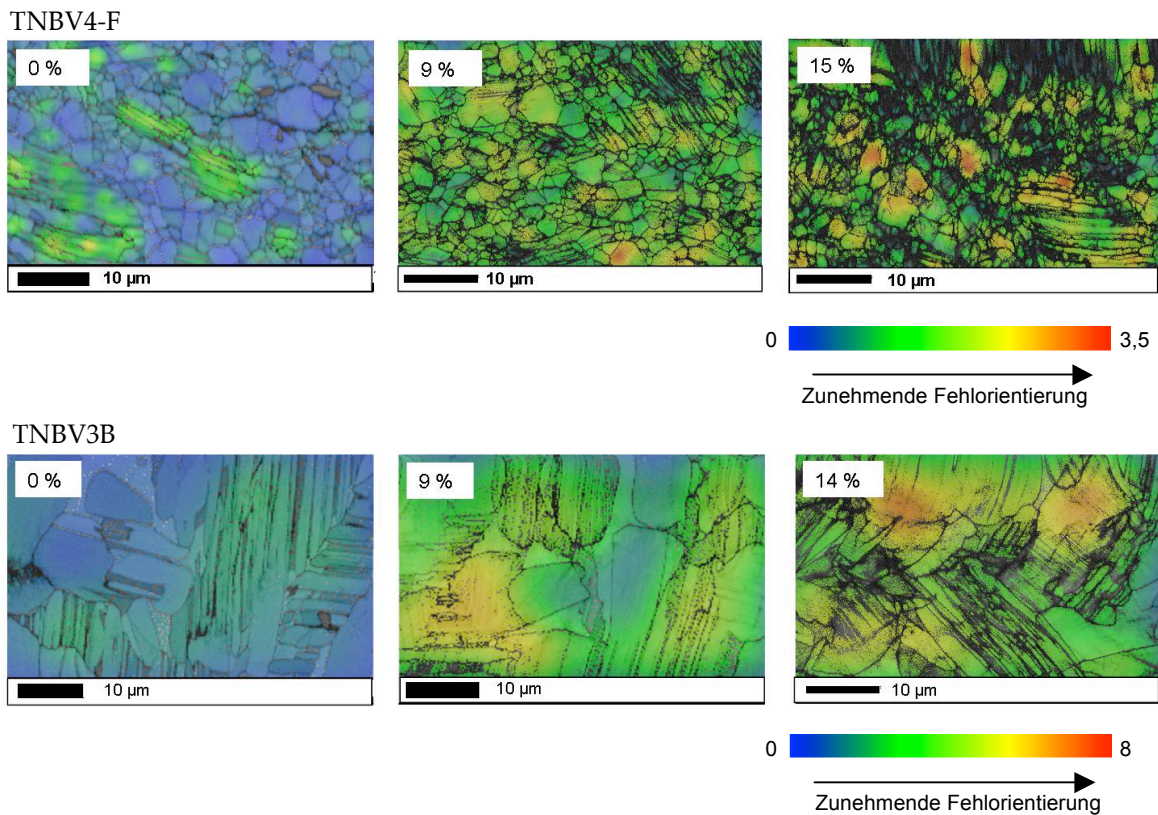


Abbildung 4.37: Ergebnisse des *Strain Counterings* beider Legierungen für die unverformten Zustände (0% Umformgrad) sowie nach einer quasi-statischen Druckverformung mit einem Umformgrad von jeweils 9 % und 14 % bzw. 15 %.

Zur Untersuchung der Verformung nach einem Impact wurden insgesamt vier Messpunkte im Impact-Bereich analysiert (vgl. Abbildung 4.38): am äußeren Rand des Eindrucks (Pos. 1), auf halber Höhe zwischen dem Eindruckrand und dem tiefsten Punkt (Pos. 2), am tiefsten Punkt des Eindrucks (Pos. 3) sowie unterhalb des tiefsten Punktes in einem Abstand von etwa dem halben Radius der Eindruckoberfläche (Pos. 4).

Bei einem Impact dieser Stärke beträgt der Durchmesser d des erzeugten Eindrucks ca. 2,15 mm. Messpunkt 4 liegt folglich etwa 0,5 mm unter dem tiefsten Punkt des Eindrucks. Damit befindet sich dieser Messpunkt in einem Bereich, bei dem mittels Mikrohärtmessung eine durchschnittliche Verformung von mehr als 10 % ermittelt wurde. Aufgrund der direkten Lage am Indentrand können für die anderen Messpositionen keine Verformungsgrade angegeben werden.

4 Ergebnisse und Diskussion

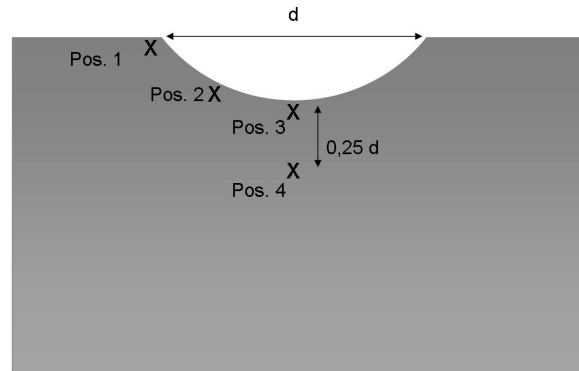


Abbildung 4.38: EBSD-Messpositionen im Querschliff der durch einen Impact geschädigten Proben.

Abbildung 4.39 zeigt die Ergebnisse der EBSD-Analyse für einen 2,8 J-Impact an der geschmiedeten Legierung TNBV4-F.

Links in Abbildung 4.39 ist das *Strain Countering* dargestellt, rechts die Phasenverteilung in dem untersuchten Gefügebereich. Schwarze Bereiche kennzeichnen Regionen mit einer geringen Qualität der zur Indizierung notwendigen Kikuchi-Bänder. Dies kann durch Korngrenzen oder starke Verformung hervorgerufen werden, kann am Rand jedoch auch präparationsbedingt aufgrund der Kantenabrundung verursacht sein.

Es ist deutlich zu erkennen, dass die Fehlorientierung innerhalb der Körner, also das Maß an Verformung, vom Rand hin zur Mitte des Impact-Eindrucks zunimmt. Ein Unterschied zwischen den Messpunkten 2, 3 und 4 ist jedoch kaum zu erkennen. Die Fehlorientierung am Indentrand ist dagegen deutlich geringer. Ähnlich der unverformten Proben wird die stärkste Fehlorientierung in diesem Bereich in den lamellaren Kolonien gemessen.

Ein Vergleich des *Strain Countering*s und der Phasenanalyse zeigt, dass die β/β_0 -Körner im Bereich der stärker verformten Gebiete meist die geringste Fehlorientierung im Vergleich zu den anderen Phasen zeigen (siehe weiße Pfeile in Abbildung 4.39). Wie bereits beschrieben, lässt sich dies auch bei den quasi-statisch verformten Proben beobachten.

Eine mögliche Erklärung für diese Beobachtung sind die in der Legierung TNBV4-F vorhandenen, etwa $0,1 \mu\text{m}$ großen ω -Ausscheidungen, welche eine Behinderung der Versetzungsbewegung darstellen könnten. Eine geringe Fehlorientierung würde aber beispielsweise auch dann auftreten, wenn der Kristall trotz der Versetzungsbewegung integer bleibt, was allerdings dann wohl auch in der Gusslegierung der Fall sein müsste.

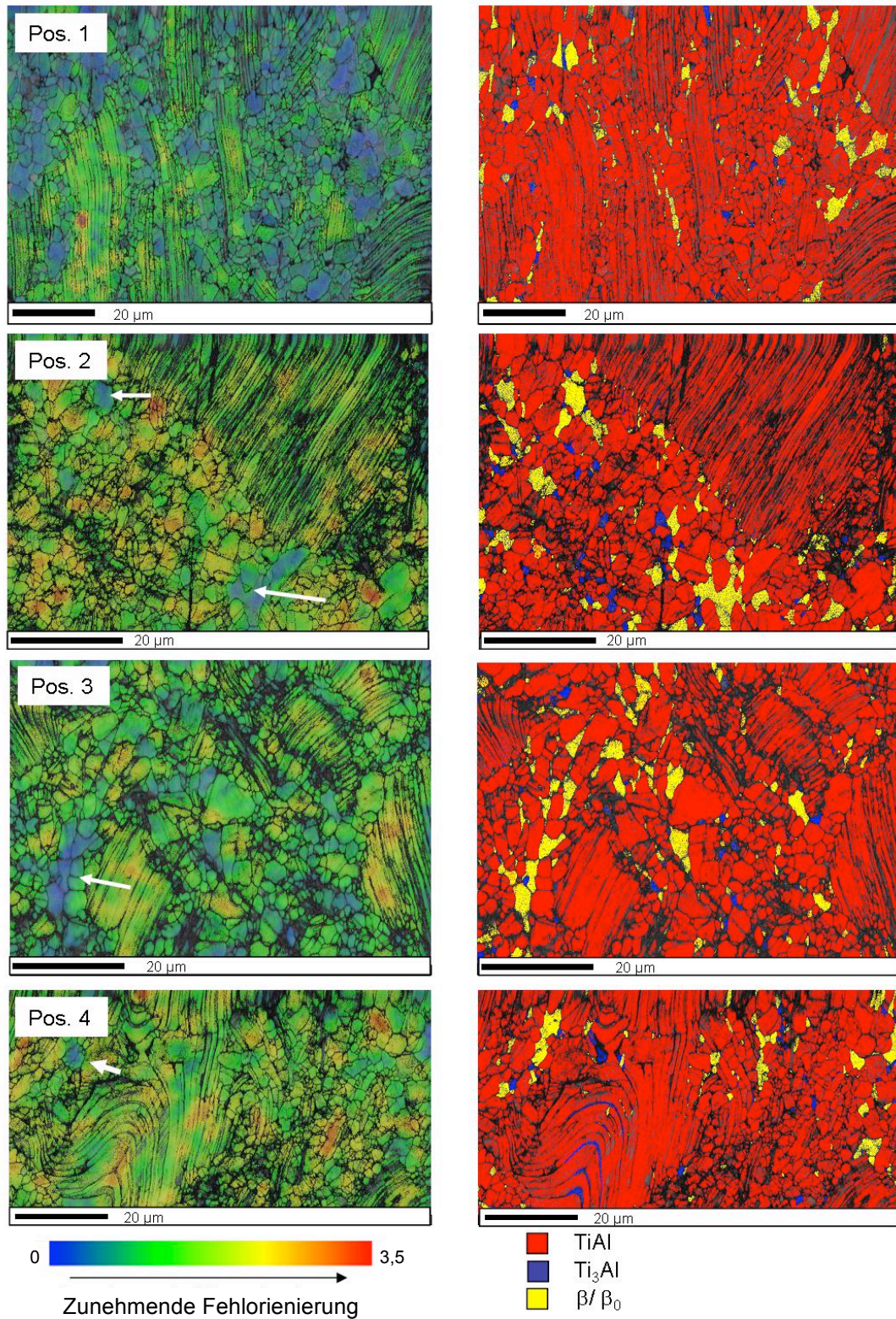


Abbildung 4.39: *Strain Countering* (links) und Phasenanalyse (rechts) der Legierung TNBV4-F an vier Messpositionen nach einem Impact mit 2,8 J. Die Pfeile kennzeichnen Gebiete mit β/β_0 -Phase.

Das *Strain Countering* der Gusslegierung nach einem Impact mit 2,7 J zeigt eine geringere Fehlorientierung am Indentrand (Position 1) und eine stärkere Fehl-

4 Ergebnisse und Diskussion

orientierung für die anderen drei Messpositionen (vgl. Abbildung 4.40), wie auch an der Legierung TNBV4-F beobachtet.

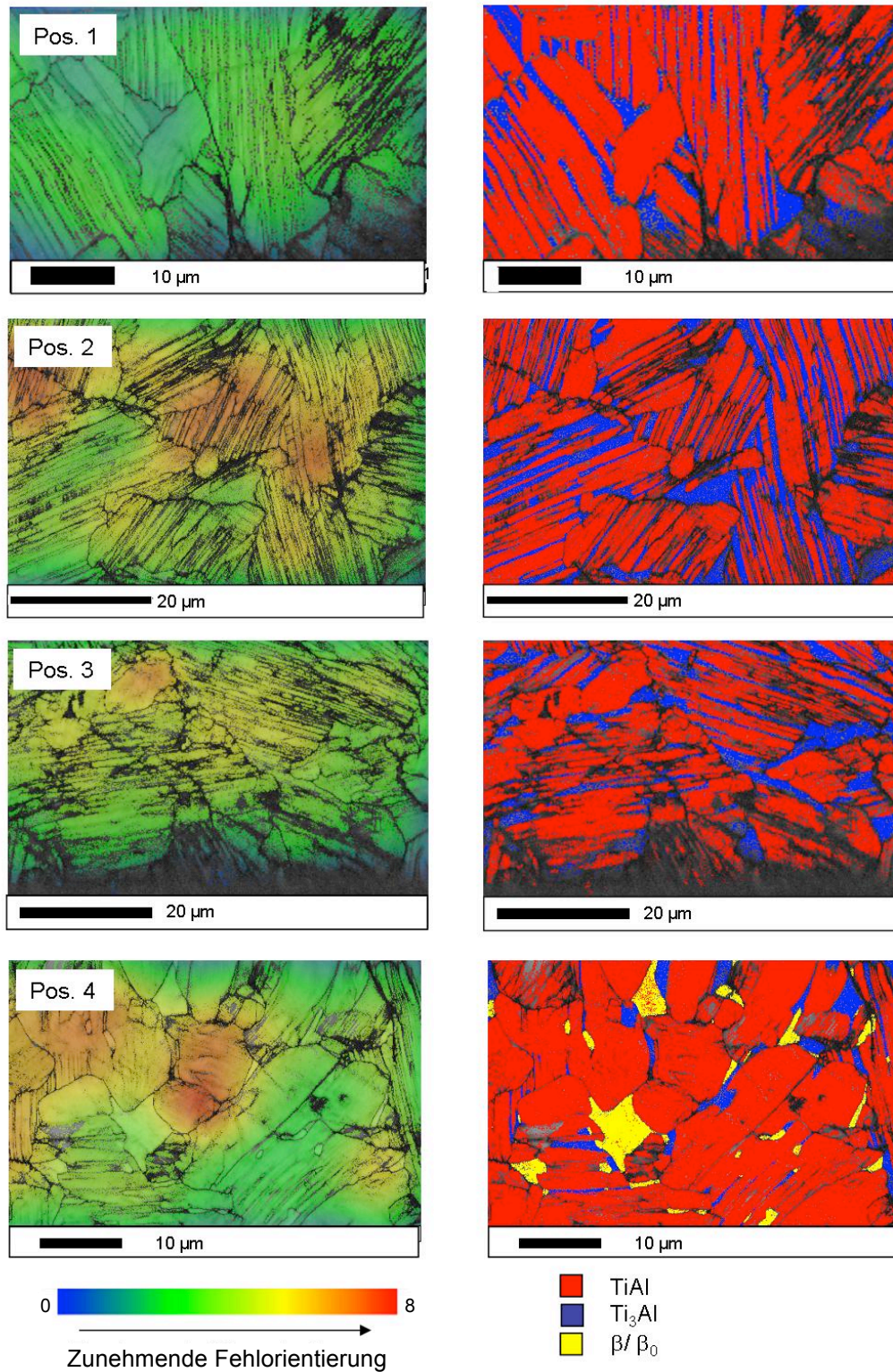


Abbildung 4.40: *Strain Countering* (links) und Phasenanalyse (rechts) der Legierung TNBV3B an den vier Messpositionen nach einem Impact mit 2,7 J.

Die Messpositionen 1-3 liegen außerhalb des Bereichs, der mittels Mikrohärtemessung näher charakterisiert wurde. Die Ergebnisse von Messposition 4 und der quasi-statisch verformten Probe mit einem Verformungsgrad von 14 % stimmen gut überein. In der Nähe der Oberfläche liegt ein nahezu vollständig lamellares, zweiphasiges Gefüge vor. An den Messpositionen 1-3 lassen sich daher keine β/β_0 -Gebiete beobachten, um einen Vergleich der Fehlorientierung der verschiedenen Phasen vornehmen zu können.

Erst in einem Abstand von ca. 0,5 cm von der Oberfläche an Messposition 4 finden sich Gebiete mit β/β_0 -Phase. In der Legierung TNBV3B kann jedoch kein ausgeprägter Unterschied zu den Körnern anderer Phasen festgestellt werden, wie er in der geschmiedeten TNBV4-Variante gemessen wurde. Diese Beobachtung deckt sich mit den Ergebnissen der quasi-statisch verformten Proben, die, anders als in der Schmiedelegierung beobachtet, keine Auffälligkeiten bezüglich der β/β_0 -Phase zeigen.

Dies lässt annehmen, dass die Ursache für die geringere Fehlorientierung dieser Phasengebiete in der Legierung TNBV4-F bei den im Vergleich zu der Legierung TNBV3B deutlich größeren ω -Ausscheidungen zu suchen ist. Die Ausscheidungen in der Legierung TNBV3B sind nur wenige Nanometer groß und stellen daher vermutlich kein effektives Hindernis für die Versetzungsbewegung dar.

TEM-Untersuchungen unterstützen diese Annahme. Abbildung 4.41 zeigt eine Gegenüberstellung von STEM-Aufnahmen der β/β_0 -Phasengebiete in den Legierungen TNBV3B und TNBV4-F nach einer Verformung mit einem Umformgrad von 14,3 % beziehungsweise 15,3 %. Auf der linken Seite sind Dunkelfeldaufnahmen (STEM) gezeigt, auf der rechten Seite HAADF-Aufnahmen (high ange annular dark field, STEM). Die Dunkelfeldaufnahmen spiegeln den Beugungscontrast wider, der durch den beim STEM verwendeten konvergenten Strahl abgemildert wird. Bei den HAADF-Aufnahmen wird ein größerer Beugungswinkel eingestellt, so dass die Kontrasterzeugung durch inkohärente Streuung erfolgt. Das Signal besteht dabei aus dem Zusammensetzungscontrast und dem Orientierungscontrast. Werden Netzebenen durch Verformung verbogen, so wirkt sich dies auf die Streuung der Elektronen und damit auf den Contrast aus, so dass mittels HAADF trotz der Unterdrückung des elastischen Contrasts, welcher durch Beugung am deformierten Gitter entsteht, die Verformung sichtbar ist [161].

Die Legierung TNBV3B weist sowohl in dem abgebildeten β/β_0 -Phasengebiet, als auch in den angrenzenden Phasen lineare Defekte, Zellstrukturen und Versetzungsansammlungen auf. Das β/β_0 -Phasengebiet in der Legierung TNBV4-F ist dagegen deutlich weniger gestört. Die Strukturen, die innerhalb des Kornes zu sehen sind, lassen sich auf die Ausscheidungen zurückführen, wie die HAADF-Aufnahme zeigt.

4 Ergebnisse und Diskussion

Aufgrund des geringeren Molybdängehalts erscheinen die Ausscheidungen dunkler als die Matrix. In den angrenzenden Phasengebieten sind, wie auch in der Legierung TNBV3B, lineare Defekte, Zellstrukturen und Versetzungsansammlungen zu sehen. Dies zeigt, dass die größeren Ausscheidungen ein effektives Hindernis für Versetzungen darstellen, was zu einer geringeren Fehlorientierung innerhalb der Phasengebiete nach einer plastischen Verformung führt.

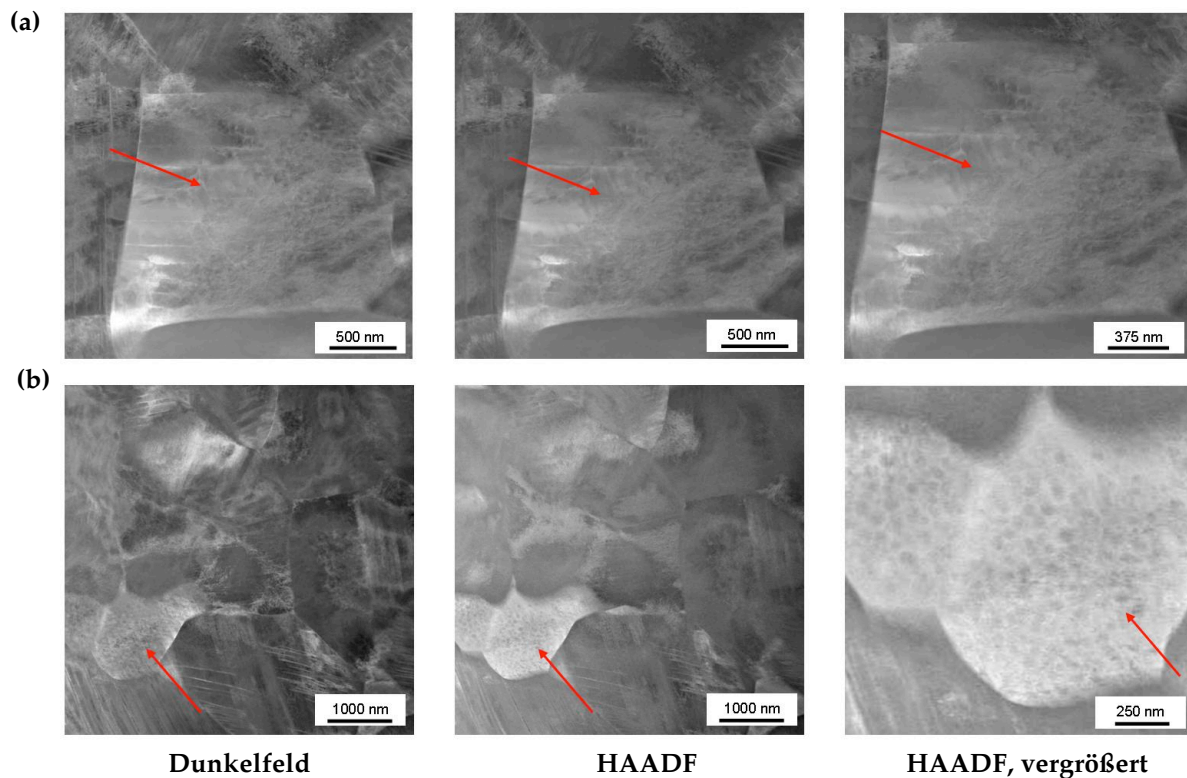


Abbildung 4.41: STEM-Dunkelfeldaufnahmen (rechts) und STEM-HAADF-Aufnahmen gleicher (Mitte) und höherer Vergrößerung (links) von β/β_0 -Phasengebieten (roter Pfeil) in (a) der Legierung TNBV3B mit einem Umformgrad von 14,3 % und (b) der Legierung TNBV4-F mit einem Umformgrad von 15,3 %.

Diese Behinderung der Versetzungsbewegung wirkt sich negativ auf die Duktilität der Werkstoffe aus. Huang et al. [150] beobachteten beispielsweise an der mehrphasigen Legierung Ti-44Al-4Nb-4Zr-0,2Si-1B (at.%) mit ω -Ausscheidungen im Vergleich zu der zweiphasigen, ausscheidungsfreien Legierung Ti-44Al-8Nb-1B (at.%) eine höhere Sprödigkeit.

Die Vermeidung der ω -Phase in β/β_0 -Gebieten könnte somit zu einer höheren Duktilität führen. Dafür wäre jedoch noch zu klären, ob die Unterschiede in der Größe der Ausscheidungen durch die unterschiedlichen Zusammensetzungen oder die unterschiedliche Herstellung herrühren. Eine Vermeidung der ω -Phase könnte auch eine Beeinflussung der Kriecheigenschaften dieser Legierungen mit sich führen [162], was zu überprüfen wäre.

4.4 Impact-Einfluss auf das Verhalten unter Zugbelastung

Die Auswirkungen eines Impacts auf die mechanischen Eigenschaften wurden zuerst anhand der Zugfestigkeit überprüft. Diese Versuche bei Raumtemperatur sollten vor allem dem wesentlichen Verständnis bezüglich der Größenordnung der Festigkeitsreduktion, des Einflusses der entstehenden Eigenspannungen und Mikroschädigungen sowie der weiteren Ausbreitung der Schädigung unter Belastung dienen. Dazu wurden Zugversuche an Proben aller untersuchten Legierungen mit unterschiedlich starker Impact-Schädigung durchgeführt.

4.4.1 Auswirkungen eines Impacts auf die quasi-statische Festigkeit

Für die Bestimmung des Einflusses eines Impacts auf die quasi-statische Festigkeit der untersuchten TiAl-Legierungen wurden Beschussversuche an Platten (Probenform 1) und taillierten Proben (Probenform 2) durchgeführt. Platten, die nach dem Impact keine Risse auf der Rückseite zeigten, erhielten nachträglich vor der Zugprüfung eine Taillierung mittels Drahterosion. Diese Querschnittsreduzierung war notwendig, um die Kraftereinleitung im Prüfquerschnitt zu realisieren und Brüche in der Einspannung zu vermeiden.

Für einen Vergleich der drei TiAl-Legierungen wurden ausschließlich taillierte Proben herangezogen. Nach der Präparation wiesen diese eine durchschnittliche Dicke von ca. 2,3 mm auf. Die Proben wurden mit Energien beschossen, die geringfügig kleiner oder größer als W_{krit} für die entsprechende Probendicke waren.

In Abbildung 4.42 ist die resultierende Restfestigkeit nach einem Impact in Abhängigkeit der verwendeten Impact-Energie dargestellt. Die Gusslegierung zeigt hier, anders als bei den in Abschnitt 4.2.2 untersuchten Platten, eine etwas kleinere kritische Energie für Rissbildung als die Schmiedelegierung. Bedingt durch die Oberflächenporen der Gusslegierung musste etwas mehr Werkstoff abgenommen werden als bei den anderen beiden TiAl-Legierungen, so dass die Probendicke geringfügig kleiner ist. Dies könnte das beobachtete Verhalten erklären. Alle Proben versagten am Impact beziehungsweise aufgrund der durch den Impact erzeugten rückseitigen Schädigung.

Für Energien deutlich unterhalb des kritischen Niveaus wurde keine bzw. nur eine geringfügige Reduktion der Festigkeit beobachtet. Je näher sich die Impact-Energie jedoch der kritischen Grenze nähert, desto stärker sinkt die verbleibende Festigkeit. Sobald die kritische Energie überschritten wird und sich Risse auf der Rückseite bilden, sinkt die Festigkeit deutlich. Bei vergleichbarer Impact-Energie von 0,56 J weist die Gusslegierung mit gerade noch 7 % der ursprünglichen Festigkeit eine

4 Ergebnisse und Diskussion

signifikant stärkere Verringerung auf als die Schmiedelegierung mit 18 %. Dies ist vor allem auf die unterschiedliche Ausprägung der Rissmuster zurückzuführen. Die Hauptausrichtung des Rissnetzwerks der Schmiedelegierung ist in Längsrichtung und damit parallel zur Belastungsrichtung, während die Gusslegierung bedingt durch das zufällige Rissnetzwerk einen deutlich höheren Anteil an Rissfläche senkrecht zur Belastung aufweist. Dadurch wirken sich Risse in der geschmiedeten sowie in der stranggepressten Variante weniger kritisch aus als in der gegossenen. Energien deutlich über dem kritischen Niveau führen bei verjüngten Proben bereits während des Beschussversuchs zu einem Versagen der Proben.

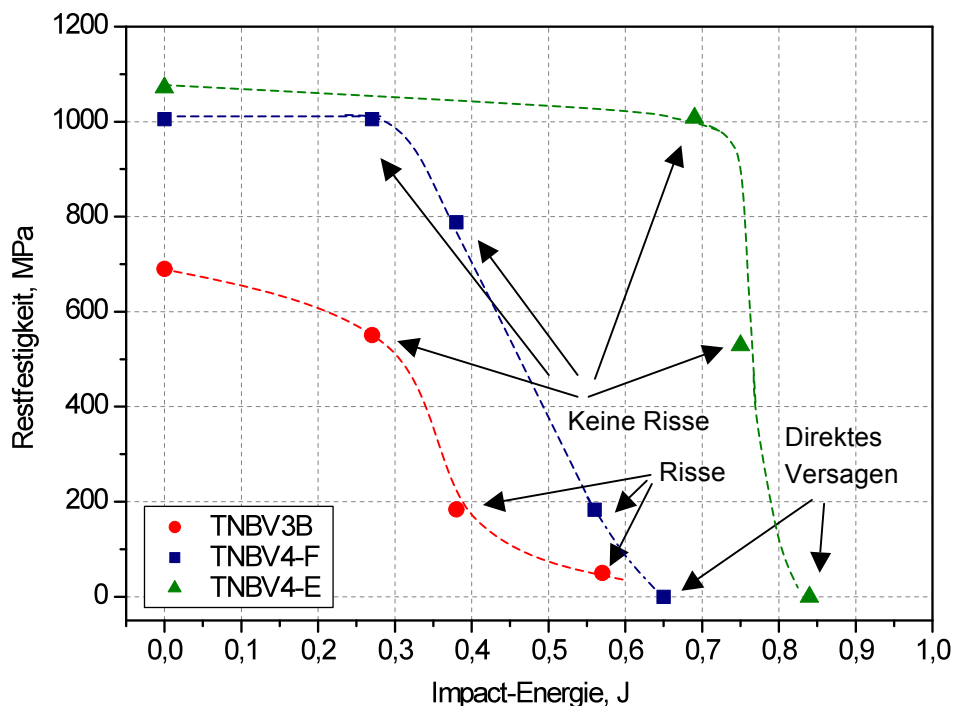


Abbildung 4.42: Restfestigkeit taillierter Proben (Probenform 2, ca. 2,3 mm \pm 0,1 mm Dicke) in Abhängigkeit der Impact-Energie für alle untersuchten TiAl-Legierungen. Die gestrichelten Hilfslinien wurden zur besseren Orientierung eingezeichnet.

Die verringerte Zugfestigkeit könnte bei fehlenden Rissen auf der Rückseite durch Mikroschädigung im Impact-Bereich und durch das entstandene, verformungsbedingte Spannungsfeld verursacht sein. Laut Chen et al. [109] und Boyce et al. [108] entstehen während eines Impacts am Indentrand sowie in einiger Entfernung zum Eindruck Zugspannungen, die sich auf die mechanischen Eigenschaften negativ auswirken können.

Um in einem Versuch zu klären, welche Art der Schädigung (Mikrorisse im Eindruckbereich, Eigenspannungen) die Reduzierung der Festigkeit hervorruft, wenn keine Risse auf der Rückseite vorhanden sind, wurden einige Proben nach dem

Impact einem Heat Tinting (850 °C, 15 min) unterzogen. Aufgrund dieser Wärmebehandlung kann erwartet werden, dass die durch den Impact erzeugten Spannungen reduziert werden, so dass diese als Quelle für das Versagen vernachlässigt werden können. Außerdem werden Mikrorisse mit Verbindung zur Oberfläche, die möglicherweise das Versagen herbeiführen, durch Oxidation sichtbar gemacht. Abbildung 4.43 zeigt die Restfestigkeit von un- und vorgeschädigten Proben in Abhängigkeit der Impact-Energie mit und ohne Heat Tinting. Die um etwa 20 % – 30 % reduzierte Festigkeit der ungeschädigten TNBV3B-Proben nach der Wärmebehandlung bei 850 °C ist die Folge der Oberflächenversprödung. Die Oberflächenversprödung führt offensichtlich ebenfalls dazu, dass die beschossenen Proben nach der Wärmebehandlung nicht am Impact versagen. Aufgrund des dominierenden Einflusses dieser Versprödung konnte nicht nachgewiesen werden, ob Mikrorisse auf der Vorderseite für die Festigkeitsreduktion bei fehlenden Rückseitenrissen verantwortlich sind, beziehungsweise ob ein Abbau der verformungsbedingten Eigenspannungen einen positiven Effekt auf die Restfestigkeit besitzt.

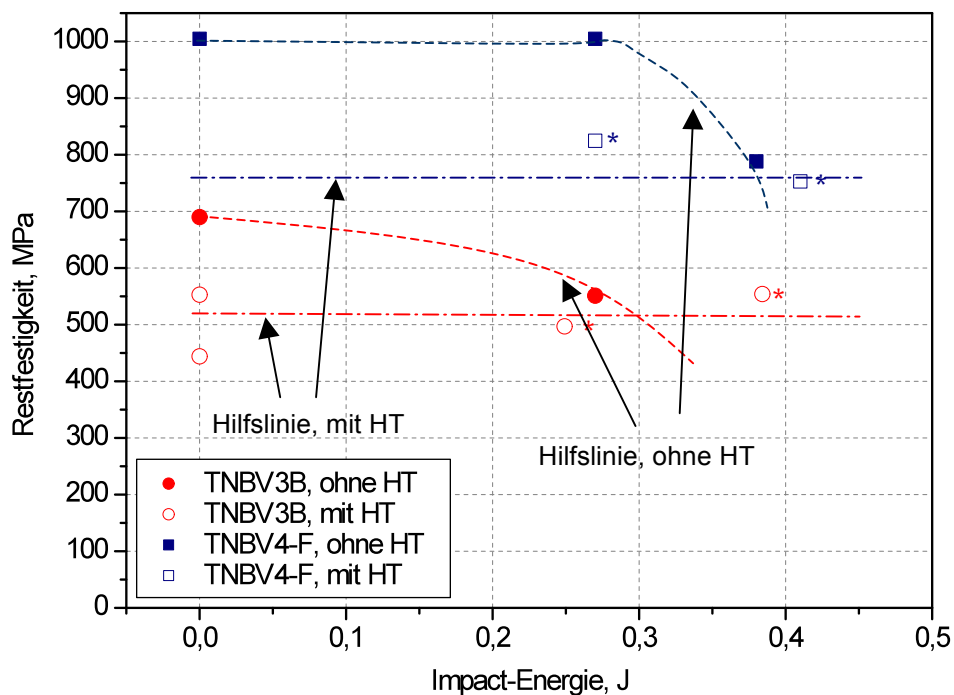


Abbildung 4.43: Restfestigkeit in Abhängigkeit der Impact-Energie für un- und vorgeschädigte (nur Vorderseitenschädigung) Proben (Probenform 2, ca. 2,3 mm ± 0,1 mm Dicke) mit und ohne Heat Tinting (HT). Mit * gekennzeichnete Proben versagten nicht am erzeugten Impact-Schaden. Die gestrichelten Hilfslinien dienen zur besseren Orientierung.

Die Impact-Versuche an den Platten (Probenform 1) dienen zum einen für einen Vergleich der quasi-statischen Festigkeit der TiAl-Gusslegierung TNBV3B und der

4 Ergebnisse und Diskussion

Titanlegierung Ti-6-2-4-2 nach einem zentralen Impact (Abbildung 4.44a). Nach der Präparation wiesen die verwendeten Platten noch eine Dicke von etwa $4,8 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ auf. Die Titanlegierung Ti-6-2-4-2 zeigte auch nach einem Impact mit einer Energie über 4 J noch keine Risse. Die Festigkeit blieb unabhängig von der Vorschädigung auf einem Niveau von ca. 1020 MPa. Dennoch erfolgte das Versagen in der Regel am Ort des Einschlags. Dagegen nahm die Festigkeit der TiAl-Legierung, auch wenn noch keine Risse auf der Rückseite sichtbar waren, stetig ab. Der Bruch erfolgte ohne Ausnahme in der geschädigten Region. Mit zunehmender Impact-Energie ist sowohl mit größeren Gebieten verbleibenden Zugeigen- spannungen, als auch mit stärkerer Mikroschädigung zu rechnen, welche eine Festigkeitsreduktion auch ohne Risse auf der Rückseite der Proben verursachen können.

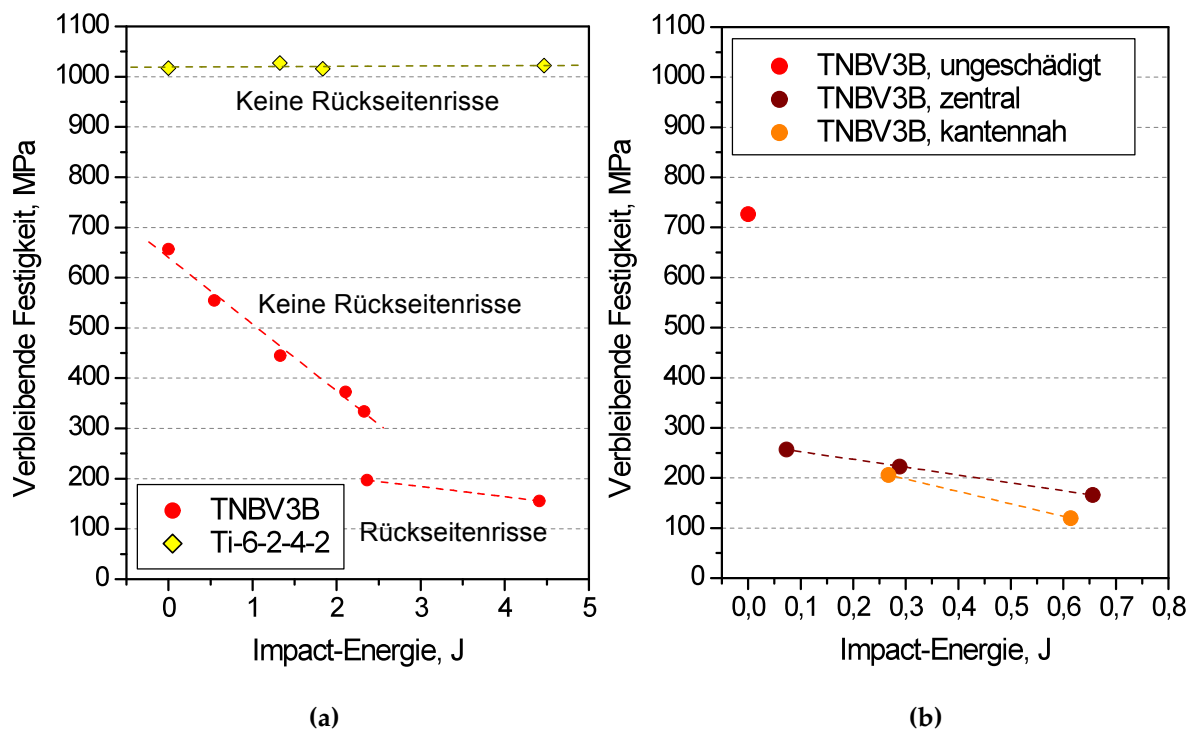


Abbildung 4.44: Vergleich der verbleibenden Festigkeit (a) der Legierung TNBV3B und der Legierung Ti-6-2-4-2 nach zentralem Impact (Probenform 1) bei einer Probendicke von $4,8 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ und (b) der Legierung TNBV3B nach zentralem und kantennahem Beschuss bei einer Probendicke von $1,3 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$. Die gestrichelten Hilfslinien wurden zur besseren Orientierung eingezeichnet.

Risse wurden in Abhängigkeit der geringfügig unterschiedlichen Probendicke von $4,8 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ ab einer Energie von ca. 2,4 J beobachtet. Das Auftreten von Rissen auf der Rückseite ist mit einem stärkeren Festigkeitsabfall verbunden. Im Falle solcher Rissnetzwerke hängt die Festigkeit auch von der Orientierung der Risse ab, so dass trotz einer höheren Gesamtrisslänge und einer größeren maximalen

Risslänge nach einem Impact mit ca. 4,5 J eine nur geringfügig kleinere verbleibende Festigkeit gemessen werden konnte als nach einem Impact mit 2,4 J.

Außerdem wurden die Auswirkungen von Impacts vergleichbarer Energie aber unterschiedlicher Auftrefforte an TNBV3B-Platten mit einer Dicke von ca. $1,3 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ nach Präparation untersucht. Wie sich in Abbildung 4.44b zeigt, reduzieren Kantenrisse im Vergleich zu Rissen in der Probenmitte die Festigkeit deutlicher, was mit Hilfe der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) erklärt werden kann.

4.4.2 Abschätzung eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors

Anhand von Platten (Probenform 1) der Legierung TNBV3B mit stärkerer Schädigung wurde mit Hilfe der LEBM ein kritischer Spannungsintensitätsfaktor auf Basis der Restfestigkeit und der Rissgeometrie abgeschätzt.

Für Werkstoffe mit geringer Zähigkeit, bei denen eine kleine plastische Zone an der Risspitze vorliegt und stabiles Risswachstum vor Versagen vernachlässigt werden kann, ist dies bei SCT-Proben ein geeignetes Verfahren zur Bestimmung der Bruchzähigkeit [142]. Auch Brown et al. [143] halten die Bestimmung der Bruchzähigkeit auf Basis der Ausgangsgeometrie des Risses und der Restfestigkeit für sinnvoll, wenn keine nennenswerte Abweichung der Kraft-Weg-Kurve vom linearen Verlauf stattfindet.

Für die Abschätzung mussten die Rissdimensionen des Impact-Rissnetzwerks, die letztendlich zum Versagen der Proben führten, bestimmt werden. Dazu wurden die durch den Impact erzeugten Bruchflächen mittels Heat Tinting (HT) vor den Zugversuchen sichtbar gemacht. Die Impact-Rissfläche zentraler Impacts wurde mit Hilfe einer halb-elliptischen Rissfläche angenähert, wie es in Abbildung 4.45a dargestellt ist.

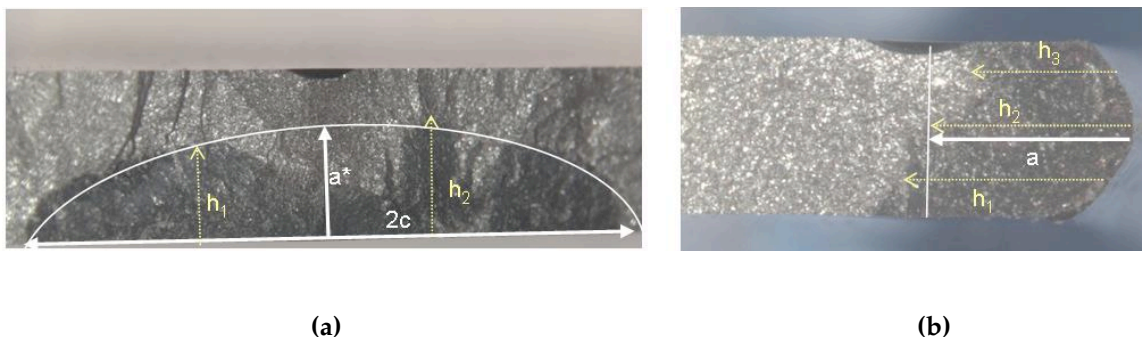


Abbildung 4.45: Erfassung der Rissgeometrie zur Abschätzung des kritischen K-Wertes aus der Projektion der Rissfläche nach einem zentralen Impact (a) und einem kantennahen Impact (b).

4 Ergebnisse und Diskussion

Bestimmt wurden die Risstiefe a^* und die Rissbreite $2c$ aus der senkrechten Projektion der Bruchfläche. Die Risstiefe a^* ergab sich dabei durch Mittelung der beiden maximalen Risstiefen h_i . Der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_q lässt sich dann mit Hilfe der Restfestigkeit nach Impact entsprechend Gleichung 3.9 nach ASTM E740 [142] abschätzen.

Die durch kantennahe Schüsse erzeugten Risse wurden mit Hilfe eines Kantenrisses angenähert, bei dem die Risstiefe a durch Mittelung von bis zu drei Messtiefen h_i bestimmt wurde (vgl. Abbildung 4.45b). Der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_q lässt sich in diesem Fall nach Gleichung 3.10 abschätzen.

Wie bereits erwähnt, zeigte das Heat Tinting (HT) einen messbaren Einfluss auf die Festigkeit ungeschädigter und geringfügig geschädigter Proben. Aus diesem Grund wurden einige Versuche ohne vorhergehende Wärmebehandlung durchgeführt. Die Rissbreite $2c$ konnte hierbei REM- bzw. LM-Aufnahmen entnommen werden, da die Proben in der Regel an den Rissen mit den höchsten Längenanteilen senkrecht zur aufgebrachten Last versagten. Die Risstiefe a^* konnte aufgrund des Bruchbildes abgeschätzt werden, welches zwar weniger deutlich war als bei den Proben mit Heat Tinting, für eine Abschätzung jedoch genügte. Tabelle 4.13 fasst die ermittelten Rissdimensionen und die Relationen des Risses zur Probengeometrie der untersuchten Gusslegierung zusammen:

Tabelle 4.13: Proben- und Rissdimensionen der TNBV3B-Proben für eine Abschätzung eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors. Proben, die in der weiteren Auswertung nicht berücksichtigt werden, sind mit () gekennzeichnet.

Nr.	Probe		Riss		Rissgeometrie	HT	Verhältnis		B- a^* mm
	B, mm	W, mm	2c, mm	a^* , mm			a^*/B	2c/W	
1	2,5	24	5,9	1,2	halb-elliptisch	ja	0,5	0,2	1,3
(2)	1,4	25	9,4	1,0	halb-elliptisch	ja	0,7	0,4	0,4
(3)	4,6	25	15,9	2,5	halb-elliptisch	ja	0,5	0,6	2,1
4	1,4	25	4,4	0,7	halb-elliptisch	ja	0,5	0,2	0,7
5	1,0	25	3,1	0,6	halb-elliptisch	nein	0,6	0,1	0,4
6	2,2	25	6,1	1,2	halb-elliptisch	nein	0,6	0,2	0,9
7	4,7	25	6,2	1,8	halb-elliptisch	nein	0,4	0,2	2,9
(8)	2,1	25	7,7	1,3	halb-elliptisch	nein	0,6	0,3	0,9

Nr.	Probe		Riss	Rissgeometrie	HT	Verhältnis	W-a mm
	B, mm	W, mm	a, mm			a/W	
9	1,4	25	1,5	Kantenriss	ja	0,1	24
10	1,5	24	4,3	Kantenriss	ja	0,2	19

Voraussetzungen für die Anwendbarkeit der Formeln nach ASTM E740 [142] für halbelliptische Risse sind die Bedingungen $a^* \leq c$ und $a^* \leq 0,8 B$. Außerdem sollte die Probenbreite W mindestens die 5fache Größe der Risslänge $2c$ ($2c/W \leq 0,2$) besitzen. Während die ersten beiden Voraussetzungen stets erfüllt sind, weisen einige Risse jedoch eine Länge $2c > 0,2W$ auf (siehe Tabelle 4.13). Diese Proben wurden mit () gekennzeichnet und gehen nicht in die weitere Auswertung ein. Nach ASTM E740 kann die LEBM bei SCT-Proben außerdem nur dann angewendet werden, wenn gilt:

$$0,5 \cdot \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \leq \begin{cases} a^* \\ B - a^* \end{cases} \quad (4.5)$$

Unter diesen Voraussetzungen ergibt sich ein nahezu konstanter Wert für den kritischen Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen Probendicken und Rissgeometrien.

Bei den Kantenrissen wird empfohlen, dass das Verhältnis $a/W \leq 0,5$ ist. Außerdem müssen die Risslänge a und die Dicke B der Proben eine bestimmte Größe überschreiten, die sich wie folgt berechnet [143]:

$$2,5 \cdot \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \leq \begin{cases} a \\ B \end{cases} \quad (4.6)$$

Tabelle 4.14 gibt eine Übersicht über die abgeschätzten Werte für die Spannungsintensitätsfaktoren. Daneben sind die entsprechenden minimalen Größen für Ligament, Probendicke und Risslängen für die unterschiedlichen Proben angegeben.

Ein Vergleich der K-Werte der Proben, die ein Heat Tinting erhalten haben, mit denen der nicht wärmebehandelten Proben zeigt keinen nennenswerten Unterschied. Bei großen Schädigungen scheint die durch die Oxidation hervorgerufene Versprödung keinen signifikanten zusätzlichen Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften zu haben.

Es zeigt sich allerdings, dass die Voraussetzungen für einen von Risslänge und Probendicke unabhängigen K-Wert für Probe 10 mit Kantenriss nicht erfüllt sind. Das könnte den höheren Wert für den Spannungsintensitätsfaktor dieser Probe erklären. Außerdem lag bei diesem Riss an der Kante eine starke Variation der Risstiefe a über dem Querschnitt vor, was ebenfalls zu einer höheren Ungenauigkeit bei der Abschätzung führen könnte. Daher wurde dieser Kantenriss bei der Bestimmung eines durchschnittlichen Werts für einen kritischen Spannungsintensitätsfaktor nicht weiter berücksichtigt.

4 Ergebnisse und Diskussion

Tabelle 4.14: Nach [142] und [143] abgeschätzte Spannungsintensitätsfaktoren basierend auf der Restfestigkeit der TNBV3B-Proben und den Impact-Rissdimensionen sowie Voraussetzungen für einen nahezu unabhängigen K-Wert.

Probe	Restfestigkeit	Geometriefunktionen		K_q	$0,5 \cdot \left(\frac{K_q}{\sigma_y} \right)^2$	$\leq \begin{cases} a^* \\ B - a^* \end{cases}$
Nr.	$\sigma_{Rest}, \text{MPa}$	M	Θ	$\text{MPa} \sqrt{m}$	mm	
1	206	1,2886	1,1524	14	0,21	ja
2	166	1,7445	1,0559	15	nicht berücksichtigt	
3	156	1,4086	1,1050	18	nicht berücksichtigt	
4	223	1,3667	1,1019	13	0,16	ja
5	257	1,3686	1,1427	13	0,17	ja
6	204	1,3483	1,1501	15	0,23	ja
7	197	1,1588	1,2637	14	0,21	ja
8	171	1,4378	1,1140	14	nicht berücksichtigt	

Probe	Restfestigkeit	Geometriefunktion	K_q	$2,5 \cdot \left(\frac{K_q}{\sigma_y} \right)^2$	$\leq \begin{cases} a \\ B \end{cases}$
Nr.	$\sigma_{Rest}, \text{MPa}$	F	$\text{MPa} \sqrt{m}$	mm	
9	206	2,024	16	1,3	ja
10	121	2,361	19	1,7	nein

Damit ergibt sich unter Berücksichtigung der Risse, welche abgesehen von der nicht-idealen Ausbreitung sämtliche Voraussetzungen für eine K-Wertbestimmung erfüllen, ein durchschnittlicher kritischer K-Wert K_q von $14 \text{ MPa} \sqrt{m}$ und eine zugehörige Standardabweichung von $\pm 1 \text{ MPa} \sqrt{m}$ für die Gusslegierung TNBV3B.

Geht man davon aus, dass es sich bei dem auf diese Weise ermittelten kritischen Spannungsintensitätsfaktor um eine gute Näherung handelt, so ergibt sich nach Gleichung 3.14 eine Größe der plastischen Zone $2r_p$ für einen ebenen Spannungszustand in der Legierung TNBV3B unter $0,15 \text{ mm}$. Diese ist damit klein gegenüber den Rissdimensionen. Stabiles Risswachstum von Oberflächenrissen unter wachsender Last kann ohne sichtbaren Unterschied auf der Bruchfläche auftreten [142]. Da bei diesen Messungen die Rissöffnung (crack mouth opening displacement, CMOD) nicht gemessen wurde, kann keine Aussage darüber getroffen werden, ob stabiles Risswachstum stattfand. Die gute Übereinstimmung des abgeschätzten Mittelwertes für K_q mit den Literaturwerten für die Bruchzähigkeit für Duplexgefüge von $10-16 \text{ MPa} \sqrt{m}$ [3, 13, 126] lässt allerdings keine allzu große Abweichung trotz nicht-idealer Rissgeometrien und der Verwendung der Ausgangsrissgeometrie für die Abschätzung vermuten.

Da sowohl die geschmiedete als auch die stranggepresste Legierung die stärksten Risse in Längsrichtung und damit parallel zur Last aufweisen, konnte die Ausgangs-

rissgeometrie dieser Proben bei zentralem Impact nicht mehr mit einem halb-elliptischen Riss angenähert werden. Damit war diese Methode nur für die Legierung TNBV3B anwendbar.

Anhand der Gusslegierung konnte jedoch gezeigt werden, dass sich trotz der notwendigen Näherungen, bedingt durch die zufällige Anordnung der Risse, und trotz der plastischen Verformung in Impact-Nähe die LEBM als mathematischer Ansatz zur analytischen Beschreibung des Verhaltens unter Zugbelastung nach einem Impact im Falle eines sich zufällig ergebenden sternförmigen Rissnetzwerks eignet.

4.5 Impact-Einfluss auf das Ermüdungsverhalten

Zur Ermittlung der verbleibenden Ermüdungsfestigkeit nach einem Impact wurden Ermüdungsversuche bei einem R-Verhältnis von 0,1 und bei Raumtemperatur durchgeführt. Daneben erfolgten Versuche bei 400 °C bei gleichem R-Verhältnis. Diese Temperatur liegt im repräsentativen Temperaturbereich für eine Anwendung im Hochdruckverdichter. Für die Ermüdung wurden Proben mit schaufelähnlicher Kontur (Probenform 3a und 3b) nach einem kantennahen Impact herangezogen. Hierbei wurde sowohl der Einfluss von durch einen Impact hervorgerufenen Rissen als auch von Ausbrüchen untersucht.

4.5.1 Fraktographie der Bruchflächen

Nach dem Versagen durch Ermüdung wurden die Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Auf der Bruchfläche der stranggepressten Legierung TNBV4-E kann auch bei Raumtemperaturversuchen ein deutlicher Unterschied zwischen der durch einen Impact bedingten Bruchfläche und der Restbruchfläche festgestellt werden. Der Rissfortschritt während der Ermüdung zeigt einen glatten Verlauf. Die Impact-Bruchfläche erscheint dagegen rauer und zerklüfteter. Mit Hilfe der Rissabmessungen, die vor dem Ermüdungsversuch auf Vorder- und Rückseite gemessen wurden, und dem Unterschied im Erscheinungsbild lässt sich die Impact-Bruchfläche eindeutig identifizieren (siehe Abbildung 4.46).

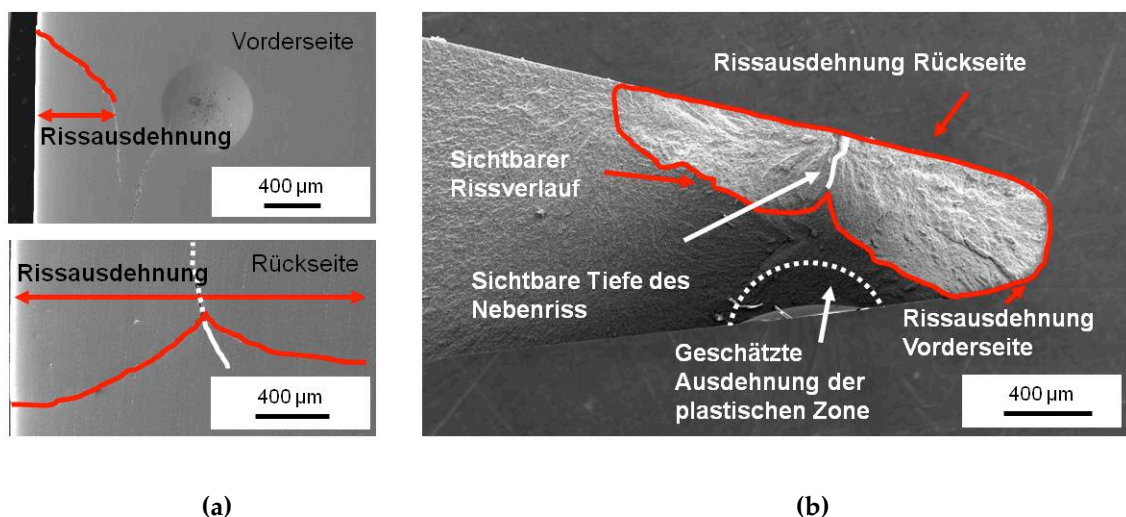


Abbildung 4.46: REM-Aufnahmen (SE) der Schädigung (Impact-Energie 0,1 J) vor der Ermüdung auf Vorder- und Rückseite (a) und Bruchfläche nach Ermüdung mit eingezeichneter Impact-Rissfläche (b) am Beispiel der Legierung TNBV4-E.

Bei der Gusslegierung TNBV3B und der Schmiedelegierung TNBV4-F sind kaum Unterschiede zwischen der Impact-Bruchfläche und der Restbruchfläche zu sehen, wie am Beispiel der Legierung TNBV4-F in Abbildung 4.47 dargestellt ist. Aus diesem Grund kann der Rissverlauf im Inneren nur mit Hilfe der äußeren Rissabmessungen abgeschätzt werden. Der Verlauf der Rissfront lässt sich auf diese Weise rekonstruieren, setzt man eine ähnliche Rissausbreitung im Inneren wie bei der stranggepressten Legierung an Proben gleicher Geometrie oder wie mit Hilfe des Heat Tintings an kantennah beschossenen Gussplatten beobachtet (siehe Abschnitt 4.2.1) voraus.

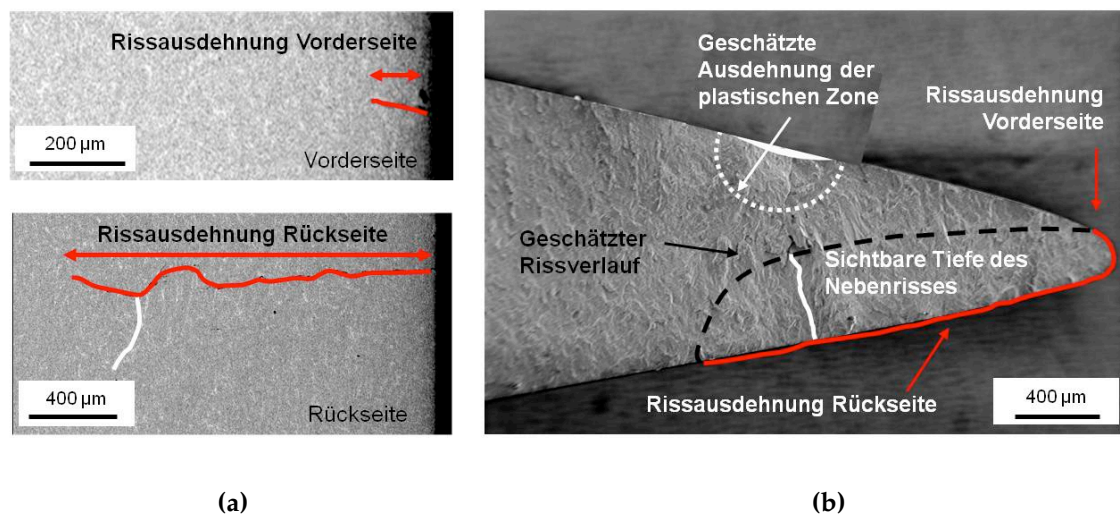


Abbildung 4.47: REM-Aufnahmen (BSE) der Schädigung (Impact-Energie 0,1 J) vor der Ermüdung auf Vorder- und Rückseite (a) und (SE) der Bruchfläche nach Ermüdung mit eingezeichneter Impact-Rissfläche (b) am Beispiel der Legierung TNBV4-F.

Nach Ermüdungsversuchen bei 400 °C konnte die Impact-Rissfläche aufgrund einer Dunkelfärbung im Vergleich zur übrigen Bruchfläche bei allen drei Legierungen eindeutig zugeordnet werden.

Untersuchungen der Bruchstücke zeigen, dass in der Regel der Hauptriss des Rissnetzwerks auf der Rückseite ausgehend von der Kante zum Versagen führt. Trifft die Rissebene des sich ausbreitenden Hauptrisses auf die Rissebene eines tiefen konischen Risses, so konnte auch beobachtet werden, dass der Risspfad des wachsenden Hauptrisses dem Verlauf des konischen Risses folgt, bis er auf eine andere Ebene, die wieder senkrecht zur Belastung liegt, umgelenkt wird. Ein Versagen, das allein den konischen Rissen zugeordnet werden kann, wie es von Draper et al. [121] beschrieben wird, wurde bei keiner der untersuchten Proben festgestellt.

4 Ergebnisse und Diskussion

Die Geometrie des Impact-Risses ist komplex. Häufig dehnt sich der Hauptriss direkt an der Kante über die gesamte Probentiefe aus. Die Risslänge auf der Vorderseite ist deutlich kleiner als auf der Rückseite. Zudem ist die Rissfront nicht geradlinig (vgl. Abbildung 4.46 und 4.47). Zur Vereinfachung wurde für eine analytische Abschätzung des mechanischen Verhaltens von einer mittleren Schadensausdehnung a_{mittel} auf Basis der lateralen Rissausdehnung auf Vorder- und Rückseite ausgegangen, die sich wie folgt berechnet:

$$a_{\text{mittel}} = \frac{\text{Rissausdehnung}_{\text{Vorderseite}} + \text{Rissausdehnung}_{\text{Rückseite}}}{2} \quad (4.7)$$

Bei konischen Rissen wurden jeweils nur die lateralen Rissanteile für die Bestimmung der mittleren Schadensgröße berücksichtigt, die auch zum Bruch führten. Eine Übersicht über die ermittelten lateralen Rissausdehnungen auf Vorder- und Rückseite sowie die mittlere Schadensausdehnung der Ermüdungsproben befindet sich in Anhang D.5.

Bei Impacts nahe an der Kante (Abstand der Impact-Position $\leq 0,3$ mm) wird meist eine Risslänge erzeugt, die kleiner als der Durchmesser des Impact-Eindrucks von etwa 0,6 mm ist.

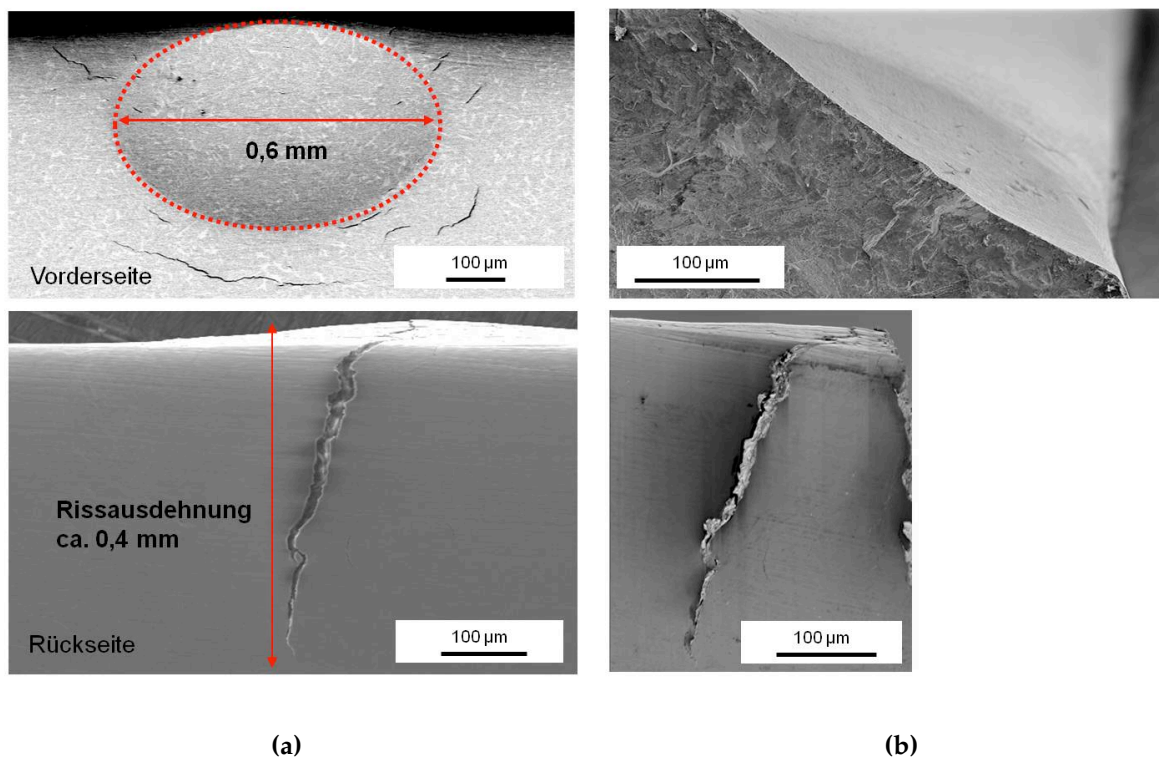


Abbildung 4.48: REM-Aufnahmen (SE) der Schädigung (Impact-Energie 0,1 J) vor der Ermüdung auf Vorder- und Rückseite (a) sowie Schädigung und Bruchfläche nach Ermüdung (b) am Beispiel eines Risses $< 0,6$ mm in der Legierung TNBV3B.

Bei solchen verhältnismäßig kurzen Rissen konnte auch beobachtet werden, dass der Hauptriss auf der Rückseite für das Versagen keine Rolle spielt, wie in Abbildung 4.48 am Beispiel der Legierung TNBV3B dargestellt ist. Der Hauptriss ist nach der Ermüdung unverändert. Es konnte kein Wachstum der auf Vorder- oder Rückseite sichtbaren Risse festgestellt werden. Das Versagen erfolgte bei diesem Beispiel zwar in der Impact-Region, jedoch an einer Stelle, an der auf der Oberfläche keine Schädigung zu erkennen war.

Mikrohärtemessungen an Eindrücken an allen drei TiAl-Legierungen nach einem Impact mit 0,1 J zeigten, dass der verformungsverfestigte Bereich bei dieser geringen Energie unabhängig vom Werkstoff vergleichbare Ausdehnungen aufweist (siehe Abbildung 4.49).

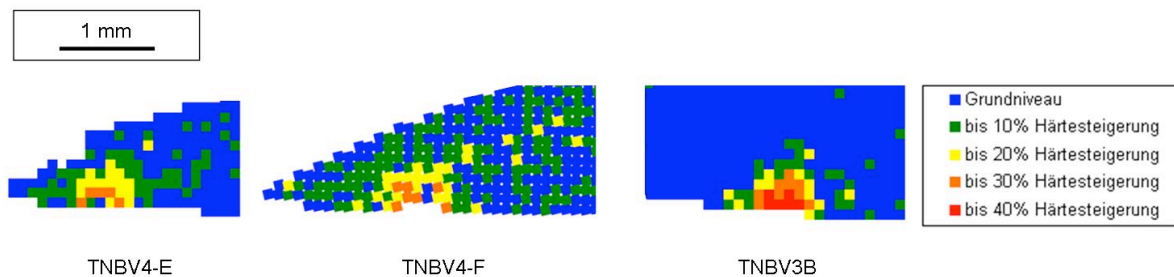


Abbildung 4.49: Vergleich der Härte im Indentbereich aller drei TiAl-Legierungen nach einem Impact mit 0,1 J (Probenform 3a und 3b).

Die Tiefe des Bereichs liegt bei etwa 0,5 mm bis 0,6 mm (siehe auch Abschnitt 4.3.2), was etwa der Dicke direkt an der Probenkante entspricht. Die Breite der verfestigten Zone misst ca. 0,6 mm bis 0,9 mm und besitzt demnach ähnliche Ausmaße. Erwartungsgemäß zeigt die Gusslegierung mit einer Härtesteigerung bis 40 % im Vergleich zur Grundhärte des Werkstoffs die höchste Verfestigung direkt unter dem Indent, was wohl auf die geringere Fließspannung zurückgeführt werden kann. Die anderen beiden Legierungen erreichen eine maximal 30 % höhere Härte im Vergleich zum Grundwerkstoff direkt unter dem Auftreffort des Projektils.

Der in Abbildung 4.48 dargestellte Riss liegt demnach innerhalb der verfestigten Zone, was ein Risswachstum während der Ermüdung aufgrund der Druckeigenstressungen behindern kann. Zudem liegen im Impact-Bereich Zugspannungen am Indentrand und in einiger Entfernung zum Impact-Eindruck vor, die Rissinitiierung während der Ermüdung hervorrufen können [108-110].

Peters et al. [110] fanden an Ti-6Al-4V (wt.%) Mikroschädigungen bei Impact-Geschwindigkeiten um 300 m/s, welche ebenfalls zu einer Verringerung der Ermüdungsfestigkeit führten. Das in Abbildung 4.48 dargestellte Beispiel der

4 Ergebnisse und Diskussion

Legierung TNBV3B zeigt, dass in TiAl bedingt durch die Sprödigkeit auch bei geringeren Geschwindigkeiten Mikrorisse entstehen können. Zwar führte keiner der auf der Vorderseite erfassten Mikrorisse zum Versagen, doch kann auch eine Mikroschädigung im Impact-Bereich, die nicht auf der Oberfläche sichtbar ist und möglicherweise durch ihre Lage weniger durch Druckeigenstress beeinflusst wird, für das Versagen während der Ermüdung verantwortlich sein. Außerdem kommt es im Indentbereich zu einer Spannungskonzentration, was sich laut Peters et al. [110] bei Ti-6Al-4V (wt.%) ebenfalls negativ auf die Ermüdungsfestigkeit auswirkt.

Die Untersuchungen der Proben mit Ausbrüchen nach Ermüdung zeigen, dass das Versagen meist am tiefsten Punkt des Ausbruchs auftritt, wie in Abbildung 4.50 zu sehen ist. Brüche an anderen Stellen des Ausbruchs sind auf Mikrorisse zurückzuführen. Bei der Analyse der Bruchstücke lässt sich erkennen, dass die meisten konischen Risse, die den Ausbruch verursachten, innerhalb des Eindrucks verlaufen, da ein geringer Teil des Indents noch auf der Vorderseite zu sehen ist (siehe Abbildung 4.50b). Aufgrund des geringen Höhenunterschieds ist dies im Rasterelektronenmikroskop bei der Aufsicht auf die Vorderseite des Ausbruchs meist nicht zu erkennen.

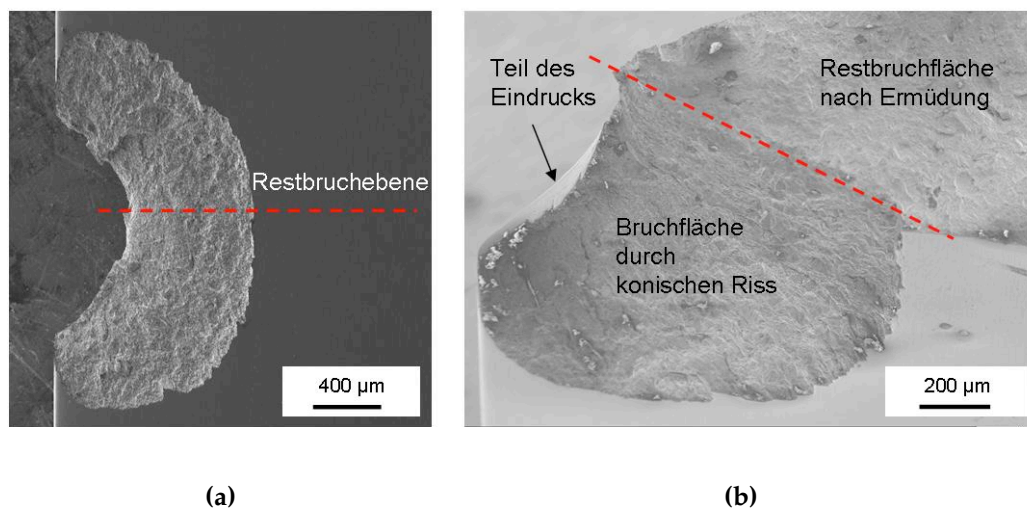


Abbildung 4.50: REM-Aufnahmen (SE) eines Blow-outs an einer Probe der Legierung TNBV4-F vor (a) und nach (b) der Ermüdung.

4.5.2 Auswirkungen eines Impacts auf die Ermüdungsfestigkeit

4.5.2.1 Einfluss von Rissen

Für die analytische Beschreibung des mechanischen Verhaltens von impactgeschädigten Proben während der Ermüdung wurde ein Schwellwertmodell basierend auf einem Kantenriss gewählt. In den meisten Fällen breitete sich beim Impact der Proben der Riss sowohl auf der Vorder- als auch auf der Rückseite aus. Aufgrund der unterschiedlichen Risslänge auf Vorder- und Rückseite wurde eine mittlere Schadensgröße nach Gleichung 4.7 ermittelt. Das Eckanriss-Modell von Newman und Raju [132] erwies sich im Vergleich zu einem Kantenrissmodell als weniger geeignet. Zwar kann durch dieses Modell die Rissfront besser wiedergegeben werden, da hierbei von einem Anriss ausgegangen wird, der sich in Form einer viertel Ellipse von einer Ecke aus ausbreitet. Doch erstreckt sich der Riss im Falle eines Eckanrisses nicht über die gesamte Probendicke, wie es in der vorliegenden Arbeit meist der Fall war.

Als Ermüdungsfestigkeit wird das letzte Spannungsniveau mit 10^7 Zyklen vor dem Versagen der Probe angesehen. Die einzelnen Messwerte sind in Anhang D.5 angegeben. Unterhalb des Versagensniveaus konnte kein Risswachstum im Stereoskop beobachtet werden. Die Messgenauigkeit für den erkennbaren Riss, der nach jeder Laststufe gemessen wurde, lag bei dem verwendeten Messmikroskop bei etwa 0,05 mm. Es kann folglich davon ausgegangen werden, dass signifikantes Risswachstum nur während des letzten, höchsten Spannungsniveaus stattfand. Das Versagen erfolgte in allen Fällen innerhalb der ersten 10^6 Zyklen der höchsten Laststufe.

Als Länge des Kantenrisses wurde die mittlere Schadensgröße a_{mittel} herangezogen. Damit lässt sich die verbleibende Ermüdungsfestigkeit aus dem bekannten Wert des Schwellwerts ΔK_{th} wie folgt bestimmen:

$$\sigma_{\text{max}} = \left(\frac{1}{1-R} \right) \frac{\Delta K_{\text{th}}}{\sqrt{\pi \cdot a_{\text{mittel}}} \cdot Y \left(\frac{a_{\text{mittel}}}{W} \right)} \quad (4.8)$$

Hierbei bezeichnen ΔK_{th} den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite, R das R-Verhältnis der Unterspannung σ_{min} und der Oberspannung σ_{max} und Y eine Geometriefunktion, die von der gemittelten Schadensgröße a_{mittel} und der Probenbreite W abhängt. Die Geometriefunktion [163] der verwendeten Probenkontur wurde mit Hilfe der Finiten Elemente Methode für Risse im Bereich der variablen Dicke $0 < a_{\text{mittel}} < 5,7$ mm ermittelt und berechnet sich wie folgt:

4 Ergebnisse und Diskussion

$$Y\left(\frac{a_{\text{mittel}}}{W}\right) = -29,984\left(\frac{a_{\text{mittel}}}{W}\right)^3 + 19,419\left(\frac{a_{\text{mittel}}}{W}\right)^2 - 3,4747\left(\frac{a_{\text{mittel}}}{W}\right) + 1,0429 \quad (4.9)$$

Der in Gleichung 4.9 beschriebene Zusammenhang gilt jedoch nur für Risse, die nicht zu sehr von der verformungsverfestigten Zone beeinflusst werden. Bei Schädigungen direkt an der Kante, für die sich eine gemittelte Schadensgröße von unter 0,6 mm ergibt und die damit kleiner oder gleich der Ausdehnung der verfestigten Zone sind, gilt dieser Zusammenhang wahrscheinlich nicht mehr. In solchen Fällen reicht die Verfestigung bis auf die Rückseite und beeinflusst das Risswachstum damit erheblich. Dieser Bereich ist in Abbildung 4.51, welche das Ermüdungsverhalten der untersuchten TiAl-Legierungen nach einem kantennahen Impact mit 0,1 J bei Raumtemperatur zeigt, schraffiert dargestellt. Die farbigen Linien kennzeichnen den theoretischen Verlauf bei Schwellwerten der Spannungsintensitätsschwingbreite für Rissfortschritt von $7,6 \text{ MP}\sqrt{\text{m}}$, $6,2 \text{ MP}\sqrt{\text{m}}$ und $5,2 \text{ MP}\sqrt{\text{m}}$. Diese Werte stellen die aus Rissfortschrittsversuchen ermittelten Schwellwerte der Legierung TNBV4-F, der Legierung TNBV3B und der Legierung TNBV4-E dar.

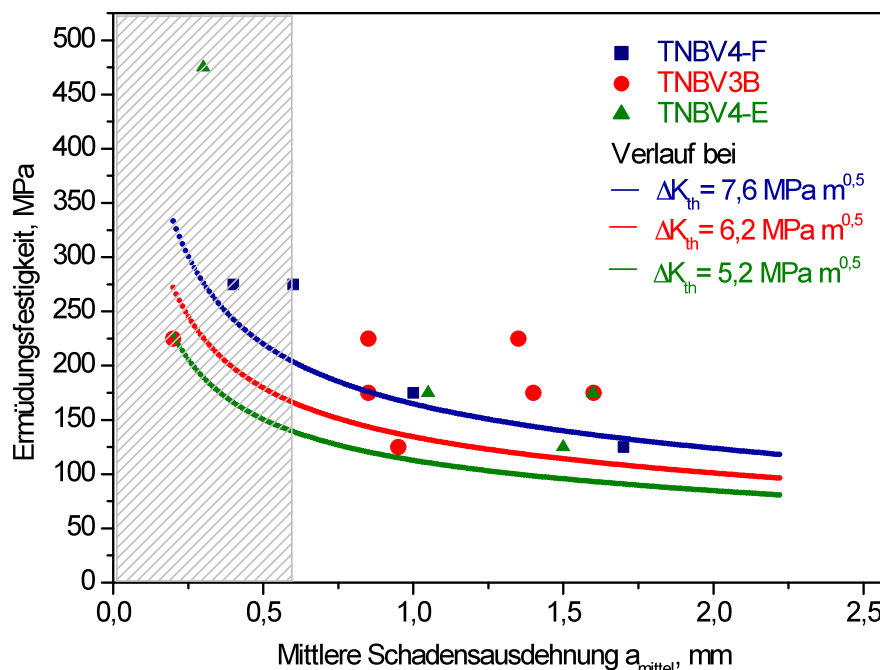


Abbildung 4.51: Verbleibende Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen der drei TiAl-Legierungen nach einem Impact mit 0,1 J in Abhängigkeit der mittleren Schadensausdehnung a_{mittel} bei Raumtemperatur. Die eingezeichneten berechneten Kurvenverläufe basieren auf den bei Raumtemperatur bestimmten Schwellwerten.

Die meisten Messwerte liegen über den theoretischen Verläufen, die eine untere Grenze darstellen, da bei diesen Werten für Risslänge und Spannung gerade kein

Rissfortschritt mehr stattfindet. Die Messwerte der Legierung TNBV4-F folgen nahezu dem theoretischen Verlauf bei einem ΔK_{th} -Wert von $7,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Das Verhalten der Legierung TNBV3B liegt ebenfalls nahe am theoretischen Kurvenverlauf bei einem ΔK_{th} -Wert von $6,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$, zeigt allerdings eine höhere Streuung als die Legierung TNBV4-F. Die Legierung TNBV4-E weist Ermüdungsfestigkeiten bei 10^7 Zyklen auf, die über der theoretisch bestimmten Kurve für diesen Werkstoff mit einem ΔK_{th} -Wert von $5,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ liegen. Im Rahmen der zu erwartenden Streuung sind die Ergebnisse zufriedenstellend. Deutlich ist jedoch, dass die geringe Anzahl an Versuchen keine belastbare Statistik liefern kann, sondern lediglich Tendenzen aufzeigt.

Außerdem können die Abweichungen zwischen Theorie und Experiment auch durch die Vereinfachungen des zugrundeliegenden Modells verursacht werden, da der Rissverlauf deutlich komplexer ist als der angenommene gerade Verlauf der Rissfront parallel zur Kante und ein möglicher Einfluss der Nebenrisse vernachlässigt wird. Die plastisch verformte und verfestigte Zone um den Impact-Eindruck sollte den Rissfortschritt langer Risse ebenfalls beeinflussen.

In einer Studie von Harding et al. [129] bei Raumtemperatur zeigt die Legierung WMS höhere Festigkeiten bei der Ermüdung nach einer Impact-Schädigung als das Schwellwert-Modell vorhersagt. Die Vorschädigung wurde durch eine Spitze, die in den Werkstoff gedrückt wird, eingebracht (quasi-statischer Impact). Die Abweichung vom Modell wird ebenfalls auf Eigenspannungen zurückgeführt.

Bei Risslängen $< 0,6 \text{ mm}$ kann davon ausgegangen werden, dass der Einfluss der verfestigten Zone steigt. Dieser kann sowohl negativ als auch positiv sein. Dies verdeutlicht sich zum einen daran, dass das Versagen, wie an der Legierung TNBV3B beobachtet, nicht mehr am Hauptriss auftreten muss, die Schädigung aber trotzdem zu einer starken Reduktion der Ermüdungsfestigkeit führt (siehe Abbildung 4.48). Zum anderen zeigt sich am Beispiel einer $0,3 \text{ mm}$ großen mittleren Schädigung der Legierung TNBV4-E, dass auch dann, wenn das Versagen bei kleinen Rissen am Hauptriss erfolgt, eine deutlich höhere Ermüdungsfestigkeit auftreten kann als das Modell vorhersagt (siehe Abbildung 4.51).

Trotz der geringfügigen Abweichungen des mit Hilfe des Modells theoretisch bestimmten Verhaltens wird aus Abbildung 4.51 ersichtlich, dass die Reduktion der Ermüdungsfestigkeit, bedingt durch einen Impact für längere Risse ($> 0,6 \text{ mm}$), gut mit Hilfe des Schwellwerts für Rissfortschritt beschrieben werden kann. Zu einem ähnlichen Ergebnis kamen auch Draper et al. [15, 121]. Smith et al. [122] und Harding et al. [120] wenden ebenfalls ein Schwellwertmodell zur Beschreibung der Ermüdungsfestigkeit impact-geschädigter Proben der Legierung 45XD und 47XD (Ti-

4 Ergebnisse und Diskussion

46,8Al-2,1Nb-1,1Mn-0,1Si-1,4B, at.%)⁸ an. Harding et al. [120] fanden bei kurzen Rissen (Risslänge weniger als 0,5 mm, was etwa der 5fachen Koloniegröße in diesem Beispiel entspricht) eine Überschätzung der Ermüdungsfestigkeit beziehungsweise der Spannungsintensitätsfaktoren. Daraus leiten sie eine Notwendigkeit für einen Schwellwert für Kurzrisswachstum ab. Aufgrund der von ihnen gewählten Temperatur von 600 °C können sich während des Tests möglicherweise bereits Spannungen, verursacht durch die Impact-Verformung, abbauen, so dass der Einfluss der verfestigten Zone vernachlässigt werden kann.

Harding et al. [129] zeigten außerdem an der Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%), dass bei Schäden unterhalb einer kritischen Größe die Ermüdungsfestigkeit bei Raumtemperatur nahezu der des ungeschädigten Werkstoffs entspricht. Die Ermüdungsfestigkeit der Legierung WMS nähert sich unterhalb dieser Schädigungsgröße der des ungeschädigten Werkstoffs asymptotisch an. Für die von Harding et al. [129] untersuchten Legierungen Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) und WMS wurden kritische Schadensgrößen $a_{0,th}$ von 115 μm und 45 μm mit Hilfe der maximalen Ermüdungsfestigkeit σ_f des ungeschädigten Werkstoffs und dem Schwellwert für lange Risse ΔK_{th} wie folgt theoretisch abgeschätzt:

$$a_{0,th} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y\left(\frac{a}{W}\right) \cdot (1-R) \cdot \sigma_f} \right)^2 \quad (4.10)$$

Für die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Legierungen lassen sich damit kritische mittlere Risslängen von weniger als 0,02 mm für die Legierung TNBV4-E, von ca. 0,07 mm für die Legierung TNBV4-F und von etwa 0,06 mm für die Legierung TNBV3B abschätzen. Derartig kleine Schädigungen wurden in dieser Arbeit nicht erzeugt. Außerdem werden bei dieser in der Literatur beschriebenen Betrachtungsweise andere wichtige Aspekte in der Indentzone, wie die Verfestigung und die verbleibenden Eigenspannungen, nicht berücksichtigt. Es sind aber gerade diese Aspekte, die in der schraffierten Zone für Schädigungen kleiner als 0,6 mm (siehe Abbildung 4.51 und 4.52) eine ganzheitliche Näherung erfordern.

Die Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen des ungeschädigten Werkstoffs scheint für das Verhalten von Proben mit Rissen über der kritischen Risslänge kaum eine Rolle zu spielen. Das Rissfortschrittsverhalten ist entscheidend für die verbleibende

⁸ Legierungszusammensetzung weicht geringfügig von der von Larsen et al. [82] beschriebenen Zusammensetzung für die Legierung 47XD ab.

Ermüdungsfestigkeit. Die Legierung TNBV4-E weist eine signifikant höhere Ermüdungsfestigkeit bei Raumtemperatur auf als die beiden anderen TiAl-Legierungen, besitzt aber die schlechtesten Rissfortschrittseigenschaften.

Ermüdungsversuche an geschädigten Proben bei 400 °C zeigen bezüglich der Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen ein Verhalten, das mit dem bei Raumtemperatur vergleichbar ist. Die Streuung der Messdaten ist etwas geringer. Dies zeigen die theoretischen Kurvenverläufe basierend auf dem Schwellwert für Rissfortschritt bei Raumtemperatur (Abbildung 4.52). Aufgrund der wenigen Versuchsdaten wurden hier auch obere Grenzen für die Ermüdungsfestigkeit eingezeichnet, welche auf den Messwerten von Proben basieren, die innerhalb der ersten Stufe des Step-Tests versagten. Anhand dieser Proben lässt sich kein Wert für die verbleibende Ermüdungsfestigkeit angeben. Als obere Grenze der Ermüdungsfestigkeit wurde das Spannungsniveau unterhalb des Einstiegsniveaus angesehen, bei dem die Proben versagten. Die tatsächliche Ermüdungsfestigkeit dieser Proben ist damit kleiner oder gleich dieser oberen Grenze (siehe Symbole mit Pfeilen in Abbildung 4.52).

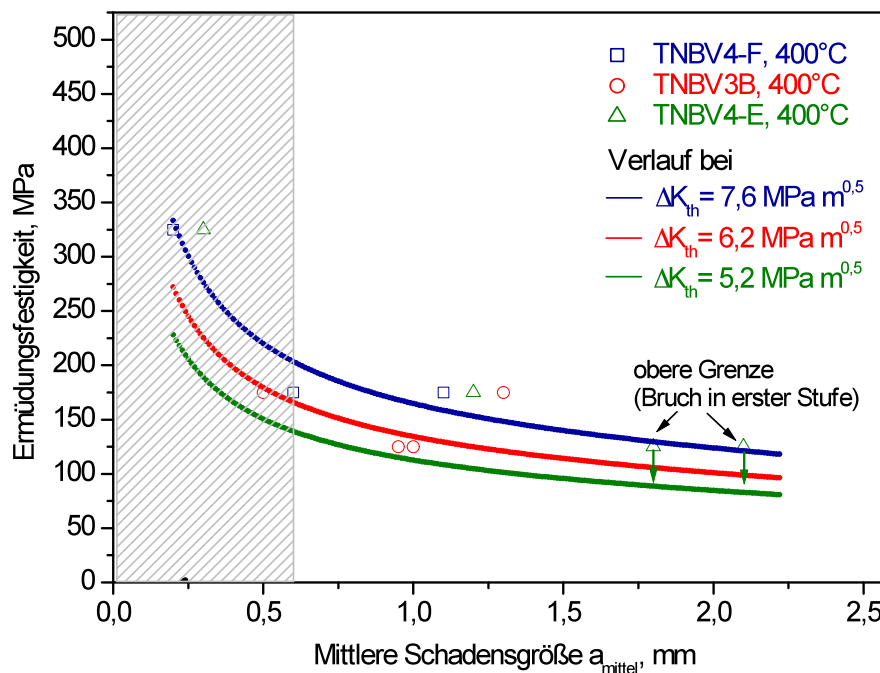


Abbildung 4.52: Verbleibende Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen der drei TiAl-Legierungen nach einem Impact mit 0,1 J in Abhängigkeit der mittleren Schadensausdehnung a_{mittel} bei 400 °C. Die eingezeichneten berechneten Kurvenverläufe basieren auf den bei Raumtemperatur bestimmten Schwellwerten.

Wie in Abschnitt 2.1.2.3 geschildert wurde, kann die Temperatur die Rissfortschrittsgeschwindigkeit sowie den Schwellwert für Rissfortschritt beeinflussen, was an mehreren TiAl-Legierungen gezeigt wurde [89, 90]. Chan et al. [88] berichten

4 Ergebnisse und Diskussion

jedoch auch von keinerlei Beeinflussung der Rissfortschrittsrate durch die Temperatur. Die wenigen Ergebnisse der vorliegenden Arbeit deuten nicht auf Unterschiede im Risswachstumsverhalten bei Raumtemperatur und 400 °C hin. Die Step-Höhe von 50 MPa und die Streuung erschweren allerdings die Beobachtung feiner Unterschiede in der Wachstumsgeschwindigkeit.

Ob Eigenspannungen bei 400 °C eine Rolle spielen oder nicht, hängt davon ab, ob bei dieser geringen Temperatur bereits ein Spannungsabbau stattfinden kann. Appel et al. [164] berichten von einer signifikanten Erholung nach Deformation bei Temperaturen über 527 °C und einer Glühzeit von 120 min. Unterhalb dieser Temperatur beobachten sie eine Zunahme der Fließspannung nach der Wärmebehandlung im Vergleich zur Fließspannung nach der Verformung, was auf Reckalterung zurückgeführt wird. Das reziproke Aktivierungsvolumen nahm jedoch auch bei geringeren Temperaturen wieder die Werte an, die vor der Deformation bestimmt wurden. Dies deutet laut Appel et al. [164] darauf hin, dass eine Erholung verformungsbedingter, kurzreichweitiger Gleithindernisse, wie zum Beispiel Versetzungsdipole, stattfindet.

Es ist folglich wahrscheinlich, dass die verformungsverfestigte Zone auch bei 400 °C eine Rolle für die mechanischen Eigenschaften spielt, auch wenn die wenigen, vorliegenden Ergebnisse auf eine tendenziell geringe Beeinflussung hindeuten.

4.5.2.2 Einfluss von Ausbrüchen

Ebenso wie durch einen Impact erzeugte Risse führen die konisch verlaufenden Ausbrüche zu einer deutlichen Reduktion der nach dem Step-Testing Verfahren ermittelten Ermüdungsfestigkeit nach 10^7 Zyklen.

In Abbildung 4.53a ist die Abhängigkeit der verbleibenden Ermüdungsfestigkeit von der gemittelten lateralen Ausdehnung des Ausbruchs dargestellt, die anhand von Proben mit schaufelähnlichem Kantenprofil ermittelt wurde.

Mit zunehmender mittlerer lateraler Schädigung zeigt sich zu Beginn bei einer mittleren Ausdehnung bis etwa 2 mm eine stärkere Abnahme im Vergleich mit der durch Risse verursachten Festigkeitsreduktion (vgl. Abbildung 4.53b). Für noch größere Schädigungen ist durch die geringe Anzahl der Versuchsergebnisse nicht feststellbar, ob auch dabei Proben mit Ausbrüchen die geringere Festigkeit aufweisen. Die geringe Streuung der Messergebnisse gerade bei den größeren lateralen Ausbrüchen ist zum Teil auf die große Step-Höhe von 50 MPa zurückzuführen. Aufgrund der geringen Anzahl an untersuchten Proben der Legierungen TNBV4-E und TNBV3B können keine Aussagen auf einen möglichen

Einfluss des Werkstoffs auf die Ermüdungseigenschaften bei einer derartigen Schädigung gemacht werden.

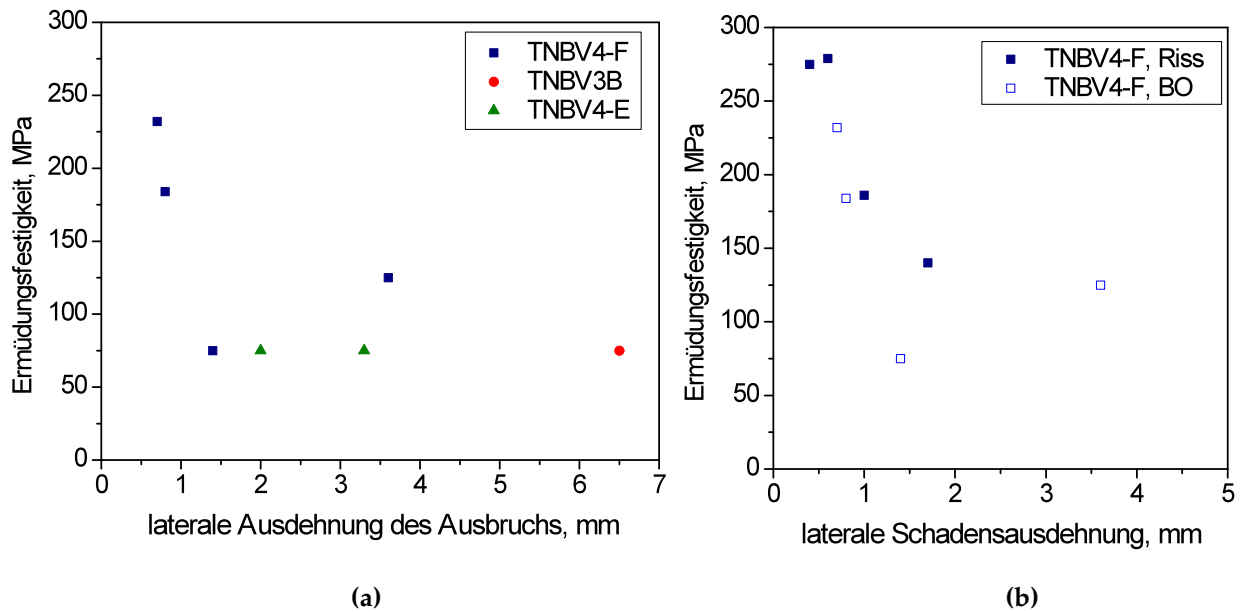


Abbildung 4.53: Abhängigkeit der Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen von der mittleren lateralen Ausdehnung des Ausbruchs an Proben aller drei TiAl-Legierungen (a) und Vergleich der Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen beeinflusst durch Risse und Blow-outs (BO) in der Legierung TNBV4-F in Abhängigkeit der mittleren lateralen Schadensausdehnung (b).

Die komplexe Geometrie der Ausbrüche sowie die Mikroschädigungen und Eigenspannungen im Impact-Bereich machen eine Beschreibung mit Hilfe von Kerbformzahlen schwierig. Hinzu kommt, dass bei kleinen lateralen Ausdehnungen des Ausbruchs die Festigkeitsreduktion vergleichbar oder sogar höher als die Festigkeitsreduktion, welche durch Risse verursacht wird, ist. Die Lebensdauer ideal gekerbter Proben kann in Abhängigkeit von Kerbformzahlen ($1 \leq \alpha_k = \sigma_{\max}/\sigma_{\text{nom}}$) beschrieben werden und ist immer besser als die Lebensdauer von Proben mit einem scharfen Riss (Spannungssingularität an der Risspitze bei rein elastischem Verhalten, siehe z. B. [101]). Die offensichtlich geringere Ermüdungsfestigkeit von Proben mit Ausbrüchen im Vergleich zu Proben mit Rissen gleicher mittlerer lateraler Ausdehnung lässt vermuten, dass die Ausbruchkontur weit entfernt von ideal geformten Kerben ist und am Rand Mikrorisse vorliegen.

Anders als bei TiAl liegen bei Titanlegierungen nach einem Ausbruch oder frontalem Kantenbeschuss Kerben vor, die eher eine mit maschinell eingebrachten Kerben vergleichbare Geometrie aufweisen [157, 165, 166]. Doch auch hier beeinflussen Mikroschädigungen und Eigenspannungen das Verhalten bei Ermüdung.

Auf Basis der vorliegenden Ergebnisse lässt sich daher keine analytische Beschreibung für das Ermüdungsverhalten von Proben mit Ausbrüchen aufstellen.

4.6 Abschließende Diskussion

Die mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffs spielen eine wichtige Rolle im Schädigungsverhalten bei Impact. Im Vergleich zu Titanlegierungen ist das Verhalten der TiAl-Legierungen schwieriger zu beschreiben, da diese Werkstoffklasse unter Druck (Umformgrad bei Bruch etwa 16 % bei TNBV4-F) eine höhere Schadenstoleranz zeigt als unter Zug (plastische Dehnung bei Bruch von etwa 2 % bei TNBV4-E). Bei einem Impact lassen sich sowohl Zug- als auch Druckspannungen innerhalb eines sehr kleinen Gebiets finden [108, 109]. Die Asymmetrie im Zug-Druck-Verhalten führt dazu, dass TiAl-Legierungen Risse auf der dem Impact abgewandten Seite aufgrund von Zugspannungen bilden, während auf der Vorderseite trotz der zum Teil sehr hohen plastischen Druckverformung vergleichsweise geringe Schädigungen entstehen. Titanlegierungen, die sowohl unter Zug als auch unter Druck eine hohe Festigkeit und Duktilität aufweisen, zeigen im Vergleich dazu ein anderes Schädigungsverhalten. Hier wird das Versagen von Schubspannungen dominiert. Dies verdeutlicht die besonderen Schwierigkeiten, die Entstehung, das Ausmaß und die Auswirkungen eines Impact-Schadens in TiAl zu verstehen und vorherzusagen.

Die Elastizität des Targets spielt eine wichtige Rolle für die Rückprallenergie des verwendeten Stahlprojektils und damit für das Verhältnis der elastischen Energie, welche in den verformten Oberflächen von Projektil und Target gespeichert ist (siehe Abschnitt 2.2.3) und der mittels Gleichung 4.3 genäherten Energie der plastischen Verformung des Targets. Laut Walker et al. [11] ist eine hohe Absorption der elastischen Energie ein wesentliches Merkmal von Werkstoffen mit hoher Impact-Toleranz, was durch eine hohe Fließspannung bei Betriebsbedingungen gewährleistet wird. Sie weisen darauf hin, dass TiAl-Legierungen aufgrund ihrer geringen Fließspannung keine ausreichende Impact-Toleranz für die Anwendung im Triebwerk in den Schaufeln besitzen, die der hohen Wahrscheinlichkeit eines schweren FODs ausgesetzt sind. Für diejenigen Schaufeln, die lediglich niederenergetischen Impacts ausgesetzt sind, wie einem DOD durch sehr kleine, leichte Partikel, könnte die Schadenstoleranz von TiAl allerdings ausreichend sein [118].

Draper et al. [118] untersuchten, ob sich die Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) für eine Schaufelanwendung in der sechsten und letzten Stufe der Niederdruckturbine eines GE90 Triebwerks eignet. Dazu ist eine Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen von 140 MPa gefordert. Rott et al. [119] und Baur et al. [167] geben allgemein für eine Anwendung als Turbinenschaufel eine geforderte Ermüdungsfestigkeit von mindestens 350 MPa bei 10^7 Zyklen (HCF) bei Raumtemperatur und 700 °C an. Eine

Aussage, ob sich die vorliegenden TiAl-Legierungen für eine Anwendung im Verdichter oder in der Turbine eignen, lässt sich aus der vorliegenden Studie nicht ableiten, da die zu erwartende Schädigung auch von der Geometrie abhängt. Dicke Bauteile weisen eine höhere Impact-Toleranz auf als dünne Bauteile und zeigen damit unter vergleichbaren Bedingungen kleinere Schädigungen. Die gewählte Probengeometrie für kantennahe Impacts weist zwar ein schaufelähnliches Kantenprofil auf, spiegelt aber keine reale Schaufelform für Anwendungen im Hochdruckverdichter oder der Niederdruckturbinen bezüglich Dicke, Größe und Abschrägung wider, wie es zum Beispiel in der Arbeit von Nowell et al. [168] zur Untersuchung von FOD an Schaufeln aus Ti-6Al-4V (wt.%) der Fall war. Die während der vorliegenden Arbeit durchgeführte Versuchsserie an realen Schaufelgeometrien zeigt, dass die Art der Schädigung an den verwendeten Proben (Probenform 1-3) und realen Schaufeln durchaus vergleichbar ist. Zur Abbildung der tatsächlichen Größe der an einem bestimmten Bauteil zu erwartenden Schäden für eine definierte Impact-Energie sind reale Geometrien jedoch unerlässlich. Die vorliegende Arbeit zielt darauf ab, die Gesetze hinter dem mechanischen Verhalten nach einem Impact zu identifizieren, auf deren Basis ein Design für eine TiAl-Schaukel entwickelt und eine Legierung mit verbesserter Impact-Resistenz hergestellt werden kann.

Für eine hohe Impact-Toleranz ist sowohl ein hoher Widerstand gegen Impact-Rissinitiierung als auch gegen Impact-Rissausbreitung von Bedeutung.

Der Widerstand gegen Impact-Rissinitiierung wird von der Festigkeit und der Duktilität dominiert. Diese Korrelation basiert auf quasi-statischen Werkstoffkennwerten. Für ein besseres Verständnis des dynamischen Werkstoffverhaltens dieser Legierungen wäre eine Untersuchung der Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung und des Verfestigungsverhaltens von großem Interesse. Die Ergebnisse der Härtemessungen an allen drei TiAl-Legierungen sowie die Charakterisierung der Rückfederung und der plastischen Verformung der Legierungen TNBV3B und TNBV4-F deuten aber bereits darauf hin, dass auch bei den hier vorliegenden hohen Dehnraten die Fließspannung der Legierung TNBV4-F und wohl auch die der Legierung TNBV4-E höher liegt als die Fließspannung der Legierung TNBV3B. Damit lässt sich zumindest für die Fließspannung eine mit den quasi-statischen Verhalten vergleichbare Tendenz annehmen.

Eine dynamische Bruchzähigkeit ist sicherlich die Werkstoffeigenschaft, welche das Rissausbreitungsverhalten während eines Impacts am ehesten beschreiben könnte. Eine derartige Kenngröße liegt jedoch nicht vor. Allerdings kann auf Basis des Rissfortschrittverhaltens unter zyklischer Belastung eine qualitative Bewertung des Impact-Rissausbreitungsverhältnisses vorgenommen werden. Bei der zyklischen Rissausbreitung lässt sich für die globulare Legierung TNBV4-E der geringste

4 Ergebnisse und Diskussion

Schwellwert und für die geschmiedete TNBV4-Variante der höchste Schwellwert beobachten. Geht man von den drei beispielhaften da/dN-Kurven der untersuchten TiAl-Legierungen aus, so findet man diesen Trend nicht nur für die Risswachstumsraten bestätigt, sondern auch für die Zähigkeit. Diese ergibt sich durch Extrapolation der Kurven zu hohen Rissfortschrittsraten und deutet auf den geringsten Wert für die Legierung TNBV4-E hin, während die Legierungen TNBV4-F und TNBV3B offensichtlich vergleichbare Werte haben (siehe Abbildung 4.10). Die Rangordnung im Schädigungsverhalten der drei Legierungen durch einen kantennahen Impact stimmt mit den mittels Extrapolation abgeschätzten Zähigkeiten überein, was darauf hindeutet, dass die quasi-statische Bruchzähigkeit einen groben Anhaltswert der tatsächlichen Triebkraft für dynamische, laterale Rissausbreitung liefert. Bei zentralen Impacts verläuft der Risspfad in der Legierung TNBV4-F, anders als bei kantennahen Impacts, fast ausschließlich in den globularen Bereichen und folgt damit dem Pfad des geringsten Widerstands. Es ist daher anzunehmen, dass sich der Widerstand gegen Rissausbreitung während eines Impacts für zentrale (axiale Rissausbreitung) und kantennahe (laterale Rissausbreitung) Impacts in dieser Legierung, wie auch in der Legierung TNBV4-E, unterscheidet.

Auf Basis der hier dargestellten Ergebnisse sollten TiAl-Legierungen für eine hohe Impact-Resistenz eine gute Balance zwischen der Duktilität und der Festigkeit einerseits sowie der Bruchzähigkeit und dem Schwellwert andererseits besitzen. Die Mikrostruktur hat auf das mechanische Verhalten einen wesentlichen Einfluss. Die Legierung TNBV4-E zeigt aufgrund des Strangpressens ein sehr feines Korn. Eine geringe Korngröße führt, wie durch die Hall-Petch-Beziehung beschrieben, zu einer erhöhten Fließspannung. Chan et al. [63, 169] beobachteten außerdem, dass eine feinere Koloniegröße mit einer höheren Duktilität in einer lamellaren TiAl-Legierung einhergeht. Dies kann damit begründet werden, dass die Duktilität unter Zugbelastung durch die Instabilität von Mikrorissen, die sich während des plastischen Fließens bilden, kontrolliert wird. Die Korngröße bestimmt hierbei die kritische Risslänge, so dass die Duktilität durch eine Kornfeinung erhöht werden kann [169, 170]. Auf Risswachstumsraten kann eine feine Korngröße jedoch einen negativen Effekt haben, was von Peters et al. [171] für die Titanlegierung Ti-6Al-4V (wt.%) gezeigt wurde. Eine vergleichbare Beziehung wurde zwischen der Risswachstumsrate beziehungsweise der Zähigkeit und der Koloniegröße bei lamellaren TiAl-Legierungen gefunden [63, 65]. Zusätzlich verschlechtert ein steigender globularer Gefügeanteil die Zähigkeit und den Widerstand gegen Rissfortschritt von TiAl-Legierungen [65, 92, 153].

Diese Zusammenhänge zeigen die Problematik bei der Entwicklung von TiAl-Legierungen mit verbesserter Impact-Toleranz. Die Herausforderung wird darin

bestehen, mit Hilfe der Legierungstechnologie sowie der Gefügeeinstellung eine ausgewogene Eigenschaftskombination zu finden, die sowohl einen guten Widerstand gegen Rissinitiierung als auch gegen Rissausbreitung während eines Impacts gewährleistet.

5 Zusammenfassung und Ausblick

5.1 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit untersucht das durch Partikel-Impact erzeugte Schadensbild und dessen Einflussfaktoren in der TiAl-Gusslegierung TNBV3B (duplex) und den TiAl-Schmiedelegerungen TNBV4-F (duplex) und TNBV4-E (globular) sowie die Auswirkungen eines Impacts auf die mechanischen Eigenschaften unter quasi-statischer und Wechselbelastung. Sie dient einem besseren Verständnis des Zusammenhangs zwischen den mechanischen Kenngrößen einer TiAl-Legierung und dem Impact-Verhalten.

Die TNB-Varianten, die zum Vergleich herangezogen wurden, unterscheiden sich nicht nur deutlich bezüglich ihrer mechanischen Eigenschaften und Mikrostrukturen, sondern weisen außerdem, bedingt durch den jeweiligen Herstellungsprozess, zum Teil anisotrope Eigenschaften auf. Dies ermöglichte eine Neubestimmung der Korrelation des Impact-Verhaltens von Titanaluminiden mit den mechanischen Kenngrößen und trug wesentlich zum Verständnis der Entwicklung dieser Art von Schädigung in den spröden TiAl-Legierungen bei.

Die feinglobulare Legierung TNBV4-E weist die höchste Duktilität, Zug- und Ermüdungsfestigkeit auf, aber den geringsten Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite. Die beiden Varianten mit Duplexgefüge zeigen eine deutlich verringerte Verformbarkeit und eine geringfügig beziehungsweise deutlich geringere Zugfestigkeit sowie niedrigere Ermüdungsfestigkeiten, besitzen aber höhere Schwellwerte. Die Eigenschaften des geschmiedeten und des stranggepressten Werkstoffs sind bedingt durch die Herstellung außerdem in Längs- und Querrichtung unterschiedlich.

Frühere Arbeiten zu Impact-Schädigungen zielen meist darauf ab, die Schädigung allein auf Basis der Rissbildung mit Hilfe der Festigkeit und Duktilität zu erklären. Eine Korrelation der vorliegenden Ergebnisse mit den mechanischen Eigenschaften der untersuchten Legierungen zeigt jedoch, dass die Notwendigkeit besteht, zwischen der Impact-Rissinitiierung und der Impact-Rissausbreitung zu unterscheiden. Es konnte erstmals gezeigt werden, dass für Rissinitiierung und Rissausbreitung bei einem Impact jeweils unterschiedliche Werkstoffeigenschaften verantwortlich sind. Während die Rissbildung von der (dynamischen) Festigkeit und Duktilität dominiert wird, ist für die Rissausbreitung ein anderer Werkstoffkennwert, nämlich die (dynamische) Bruchzähigkeit entscheidend. Da diese dynamischen Werkstoffeigenschaften weder bekannt sind, noch im Rahmen der vorliegenden Arbeit bestimmt werden konnten, basieren diese Erkenntnisse auf quasi-statischen Zugkennwerten und maximalen Spannungsintensitätsfaktoren bei

hohen Rissfortschrittsraten, ermittelt durch Extrapolation der da/dN -Kurven. Die Unterscheidung der Rissinitiierung von der Rissausbreitung erfolgte mit Hilfe von Impact-Versuchen durch Beschuss mit Projektilen

- a) in die Mitte von Platten (zentraler Impact) mit verschiedenen Impact-Energien. Diese Versuche ermöglichten es, für eine bestimmte Probendicke eine kritische Energie abzuschätzen, bei der Risse initiiert werden. Aufgrund eines nahezu rotationssymmetrischen Spannungsfelds bildeten sich sternförmige Rissnetzwerke oder bei vorliegender Anisotropie bevorzugt Risse entlang der schwächsten Ebenen.
- b) in Kantennähe mit unterschiedlichen Abständen zur Kante und einer Energie von ca. 0,1 J, welche für alle drei TiAl-Legierungen und die gewählte schaufelähnliche Kantenkontur über der kritischen Energie für Rissinitiierung lag. Aufgrund der dominierenden axialen Zugspannung bildeten sich in diesem Fall stets Rissnetzwerke mit einer lateralen Hauptkomponente.

Die Legierung TNBV4-E zeigt die höchste Zugfestigkeit und Duktilität und damit den höchsten Widerstand gegen Rissinitiierung. Allerdings weist dieser Werkstoff auch den geringsten Widerstand gegen Rissfortschritt bei zyklischer Belastung (bei hohen Rissfortschrittsraten) auf, was auf eine geringere Bruchzähigkeit im Vergleich zu den anderen Legierungen hindeutet. Die geringe Zähigkeit spiegelt sich wohl auch im Widerstand gegen die Ausbreitung von Impact-Rissen wider. Die Legierung TNBV4-E zeigt nach kantennahen Impacts die stärkste Schädigung auf der Rückseite. Der höhere Widerstand gegen Rissausbreitung der Legierungen TNBV3B und TNBV4-F lässt sich mit dem Auftreten extrinsischer Mechanismen zur Zähigkeitssteigerung begründen, die sich im Risspfad der Rissnetzwerke beobachten lassen, wie in dieser Arbeit demonstriert wurde.

Vergleichstests an der Near- α -Titanlegierung Ti-6-2-4-2 zeigen, dass bei einer höheren Duktilität und plastischen Verformbarkeit überwiegend Schubspannungen zur Bildung tiefer, tangentialer Risse führen. Das Verhalten bei Impact von TiAl-Legierungen ist kritisch durch die Asymmetrie in der plastischen Verformbarkeit (hohe Verformbarkeit unter Druck, jedoch geringe Verformbarkeit unter Zug), die verantwortlich für die Bildung von Rückseitenrissen aufgrund von Zugspannungen ist. Neben den Werkstoffeigenschaften spielt die Geometrie der Proben eine wichtige Rolle. Eine höhere Dicke bei zentralen Impacts sowie ein höherer Abschrägungswinkel bei kantennahen Schüssen auf Proben mit schaufelähnlicher Kontur erhöhen die Impact-Toleranz eines Bauteils.

Außerdem konnte gezeigt werden, dass sich die Modelle von Tabor, entwickelt für die dynamische Härteprüfung, für die Beschreibung des Schadensbilds bezüglich der elastischen und plastischen Verformung im Bereich des Impacts sowohl für TiAl- als auch für Titanlegierungen innerhalb der untersuchten Parameter eignen, obwohl beim Impact deutlich höhere Geschwindigkeiten und damit Dehnraten verwendet wurden. Abschätzungen für eine mittlere Verformung finden sich in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der Mikrohärtprüfung, bei der die Verformungsverfestigung um einen Impact-Eindruck zweidimensional abgebildet wurde. Damit konnte gezeigt werden, dass die Zunahme der Ausdehnung der verfestigten Zone mit zunehmender Energie abnimmt. Die Tiefe und Breite der Verfestigung hängen auch von den mechanischen Eigenschaften der jeweiligen Legierung ab.

Die Untersuchungen mittels EBSD erwiesen sich als ein effektives Instrument zur näheren Charakterisierung verformter Bereiche. Wie mit Hilfe dieser Untersuchungen gezeigt werden konnte, behindern die ω -Ausscheidungen in der β/β_0 -Matrix der Legierungen TNBV4-F und TNBV4-E die Versetzungsbewegung, was zu einer geringeren Fehlorientierung im Vergleich zur γ - und α_2 -Phase während der Verformung führt. Dies konnte durch TEM-Untersuchungen bestätigt werden. Die Gusslegierung TNBV3B zeigt nur wenige Nanometer große ω -Ausscheidungen, welche die Versetzungsbewegung im Gegensatz zu den etwa $0,1 \mu\text{m}$ großen Ausscheidungen in der TNBV4-F-Legierungen kaum zu beeinflussen scheinen.

Die Auswirkungen langer Impact-Risse auf die mechanischen Eigenschaften lassen sich mit Hilfe der linear-elastischen Bruchmechanik beschreiben. Die Restfestigkeit nach einem Impact kann mit Hilfe der Bruchzähigkeit bestimmt und die Ermüdungsfestigkeit mittels eines Schwellwertmodells beschrieben werden. Schädigungen mit kleinen Rissen innerhalb der verfestigten Zone und Vorderseitenschädigungen ohne Risse auf der Rückseite werden dagegen stärker von dem Eigenspannungsfeld um den Eindruck und von Mikroschädigungen beeinflusst, so dass in diesen Fällen die einfachen Modelle nicht mehr angewendet werden können. Die Eigenspannungen können sowohl zu negativen als auch zu positiven Auswirkungen auf die verbleibende Festigkeit führen.

Auf Basis der vorliegenden Ergebnisse und Annahmen können zur Verbesserung des Impact-Verhaltens von TiAl-Legierungen folgende Zusammenhänge identifiziert werden:

- Eine hohe (dynamische) Festigkeit und Duktilität sorgt für einen hohen Widerstand gegen Rissinitiierung.

- Eine hohe (dynamische) Bruchzähigkeit behindert die Ausbreitung der Impact-Risse nach Rissinitiierung
- Eine hohe Fließspannung reduziert die Größe des Indents sowie die Verformungsgrade, die durch einen Impact hervorgerufen werden, und ist für eine höhere elastische Energieabsorption verantwortlich.
- Eine hohe quasi-statische Bruchzähigkeit führt zu einer geringeren Abnahme der Festigkeit impact-geschädigter, rissbehafteter Bauteile.
- Ein hoher Schwellwert gegen Rissfortschritt gewährleistet eine geringere Reduktion der Ermüdungsfestigkeit.

Damit definiert die vorliegende Arbeit die elementaren Werkstoffkenngrößen für die Entwicklung von TiAl-Legierungen mit verbesserter Impact-Toleranz und gibt Hinweise für ein impact-gerechtes Design von TiAl-Schaufeln.

5.2 Ausblick

Die wohl größte Herausforderung künftiger Entwicklungen besteht in der Optimierung des Eigenschaftsprofils von TiAl-Legierungen, um sowohl einen guten Widerstand gegen Rissinitiierung als auch gegen Rissausbreitung bei einem Impact gewährleisten zu können. Globulare, feine Gefüge, die sich positiv auf Eigenschaften wie Festigkeit und Verformbarkeit auswirken, gehen mit einer geringen Bruchzähigkeit und einem geringen Schwellwert einher. Gefüge mit höheren lamellaren Anteilen zeigen dagegen eine verbesserte Zähigkeit, aber geringere Festigkeiten und eine niedrigere Verformbarkeit. Daher muss ein Kompromiss zwischen den optimalen Eigenschaften gefunden werden, welcher dem Anforderungsprofil eines Schaufelwerkstoffs gerecht wird.

Die Schadensentstehung hängt von der Geometrie der Proben beziehungsweise Bauteile ab. Eine größere Schaufeldicke und höhere Abschrägungswinkel führen zu einer höheren Impact-Toleranz. Daher ist es für die Beurteilung, ob sich diese Legierungen für eine Anwendung im Triebwerk eignen, wichtig, dass möglichst realitätsnahe Schaufelgeometrien beschossen und mechanisch geprüft werden.

Daneben spielen für eine solche Beurteilung die Impact-Parameter eine erhebliche Rolle. Projektilen mit einem Durchmesser von bis zu 3,2 mm gelten als repräsentativ für Teilchen in der Turbine. Für die vorliegende Arbeit wurden auch größere Projektilen verwendet, um höhere Energien realisieren zu können. Sphärische Projektilen liefern zwar reproduzierbare Ergebnisse, spiegeln aber nicht die deutlich komplexere Form realer Teilchen wider. Eine statistische Erhebung über Art und Größe der auftretenden Teilchen sowie weiterführende Studien sind notwendig, um

die Schädigung von TiAl-Schaufeln unter realistischen Einsatzbedingungen bewerten zu können.

Die vorliegende Arbeit zeigt, dass die Duktilität und die Festigkeit von TiAl-Legierungen die Rissinitierung während eines Impacts beeinflussen. Hohe Temperaturen von bis zu 750 °C können sich positiv auf die Duktilität auswirken und könnten somit unter Voraussetzung einer gleichbleibenden Festigkeit eine Verbesserung des Impact-Verhaltens verursachen. Ein Vergleich dieser Ergebnisse mit den Resultaten der vorliegenden Arbeit würde zu einem besseren Verständnis für das Zusammenspiel von Festigkeit und Duktilität im Bezug auf den Widerstand gegen Rissinitierung während eines Impacts beitragen. Für eine Überprüfung dieses Zusammenhangs kann der derzeitige Versuchsaufbau für die ballistische Prüfung um eine Heizung erweitert werden. Für eine anschließende mechanische Prüfung bei Temperaturen bis 750 °C sind jedoch größere Probendimensionen erforderlich als sie für diese Arbeit vorlagen. Die Probendimensionen müssen eine Einspannung mittels Bolzen und damit eine Prüfung bei entsprechend hohen Temperaturen zulassen.

Auch Impact-Geschwindigkeiten über 320 m/s sollten für einen Einsatz im Triebwerk bewertet werden.

Auf Basis der in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse sollte ein weiterführendes Konzept zur Schadensvorhersage entwickelt werden. Unverzichtbar hierzu ist die Kenntnis der Dehnratenabhängigkeit des Verhaltens der untersuchten TiAl-Legierungen, um das mechanische Verhalten abbilden zu können. Das Konzept sollte, anders als in bisher durchgeführten Arbeiten, nicht allein auf der Rissinitierung beruhen, sondern auch die Bruchmechanik zur Beschreibung der Rissausbreitung berücksichtigen. Dazu werden genaue Kenntnisse der Bruchzähigkeit sowie des Spannungszustands während und nach einem Impact benötigt. Die Einbindung eines solchen Konzepts in die Simulation mittels Finite Elemente Methode minimiert die Anzahl weiterer erforderlicher Tests und senkt somit die Kosten für die Evaluierung dieser Werkstoffklasse. Wie in dieser Arbeit gezeigt wurde, kann die verfestigte Zone bei dünnwandigen Bauteilen bereits bei geringen Impact-Energien über den kompletten Querschnitt reichen, so dass diese Zone einen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften besitzt. Für eine bessere Vorhersage des mechanischen Verhaltens nach einem Impact sind außerdem genaue Kenntnisse über die Höhe und die Verteilung der verbleibenden Spannungen nötig. Auch hier bietet die Simulation ein geeignetes Werkzeug, um analog zu vorangegangenen Arbeiten an Titanlegierungen [108, 109] ein Bild der nach einem Impact herrschenden Spannungen und deren Verteilung um den Indent in TiAl-Legierungen zu erhalten.

Um die Vorgänge im Werkstoff vollständig zu verstehen, sind folglich noch weiterführende Versuche notwendig, die zur Anwendungsreife dieser vielversprechenden Werkstoffklasse beitragen können. Mit Hilfe solcher Versuche ließen sich nicht nur bessere Vorhersagen zu den Auswirkungen eines Impacts machen, sondern auch endgültige Aussagen über das Potential von TiAl-Legierungen als Schaufelwerkstoff in Flugtriebwerken treffen.

Literaturverzeichnis

- [1] J.B. McAndrew, H.D. Kessler, *Ti - 36 pct Al as a base for high temperature alloys*, Journal of Metals 8 (1956) 1348-1353.
- [2] Y.-W. Kim, *Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide*, Journal of Metals 41 7 (1989) 24-30.
- [3] Y.-W. Kim, *Ordered intermetallic alloys, part III: Gamma titanium aluminides*, Journal of Metals 46 (1994) 30-39.
- [4] Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, *Progress in the understanding of gamma titanium aluminides*, Journal of Metals 43 (1991) 40-47.
- [5] M. Yamaguchi, H. Inui, K. Ito, *High-temperature structural intermetallics*, Acta Materialia 48 1 (2000) 307-322.
- [6] F. Appel, R. Wagner, *Microstructure and deformation of two-phase γ -titanium aluminides*, Materials Science and Engineering R 22 (1998) 187-268.
- [7] F. Appel, M. Oehring, R. Wagner, *Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys*, Intermetallics 8 (2000) 1283-1312.
- [8] X. Wu, *Review of alloy and process development of TiAl alloys*, Intermetallics 14 10-11 (2006) 1114-1122.
- [9] H. Clemens, W. Wallgram, S. Kremmer, V. Güther, A. Otto, A. Bartels, *Design of novel beta-solidifying TiAl alloys with adjustable beta/B2-phase fraction and excellent hot-workability*, Advanced Engineering Materials 10 8 (2008) 707-713.
- [10] W. Smarsly, H. Baur, G. Glitz, H. Clemens, T. Khan, M. Thomas, *Titanium aluminides for automotive and gas turbine engines*, in: K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (Eds.), Structural Intermetallics, TMS, Warrendale, PA, 2001, p. 25-34.
- [11] N.A. Walker, N.E. Glover, *Applications of intermetallics in the gas turbine*, in: K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (Eds.), Structural Intermetallics, TMS, Warrendale, PA, 2001, p. 19-24.

- [12] M. Weimer, T. Kelly, *Gamma TiAl applications at GE Aviation*, in: Y.W. Kim, D. Morris, R. Yang, C. Leyens (Eds.), *Structural Aluminides for Elevated Temperatures*, TMS, Warrendale, PA, 2008, p. 5-6.
- [13] F. Appel, M. Oehring, *Gamma-Titanaluminid-Legierungen: Legierungsentwicklung und Eigenschaften*, in: M. Peters, C. Leyens (Eds.), *Titan und Titanlegierungen*, Wiley-VCH, Weinheim, 2002, p. 39-103.
- [14] A. Lasalmonie, *Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines?*, *Intermetallics* 14 (2006) 1123-1129.
- [15] S.L. Draper, B.A. Lerch, J.M. Pereira, K. Miyoshi, *Durability assessment of gamma TiAl - Final report*, NASA, 2004.
- [16] K. Gebauer, *Performance, tolerance and cost of TiAl passenger car valves*, *Intermetallics* 14 4 (2006) 355-360.
- [17] TIMET, *TIMETAL 6-2-4-2 Information Sheet*, 2000.
- [18] F. Appel, P.A. Beaven, R. Wagner, *Deformation processes related to interfacial boundaries in two-phase γ -titanium aluminides*, *Acta Metallurgica et Materialia* 41 (1993) 1721-1732.
- [19] E.S. Bumps, H.D. Kessler, M. Hansen, *Titanium-aluminium system*, *Journal of Metals* 194 (1952) 609-614.
- [20] J. Haddad, L. Zevin, D. Eliezer, *Phase relation in titanium-aluminide alloy - an X-ray study*, *Journal of Materials Science* 29 (1994) 373-375.
- [21] J. Kumpfert, C. Leyens, *Orthorhombische Titanaluminide: Schadenstolerante intermetallische Werkstoffe*, in: M. Peters, C. Leyens (Eds.), *Titan und Titanlegierungen* WILEY-VCH, Weinheim, 2002, p. 105-137.
- [22] H.T. Kestner-Weykamp, C.H. Ward, T.F. Broderick, M.J. Kaufman, *Microstructures and phase relationships in the $Ti_3Al + Nb$ system*, *Scripta Metallurgica* 23 10 (1989) 1697-1702.
- [23] I. Ohnuma, Y. Fujita, H. Mitsui, K. Ishikawa, R. Kainuma, K. Ishida, *Phase equilibria in the Ti-Al binary system*, *Acta Materialia* 48 12 (2000) 3113-3123.
- [24] C. McCullough, J.J. Valencia, C.G. Levi, R. Mehrabian, *Phase equilibria and solidification in Ti-Al alloys*, *Acta Metallurgica* 37 (1989) 1321-1336.

- [25] W.J. Zhang, G.L. Chen, F. Appel, *Effect of Nb addition on the phase transformation of gamma-TiAl-alloys*, in: D.G. Morris, S. Naka, P. Caron (Eds.), *Intermetallics and Superalloys - Euromat 99*, Wiley-VCH, Weinheim, 1999, p. 362-367.
- [26] A. Denquin, S. Naka, *Phase-transformation mechanisms in two-phase TiAl-based alloys*, in: Y.-W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds.), *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1995, p. 141-148.
- [27] P. Shang, T.T. Cheng, M. Aindow, *A high-resolution electron microscopy study of steps on lamellar $\gamma - \alpha_2$ interfaces in a low-misfit TiAl-base alloy*, *Philosophical Magazine A* 79 (1999) 2553-2575.
- [28] M.J. Blackburn, *Some aspects of phase transformations in titanium alloys*, in: R.I. Jaffee, N.E. Promisel (Eds.), *The Science, Technology and Application of Titanium*, Pergamon Press, Oxford, 1970, p. 633-644.
- [29] H. Inui, M.H. Oh, A. Nakamura, M. Yamaguchi, *Ordered domains in TiAl coexisting with Ti_3Al in the lamellar structure of Ti-rich TiAl compounds*, *Philosophical Magazine A* 66 (1992) 539-555.
- [30] M. Yamaguchi, H. Inui, *TiAl compounds for structural applications*, in: R. Darolia, J.J. Lewandowski, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, M.V. Nathal (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1993, p. 127-142.
- [31] H. Inui, A. Nakamura, M. Yamaguchi, *Deformation structure in Ti-rich TiAl polysynthetically twinned crystals*, *Philosophical Magazine A* 66 (1992) 557-573.
- [32] M.H. Yoo, C.L. Fu, *Physical constants, deformation twinning, and microcracking of titanium aluminides*, *Materials Science and Engineering A* 29A (1998) 49-63.
- [33] I.S. Jung, H.S. Jang, M.H. Oh, J.H. Lee, D.M. Wee, *Microstructure control of TiAl alloys containing β stabilizers by directional solidification*, *Materials Science and Engineering A* 329-331 (2002) 13-18.
- [34] Y. Jin, J.N. Wang, J. Yang, Y. Wang, *Microstructure refinement of cast TiAl alloys by β solidification*, *Scripta Materialia* 51 2 (2004) 113-117.
- [35] S. Naka, M. Thomas, C. Sanchez, T. Khan, *Development of third generation castable gamma titanium aluminides: Role of solidification path*, in: M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1997, p. 313-322.

- [36] V. Küstner, M. Oehring, A. Chatterjee, V. Günther, H.-G. Brokmeier, H. Clemens, F. Appel, *An investigation of microstructure formation during solidification of gamma titanium aluminide alloys*, in: Y.W. Kim, H. Clemens, A.H. Rosenberger (Eds.), *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 2003, p. 89-96.
- [37] F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring, U. Froebel, U. Lorenz, *Creep behavior of TiAl alloys with enhanced high-temperature capability*, *Metallurgical and Materials Transactions A* 34A (2003) 2149-2164.
- [38] C.B. Shoemaker, D.P. Shoemaker, L.A. Bendersky, *Structure of ω -Ti₃Al_{2.25}Nb_{0.75}*, *Acta Crystallographica C* 46 (1990) 374-377.
- [39] A. Stark, A. Bartels, D. Gosslar, F.-P. Schimansky, R. Gerling, H. Clemens, *Texture formation in high-Nb containing γ -TiAl alloys during hot rolling*, in: Y.W. Kim, D. Morris, R. Yang, C. Leyens (Eds.), *Structural aluminides for elevated temperatures*, TMS, Warrendale, PA, 2008, p. 197-204.
- [40] T.H. Yu, C.H. Koo, *Microstructural evolution of a hot-rolled Ti-40Al-10Nb alloy*, *Materials Science and Engineering A* 239-240 (1997) 694-701.
- [41] G. Shao, P. Tsakirooulos, *Prediction of ω phase formation in Ti-Al-X alloys*, *Materials Science and Engineering A* A329-331 (2002) 914-919.
- [42] H. Kestler, H. Clemens, *Herstellung, Verarbeitung und Anwendung von Gamma(TiAl)-Basislegierungen*, in: C. Leyens, M. Peters (Eds.), *Titan und Titanlegierungen*, Wiley-VCH, Weinheim, 2002, p. 369-405.
- [43] S.C. Huang, D.S. Shih, *Microstructure-property correlation in TiAl-base alloys*, in: Y.-W. Kim, R.R. Boyer (Eds.), *Microstructure/ Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, TMS, Warrendale, PA, 1991, p. 105-122.
- [44] S.C. Huang, *Alloying considerations in gamma-based alloys*, in: R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, M.V. Nathal (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1993, p. 299-307.
- [45] Y. Yamabe, M. Takeyama, M. Kikuchi, *Microstructure evolution through solid-solid phase transformations in gamma titanium aluminides*, in: M.S. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds.), *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1995, p. 111-129.

- [46] M. Beschliesser, A. Chatterjee, A. Lorich, W. Knabl, H. Kestler, G. Dehm, H. Clemens, *Designed fully lamellar microstructures in a γ -TiAl based alloy: Adjustment and microstructural changes upon long-term isothermal exposure at 700 and 800 °C*, Materials Science and Engineering A 329-331 (2002) 124-129.
- [47] Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, *Designing gamma TiAl alloys: Fundamentals, strategy and production*, in: M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin (Eds.), Structural Intermetallics, TMS, Warrendale, PA, 1997, p. 531-543.
- [48] W.E. Dowling, B.D. Worth, J.E. Allison, J.W. Jones, *The influence of microstructure on the mechanical behavior of γ/α_2 titanium aluminides*, in: Y.-W. Kim, R.R. Boyer (Eds.), Microstructure/ Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys, TMS, Warrendale, PA, 1991.
- [49] V.A.C. Haanappel, H. Clemens, M.F. Stroosnijder, *The high temperature oxidation behaviour of high and low alloyed TiAl-based intermetallics*, Intermetallics 10 3 (2002) 293-305.
- [50] T. Maeda, M. Okada, Y. Shida, *Ductility and strength in Mo modified TiAl*, in: L. Johnson, P.D. Pope, J.O. Stiegler (Eds.), High-Temperature Intermetallic Alloys, MRS, Pittsburgh, PA, 1991, p. 555-560.
- [51] T. Kawabata, T. Tamura, O. Izumi, *Parameters for ductility improvement in TiAl*, in: C.T. Liu, A.I. Taub, N.S. Stroloff, C.C. Koch (Eds.), High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys, MRS, Pittsburgh, PA, 1989, p. 329-334.
- [52] S.C. Huang, E.L. Hall, *The effects of Cr additions to binary TiAl-base alloys*, Metallurgical Transactions A 22A (1991) 2619-2627.
- [53] M. Morinaga, J. Saito, N. Yukawa, H. Adachi, *Electronic effect on the ductility of alloyed TiAl compound*, Acta Metallurgica et Materialia 38 (1990) 25-29.
- [54] T. Hanamura, R. Uemori, M. Tanino, *Mechanism of plastic deformation of Mn-added $L1_0$ -Type intermetallic compound*, Journal of Materials Research 3 (1988) 656-664.
- [55] T.T. Cheng, *On the mechanism of boron-induced grain refinement in TiAl-based alloys*, in: Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, M.H. Loretto (Eds.), Gamma Titanium Aluminides, TMS, Warrendale, PA, 1999, p. 389-396.

- [56] J.W. Newkirk, B. Feldewerth, *The effect of microalloying B on the high temperature mechanical properties of Ti₃Al*, in: C.T. Liu, A.I. Taub, N.S. Stroloff, C.C. Koch (Eds.), *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*, MRS, Pittsburgh, PA, 1989, p. 681-686.
- [57] S.C. Huang, J.C. Chestnutt, *Gamma TiAl and its alloys*, in: J.H. Westbrook, R.L. Fleischer (Eds.), *Intermetallic Compounds*, Vol. 2, John Wiley & sons, Chichester, 1995, p. 73-90.
- [58] M.H. Yoo, C.L. Fu, J.K. Lee, *Deformation twinning in ordered intermetallic compounds*, in: C.T. Liu, A.I. Taub, N.S. Stroloff, C.C. Koch (Eds.), *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*, MRS, Pittsburgh, PA, 1989, p. 189-196.
- [59] V.K. Vasudevan, M.A. Stucke, S.A. Court, H.L. Fraser, *The influence of second phase Ti₃Al on the deformation mechanisms in TiAl*, *Philosophical Magazine Letters* 59 (1989) 299-307.
- [60] A. Menand, A. Huguet, A. Nerac-Partaix, *Interstitial solubility in γ and α_2 phases of TiAl-based alloys*, *Acta Materialia* 44 12 (1996) 4729-4737.
- [61] A. Godfrey, D. Hu, M.H. Loretto, *The role of the α_2 phase in the transmission of slip in lamellar TiAl-based alloys*, *Philosophical Magazine A* 77 (1998) 287-297.
- [62] Y.-W. Kim, *Strength and ductility in TiAl alloys*, *Intermetallics* 6 7-8 (1998) 623-628.
- [63] K.S. Chan, *Microstructural effects on fracture resistance in TiAl-base alloys*, in: Y.-W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds.), *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1995, p. 835-846.
- [64] F. Perdrix, M.F. Trichet, J.L. Bonnentien, M. Cornet, J. Bigot, *Influence of cooling rate on microstructure and mechanical properties of a Ti-48Al alloy*, *Intermetallics* 7 12 (1999) 1323-1328.
- [65] J.P. Campbell, K.T. Venkateswara Rao, R.O. Ritchie, *The effect of microstructure on fracture toughness and fatigue crack growth behavior in γ -titanium aluminide based intermetallics*, *Metallurgical and Materials Transactions A* 30A (1999) 563-577.

- [66] K.S. Chan, Y.-W. Kim, *Effects of lamellae spacing and colony size on the fracture resistance of a fully-lamellar TiAl alloy*, *Acta Metallurgica et Materialia* 43 (1995) 439-451.
- [67] B.C. Ng, B.A. Simkin, M.A. Crimp, T.R. Bieler, *The role of mechanical twinning on microcrack nucleation and crack propagation in a near- γ TiAl alloy*, *Intermetallics* 12 12 (2004) 1317-1323.
- [68] Y. Wu, L. Zhen, D.Z. Yang, M.S. Kim, S.K. Hwang, Y. Umakoshi, *In situ tensile deformation and fracture behavior of Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo alloy with various microstructures*, *Intermetallics* 12 1 (2004) 43-53.
- [69] M. Peters, J. Hemptenmacher, J. Kumpfert, C. Leyens, *Titan und Titanlegierungen: Struktur, Gefüge, Eigenschaften*, in: M. Peters, C. Leyens (Eds.), *Titan- und Titanlegierungen*, Wiley-VHC, Weinheim, 2002.
- [70] F. Appel, U. Christoph, R. Wagner, *An electron microscope study of deformation and crack propagation in ($\alpha_2 + \gamma$) titanium aluminides*, *Philosophical Magazine A* 72 (1995) 341-360.
- [71] D. Häussler, U. Messerschmidt, M. Bartsch, F. Appel, R. Wagner, *In situ high-voltage electron microscope deformation study of a two-phase ($\alpha_2 + \gamma$) Ti-Al alloy*, *Materials Science and Engineering A* 233 1-2 (1997) 15-25.
- [72] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Teubner, Wiesbaden, 2003.
- [73] K.S. Chan, *Toughening mechanisms in titanium aluminides*, *Metallurgical Transactions A* 24A (1993) 569-583.
- [74] R.O. Ritchie, *Mechanisms of fatigue crack propagation in metals, ceramics and composites: Role of crack tip shielding*, *Materials Science and Engineering* 103 (1988) 15-28.
- [75] K.S. Chan, *Micromechanics of shear ligament toughening*, *Metallurgical Transactions A* 22A (1991) 2021-2029.
- [76] K.S. Chan, Y.-W. Kim, *Relationships of slip morphology, microcracking and fracture resistance in a lamellar TiAl-alloy*, *Metallurgical and Materials Transactions A* 25A (1994) 1217-1228.

- [77] H.E. Deve, A.G. Evans, *Twin toughening in titanium aluminide*, Acta Metallurgica et Materialia 39 6 (1991) 1171-1176.
- [78] F. Appel, *Twinning in crack tip plasticity of two-phase titanium aluminides*, in: J.H. Schneibel, K.J. Hemker, R.D. Noebe, S. Hanada, G. Sauthoff (Eds.), High-Temperature Intermetallic Alloys, MRS, Pittsburgh, PA, 2001, p. N1.8.1-N1.8.6.
- [79] U. Lorenz, F. Appel, R. Wagner, *Dislocation dynamics and fracture processes in two-phase titanium aluminide alloys*, Materials Science and Engineering A 234-236 (1997) 846-849.
- [80] G. Henaff, A.-L. Gloanec, *Fatigue properties of TiAl alloys*, Intermetallics 13 5 (2005) 543-558.
- [81] V. Recina, B. Karlsson, *High temperature low cycle fatigue properties of Ti-48Al-2W-0.5Si gamma titanium aluminide*, Materials Science and Engineering A 262 (1999) 70-81.
- [82] J.M. Larsen, A.H. Rosenberger, B.D. Worth, K. Li, D.C. Maxwell, W.J. Porter, *Assuring reliability of gamma titanium aluminides in long-term service*, in: Y.W. Kim, D.M. Dimiduk, M.H. Loretto (Eds.), Gamma Titanium Aluminides, TMS, Warrendale, PA, 1999, p. 463 - 472.
- [83] S.A. Bentley, A.L. Mantle, D.K. Aspinwall, *The effect of machining on the fatigue strength of a gamma titanium aluminide intermetallic alloy*, Intermetallics 7 (1999) 967-969.
- [84] J. Lindemann, D. Roth-Fagaraseanu, L. Wagner, *Notch effects on HCF strength of gamma titanium aluminides*, Titanium '03, Hamburg, 2003, p. 2425-2432.
- [85] J. Lindemann, C. Buque, F. Appel, *Effect of shot peening on fatigue performance of a lamellar titanium aluminide alloy*, Acta Materialia 54 (2006) 1155-1164.
- [86] M. Glavatskikh, J. Lindemann, C. Leyens, M. Oehring, F. Appel, *Surface strengthening for enhanced fatigue performance of gamma titanium aluminides*, in: Y.-W. Kim, D. Morris, R. Yang, C. Leyens (Eds.), Structural aluminides for elevated temperature applications, TMS, Warrendale, PA, 2008, p. 111-116.
- [87] R. Pippan, P. Hageneder, W. Knabl, H. Clemens, T. Hebesberger, B. Tabernig, *Fatigue threshold and crack propagation in γ -TiAl sheets*, Intermetallics 9 1 (2001) 89-96.

- [88] K.S. Chan, D.S. Shih, *Fundamental aspects of fatigue and fracture in a TiAl sheet alloy*, Metallurgical and Materials Transactions A 29A (1998) 73-87.
- [89] W.O. Soboyejo, P.B. Aswath, C. Mercer, *Mechanisms of fatigue crack growth in Ti-48Al at ambient and elevated temperature*, Scripta Metallurgica et Materialia 33 7 (1995) 1169-1176.
- [90] K.T. Venkateswara Rao, Y.W. Kim, R.O. Ritchie, *High-temperature fatigue-crack growth behavior in a two-phase ($\gamma + \alpha_2$) TiAl intermetallic alloy*, Scripta Metallurgica et Materialia 33 3 (1995) 459-465.
- [91] R.O. Ritchie, C.J. Gilbert, J.M. McNaney, *Mechanics and mechanisms of fatigue damage and crack growth in advanced materials*, International Journal of Solids and Structures 37 (2000) 311-329.
- [92] K.T. Venkateswara Rao, Y.W. Kim, C.L. Muhlstein, R.O. Ritchie, *Fatigue-crack growth and fracture resistance of a two-phase ($\gamma + \alpha_2$) TiAl alloy in duplex and lamellar microstructures*, Materials Science and Engineering A 192-193 (1995) 474-482.
- [93] H. Hertz, *Ueber die Berührung fester elastischer Körper*, Journal für die reine und angewandte Mathematik Band 92 (1881) 156-171.
- [94] D. Tabor, *The hardness of metals*, Oxford University Press, Glasgow, 1951.
- [95] S.P. Timoshenko, J.N. Goodier, *Theory of elasticity*, McGraw-Hill, New York, 1970.
- [96] H. Dubbel, *Taschenbuch für den Maschinenbau*, Springer, Berlin, 2001.
- [97] J.A. Zukas, T. Nicholas, H.F. Swift, L.B. Greszczuk, D.R. Curran, *Impact dynamics*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1982.
- [98] J.A. Zukas, V. Hohler, R.L. Jameson, C.L. Mader, T. Nicholas, A.M. Rajendran, R.F. Recht, A.J. Stilp, W.P. Walters, R.L. Woodward, *High velocity impact dynamics*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1990.
- [99] J.D. Achenbach, *Wave propagation in elastic solids*, in: H.A. Lauwerier, W.T. Koiter (Eds.), Applied Mathematics and Mechanics, Vol. 16, North-Holland Publishing Company, Amsterdam, 1980.

- [100] H. Kolsky, *Stress waves in solids*, Dover Publications, New York, 1963.
- [101] G.E. Dieter, *Mechanical metallurgy*, McGraw-Hill, Inc., London, 1976.
- [102] G.E. Dieter, *Hardening effect produced with shock waves*, Strengthening Mechanisms in Solids, American Society of Metals, Metals Park, Ohio, 1962, p. 279-340.
- [103] T. von Karman, P. Duwez, *The propagation of plastic deformation in solids*, Journal of Applied Physics 21 (1950) 987-994.
- [104] P.S. Steif, M.P. Rubal, G.T. Gray III, J.M. Pereira, *Damage in gamma titanium aluminides due to small particle impacts*, Journal of Mechanics and Physics of Solids 46 (1998) 2069-2086.
- [105] S.A. Maloy, G.T. Gray III, *High strain rate deformation of Ti₄₈Al₂Nb₂Cr*, Acta Materialia 44 5 (1996) 1741-1756.
- [106] G.T. Gray III, *Influence of the strain rate on the structure/property behaviour of Ti-48-1V*, in: Y.-W. Kim, R.R. Boyer (Eds.), *Microstructure/ Property Relationships in Titanium Alloys and Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1991, p. 263-274.
- [107] V.T. McKenna, M.P. Rubal, P.S. Steif, J.M. Pereira, G.T. Gray III, *Cracking in gamma-TiAl due to high speed particle impact*, Metallurgical and Materials Transactions A 33A (2002) 581-589.
- [108] B.L. Boyce, X. Chen, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie, *The residual stress state due to a spherical hard-body impact*, Mechanics of Materials 33 (2001) 441-454.
- [109] X. Chen, J.W. Hutchinson, *Particle impact on metal substrates with application to foreign object damage to aircraft engines*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 50 (2002) 2669-2690.
- [110] J.O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen, J.M. McNaney, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie, *Role of residual stresses on high-cycle fatigue of impact-damaged Ti-6Al-4V: surface vs. subsurface crack initiation*, in: S. Stanzl-Tschegg, H. Mayer (Eds.), *Proceedings of the International Conference on Fatigue in the Very High Cycle Regime*, Institute of Meteorology and Physics, Physics Department, University of Agricultural Science, Austria, Wien, 2001, p. 129-140.

- [111] R.S.J. Corran, P.J. Shadbolt, C. Ruiz, *Impact loading of plates - An experimental investigation*, International Journal of Impact Engineering 1 1 (1983) 3-22.
- [112] G. Sundararajan, P.G. Shewmon, *The use of dynamic impact experiments in the determination of the strain rate sensitivity of metals and alloys*, Acta Metallurgica 31 (1983) 101-109.
- [113] H.-G. Münzberg, *Grundlagen, Systematik und Technik der Luft- und Raumfahrtantriebe*, Springer, Berlin, 1972.
- [114] *Engine Type Certificate Data Sheet, No 1051, Civil Type Approval of RB211, Trent 895-17, 892-17, 892B-17, 884-17, 884B-17 & 875-17 Engines*, UK Civil Aviation Authority, Issue 14, 22 October 2004.
- [115] *Type Certificate Data Sheet, IM.E.069, International Aero Engines AG (IAE) V2500-A5 & -D5 series engines*, European Aviation Safety Agency (EASA), Issue 1, 23 July 2010.
- [116] S. Gebhard, *Assessment of relevant velocities for a particle impact on blades and vanes in the HPC and the LPT of a Trent 800 and a V2500 engine*, ILA-11/A02 Universität Stuttgart, Institut für Luftfahrtantriebe, Stuttgart, 2011.
- [117] R.H. Mao, S.A. Meguid, T.Y. Ng, *Transient three dimensional finite element analysis of a brid striking a fan blade*, International Journal of Mechanics and Materials in Design 4 (2008) 79-96.
- [118] S.L. Draper, B.A. Lerch, J.M. Pereira, M.V. Nathal, C.M. Austin, O. Erdmann, *The effect of ballistic impact on the high-cycle fatigue properties of Ti-48Al-2Nb-2Cr (atomic percent)*, Metallurgical and Materials Transactions A 32A (2001) 2743-2758.
- [119] M. Rott, E. Igenbergs, H. Bauer, G. Glitz, *Domestic object damage investigations on turbine blade material*, International Journal of Impact Engineering 26 (2001) 651-662.
- [120] T.S. Harding, J.W. Jones, *Effect of foreign object damage on the fatigue strength of an α (TM) γ -TiAl alloy*, Scripta Materialia 43 7 (2000) 631-636.
- [121] S.L. Draper, B.A. Lerch, J.M. Pereira, M.V. Nathal, M.Y. Nazmy, M. Staubli, D.R. Clemens, *Effect of impact damage on the fatigue response of TiAl alloy - ABB2*, in: K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen,

- V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 2001, p. 295-304.
- [122] R. Smith, T.S. Harding, J.W. Jones, P.S. Steif, T.M. Pollock, *The role of impact damage and fatigue strength reduction in gamma titanium aluminide alloys*, in: K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 2001, p. 259-268.
- [123] P.S. Steif, V.T. McKenna, *Surface and foreign object damage*, PRET: A University - Industry Partnership Research and Transition of Gamma-Titanium-Aluminides, AFRL-SR-BL-TR-01-0633, Carnegie Mellon University, 1999.
- [124] P.S. Steif, J.W. Jones, T.S. Harding, M.P. Rubal, V.Z. Gandelman, N. Biery, T.M. Pollock, *Surface damage due to impact and fatigue strength reduction in gamma titanium aluminides*, in: M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1997, p. 435-442.
- [125] P.S. Steif, V.T. McKenna, J.W. Jones, R. Smith, T.S. Harding, A. Gilchrist, *Accounting for small particle impact in the design of gamma-turbine blades*, in: K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (Eds.), *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 2001, p. 363-370.
- [126] W.E. Voice, M. Henderson, E.F.J. Shelton, X. Wu, *Gamma titanium aluminide*, *TNB*, *Intermetallics* 13 (2005) 959-964.
- [127] T.S. Harding, J.W. Jones, P.S. Steif, T.M. Pollock, *Room temperature fatigue response of gamma-TiAl to impact damage*, *Scripta Materialia* 40 4 (1999) 445-449.
- [128] T.S. Harding, J.W. Jones, *Evaluation of a threshold-based model of the elevated-temperature fatigue of impact-damaged gamma-TiAl*, *Metallurgical and Materials Transactions A* 32A (2001) 2975-2984.
- [129] T.S. Harding, J.W. Jones, *The effect of impact damage on the room-temperature fatigue behavior of gamma-TiAl*, *Metallurgical and Materials Transactions A* 31A (2000) 1741-1752.
- [130] T.S. Harding, J.W. Jones, *Behavior of gamma TiAl subjected to impact damage and elevated temperature fatigue*, *Scripta Materialia* 42 2 (1999) 129-135.

- [131] S.L. Draper, B.A. Lerch, *Durability assessment of TiAl alloys*, in: Y.W. Kim, D. Morris, R. Yang, C. Leyens (Eds.), *Structural Aluminides for Elevated Temperatures*, TMS, Warrendale, PA, 2008, p. 39-50.
- [132] J.C. Newman, I.S. Raju, *Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies*, in: J.C. Lewis, G. Sines (Eds.), *ASTM STP 791*, ASTM, Baltimore, 1983, p. I 238-I 265.
- [133] H. Tada, P.C. Paris, G.R. Irwin, *The single edge notch specimen. The stress analysis of cracks handbook*, Paris Productions Inc. , St. Louis, MO, 1985.
- [134] H. Kitagawa, S. Takahashi, *Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stages*, *Proceedings of the 2. International Conference on Mechanical Behaviour of Metals*, ASM, Metals Park, Ohio, 1976, p. 627-631.
- [135] M.Y. Nazmy, M. Staubli, G. Onofrio, V. Lupinc, *Effect of surface defects on the fatigue behaviour of a cast TiAl alloy*, in: J.H. Schneibel, K.J. Hemker, R.D. Noebe, S. Hanada, G. Sauthoff (Eds.), *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*, MRS, Pittsburgh, PA, 2001, p. N5.44.41-N45.44.46.
- [136] V. Gunther, GfE Metalle und Materialien GmbH, *Persönliche Mitteilung*, 23.03.2010.
- [137] F. Turley, Rolls-Royce Germany, *Persönliche Mitteilung*. , 18.09.2009.
- [138] F. Turley, Rolls-Royce Germany, *Persönliche Mitteilung*, 22.10.2008.
- [139] J. Ohser, U. Lorz, *Quantitative Gefügeanalyse – Theoretische Grundlagen und Anwendung*, *Freiberger Forschungshefte*, Freiberg, 1996.
- [140] H. Schumann, *Metallographie*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1960.
- [141] H.E. Exner, H.P. Hougardy, *Einführung in die Quantitative Gefügeanalyse*, *Deutsche Gesellschaft für Metallkunde-Informationsgesellschaft*, Oberursel, 1986.
- [142] *ASTM E740-03*, *Annual Books of ASTM Standards; Section 3: Metals test methods and analytical procedures*, 2009, p. 712-720.

- [143] W.F. Brown, J.E. Srawley, *Plane strain toughness testing of high strength metallic materials*, ASTM, Philadelphia, PA, 1967.
- [144] J. Denk, S. Amhof, *Determination of the high cycle fatigue strength with a load-increasing single-specimen technique*, in: G. Lütjering, H. Nowack (Eds.), *Sixth International Fatigue Congress*, Pergamon, Berlin, 1996, p. 1967-1972.
- [145] S. Suresh, *Crack initiation in cyclic compression and its application*, *Engineering Fracture Mechanics* 21 3 (1985) 453-463.
- [146] R. John, B. Rigling, *Effect of height to width ratio on K and c_{mod} solutions for a single edge cracked geometry with clamped ends*, *Engineering Fracture Mechanics* 60 2 (1998) 147-156.
- [147] *ASTM E647-08*, *Annual Books of ASTM Standards; Section 3: Metals test methods and analytical procedures*, 2009, p. 660-703.
- [148] R.J. Bucci, *Development of a proposed ASTM standard test method for near-threshold fatigue crack growth rate measurement*, in: S.J. Hudak, R.J. Bucci (Eds.), *Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis*, ASTM STP 738, American Society for Testing of Materials, 1981, p. 5-28.
- [149] A.J. Cadman, R. Brook, C.E. Nicholson, *Effect of test technique on the fatigue threshold ΔK_{th}* , in: J. Bäcklund, A.F. Blom, C.J. Beevers (Eds.), *Fatigue Thresholds*, Vol. I, Chameleon Press Ltd, London, 1982, p. 59-75.
- [150] Z.W. Huang, P. Bowen, W. Voice, *Deterioration of mechanical properties caused by omega phase in major alloyed TiAl-based alloys*, *Titanium alloys at elevated temperature: structural development and service*, 2001, p. 277-290.
- [151] B.S. Hickman, *The formation of omega phase in titanium and zirconium alloys: a review*, *Journal of Materials Science* 4 (1969) 554-563.
- [152] M.E. Backman, W. Goldsmith, *The mechanics of penetration of projectiles into targets*, *International Journal of Engineering Science* 16 (1978) 1-99.
- [153] S.L. Kampe, P. Sadler, D.E. Larsen, L. Christodoulou, *Microstructure morphology effects on fracture toughness of a cast near-gamma titanium alloy*, in: Y.-W. Kim, R.R. Boyer (Eds.), *Microstructure/ Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, TMS, Warrendale, PA, 1991, p. 313-322.

- [154] K. Prasad, S.V. Kamat, *Dynamic fracture toughness of a near alpha titanium alloy Timetal 834*, Journal of Alloys and Compounds 491 (2010) 237-241.
- [155] M.R. Bache, W.J. Evans, W. Voice, *The resistance to impact and subsequent fatigue response of two titanium alloys*, Materials Science and Engineering A333 (2002) 287-294.
- [156] J.O. Peters, R.O. Ritchie, *Influence of foreign-object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V*, Engineering Fracture Mechanics 67 (2000) 193-207.
- [157] T. Nicholas, J.P. Barber, R.S. Bertke, *Impact damage on titanium leading edges from small hard objects*, Experimental Mechanics 20 10 (1980) 357-364.
- [158] Y.V. Milman, S.I. Chugunova, I.V. Goncharova, V.A. Goncharuk, N.A. Yefimov, *Physics of deformation and fracture at impact loading and penetration*, International Journal of Impact Engineering 33 (2006) 452-462.
- [159] F. Martinez, L.E. Murr, A. Ramirez, M.I. Lopez, S.M. Gaytan, *Dynamic deformation and adiabatic shear microstructures associated with ballistic plug formation and fracture in Ti-6Al-4V targets*, Materials Science and Engineering A 454-455 (2007) 581-589.
- [160] L.N. Brewer, M.A. Othon, L.M. Young, T.M. Angeliu, *Misorientation mapping for visualization of plastic deformation via electron back-scattered diffraction*, Microscopy and Microanalysis 12 (2006) 85-91.
- [161] B. Fultz, J.M. Howe, *Transmission electron microscopy and diffractometry of materials*, Springer, Berlin, 2008.
- [162] T.T. Cheng, M.R. Willis, I.P. Jones, *Effects of major alloying additions on the microstructure and mechanical properties of gamma-TiAl*, Intermetallics 7 (1999) 89-99.
- [163] P. Peters, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Persönliche Mitteilung, 12.03.2009.
- [164] F. Appel, U. Sparka, R. Wagner, *Work hardening and recovery of gamma base titanium aluminides*, Intermetallics 7 3-4 (1999) 325-334.

- [165] J. Ruschau, S.R. Thompson, T. Nicholas, *High cycle fatigue limit stresses for airfoils subjected to foreign object damage*, International Journal of Fatigue 25 (2003) 955-962.
- [166] C.M. Martinez, D. Eylon, T. Nicholas, S.R. Thompson, J.J. Ruschau, J. Birkbeck, W.J. Porter, *Effects of ballistic impact damage on fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V simulated engine blades*, Materials Science and Engineering A 325 (2002) 465-477.
- [167] H. Baur, R. Joos, W. Smarsly, H. Clemens, *γ -TiAl for aeroengine and automotive applications*, in: D.G. Morris, S. Naka, P. Caron (Eds.), *Euromat 99 - Intermetallics and Superalloys*, Wiley-VCH, Weinheim, München, 1999, p. 384-390.
- [168] D. Nowell, P. Duó, I.F. Stewart, *Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage*, International Journal of Fatigue 25 (2003) 963-969.
- [169] K.S. Chan, D.S. Shih, *Fatigue and fracture behavior of a fine-grained lamellar TiAl alloy*, Metallurgical and Materials Transactions A 28A (1997) 79-90.
- [170] K.S. Chan, *Theoretical analysis of grain size effects on tensile ductility*, Scripta Metallurgica et Materialia 24 (1990) 1725-1730.
- [171] M. Peters, A. Gysler, G. Luetjering, *Influence of microstructure on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V*, in: H. Kimura, O. Izumi (Eds.), *Titanium '80*, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1980, p. 1777-1786.
- [172] R. Sailer, G. McCarthy, *ICDD Grant-in-Aid*, North Dakota State University, Fargo, North Dakota, USA, 1993.
- [173] D. Eppelsheimer, R. Perman, *Accurate determination of the lattice of beta-titanium at 900 °C*, Nature 166 (1950) 960.
- [174] <http://www.werkstoffe.de>, Stand: 16.11.2007.
- [175] K.-H. Trautmann, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Persönliche Mitteilung, 26.10.2007.
- [176] P. Peters, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Persönliche Mitteilung, 10.04.2007.

Anhang

Anhang A – Zusammenstellung der relevanten Phasen

Tabelle A.1: Übersicht der in dieser Arbeit relevanten Phasen.

Bezeichnung	Struktur	Strukturberichts- bezeichnung	Raum- gruppe	Gitterparameter nm	Literatur
α -Titan	hexagonal	A3	$P6_3/mmc$	a=0,29505 c=0,46826	[172]
β -Titan	kubischraum- zentriert	A2	$Im\bar{3}m$	a=0,33065	[173]
$\beta_0(\text{Ti-Al,Nb})^9$	kubisch	B2	$Pm\bar{3}m$	a=0,323	[20, 21]
$\gamma(\text{TiAl})$	tetragonal	$L1_0$	$P4/mmm$	a=0,4005 c=0,4070	[13]
$\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$	hexagonal	DO_{19}	$P6_3/mmc$	a= 0,5782 c=0,4629	[13]
$\omega(\text{Ti}_2\text{NbAl})$	trigonal		$P\bar{3}m1$	a=0,45554 c=0,55415	[38]
$\sigma(\text{Ti}_2\text{NbAl})$	ortho- rhombisch	A_2BC	$CmCm$	a=0,612 b=0,956 c=0,466 (für einen Nb-Ge- halt von 25 at.%)	[21, 22]

⁹ Die β -Phase und die β_0 -Phase lassen sich nicht in allen Orientierungen voneinander unterscheiden, da nur wenige Zusatzreflexe vorhanden sind. Die Reflexe der ω -Phase fallen mit denen der β - und β_0 -Phase zusammen, so dass neben der ω -Phase eine Unterscheidung zwischen β/β_0 -Phase nur unter speziellen Randbedingungen überhaupt möglich wäre. Daher wird in dieser Arbeit nicht zwischen der β - und der β_0 -Phase unterschieden.

Anhang B – Hochgeschwindigkeitspartikelbeschuss

B. 1 Kennwerte des Projektilwerkstoffs

Tabelle B.1: Werkstoffkennwerte des Projektilwerkstoffs [174].

Stahl (X105CrMo17, Werkstoff-Nr. 1.4125)	
E-Modul, GPa	215 (20 °C) 190 (400 °C)
Dichte, g/cm ³	7,7
Poissonzahl	0,3

B. 2 Verwendete Projektile und zugehörige Impact-Energien

Tabelle B.2: Messwerte für Projektilgrößen und -gewichte.

Projektildurchmesser, mm	Gewicht, g
1,5	0,014
2,5	0,064
3	0,11
4,75	0,44

Tabelle B.3: Kinetische Energie in Abhängigkeit der Projektile für ausgewählte Geschwindigkeiten.

Projektilgeschwindigkeit m/s	Impact-Energie für verschiedene Projektile, J			
	Ø 1,5 mm	Ø 2,5 mm	Ø 3 mm	Ø 4,75 mm
80	0,04	0,20	0,35	1,41
100	0,07	0,32	0,54	2,20
120	0,10	0,46	0,78	3,17
160	0,17	0,82	1,39	5,63
180	0,22	1,04	1,76	7,13
200	0,27	1,28	2,18	8,80
250	0,43	2,00	3,40	13,75
300	0,61	2,88	4,90	19,80

Anhang C – Probengeometrien

Tabelle C.1: Übersicht der verwendete Probenformen.




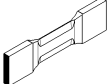

Nummer	Abbildung	Technische Zeichnung
Probenform 1		S. 69
Probenform 2		S. 69
Probenform 3a		S. 70
Probenform 3b		S. 71
Probenform 4		S. 80

Tabelle C.2: Koordinaten zur Erstellung der optimierten Probenkontur von Probenform 2 [175].

x-Koordinate, mm	y-Koordinate, mm
0	5
0,92857143	5,00502006
1,85714286	5,01077374
2,78571429	5,01740358
3,71428571	5,027262
4,64285714	5,0402501
5,57142857	5,05549981
6,5	5,07246722
7,42857143	5,09161455
8,35714286	5,11449466
9,28571429	5,14333438
10,2142857	5,18036402
11,1428571	5,2271832
12,0714286	5,28441553
13	5,35180959
13,9285714	5,42683953
14,8571429	5,50692331
15,7857143	5,60433348
16,7142857	5,72422409
17,6428571	5,87369873
18,5714286	6,06268443
19,5	6,3052238
20,4285714	6,62133951
21,3571429	7,03953667
22,2857143	7,59948852

Fortsetzung von Seite 200

22,75	7,94833895
23,2142857	8,35252784
23,6785714	8,81875887
24,1428571	9,35179603
24,6071429	9,95190266
25,0714286	10,6109169
25,5357143	11,3070973
26	12,5
47,5	12,5
47,5	0

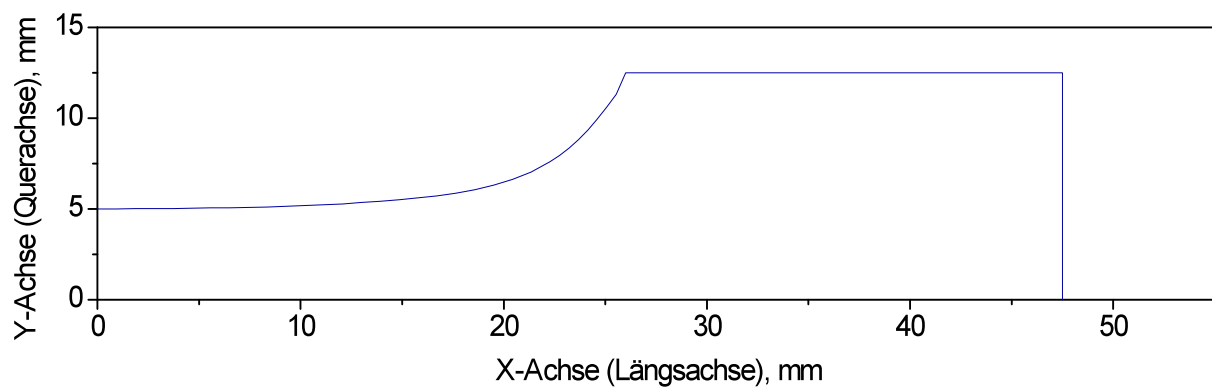


Abbildung C.1: Verlauf der Probenkontur für Probenform 2 entsprechend den Koordinaten aus Tabelle B.1.

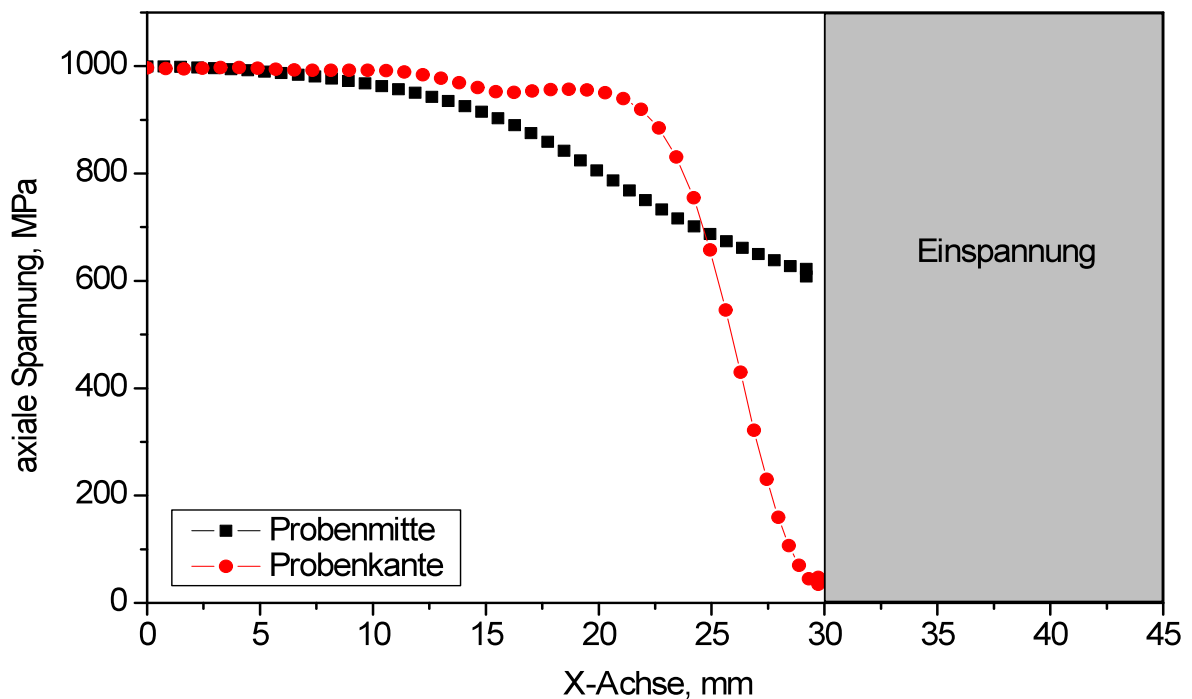


Abbildung C.2: Verlauf der axialen Spannungen in der Probenmitte und der Probenkante für Probenform 2 bei einer angelegten Spannung von 1000 MPa, nach [176].

Anhang D - Messergebnisse

Als Maß für die Streuung um den Mittelwert wird stets die zugehörige Standardabweichung angegeben.

D.1 Ergebnisse der Zugprüfung

Tabelle D.1: Einzelergebnisse der Zugversuche (Probenform 2) der Legierung TNBV4-F bei RT.

	E	R_{p0,1}	R_{p0,2}	R_m	ε_{max}	A₁₀
	GPa	MPa	MPa	MPa	%	%
PP0011R	161	-	-	1019	0,67	0,04
PP0012R	157	-	-	999	0,65	0,02
PP0013R	159	-	-	1009	0,68	0,04
PP0014R	159	994	-	995	0,77	0,14
Mittelwert	159	994	-	1006	0,7	0,1
	± 2	-	-	± 11	± 0,1	± 0,1

Tabelle D.2: Einzelergebnisse der Zugversuche (Probenform 2) der Legierung TNBV4-E bei RT.

	E	R_{p0,1}	R_{p0,2}	R_m	ε_{max}	A₁₀
	GPa	MPa	MPa	MPa	%	%
JS0194S	166	1075	1076	1076	2,24	1,62
JS0195S	169	1067	1068	1068	1,93	1,32
JS0196S	161	1075	1074	1075	1,57	0,93
JS0197S	167	1069	1070	1070	2,87	2,26
Mittelwert	166	1071	1072	1072	2,2	1,5
	± 3	± 4	± 4	± 4	± 0,6	± 0,6

Tabelle D.3: Einzelergebnisse der Zugkennwerte (Probenform 2) der Titanlegierung Ti-6-2-4-2 bei RT.

	E	R_{p0,1}	R_{p0,2}	R_m	ε_{max}	A₁₀
	GPa	MPa	MPa	MPa	%	%
PP0068R	116	-	981	1011	13,79	12,94
PP0071R	113	-	986	1019	22,79	21,91
PP0072R	123	-	983	1014	21,66	20,86
Mittelwert	117	-	983	1017	19,4	18,6
	± 5	-	± 3	± 4	± 4,9	± 4,9

Tabelle D.4: Einzelergebnisse der Zugversuche (Probenform 2) an TiAl-Gusslegierung in den Modifikationen TNBV3B-1 und TNBV3B-2 bei RT.

	Nummer	E GPa	R _{p0,1} MPa	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	ε _{max} %	A ₁₀ %
Dünn TNBV3B-1	KM0030Q	158	704	-	712	0,59	0,14
Dünn TNBV3B-2	PP0058R	165	671	680	727	1,05	0,61
Dünn TNBV3B-2	PP0059R	166	663	679	734	1,09	0,65
Dünn TNBV3B-2	PP0060R	164	648	659	731	1,34	0,90
Mittelwert Dünn		163	672	673	726	1,0	0,6
		± 3	± 24	± 12	± 10	± 0,3	± 0,3
Mittel TNBV3B-1	KM0031Q	158	691	-	710	0,61	0,16
Mittel TNBV3B-2	PP0008R	159	630	-	640	0,55	0,15
Mittel TNBV3B-2	PP0061R	167	666	681	704	0,77	0,35
Mittel TNBV3B-2	PP0062R	165	684	702	707	0,67	0,24
Mittelwert Mittel		162	668	692	690	0,7	0,2
		± 6	± 27	± 15	± 34	± 0,1	± 0,1
Dick TNBV3B-1	KM0032Q	161	593	619	623	0,61	0,23
Dick TNBV3B-2	PP0063R	163	641	-	668	0,60	0,19
Dick TNBV3B-2	PP0064R	167	650	678	680	0,62	0,22
Dick TNBV3B-2	PP0065R	166	645	670	695	0,74	0,32
Dick TNBV3B-2	PP0066R	171	596	616	645	0,73	0,35
Dick TNBV3B-2	PP0067R	174	582	606	634	0,71	0,35
Mittelwert Dick		167	618	638	658	0,7	0,3
		± 5	± 31	± 34	± 28	± 0,1	± 0,1
Dick TNBV3B-2 gegläht	JS0079R	158	-	-	594	0,44	0,06
Dick TNBV3B-2 gegläht	JS0080R	162	610	627	641	0,67	0,27
Dick TNBV3B-2 gegläht	JS0081R	161	-	-	565	0,37	0,02
Dick TNBV3B-2 gegläht	JS0082R	169	603	-	603	0,46	0,11
Mittelwert Dick gegläht		163	607	627	601	0,5	0,1
		± 5	± 5	-	± 31	± 0,1	± 0,1

D.2 Ergebnisse der Biegeversuche

Tabelle D.5: Biegeergebnisse der Schmiedelegierung TNBV4-F.

Probennummer	Zustand	Max. Biegekraft	Weg bei max. Kraft	Max. Biegespannung*
		N	mm	MPa
JS0285R	parallel	1110	0,53	1521
JS0286R	parallel	616	0,27	819
JS0287R	parallel	897	0,38	1141
JS0288R	parallel	670	0,31	909
JS0289R	parallel	780	0,35	1080
Mittelwert	parallel	815 ± 197	0,37 ± 0,10	1094 ± 271
JS0280R	senkrecht	546	0,25	699
JS0281R	senkrecht	507	0,23	706
JS0282R	senkrecht	637	0,30	908
JS0283R	senkrecht	576	0,31	1023
JS0284R	senkrecht	740	0,31	1013
Mittelwert	senkrecht	601 ± 91	0,28 ± 0,04	870 ± 142

* basiert auf linear-elastischem Verhalten bis Bruch (siehe Gleichung 3.12)

Tabelle D.6: Biegeergebnisse der stranggepressten Legierung TNBV4-E.

Probennummer	Zustand	Max. Biegekraft	Weg bei max. Kraft	Max. Biegespannung*
		N	mm	MPa
JS0284S	parallel	1160	0,46	1467
JS0285S	parallel	1209	0,47	1496
JS0286S	parallel	1115	0,42	1309
JS0287S	parallel	1124	0,45	1441
JS0288S	parallel	1230	0,51	1503
Mittelwert	parallel	1168 ± 51	0,46 ± 0,04	1443 ± 79
JS0289S	senkrecht	1000	0,38	1209
JS0290S	senkrecht	799	0,31	975
JS0291S	senkrecht	706	0,27	893
JS0292S	senkrecht	716	0,26	857
JS0293S	senkrecht	977	0,39	1223
Mittelwert	senkrecht	840 ± 141	0,32 ± 0,06	1031 ± 174

* basiert auf linear-elastischem Verhalten bis Bruch (siehe Gleichung 3.12)

Tabelle D.7: Biegeergebnisse der Gusslegierung TNBV3B (geglüht).

Probennummer	Zustand	Max. Biegekraft	Weg bei max. Kraft	Max. Biegespannung*
		N	mm	MPa
JS0295R	parallel	578	0,29	795
JS0296R	parallel	753	0,43	1069
JS0297R	parallel	443	0,22	651
JS0298R	parallel	632	0,36	923
JS0299R	parallel	855	0,39	982
Mittelwert	parallel	652 ± 159	0,34 ± 0,08	884 ± 164

* basiert auf linear-elastischem Verhalten bis Bruch (siehe Gleichung 3.12)

D.3 Ergebnisse der Dauerschwingversuche an Rundproben

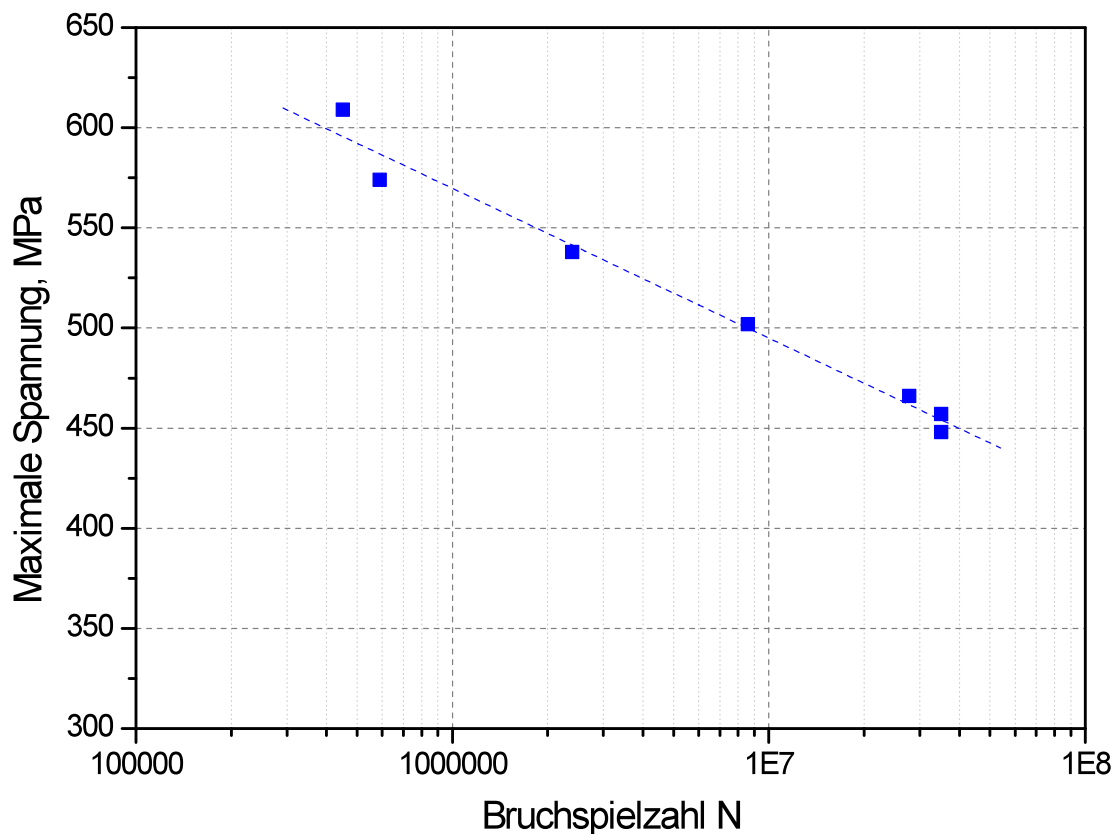


Abbildung D.1: Maximale Spannung über der Bruchspielzahl N bei einem R-Verhältnis von 0,1 ermittelt an Rundproben (Probenform 4) der Legierung TNBV3B bei Raumtemperatur. Mittels linearer Regression kann die Ermüdungsfestigkeit bei 10^7 Zyklen ermittelt werden.

D.4 Ergebnisse der Schwellwertbestimmung

Tabelle D.11: Messergebnisse des Schwellwerts ΔK_{th} und des Paris-Exponenten n für Wachstumsraten zwischen 10^{-5} und 10^{-3} mm/Zyklus der TiAl-Legierung TNBV3B. Die Ergebnisse der Versuche, bei denen der Unterschied der Risslänge auf Vorder- und Rückseite die zulässige Grenze von 0,25B überschreitet, sind mit * gekennzeichnet.

Probennummer	Versuchsnummer	Schwellwert $\text{MPa}\sqrt{m}$	Paris-Exponent n	Temperatur $^{\circ}\text{C}$
JS0280S	1	6,2	16*	21
	1	6,1		
JS0281S	2	6,3*	15*	21
	3	6,0*		
JS0282S	1	6,1*	13*	21
	2	6,2*		
	3	6,3*		
Mittelwert		6,2 ± 0,1	14 ± 3	21

Tabelle D.12: Messergebnisse des Schwellwerts ΔK_{th} und des Paris-Exponenten n für Wachstumsraten zwischen 10^{-5} und 10^{-3} mm/Zyklus der TiAl-Legierung TNBV4-E. Die Ergebnisse der Versuche, bei denen der Unterschied der Risslänge auf Vorder- und Rückseite die zulässige Grenze von 0,25B überschreitet, sind mit * gekennzeichnet.

Probennummer	Versuchsnummer	Schwellwert $\text{MPa}\sqrt{m}$	Paris-Exponent n	Temperatur $^{\circ}\text{C}$
JS0383S	1	6,0*	22*	21
	1	5,0*		
JS0385S	2	5,1*	22*	21
	3	4,7*		
JS0386S	1	5,1	20	21
	2	5,2		
	3	5,2*		
Mittelwert		5,2 ± 0,4	21 ± 2	21

Tabelle D.13: Messergebnisse des Schwellwerts ΔK_{th} und des Paris-Exponenten n für Wachstumsraten zwischen 10^{-5} und 10^{-3} mm/Zyklus der TiAl-Legierung TNBV4-F. Die Ergebnisse der Versuche, bei denen der Unterschied der Risslänge auf Vorder- und Rückseite die zulässige Grenze von 0,25B überschreitet, sind mit * gekennzeichnet.

Probennummer	Versuchsnummer	Schwellwert MPa \sqrt{m}	Paris-Exponent n	Temperatur °C
JS0278S	1	7,1*	29*	21
JS0279S	1	8,0*	24*	21
Mittelwert		7,6 ± 0,6	26 ± 3	21

D.5 Schadenscharakterisierung nach einem kantennahen Impact mit 0,1 J an Proben mit schaufelähnlichem Kantenprofil und daraus resultierender Ermüdungsfestigkeit bei RT und 400 °C

Tabelle D.14: Messergebnisse der Risslängenmessung am Lichtmikroskop zur Schadenscharakterisierung kantennaher Impacts an Proben mit schaufelähnlicher Kanten geometrie (Probenform 3a und 3b). Konische Risse auf der Vorderseite sind mit * gekennzeichnet.

Nummer	Legierung	Max. Rissausdehnung, mm		Gesamtrisslänge (Rückseite), mm	Abstand des Impacts zur Kante, mm
		Vorderseite	Rückseite		
4.1.4	TNBV4-F	0,1	1,8	2,7	1,7
4.2.2	TNBV4-F	0,0	1,1	2,8	1,5
4.2.2	TNBV4-F	0,0	0,0	0,0	2,6
4.1.2	TNBV4-F	1,4	2,0	-	1,4
4.1.3	TNBV4-F	0,0	2,4	3,5	2,1
4.1.7	TNBV4-F	0,0	0,6	1,5	0,3
18.19	TNBV4-F	0,5*	0,7	1,4	0,4
18.18	TNBV4-F	0,9	1,7	3,6	1,4
18.20	TNBV4-F	0,7	1,5	2,8	1,3
18.20	TNBV4-F	0,0	0,0	0,0	2,2
18.21	TNBV4-F	0,0	1,1	3,0	1,4
18.21	TNBV4-F	0,0	0,7	2,3	2,1
18.23	TNBV4-F	0,3*	0,3	0,3	0,0
1002-5B	TNBV3B	0,8	2,0	3,1	1,6
1537-4C	TNBV3B	0,3	1,4	2,0	1,1
1537-1B	TNBV3B	0,0	0,4	0,4	0,1

Fortsetzung von Seite 207

1002-1A	TNBV3B	0,7	2,5	2,7	1,9
1002-1C	TNBV3B	0,8*	1,1	2,3	0,4
1369-4A	TNBV3B	0,3	1,4	2,9	1,1
1537-2C	TNBV3B	0,9	1,8	3,7	1,5
1369-1A	TNBV3B	0,0	2,1	2,9	2,7
1369-3C	TNBV3B	0,7	1,9	3,0	1,6
858-9C	TNBV3B	0,4	1,5	2,8	1,2
1537-1C	TNBV3B	0,4	1,6	2,2	1,2
1537-1C	TNBV3B	0,0	0,0	0,0	2,8
858-9A	TNBV3B	0,1	0,9	2,0	0,6
858-9A	TNBV3B	0,0	0,0	0,0	3,3
858-9A	TNBV3B	0,0	0,0	0,0	3,2
1369-1B	TNBV3B	0,0	1,8	2,9	2,3
1537-1A	TNBV3B	0,0	0,0	0,0	4,0
1537-1A	TNBV3B	0,0	0,0	0,0	3,1
1537-1A	TNBV3B	0,0	0,0	0,0	2,2
E1-1	TNBV4-E	0,0	0,6	0,8	0,1
E1-1	TNBV4-E	0,0	0,0	0,0	2,7
E1-4	TNBV4-E	0,8*	1,9	3,7	0,9
E1-7	TNBV4-E	1,0*	2,4	4,9	1,3
E1-12	TNBV4-E	0,7	2,5	3,6	1,1
E1-2	TNBV4-E	0,9	2,5	5,3	1,2
E1-3	TNBV4-E	0,0	0,5	1,0	0,2
E1-8	TNBV4-E	0,8*	2,3	5,9	0,8
E1-9	TNBV4-E	1,4	2,2	3,5	1,5
E1-9	TNBV4-E	0,0	0,0	0,0	4,3
E1-11	TNBV4-E	1,7	2,4	4,2	1,6

Tabelle D.15: Ermüdungsfestigkeiten bei RT und 400 °C nach kantennahen Impacts an Proben mit schaufelähnlicher Kantengeometrie (Probenform 3a und 3b) und mittlere Schadensgröße. Laterale Anteile von konischen Rissen, die nicht zum Bruch führten, wurden für die Bestimmung der mittleren Schadensgröße nicht berücksichtigt.

Nummer	Legierung	Risslänge, mm			T, °C	Ermüdungsfestigkeit, MPa
		Vorderseite	Rückseite	mittel		
4.1.4	TNBV4-F	0,1	1,8	1,0	RT	175
4.2.2	TNBV4-F	0,0	1,1	0,6	RT	275
4.1.2	TNBV4-F	1,4	2,0	1,7	RT	125
4.1.3	TNBV4-F	0,0	2,4	1,2	RT	Bruch bei Stufe 1 (175 MPa)
4.1.7	TNBV4-F	0,0	0,6	0,3	RT	Bruch in der Einspannung
18.19	TNBV4-F	0,0	0,7	0,4	RT	275
18.18	TNBV4-F	0,9	1,7	1,3	400	Bruch beim Einspannen
18.20	TNBV4-F	0,7	1,5	1,1	400	175
18.21	TNBV4-F	0,0	1,1	0,6	400	175
18.23	TNBV4-F	0,0	0,3	0,2	400	325
1002-5B	TNBV3B	0,8	2,0	1,4	RT	175
1537-4C	TNBV3B	0,3	1,4	0,9	RT	175
1537-1B	TNBV3B	0,0	0,4	0,2	RT	225
1002-1A	TNBV3B	0,7	2,5	1,6	RT	175
1002-1C	TNBV3B	0,8	1,1	1,0	RT	125
1369-4A	TNBV3B	0,3	1,4	0,9	RT	225
1537-2C	TNBV3B	0,9	1,8	1,4	RT	225
1369-1A	TNBV3B	0,0	2,1	1,1	RT	Bruch bei Stufe 1 (125 MPa)
1369-3C	TNBV3B	0,7	1,9	1,3	400	175
858-9C	TNBV3B	0,4	1,5	1,0	400	125
1537-1C	TNBV3B	0,4	1,6	1,0	400	125
858-9A	TNBV3B	0,1	0,9	0,5	400	175
1369-1B	TNBV3B	0,0	1,8	0,9	400	Bruch beim Einspannen
E1-1	TNBV4-E	0,0	0,6	0,3	RT	475
E1-4	TNBV4-E	0,2	1,9	1,1	RT	175
E1-7	TNBV4-E	0,5	2,4	1,5	RT	125
E1-12	TNBV4-E	0,7	2,5	1,6	RT	175
E1-2	TNBV4-E	0,9	2,5	1,7	400	Bruch beim Einspannen
E1-3	TNBV4-E	0,0	0,5	0,3	400	325
E1-8	TNBV4-E	0,0	2,3	1,2	400	175
E1-9	TNBV4-E	1,4	2,2	1,8	400	Bruch bei Stufe 1 (175 MPa)
E1-11	TNBV4-E	1,7	2,4	2,1	400	Bruch bei Stufe 1 (175 MPa)

Lebenslauf

Lebenslauf

Person

Name: Susanne Gebhard
Adresse: Osdorfer Straße 113, 12207 Berlin
Geburtsdatum: 20.07.1980
Geburtsort: Erlangen
Nationalität: Deutsch
Familienstand: ledig

Schulbildung

1987 bis 1991 Grundschule in Ebermannstadt (Bayern)
1991 bis 2000 Gymnasium Fränkische Schweiz in Ebermannstadt (Bayern)
Mathematisch-naturwissenschaftlicher Zweig
2000 Abitur

Studium und beruflicher Werdegang

2000 bis 2005 Studium der Werkstoffwissenschaften an der Universität
Erlangen-Nürnberg; Abschluss: Dipl.-Ing.
2005 bis 2010 DLR - Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V. Köln
Doktorandin und wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für
Werkstoff-Forschung
Seit 2010 Rolls-Royce Deutschland, Dahlewitz
Werkstoff-Ingenieur

Auszeichnungen

2000 Buchpreis des Gymnasiums Fränkische Schweiz für den
Schulabschluss als Jahrgangsbeste
2000 Buchpreis der Deutschen Physikalischen Gesellschaft (DPG) für
hervorragende Leistungen im Fach Physik
2000 bis 2005 Stipendium der bayerischen Begabtenförderung
2002 bis 2010 Stipendium des Karrierenetzwerks e-fellows.net
2003 bis 2005 Stipendium der Studienstiftung des deutschen Volkes
2006 VDI-Diplompreis des Vereins Deutscher Ingenieure e. V.