

Ermüdungsrisssausbreitung in hochfesten Aluminium- und Titanlegierungen bei periodischen Überlasten

Vom Promotionsausschuss der
Technischen Universität Hamburg-Harburg
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte Dissertation

von

Jens Heidemann

aus Hamburg

2008

Vorsitzender des Prüfungsausschusses:

1. Gutachter:

2. Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. U. Weltin

Prof. Dr.-Ing. J. Albrecht

Prof. Dr.-Ing. K. Schulte

Tag der mündlichen Prüfung:

08. Februar 2008

1.	Einleitung	1
2.	Grundlagen und Stand der Forschung	5
2.1	Grundlagen der Ermüdungsrissausbreitung	5
2.1.1	Spannungsverteilung und Plastizität vor einer Rissspitze	6
2.1.2	Charakterisierung des Rissausbreitungswiderstandes	8
2.2	Ermüdungsrissausbreitung bei variablen Belastungsamplituden	12
2.2.1	Einfluss einer einzelnen Zugüberlast	13
2.2.2	Einfluss periodisch aufgebrachtener Zugüberlasten	17
3.	Experimentelle Methoden	21
3.1	Werkstoffe	21
3.1.1	Aluminiumlegierung AA 2024	21
3.1.2	Aluminiumlegierung AA 6156	23
3.1.3	Aluminiumlegierung AA 7349	24
3.1.4	Titanlegierung Ti-6Al-4V	24
3.2	Mechanische Prüfverfahren	26
3.2.1	Zugversuch	26
3.2.2	Ermüdungsrissausbreitung	26
3.3	Mikroskopische Untersuchungen	29
3.3.1	Lichtmikroskopie	29
3.3.2	Transmissionselektronenmikroskopie	30
3.3.3	Rasterelektronenmikroskopie	30
4.	Ergebnisse	31
4.1	Werkstoffe	31
4.1.1	Aluminiumlegierung AA 2024	31
4.1.2	Aluminiumlegierung AA 6156	32
4.1.3	Aluminiumlegierung AA 7349	32
4.1.4	Titanlegierung Ti-6Al-4V	34
4.2	Zugversuch	35
4.2.1	Aluminiumlegierungen	35
4.2.2	Titanlegierung Ti-6Al-4V	36

4.3	Ermüdungsrisssausbreitung	37
4.3.1	Aluminiumlegierung AA 2024	37
4.3.2	Aluminiumlegierung AA 6156	61
4.3.3	Aluminiumlegierung AA 7349	70
4.3.4	Titanlegierung Ti-6Al-4V	74
4.3.5	Werkstoffvergleich	81
5.	Diskussion	85
5.1	Mechanismen von Überlasteffekten	86
5.1.1	Entstehung von Überlastmarkierungen	86
5.1.2	Bildung von Überlaststufen an Überlastmarkierungen	87
5.1.3	Änderung der Gleitverteilung vor der Rissspitze	90
5.1.4	Beeinflussung des Rissschliessungsverhaltens	92
5.1.5	Einfluss des Umgebungsmediums	92
5.2	Werkstoffverhalten	93
5.2.1	Aluminiumlegierung AA 2024	93
5.2.2	Aluminiumlegierung AA 6156	103
5.2.3	Aluminiumlegierung AA 7349	106
5.2.4	Titanlegierung Ti-6Al-4V	107
5.3	Werkstoffvergleich	109
6.	Zusammenfassung	115
7.	Literaturverzeichnis	119
8.	Tabellenverzeichnis	127
9.	Abbildungsverzeichnis.....	129

a	Risslänge
A_g	Gleichmaßdehnung
$A_{9,4/10}$	Bruchdehnung
AA	Aluminium Association
AC	air cooled - Abkühlung an Luft
B	Dicke der Ermüdungsprobe
BFS	back face strain gage - an der Probenrückseite angebrachter Dehnungsmesstreifen
C	empirischer Faktor der Paris-Gleichung
C(T)	compact tension specimen
CC(T)	center cracked tension specimen
CG	coarse grained - große Korngröße
CR	cross rolling - Walzen über Kreuz (Drehung um 90° nach jedem Walzschrift)
da/dN	Rissausbreitungsgeschwindigkeit
e.D.	Zustand ebener Dehnung
e.S.	Zustand ebener Spannung
F_{max}	maximale Kraft im Grundlastwechsel
F_{min}	minimale Kraft im Grundlastwechsel
F_{op}	Kraft, bei der die Öffnung des Risses eintritt
FG	fine grained - kleine Korngröße
gew%	Gewichtsprozent
K_c	Bruchzähigkeit
K_i	Spannungsintensitätsfaktor
K_{max}	maximale Spannungsintensität im Grundlastwechsel
$K_{max,ÜL}$	maximale Spannungsintensität im Überlastwechsel
K_{min}	minimale Spannungsintensität im Grundlastwechsel
K_{op}	Spannungsintensität, bei der die Öffnung des Risses eintritt
KG	Korngröße
L	longitudinal - Walzrichtung oder Extrusionsrichtung
LM	Lichtmikroskopie
LW	Lastwechsel

m	empirischer Faktor der Paris-Gleichung
M(T)	middle tension specimen
n	Überlastintervall
N	Lastwechselzahl
OLR	Überlastverhältnis
r_{pl}	Ausdehnung der plastischen Zone
R	Lastverhältnis von Unter- zu Oberspannung im Lastwechsel
R_{eff}	um den Rissschliessungseffekt bereinigtes effektives Lastverhältnis
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Streckgrenze
RAR	Rissausbreitungsrichtung
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RS	Rissschliessungsanteil
S	short transverse - Orientierungsrichtung quer zur Walzrichtung und -ebene
SFS	side face strain gage - seitlich an der Probe angebrachter Dehnungsmessstreifen
T	transverse - Orientierungsrichtung quer zur Walzrichtung in der Walzebene
T_β	Temperatur des beta-Transus - Umwandlung der alpha in die beta-Phase in Ti-6-4
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
W	Breite der Ermüdungsprobe - maximale Ausbreitungsstrecke für den Riss
Y	Geometriefaktor
α	1: hexagonale Phase der Titanlegierung Ti-6Al-4V 2: Verhältnis von Risslänge (2)a zu Probenbreite W
α_p	primäre alpha-Phase der Titanlegierung Ti-6Al-4V
β	kubisch raumzentrierte Phase der Titanlegierung
ΔF	Lastintervall im Grundlastwechsel
ΔF_{eff}	um den Rissschliessungseffekt bereinigtes effektives Lastintervall
ΔK	Schwingbreite der Spannungsintensität
ΔK_{eff}	um den Rissschliessungseffekt bereinigte Schwingbreite der Spannungsintensität
ΔK_{th}	materialspezifischer Wert, unterhalb dem kein messbarer Rissfortschritt auftritt
δ	Rissöffnung

ε_f	wahre Bruchdehnung
ν	Querkontraktion
$\sigma_{0,2}$	Streckgrenze
σ_a	Spannungsamplitude
σ_f	wahre Bruchspannung
σ_{ij}	Normalspannung
σ_{max}	maximale Spannung im Grundlastwechsel (Oberspannung)
σ_{min}	minimale Spannung im Grundlastwechsel (Unterspannung)
τ_{ij}	Schubspannung

1. Einleitung

Die Materialermüdung ist ein seit dem 19. Jahrhundert bekanntes Phänomen, das als Schädigung eines Werkstoffes bei zyklischer Belastung definiert ist. Dabei entstehen durch mikroplastische Verformungen im Werkstoff kleine Risse, die sich mit zunehmender Lastwechselzahl zunächst stabil ausbreiten und letztendlich zum Versagen eines Materialquerschnitts führen können. Möglich ist auch, dass Risse sich von in einem Bauteil vorhandenen Fehlstellen ausgehend ausbreiten und so zum Bauteilversagen führen. Dabei liegen die für Rissbildung, Rissausbreitung und Bruch des verbleibenden Materialquerschnitts erforderlichen zyklischen Belastungen deutlich unterhalb der statischen Belastbarkeit des Werkstoffs. Diese Tatsache hat in der Vergangenheit zu einer Reihe tragischer Katastrophen geführt, weswegen die Materialermüdung sich zu einem wichtigen Forschungsgebiet entwickelt hat. Ziel der Bemühungen ist hier der für Mensch und Material sichere Einsatz von neu entwickelten und im Betrieb befindlichen zyklisch belasteten Konstruktionen. Wie bedeutend das Gebiet der Materialermüdung ist, zeigt die Überlegung, welche alltäglich genutzten Konstruktionen einer zyklischen Belastung ausgesetzt sind. Druckkessel zur Dampferzeugung, Turbinen zur Stromerzeugung, Eisenbahnachsen und Schienen, Brücken, die Strukturbauteile eines Verkehrsflugzeuges, rotierende Achsen- und Wellen in Industriemaschinen und Fortbewegungsmitteln wie Fahrrädern, Automobilen und Lastkraftwagen. Wie weit diese Liste weitergeführt werden kann, zeigt die Vielzahl unterschiedlichster Veröffentlichungen auf diesem Gebiet. Vor dem Hintergrund der technischen Realisierbarkeit und Wirtschaftlichkeit dieser und anderer Konstruktionen ist das Auftreten von Materialermüdung im Betrieb oft nicht vermeidbar oder wird bewusst zwecks Optimierung des Materialeinsatzes in Kauf genommen. Dabei ist eine detaillierte Kenntniss des Ermüdungsverhaltens notwendig zur Festlegung von zulässigen Einsatzdauern und Inspektionsintervallen für die zyklisch belasteten Bauteile. Dies erfordert ein umfangreiches Wissen über die Mechanismen und Bedingungen für Rissbildung und Rissausbreitung im verwendeten Bauteil und Werkstoff. Mit Hilfe von empirischen und analytischen Vorhersage- und Berechnungsmodellen erfolgt dann auf Grundlage der im Einsatz auftretenden zyklischen Belastungen die Auslegung von neu- oder weiterentwickelten Bauteilen. Die hierbei verwendeten grundlegenden Materialkennwerte werden meist unter die Probengeometrie und den Belastungsverlauf betreffend vereinfachten Versuchsbedingungen ermittelt. Während die geometrische Bauteilgestalt durch die Verwendung von Kerb- und Geometriefaktoren berücksichtigt werden kann, stellt die Berücksichtigung des Einflusses real auftretender Belastungen eine Einschränkung bei der Gültigkeit der bis heute entwickelten und verwendeten Vorhersagemodelle dar.

Es ist lange bekannt, dass der Belastungsverlauf und die Reihenfolge der auftretenden Belastungsamplituden einen wesentlichen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten haben können. Im Vergleich zu einer einstufigen zyklischen Belastung konstanter Amplitude können Wechsel der Belastungsamplitude oder überlagerte Schwingungen mit unterschiedlichen Belastungsampli-

tuden eine Verzögerung oder Beschleunigung von Rissbildungs- und Rissausbreitungsvorgängen bewirken. Diverse Untersuchungen haben eindeutig gezeigt, dass die gesamte Lebensdauer eines Bauteils stark von der Reihenfolge von Belastungswechseln in Form einzelner Lastspitzen oder Blocklasten unterschiedlicher Belastungsamplitude abhängt. Da der typische Belastungsverlauf sich aus einer großen Zahl unterschiedlicher zyklischer Belastungen zusammensetzt, ist die aufwändige Überprüfung der auf Grundlage gängiger Berechnungsmodelle ermittelten Lebensdauer am realen Bauteil bei sicherheitsrelevanten Konstruktionen zur Zeit unerlässlich. Um den hiermit verbundenen zeitlichen und ökonomischen Aufwand in Zukunft reduzieren zu können, müssen Vorhersagemodelle für das Phänomen der Materialermüdung in Zukunft auch die Auswirkung des realen Belastungsverlaufes auf Rissbildung und Rissausbreitung und damit auf die Lebensdauer von Bauteilen berücksichtigen können. Vor dem Hintergrund der vielfältigen Zusammensetzung der Lastspektren unterschiedlicher Bauteile und dem komplexen Zusammenspiel unterschiedlicher Einflussparameter auf das Ermüdungsverhalten ist dies allerdings eine sehr vielschichtige Aufgabenstellung. Wichtigste Grundlage für die Entwicklung allgemeingültiger und physikalisch begründeter Vorhersagemodelle ist die Kenntniss der Mechanismen, die in einem Werkstoff zur Rissbildung und Rissausbreitung führen und das Verständnis des Einflusses, den der Belastungsverlauf auf diese Mechanismen ausübt. Es wurden bereits diverse Beiträge in dieser Richtung geleistet, die allerdings weiterhin viele Fragen offen lassen und nicht immer allgemeingültig sind. Diese Arbeit soll einige offene Fragen zum Einfluss periodischer Überlasten auf die Mechanismen der Rissausbreitung in metallischen Werkstoffen beantworten und durch die Untersuchung des Einflusses in unterschiedlichen Legierungen und Werkstoffklassen einen Beitrag zu einem allgemeingültigen Erklärungsmodell leisten.

Die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe wurden vornehmlich für die Struktur von Verkehrsflugzeugen entwickelt und eingesetzt. Die Anforderungen an Umweltverträglichkeit und Wirtschaftlichkeit neuer und bestehender Flugzeugtypen waren hier bereits in der Vergangenheit Triebkraft für den Einsatz hochentwickelter Leichtbauwerkstoffe mit optimierten gewichtsbezogenen Eigenschaften. Der vielfältige Materialmix beim neuen Großraumflugzeug Airbus A 380 spiegelt die Bedeutung der Reduzierung des Strukturgewichtes wider. Während in der Vergangenheit hochfeste Aluminiumlegierungen für einen Großteil der Flugzeugstruktur genutzt wurden und auch aktuell überwiegend zum Einsatz kommen, sollen in zukünftigen Flugzeuggenerationen zunehmend Faserverbundwerkstoffe eingesetzt werden. Dies wird aus Korrosionsgründen auch zu einem gesteigerten Einsatz von Titanlegierungen führen, die daher ebenfalls in dieser Arbeit untersucht wurden. Eine Folge des konsequenten Leichtbaus im Flugzeugbau sind die hohen Anforderungen an die Schadenstoleranz der verwendeten Werkstoffe. Ein optimierter Materialeinsatz wird im Flugzeugbau durch die Tolerierung von Rissausbreitungsvorgängen im Bereich der Flugzeugstruktur gewährleistet. Es wird davon ausgegangen, dass aus verschiedenen Gründen Risse in der Flugzeugstruktur vorhanden sind oder im Betrieb des Fluggerätes entstehen können. Diese breiten sich aufgrund der komplexen zyklischen Belastungen im Betrieb aus und die entsprechenden Bauteile werden ausgetauscht oder repariert,

bevor es zu einem katastrophalen Versagen der Gesamtstruktur kommen kann. Der Einsatz von Werkstoffen, die einen hohen Widerstand gegen die Ausbreitung von Ermüdungsrissen aufweisen, ist daher vorteilhaft für den sicheren und wirtschaftlichen Betrieb des Fluggerätes, da Schäden nicht immer sofort behoben werden und die notwendigen Inspektionen seltener durchgeführt werden müssen. Im Bereich der Kurzzeitermüdung, also für in Relation zur statischen Festigkeit hohe Belastungsamplituden bei einer vergleichsweise geringen Zahl von Lastwechseln, wird durch die Tolerierung von stabiler Rissausbreitung ein deutlicher Zugewinn an Lebensdauer erreicht. Vor dem Hintergrund der notwendigen Effizienzsteigerung beim Gewicht von Transportmitteln ist davon auszugehen, dass die im Flugzeugbau seit Jahrzehnten erforschten und angewendeten Erkenntnisse im Bereich der Ermüdung und Schadenstoleranz zyklisch belasteter Strukturen und damit auch die Ergebnisse dieser Arbeit in Zukunft auch die Produktentwicklung in anderen Bereichen vor allem des Transportwesens vorantreiben werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde untersucht, welchen Einfluss periodisch aufgebrachte Zugüberlasten auf den Rissausbreitungswiderstand in verschiedenen Aluminiumlegierungen ausüben. Neben zwei experimentellen Legierungen der Klasse AA 2024, die deutliche Unterschiede in der Korngröße aufweisen, wurden die für die Flugzeugproduktion entwickelten Legierungen AA 6156 und AA 7349 untersucht. Die Legierung 6156 soll potentiell für geschweisste Rumpfschalen bei Flugzeugen des Typs Airbus eingesetzt werden und ersetzt damit die Legierung 2024. Die Legierung 7349 wird für hochfeste Strukturbauteile wie Verstärkungsprofile verwendet. So konnten neben dem Einfluss der Korngröße auch der Einfluss der Legierungszusammensetzung sowie der Einfluss des Auslagerungszustandes untersucht werden. Die Legierung 2024 wurde im unteralterten, die Legierung 7349 im überalterten und die Legierung 6156 im Zustand maximaler Aushärtung gestestet. Zur Untersuchung der Übertragbarkeit der Ergebnisse auf andere Werkstoffgruppen wurden Tests an zwei unterschiedlichen Gefügen der Titanlegierung Ti-6Al-4V durchgeführt. Das in dieser Arbeit untersuchte vereinfachte variable Lastspektrum bestand aus periodisch wiederholten Zugüberlasten, die einer zyklischen Belastung mit konstanter Amplitude überlagert wurden. Ein ähnliches Spektrum kann in der Praxis zum Beispiel als Wirkung von Böenlasten auf die Beplankung der Tragflächen im Reiseflug eines Verkehrsflugzeuges wirksam werden. Ein bekannter Effekt von Zugüberlasten ist im allgemeinen die Verzögerung der Rissausbreitung, was bei mehrmaligen Aufbringen solcher Lastspitzen zur Erhöhung des Widerstandes gegen Ermüdungsrissausbreitung im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude führen kann. Allerdings wurde in früheren Untersuchungen bei häufig aufgebrachten Überlasten auch der gegenteilige Effekt eines beschleunigten Risswachstums beobachtet. Trotz einer Vielzahl von Erklärungsansätzen für diese Überlasteffekte mangelt es an einem umfassenden und allgemeingültigem Erklärungsmodell. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen sollen einige offene Fragestellungen beantworten und damit das Verständnis der Ursachen von Überlasteffekten erweitern. Zur Ermittlung der Ursachen für die rissverzögernde oder beschleunigende Wirkung von Überlasten wurden Rissausbreitungsversuche im Zugschwellbereich mit unterschiedlichen

Überlastintervallen durchgeführt und den Ergebnissen aus Versuchen bei konstanter Belastungsamplitude gegenübergestellt. Zur Identifizierung der grundlegenden Mechanismen wurden die Versuche im Vakuum und zur Bestimmung des Umgebungseinflusses an Luft durchgeführt. Bei der Begründung von Überlasteffekten in der Literatur wird der Rissschliessung eine große Bedeutung zugeordnet, daher wurden Versuche bei unterschiedlichem Spannungsverhältnis durchgeführt und die Rissschliessung bei allen Versuchen dokumentiert. Die Charakterisierung des Rissausbreitungswiderstandes erfolgte auf Grundlage von Rissausbreitungskurven und umfangreicher fraktographischer Untersuchungen der gebrochenen Proben mit den Methoden der Licht- und Elektronenmikroskopie. Der Vergleich der Bruchflächenmorphologie liefert deutliche Hinweise auf die zugrunde liegenden Mechanismen der Rissausbreitung und den Einfluss der periodisch aufgetragenen Zugüberlasten. Durch das verwendete Versuchsprogramm konnte der Einfluss von Korngröße, Häufigkeit der Zugüberlasten, Legierungszusammensetzung und Werkstoffklasse systematisch untersucht werden. Somit liefern die gewonnenen Erkenntnisse eine breite Basis für die weitere Entwicklung von Vorhersagemodellen für die Ermüdungsrissausbreitung bei variabler Belastungsamplitude.

2 Grundlagen und Stand der Forschung

2.1 Grundlagen der Ermüdungsrisssausbreitung

Die Lebensdauer eines Bauteils setzt sich im Wesentlichen aus zwei Phasen zusammen, die in Abbildung 1 dargestellt sind [1-3]. Zu sehen ist hier ein typisches Wöhler-Diagramm, in dem doppeltlogarithmisch über der Spannungsamplitude die Anzahl der Lastwechsel aufgetragen ist, bei der erste feststellbare Schädigungen auftreten (Schädigungslinie) und bei der das katastrophale Versagen einer schwingend belasteten Probe eintritt (Versagenslinie). In der ersten Phase treten Verformungsvorgänge durch zyklische Gleitung von Versetzungen auf, die zur Bildung von Ermüdungsrisse und anschliessender kristallographischer Ausbreitung der mikroskopisch kleinen Risse führen. Dieser Bereich liegt im dargestellten Wöhler-Diagramm links unterhalb der Schädigungslinie, die den Übergang von der Rissinitiiierungs- in die Rissausbreitungsphase kennzeichnet. In der zweiten Phase breitet sich der Riss stabil aus, bis eine Belastung erreicht wird, bei der der Restquerschnitt spontan versagt. Der Bruch der Probe wird durch die Versagenslinie markiert. Der Verlauf der beiden Kurven zeigt, dass der Anteil der Rissausbreitungsphase bei hohen Schwingungsamplituden einen wesentlichen Beitrag zur Gesamtlebensdauer leistet, während bei niedrigen Schwingungsamplituden die Rissausbreitung eine untergeordnete Rolle spielt.

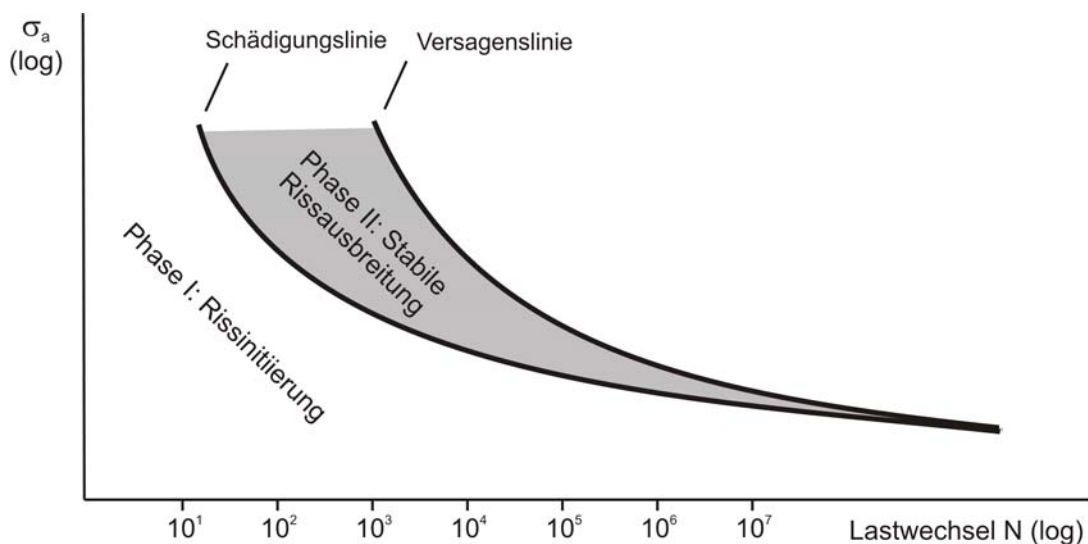


Abbildung 1: Phasen der Ermüdungsrisssausbreitung dargestellt in einem Wöhler-Diagramm (schematisch)

Wegen dem unterschiedlichen Einfluss von Rissausbreitung und Rissbildung wird zwischen den Gebieten der Kurzzeitermüdung bei hohen Belastungen und geringer Lastwechselzahl ($N < 10^4$ Lastwechsel) und der Langzeitermüdung mit geringeren Belastungsamplituden und hohen Lebensdauern (um 10^6 Lastwechsel) unterschieden [4]. Im Kurzzeitermüdungsgebiet

führen die hohen Spannungsamplituden zu frühzeitiger Rissbildung und der Riss breitet sich im Anschluss noch viele Lastwechsel stabil aus, bevor ein kritischer Belastungszustand erreicht wird. Nach dem Ansatz eines schadenstoleranten Designs kann dieser Beitrag zur Gesamtlebensdauer für den wirtschaftlichen Betrieb von Konstruktionen genutzt werden [5]. Für Bauteile der Flugzeugstruktur, bei denen die erforderlichen Lastwechselzahlen im Bereich der Kurzzeitermüdung liegen, ist dieser Ansatz ein grundlegendes Konstruktionsprinzip. Die Entstehung von Rissen durch zyklische Belastungen oder äußere Einflüsse kann im Betrieb nicht vermieden werden, so dass das Vorhandensein von sich ausbreitenden Rissen toleriert und überwacht werden muss. In dieser Arbeit steht die Phase der Ausbreitung langer, durchgehender Risse im Mittelpunkt der Untersuchungen und die im Folgenden beschriebenen Grundlagen sind in erster Linie für diese Phase gültig. Dabei ist anzumerken, dass Materialeigenschaften, die sich in der Rissausbreitungsphase als günstig erweisen, durchaus ungünstig für die Phase der Rissbildung und Mikrorissausbreitung sein können. Daher ist eine Kenntniss der realen Belastungszustände am Bauteil unverzichtbar für eine sinnvolle Werkstoffauswahl.

2.1.1 Spannungsverteilung und Plastizität vor einer Rissspitze

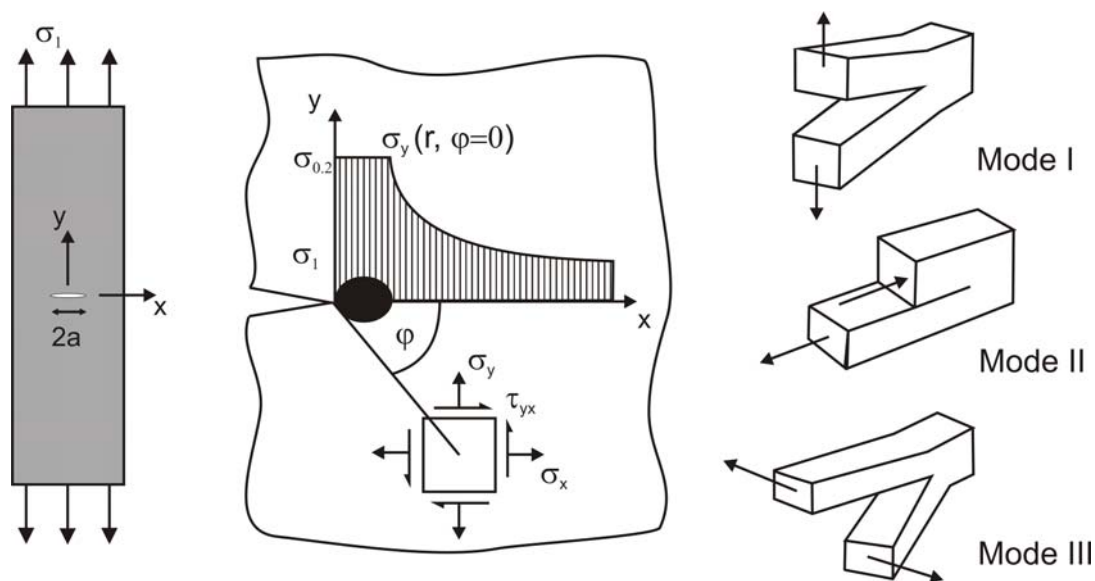


Abbildung 2: Spannungsverteilung vor einer Rissspitze und grundlegende Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik

Die Ursache für die Ermüdungsvorgänge liegt in der vor einer Rissspitze herrschenden Spannungsverteilung und ihrer Auswirkung auf das Materialverhalten. Mit seiner Arbeit zur Beschreibung des Spannungszustandes vor einer Rissspitze legte G.R. Irwin [6] den Grundstein für die linear-elastischen Bruchmechanik. Mit Hilfe seines Ansatzes können die Ermüdungsvorgänge in metallischen Materialien durch den Spannungsintensitätsfaktor K charakterisiert werden. In Abbildung 2 ist die Spannungsverteilung vor der Rissspitze für ein unter Zug bela-

stetes Bauteil mit einem Kerb in der Mitte dargestellt. Am Kerbgrund tritt eine deutliche Erhöhung der lokalen Spannungen auf. Die im Material vor der Rissspitze wirksamen örtlichen Spannungen können mit der Verteilungsfunktion in Gleichung 1 beschrieben werden. Die Höhe der Spannung wird in dieser Gleichung durch den Spannungsintensitätsfaktor bestimmt, der für die in Abbildung 2 rechts dargestellten unterschiedlichen Rissöffnungsarten definiert ist und für den Fall der Zugbeanspruchung als K_I bezeichnet wird.

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\varphi) \quad (\text{Gleichung 1})$$

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{\pi a} \quad (\text{Gleichung 2})$$

Wie in Gleichung 2 dargestellt, hängt der Spannungsintensitätsfaktor von der angelegten Spannung und der Risslänge a sowie dem Geometriefaktor Y ab. Überschreitet K einen kritischen Wert, tritt instabile Rissausbreitung, also der spontane Bruch des Restquerschnitts, ein. Dieser Wert wird als Bruchzähigkeit K_C bezeichnet und ist ein vom Werkstoff abhängiger Kennwert. Der Bruch kann beim Überschreiten einer kritischen Spannung eintreten, bei einem vorhandenen Riss oder wenn bei einer konstanten Belastungsamplitude ein wachsender Riss eine kritische Länge erreicht. Dies verdeutlicht, dass die Spannungsintensität gleichermaßen von beiden Parametern abhängig ist. Das Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik erlaubt über den Geometriefaktor Y die Übertragbarkeit von an einfachen Probengeometrien ermittelten Versuchsergebnissen auf das Verhalten komplexer Bauteile. Bei derselben Spannungsintensität beeinflusst derselbe Spannungszustand das Materialverhalten in der einfachen Versuchsprobe und am komplexen Bauteil. Aufgrund der Spannungsüberhöhung wird direkt vor der Rissspitze die Streckgrenze des Werkstoffs erreicht (Abb. 2). Dies führt zur Ausbildung der schwarz dargestellten plastischen Zone vor der Rissspitze, in der zyklische Verformungsvorgänge durch Versetzungsgleiten ablaufen. Die Ausdehnung der plastischen Zone hängt von dem vorherrschenden Spannungszustand ab. Bei dem ebenen Dehnungszustand, der im Inneren des Materials vorliegt, kann die Größe nach Irwin [7] mit Gleichung 3 abgeschätzt werden. Gleichung 4 beschreibt die Größe der plastischen Zone für den ebenen Spannungszustand, der an der Materialoberfläche auftritt [8]. Der Vergleich beider Gleichungen zeigt, dass die Ausdehnung der plastischen Zone im Inneren des Materials geringer ist als an der Oberfläche, was in der durch das umgebende elastische Materialvolumen eingeschränkten Querkontraktion im Inneren begründet ist.

$$r_{pl(e.D.)} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K}{R_{p0,2}} \right)^2 \cdot (1 - 2\nu) \quad \text{ebener Dehnungszustand} \quad (\text{Gleichung 3})$$

$$r_{pl(e.S.)} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad \text{ebener Spannungszustand} \quad (\text{Gleichung 4})$$

Die Größe der plastischen Zone hängt also ebenfalls vom Spannungsintensitätsfaktor ab. Bei einer zyklischen Belastung wird die maximale Ausdehnung der plastischen Zone durch die bei der höchsten Spannung wirksame maximale Spannungsintensität festgelegt. Breitet sich ein Riss bei konstanter Belastungsamplitude aus, nimmt die Größe der plastischen Zone stark zu. Dies verdeutlicht die Aufnahme der Probenoberfläche einer mit konstanter Belastungsamplitude beanspruchten Blechprobe mit einer Kerbe in der Mitte in Abbildung 3. Verformungen an der Probenoberfläche sind hier als dunkle Bereiche sichtbar. Mit zunehmender Risslänge nimmt die Spannungsintensität zu und damit auch der vor der Risspitze plastisch verformte Bereich. Die Charakterisierung der Ermüdungsvorgänge durch den Spannungsintensitätsfaktor ist anwendbar, solange die plastische Zone hinreichend klein gegenüber der Risslänge, der Probendicke und dem Reststeg bleibt. Durch die zyklische Beanspruchung treten Abgleitvorgänge in der plastischen Zone auf, bevorzugt in den Gleitebenen, die in Richtung der maximalen Schubspannungen orientiert sind, also im Winkel um 45° zur Lastachse bei schwingender Zugbeanspruchung. Nach den Modellen von Neumann [9] sowie Bowles und Broek [10] können diese Abgleitvorgänge zu einer stabilen Rissausbreitung führen, wenn Abgleitung in zwei Gleitsystemen abwechselnd erfolgt. Voraussetzung zur Rissausbreitung ist ein geöffneter Riss. Triebkraft der Rissausbreitung ist die in Gleichung 5 definierte Schwingbreite der zyklischen Spannungsintensität ΔK .

$$\Delta K = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \cdot Y \cdot \sqrt{\pi a} \quad (\text{Gleichung 5})$$

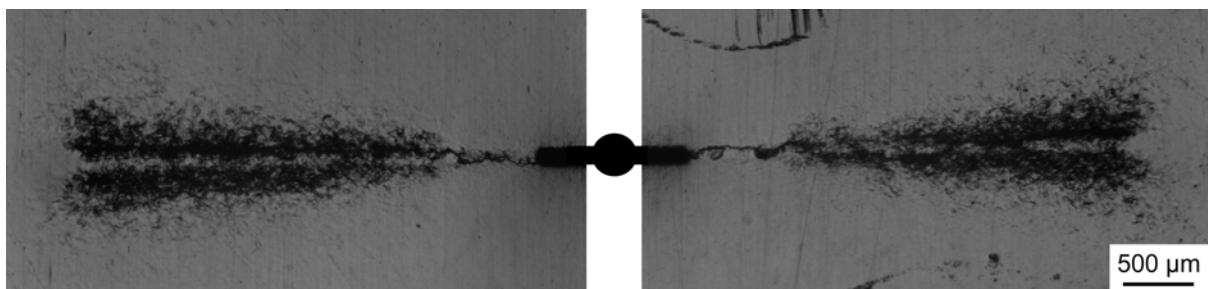


Abbildung 3: Zunahme des Bereichs plastischer Verformung mit steigender Risslänge bei konstanter Belastungsamplitude

2.1.2 Charakterisierung des Rissausbreitungswiderstandes

Der Widerstand eines Werkstoffes gegen die Ausbreitung eines Risses kann durch die Auftragung der zyklischen Spannungsintensität ΔK über der Rissverlängerung pro Lastwechsel da/dN charakterisiert werden [11]. Ein schematisches Beispiel für ein solches Diagramm zeigt Abbildung 4. Je weiter rechts die Rissausbreitungskurve im Diagramm liegt, umso höher ist der

Widerstand des Materials gegen die Ausbreitung eines Risses, also umso langsamer breitet sich ein Riss bei einer bestimmten zyklischen Spannungsintensität aus. Grundsätzlich werden drei Bereiche in diesen Diagrammen unterschieden. Der linke Anfangsbereich der Kurve mit einem steilen Anstieg der Rissausbreitungsgeschwindigkeit und dem Kennwert ΔK_{th} unterhalb dem kein messbarer Rissfortschritt stattfindet; der mittlere Bereich mit einer in der doppeltlogarithmischen Auftragung linearen Abhängigkeit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit von ΔK ; sowie der Endbereich der Kurve mit einem stark beschleunigten Risswachstum und dem instabilen Bruch beim Erreichen der Bruchzähigkeit des Materials. Einen wesentlichen Einfluss auf die Kurvenlage hat der R-Wert, der das Verhältnis von minimaler zu maximaler Spannung der zyklischen Belastungsamplitude beschreibt. Mit zunehmendem R-Wert sinkt der Rissausbreitungswiderstand und die Kurvenlage verschiebt sich für das identische Material nach links [1,4,12]. Die lineare Abhängigkeit im mittleren Bereich wurde von Paris und Erdogan [13] mit dem empirischen Zusammenhang in Gleichung 6 beschrieben.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (\text{Gleichung 6})$$

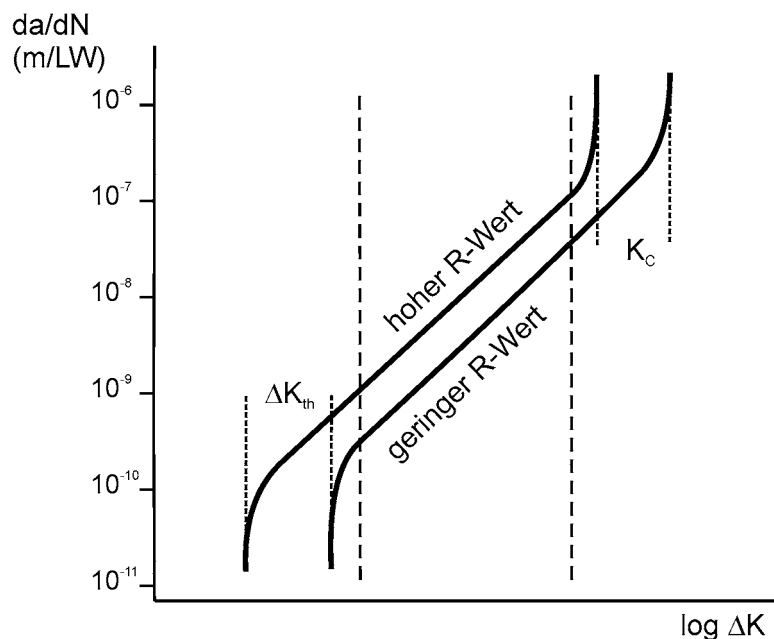


Abbildung 4: Schematische Darstellung der Rissausbreitungskurve mit den typischen Bereichen und dem Einfluss des Spannungsverhältnisses (R-Wert)

Der Rissausbreitungswiderstand, also die Lage der Rissausbreitungskurve eines Werkstoffs wird durch die drei Faktoren Brucheigenschaften, Rissfrontgeometrie und Risschliessung wesentlich beeinflusst [14-16]. Der Einfluss dieser Faktoren wird im Folgenden erläutert.

BRUCHEIGENSCHAFTEN

Da die Rissausbreitung durch Versetzungsbewegung initiiert wird und entlang von Gleitebenen erfolgt, wird der intrinsische Ermüdungswiderstand eines metallischen Werkstoffs in erster Linie durch die Gleitverteilung und effektive Gleitlänge der Mikrostruktur beeinflusst [17,18]. Mikrostrukturen mit einer hohen Bruchspannung und ausgeprägten Duktilität behindern die Rissausbreitung, da eine hohe Energie für die Trennung der Atombindungen aufgebracht werden muss.

RISSFRONTGEOMETRIE

Die Bedeutung des Beitrages der Rissfrontgeometrie zum Rissausbreitungswiderstand in hochfesten Aluminium- und Titanlegierungen wurde beispielsweise in den Arbeiten von S. Suresh [19] und M. Benedetti et al. [20] bewiesen. Dabei führte ein raues Rissfrontprofil zu einem erhöhten Rissausbreitungswiderstand. Ursache für die Rauigkeit ist die Auslenkung der lokalen Rissfront aus der Hauptrissebene. Diese ist in dem kristallographischen Charakter der Rissausbreitung begründet, die Stärke der Auslenkungen hängt in erster Linie von der Gleitverteilung und den Gefügeabmessungen des Werkstoffs ab. Bei demselben ΔK breitet sich der Riss bei einer rauen Rissfrontgeometrie mit starken Auslenkungen deutlich langsamer aus als bei einem unausgelenkt fortschreitendem Riss. Der abgelenkte Riss legt im Vergleich zum unabgelenkten einen längeren Weg zurück und die wirksame Spannungsintensität ist in den winklig zur Hauptrissebene orientierten Flächen geringer als in der Hauptrissebene, da hier auch die anderen beiden Bruchmodi aktiviert werden [1]. Daher wird zur Trennung dieser Ebenen ein höheres nominelles ΔK benötigt, und der Riss breitet sich langsamer aus. Bei einer stark verzweigten Rissfront muss die Rissausbreitung teilweise entlang vieler solcher stark ausgelenkter Ebenen erfolgen, die teilweise erst getrennt werden, wenn die Rissfront wesentlich weiter fortgeschritten ist oder die instabile Rissausbreitung initiiert wird. Diese sogenannten rissüberbrückenden Ligamente bewirken eine deutliche Reduzierung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit [21].

RISSSCHLIESSUNG

Eine weitere wesentliche Rolle spielt die Rissschliessung, die bei geringen R-Werten und Rissausbreitungsgeschwindigkeiten einen starken Einfluss zeigt. Das Aufsetzen der Rissflanken einer im Zugschwellbereich belasteten Probe vor Erreichen der minimalen Last wurde erstmals von W. Elber beobachtet [22]. Das linke Diagramm in Abbildung 5 zeigt, welche Auswirkung die Rissschliessung auf die Triebkraft der Rissausbreitung hat. Da sich ein Riss nur im geöffneten Zustand ausbreiten kann, führt eine vorzeitige Rissschliessung zu einer Reduzierung der wirksamen Schwingbreite der Spannungsintensität auf den Wert ΔK_{eff} . Der schraffiert dargestellte Anteil an der Schwingbreite, bei dem der Riss geschlossen ist, kann keine Rissausbrei-

tung bewirken. Je höher dieser Anteil ist, umso höher ist daher der Rissausbreitungswiderstand des Werkstoffs. Wie im rechten Diagramm in Abbildung 5 dargestellt, kann die Kraft, bei der sich der geschlossene Riss öffnet, durch die Messung der Probensteifigkeit ermittelt werden. Praktisch wird die relative Verschiebung zweier Punkte über- und unterhalb der Hauptrissebene über der Lastamplitude aufgezeichnet, beispielsweise mittels Dehnungsmesstreifen. Wenn kein Aufsetzen der Rissflanken auftritt, zeigt die Probensteifigkeit einen proportional zu E-Modul und Querschnittsfläche linearen Verlauf. Beim Auftreten von Risssschliessung weicht die Kurve im unteren Bereich von dem linearen Verlauf ab und geht in eine Steigung über, die proportional zur Steifigkeit der Probe ohne einen Riss ist. Dies entspricht dem Zustand bei geschlossenem Riss. Für die Ermittlung der Risssschliessungskraft gibt es keine einheitliche Definition. Dargestellt ist die auch bei Hargarter et al. [23] verwendete Methode, bei der davon ausgegangen wird, dass eine wirksame Rissöffnung bereits bei einem teilweise geöffnetem Riss erfolgt und nicht erst, wenn der Riss komplett geöffnet ist [24]. Ein Überblick über die vielfältigen Ursachen für Risssschliessungseffekte wird bei S. Suresh und R.O. Ritchie gegeben [25,26].

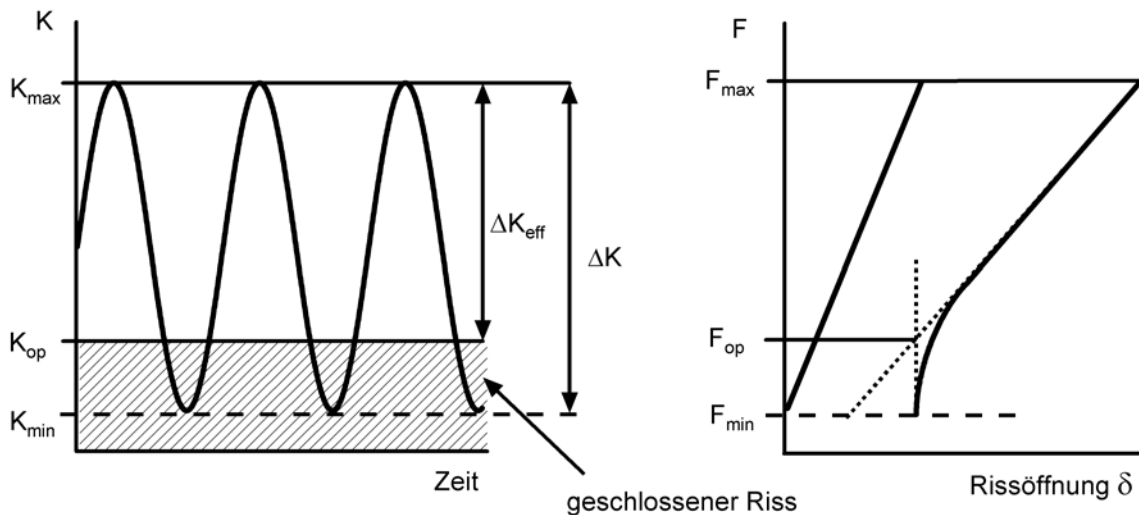


Abbildung 5: Auswirkung und Bestimmung des Risssschliessungsanteils

Die für diese Arbeit relevanten Ursachen für Risssschliessungseffekte sind in Abbildung 6 zusammengestellt. In Abbildung 6 a ist die durch plastische Verformungen an der Risspitze verursachte Risssschliessung dargestellt [22,27]. Während der Riss fortschreitet, treten innerhalb der plastischen Zone Verformungen auf, die zu einer Volumenzunahme entlang der Rissflanken führen (vgl. Abb. 3). Dadurch kommen die beiden Rissflanken in Kontakt, bevor die minimale Kraft der Belastungsamplitude erreicht wird. Aufgrund der zunehmenden Größe der plastischen Zone nimmt dieser Effekt mit wachsendem Riss zu. Wie in Abbildung 6 b dargestellt, kann auch die Rauigkeit der Bruchfläche eine Risssschliessung verursachen [28-30]. Starke Auslenkungen des Risses aus der Hauptrissebene und damit eine hohe Rauigkeit der Bruchfläche führen in Verbindung mit Scherverschiebungen im Bruchmodus II zu dem in der Abbildung dargestellten frühzeitigen Aufsetzen der Rissflanken [31].

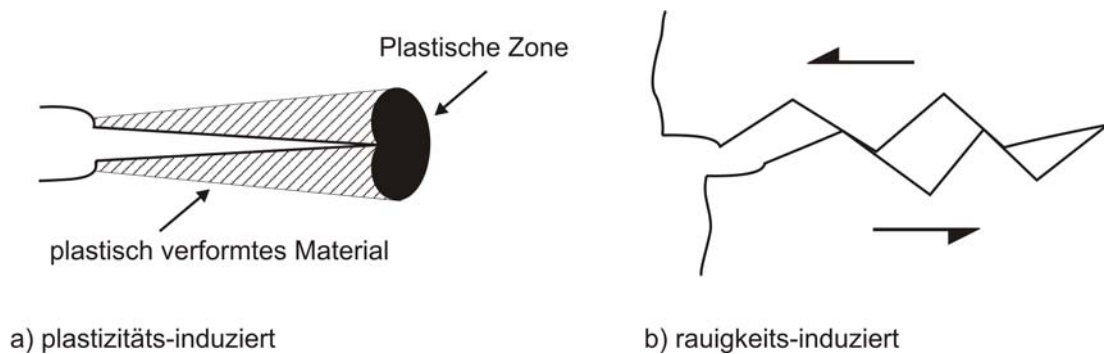


Abbildung 6: Schematische Darstellung der relevanten Riss-schliessungsmechanismen

Als für diese Arbeit bedeutende weitere Einflussfaktoren sollen noch kurz der Einfluss von Einschlüssen und der umgebenden Atmosphäre auf den Rissausbreitungswiderstand erwähnt werden. In Aluminiumlegierungen können sich grobe eisen- und siliziumhaltige Einschlüsse bilden. Diese wirken sich negativ auf die Ermüdungseigenschaften der Legierungen aus, da an diesen Teilchen Spannungsüberhöhungen zu einer frühzeitigen Rissbildung führen. Dabei macht sich der negative Einfluss vor allem im Bereich hoher Rissausbreitungsraten bemerkbar [32,33]. Die Reduzierung des Anteils dieser Einschlüsse durch die Verringerung des Fe- oder Si-Gehaltes kann daher zu einer deutlichen Erhöhung des Rissausbreitungswiderstands und der Bruchzähigkeit führen [34]. Mit ihren Ermüdungsversuchen im Vakuum zeigten H.J. Gough und D.G. Sopwith bereits 1932 [35], dass auch die Umgebungsluft als korrosives Medium betrachtet werden kann, da an Luft höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten gemessen werden als im Vakuum [16,36,37]. Bei Aluminium- und Titanlegierungen kann dies auf die Wirkung von Wasserstoff zurückgeführt werden, der bei der Aufspaltung von in der Luft enthaltenem Wasserdampf an der Rissspitze wirksam wird [38,39]. Der atomare Wasserstoff lagert sich an Versetzungen an und diffundiert über Versetzungsbewegungen in die plastische Zone vor der Rissspitze [40]. Korngrenzen und Teilchen wirken als Senke für den Wasserstoff. Der angelagerte Wasserstoff führt zu einer Versprödung von Gleitebenen und Korngrenzen vor der Rissspitze.

2.2 Ermüdungsris-sausbreitung bei variablen Belastungsamplituden

Variable Belastungsamplituden sind typisch für alle Lastspektren, die eine Folge von Lastwechseln unterschiedlicher Belastungsamplitude enthalten. Durch die Unterschiedlichkeit der Belastungssituationen existiert in der Praxis eine sehr große Zahl unterschiedlichster Belastungsverläufe. Da die Untersuchung eines speziellen praxisrelevanten Lastspektrums nur zu schwer übertragbaren Erkenntnissen führt, werden die grundlegenden Mechanismen an vereinfachten Belastungsverläufen untersucht. Eine umfassende Übersicht zu den typischerweise untersuchten Belastungsverläufen und deren Auswirkungen auf die Ermüdungsris-sausbreitung liefert

M. Skorupa [41]. Charakteristisch für den variablen Belastungsverlauf ist der Auftreten von höheren oder niedrigeren Amplituden. Dies kann im einfachsten Fall durch die Auswirkung einer einzelnen Über- oder Unterlast in einem ansonsten konstanten Belastungsverlauf repräsentiert werden. Die Effekte einer Überlast bei einer Zugschwellbeanspruchung und ihre beispielsweise in [42] zusammengestellten unterschiedlichen Ursachen sollen im Folgenden dargestellt werden. Im Anschluss daran wird dargelegt, wie sich das periodische Aufbringen solcher Einzelüberlasten auf den Rissausbreitungswiderstand auswirkt. Aus der Zusammenfassung der aktuellen Forschungsergebnisse ergibt sich jeweils am Ende der folgenden Abschnitte die Motivation für diese Arbeit.

2.2.1 Einfluss einer einzelnen Zugüberlast

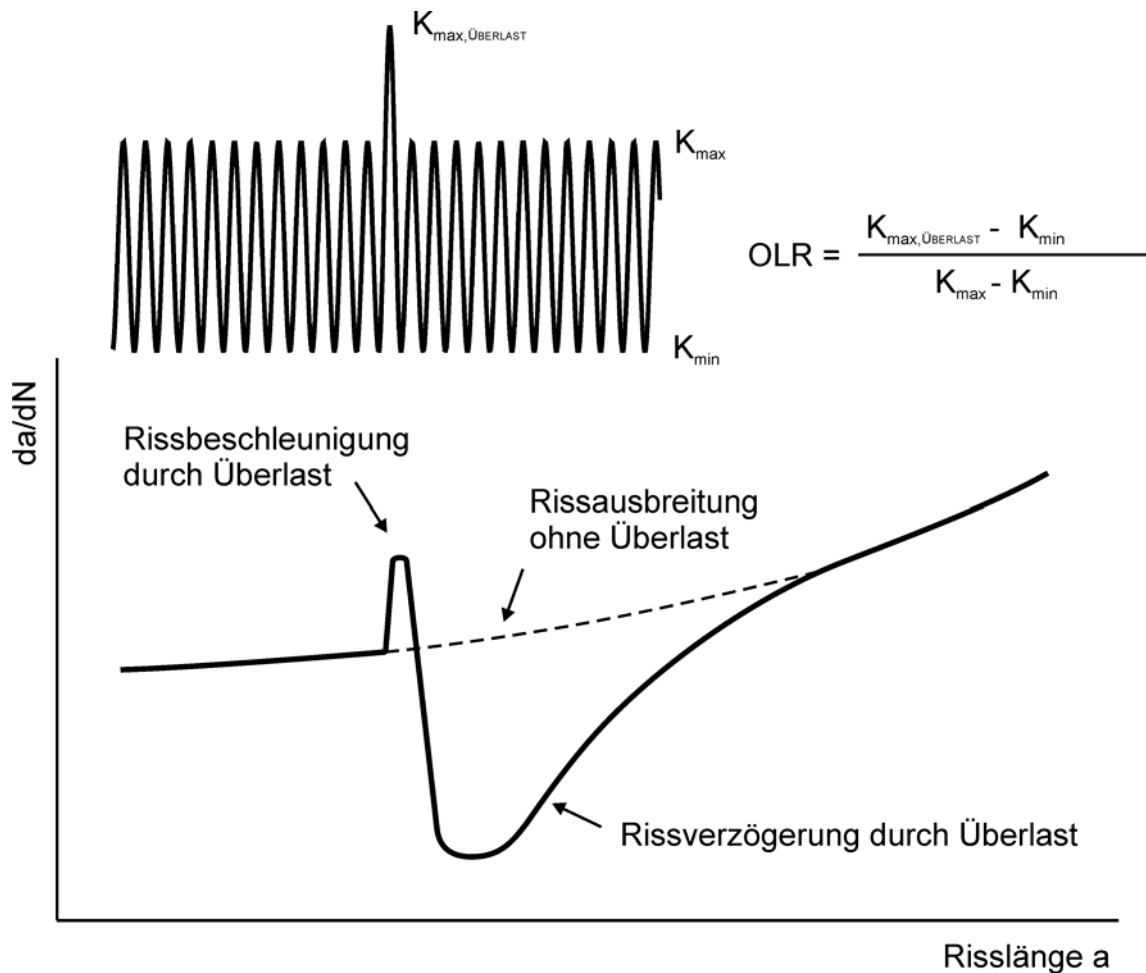


Abbildung 7: Auswirkung einer einzelnen Überlast auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit

In Abbildung 7 ist die Auswirkung einer einzelnen Überlast auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit dargestellt. Bei konstanter Belastungsamplitude ohne Überlast würde die Rissausbreitungsgeschwindigkeit mit wachsendem Riss entlang der gestrichelten Linie kontinuierlich

zunehmen. Die Überlast bewirkt stattdessen zunächst eine kurzzeitige Beschleunigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit, auf die eine deutliche Reduzierung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit folgt. In den auf die Überlast folgenden Lastwechseln breitet sich der Riss deutlich langsamer aus als bei konstanter Amplitude, bis nach einer bestimmten Anzahl von Lastwechseln wieder die für die konstante Belastungsamplitude typische Geschwindigkeit erreicht wird [43]. Die Stärke der Verzögerung wird durch das Überlastverhältnis OLR beeinflusst [44]. Je höher die bei der Überlast auftretende maximale Spannungsintensität in Relation zur konstanten Amplitude ist, umso stärker ist der Verzögerungseffekt. Bei einem Überlastverhältnis um den Faktor zwei, also einer um 100% höheren Spannungsspitze, wurde ein Stillstand der Rissausbreitung beobachtet, während bei kleineren Werten die in Abbildung 7 dargestellte Verzögerung beobachtet wurde. Als Begründung für den Verzögerungseffekt einer Überlast werden verschiedene Ursachen in Betracht gezogen, in einigen Arbeiten wird auch das Zusammenspiel mehrerer Faktoren für die Beschreibung der experimentellen Ergebnisse genutzt.

RISSPITZENABSTUMPfung

Als eine Ursache der Verzögerung wird die Abstumpfung der Risspitze aufgrund der höheren plastischen Verformungen durch die größeren Spannungen während der Überlast angesehen [45,46]. Die Risspitzenabstumpfung führt zu einer Verringerung der Spannungsintensität an der Risspitze und damit zur Senkung des wirksamen ΔK . Allerdings kann dieser Ansatz allein nicht die anfängliche Rissbeschleunigung erklären.

VERFESTIGUNG

Andere Ansätze begründen die Verzögerung mit Verfestigungsvorgängen vor der Risspitze. Die höhere Spannungsintensität der Überlast erzeugt eine höhere Versetzungsdichte, die eine Verfestigung des Materials vor der Risspitze bewirkt und damit den Rissfortschritt behindert [44,47]. Werkstoffe mit einem vergleichsweise höheren Verfestigungspotential zeigen daher auch einen stärkeren Verzögerungseffekt. Dies bestätigten die Versuche von J.F. Knott und A.C. Pickard [47] an Aluminiumlegierungen in unterschiedlichem Aushärtungszustand. Der Verzögerungseffekt nahm dabei in der Reihenfolge überaltert - maximal ausgehärtet - unteraltert zu.

RISSSCHLIESSUNG

Als Erklärungsansatz für den beschriebenen Verzögerungseffekt wird in vielen Arbeiten die Auswirkung der Überlasten auf die Risschließung verwendet. Dahinter steckt die Annahme, dass die durch die Überlast verursachten stärkeren Verformungen vor der Risspitze zu einer verstärkten plastizitäts-induzierten Risschließung führen [48,49]. Die Folge ist die Reduzie-

rung der effektiven Spannungsintensität und damit die Abnahme der Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Mittlerweile ist eine Vielzahl von Modellen zur Lebensdauerberechnung entwickelt worden, die Verzögerungseffekte auf der Grundlage von Rissschliessungseffekten berücksichtigen, die Weiterentwicklung solcher Modelle ist weiterhin Gegenstand der aktuellen Forschung [50,51]. In der Arbeit von C.M. Ward-Close, A.F. Blom und R.O. Ritchie [49] wird auch die anfängliche Beschleunigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit auf Änderungen im Rissschliessungsverhalten zurückgeführt. In ihrer Argumentation bewirkt die Rissspitzenabstumpfung zunächst eine Verringerung des Rissschliessens aufgrund der größeren Rissöffnung. Bei der nachfolgenden Rissausbreitung führt der durch die Überlast größere plastisch verformte Bereich hinter der Rissspitze zu verstärktem plastizitäts-induzierten Rissschliessen. Dabei wird auch ein zusätzlicher Beitrag von rauigkeits-induzierter Rissschliessung in Betracht gezogen. Neuere Arbeiten stellen die Bedeutung von Rissschliessungseffekten für die Verzögerungswirkung einer Überlast allerdings in Frage. Dabei wird der Rissschliessung eine sekundäre Bedeutung zugeordnet und als Ursache für die Verzögerung die Änderung in der Spannungsverteilung vor der Rissspitze in den Mittelpunkt gestellt [52,53]. Diese Argumentation unterstützt V. Tvergaard [54] mit seinen Berechnungen zur Spannungsverteilung vor der Rissspitze, wonach die Überlast durch die höhere Verformung mit der Abstumpfung der Rissspitze deutlich höhere Druckeigenstressungen als bei konstanter Amplitude erzeugt. Eine Wirkung der Druckeigenstressungen kann auch die Verstärkung der Rissschliessung sein, so dass ein enger Zusammenhang zwischen beiden Ursachen besteht.

DRUCKEIGENSPANNUNGEN

Die Induzierung von Druckeigenstressungen vor der Rissspitze durch die Überlast wird vor allem in neueren Arbeiten als Hauptursache für die Verzögerung angesehen [48,52,55,56]. Die Eigenstressungen werden durch die während der Überlast stärkeren plastischen Verformungen im Material vor der Rissspitze erzeugt und schirmen die Rissspitze von der aufgetragenen Spannungsamplitude ab. Die reduzierten wirksamen Spannungen führen zu einer langsameren Rissausbreitung nach einer Überlast. Auf Grundlage dieses Ansatzes wurden die Rissfortschrittsmodelle von O.E. Wheeler [57] und J.D. Willenborg [58] entwickelt und kontinuierlich verbessert [59]. In den Modellen wird die Verzögerung über die Größe der durch die Überlast erzeugten plastischen Zone in Relation zur Ausdehnung der plastischen Zone während der Grundlastwechsel berechnet. Verzögerung tritt auf, solange sich die in Abbildung 8 dargestellte plastische Zone der Grundlastwechsel innerhalb des durch die Überlast verformten Materialbereichs befindet.

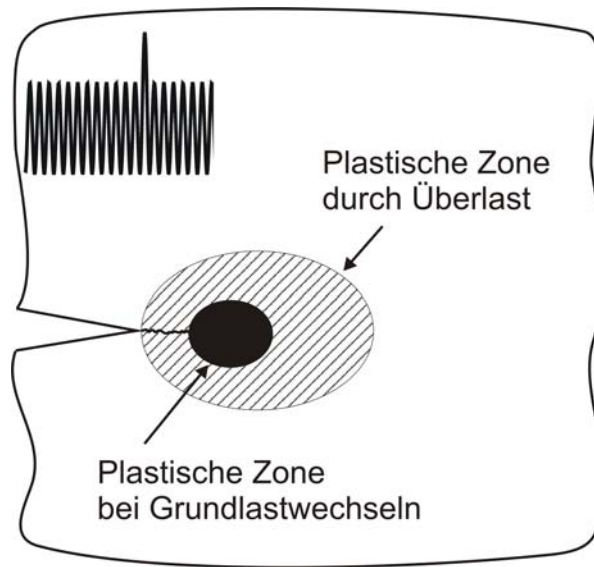


Abbildung 8: Schematische Darstellung der plastisch verformten Materialbereiche vor der Risspitze nach dem Aufbringen einer einzelnen Überlast

RISSFRONTGEOMETRIE

Einige Arbeiten zeigen, dass auch durch die Überlast erzeugte Änderungen in der Bruchflächengestalt für die Verzögerung verantwortlich sein können. S. Suresh [60] beobachtete eine Verzweigung der Risspitze durch die Überlast, die zu einer verstärkten Rauigkeit der Rissfrontgeometrie führte und damit den erhöhten Rissausbreitungswiderstand begründet. Dabei kann als sekundärer Verzögerungseffekt auch rauigkeits-induzierte Risschliessung wirksam werden. J. Schijve et al. [43] zeigten, dass die Überlasten bei dünnen Blechen einen frühzeitigen Wechsel von einem zug- zu einem schubspannungsgesteuerten Bruchmodus verursachen können. Die dabei auf der Bruchfläche entstehenden Scherlippen führen durch eine Inkompabilität der Rissfront zu einer Senkung der wirksamen Spannungsintensität.

Auf Grundlage der unterschiedlichen Erklärungsansätze wurden einige Rissausbreitungsmodelle entwickelt, welche die Verzögerungseffekte bei der Lebensdauerberechnung berücksichtigen sollen [61,62]. Dabei wurden hinreichend gute Annäherungen des berechneten an das experimentell ermittelte Rissausbreitungsverhalten erreicht. Allerdings erfordern die Modelle eine Anpassung an den untersuchten Werkstoff und die Versuchsdaten, was die Übertragbarkeit der Modelle erschwert und ihre Gültigkeit zum Teil stark begrenzt. Auch das komplexe Zusammenspiel unterschiedlicher Mechanismen wird durch die verfügbaren Modelle nur unzureichend abgebildet. Teilweise liefern die Modelle gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen, obwohl die physikalischen Vorgänge im Material den Modellannahmen widersprechen. Mit einem auf plastizitäts-induzierter Risschliessung basierenden Modell wurden beispielsweise gute Übereinstimmungen erreicht, obwohl dieser Mechanismus in dem getesteten Material nur

eine untergeordnete Rolle spielte [50]. Daher kommen auch weitere bisher unbekannte Ursachen für die Verzögerungseffekte in Betracht. Der Vergleich der unterschiedlichen Erklärungsansätze deutet darauf hin, dass Wechselwirkungsvorgänge innerhalb der plastischen Zone für den Verzögerungseffekt verantwortlich sind [63]. Entscheidend ist dabei das elastisch-plastische Materialverhalten vor der Rissspitze und die durch die Überlast initiierte Spannungsumlagerung innerhalb der plastischen Zone [61]. Die genauen Vorgänge an der Rissspitze entziehen sich dabei der einfachen Beobachtung und konnten bisher noch nicht eindeutig beschrieben werden. Vieles deutet darauf hin, dass sich die Überlasteffekte aus dem Zusammenspiel unterschiedlicher Mechanismen ergeben. Als Basis für zuverlässige Rissausbreitungsmodelle ist daher die Untersuchung der Vorgänge an der Rissspitze weiterhin notwendig. Interessante Ansätze hierzu sind die genaue Messung der Spannungsverteilung an der Rissspitze [64] oder die Untersuchung der Fehlstellenstruktur vor der Rissspitze [65]. Aufschluss über die Vorgänge im Versuch könnte auch die Mikrotomographie geben. Mit Hilfe dieser Methode wurde bereits die exakte Rissfrontgeometrie im laufenden Versuch zur Untersuchung der Risschliessung aufgezeichnet [66]. In-situ Versuche mit einzelnen Überlasten sind hier geplant. Bei diesen Ansätzen beschränken die experimentellen Möglichkeiten zur Zeit allerdings noch die erreichbaren Ergebnisse. Eine alternative Möglichkeit, Einblicke in die Vorgänge an der Rissspitze zu erhalten, sind detaillierte Untersuchungen der Bruchflächen [67]. Durch die Überlast verursachte Änderungen in der Bruchflächenmorphologie spiegeln die Ursachen der Überlasteffekte und ihren Einfluss auf die wirksamen Mechanismen der Rissausbreitung wider. Somit kann die Fraktographie einen wesentlichen Beitrag zum Auffinden eines allgemeingültigen Erklärungsmodells für Überlasteffekte leisten [42]. Dieser Ansatz wurde in der vorliegenden Arbeit genutzt, um einige Lücken in den Erklärungsmodellen zu schliessen und damit Ansatzpunkte zur Verbesserung der Vorhersagemodelle zu liefern.

2.2.2 Einfluss periodisch aufgebrachter Zugüberlasten

In Abhängigkeit von der Lastreihenfolge kann das Auftreten mehrerer einzelner oder kombinierter Überlasten nicht nur zu einer Verzögerung des Risswachstums führen, sondern auch eine Beschleunigung der Rissausbreitung bewirken [41,68]. Werden zwei einzelne Zugüberlasten hintereinander aufgebracht, kann eine Verstärkung der Verzögerungswirkung auftreten [69,70]. Die Variation des Abstandes zwischen den Überlasten bei den Aluminiumlegierungen 6013 T62 und 2024 T3 zeigt eine maximale Verzögerungswirkung, wenn der Riss $1/4$ der plastischen Zone der ersten Überlast durchlaufen hat. Ähnliche Ergebnisse lieferten die Untersuchungen von C.E. Celik et al. [71] an den Aluminiumlegierungen 2024 T3 und 7075 T6, bei denen regelmäßig wiederholte Einzelüberlasten aufgebracht wurden. Das für Versuche mit periodischen Überlasten genutzte Belastungsspektrum ist in Abbildung 9 zu sehen. Das Intervall der Grundlastwechsel n zwischen den Überlasten wurde bei den Versuchen variiert. Maximale Verzögerung trat dabei auf, wenn die Rissspitze beim Aufbringen einer Überlast zwischen

10-20% der plastischen Zone der vorherigen Überlast durchlaufen hatte. Der Verzögerungseffekt war dabei bei der Legierung 2024 stärker ausgeprägt als bei der Legierung 7075, bei der bei einem Überlastintervall von mehr als 1.000 Grundlastwechseln im Gegensatz zur Legierung 2024 keine Verzögerung mehr auftrat. Dass die Stärke des Überlasteffektes nicht nur von der Legierung abhängt sondern auch vom Auslagerungszustand und dem Umgebungsmedium, zeigten J. Petit et al. [72] und J.O. Peters et al. [73] in ihren Untersuchungen an der Legierung 7075 und 7475. Der Verzögerungseffekt bei einem Überlastintervall von $n=1.000$ Grundlastwechseln war in dem unteralterten Auslagerungszustand deutlich stärker als bei einer Überalterung. Dabei war der Einfluss der Überlasten bei den in Vakuum durchgeführten Versuchen stärker als an Luft [72]. Bei einer häufigen Folge der Zugüberlasten wurde in Untersuchungen an verschiedenen Stählen sowie 20XXer und 70XXer Aluminiumlegierungen eine Beschleunigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude beobachtet [73-77]. Bei einem Überlastintervall von mehr als 3, 10 oder 100 Grundlastwechseln trat eine verzögerte Rissausbreitung auf, die mit steigendem n -Wert stärker wurde. Das Aufbringen periodischer Überlasten bewirkt dabei die Verschiebung der Rissausbreitungskurve nach links oder rechts in Relation zur konstanten Belastungsamplitude und damit die Änderung des Rissausbreitungswiderstandes. Dabei nimmt die Verzögerungswirkung oberhalb eines materialtypischen Überlastintervalls wieder ab, bis die Überlasten bei sehr großen Intervallen keine Auswirkungen auf die Rissausbreitungskurve mehr zeigen [77]. Die beobachteten Überlasteffekte konnten nicht alleine durch die Abstumpfung der Risspitze oder Änderungen im Risschließungsverhalten begründet werden [74].

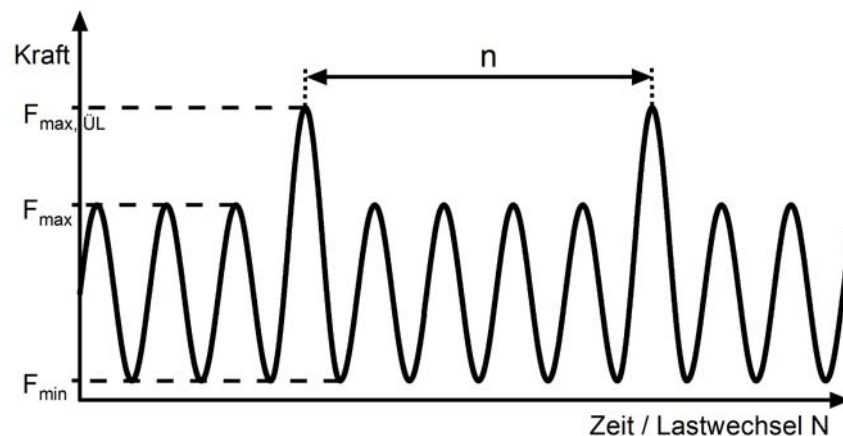


Abbildung 9: Belastungsspektrum für Versuche mit periodischen Überlasten, hier dargestellt mit einem Überlastverhältnis $OLR = 1,5$

In den Arbeiten von J. Kiese et al. [76] und I. Trockels et al. [77] konnte ein Großteil der Überlasteffekte durch Änderungen in der Rissfrontgeometrie begründet werden. Diese zeigt für unterschiedliche Überlastintervalle eine jeweils typische Rauigkeit, die durch die Aktivierung von Gleitsystemen vor der Risspitze durch die Überlasten beeinflusst wird. Aufgrund der hohen Spannungsintensität im Überlastwechsel wird eine größere Anzahl von Gleitsystemen

vor der Riss Spitze angeregt als durch die Grundlastwechsel. Bei einem kleinen Überlastintervall führt dies zu einer Verstärkung oder Aktivierung der Rissausbreitung durch Mehrfachgleitung. Unter Mehrfachgleitung wird durch den häufigen Wechsel der Rissausbreitungsrichtung ein sehr flaches Rissfrontprofil erzeugt. Dadurch können die Überlasten durch eine Reduzierung der Rissfrontraugigkeit im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude eine beschleunigte Rissausbreitung bewirken [77]. Die Förderung der Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung leistet allerdings gleichzeitig auch einen positiven Beitrag zum intrinsischen Rissausbreitungswiderstand. Es wurde nachgewiesen [73], dass die Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung der im Vergleich zur Einfachgleitung langsamere Rissausbreitungsmechanismus ist. Die Förderung der Mehrfachgleitung kann daher bei kleinen Überlastintervallen zu gegenläufigen Effekten führen. Bei größeren Überlastintervallen wurde eine Zunahme der Rissfrontraugigkeit beobachtet [76,77], die durch die bevorzugte Rissausbreitung entlang einzelner voraktivierter Gleitebenen vor der Riss Spitze begründet wurde. Die Verzögerung der Rissausbreitung durch die Überlasten konnte teilweise auf die Zunahme der Rissfrontraugigkeit im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude zurückgeführt werden. Allerdings wurden Verzögerungseffekte bei hohem R-Wert oder in einer extrem feinkörnigen Legierung IN905 beobachtet, bei denen keine Zunahme der Rissfrontraugigkeit auftrat [76,77]. Die Ursachen für die Verzögerung sind für diese Fälle bisher ungeklärt. Während der Einfluss periodischer Zugüberlasten auf das Rissausbreitungsverhalten für Aluminiumlegierungen relativ ausführlich untersucht wurde, sind für Titanlegierungen nur wenige Ergebnisse verfügbar. In der Arbeit von E. Notkina et al. [78] an der Legierung Ti-6Al-4V wurde der Einfluss von Überlastintervallen mit $n=100$ und $n=1.000$ Lastwechseln für verschiedene Mikrostrukturen untersucht. Analog zu den Ergebnissen für die Aluminiumlegierungen führten die periodischen Überlasten zu einer Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude. Dabei war die Verzögerung stärker bei einem Überlastintervall von $n=1.000$ Grundlastwechseln, wobei die Mikrostruktur einen wesentlichen Einfluss auf die Stärke der Verzögerung zeigt. Diese war für die feinkörnige bi-modale Mikrostruktur ausgeprägter als für lamellare Mikrostrukturen mit vergleichsweise großen Gefügeabmessungen [78]. Da die Ursachen für die Verzögerungseffekte durch Überlasten bisher nicht eindeutig geklärt werden konnten, liefern Vorhersagemodelle für den Einfluss periodischer Überlasten nur unzureichende Ergebnisse. Auch wenn das Verzögerungsverhalten mittlerweile ansatzweise berechnet werden kann [79], fehlt den Modellen zur korrekten Abbildung des realen Bauteilverhaltens die physikalische Basis. Die Resultate dieser Arbeit dienen dazu, mehr über die Ursachen von beschleunigter oder verzögerter Rissausbreitung aufgrund periodischer Überlasten zu erfahren. Dabei wird unter anderem auch die Frage geklärt, wie Verzögerungseffekte ohne sichtbare Änderungen in der Rissfrontgeometrie begründet werden können.

3 Experimentelle Methoden

3.1 Werkstoffe

Die Untersuchungen wurden an unterschiedlichen metallischen Werkstoffen vorgenommen, die typischerweise im Bereich der Flugzeugstruktur zum Einsatz kommen. Die Aluminiumlegierung AA 2024 wird aufgrund der hohen Schadenstoleranz seit über 40 Jahren für die Außenschalen des Flugzeugrumpfes großer Verkehrsflugzeuge eingesetzt und erst seit wenigen Jahren durch weiterentwickelte Legierungen oder neue Werkstoffe ersetzt [34,80]. Die Legierung AA 6156 ist einer dieser Werkstoffe, der beim Flugzeughersteller Airbus im Bereich der Unterschale eingesetzt wird. Die Motivation zum Einsatz dieses Werkstoffes ist die Herstellung der Rumpfsegmente durch Schweissverfahren, was die Einführung dieser Legierungsklasse erforderlich machte. In Komponenten der Flugzeugstruktur, die höheren statischen Belastungen ausgesetzt sind, kommen hochfeste Aluminiumlegierungen oder Titanlegierungen wie die untersuchten Legierungen AA 7349 und Ti-6Al-4V zum Einsatz. Anwendungsbeispiele sind hier Sitzschienen und die Stringer genannten Längsversteifungen (AA 7349 [81]) sowie Verstärkungsbleche im Bereich hochbelasteter Rumpfschalen, Fahrwerksträger und Cockpitfenster (Ti-6Al-4V, [82,83]). Die Aluminiumlegierungen 2024 und 6156 wurden freundlicherweise von Airbus Deutschland zur Verfügung gestellt und die Aluminiumlegierung 7349 sowie die Titanlegierung Ti-6Al-4V von den Otto-Fuchs Metallwerken in Meinerzhagen. In den folgenden Abschnitten sind die wichtigsten Kenndaten zu den untersuchten Werkstoffen zusammengestellt.

Tabelle 1: Anteil der Legierungselemente für die untersuchten Aluminiumlegierungen in gew% nach Herstellerangaben oder der Legierungsbezeichnung der Aluminium Association [84]

Legierung	Cu	Mg	Si	Zn	Mn	Fe
AA 2024 FG T3	4,16	1,35	< 0,06	0,59	0,41	0,08
AA 2024 CG T351	3,92	1,3	0,03	8 ppm	0,4	0,06
AA 6156 T62	0,7 - 1,1	0,6 - 1,2	0,7 - 1,3	0,1 - 0,7	0,4 - 0,7	< 0,2
AA 7349 T76511	1,5	2,4	0,12	7,6	0,2	0,15

3.1.1 Aluminiumlegierung AA 2024

Eine geringe Dichte, günstige Festigkeitseigenschaften und gute Formbarkeit sind Eigenschaften, die Aluminiumlegierungen auch für den Einsatz im Flugzeugbau attraktiv machen [85].

Eine herausragende Bedeutung hat die bereits Mitte der 30er Jahre eingeführte aushärtbare Legierung 2024. Mit einem hohen Rissausbreitungswiderstand und einer hohen Bruchzähigkeit erfüllt sie die Anforderungen an ein schadenstolerantes Werkstoffverhalten bis heute hervorragend [86]. Die Bleche für die Aussenhaut des Flugzeuges werden meist mit einer dünnen Schicht aus Reinaluminium plattiert, um die Korrosionsanforderungen zu erfüllen. Für diese Legierungsklasse wurden zwei unterschiedliche Varianten in Form von 3,2 mm starken Blechen des Herstellers Pechiney (Alcan), Frankreich, untersucht, die deutliche Unterschiede in der Korngröße aufweisen. Es handelt sich bei beiden Materialien um zu Forschungszwecken hergestellte Legierungen mit einem im Vergleich zu kommerziellen Legierungen reduziertem Eisengehalt. Dadurch kann der Rissausbreitungswiderstand gegenüber der herkömmlichen Legierung deutlich erhöht werden (vgl. Abschnitt 2.1.2 [86]). Die chemische Zusammensetzung der beiden Legierungsvarianten ist in Tabelle 1 zusammengefasst und nahezu identisch. Die Hauptlegierungselemente sind Kupfer und Magnesium. Das Element Kupfer ermöglicht die Aushärtbarkeit der Legierung, ein beschleunigter Aushärtungsprozess wird durch den Magnesiumanteil erreicht. Während sich der Kupferanteil negativ auf den Korrosionswiderstand der Legierung auswirkt, besitzt Magnesium eine positive Wirkung. Der Mangananteil führt zu einer Festigkeitsteigerung und zur Bildung von Al_6Mn -Dispersoiden. Die Begleitelemente Eisen und Silizium scheiden sich mit negativen Auswirkungen für Festigkeit und Schadenstoleranz als grobe intermetallische Phase im Gefüge aus [85,87].

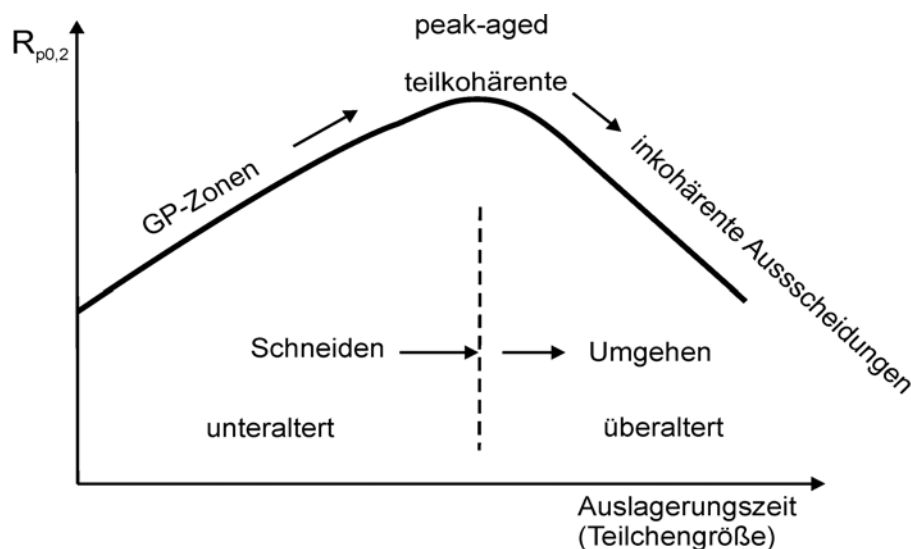


Abbildung 10: Änderung der Streckgrenze in Abhängigkeit vom Auslagerungszustand, schematisch dargestellt nach [17,85,89] mit Angabe von Versetzungs-Teilchen-Interaktion

Das feinkörnige Material mit der in dieser Arbeit verwendeten Bezeichnung 2024 FG wurde im Wärmebehandlungszustand T3 geliefert, das grobkörnige Material mit der Bezeichnung 2024 CG im Wärmebehandlungszustand T351. Dies bedeutet, dass beide Legierungsvarianten

lösungsgeglüht, kaltverformt und anschliessend bei Raumtemperatur ausgelagert wurden. Beim Zustand T351 erfolgt darüber hinaus noch ein Abbau von inneren Spannungen, die beim Walzen durch ein Recken der Bleche entstehen [84]. Beim Auslagern der Bleche entstehen sogenannte Guinier-Preston-Zonen. Dies sind kohärente Ausscheidungen der Zusammensetzung Al_2Cu (θ'') oder Al_2CuMg (S'') [88], welche zusammen mit Al_6Mn -Dispersoiden die Festigkeit des Aluminiummischkristalls deutlich erhöhen. Durch diese Wärmebehandlung wird der in Abbildung 10 dargestellte unteralterte Auslagerungszustand erreicht. Die kohärenten Ausscheidungsteilchen behindern die Versetzungsbewegung und können bei entsprechend hoher angelegter Spannung von Versetzungen geschnitten werden. Dies führt im Weiteren zu einer lokalisierten Verformung auf den so entfestigten Gleitebenen [87]. Die Legierungen wurden im angelieferten Zustand untersucht.

3.1.2 Aluminiumlegierung AA 6156

Die Vorzüge dieser Legierungsklasse sind die gute Korrosionsbeständigkeit und Schweissbarkeit [87]. Einsparungen bei Gewicht und Herstellungskosten führten zum Einsatz von geschweissten Rumpfschalen im unteren Teil des Airbus A380 [81,90]. Da die Legierung 2024 aufgrund von Heissrissbildung nur bedingt schweisssbar ist [91], kam mit der Umstellung des Fertigungsverfahrens die Legierung 6013 zum Einsatz, die nun durch die untersuchte Legierung 6156 ersetzt werden soll. Aufgrund der günstigeren Korrosionseigenschaften im Vergleich zur 2024 kann auf eine Plattierung verzichtet werden [34,80]. Hergestellt wurde das im Anlieferungszustand untersuchte 2,8 mm starke Blechmaterial bei Pechiney (Alcan), Frankreich. Die chemische Zusammensetzung kann der Tabelle 1 entnommen werden. Die Hauptlegierungselemente Silizium und Magnesium bewirken die Aushärtbarkeit dieser Legierung, Kupfer führt zu einer Festigkeitssteigerung durch die Bildung weiterer Ausscheidungsphasen und Mangan kontrolliert Korngröße und Rekristallisationsverhalten. Durch den Eisenanteil bilden sich auch in dieser Legierung grobe intermetallische Verbindungen [87,92]. Beim Wärmebehandlungszustand T62 wird durch ein Warmauslagern nach dem Lösungsglühen der Auslagerungszustand höchster Festigkeit für diese Legierung eingestellt (peak-aged, Abb. 10, [84]). Dabei werden vor allem teilkohärente $\text{Mg}_2\text{Si}(\beta')$ -Ausscheidungen gebildet, die mit anderen Ausscheidungsteilchen der Zusammensetzung Al_2CuMg (S'), Al_2Cu (θ') und $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ für die hohe Festigkeit verantwortlich sind [85,92]. Diese Teilchen können nicht mehr so leicht von Versetzungen geschnitten werden und wegen ihres geringen Abstandes auch nur schwer durch den Orowan-Mechanismus umgangen werden. Somit zeigen die Teilchen eine optimale Hinderniswirkung, da sie nur durch Quergleitung von Versetzungen überwunden werden können [87]. Dies führt zu einer verglichen mit dem unteralterten Zustand homogenen Gleitverteilung und der für diese Legierung höchsten erreichbaren Festigkeit. Auch diese Legierung wurde im angelieferten Zustand untersucht.

3.1.3 Aluminiumlegierung AA 7349

Die hochlegierten 7XXXer Legierungen weisen das größte Auslagerungspotential aller Aluminiumlegierungen auf und können mit den höchsten erreichbaren Festigkeiten für stark belastete Bauteile verwendet werden [86,87]. Für die hochfeste Aluminiumlegierung 7349 wurden bei den Otto-Fuchs-Metallwerken aus einem extrudierten Profil Probenrohlinge mit einer Dicke von 2,9 mm getrennt, wobei die Längsrichtung dieser Profilabschnitte mit der Extrusionsrichtung übereinstimmt. Die chemische Zusammensetzung dieser Legierung ist in Tabelle 1 zu sehen. Die Kombination von Zink- und Magnesium-Zusätzen ermöglicht die Aushärtbarkeit dieser Legierung. Der Kupfer-Anteil begünstigt die Aushärtung, da er die Verfestigung unterstützt und durch die Reduzierung von Spannungsrisskorrosion einen höheren Zn- und Mg-Anteil ermöglicht [85,87]. Mit dem Wärmebehandlungszustand T76511 handelt es sich um eine überalterte Legierung, die bei der Herstellung zusätzlich verformt wurde [84]. Diese Wärmebehandlung dient der Verbesserung der bei diesen Legierungen kritischen Spannungsrisskorrosion [80]. Bei der Warmauslagerung über den Punkt des Festigkeitsmaximums hinaus (vgl. Abb. 10) entstehen inkohärente Ausscheidungen des Typs MgZn_2 (η) und $\text{Mg}_{32}(\text{Al,Zn})_{49}$ (T) [88]. Diese Teilchen können nur nach dem Orowan-Mechanismus umgangen werden, was zu einer stark homogenen Gleitverteilung führt. Die Versuche wurden im Anlieferungszustand der Profilausschnitte durchgeführt.

3.1.4 Titanlegierung Ti-6Al-4V

Titanlegierungen bieten eine hohe spezifische Festigkeit und sehr gute Korrosionsbeständigkeit auch bei höheren Temperaturen. Die untersuchte Legierung gehört zur Gruppe der ($\alpha + \beta$)-Legierungen, die durch ihre hohe Duktilität bei mittleren Festigkeiten die beste Eigenschaftsbalance aller Legierungsgruppen aufweist [82,83]. Bei der Legierung Ti-6Al-4V handelt es sich um die meistverwendete ($\alpha + \beta$)-Legierung. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 2 angegeben. Aluminium bewirkt zusammen mit Kohlenstoff und Stickstoff die Stabilisierung der hexagonalen α -Phase. Vanadium stabilisiert die β -Phase und bewirkt die Mischkristallhärtung in dieser kubisch-raumzentrierten Phase. Der Sauerstoffanteil beeinflusst die Aushärtung der α -Phase durch intermetallische Ti_3Al -Teilchen. Aufgrund der Zusammensetzung liegt bei Raumtemperatur ein zweiphasiges Gefüge vor mit einem deutlich höheren Anteil der α -Phase. Mit zunehmender Temperatur wandelt sich diese beim Überschreiten der Temperatur des β -Transus vollständig in die β -Phase um [82,83]. Die untersuchte Legierung lag in Form eines Schmiederohlings vor mit einem globularen ($\alpha + \beta$)-Gefüge, das einen Volumenanteil der primären α -Phase (α_p) von 25% aufwies [78]. Zur Einstellung einer feinen bi-modalen und einer groben lamellaren Mikrostruktur wurde das Ausgangsgefüge durch unterschiedliche thermomechanische Behandlungen modifiziert.

Tabelle 2: Anteil der Legierungselemente für die untersuchte Titanlegierung in gew% [78]

	Al	V	C	Fe	N	O
Ti-6Al-4V	6,2	3,86	0,01	0,11	0,01	0,18

THERMO-MECHANISCHE BEHANDLUNG

Die thermo-mechanischen Behandlungen zur Einstellung der unterschiedlichen Gefüge sind in Abbildung 11 für die feine bi-modale Mikrostruktur und in Abbildung 12 für die grobe lamellare Mikrostruktur dargestellt. Der erste und letzte Schritt der Wärmebehandlung ist dabei für beide Mikrostrukturen gleich, der entscheidende Unterschied liegt im zweiten Schritt. Aus dem Schmiederohling wurden Walzblöcke mit einer Grundfläche von $(46 \times 47) \text{ mm}^2$ und einer Ausgangshöhe von 39 mm getrennt. Diese Blöcke wurden innerhalb von 30 min auf die Verformungstemperatur von 940°C erhitzt und mit einer Laborwalze auf eine Endhöhe von 10 mm verformt, so dass der Gesamtumformgrad $\phi = -(1, 4)$ betrug. Das Walzen erfolgte in 14 Walzschritten über Kreuz, was bedeutet, dass die Blöcke nach jedem Walzschrift um 90° gedreht wurden (CR). Zwischen den einzelnen Walzschritten erfolgte eine Glühung für 2 min bei 940°C . Die Abkühlung der Walzplatten erfolgte an Luft. Der zweite Schritt der Wärmebehandlung, die Rekristallisation des stark verformten Gefüges, wurde in einem Drei-Zonen-Röhrenofen der Firma Centrotherm, Blaubeuren (Centronic 59CD4-116-1) durchgeführt. Zur Einstellung der bi-modalen Mikrostruktur wurden die Probenrohlinge für 60 min bei 965°C knapp unterhalb des β -Transus ($T_\beta = 1000^\circ\text{C}$) geglüht und an Luft mit einer Abkühlrate bei 600 K/min abgekühlt. Für die lamellare Mikrostruktur wurden die Probenrohlinge oberhalb des β -Transus bei 1050°C für 60 min geglüht und anschliessend mit einer Abkühlrate von 1 K/min kontrolliert auf Raumtemperatur abgekühlt. Diese geringe Abkühlrate konnte mit der Steuerung des verwendeten Ofens der Firma Heraeus, Hanau (ROK-F 10-60) realisiert werden. Die abschliessende Wärmebehandlung zur Ausscheidung von Ti_3Al -Teilchen in der α -Phase erfolgte für 24 h bei 500°C in einem Röhrenofen der Firma Heraeus, Hanau (ROK 8-100).

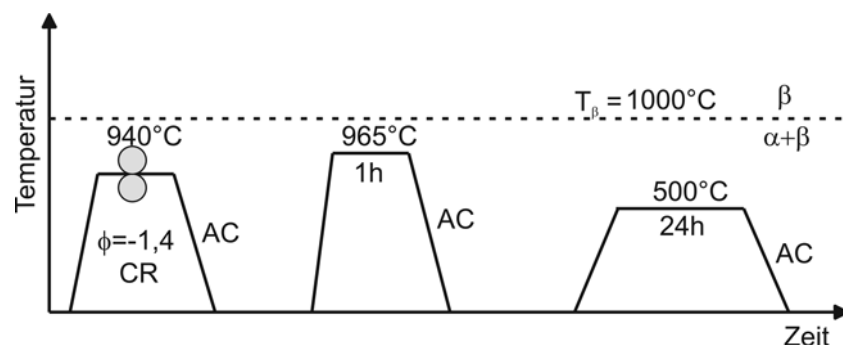


Abbildung 11: Thermomechanische Behandlung der Titanlegierung zur Einstellung der bi-modalen Mikrostruktur (schematisch)

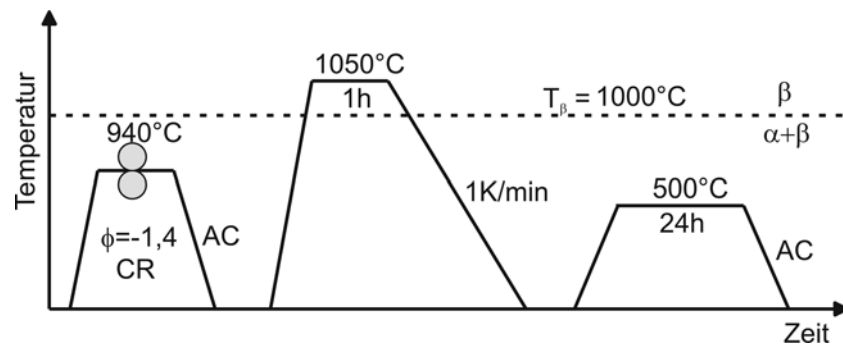


Abbildung 12: Thermomechanische Behandlung der Titanlegierung Ti-6Al-4V zur Einstellung der lamellaren Mikrostruktur (schematisch)

3.2 Mechanische Prüfverfahren

3.2.1 Zugversuch

Zur Bestimmung der wesentlichen Materialkennwerte bei einachsiger statischer Belastung wurden Zugversuche an den Aluminiumlegierungen durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie entspricht der ASTM-Norm E 8M [93] und ist links in Abbildung 13 dargestellt. Die Proben wurden derart entnommen, dass die Zugbeanspruchung in Walzrichtung der Bleche und in Extrusionsrichtung des Profils aufgebracht wurde. Getestet wurden die Proben bei Raumtemperatur an einer spindelgetriebenen Universalprüfmaschine der Firma Zwick, Ulm, bei einer konstanten Querhauptgeschwindigkeit von 2,4 mm/min. Für die Bestimmung von Elastizitätsmodul und Streckgrenze wurde ein Wegaufnehmer mit einer Ausgangsmesslänge von 10 mm verwendet. Die Kennwerte nach DIN EN 10002 [94] wurden aus dem Kraft-Verlängerungs-Diagramm und dem Kraft-Zeit-Diagramm ermittelt, die je auf einem x-y-Schreiber aufgezeichnet wurden. Zur Berechnung der Bruchkennwerte wurde die Bruchfläche der Proben an einem Messmikroskop vermessen. Die Zugversuchskennwerte für die Titanlegierungen wurden aus der Arbeit von E. Notkina [78] übernommen, da in dieser Arbeit das gleiche Ausgangsmaterial und identische thermomechanische Wärmebehandlungen zur Einstellung der bi-modalen und lamellaren Mikrostruktur verwendet wurden.

3.2.2 Ermüdungsrissausbreitung

Das Ausbreitungsverhalten von Makrorissen wurde auf der Grundlage der ASTM-Norm E 647 untersucht [95]. Für die Aluminiumlegierungen wurden die in der Mitte von Abbildung 13 dargestellten als Center Cracked CC(T) oder auch Middle Tension M(T) bezeichneten Proben mit einer Breite $W = 30$ mm verwendet. Die Rissverlängerung bei diesen Proben erfolgt ausgehend von dem 0,1 mm flachen Kerb in der Mitte der Probe gleichzeitig nach links und rechts. Der

10 mm lange Kerb wurde funkenerosiv mit einer Drahtelektrode eingebracht. Zur Vermeidung der Rissbildung an den Bohrungen zur Lastaufnahme wurde die Kerblänge bei einigen Proben auf 12 mm erweitert. Die Proben wurden den Blechen derart entnommen, dass die Lastachse parallel zur Walzrichtung der Bleche und zur Extrusionsrichtung des Profils lag und somit die Rissausbreitung in T-Richtung erfolgte. Die Versuche wurden im Lastregelungsmodus an einer servohydraulischen Prüfmaschine PSB der Firma Schenk, Darmstadt, durchgeführt, mit sinusförmigem Belastungsverlauf, konstanter Lastamplitude und einer Testfrequenz von 8 Hz. Der Rissfortschritt konnte mit einem Lichtmikroskop an der von einem Stroboskop beleuchteten polierten Probenoberfläche beobachtet werden. Das Messmikroskop war dabei auf einem Kreuzschlitten mit Mikrometerschraube befestigt, über welche die Risslänge gemessen werden konnte. Bei konstanter Lastamplitude nahmen mit zunehmender Rissverlängerung die zyklische Spannungsintensität ΔK und die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN zu. Zur Bestimmung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit wurden die Anzahl der Lastwechsel und die Risslänge in Rissverlängerungsintervallen um die 400 μm ermittelt. Mit der Aufnahme der Messpunkte wurde begonnen, nachdem sich der Riss unter den Versuchsbedingungen um mindestens je 1 mm in beide Richtungen ausgebreitet hatte. Die Ergebnisse der Messungen wurden in Rissausbreitungskurven zusammengefasst (Abb. 4). Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit wurde nach der Sekantenmethode über zwei benachbarte Messpunkte berechnet. Die zyklische Spannungsintensität für die M(T)-Proben wurde nach Gleichung 7 berechnet.

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B} \sqrt{\frac{\pi \alpha}{2W} \sec \frac{\pi \alpha}{2}} \quad \text{mit} \quad \alpha = \frac{2a}{W} \quad (\text{Gleichung 7})$$

Dabei entspricht $2a$ der Länge des Risses, gemessen von linker zu rechter Risspitze und B entspricht der Probendicke, also der Blechdicke. Die in dieser Arbeit dargestellten Messpunkte lagen im zweiten linearen Bereich der Rissausbreitungskurve (Abb. 4). Daher wurde die Ausgleichsgerade der Messpunkte nach Gleichung 6 bestimmt und zur übersichtlichen Darstellung der Ergebnisse in den Vergleichsdiagrammen verwendet. Der Korrelationskoeffizient für den Großteil der gefitteten Geraden war größer als 0,98 und nicht kleiner als 0,83 für alle gemessenen Kurven. Die Übereinstimmung von Ausgleichsgeraden und Messergebnissen kann jeweils in den zuerst gezeigten Diagrammen für die einzelnen Versuchsbedingungen überprüft werden. Es wurden Versuche im Zugschwellbereich bei geringem R-Wert von 0,1 und hohem R-Wert von 0,5 durchgeführt, an Laborluft und im Vakuum. Die Temperatur der Laborluft lag um 25°C bei einer mittleren relativen Luftfeuchtigkeit von 35%, der Druck in der Vakuumkammer lag bei allen Vakuumversuchen unterhalb 4×10^{-6} mbar. Als Vergleichsgrundlage zur Bestimmung des Einflusses von Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten dienten Experimente mit konstanter Belastungsamplitude, für die Versuche mit periodisch aufgebrachten Überlasten wurde das in Abbildung 9 dargestellte Belastungsspektrum verwendet. Die einzelnen Zugüberlasten wurden computergesteuert in konstanten Intervallen von $n=100$ oder $n=10.000$ Lastwechseln der Grundschiwingung aufgebracht, wobei die maximale Belastung der Überlast 50% höher als

die maximale Belastung der Grundschrwingungen war. Also wurde ein Überlastverhältnis von $OLR = 1,5$ gewählt (vgl. Abb. 7), so dass ein Stillstand des Risses durch die Überlasten ausgeschlossen werden konnte (vgl. Abschnitt 2.2.1). Die in den Überlastversuchen gemessenen Rissausbreitungsgeschwindigkeiten wurden über der zyklischen Spannungsintensität der Grundlastwechsel aufgetragen.

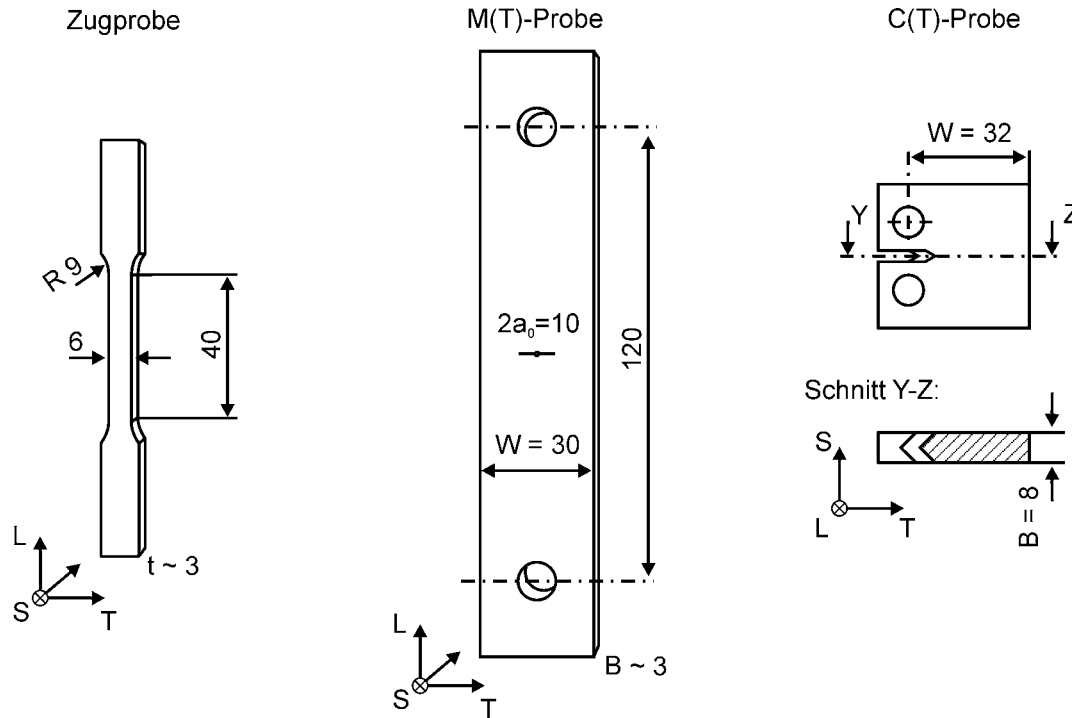


Abbildung 13: Für die mechanischen Prüfverfahren genutzte Probengeometrien nach ASTM E 8 (Zugversuch, links im Bild [93]) und ASTM E 647 (Rissausbreitungsversuch, mitte und rechts im Bild [95]), Maßangaben in mm, Maßstab 1:2

Die Untersuchung der beiden Mikrostrukturen der Titanlegierung wurden an den rechts in Abbildung 13 dargestellten Compact Tension C(T)-Proben mit einer Breite $W = 32$ mm durchgeführt. Abweichend von der für die Aluminiumbleche verwendeten Geometrie erfolgt die Rissausbreitung von einem seitlich angebrachten Kerb in eine Richtung. Die Rissausbreitungsversuche wurden an derselben Prüfmaschine durchgeführt wie bei den Aluminiumlegierungen. Das Einbringen eines definierten Anrisses mit anschließender kontrollierter Absenkung der Spannungsintensität erfolgte nach ASTM E 647 [95]. Bei Erreichen einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $da/dN \sim 1 \times 10^{-9} \text{ m/LW}$ wurde die Messung bei konstanter Lastamplitude aufgenommen und der Rissfortschritt in Intervallen von um die $400 \mu\text{m}$ dokumentiert. Für die lamellare Mikrostruktur wurde das Rissausbreitungsintervall mit um die $1200 \mu\text{m}$ an die großen Gefügeabmessungen angepasst. Die zyklische Spannungsintensität für die verwendete C(T)-Probe wurde nach Gleichung 8 berechnet.

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \cdot (0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (\text{Gleichung 8})$$

Hier entspricht a der Risslänge, es gilt $\alpha = a/W$, die Probenbreite betrug $B = 8$ mm. Die Versuche an der Titanlegierung wurden an Laborluft durchgeführt bei einem Lastverhältnis $R=0,1$ und einer Frequenz von 30 Hz. Bei den Überlastversuchen wurde ein Intervall von $n=5.000$ Grundlastwechseln untersucht. Zum Vergleich mit dem Rissausbreitungsverhalten bei konstanter Belastungsamplitude wurden die Ergebnisse aus der Arbeit von E. Notkina herangezogen, die an unter denselben Rahmenbedingungen hergestellten Mikrostrukturen durchgeführt worden waren [78].

MESSUNG DER RISSSCHLIESSUNG

Zur Bestimmung von Risschließungseffekten wurde mittels Dehnungsmessstreifen die Nachgiebigkeit der Probe in Abhängigkeit von der Lastamplitude bei allen durchgeführten Rissausbreitungsversuchen dokumentiert. Bei den M(T)-Proben wurde hierzu die Sideface-Strain-Methode (SFS) verwendet, bei der ein Dehnungsmessstreifen seitlich vor der Risspitze angebracht wird. Bei den C(T)-Proben wurde entsprechend der Backface-Strain-Methode (BFS) ein Messstreifen auf der Rückseite der Proben angebracht [1,3,24]. Die Messungen wurden bei einer verringerten Versuchsfrequenz von 0,1 Hz durchgeführt. Auf einem x-y-Schreiber wurde das Dehnungssignal des Dehnungsmessstreifens über der an der Probe anliegenden Kraft aufgetragen. Rechts in Abbildung 5 ist der typische Verlauf einer schematisch dargestellten Kurve zu sehen, bei der ein Risschließungseffekt aufgetreten ist. Durch das Aufsetzen der Rissflanken vor Erreichen der minimalen Kraft der Belastungsamplitude weicht der Verlauf der Kurve von dem ideal elastischen linearen Verlauf ab. Die Konstruktion zur Bestimmung der Kraft F_{op} , bei der eine wirksame Öffnung des Risses eintritt, ist ebenfalls rechts in Abbildung 5 dargestellt (vgl. Abschnitt 2.1.2). Die Kennwerte zur Charakterisierung der Risschließung sind die mit der effektiven Lastamplitude $\Delta F_{eff} = F_{max} - F_{op}$ nach Gleichung 7 oder 8 berechnete effektive zyklische Spannungsintensität ΔK_{eff} sowie die in Gleichung 9 und 10 definierten Kennwerte.

$$\text{Risschließungsanteil, } RS = \frac{(\Delta K - \Delta K_{eff})}{\Delta K} \cdot 100\% \quad (\text{Gleichung 9})$$

$$\text{effektives Lastverhältnis, } R_{eff} = \frac{F_{op}}{F_{max}} \quad (\text{Gleichung 10})$$

3.3 Mikroskopische Untersuchungen

3.3.1 Lichtmikroskopie

Für die Charakterisierung der Mikrostruktur der unterschiedlichen Werkstoffe wurden fotografische Aufnahmen an einem Mikroskop MM6 der Firma Leitz, Wetzlar, angefertigt. Hierzu wurden Materialproben in Duroplast eingebettet und nass auf SiC-Schleipapier geschliffen. Für

die Aluminiumlegierungen wurden jeweils drei Proben mit Blick in die unterschiedlichen Richtungen parallel zur Walzrichtung (L), senkrecht zur Walzrichtung in der Walzebene (T) und senkrecht zu Walzrichtung und Walzebene (S), also auf die Blechoberfläche, angefertigt. Die Proben wurden mit unterschiedlichen Poliersuspensionen poliert und zur Sichtbarmachung des Gefüges geätzt. Für die Aluminiumlegierung wurde hierbei eine Dix-Keller-Lösung genutzt (5 ml HNO_3 , 3 ml HCl und 2ml HF mit 190 ml destilliertem Wasser) und für die Titanlegierung eine Kroll-Lösung (2 ml HF und 3 ml HNO_3 mit 100 ml destilliertem Wasser) [96]. Die Bestimmung der Korngröße erfolgte nach dem Linienschnittverfahren und der α_p -Anteil der Bi-modalen Titanlegierung wurde nach der Punktezählmethode ermittelt [97]. Zur Charakterisierung der Rissfrontgeometrie wurden aus einer Hälfte der gebrochenen C(T)- und M(T)-Proben Rissfrontprofile entnommen, nass geschliffen, poliert und teilweise geätzt. Hierfür wurden bei einer bestimmten Risslänge Schnitte senkrecht zur Hauptrissebene und senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung mit einer Diamantsäge angefertigt. Die Profile wurden so in Duroplast eingebettet, dass die Blickrichtung in Richtung der Rissausbreitung liegt.

3.3.2 Transmissionselektronenmikroskopie

Zur Untersuchung von Details der Mikrostrukturen der Aluminiumlegierungen wie der Verteilung von Ausscheidungen und Dispersoiden wurden Proben für das Mikroskop EM 400T der Firma Philips, Niederlande, angefertigt. Mit einer Diamantsäge wurden Folien von 400 μm Dicke getrennt und nass auf eine Dicke von 100 μm geschliffen. Die aus den Folien herausgestanzten Proben wurden mit einem Doppeljet-Poliergerät Tenupol 3 der Firma Struers, Dänemark, soweit elektrolytisch gedünnt, dass ein Loch mit einem durchstrahlbaren Randbereich vorhanden war. Dies erfolgte mit einem Elektrolyt mit 250 ml HNO_3 und 750 ml Methanol bei einer Temperatur von -35°C . Die Folien, die mit Blickrichtung in die Walzrichtung der Bleche und die Extrusionsrichtung des Profils angefertigt wurden, wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 120kV untersucht.

3.3.3 Rasterelektronenmikroskopie

Zur Untersuchung der Bruchflächen wurden die gebrochenen Probenhälften in Alkohol im Ultraschallbad gereinigt. Es wurden Bruchflächenaufnahmen an dem Mikroskop JSM-840A der Firma JEOL, Japan, sowie für höhere Vergrößerungen an einem Mikroskop LEO 1530 der Firma Zeiss, Oberkochen, angefertigt. Die Untersuchungen wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 20 kV und mit einem Probenstrom von $6 \times 10^{-9} \text{A}$ durchgeführt. Zur Charakterisierung der dreidimensionalen Gestalt der Bruchfläche wurde die Probe um unterschiedliche Winkel verkippt. Nach den Regeln der Stereographie war dadurch auch eine Abschätzung der Dimensionen geometrischer Details der Bruchfläche möglich.

4 Ergebnisse

4.1 Werkstoffe

4.1.1 Aluminiumlegierung AA 2024

Abbildung 14 zeigt die Mikrostruktur der untersuchten Legierungsvariante 2024 CG mit Blick auf die Gefügestruktur in den drei Raumrichtungen. Die Legierung zeigt eine stark anisotrope Kornform. Die Abmessungen der in der Walzrichtung langgestreckten Körner liegen zwischen 1000-2000 μm . Quer zur Walzrichtung (T) liegt die Abmessung bei 400 μm und in der kurzen Querrichtung (S) bei 100 μm . Deutlich zu erkennen sind die groben silizium- und eisenhaltigen Verunreinigungen mit Abmessungen bis 30 μm . Die Legierungsvariante 2024 FG zeigt in Abbildung 15 im Vergleich zur Legierung 2024 CG eine nahezu gleichachsige Kornform mit einer feinen Korngröße um die 20 μm . In einigen Bereichen der Mikrostruktur war lediglich eine leichte Orientierung der Körner in Walzrichtung (L) zu erkennen. Auch bei dieser Legierung sind mit etwas geringeren Abmessungen als bei der grobkörnigen Legierungsvariante Si- und Fe-haltige Teilchen vorhanden.

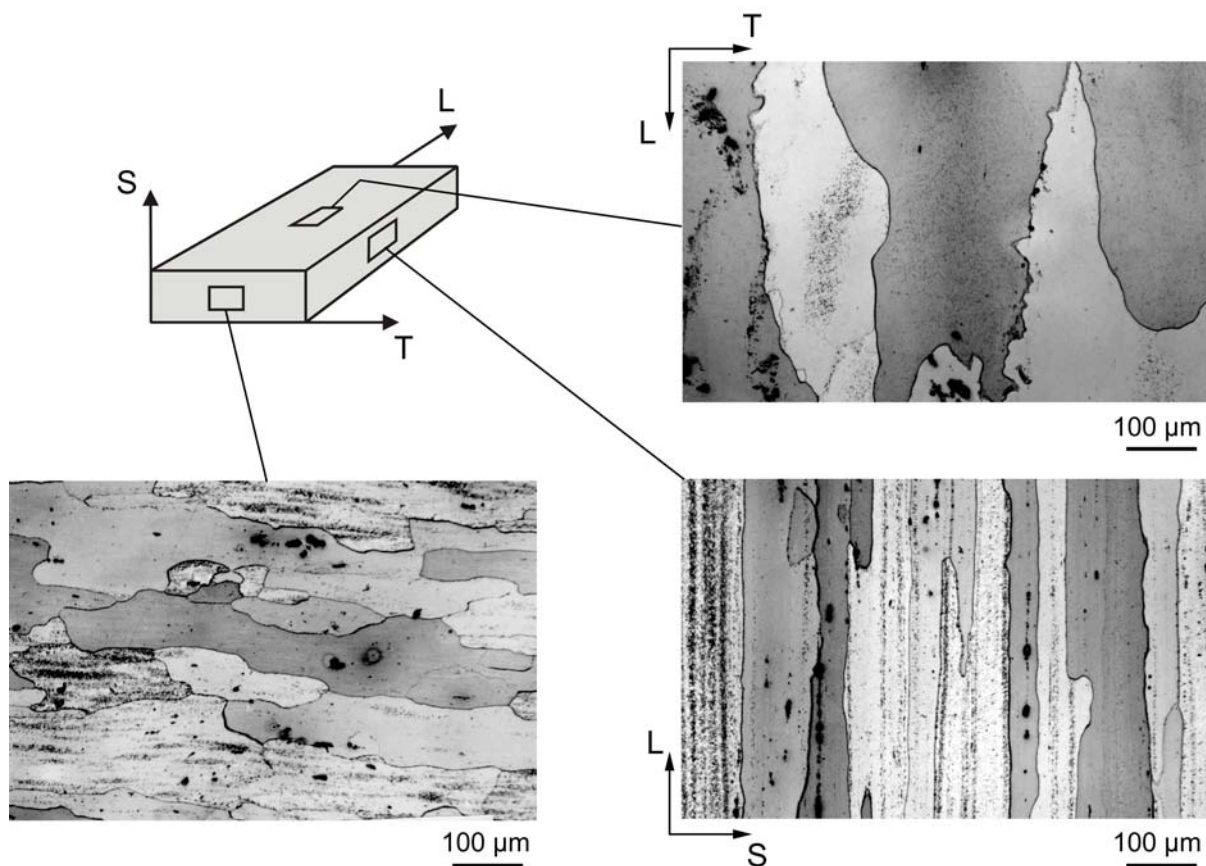


Abbildung 14: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 2024 CG (LM)

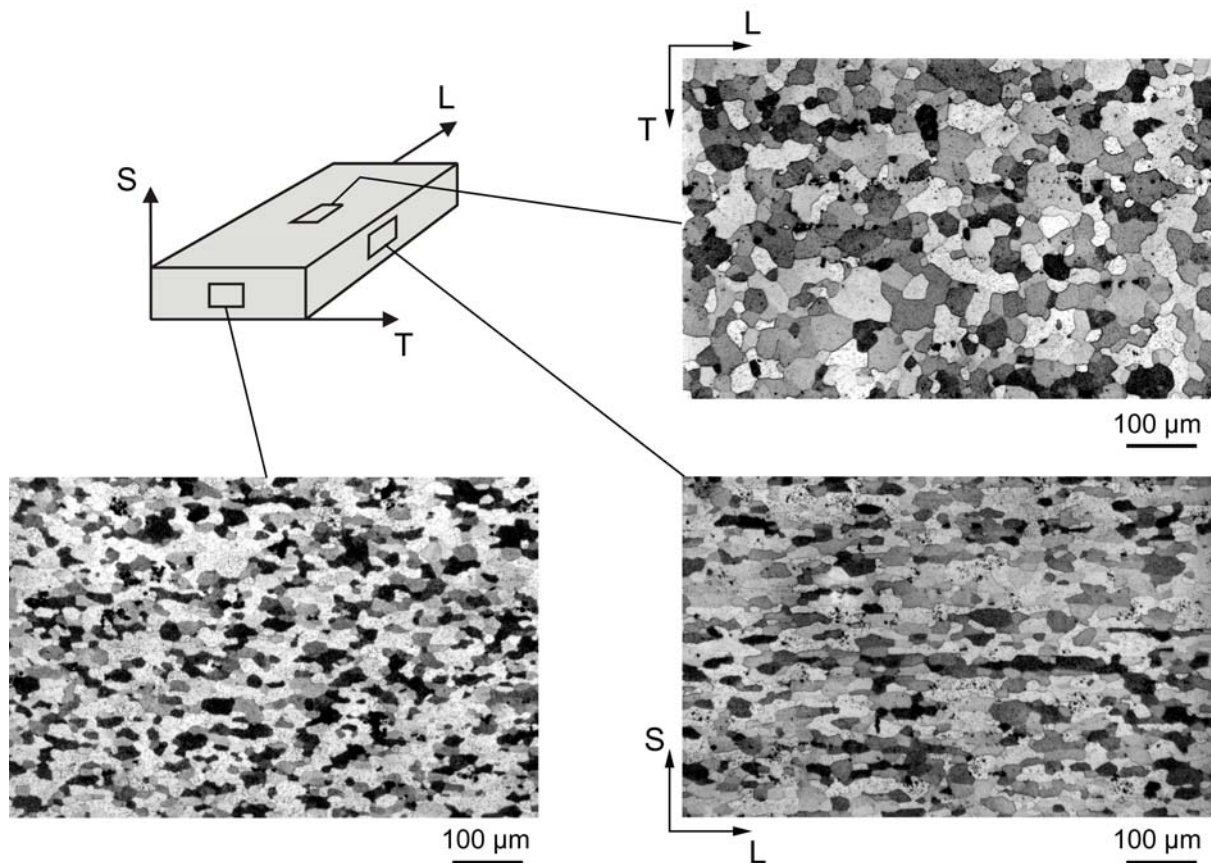


Abbildung 15: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 2024 FG (LM)

4.1.2 Aluminiumlegierung AA 6156

Die Mikrostruktur der Legierung 6156 ist in Abbildung 16 zu sehen. Zu erkennen sind pfannkuchen-förmige Körner mit einer Vorzugsorientierung in der Hauptwalzrichtung der Bleche. Die Korngröße liegt bei $200\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m} \times 30\text{ }\mu\text{m}$ (LxTxS-Richtung). Die „pancake“-Form kommt dadurch zustande, dass produktionsbedingt die Bleche teilweise auch in T-Richtung gewalzt wurden. Bei den großen schwarzen Teilchen handelt es sich um eisen- und siliziumhaltige Einschlüsse.

4.1.3 Aluminiumlegierung AA 7349

Abbildung 17 zeigt die Mikrostruktur der Legierung 7349. Aufgrund der sehr feinen Kornstruktur konnten die Abmessungen der Körner mit Hilfe der lichtmikroskopischen Aufnahmen nicht ermittelt werden. Die Aufnahmen, die mit dem Transmissionselektronenmikroskop angefertigt wurden, zeigen in T-Richtung langgestreckte Körner mit Abmessungen in S-Richtung von unter

5 μm . Die Legierung weist einen hohen Anteil an Dispersoiden und Ausscheidungen auf. An den Korngrenzen haben sich Ausscheidungen der Gleichgewichtsphase η (MgZn_2) und ausscheidungsfreie Zonen mit Ausdehnungen um 50 nm gebildet.

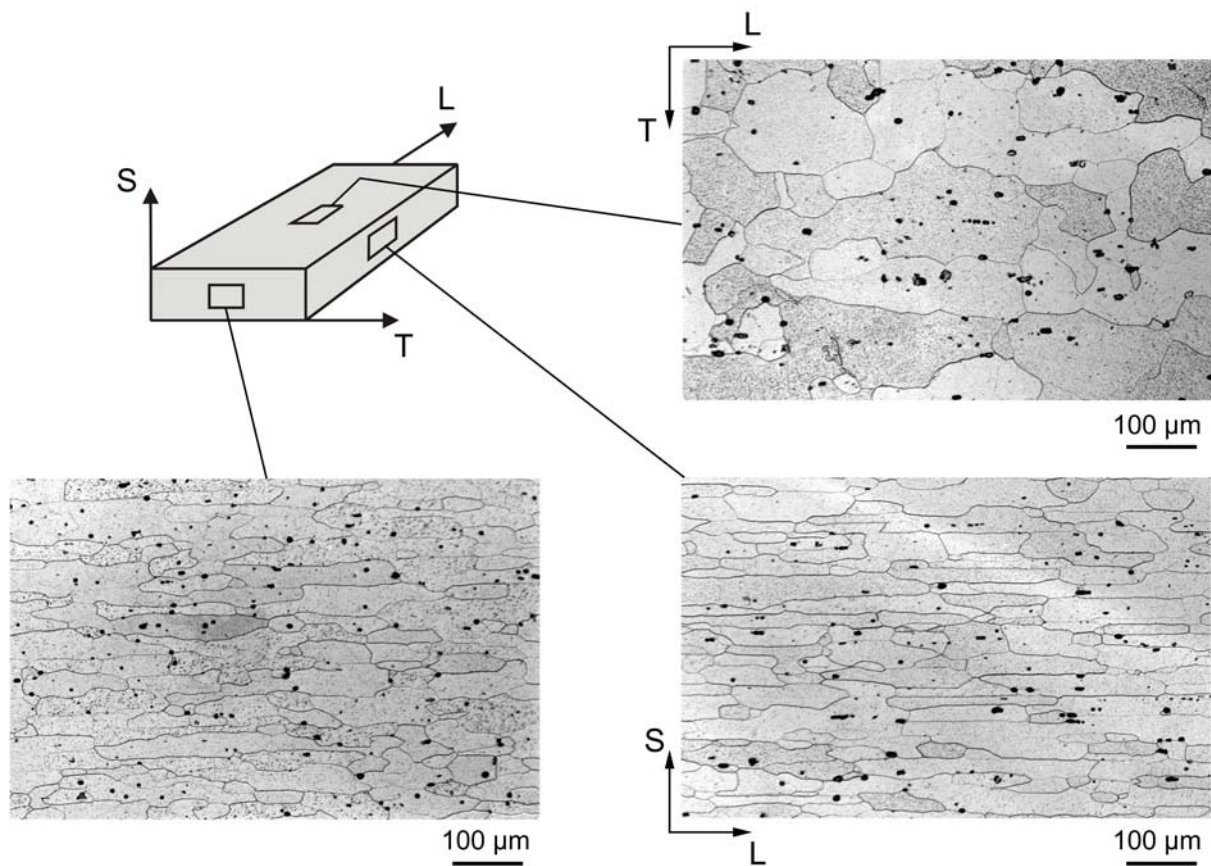


Abbildung 16: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 6156 (LM)

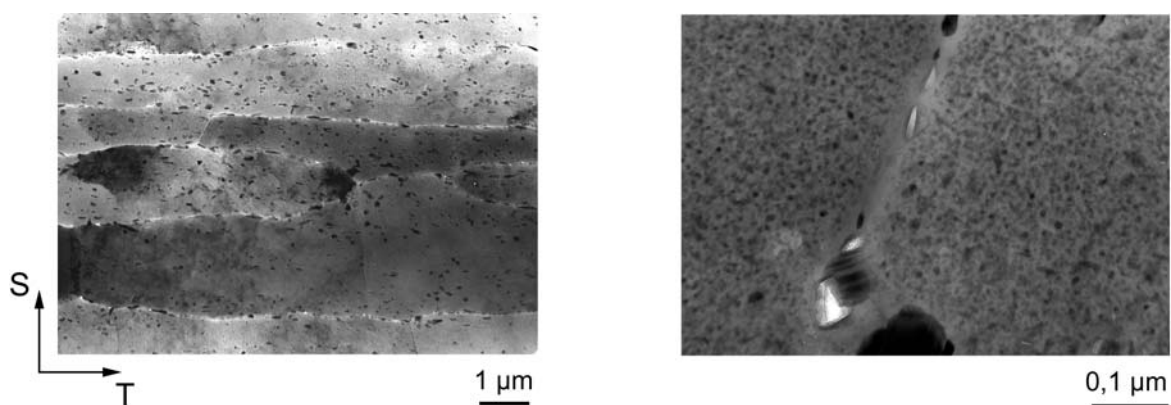


Abbildung 17: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 7349 (TEM)

4.1.4 Titanlegierung Ti-6Al-4V

Die Bilder der lamellaren Mikrostruktur zeigt Abbildung 18. Die beim Walzen des Ausgangsmaterials erzeugte hohe Versetzungsdichte ist die Triebkraft zur nahezu vollständigen Rekristallisation des Gefüges im zweiten Schritt der thermomechanischen Behandlung (Abb. 12), so dass ein homogenes Gefüge entsteht. Charakteristische Gefügeabmessungen der lamellaren Mikrostruktur sind die β -Korngröße und die Breite der Lamellenpakete, also der Bereiche mit parallel zueinander orientierten Lamellen [82]. Im zweiten Schritt der Wärmebehandlung wandelt sich das Gefüge bei 1050°C komplett in die kubisch raumzentrierte β -Phase um mit einer Korngröße um die 600 μm . Während der kontrollierten Abkühlung bildet sich entsprechend der Änderung der Phasenzusammensetzung im Zustandsdiagramm die hexagonale α -Phase in Form von Lamellen, die ausgehend von den Korngrenzen in die Körner hineinwachsen. Parallele α -Lamellen, die mit gleicher kristallographischer Orientierung in die Körner hineinwachsen, bilden die Lamellenpakete. Die Größe der Lamellenpakete der untersuchten Mikrostruktur liegt bei 300 μm . Die langsame Abkühlung führt mit einer Breite von etwa 6 μm zu relativ groben Abmessungen der hellen α -Lamellen. Die Ausdehnung der dunklen β -Phase zwischen den einzelnen Lamellen beträgt etwa 0,4 μm . Bei der hohen Vergrößerung sind Säume der α -Phase entlang der β -Korngrenzen zu erkennen.

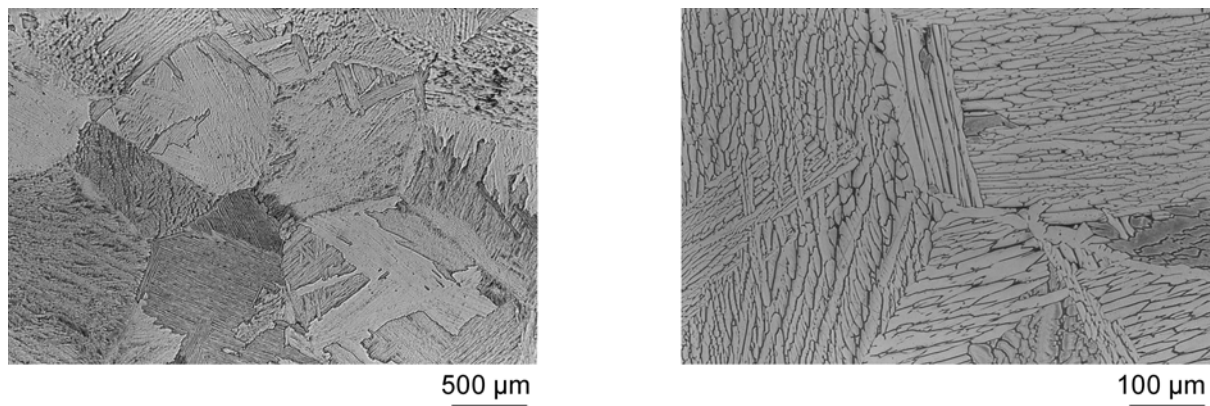


Abbildung 18: Mikrostruktur des lamellaren Gefüges der Titanlegierung Ti-6Al-4V (LM)

Im Vergleich zu den Abmessungen der lamellaren Mikrostruktur weist die bi-modale Mikrostruktur in Abbildung 19 eine deutlich geringere Korngröße auf. Dies wird durch die Rekristallisation bei 965°C unterhalb des β -Transus erreicht (Abb. 11). Hierbei bildet sich an den β -Korngrenzen eine neue primär- α Phase. Diese α_p -Körner behindern das Wachstum der β -Körner während der Rekristallisation und sind dadurch die Ursache für das feinkörnige Gefüge. Der Volumenanteil der hellen α_p -Teilchen liegt bei 25 Vol%, bei einem Durchmesser von um die 15 μm . Bei der Abkühlung von der Rekristallisationstemperatur an Luft scheiden sich wie beim lamellaren Gefüge α -Lamellen in der β -Phase aus und es entstehen die lamellaren Bereiche mit Abmessungen um die 35 μm . Die abschliessende Aushärtung bei 500°C führt

zur Bildung feinsten Ti_3Al -Ausscheidungen in der α -Phase. Beim bi-modalen Gefüge tritt der „element-partitioning-effect“ auf [98]. Bei der Rekristallisation sammeln sich die Legierungsbestandteile, welche die Ti_3Al -Partikel bilden, bevorzugt in der α_p -Phase an, so dass der Verfestigungseffekt in den α_p -Teilchen, verglichen mit den α -Lamellen der lamellaren Bereiche, ausgeprägter ist.

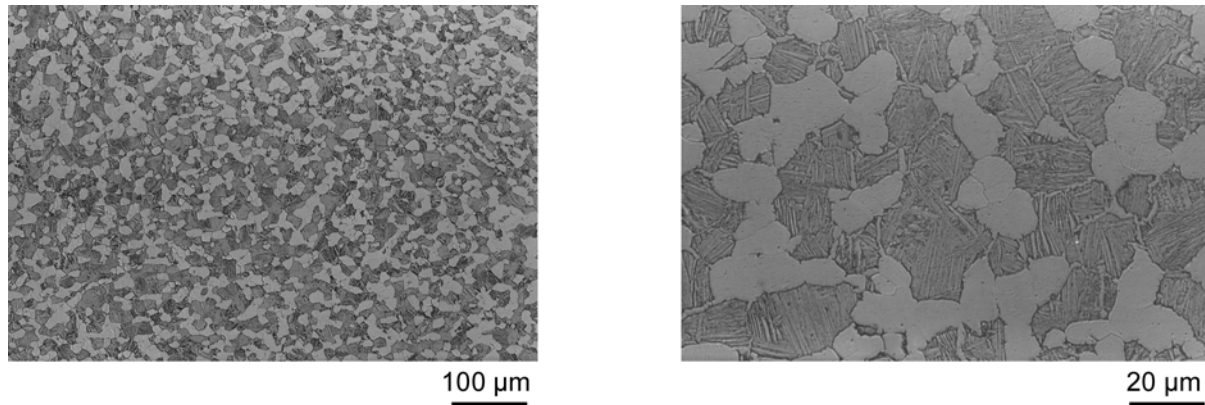


Abbildung 19: Mikrostruktur des bi-modalen Gefüges der Titanlegierung Ti-6Al-4V (LM)

4.2 Zugversuch

4.2.1 Aluminiumlegierungen

Die Ergebnisse der Zugversuche an den Aluminiumlegierungen sind in Tabelle 3 zusammengefasst. Verglichen mit der langgestreckt grobkörnigen Legierung 2024 CG weist die feinkörnige Legierung 2024 FG leicht höhere Festigkeitskennwerte auf. Während bei der 2024 CG eine Streckgrenze von 340 MPa und eine Zugfestigkeit von 420 MPa gemessen wurden, besitzt die feinkörnige Legierung eine Streckgrenze von 350 MPa und eine Zugfestigkeit von 455 MPa. Dagegen ist die Bruchdehnung beider Legierungsvarianten mit 23% gleich hoch. Die Bruchspannung von 630 MPa und die Duktilität sind bei der feinkörnigen 2024 FG wiederum leicht höher als bei der 2024 CG, die eine Bruchspannung von 600 MPa besitzt. Ursache für die günstigeren Festigkeitseigenschaften der feinkörnigen Legierung ist die aufgrund der Kornabmessungen kleinere effektive Gleitlänge, die zu einer homogenen Gleitverteilung führt als in der grobkörnigen Legierung und damit zu einer verzögerten Bildung von Rissen [86,89]. Die Streckgrenze der Legierung 6156 liegt mit 350 MPa in der Größenordnung der beiden 2024er Legierungen. Dagegen liegen die Zugfestigkeit mit 370 MPa sowie die Bruchdehnung mit 14% deutlich niedriger als bei diesen Legierungsvarianten. Bei der hochfesten Legierung 7349 wurden im Vergleich zu den anderen getesteten Aluminiumlegierungen deutlich höhere Festigkeiten gemessen. Hier wurden eine Streckgrenze von 600 MPa und eine Zugfestigkeit von

640 MPa bei einer Bruchdehnung von 11% ermittelt. Die Bruchspannung für diese Legierung beträgt 750 MPa und die Duktilität ist wesentlich geringer als bei den anderen getesteten Legierungen.

Tabelle 3: Ergebnisse der Zugversuche für die Aluminiumlegierungen nach [94]

Werkstoff	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	σ_F (MPa)	A_g (%)	$A_{9,4}$ (%)	ε_F (-)
2024 CG T351	340	420	600	21	23	0,40
2024 FG T3	350	455	630	21	23	0,42
6156 T62	350	370	500	9	14	0,55
7349 T76511	600	640	750	8	11	0,20

4.2.2 Titanlegierung Ti-6Al-4V

Tabelle 4: Ergebnisse der Zugversuche für die Titanlegierung Ti-6Al-4V aus [78]

Ti-6Al-4V	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	σ_F (MPa)	A_g (%)	A_{10} (%)	ε_F (-)
Bi-modal	950	1005	1440	6	16	0,45
Lamellar	815	865	1000	4	11	0,29

Die Zugversuchskennwerte für die lamellare und bi-modale Mikrostruktur sind in Tabelle 4 zu sehen. Die Ergebnisse wurden im Rahmen der Arbeit von E. Notkina ermittelt und sind wegen der Verwendung von identischem Ausgangsmaterial und derselben thermomechanischen Behandlung auch für die in dieser Arbeit eingestellten Mikrostrukturen gültig. Die Festigkeits- und Bruchkennwerte der bi-modalen Mikrostruktur sind deutlich höher im Vergleich zum lamellaren Gefüge. Für die bi-modale Mikrostruktur wurden eine Streckgrenze von 950 MPa und eine Zugfestigkeit von 1005 MPa gemessen bei einer Bruchdehnung von 16%. Die Kennwerte für das lamellare Gefüge liegen mit einer Streckgrenze von 815 MPa, einer Zugfestigkeit von 865 MPa und einer Bruchdehnung von 11% deutlich niedriger. Mit 1440 MPa wurde auch eine verglichen mit dem lamellaren Gefüge (1000 MPa) deutlich höhere Bruchspannung für die bi-modale Mikrostruktur gemessen. Auch die Duktilität ist im bi-modalen Gefüge deutlich höher. Hauptgrund für die höhere Zugfestigkeit und Duktilität sind die deutlich geringeren Phasenabmessungen des bi-modalen Gefüges. Im lamellaren Gefüge tritt Rissbildung durch Ver-

setzungsaufstau an den β -Korngrenzen wesentlich eher auf als im bi-modalen Gefüge, da die Gleitung von Versetzungen im feinkörnigen Gefüge wesentlich homogener verteilt ist und so höhere Verformungen auftreten können, bevor das Versagen der Probe eintritt [99].

4.3 Ermüdungsrisssausbreitung

4.3.1 Aluminiumlegierung AA 2024

FEINKÖRNIGE LEGIERUNG 2024 FG

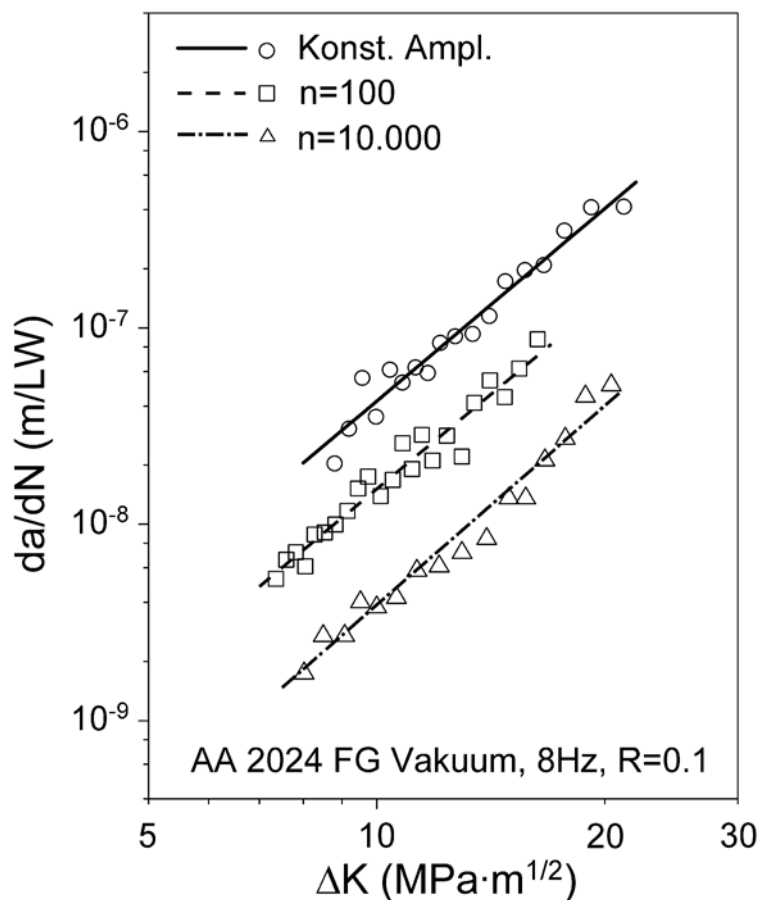
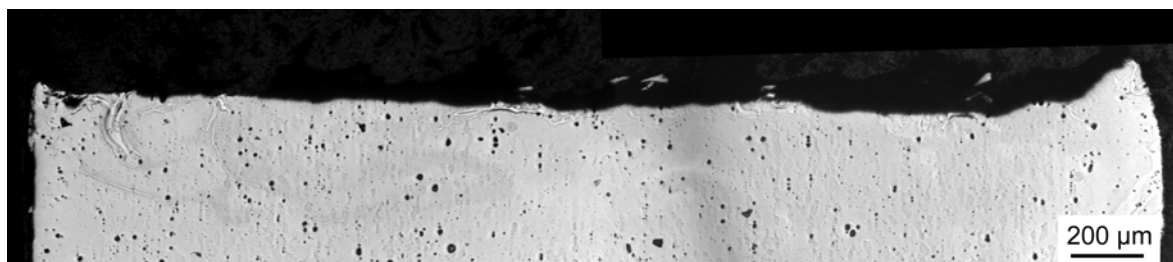


Abbildung 20: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$

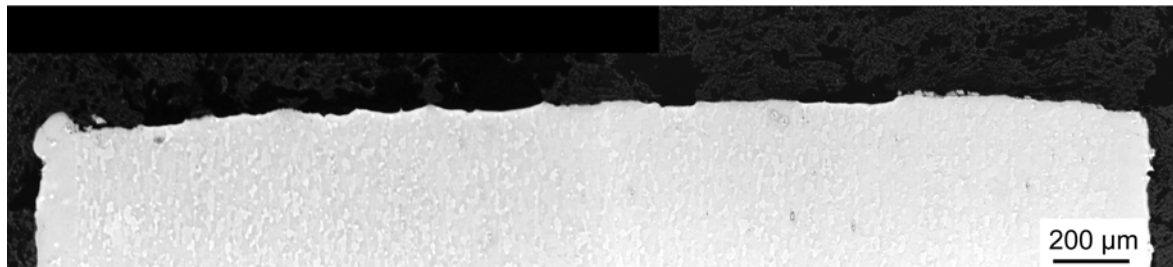
Abbildung 20 zeigt die Rissausbreitungskurven für die feinkörnige Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$. Aufgetragen ist die zyklische Spannungsintensität der Grundlastwechsel über der Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN . Für eine einheitliche Darstellung werden in dieser Arbeit für die vergleichbaren Belastungsbedingungen nach Möglichkeit dieselben Symbole verwendet. Für Versuche mit konstanter Lastamplitude sind dies Kreise und die durchgezogene Linie, für Versuche mit einem Überlastintervall von $n=100$ Lastwechseln werden Qua-

drate und die gestrichelte Linie verwendet und für $n=10.000$ Dreiecke und die Strich-Punkt-Linie. Für die feinkörnige Legierung bewirken die Überlasten eine Verzögerung der Rissausbreitung. Dies bedeutet, dass sich der Riss bei gleicher zyklischer Spannungsintensität im Vergleich zur konstanten Amplitude langsamer ausbreitet und zum Erreichen derselben Rissausbreitungsgeschwindigkeit beim Aufbringen von periodischen Überlasten ein höheres ΔK notwendig ist. Die Verzögerung der Rissausbreitung ist für $n=10.000$ stärker als bei $n=100$.

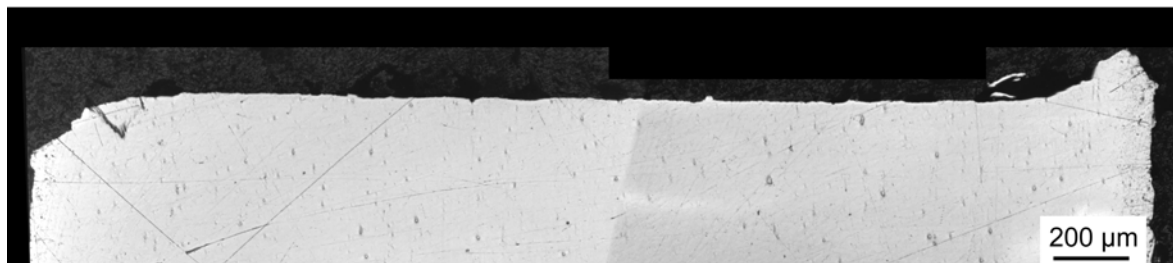
Abbildung 21 zeigt die Rissfrontprofile für die drei untersuchten Lastfälle bei einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$. Diese Geschwindigkeit wurde als Standardgeschwindigkeit für den Vergleich von Profilen und Bruchflächen gewählt, da bei allen untersuchten Legierungen in diesem Bereich ein typischer Einfluss durch die Überlasten wirksam ist und für die meisten Rissausbreitungskurven Messpunkte in diesem Bereich aufgenommen wurden. Die Profile stellen einen Schnitt senkrecht zur Hauptrissausbreitungsebene mit Blick in die Rissausbreitungsrichtung dar. Für die feinkörnige Legierung sind die Profile für alle Lastbedingungen flach und die Überlasten verursachen keine Änderung der Rissfrontprofile (Abb. 21).



a) Konst. Ampl. - $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



b) $n=10.000$ - $\Delta K = 16,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



c) $n=100$ - $\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Abbildung 21: Rissfrontprofile der Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R = 0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (LM)

Die Bruchfläche bei konstanter Belastungsamplitude zeigt die Abbildung 22 a/b für die Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$. Wie bei allen folgenden Bruchflächenaufnahmen wird ein für die Bruchfläche typischer Bereich gezeigt. Die Rissausbreitungsrichtung ist, soweit nicht anders angegeben, im Bild von links nach rechts dargestellt. Die Rissausbreitung erfolgt transkristallin mit einem relativ häufigen Wechsel der Rissausbreitungsrichtung. Dadurch ist die Bruchfläche flach mit einer den feinen Kornabmessungen entsprechenden geringen Rauigkeit. Typisches Merkmal der Bruchfläche bei konstanter Amplitude sind die im Vergleich zur restlichen Bruchfläche ausgeprägten elliptischen Stufen, die sich an eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen bilden.

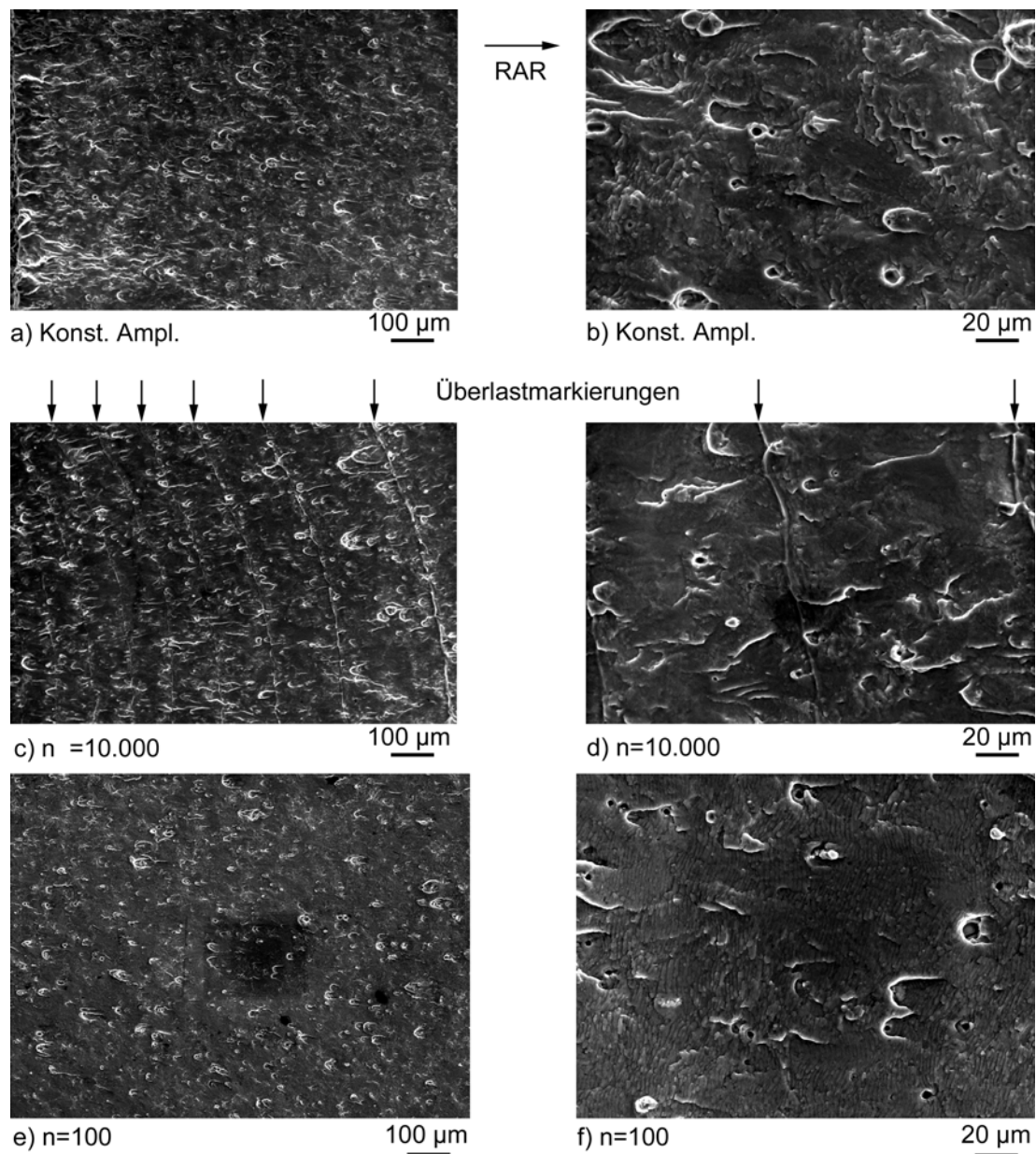


Abbildung 22: Bruchflächen der Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Die Bruchfläche bei $n=10.000$ ist in Abbildung 22 c/d zu sehen. Insgesamt erscheint die Fläche im Vergleich zur konstanten Amplitude etwas flacher und enthält ebenfalls elliptische Stufen. Deutlich erkennbar sind die Überlastmarkierungen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung, die im Bild annähernd vertikal verlaufen und mit einem schwarzen Pfeil am oberen Bildrand markiert sind. Der Vergleich der an der Probenoberfläche gemessenen Rissausbreitungsgeschwindigkeit hat gezeigt, dass diese Markierungen in einem Abstand von etwa 10.000 Lastwechseln auf der Bruchfläche gebildet wurden. Daher können diese Markierungen eindeutig den Überlasten zugeordnet werden. Auszählungen dieser Überlastmarkierungen haben ergeben, dass eine solche Markierung bei jeder Überlast gebildet wird. Des Weiteren sind bei der höheren Vergrößerung in Abbildung 23 Stufen in Rissausbreitungsrichtung zu sehen, die von diesen Überlastmarkierungen ausgehen. Die weißen Pfeile in der Abbildung markieren jeweils ein Beispiel für eine solche Stufe, die von der Überlastmarkierung ausgehend über eine gewisse Distanz auf der Bruchfläche vorhanden ist. Diese aufgrund der Überlasten gebildeten Stufen werden im folgenden als Überlaststufen bezeichnet. Vergleichbare Stufen wurden auf der Bruchfläche bei konstanter Belastungsamplitude nur in einer deutlich geringeren Anzahl beobachtet.

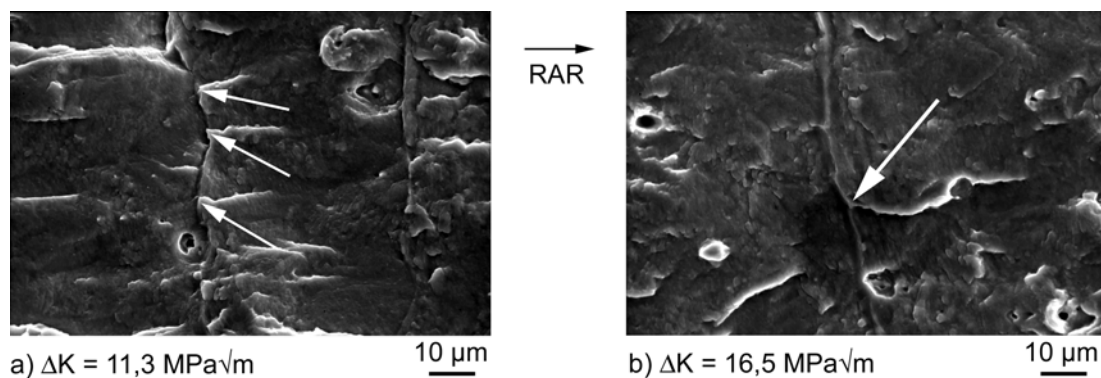


Abbildung 23: Bruchfläche 2024 FG bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert je eine Überlaststufe)

Wie die Abbildung 23 zeigt, ist die Anzahl dieser Überlaststufen bei geringerem ΔK größer und nimmt mit steigendem ΔK ab. Dies wird durch die für die beiden Rissausbreitungsgeschwindigkeiten vorgenommene Zählung der Überlaststufen über eine Rissfrontlänge von 1 mm bestätigt. Die Ergebnisse dieser Zählung entlang einer Überlastmarkierung zeigen die vier mittleren Balken im linken Diagramm in Abbildung 24. Bei der geringen Rissausbreitungsgeschwindigkeit wurden über 40 Überlaststufen gezählt, während bei der höheren Geschwindigkeit lediglich knapp über 20 Stufen vorhanden waren. Die weißen Balken im Diagramm geben zum Vergleich die Anzahl der Korngrenzen über die Zählänge an, wobei die Anzahl der Überlaststufen jeweils geringer als die Korngrenzenzahl ist. Die gemessene Höhe und Länge der Überlaststufen ist im rechten Diagramm in Abbildung 24 dargestellt. Die Überlaststufen sind mit knapp unter 20 μm für die geringere Rissausbreitungsgeschwindigkeit und dem damit niedrigeren ΔK kürzer als bei der höheren Geschwindigkeit, wo Stufenlängen von knapp über 50 μm gemessen wurden.

Die Abhängigkeit der Stufenhöhe von $K_{max,ÜL}$ ist in Abbildung 25 sichtbar. Bei höherem $K_{max,ÜL}$ (Abb. 25 b) entsteht sowohl eine deutlich höhere Überlastmarkierung als auch eine etwas höhere Überlaststufe als bei dem geringeren $K_{max,ÜL}$ (Abb. 25 a).

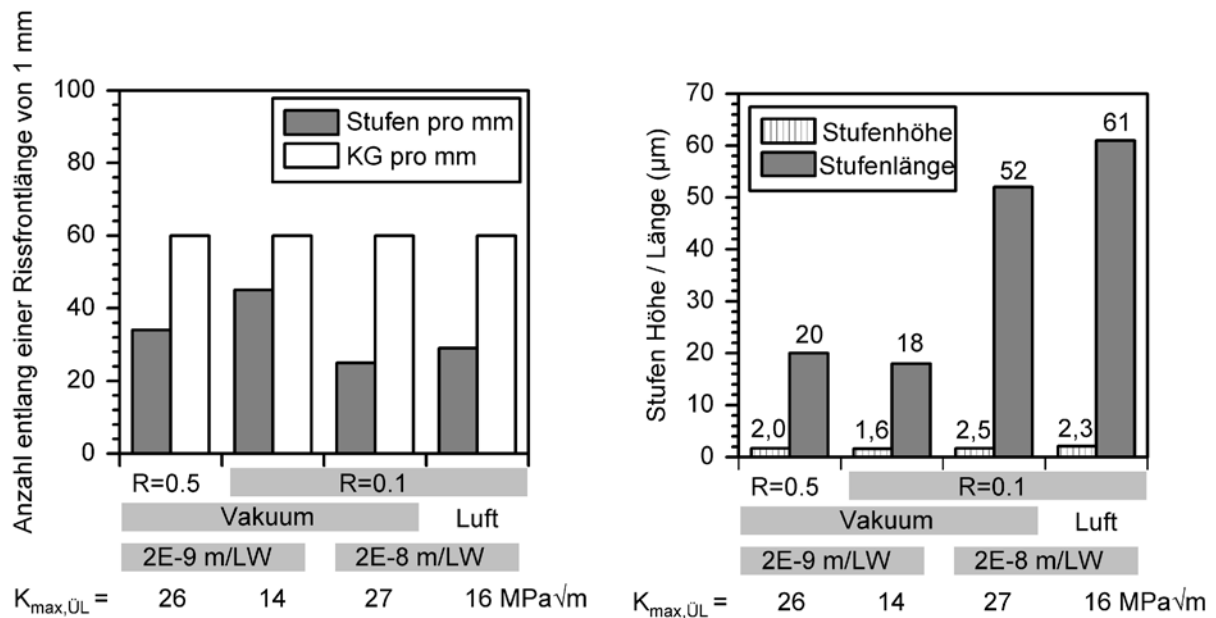


Abbildung 24: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen erzeugten Stufen für die Legierung 2024 FG bei $n=10.000$

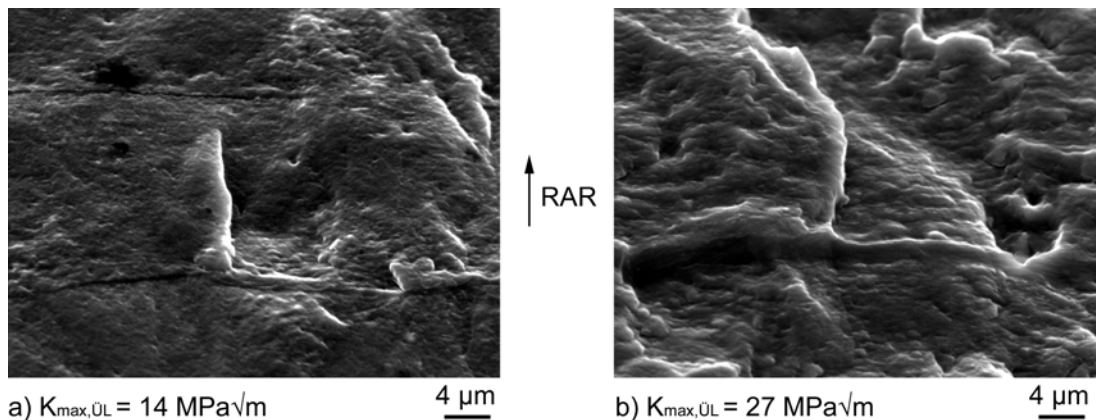


Abbildung 25: Bruchfläche 2024 FG bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Überlastmarkierung mit einer Stufe in Rissausbreitungsrichtung bei unterschiedlicher maximaler Spannungsintensität; Hauptrissebene um 45° zur Restbruchfläche geneigt

Aus der Gestalt der Bruchfläche im Wirkungsbereich der Überlast können Rückschlüsse auf die Mechanismen der Rissausbreitung gemacht werden. Dazu wurden Aufnahmen der korrespondierenden Bruchflächen angefertigt, aus denen die Geometrie der Überlastmarkierungen abge-

leitet werden kann. Abbildung 26 zeigt die Aufnahmen der zueinander passenden Positionen auf der oberen und unteren Bruchfläche. Auf beiden Bruchflächenhälften gehen die Überlastmarkierungen jeweils von unten nach oben, so dass sich die in der Mitte dargestellte Bruchflächengeometrie ergibt.

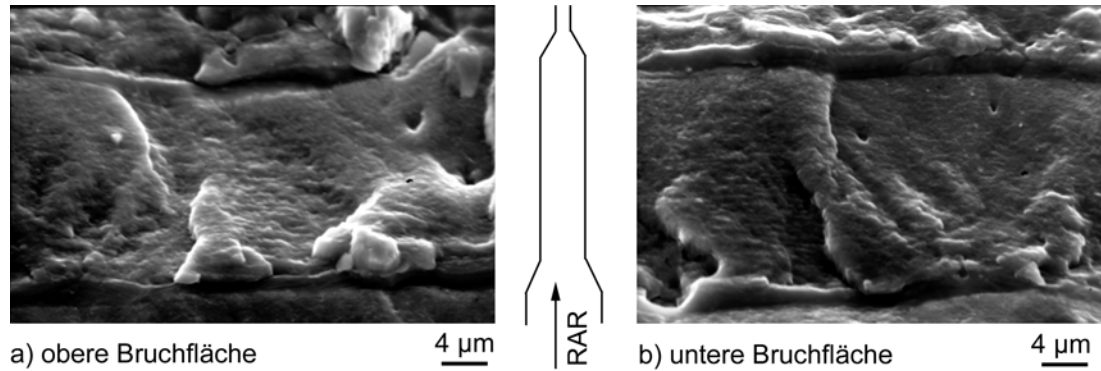


Abbildung 26: Korrespondierende Bruchflächen 2024 FG bei $n=10.000$ (REM); Geometrie der Überlastmarkierungen für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ im Vakuum mit $R=0,1$; Hauptrissebene um 45° zur Restbruchfläche geneigt

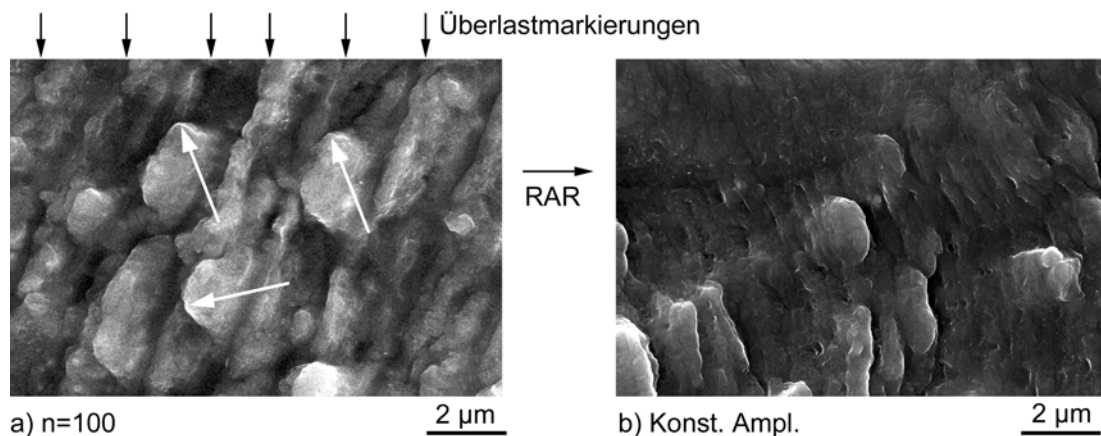


Abbildung 27: Bruchfläche 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen bei $n=100$ (a) und Detailvergleich bei konstanter Amplitude (b)

Werden die Überlasten in kürzeren Intervallen von $n=100$ Lastwechseln aufgebracht, entsteht eine verglichen zur konstanten Amplitude und $n=10.000$ deutlich flachere Bruchfläche (Abb. 22 e/f). Auch bei $n=100$ entstehen Überlastmarkierung mit entsprechend kleineren Abständen im Vergleich zu $n=10.000$. Die höhere Vergrößerung der Bruchfläche in Abbildung 27 a zeigt die Überlastmarkierungen im Abstand von um die $2\ \mu\text{m}$, die sichtbar kleinere Auslenkungen aus der Hauptrissebene aufweisen als die Überlastmarkierungen bei $n=10.000$ (vgl. Abb. 25-27). Wie bei $n=10.000$ entstehen an den Überlastmarkierungen Überlaststufen parallel

zur Rissausbreitungsrichtung. Einige Überlaststufen sind in Abbildung 27 a beispielhaft mit einem weißen Pfeil markiert. Der Vergleich mit einem typischen Detail der Bruchfläche bei konstanter Amplitude in Abbildung 27 b zeigt, dass die Bruchfläche bei $n=100$ durch diese Überlaststufen mikroskopisch rauer ist. Bei konstanter Amplitude entstehen zwar teilweise auch vergleichbare Stufen, allerdings mit geringerer Abmessung im Vergleich zu $n=100$.

Der Einfluss von Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten an Luft bei $R=0,1$ ist in Abbildung 28 dargestellt. Die an Luft gemessenen Kurven sind in der Abbildung mit den Symbolen dargestellt und werden dem durch die gefitteten Geraden repräsentierten Kurvenverlauf im Vakuum gegenübergestellt. An Luft zeigen die Überlasten einen ähnlichen Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten wie im Vakuum. Effekt der periodisch aufgetragenen Überlasten ist eine Verzögerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit, die bei $n=10.000$ stärker ist als bei $n=100$. Im Vergleich zum Vakuum ist diese Verzögerung insgesamt weniger stark ausgeprägt. Die Auswirkung der Laborluft ist ein im Vergleich zum Vakuum beschleunigtes Risswachstum, also eine Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes. Dieser Umgebungseinfluss ist für $n=10.000$ am stärksten und vergleichsweise geringer bei $n=100$ und konstanter Amplitude.

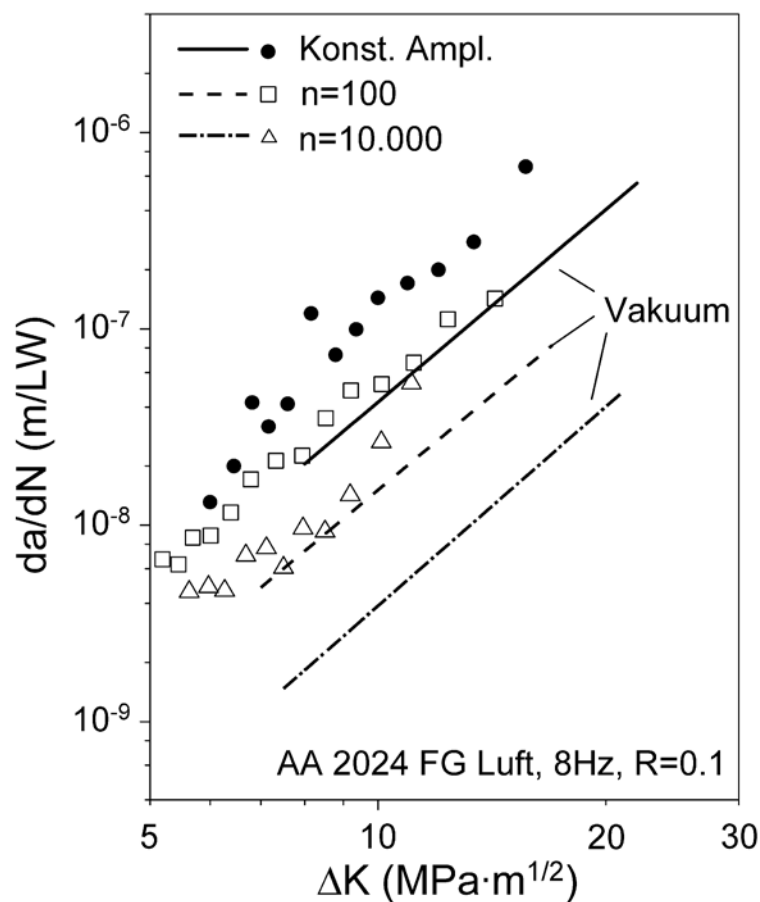
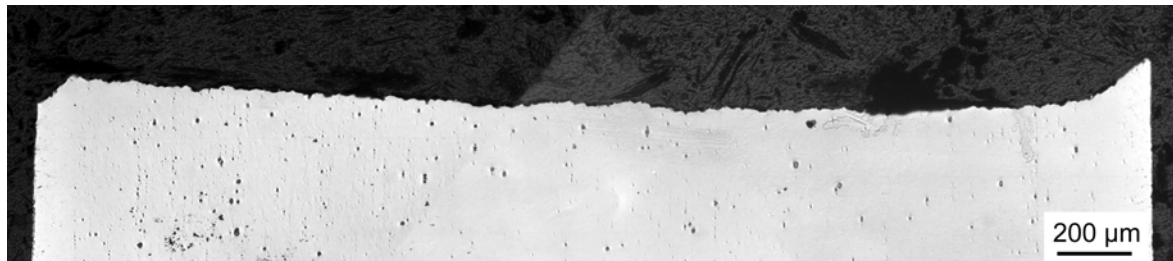
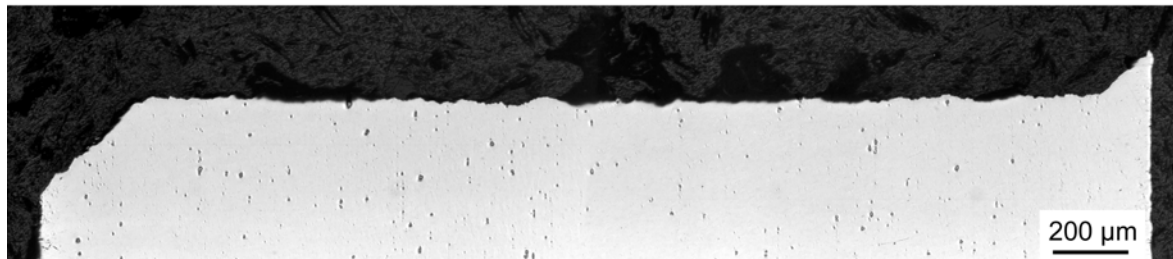


Abbildung 28: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 FG an Luft und im Vakuum, $R=0,1$

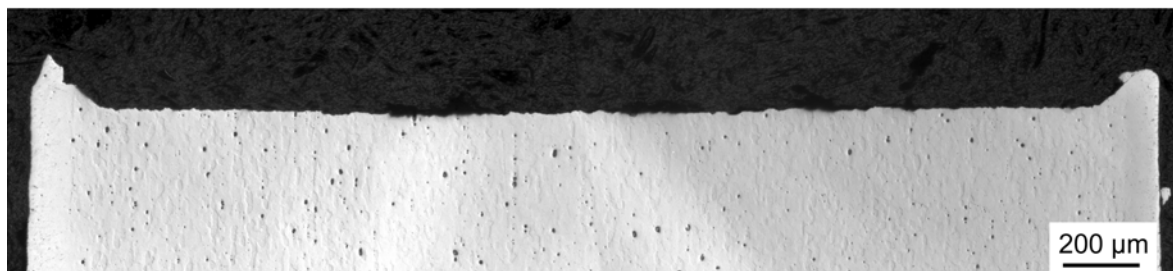
Die an Luft gebildeten Rissfrontprofile zeigt Abbildung 29. Für alle dargestellten Belastungsbedingungen entwickelt sich ein flaches Profil mit Auslenkungen in der Größenordnung der Korngröße von bis zu 20 μm . Beim Aufbringen der Überlasten tritt keine Änderung des Rissfrontprofils ein. Im Vergleich zu den Profilen der Vakuumversuche ist die Rauigkeit an Luft leicht stärker.



a) Konst. Ampl. - $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



b) $n=10.000$ - $\Delta K = 9,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



c) $n=100$ - $\Delta K = 7,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Abbildung 29: Rissfrontprofile der Legierung 2024 FG an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW (LM)}$

Wie in Abbildung 30 a/b zu sehen ist, entsteht bei konstanter Amplitude an Luft eine zerklüftete Bruchfläche mit vielen kleinen Stufen, die sich entlang Korngrenzen und auch im Korninneren gebildet haben. So spiegelt die Bruchfläche gut die Mikrostruktur der Legierung wieder. Durch den höheren Anteil von Stufen und eine insgesamt weniger duktile Bruchflächengestalt entsteht im Vergleich zum Vakuum eine leicht rauere Bruchfläche (vgl. Abb. 22 a/b). Auf den Bruchflächen wurden Sekundärrisse im Korninneren gebildet, was auf den Wasserstoffeinfluss zurückgeführt werden kann.

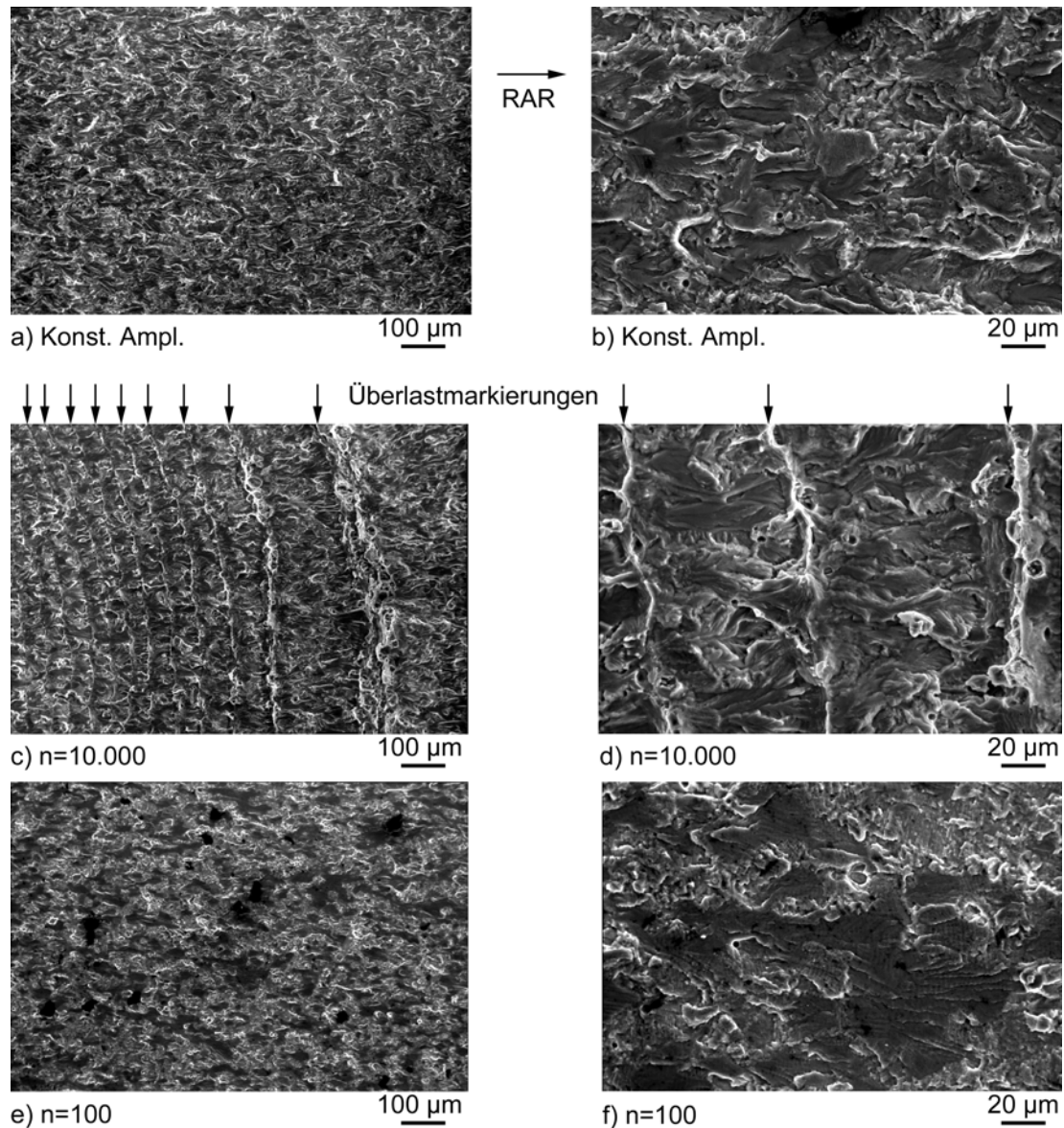


Abbildung 30: Bruchflächen der Legierung 2024 FG an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Abbildung 30 c/d zeigt die Bruchfläche für $n=10.000$. Bei den gewählten Vergrößerungen zeigt die Bruchfläche bei $n=10.000$ eine ähnliche Gestalt wie bei konstanter Amplitude (Abb. 30 a/b). Die Unterschiede offenbaren sich hier erst im Detail. Ein Unterschied ist, dass im Vergleich zur konstanten Amplitude deutlich weniger Bereiche mit Sekundärrissen zu beobachten sind. Wie im Vakuum sind auch an Luft bei $n=10.000$ Überlastmarkierungen vorhanden. Aufgrund der zerklüfteten Bruchfläche sind diese allerdings schwieriger zu identifizieren als im Vakuum. Analog zu den Vakuumversuchen bilden sich auch an Luft Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung, die von den Überlastmarkierungen ausgehen. Ein Beispiel hierfür ist bei der höheren Vergrößerung in Abbildung 31 mit dem weißen Pfeil markiert. Die Gestalt der Bruchfläche ent-

lang dieser Überlaststufe deutet darauf hin, dass die Überlaststufe über mehrere in Rissausbreitungsrichtung aufeinander folgende Körner bestehen bleibt. Die Anzahl der Überlaststufen ist mit knapp unter 30 pro mm ähnlich hoch wie im Vakuum (Abb. 24, linkes Diagramm). Die Anfangshöhe einer typischen Überlaststufe im dargestellten Geschwindigkeitsbereich liegt bei $2\text{ }\mu\text{m}$ und die mittlere Länge bei $60\text{ }\mu\text{m}$ und ist damit vergleichbar mit den im Vakuum gebildeten Überlaststufen (Abb. 24, rechtes Diagramm). Wie bei konstanter Amplitude bewirkt die Laborluft durch einen zerklüfteten Bruchverlauf eine im Vergleich zum Vakuum rauere Bruchflächengestalt.

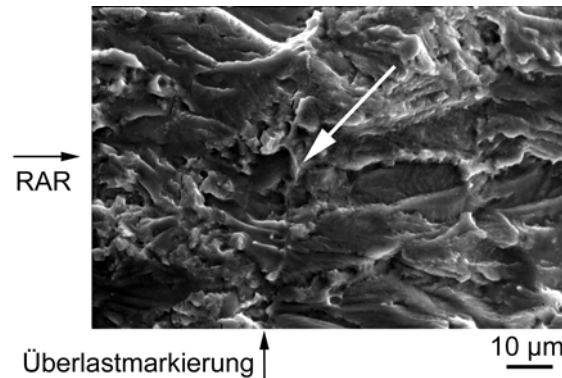


Abbildung 31: Bruchfläche 2024 FG bei $n=10.000$ an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)

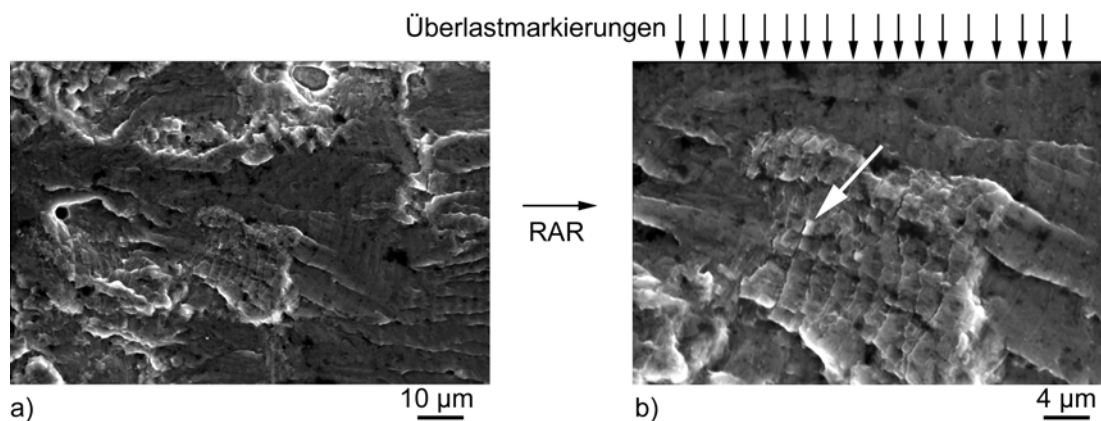


Abbildung 32: Bruchfläche 2024 FG bei $n=100$ an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)

Den Einfluss der mit $n=100$ häufig aufgebrachten Überlasten auf die Bruchflächengestalt zeigt Abbildung 30 e/f. Hier sind sehr flache Bereiche zu erkennen und ein im Vergleich zur konstanten Amplitude geringerer Anteil zerklüfteter Bereiche. Sekundärrisse wurden für $n=100$ nicht beobachtet. Wie im Vakuum sind bei den höheren Vergrößerungen in Abbildung 32 a/b auch

die Überlastmarkierungen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung sowie Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung auffindbar. Eine solche Überlaststufe, die sich an einer Überlastmarkierung gebildet hat, ist in Abbildung 32 b mit dem weißen Pfeil markiert. Im Vergleich zu der Bruchfläche bei $n=100$ im Vakuum (vgl. Abb. 22 e/f) gibt es neben den glatten auch zerklüftete Bereiche, die eine höhere Rauigkeit der Bruchfläche an Luft bewirken.

Tabelle 5: Maximal gemessene Rissschliessung für die Legierung 2024 FG bei $R=0,1$

		da/dN (m/LW)	ΔK (MPa $\sqrt{m}$)	ΔK_{eff} (MPa $\sqrt{m}$)	RS-Anteil (%)	R_{eff}
Vakuum	konst. Ampl.	1,9E-07	15,2	14,8	2,9	0,13
	$n=10.000$	6,5E-09	12,5	11,9	5,4	0,15
	$n=100$	2,0E-08	10,7	10,3	3,1	0,13
Luft	konst. Ampl.	1,6E-07	10,5	10,1	3,8	0,13
	$n=10.000$	3,4E-08	10,6	9,5	10,7	0,2
	$n=100$	2,3E-08	7,6	7,5	2,0	0,12

Die Ergebnisse der durch die SFS-Methode ermittelten Rissschliessungskennwerte sind in Tabelle 5 zusammengefasst. Angegeben ist hier der maximale, während des gesamten Versuchs gemessene Rissschliessungsanteil. Dieser war bei konstanter Amplitude mit $R=0.1$ an Luft mit knapp 4% leicht höher als im Vakuum mit 3% und ist damit für diese Legierung insgesamt gering. Im Vakuum bewirkten die Überlasten bei $n=100$ mit 3,1% keine wesentliche Änderung des Rissschliessungsanteils während bei $n=10.000$ eine Zunahme auf 5,4% auftrat. An Luft war die Rissschliessung im Vergleich zur konstanten Amplitude bei $n=100$ mit 2% geringer und nahm bei $n=10.000$ mit 10,7% deutlich zu. Zur besseren Einschätzung des Einflusses der Rissschliessung auf die Überlasteffekte wurden auch Versuche mit einem R-Wert von 0,5 durchgeführt, bei dem keine Rissschliessung auftritt [16].

Die Rissausbreitungskurven aus den Versuchen mit $R=0,5$ bei konstanter Amplitude und mit $n=10.000$ zeigt Abbildung 33. Im linken Diagramm werden die im Vakuum und an Luft gemessenen Kurven gezeigt, im rechten Diagramm werden die im Vakuum mit $R=0,5$ und $R=0,1$ ermittelten Kurven gegenübergestellt. Auch bei dem höheren R-Wert bewirken die im Abstand $n=10.000$ aufgebrachten Überlasten eine Verzögerung der Rissausbreitung. Wie bei $R=0,1$ ist dieser Effekt im Vakuum stärker ausgeprägt. Der Vergleich der Vakuumkurven mit den bei $R=0,1$ gemessenen Kurven zeigt, dass der Verzögerungseffekt bei $R=0,5$ etwas stärker ausgeprägt ist als bei dem geringeren R-Wert. Wie zu erwarten, liegt bei konstanter Belastungs-

amplitude die Kurve bei höherem R-Wert weiter links als bei $R=0,1$ und der Rissausbreitungswiderstand sinkt mit zunehmendem R-Wert (vgl. Abb. 4).

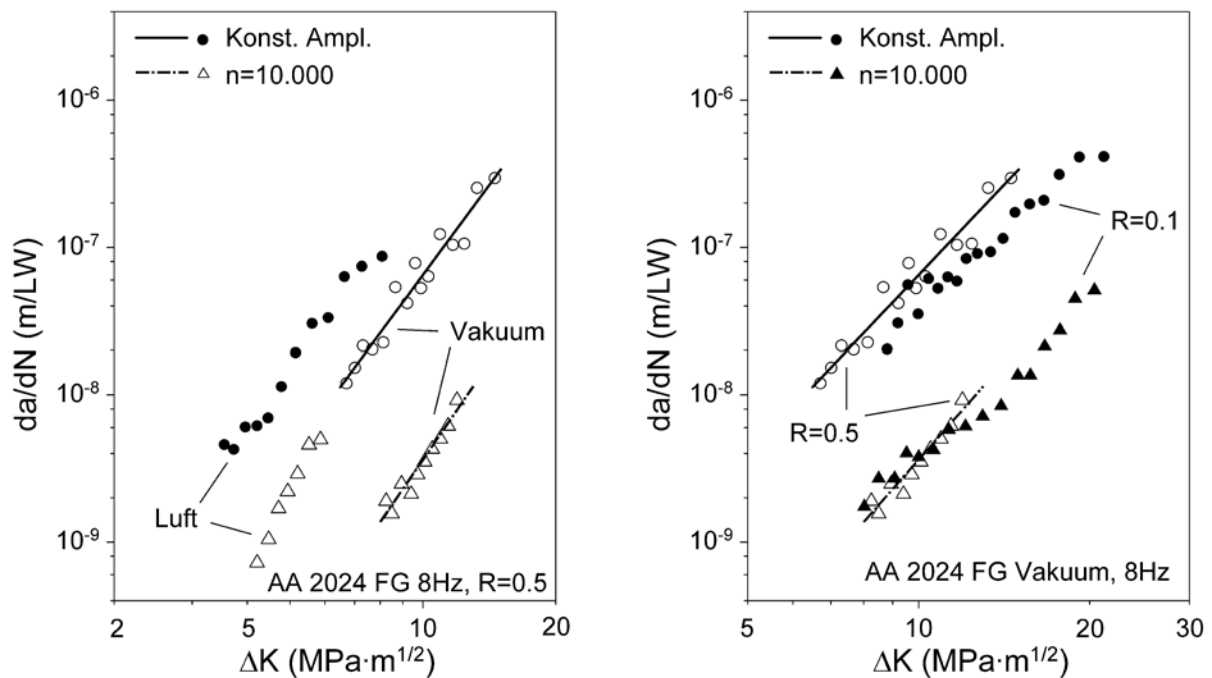


Abbildung 33: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 FG bei $R=0,5$ an Luft und im Vakuum (links) und Einfluss der R-Wertes im Vakuum (rechts)

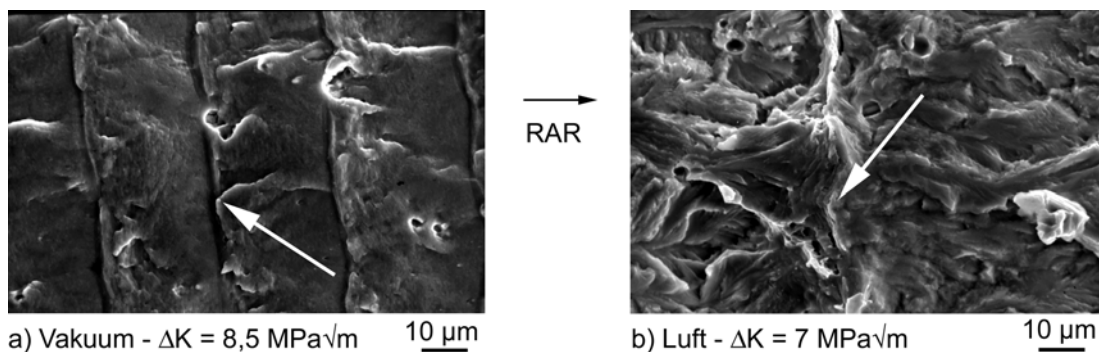


Abbildung 34: Bruchflächen 2024 FG mit $R=0,5$ bei $n=10.000$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

Die bei $R=0,5$ untersuchten Rissfrontprofile und Bruchflächen sind vergleichbar mit den bei $R=0,1$ gebildeten. Abbildung 34 zeigt die Bruchflächen der Überlastversuche mit $R=0,5$ in Vakuum und an Luft. Die Überlastmarkierungen sind im Vergleich zu $R=0,1$ etwas stärker ausgeprägt (vgl. mit Abb. 23 b, 31). Im Vakuum und an Luft wurden wie bei $R=0,1$ Überlaststufen parallel zur Rissausbreitungsrichtung gebildet, die von den Überlastmarkierungen ausgehen. Die weißen Pfeile in Abbildung 34 markieren jeweils ein Beispiel für solche Überlaststufen. Die Anzahl, Länge und Höhe der Überlaststufen ist für den Vakuumversuch in Abbildung 24 dar-

gestellt. Die ermittelte Überlaststufenanzahl ist mit knapp über 30 Stufen etwas geringer als bei $R=0,1$ (linkes Diagramm). Das rechte Diagramm zeigt eine leichte Zunahme von Anfangshöhe und Länge der Überlaststufen bei $R=0,5$ im Vergleich zu $R=0,1$.

GROBKÖRNIGE LEGIERUNG 2024 CG

Die Rissausbreitungskurven für die grobkörnige Legierungsvariante 2024 CG im Vakuum bei $R=0,1$ zeigt die Abbildung 35. Bei dieser Legierung bewirken die mit $n=100$ häufig aufgebrachten Zugüberlasten ein im Vergleich zur konstanten Amplitude beschleunigtes Risswachstum. Werden die Überlasten im Abstand von $n=10.000$ Lastwechseln aufgebracht, bewirken sie dagegen eine Verzögerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Vergleich zur konstanten Amplitude.

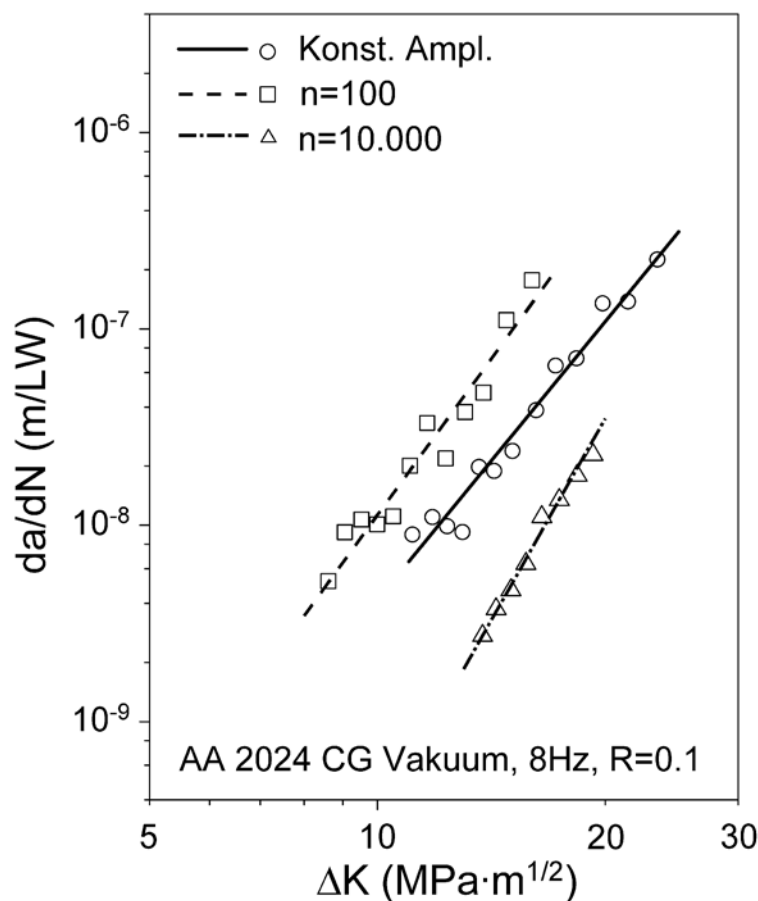
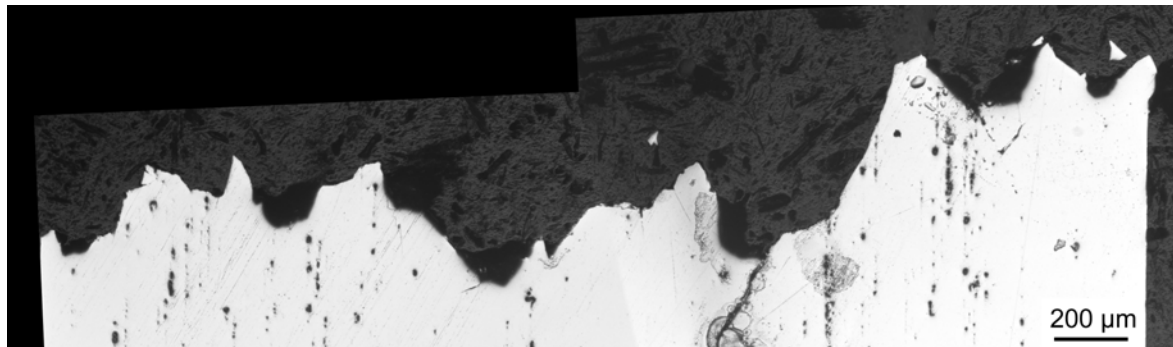


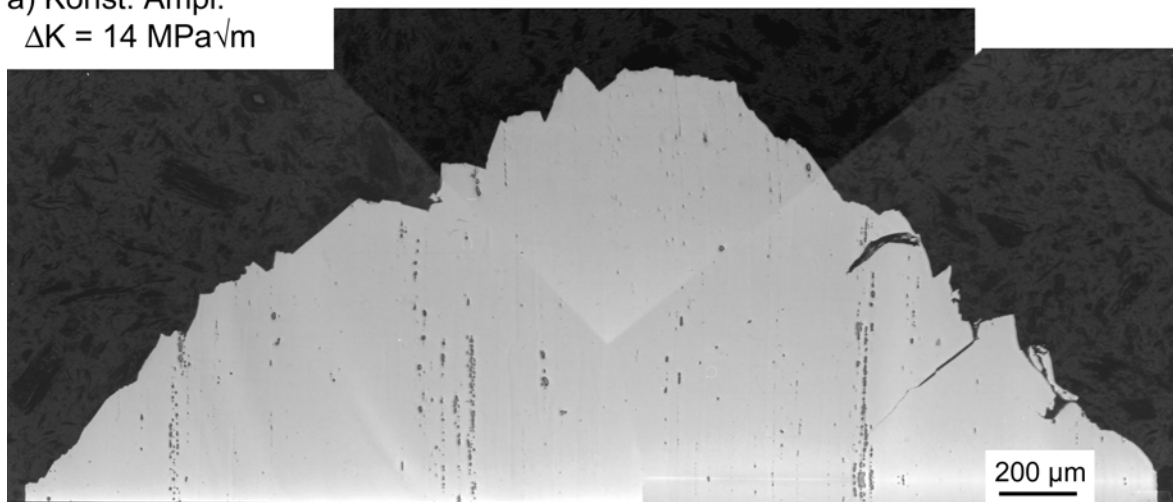
Abbildung 35: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 CG im Vakuum mit $R=0,1$

Die Rissfrontprofile für die drei dargestellten Belastungsbedingungen sind in Abbildung 36 zusammengefasst. Der Vergleich zeigt einen starken Einfluss der Belastungsbedingungen auf die Rauigkeit der Rissfrontprofile. Bei konstanter Amplitude entsteht ein Profil hoher Rauigkeit mit Auslenkungen bis zu $400\ \mu\text{m}$, welche in Übereinstimmung mit den hohen Gefügeabmessungen

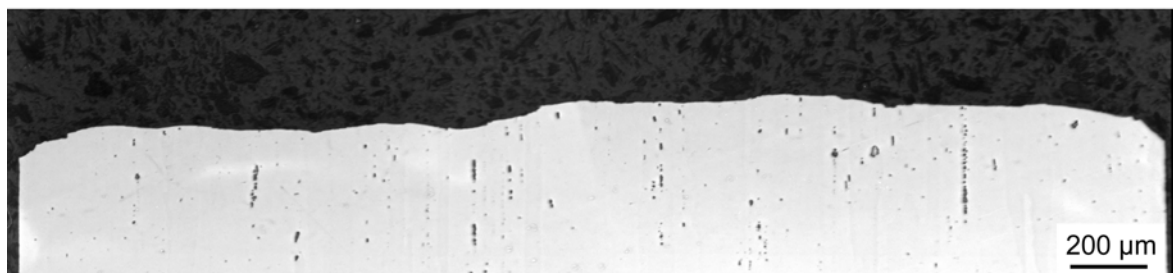
stehen. Bei $n=10.000$ hat sich zwar ein Hügelprofil mit einer Orientierung der Bruchfläche in einem Winkel um 45° zur Hauptrissebene gebildet, allerdings ist die Rauigkeit im Bereich benachbarter Körner mit Auslenkungen von maximal $100\text{ }\mu\text{m}$ deutlich geringer als bei konstanter Amplitude. Bei $n=100$ bildet sich ein sehr flaches Rissfrontprofil, die häufig aufgetragenen Überlasten bewirken also eine starke Verringerung der Rissfrontraugigkeit.



a) Konst. Ampl.
 $\Delta K = 14\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



b) $n=10.000 - \Delta K = 18,5\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



c) $n=100 - \Delta K = 11\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Abbildung 36: Rissfrontprofile der Legierung 2024 CG im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (LM)

Abbildung 37 zeigt die im Vakuum gebildeten Bruchflächen in der Übersicht für alle getesteten Belastungsverläufe. Die Bruchfläche bei konstanter Amplitude in Abbildung 37 a/b besteht zu einem großen Anteil aus glatten Flächen, die durch transkristalline Rissausbreitung entlang von

einzelnen Gleitbändern entstehen [16,36,73]. Durch diesen stark ausgeprägten Gleitbandbruch in Folge von Einfachgleitung in unterschiedlich zur Hauptrissausbreitung orientierten Gleitbändern entsteht eine Bruchfläche hoher Rauigkeit, was sich im Rissfrontprofil widerspiegelt (vgl. Abb. 36 a). Dieses Profil führt zu einem sehr hohen Rissausbreitungswiderstand (vgl. Abschnitt 2.1.2).

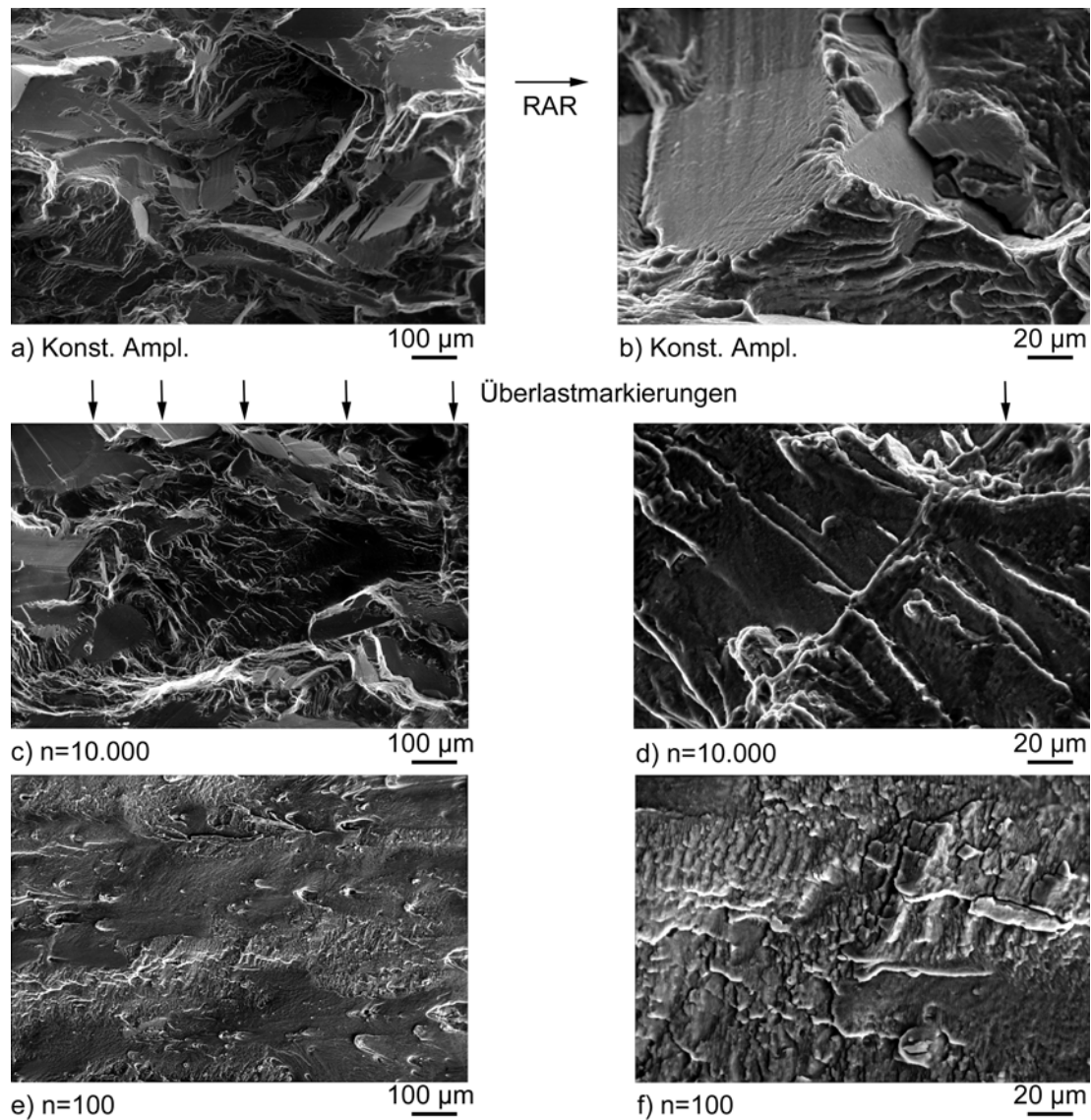


Abbildung 37: Bruchflächen der Legierung 2024 CG im Vakuum bei $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Im Vergleich zur konstanten Amplitude ist der Anteil ausgeprägten Gleitbandbruchs bei $n=10.000$ deutlich geringer (Abb. 37 c/d). Die glatten Flächen, deren Dimensionen mit den Kornabmessungen übereinstimmen, sind unter einem kleineren Winkel zur Hauptrissebene orientiert als bei konstanter Amplitude. Ein Großteil der Bruchfläche zeigt flache Bereiche mit Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung. Diese Bereiche enthalten elliptische Stufen, welche durch Rissbildung an eisen- und siliziumhaltigen Teilchen entstanden sind. Zu erkennen sind

Überlastmarkierungen, die im Bild schräg von unten links nach oben rechts verlaufen. Der Riss hat sich daher bei diesen Aufnahmen von links oben nach rechts unten im Bild ausgebreitet. An den Überlastmarkierungen haben sich Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung gebildet. In Abbildung 38 a/b ist jeweils eine solche Überlaststufe mit dem weißen Pfeil markiert. Abbildung 38 b ist dabei eine höhere Vergrößerung aus Abbildung 37 d.

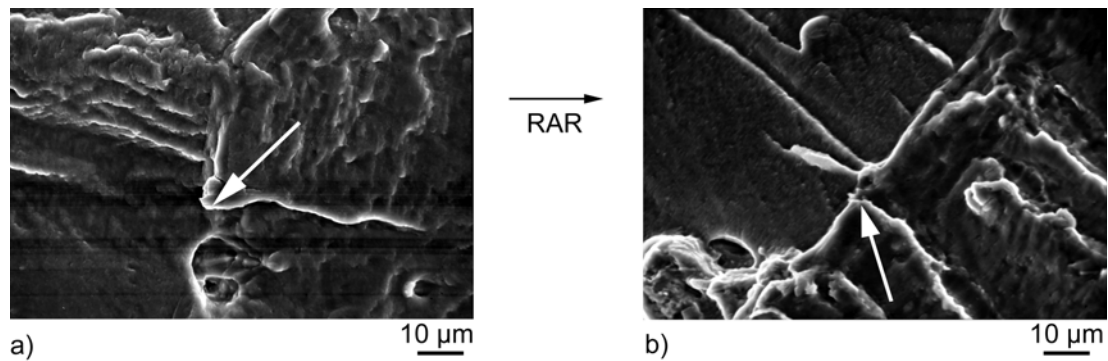


Abbildung 38: Bruchfläche 2024 CG bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

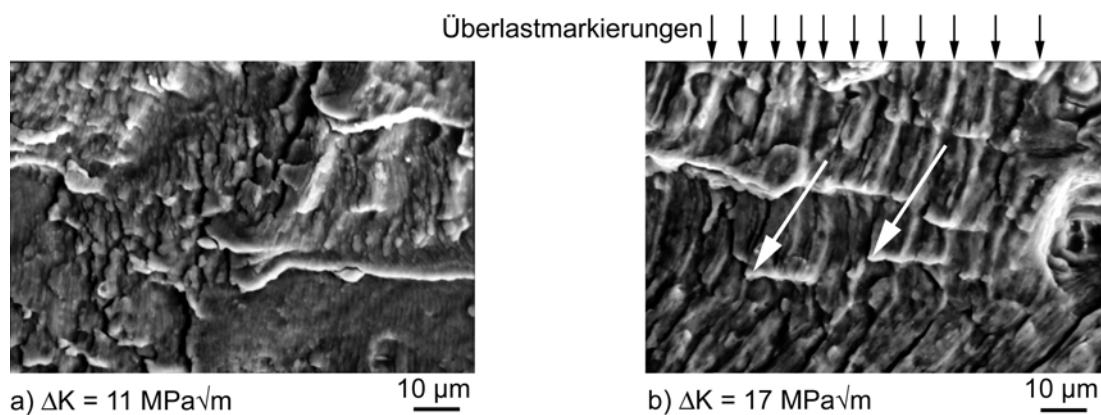


Abbildung 39: Bruchfläche 2024 CG bei $n=100$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

Die Bruchfläche für $n=100$, die in Abbildung 37 e/f zu sehen ist, ist deutlich flacher als bei konstanter Amplitude und $n=10.000$. Herausstechend sind elliptische Stufen und zerklüftete Bereiche mit kleinen Stufen, welche die flachen Bereiche verbinden. Gleitbandbruch durch Einfachgleitung tritt bei $n=100$ nicht auf, die Bruchfläche ist ausschliesslich durch Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung entstanden. Bei der höheren Vergrößerung in Abbildung 39 a sind auch die in Abständen von 2 µm im Bild annähernd vertikal verlaufenden Überlastmarkierungen zu erkennen. Die Höhe dieser Markierungen ist im Vergleich zu $n=10.000$ deutlich geringer, so dass die Flächen bei geringer Vergrößerung flach erscheinen. Bei dem höheren ΔK in Abbil-

dung 39 b können auch Überlaststufen parallel zur Rissausbreitungsrichtung identifiziert werden, die von den Überlastmarkierungen ausgehen und teilweise über mehrere Überlastabstände hinweg wirksam sind.

Der Einfluss der periodischen Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten der Legierung 2024 CG an Luft ist in Abbildung 40 dargestellt. Wie im Vakuum wurde bei $n=10.000$ auch an Luft eine Verzögerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit beobachtet. Bei $n=100$ tritt anders als im Vakuum ein leicht verzögertes Risswachstum auf. Der Einfluss von der Luft bedeutet eine Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes im Vergleich zum Vakuum. Dieser Effekt ist vergleichbar stark bei der konstanten Amplitude und $n=10.000$ und lediglich schwach bei $n=100$.

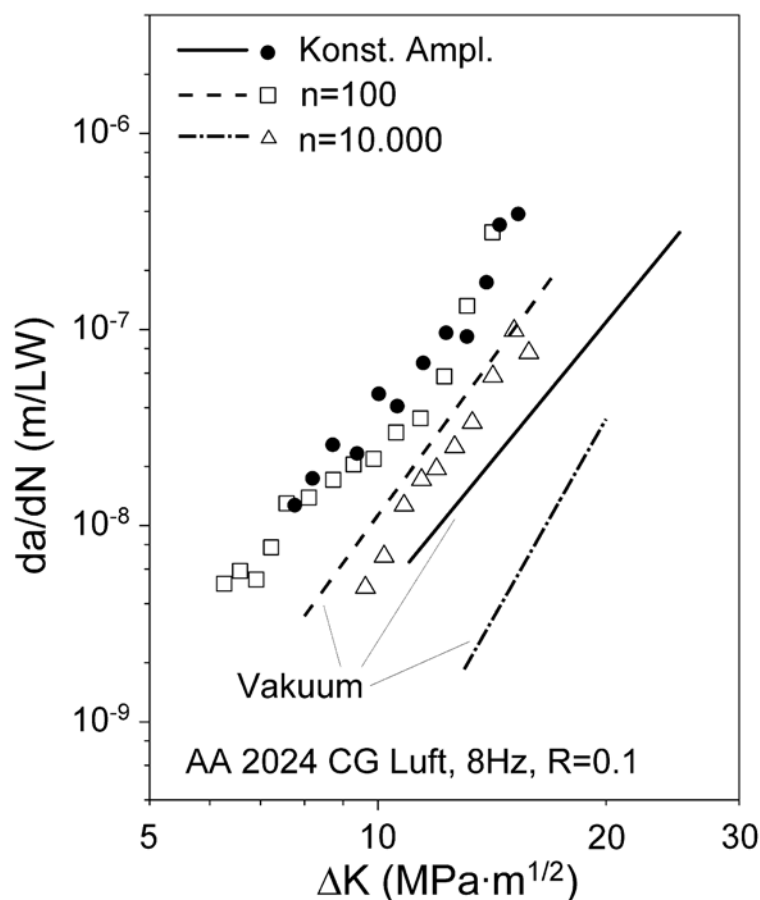
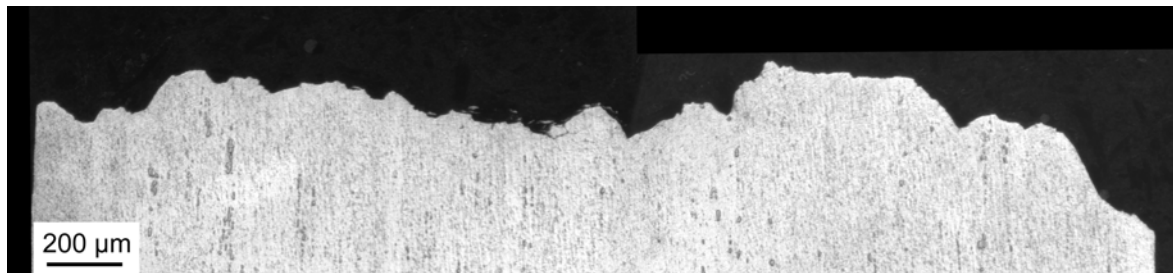


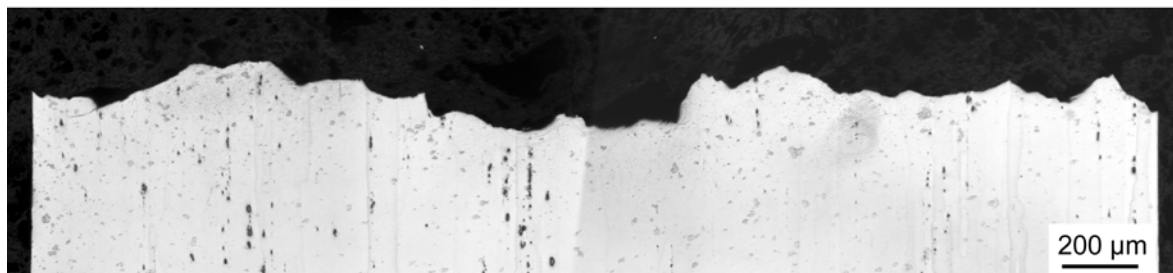
Abbildung 40: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 CG an Luft und im Vakuum bei $R=0,1$

Die Rissfrontprofile für die drei an Luft untersuchten Belastungszustände zeigt Abbildung 41. Für alle Zustände entsteht ein raues Profil mit Auslenkungen bis zu 200 μm . Im Gegensatz zu den Vakuumversuchen (vgl. Abb. 36) treten bei den Überlastversuchen an Luft keine Änderungen der Rissfrontgeometrie auf makroskopischer Ebene auf. Bei konstanter Belastungsamplitude bewirkt der Lufteinfluss eine deutliche Reduzierung der Rauigkeit des Rissfrontprofils.

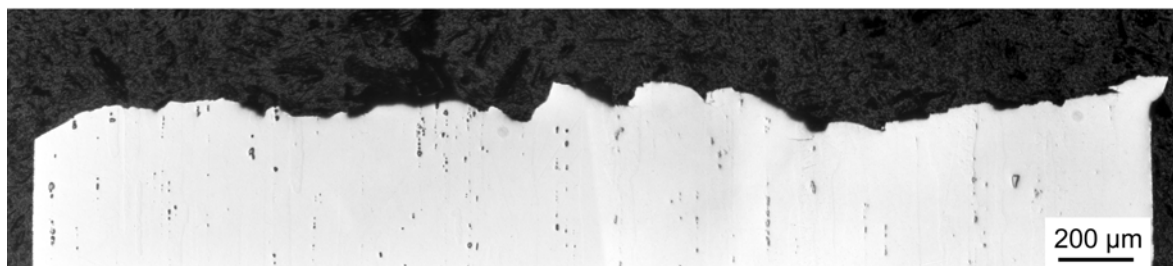
Abgesehen von dem Hügelprofil im Vakuum ist die Rauigkeit der Rissfront bei $n=10.000$ an Luft und im Vakuum vergleichbar. Für $n=100$ kann eine Zunahme der Rauigkeit an Luft im Vergleich zum flachen Rissfrontprofil im Vakuum beobachtet werden.



a) Konst. Ampl. - $\Delta K = 8,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



b) $n=10.000$ - $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



c) $n=100$ - $\Delta K = 9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Abbildung 41: Rissfrontprofile der Legierung 2024 CG an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW (LM)}$

Einen Überblick über die bei den unterschiedlichen Belastungsbedingungen entstandenen Bruchflächen bietet Abbildung 42. Bei konstanter Amplitude (Abb. 42 a/b) entsteht eine Bruchfläche mit vielen kleinen und einigen den Kornabmessungen entsprechenden grossen Stufen. Dabei wechseln sich flache Bereiche mit kleinen Gleitstufen in Rissausbreitungsrichtung mit stark zerklüfteten Bereichen ab. Der im Vakuum dominierende ausgeprägte Gleitbandbruch tritt an Luft eher selten auf, so dass die Bruchfläche deutlich flacher im Vergleich zum Vakuum ist (vgl. Abb. 37 a/b). Eine Auswirkung der Luft ist die Bildung von Sekundärrissen im Inneren der Körner, die im Vakuum nicht beobachtet wurde.

Die Bruchfläche bei Überlastversuchen mit $n=10.000$ ist in Abbildungen 42 c/d zu sehen. Bereiche flacher Rissausbreitung, die mit Gleitstufen durchzogen sind, wechseln sich mit weniger

duktil gebrochenen zerklüfteten Bereichen ab. Die Ausdehnung der flachen Bereiche korrespondiert mit den Kornabmessungen dieser Legierung. Gleitbandbruch durch Einfachgleitung wurde nicht beobachtet. Typisch sind die Überlastmarkierungen, die sich bei jeder Überlast gebildet haben. Im Vergleich zur konstanten Amplitude ist der Anteil der flachen, von Gleitstufen durchzogenen Bereiche höher. Sekundärrisse waren bei $n=10.000$ nicht sichtbar. Aufgrund der zerklüfteten Bereiche ist die Bruchfläche an Luft rauer als im Vakuum bei $n=10.000$ (vgl. Abb. 37 c/d). Wie im Vakuum bilden sich an den Überlastmarkierungen auch an Luft Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung. Ein Beispiel hierfür ist in Abbildung 43 mit dem weißen Pfeil markiert.

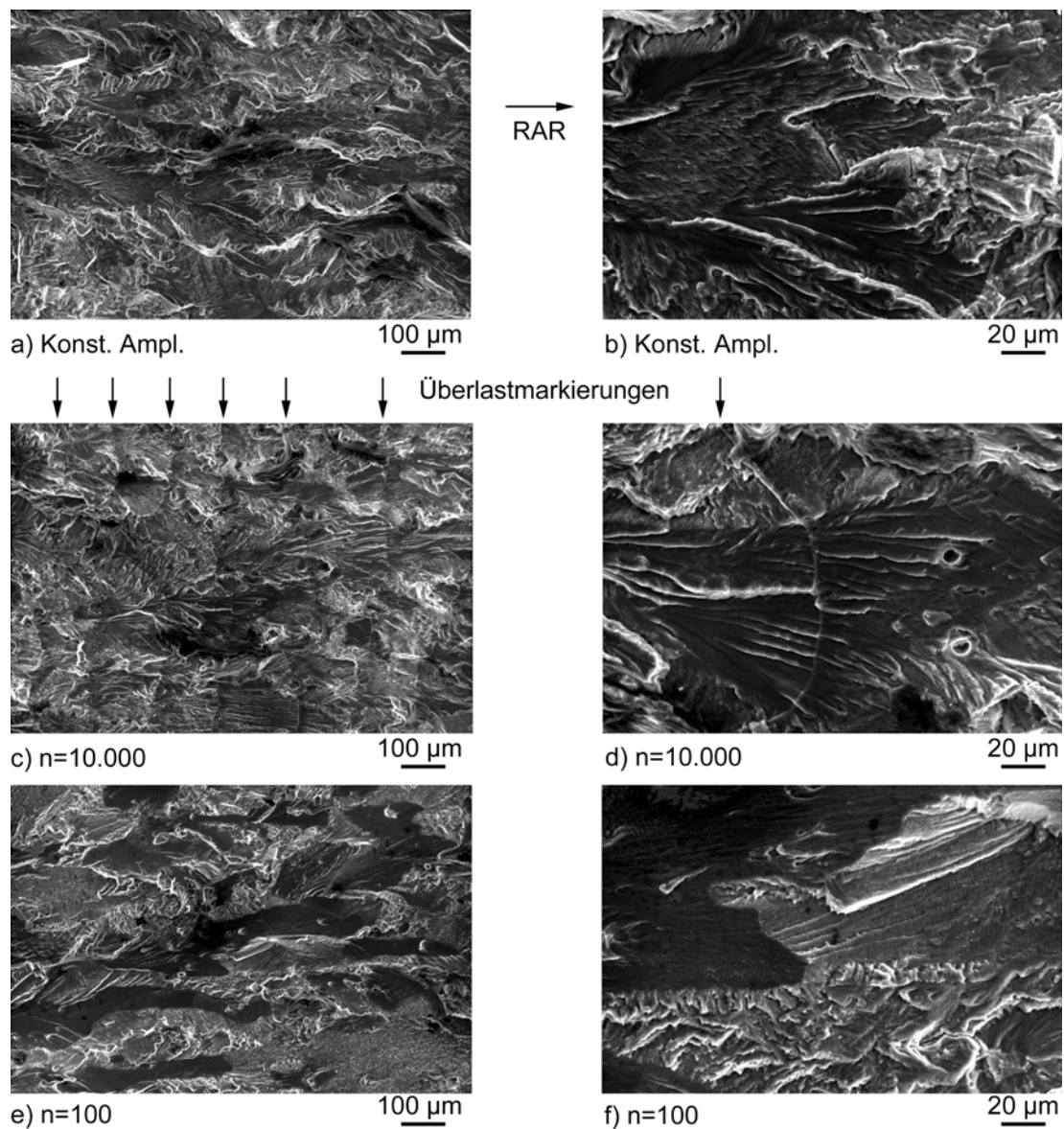


Abbildung 42: Bruchflächen der Legierung 2024 CG an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Abbildung 42 e/f zeigt die Bruchfläche für die mit $n=100$ häufig aufgetragenen Überlasten. Im Vergleich zur Bruchfläche bei konstanter Amplitude (Abb. 42 a/b) sind sehr flache Bereiche vorhanden neben den auch bei konstanter Amplitude beobachteten zerklüfteten Bereichen. Die Ausbildung von Sekundärrissen wurde bei $n=100$ nicht beobachtet. Charakteristisch sind wie im Vakuum die feinen Überlastmarkierungen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung, welche auf der gesamten Bruchfläche präsent sind. Im Vergleich zu den Versuchen im Vakuum mit $n=100$ erscheint die Bruchfläche durch die stufig gebrochenen Bereiche an Luft rauer (vgl. Abb. 37 e/f).

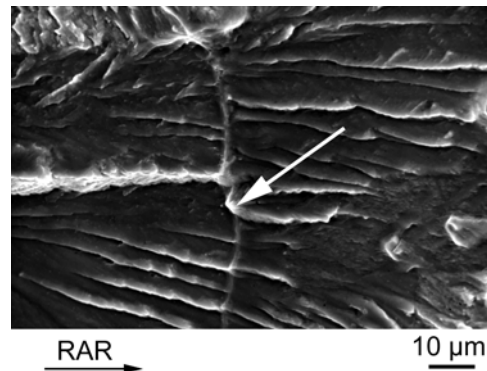


Abbildung 43: Bruchfläche 2024 CG bei $n=10.000$ an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)

Tabelle 6: Maximal gemessene Rissschließung für die Legierung 2024 CG bei $R=0,1$

		da/dN (m/LW)	ΔK (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	ΔK_{eff} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	RS-Anteil (%)	R_{eff}
Vakuum	konst. Ampl.	1,4E-07	20,6	18,2	11,3	0,2
	$n=10.000$	8,4E-09	16,1	15,4	4,3	0,14
	$n=100$	1,4E-08	10,8	10,5	2,8	0,13
Luft	konst. Ampl.	2,3E-07	14,2	13,0	8,3	0,17
	$n=10.000$	8,3E-08	14,2	13,3	6,2	0,16
	$n=100$	3,0E-08	10,5	9,9	6,3	0,16

Die Werte maximaler Rissschließung bei $R=0,1$ sind für die Legierung 2024 CG in Tabelle 6 zusammengefasst. Diese Legierung zeigt bei konstanter Amplitude ausgeprägte Rissschließungseffekte, die mit einem Rissschließungsanteil von 11,3% im Vakuum höher sind als an Luft, wo ein maximaler Wert von 8,3% gemessen wurde. Die Überlasten bewirken im Vakuum eine deutliche Reduzierung der Rissschließung. Bei $n=10.000$ beträgt der Anteil lediglich 4,3%

auch bei $R=0,5$ die Bildung von Überlaststufen parallel zur Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen beobachtet. Abbildung 45 zeigt hier jeweils ein Beispiel für die im Vakuum und an Luft gebildeten Bruchflächen. Die durch die Überlasten erzeugte Geometrie der Rissspitze stimmt mit der bei der feinkörnigen Legierungsvariante bei $R=0,1$ beobachteten Geometrie überein. Abbildung 46 zeigt einen korrespondierenden Bereich auf der oberen und unteren Bruchflächenhälfte für den im Vakuum bei $R=0,5$ durchgeführten Überlastversuch. Die Überlastmarkierung geht bei beiden Hälften von unten nach oben, so dass sich bei dem Zusammenfügen der Hälften die in der Mitte dargestellte Bruchflächeengeometrie ergibt.

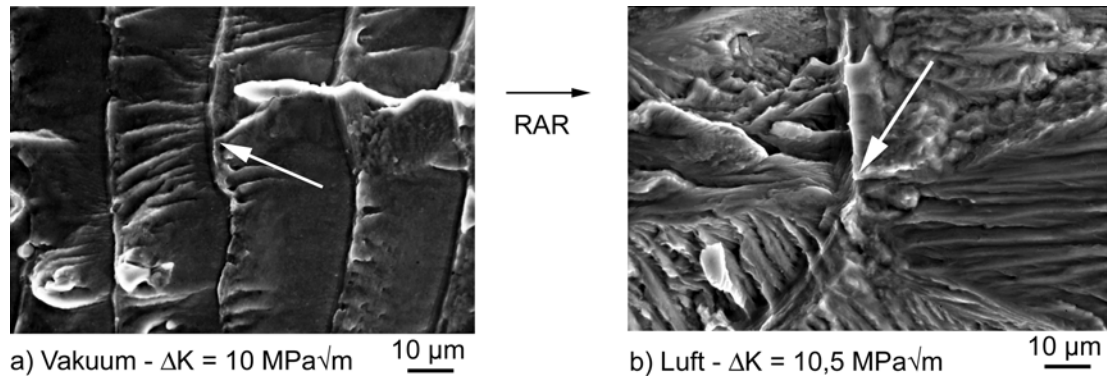


Abbildung 45: Bruchfläche 2024 CG bei $n=10.000$ mit $R=0,5$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

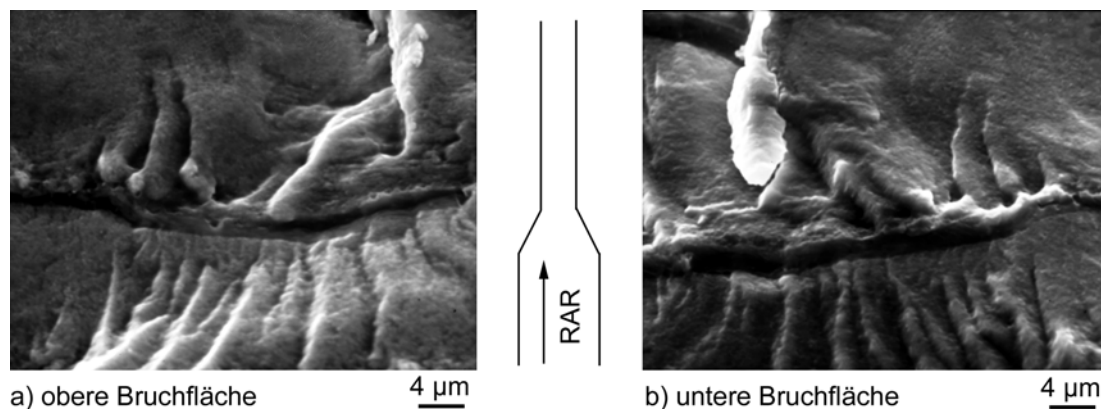


Abbildung 46: Korrespondierende Bruchflächen 2024 CG bei $n=10.000$ (REM); Geometrie der Überlastmarkierungen für $da/dN \sim 3 \times 10^{-9} \text{ m/LW}$ im Vakuum mit $R=0,5$; Hauptrissebene um 45° zur Restbruchfläche geneigt

KORNGRÖßENEINFLUSS

Im linken Diagramm in Abbildung 47 sind die im Vakuum für die beiden unterschiedlichen Legierungsvarianten ermittelten Rissausbreitungskurven zusammengestellt. Die Kurvenverläufe für die feinkörnige Legierung 2024 FG werden durch die gefitteten Geraden dargestellt

und die Symbole kennzeichnen die an der grobkörnigen Legierung 2024 CG gemessenen Kurven. Bei konstanter Amplitude weist die Legierung mit der groben, langgestreckten Kornform einen deutlich höheren Rissausbreitungswiderstand auf. Auch für die mit $n=10.000$ durchgeführten Überlastversuche breiten sich Risse bei gleichem ΔK langsamer in der grobkörnigen Legierung aus. Allerdings ist der Unterschied hier weniger stark wie bei konstanter Amplitude. Bei dem Überlastintervall von $n=100$ Lastwechseln liegen die für beide Legierungsvarianten ermittelten Kurven deckungsgleich. Der Grund hierfür ist, dass der Verzögerungseffekt in der feinkörnigen Legierung stärker ausgeprägt ist und die Überlasten bei $n=100$ in der grobkörnigen Legierung 2024 CG eine beschleunigte Rissausbreitung bewirken.

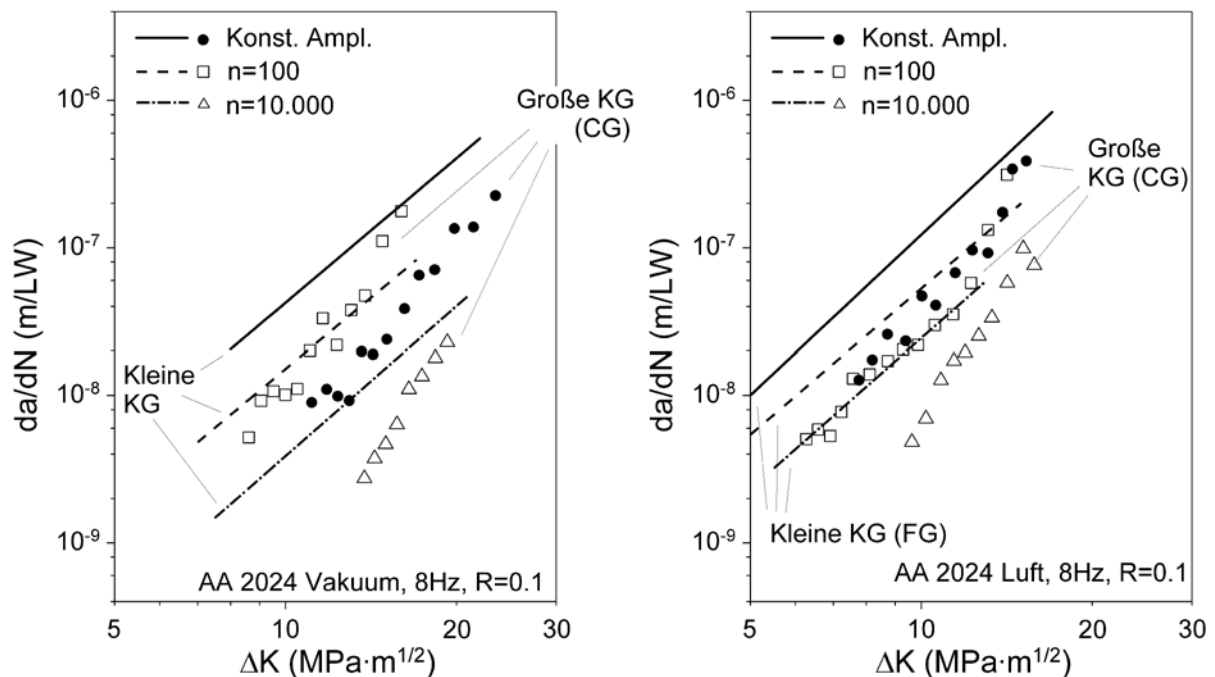


Abbildung 47: Vergleich der Rissausbreitungskurven für beide Legierungsvarianten 2024 FG und CG für Vakuum (links) und Luft (rechts)

Die Rissfrontprofile und Bruchflächen beider Legierungen weisen bei konstanter Amplitude deutliche Unterschiede auf. Während Rissausbreitung durch Mehrfachgleitung in der feinkörnigen Legierung 2024 FG eine flache Bruchfläche (Abb. 22 a/b) und ein entsprechend flaches Profil (Abb. 21 a) erzeugt, bewirkt der ausgeprägte Gleitbandbruch bei der grobkörnigen Legierung (Abb. 37 a/b) eine extrem hohe Rauigkeit des Rissfrontprofils (Abb. 36 a). Bei einem Überlastintervall von $n=10.000$ entstehen in der grobkörnigen Legierung Bruchflächen und Profile mit einer höheren Rauigkeit als bei der feinkörnigen Legierungen (vgl. Abb. 36 b mit 21 b). Die flachen Bereiche in beiden Legierungen haben ein vergleichbares Aussehen (vgl. Abb. 37 d mit 22 d). Bei $n=100$ sind die Rissfrontprofile der beiden Legierungen vergleichbar flach (vgl. Abb. 21 c mit 36 c). Die Bruchflächen beider Legierungen zeigen bei $n=100$ ähnliche Merkmale (vgl. Abb. 37 e/f mit 22 e/f). Lediglich die zerklüfteten Bereiche weisen in der grobkörnigen Legierung höhere Abmessungen auf. Die wesentliche Gemeinsamkeit der bei den

Überlastversuchen entstandenen Bruchflächen beider Legierungen ist die Bildung von Überlastmarkierungen bei jeder einzelnen Überlast sowie die Entstehung von Überlaststufen parallel zur Rissausbreitungsrichtung an diesen Markierungen (vgl. Abb. 23, 27 a, 38, 39 b). Der Rissschliessungsanteil bei konstanter Amplitude ist im Vakuum deutlich höher bei der grobkörnigen Legierung. Dagegen wurden bei den Überlastversuchen ähnlich niedrige Anteile in beiden Legierungen gemessen (vgl. Tab. 5 und 6).

Wie im Vakuum ist der Rissausbreitungswiderstand der grobkörnigen Legierung auch an Luft höher als bei der feinkörnigen Legierung. Dies zeigt der Kurvenvergleich der an Luft ermittelten Kurven beider Legierungen im rechten Diagramm in Abbildung 47. Die Kurven der feinkörnigen Legierung 2024 FG sind hier mit den Geraden gekennzeichnet und die Kurven der grobkörnigen Legierung 2024 CG durch die Symbole. Es ist zu sehen, dass der Unterschied im Rissausbreitungswiderstand zwischen den Kurven beider Legierungen bei konstanter Amplitude geringer ist als im Vakuum (vgl. mit dem linken Diagramm in Abb. 47). Für alle Belastungsverläufe ist der Rissausbreitungswiderstand der grobkörnigen Legierung jeweils höher als in der feinkörnigen Legierung. Der Verzögerungseffekt durch die Überlasten ist an Luft in der feinkörnigen Legierung bei $n=100$ und $n=10.000$ stärker ausgeprägt. Bei konstanter Belastungsamplitude haben die Bruchflächen an Luft in beiden Legierungen einen zerklüfteten Charakter (vgl. Abb. 30 a/b und 42 a/b). Dabei entstehen in der grobkörnigen Legierung den Kornabmessungen entsprechend höhere Auslenkungen im Vergleich zur feinkörnigen Legierung, was zu einer höheren Rauigkeit des Rissfrontprofils der 2024 CG führt (vgl. Abb. 29 a und 41 a). Für die Bruchflächen der Überlastversuche gilt Ähnliches wie bei konstanter Amplitude. Der Unterschied liegt vor allem in den höheren Auslenkungen der zerklüfteten Bruchbestandteile der Bruchflächen in der grobkörnigen Legierung (vgl. Abb. 30 c-f mit 42 c-f), die zu vergleichsweise rauerer Rissfrontprofilen führen (vgl. Abb. 29 b/c mit 41 b/c). Wie im Vakuum sind die Überlastmarkierungen, die sich senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung bilden und die von diesen Markierungen ausgehenden Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung (vgl. Abb. 31, 32, 43) die charakteristischen Merkmale der bei den Überlastversuchen gebildeten Bruchflächen. Bei konstanter Amplitude ist auch an Luft die Rissschliessung in der grobkörnigen Legierung höher, allerdings ist hier der Unterschied zwischen den Legierungen geringer als im Vakuum (vgl. Tab. 5 und 6). Beim Aufbringen der Überlasten nimmt der Rissschliessungsanteil in der grobkörnigen Legierung leicht ab. Während eine Abnahme in der feinkörnigen Legierung auch für $n=100$ beobachtet wurde, nimmt der Anteil für $n=10.000$ bei dieser Legierung stark zu und ist höher als in der grobkörnigen Legierung.

4.3.2 Aluminiumlegierung AA 6156

Die für die Legierung 6156 im Vakuum ermittelten Rissausbreitungskurven zeigt Abbildung 48. Die periodisch aufgebrachten Überlasten bewirken eine Verzögerung der Rissausbreitung. Dieser Effekt ist bei den in größeren Intervallen von $n=10.000$ Lastwechseln aufgebrachten Überlasten stärker ausgeprägt als bei $n=100$.

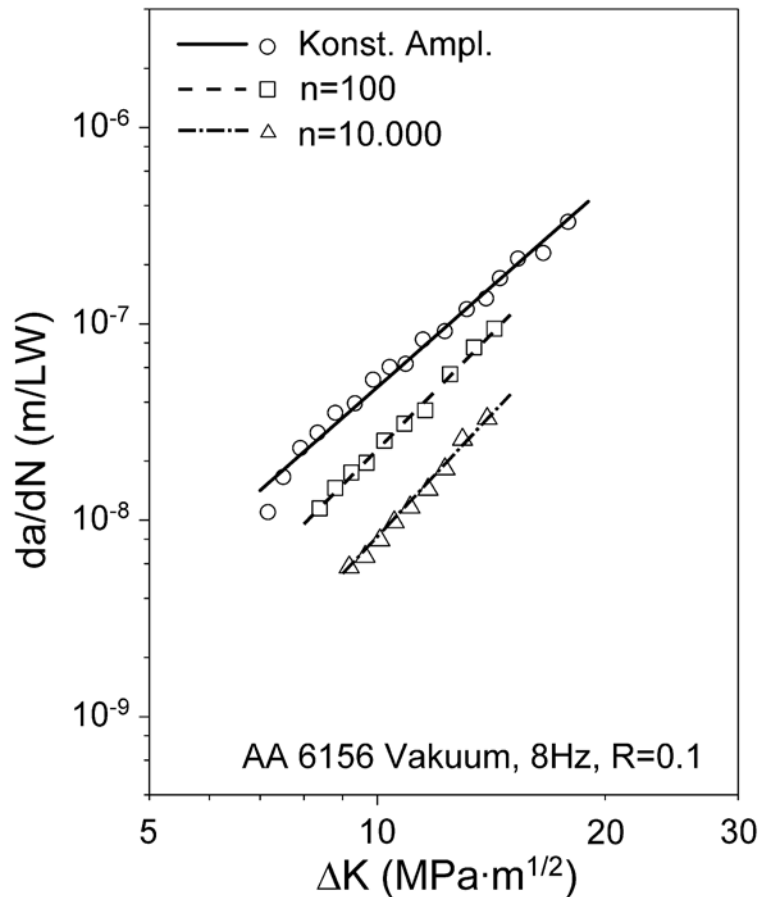


Abbildung 48: Rissausbreitungskurven der Legierung 6156 im Vakuum bei $R=0,1$

Abbildung 49 zeigt die Rissfrontprofile für die drei im Vakuum getesteten Belastungsfälle. Die Profile sind in diesem Geschwindigkeitsbereich vergleichbar flach, mit kleinen Auslenkungen um $20\text{ }\mu\text{m}$. Die Überlasten haben somit keinen Einfluss auf die Rissfrontraugigkeit.

Die Bruchflächen für die Vakuumversuche sind in Abbildung 50 zusammengestellt. Abbildung 50 a/b zeigt die bei konstanter Amplitude ausgebildete Bruchfläche. Zu sehen sind Bereiche flacher Rissausbreitung unter homogener Gleitung sowie zerklüftete Bereiche zwischen diesen Flächen. Die Ausdehnung der flachen Bereiche stimmt mit den Kornabmessungen überein und die zerklüfteten Bereiche bilden sich an den Übergängen benachbarter flacher Bereiche. Des Weiteren wurden elliptische Stufen an eisen- und siliziumhaltigen Teilchen erzeugt. Insgesamt enthält die Bruchfläche einen hohen Anteil solcher Teilchen.

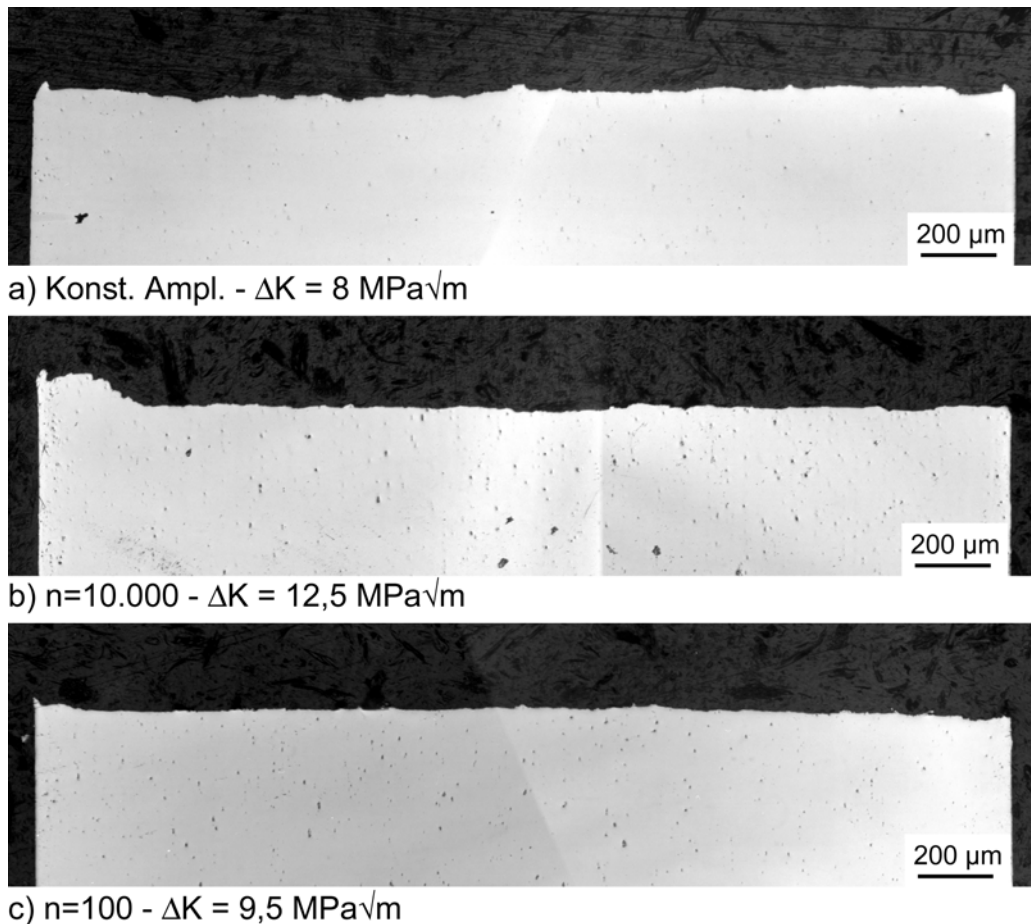


Abbildung 49: Rissfrontprofile der Legierung 6156 im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW (LM)}$

Die in Abbildung 50 c/d gezeigte Bruchfläche für $n=10.000$ weist im Vergleich zur konstanten Amplitude einen höheren Anteil flacher und weniger zerklüftete Bereiche auf. Auch hier sind elliptische Stufen vorhanden. Zu erkennen sind auch Überlastmarkierungen, die vertikal im Bild verlaufen. An den Überlastmarkierungen haben sich Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung gebildet, von denen eine mit dem weißen Pfeil in Abbildung 51 markiert wird. Die für eine typische Überlaststufe ermittelte Anfangshöhe lag bei $3 \mu\text{m}$ und die Länge bei $50 \mu\text{m}$. Die Ermittlung der Anzahl der Überlaststufen entlang einer Überlastmarkierung bei einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ ergab eine Summe von gut 20 Stufen über eine Rissfrontlänge von 1 mm.

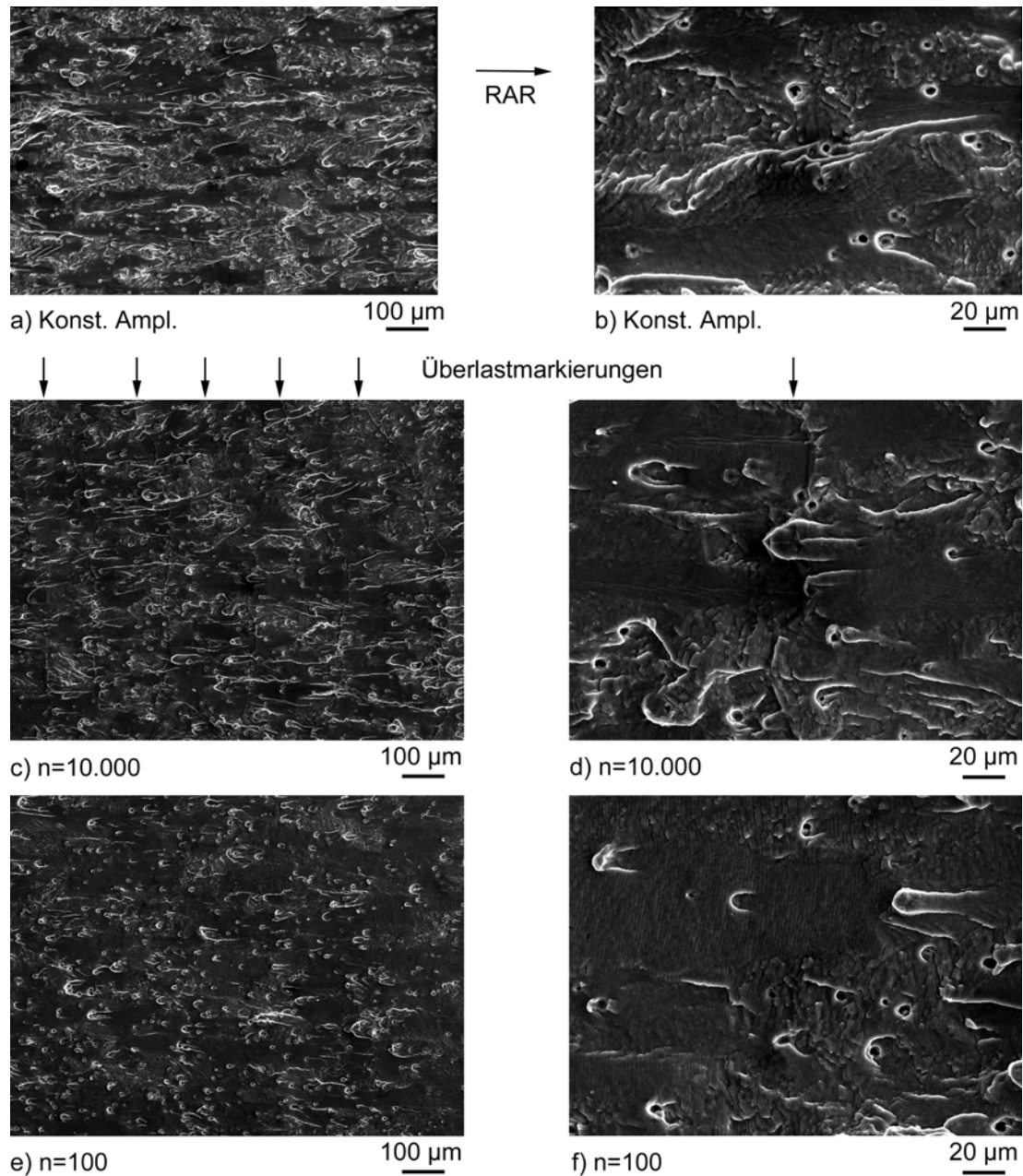


Abbildung 50: Bruchflächen der Legierung 6156 im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Bei $n=100$ entsteht eine sehr flache Bruchfläche (Abb. 50 e/f), die deutlich weniger zerklüftete Bereiche enthält als bei konstanter Amplitude und weniger als bei $n=10.000$. Bei der höheren Vergrößerung in Abbildung 52 a werden die Überlastmarkierungen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung sichtbar, welche die gesamte Bruchfläche durchziehen. Der Vergleich mit den bei dem höheren ΔK entstandenen Überlastmarkierungen in Abbildung 52 b zeigt, dass deren Höhe mit zunehmendem ΔK steigt. Die weißen Pfeile in beiden Abbildungen zeigen jeweils auf ein Beispiel für eine Überlaststufe in Rissausbreitungsrichtung, die sich an einer Überlastmarkierung gebildet hat. Wie das linke Diagramm in Abbildung 53 zeigt, nimmt die Anzahl der Stufen

bei $n=100$ mit zunehmendem $K_{max,ÜL}$ ab von 25 auf gut 10 Stufen über eine Überlastmarkierungslänge von 1 mm. Die Höhe und Länge dieser Stufen nimmt dagegen mit steigendem $K_{max,ÜL}$ zu (Abb. 53, rechtes Diagramm). Während bei der geringeren Rissausbreitungsgeschwindigkeit für eine typische Überlaststufe eine Anfangsstufenhöhe von $0,5\text{ }\mu\text{m}$ und eine Länge von $3\text{ }\mu\text{m}$ gemessen wurde, sind die Überlaststufen bei der höheren Geschwindigkeit an der Überlastmarkierung $5\text{ }\mu\text{m}$ hoch und $16\text{ }\mu\text{m}$ lang.

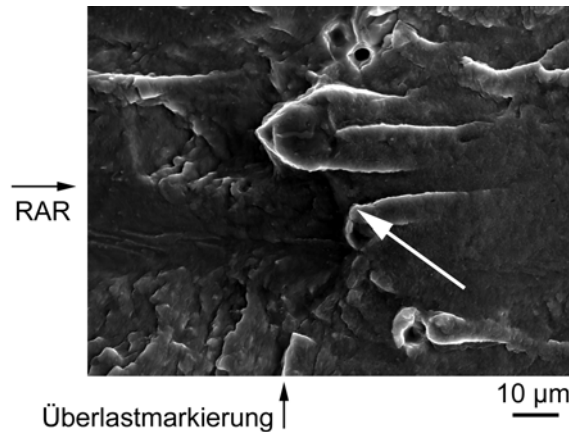


Abbildung 51: Bruchfläche 6156 bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)

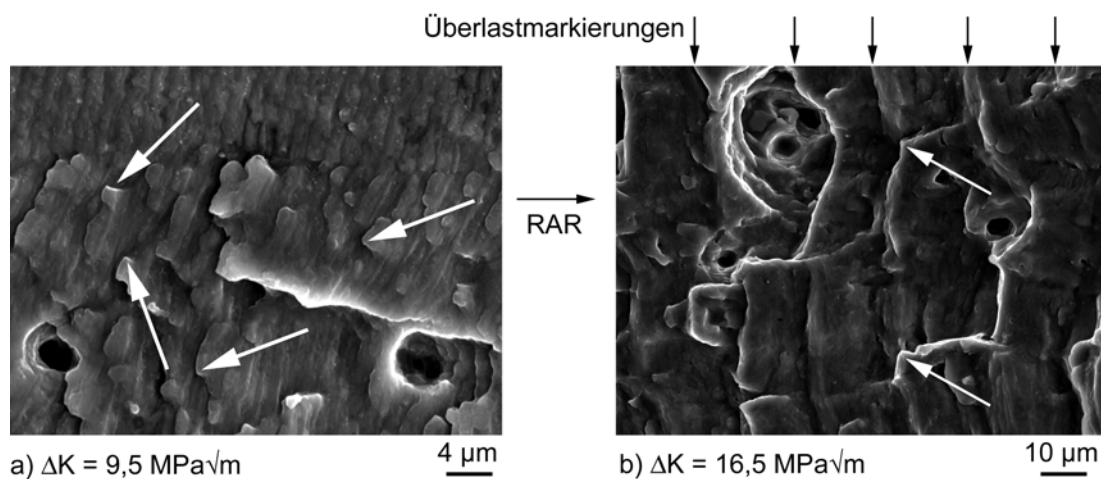


Abbildung 52: Bruchfläche 6156 bei $n=100$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

Die Anzahl der an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen ist bei derselben Rissausbreitungsgeschwindigkeit für $n=100$ und $n=10.000$ ähnlich hoch und liegt unterhalb der Anzahl von Korngrenzen in dieser Legierung (Abb. 53, linkes Diagramm). Dagegen sind die Höhe und Länge der Überlaststufen bei $n=100$ deutlich geringer als im Vergleich zu $n=10.000$

(Abb. 53, rechtes Diagramm). Den Einfluss des Überlastintervalls auf die Dimensionen von Überlastmarkierungen und Überlaststufen verdeutlicht die Abbildung 54. Bei derselben Rissausbreitungsgeschwindigkeit und höherem $K_{max,ÜL}$ entstehen für die mit $n=10.000$ seltener aufgetragenen Überlasten deutlich höhere Überlastmarkierungen und damit auch Stufen als bei den mit $n=100$ in häufiger Folge aufgetragenen Überlasten.

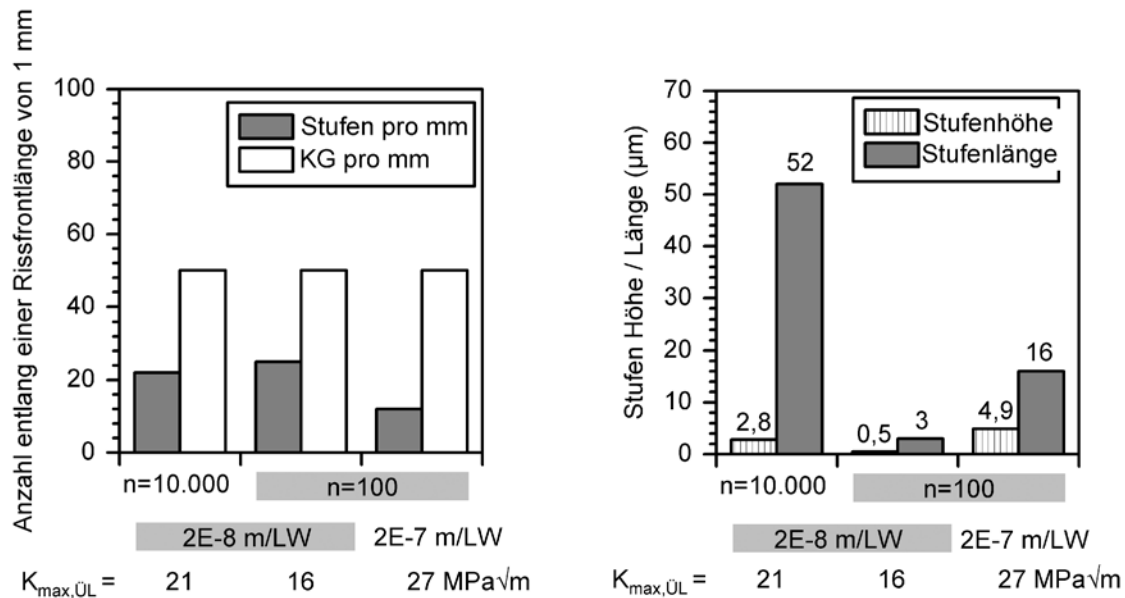


Abbildung 53: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen im Vakuum erzeugten Überlaststufen.

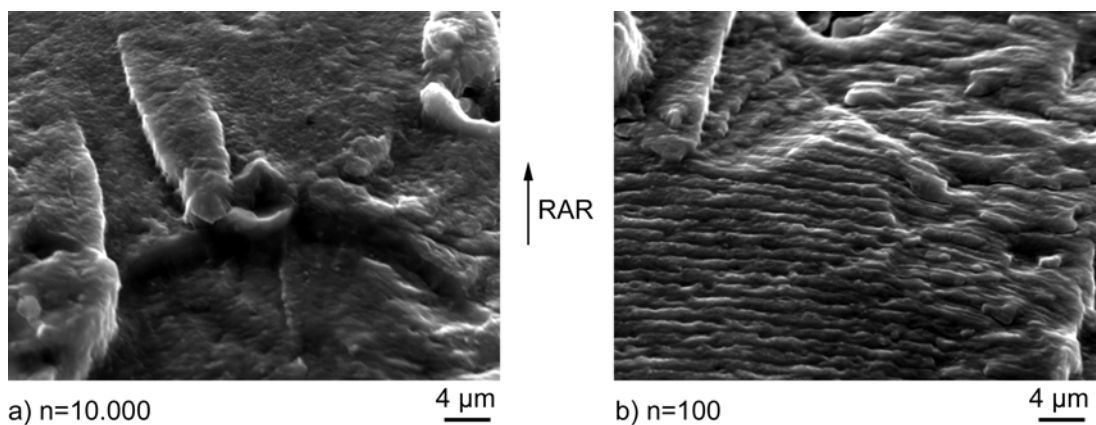


Abbildung 54: Bruchfläche 6156 bei $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Überlastmarkierungen mit einer Überlaststufe in Rissausbreitungsrichtung bei unterschiedlichem Überlastintervall; Hauptrissebene um 45° zur Restbruchfläche geneigt

Die an Luft für die Legierung 6156 gemessenen Rissausbreitungskurven zeigt Abbildung 55. Die Überlasten haben in der Tendenz einen ähnlichen Einfluss wie im Vakuum, es wurde eine

verzögerte Rissausbreitung beobachtet. Allerdings ist die Verzögerung an Luft bei $n=10.000$ für $\Delta K < 8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ deutlich geringer als im Vakuum und tritt bei $n=100$ erst bei $\Delta K > 8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ auf. Bei geringerem ΔK liegt die Kurve bei $n=100$ deckungsgleich mit der Kurve für die konstante Amplitude. Grund hierfür ist, dass die Kurve für die konstante Amplitude bei $\Delta K = 8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ einen Übergangsbereich im Kurvenverlauf mit einer Verschiebung der Kurvenlage nach links in Richtung eines verringerten Rissausbreitungswiderstandes aufzeigt. Bei geringerem ΔK stimmt der Kurvenverlauf für die konstante Belastungsamplitude mit der im Vakuum ermittelten Kurve überein. Bei Rissausbreitungsgeschwindigkeiten oberhalb $4 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ bewirkt die Laborluft eine Verringerung des Rissausbreitungswiderstandes im Vergleich zum Vakuum. Bei den Überlastversuchen führt die Luft zu einer vergleichbaren Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes.

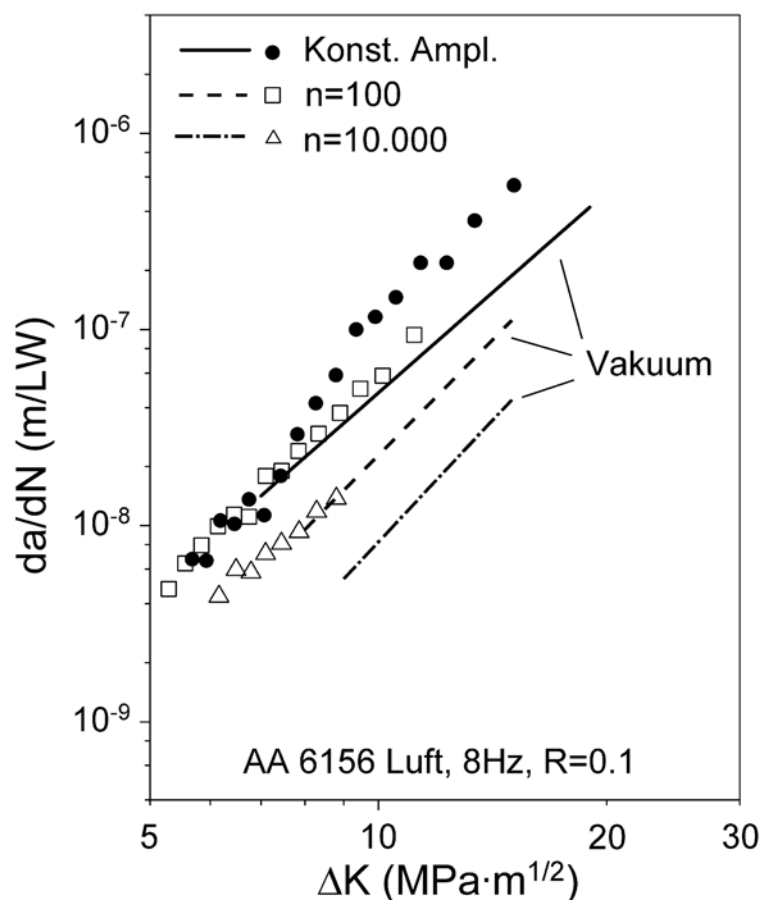


Abbildung 55: Rissausbreitungskurven der Legierung 6156 an Luft und im Vakuum bei $R=0,1$

Abbildung 56 zeigt die Rissfrontprofile für die untersuchten Belastungsbedingungen. Die unter Einwirkung periodischer Überlasten entstandenen Profile zeigen keine wesentlichen Unterschiede im Vergleich zur konstanten Amplitude. Alle Profile weisen eine vergleichbare Rauigkeit auf, die mit Auslenkungen um $50 \mu\text{m}$ höher ist im Vergleich zu den im Vakuum erzeugten Profilen (vgl. Abb. 49).

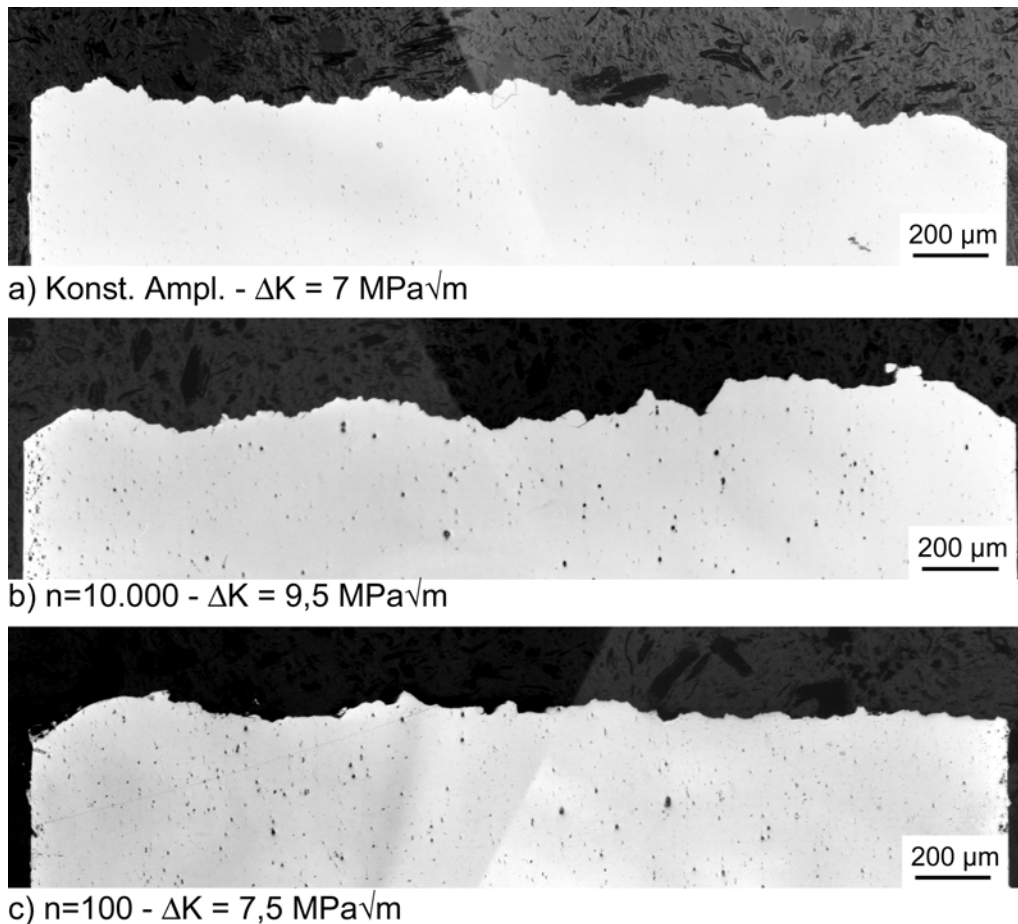


Abbildung 56: Rissfrontprofile der Legierung 6156 an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (LM)

Die an Luft gebildeten Bruchflächen sind in Abbildung 57 zusammengestellt. Wie in Abbildung 57 a/b zu sehen ist, enthält die Bruchfläche bei konstanter Amplitude sehr viele zerklüftete und wenige flache Bereiche. Im Vergleich zum Vakuum ist der Anteil dieser flachen Bereiche deutlich geringer (vgl. Abb. 50 a/b), was zu einer höheren Rauigkeit der Bruchfläche an Luft führt. Der Lufteinfluss bewirkt außerdem die Bildung von Sekundärrissen im Korninneren.

Die in Abbildung 57 c/d gezeigte Bruchfläche für $n=10.000$ weist im Vergleich zur konstanten Amplitude leicht weniger zerklüftete und mehr flache Bereiche mit Gleitstufen auf. Die Bildung von Sekundärrissen wurde nicht beobachtet. Die an Luft gebildete Bruchfläche ist im Vergleich zur im Vakuum bei $n=10.000$ gebildeten Bruchfläche deutlich rauer (vgl. Abb. 50 c/d). Wie im Vakuum haben sich Überlastmarkierungen gebildet, die mit den schwarzen Pfeilen am oberen Bildrand markiert sind. Auch an Luft wurde die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an diesen Markierungen beobachtet. Der weiße Pfeil im höher vergrößerten Ausschnitt der Bruchfläche in Abbildung 58 zeigt auf ein Beispiel für eine solche Stufe.

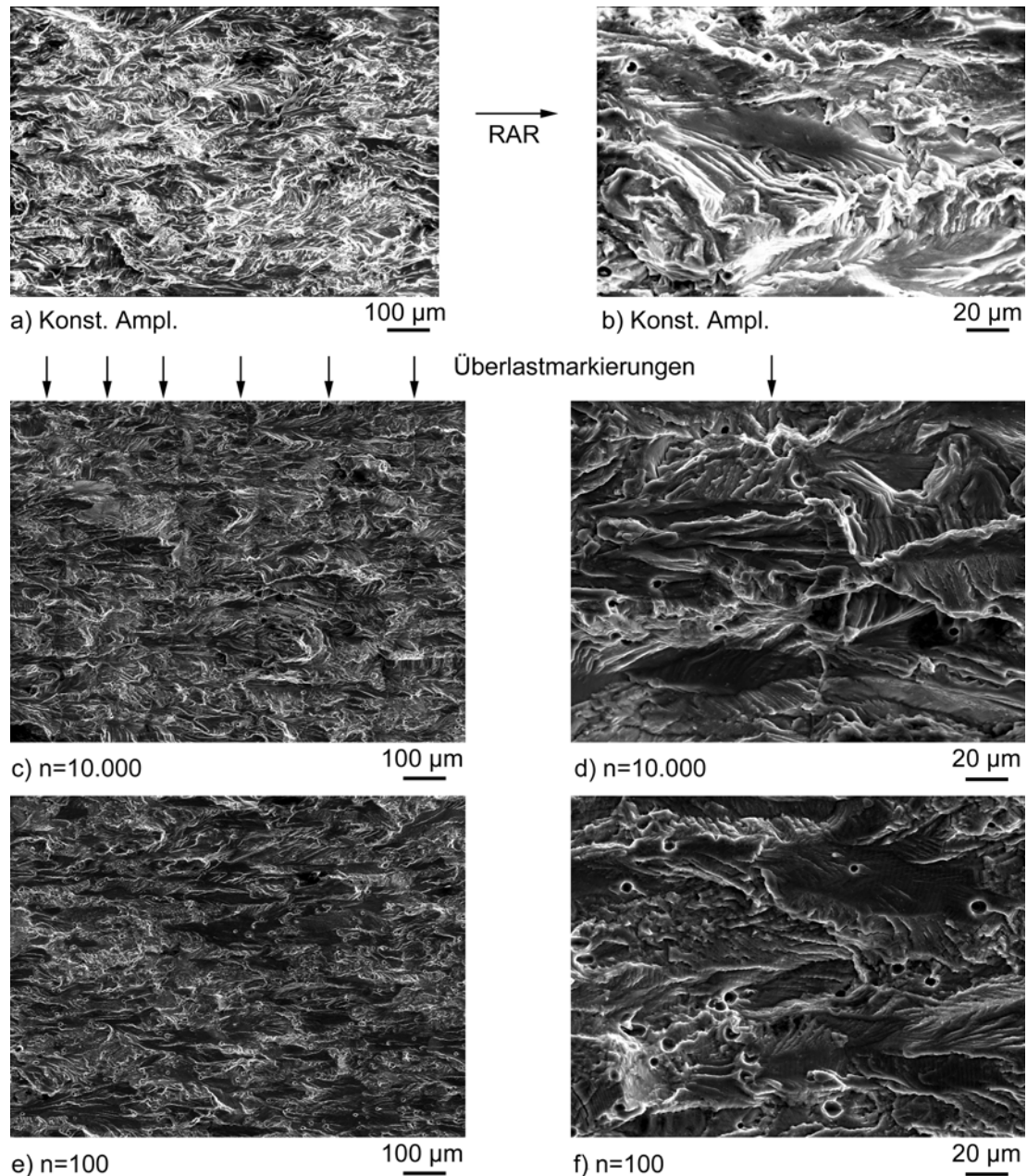


Abbildung 57: Bruchflächen der Legierung 6156 an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Die Bruchfläche bei $n=100$ in Abbildung 57 e/f enthält einen höheren Anteil von Bereichen flacher Rissausbreitung und weniger zerklüftete Bereiche als bei $n=10.000$ und konstanter Amplitude. Wie im Vakuum sind bei der höheren Vergrößerung in Abbildung 59 a die im Bild vertikal verlaufenden Überlastmarkierungen zu sehen. Auch an Luft entstehen an den Überlastmarkierungen Überlaststufen parallel zur Rissausbreitungsrichtung. Eine solche Überlaststufe ist in Abbildung 59 b für das höhere ΔK mit dem weißen Pfeil markiert. Im Vergleich zum Vakuum ist der Anteil zerklüfteter Bereiche an Luft bei $n=100$ deutlich höher (vgl. Abb. 50 e/f).

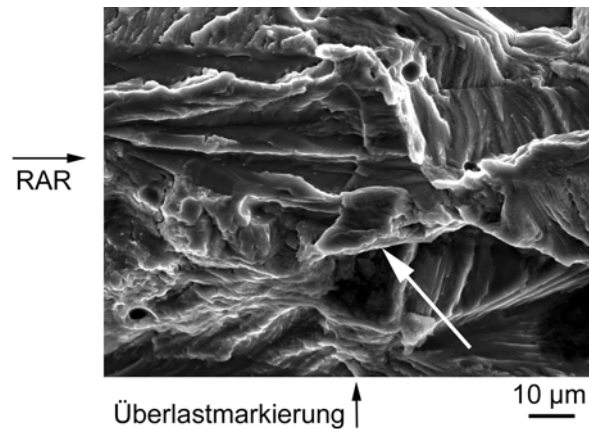


Abbildung 58: Bruchfläche 6156 bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)

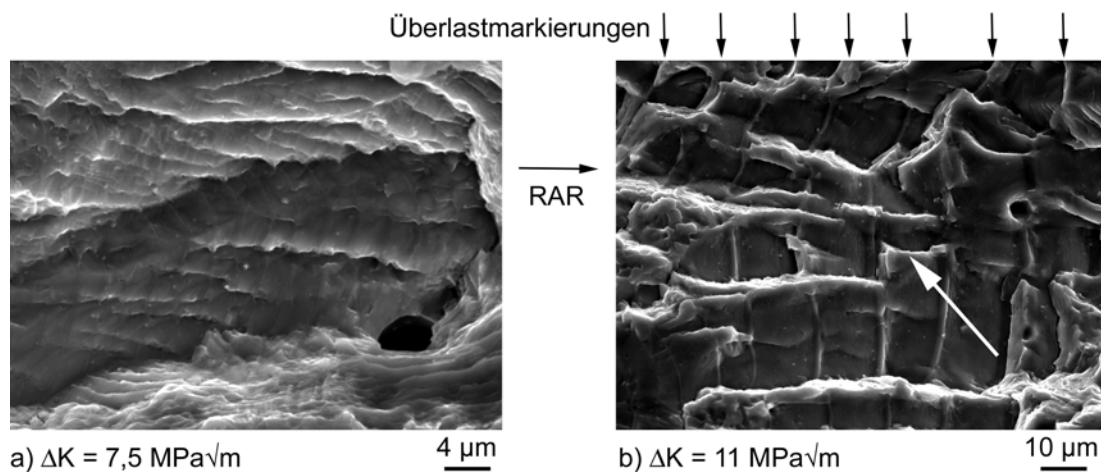


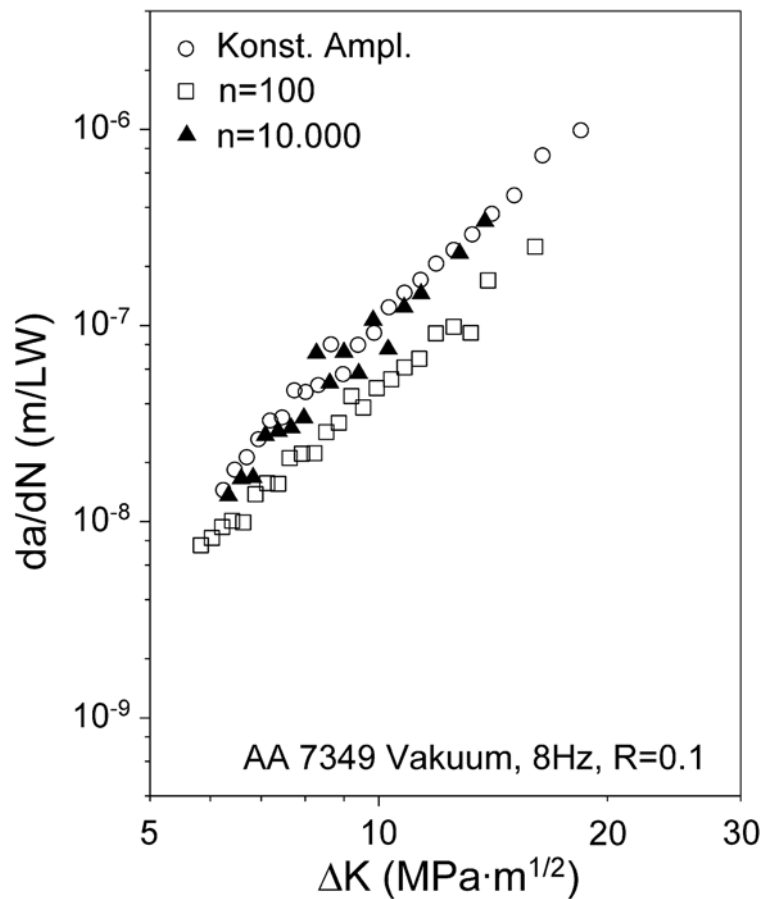
Abbildung 59: Bruchfläche 6156 bei $n=100$ an Luft mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)

In Tabelle 7 sind die maximal gemessenen Rissschließungsanteile für die Aluminiumlegierung 6156 zusammengestellt. Bei konstanter Belastungsamplitude wurden an Luft und im Vakuum vergleichbare maximale Rissschließungsanteile um 5,5% gemessen. Die Überlastfälle bewirkten im Vakuum bei $n=100$ eine leichte Zunahme des Anteils auf 6,8% und eine Verdoppelung des Anteils bei $n=10.000$ auf 12,3%. An Luft wurde für $n=100$ und $n=10.000$ eine starke Zunahme des Rissschließungsanteils auf 12,5% bei $n=100$ und auf 11% bei $n=10.000$ verzeichnet.

Tabelle 7: Maximal gemessene Rissschliessung der Legierung 6156 bei $R=0,1$

		da/dN (m/LW)	ΔK ($MPa\sqrt{m}$)	ΔK_{eff} ($MPa\sqrt{m}$)	RS-Anteil (%)	R_{eff}
Vakuum	konst. Ampl.	1,0E-07	12,6	11,9	5,9	0,15
	n=10.000	4,0E-08	13,5	11,8	12,3	0,21
	n=100	3,4E-08	11,2	10,5	6,8	0,16
Luft	konst. Ampl.	2,3E-08	7,6	7,2	5,3	0,15
	n=10.000	4,1E-08	9,9	8,8	11	0,2
	n=100	2,7E-08	8,1	7,1	12,5	0,21

4.3.3 Aluminiumlegierung AA 7349

Abbildung 60: Rissausbreitungskurven der Legierung 7349 im Vakuum mit $R=0,1$

An der hochfesten Aluminiumlegierung 7349 wurden im Vakuum Versuche bei konstanter Amplitude und mit in den Intervallen von $n=100$ und $n=10.000$ Grundlastwechseln aufgebrachten periodischen Überlasten durchgeführt. Die ermittelten Rissausbreitungskurven sind in Abbildung 60 zusammengefasst. Bei dieser Legierung führen die mit $n=100$ häufig aufgebrachten Überlasten zu einer Verzögerung der Rissausbreitung im Vergleich zur konstanten Amplitude. Dagegen liegen die Kurven für die mit $n=10.000$ seltener aufgebrachten Überlasten und konstante Belastungsamplitude nahezu deckungsgleich.

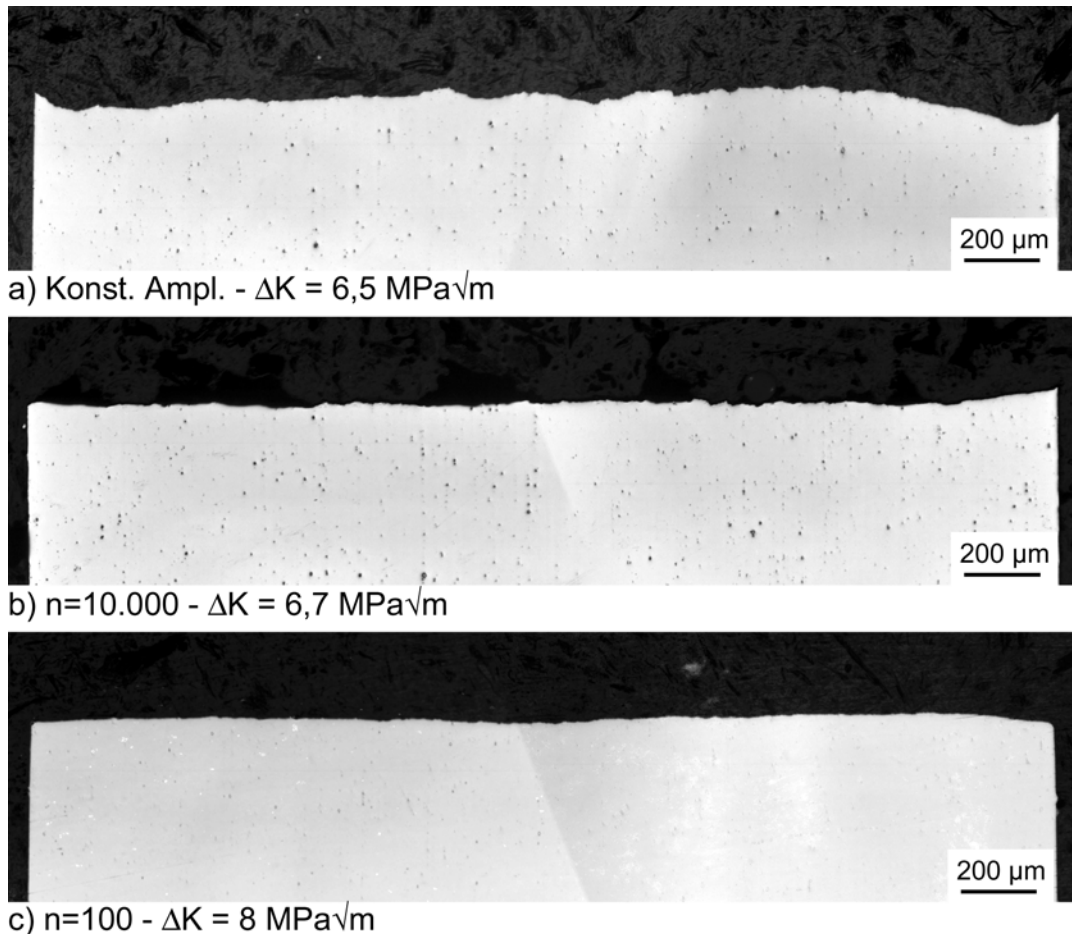


Abbildung 61: Rissfrontprofile der Legierung 7349 im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (LM)

Die in Abbildung 61 gezeigten Rissfrontprofile sind für die Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ flach mit feinen Unterschieden zwischen den einzelnen Belastungszuständen. Bei konstanter Amplitude entsteht ein im Vergleich zu den Überlastfällen mit Auslenkungen bis $20 \text{ }\mu\text{m}$ leicht raueres Profil und bei $n=100$ entsteht ein nahezu glattes Profil.

Eine Übersicht der gebildeten Bruchflächen liefert Abbildung 62. Die Abbildung 62 a/b zeigt für die konstante Belastungsamplitude eine sehr flache Bruchfläche mit einer Linienstruktur in Rissausbreitungsrichtung. Der Abstand der Linien stimmt mit den Kornabmessungen überein.

Sehr glatte Bereiche wechseln sich mit Bereichen ab, die feine Facetten enthalten. Markant sind weiterhin elliptische Stufen, die sich an eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen gebildet haben.

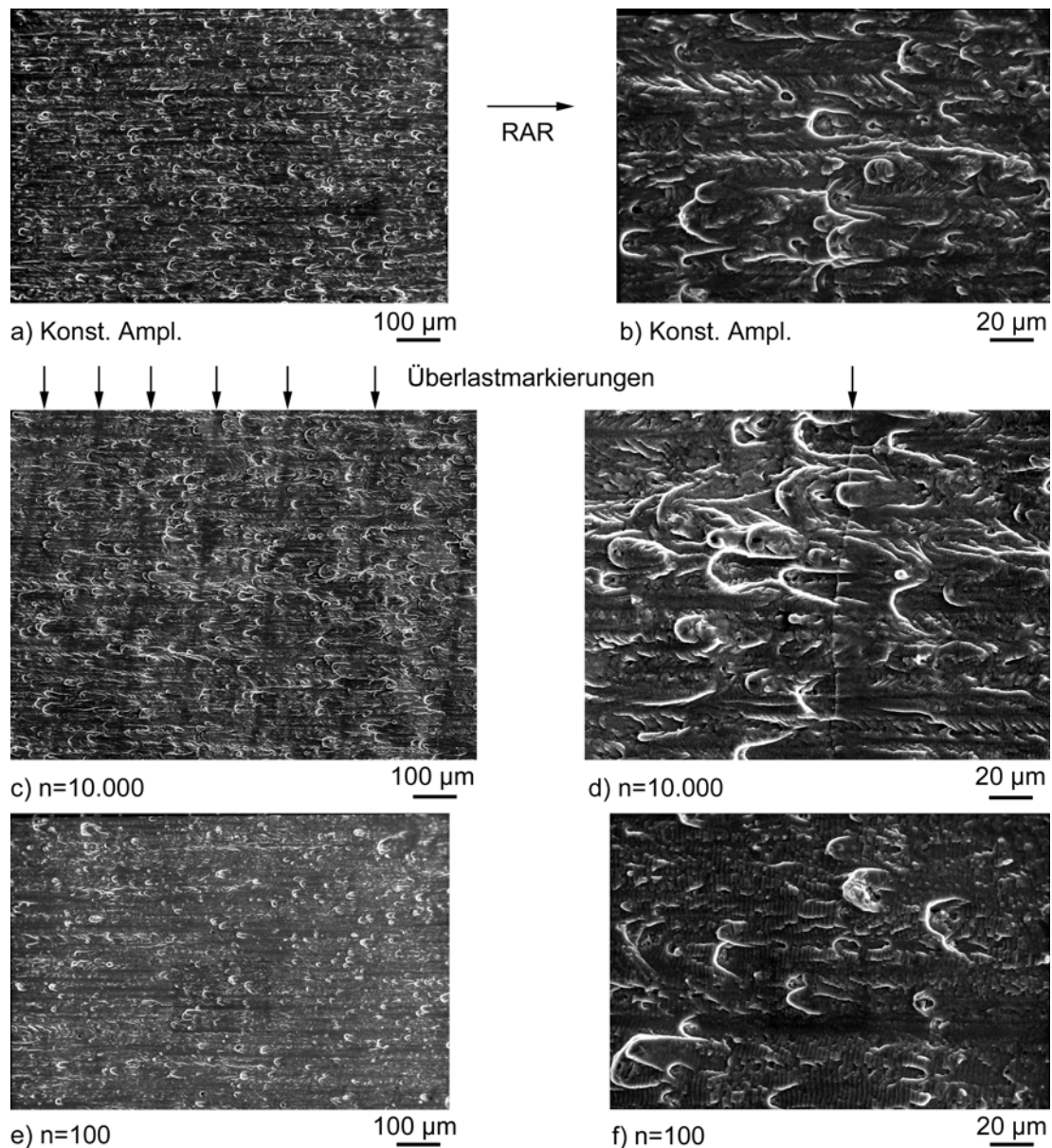


Abbildung 62: Bruchflächen der Legierung 7349 im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM)

Die Abbildung 62 c/d zeigt die Bruchfläche für $n=10.000$, die im Vergleich zur konstanten Amplitude lediglich zwei wesentliche Unterschiede zeigt. Zum Einen sind dies die Überlastmarkierungen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung, die bei jeder Überlast gebildet wurden. Und zum Zweiten sind dies Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung, die von diesen Überlastmarkierungen ausgehen. Zwei Überlaststufen sind bei der höheren Vergrößerung in Abbil-

dung 63 a mit dem weißen Pfeil gekennzeichnet. Auffallend ist, dass die Überlaststufen im Vergleich zum Abstand der Überlastmarkierungen sehr kurz sind.

Die Bruchfläche für $n=100$ in Abbildung 62 e/f weist im Vergleich zur konstanten Amplitude und $n=10.000$ deutlich weniger Stufen auf und zeigt daher eine flachere Bruchflächengestalt. Bei der hohen Vergrößerung in Abbildung 64 a werden die Überlastmarkierungen sichtbar, welche die gesamte Bruchfläche durchziehen. Die weißen Pfeile in Abbildung 64 markieren je ein Beispiel für die kleinen Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung, die sich an den Überlastmarkierungen gebildet haben. Diese reichen im gesamten Kurvenverlauf bis zur nächsten Überlastmarkierung oder darüber hinaus.

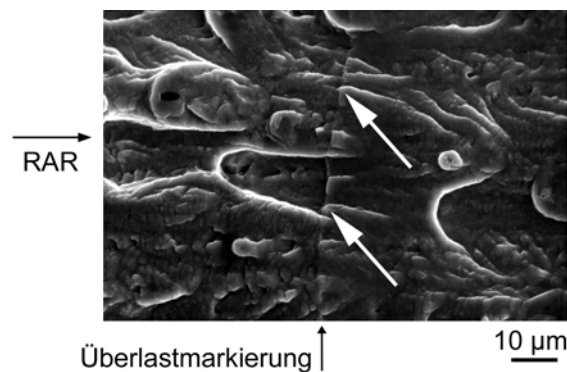


Abbildung 63: Bruchfläche 7349 bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

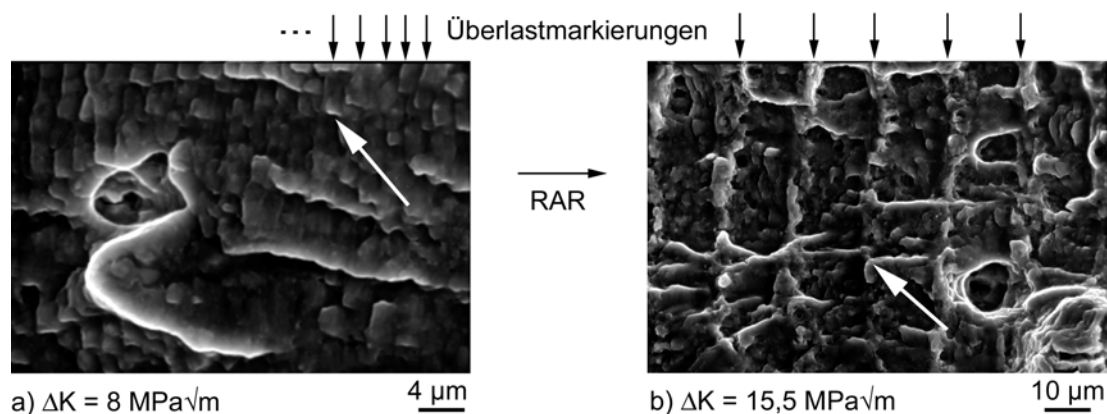


Abbildung 64: Bruchfläche 7349 bei $n=100$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

Ein Rissschliessungseffekt wurde lediglich für die im Abstand von $n=100$ Lastwechseln aufgetragenen Überlasten gemessen. Wie in Tabelle 8 dargestellt ist, wurde für diesen Belastungszustand ein maximaler Rissschliessungsanteil von 4,4% gemessen. Dagegen traten bei konstanter Amplitude und $n=10.000$ keine Rissschliessungseffekte auf.

Tabelle 8: Maximal gemessene Rissschliessung der Legierung 7349 bei $R=0,1$

		da/dN (m/LW)	ΔK (MPa $\sqrt{m}$)	ΔK_{eff} (MPa $\sqrt{m}$)	RS-Anteil (%)	R_{eff}
Vakuum	konst. Ampl.	kein Rissschliessungseffekt gemessen				0,1
	$n=10.000$	kein Rissschliessungseffekt gemessen				0,1
	$n=100$	3,7E-08	9	8,6	4,4	0,14

4.3.4 Titanlegierung Ti-6Al-4V

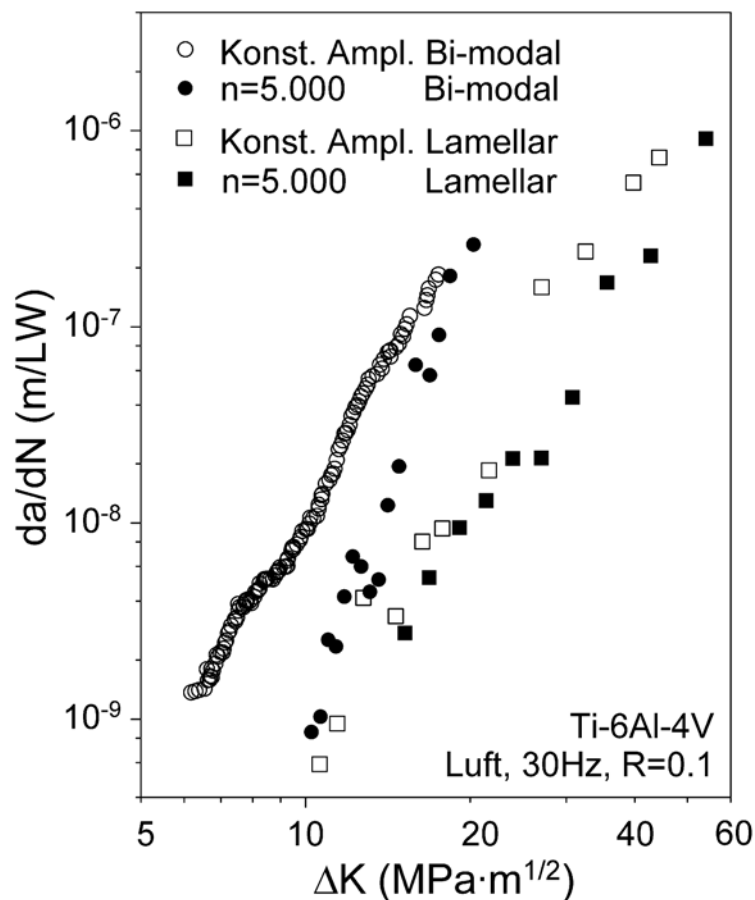


Abbildung 65: Rissausbreitungskurven der Legierung Ti-6Al-4V an Luft bei $R=0,1$; Ergebnisse für die konstante Amplitude aus [78]

Die für die Titanlegierung Ti-6Al-4V an Luft gemessenen Rissausbreitungskurven sind in Abbildung 65 zu sehen. Die im Intervall von $n=5.000$ Lastwechseln aufgebrachten Überlasten bewirken eine Verzögerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Vergleich zur konstanten Amplitude. Diese ist für die bi-modale Mikrostruktur deutlich ausgeprägter als im lamellaren Gefüge. Dabei ist die Verzögerung beim bi-modalen Gefüge am stärksten bei niedrigem ΔK und nimmt mit zunehmendem ΔK ab, bis die Kurve bei $n=5.000$ oberhalb $da/dN \sim 1 \times 10^{-7} \text{ m/LW}$ mit der Kurve für die konstante Amplitude zusammenfällt. Insgesamt besitzt die lamellare Mikrostruktur sowohl bei konstanter Amplitude als auch für $n=5.000$ einen höheren Rissausbreitungswiderstand als das bi-modale Gefüge.

Tabelle 9 zeigt die in den Versuchen an der Titanlegierung Ti-6Al-4V gemessenen typischen Rissschliessungskennwerte. Der Rissschliessungsanteil bei konstanter Amplitude ist im lamellaren Gefüge mit 14% höher als im bi-modalen Gefüge mit 11%. Die Überlasten bewirken im bi-modalen Gefüge keine Änderung des Rissschliessungsanteils. Hier wurden ebenfalls Werte bei 11% gemessen. Der Effekt der Überlasten in der lamellaren Mikrostruktur ist eine Reduzierung des Rissschliessungsanteils auf 10%.

Tabelle 9: Typisch gemessene Rissschliessung der Legierung Ti-6Al-4V an Luft bei $R=0,1$; Ergebnisse für die konstante Amplitude aus [78]

Ti-6Al-4V		da/dN (m/LW)	ΔK ($MPa \sqrt{m}$)	ΔK_{eff} ($MPa \sqrt{m}$)	RS-Anteil (%)	R_{eff}
Bi-modal	konst. Ampl.	5,2E-09	8,6	7,6	11,1	0,2
	$n=5.000$	5,2E-09	12	10,7	11,1	0,2
Lamellar	konst. Ampl.	5,9E-09	10,6	9,1	14	0,21
	$n=5.000$	4,2E-08	28,8	25,9	10,2	0,19

BI-MODALE MIKROSTRUKTUR

Bei konstanter Amplitude entsteht für die bi-modale Mikrostruktur das in Abbildung 66 a gezeigte flache Rissfrontprofil mit Auslenkungen im Bereich der Gefügeabmessungen. Die Überlasten bewirken einen Anstieg der Rauigkeit des Rissfrontprofils (Abb. 66 b).

In Abbildung 67 sind die Bruchflächen für die bi-modale Mikrostruktur zu sehen. Die Bruchfläche bei konstanter Amplitude ist insgesamt flach mit Grübchen und kleinen Facetten in der Größenordnung der feinen Kornabmessungen (Abb. 67 a/b). Die Bruchfläche entsteht durch kristallographische Rissausbreitung entlang der α_p -Körner und Grenzflächen im lamellaren Gefügeanteil [37,82].

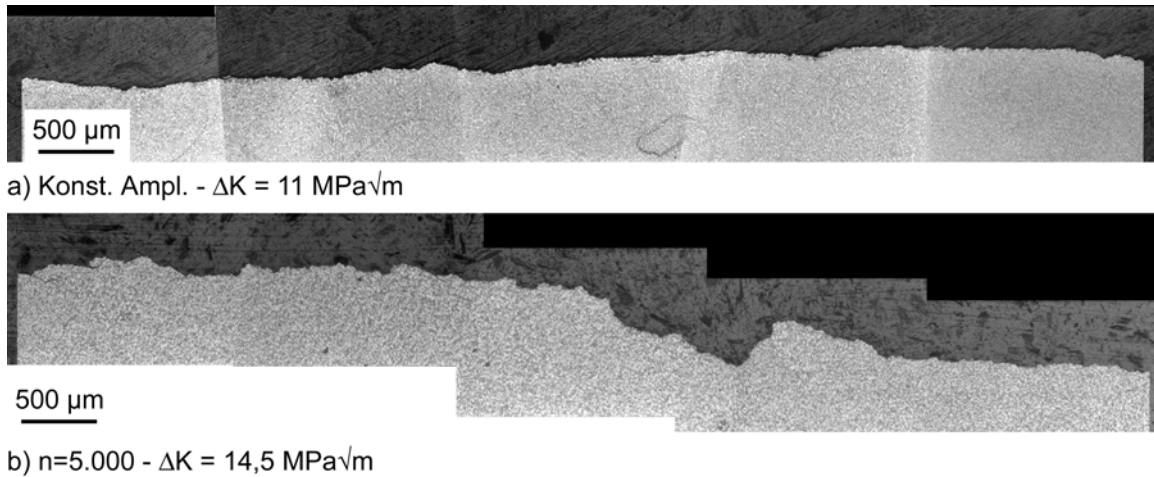


Abbildung 66: Rissfrontprofile der bi-modalen Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (LM)

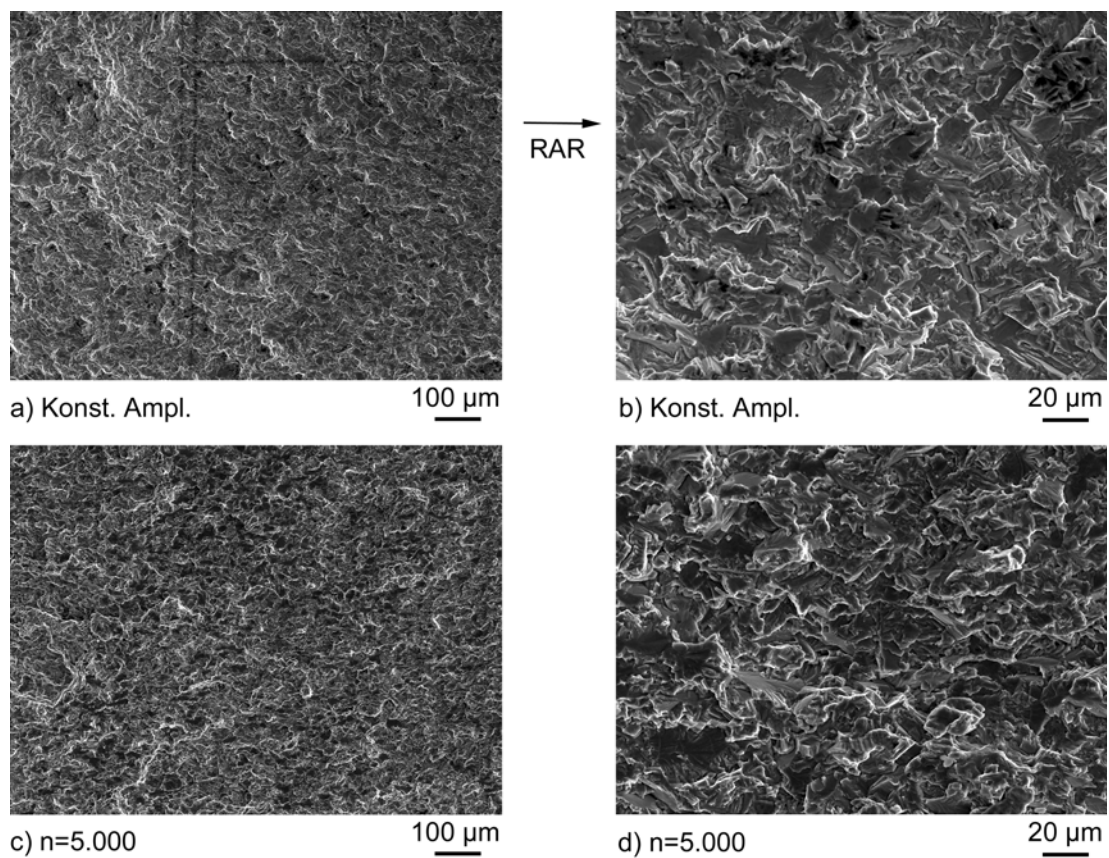


Abbildung 67: Bruchflächen für die bi-modale Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (a/b) und für $da/dN \sim 2 \times 10^{-9} \text{ m/LW}$ (c/d) (REM)

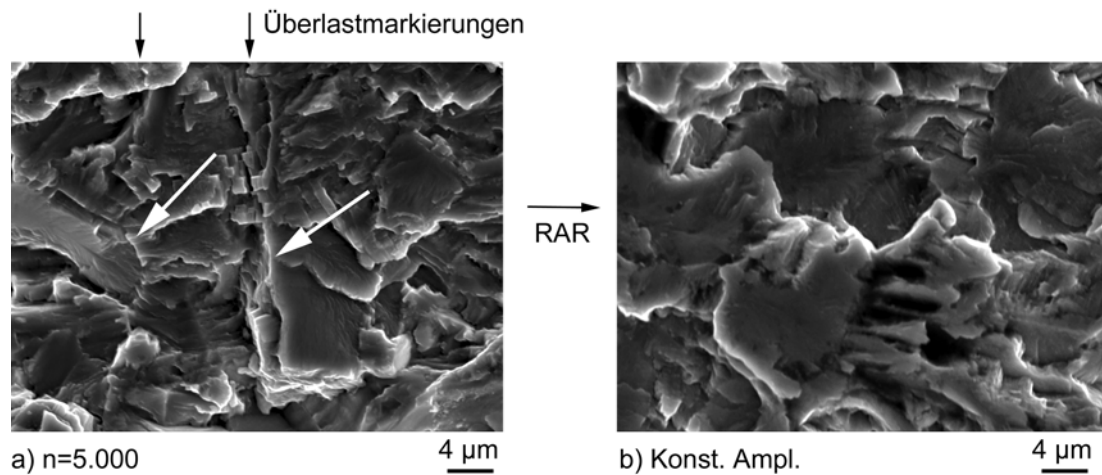


Abbildung 68: Bruchfläche für die bi-modale Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-9} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (a), (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe); Referenzbruchfläche bei konstanter Amplitude (b)

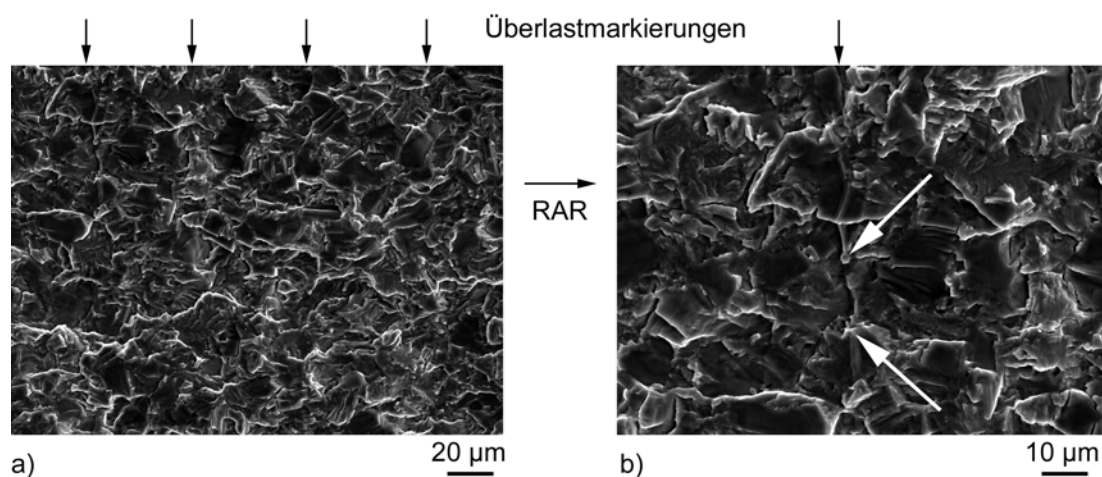


Abbildung 69: Bruchfläche für die bi-modale Mikrostruktur Ti-6Al-4V bei $n=5.000$ an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

Abbildung 67 c/d zeigt die Bruchfläche der bi-modalen Mikrostruktur bei $n=5.000$. Bei der gewählten Vergrößerung weist die Bruchfläche vergleichbare Charakteristika wie bei der konstanten Belastungsamplitude auf. Erst bei der höheren Vergrößerung in Abbildung 68 a werden Überlastmarkierungen sichtbar. Die weißen Pfeile zeigen auf Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung, die sich an einer Überlastmarkierung gebildet haben. Abbildung 68 b zeigt zum Vergleich bei derselben Vergrößerung einen Ausschnitt der bei konstanter Belastungsamplitude erzeugten Bruchfläche. Bei dieser Vergrößerung ist der kristallographische Charakter der Rissausbreitung gut sichtbar. Die dabei entstehenden Grübchen weisen ähnliche Auslenkungen wie

die Überlastmarkierungen auf. Dies erschwert die Identifizierung der Überlaststufen (Abb 68 a). Abbildung 69 zeigt die Bruchfläche des Überlastversuches für die Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $1 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$. Hier sind die Überlastmarkierungen und die von diesen ausgehenden Überlaststufen auch bei der geringeren Vergrößerung sichtbar. Die weißen Pfeile in Abbildung 69 b zeigen exemplarisch zwei an der Überlastmarkierung gebildete Stufen, die parallel zur Rissausbreitungsrichtung verlaufen.

LAMELLARE MIKROSTRUKTUR

Die Rissfrontprofile der lamellaren Mikrostruktur zeigt Abbildung 70. Bei konstanter Amplitude entsteht ein raues Rissfrontprofil mit Auslenkungen bis zu $300 \mu\text{m}$. Charakteristisch für die Rissfront sind glatte Bereiche, die in unterschiedlichen Winkeln zur Hauptrissebene orientiert sind. Die Ausdehnung dieser Rissfrontabschnitte entspricht den Abmessungen der Lamellenpakete (vgl. Abb. 18). Die Überlasten bewirken eine Verringerung dieser Rissfrontraugigkeit.

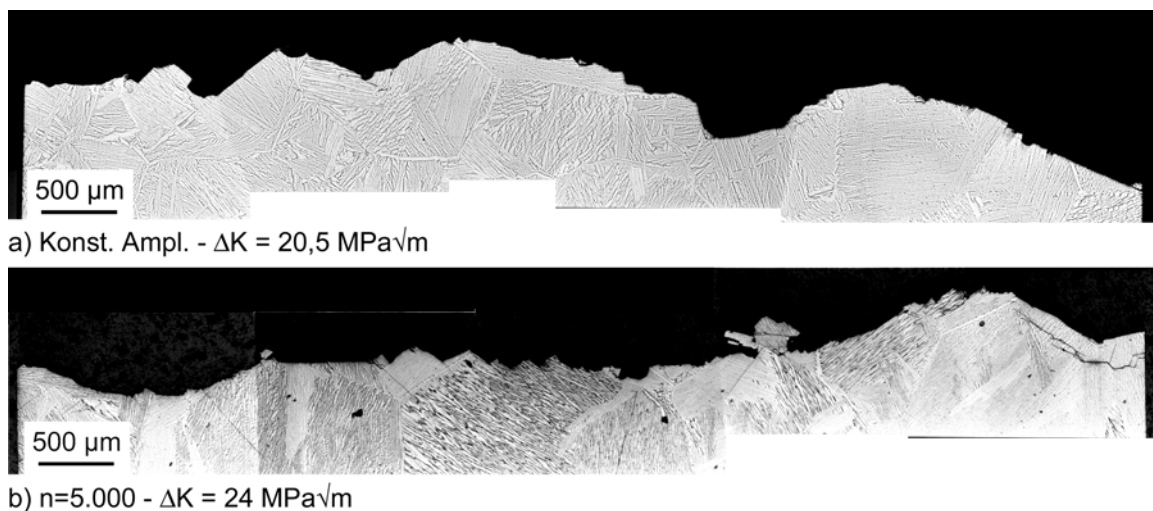


Abbildung 70: Rissfrontprofile der lamellaren Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (LM)

Abbildung 71 zeigt die Bruchflächen für die lamellare Mikrostruktur. Die Rauigkeit des Rissfrontprofils entsteht durch die kristallographische Rissausbreitung entlang von Gleitebenen und Grenzflächen unterschiedlicher Orientierung im lamellaren Gefüge [37,76]. Die Bruchflächenaufnahmen für die konstante Belastungsamplitude in Abbildung 71 a/b zeigen Stufen entlang von Lamellengrenzen und Bereiche gleicher Lamellenorientierung mit unterschiedlicher Bruchflächengestalt. In der linken Bildhälfte in Abbildung 71 b ist zu sehen, wie sich der Riss innerhalb eines Lamellenpaketes flach in einer Richtung senkrecht zur Lamellenorientierung ausgebreitet hat. Abhängig von der Orientierung der Lamellenpakete zur Hauptrissebene entstehen aber auch sehr raue Bereiche und duktil verformte Flächen.

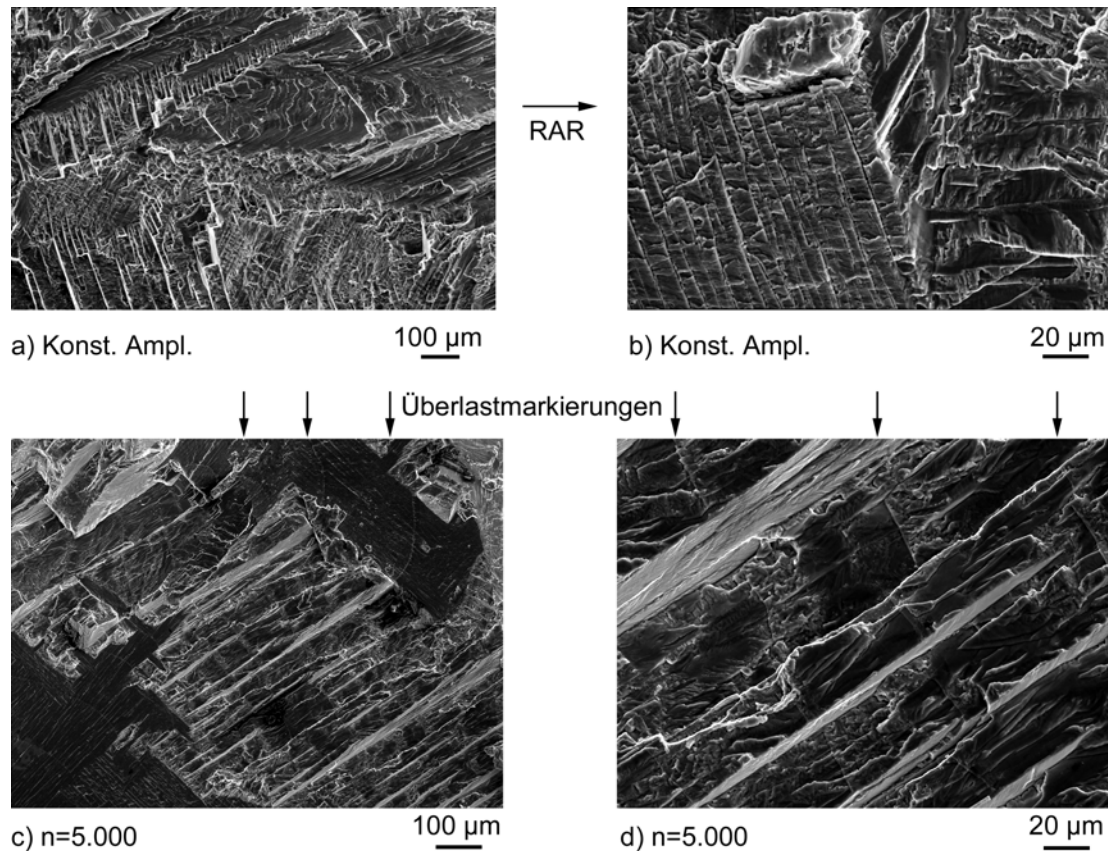


Abbildung 71: Bruchflächen für die lamellare Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-9} \text{ m/LW}$ (a/b) und für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ (c/d) (REM)

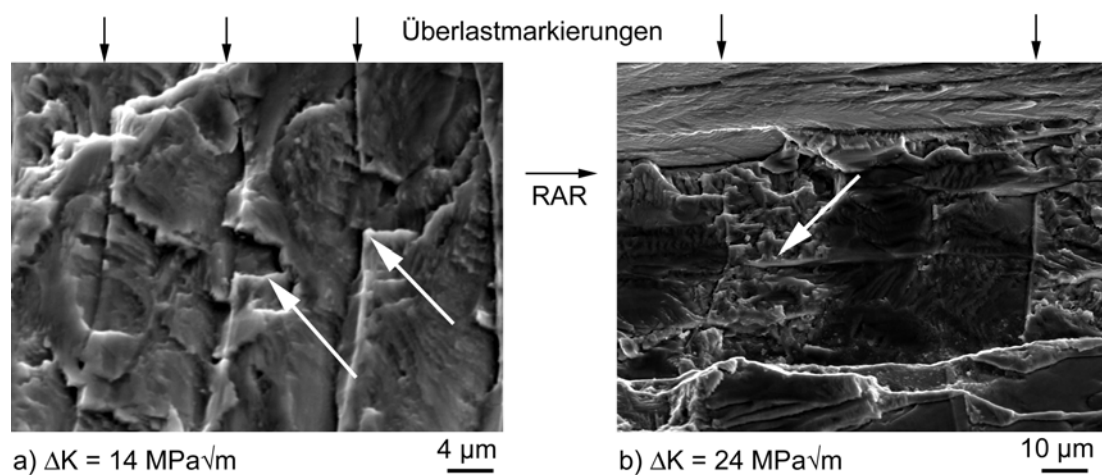


Abbildung 72: Bruchfläche der lamellaren Mikrostruktur Ti-6Al-4V bei $n=5.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)

Bei der in Abbildung 71 c/d gewählten Vergrößerung zeigt die Bruchfläche bei $n=5.000$ keine wesentlichen Unterschiede zur Bruchflächengestalt bei konstanter Amplitude. Es sind Bereiche

flacher Rissausbreitung in einem Lamellenpaket zu erkennen und Bereiche starker Rauigkeit mit Stufen entlang der Lamellengrenzen. Der Anteil der rauen Bereiche ist dabei höher als bei konstanter Belastungsamplitude. In den glatten und rauen Bereichen sind Überlastmarkierungen vorhanden, mit einem höheren Abstand im glatten Bereich (Abb. 71 c) verglichen mit dem Abstand untereinander im rauen Bereich (Abb. 71 d). Somit hat sich der Riss in den glatten Bereichen schneller ausgebreitet als im rauen Bereich. Der Vergleich mit der an der Probenoberfläche gemessenen Rissausbreitungsgeschwindigkeit hat ergeben, dass die rauen Bereiche die mittlere Rissausbreitungsgeschwindigkeit maßgeblich bestimmen. Die höheren Vergrößerungen der Bruchfläche in Abbildung 72 a/b zeigen Beispiele für die Bildung von Überlaststufen parallel zur Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen. Die Anzahl der Überlaststufen ist bei niedrigem ΔK höher und nimmt mit zunehmendem ΔK ab.

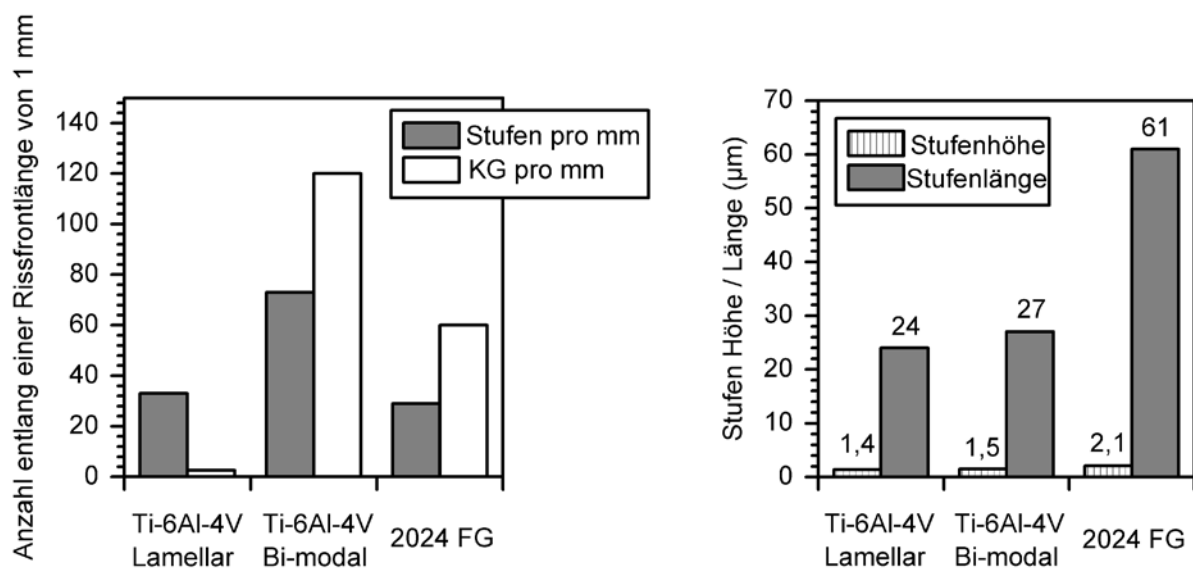


Abbildung 73: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen erzeugten Überlaststufen für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ bei $n=5.000$ bzw. $n=10.000$ und $R=0,1$

EINFLUSS DER GEFÜGESTRUKTUR

Ursache für den im Vergleich zum bi-modalen Gefüge höheren Rissausbreitungswiderstand der lamellaren Mikrostruktur ist die höhere Rauigkeit des Rissfrontprofils (vgl. Abb. 66 und 70), die durch die unterschiedlichen Gefügeabmessungen zustande kommt. So entsteht für das feinkörnige bi-modale Gefüge eine flache Rissfront und für das grobe lamellare Gefüge eine sehr raue Rissfront. Auswirkung der Überlasten auf die Rissfrontrauigkeit ist im bi-modalen Gefüge eine Erhöhung der Rauigkeit (Abb. 66), während im lamellaren Gefüge eine Reduzierung der Rauigkeit beobachtet wurde (Abb. 70). Für beide Gefüge wurde die Bildung von Überlastmarkierungen und von diesen ausgehenden Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung beobachtet. Wie der Vergleich der Abmessungen der Überlaststufen im rechten Diagramm in Abbildung 73 zeigt, weisen die Überlaststufen in beiden Mikrostrukturen vergleichbare Dimensionen auf.

Unterschied zwischen beiden Gefügen ist die im bi-modalen Gefüge deutlich höhere Anzahl der Überlaststufen, die im linken Diagramm in Abbildung 73 dokumentiert ist. Die über eine Überlastmarkierungslänge von einem Millimeter gezählte Anzahl der Überlaststufen war für die bi-modale Mikrostruktur doppelt so hoch wie im lamellaren Gefüge. Die Stufenzahl für das lamellare Gefüge liegt dabei deutlich über der Anzahl von Korn- und Lamellenpaketgrenzen, während die Stufenanzahl für das bi-modale Gefüge gut unterhalb der Korngrenzenanzahl liegt.

4.3.5 Werkstoffvergleich

Im Rahmen dieser Arbeit wurden sehr unterschiedliche Werkstoffe untersucht, was einen Vergleich der Ermüdungseigenschaften nur in begrenztem Rahmen erlaubt. Daher sollen die in diesem Abschnitt zusammengestellten Diagramme in erster Linie eine Übersicht zu den Unterschieden und Gemeinsamkeiten im Materialverhalten geben und werden nur teilweise im folgenden Kapitel diskutiert.

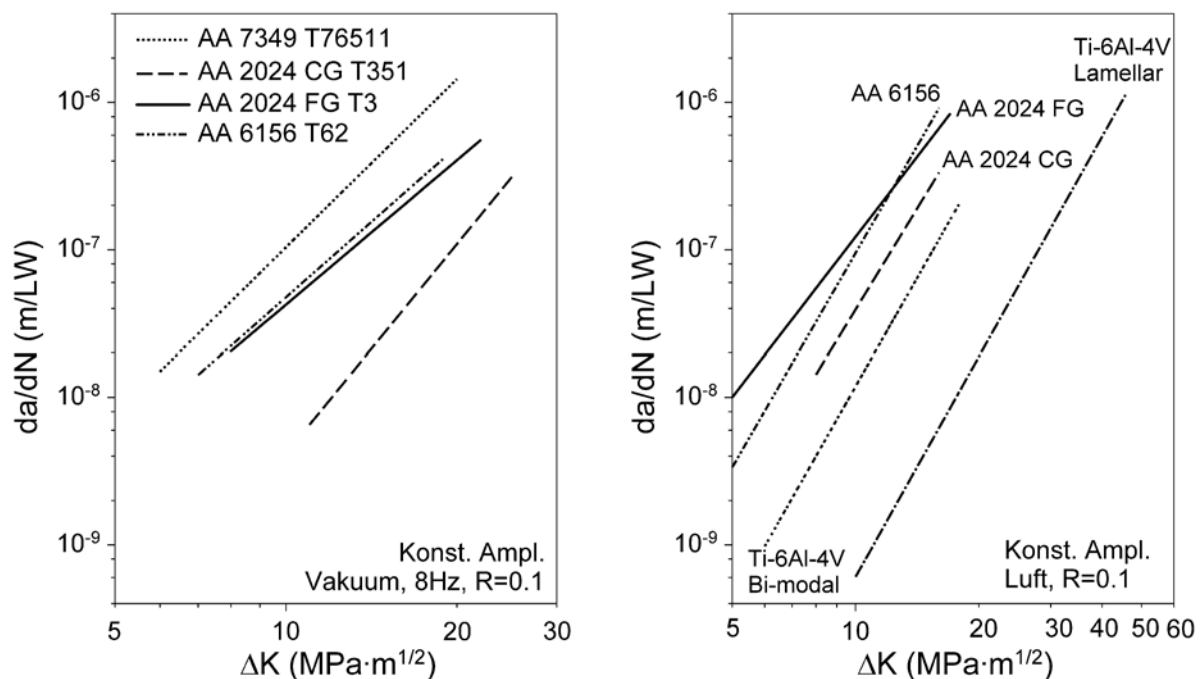


Abbildung 74: Rissausbreitungskurven der untersuchten Legierungen bei konstanter Belastungsamplitude und $R=0,1$

Das linke Diagramm in Abbildung 74 zeigt einen Vergleich der im Vakuum bei konstanter Amplitude ermittelten Rissausbreitungskurven der untersuchten Aluminiumlegierungen. Von den getesteten Legierungen weist die grobkörnige 2024 CG den höchsten Rissausbreitungswiderstand auf, gefolgt von der feinkörnigen Legierungsvariante 2024 FG und der Legierung 6156, die eine ähnliche Kurvenlage zeigen. Die hochfeste Legierung 7349 zeigt bei Wechselbelastung in L-Richtung den im Vergleich zu den anderen Legierungen geringsten Rissausbrei-

tungswiderstand. Im rechten Diagramm in Abbildung 74 sind die an Luft bei konstanter Amplitude gemessenen Rissausbreitungskurven zusammengestellt, wobei die Kurven der Aluminiumlegierungen eine ähnliche Tendenz wie im Vakuum zeigen. Die Legierung 2024 CG zeigt den höchsten Rissausbreitungswiderstand und die Kurven der Legierungen 2024 FG und 6156 liegen nahe beieinander. Dabei weist die Legierung 6156 bei geringem ΔK einen höheren Rissausbreitungswiderstand auf als die feinkörnige 2024 FG. Der Rissausbreitungswiderstand der Titanlegierung Ti-6Al-4V ist für beide Mikrostrukturen höher als bei allen Aluminiumlegierungen, wobei das lamellare Gefüge den höchsten Rissausbreitungswiderstand aller getesteten Werkstoffe aufweist.

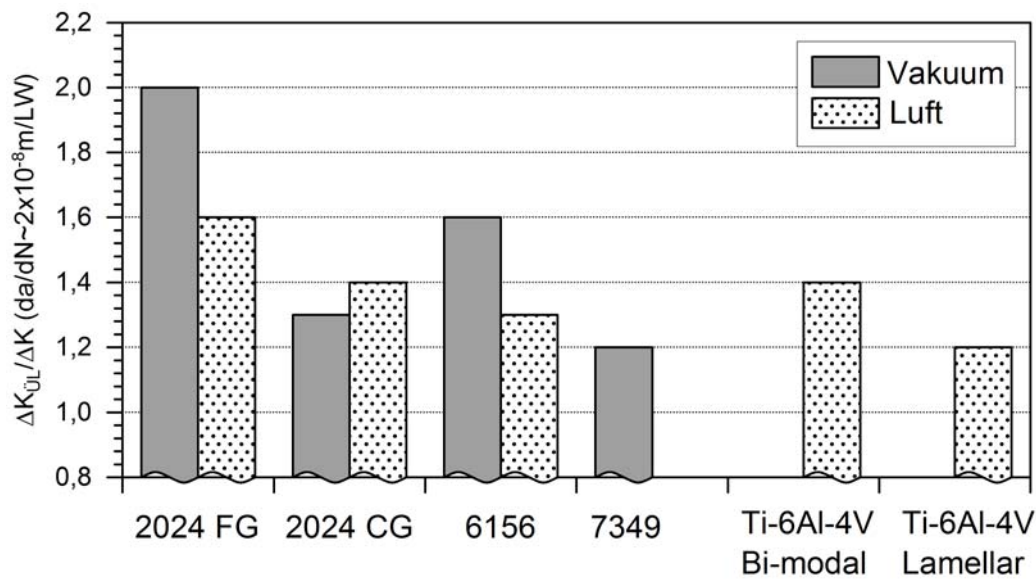


Abbildung 75: Stärke der Verzögerung für den Überlastversuch mit maximaler Verzögerungswirkung im Vakuum und an Luft bei $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$

Für einen Vergleich der Verzögerungswirkung der Überlasten in den unterschiedlichen Legierungen und Mikrostrukturen wurde der Quotient aus der zum Erreichen der Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ notwendigen Spannungsintensität im Überlastfall mit maximaler Verzögerungswirkung und bei konstanter Amplitudenbelastung gebildet. Ein Wert von 2 bedeutet bei diesem Quotienten, dass das notwendige ΔK im Überlastfall maximaler Verzögerung doppelt so hoch ist wie bei konstanter Amplitude. Je höher dieser Quotient also ist, umso ausgeprägter ist der Verzögerungseffekt. Diese Quotienten sind in Abbildung 75 für die Vakuumversuche als grauer Balken und für die Versuche an Luft mit einem schwarz gepunktetem Balken aufgetragen. Der Vergleich der Verzögerungsfaktoren im Vakuum zeigt, dass die stärkste Verzögerung bei der feinkörnigen Legierung 2024 FG aufgetreten ist, gefolgt von der Legierung 6156 mit einem 60% höheren ΔK im Vergleich zur konstanten Amplitude. Bei den Legierungen 2024 CG und 7349 sind die Verzögerungswirkungen vergleichsweise gering. An dieser Stelle soll betont werden, dass periodische Überlasten auch eine Beschleunigung der Rissausbreitung verursachen können. Dies wurde für $n=100$ bei der Legierung 2024 CG beobachtet. An

Luft ändert sich die Reihenfolge für die Aluminiumlegierungen derart, dass die feinkörnige 2024 FG weiterhin die stärkste Verzögerung zeigt, nun aber gefolgt von der Legierung 2024 CG und der Legierung 6156. Die Verzögerungswirkung bei der grobkörnigen Legierung 2024 CG ist dabei an Luft stärker als im Vakuum. Bei den anderen beiden Legierungen ist dies umgekehrt, da der Verzögerungseffekt durch die Laborluft deutlich abgeschwächt wird. Die Verzögerungswirkung im bi-modalen Gefüge der Titanlegierung Ti-6Al-4V ist vergleichbar mit der bei der Legierung 2024 CG ermittelten Verzögerung. Der insgesamt geringste Verzögerungseffekt mit einem 20% höheren ΔK für die gleiche Rissausbreitungsgeschwindigkeit trat an Luft im lamellaren Gefüge der Titanlegierung auf.

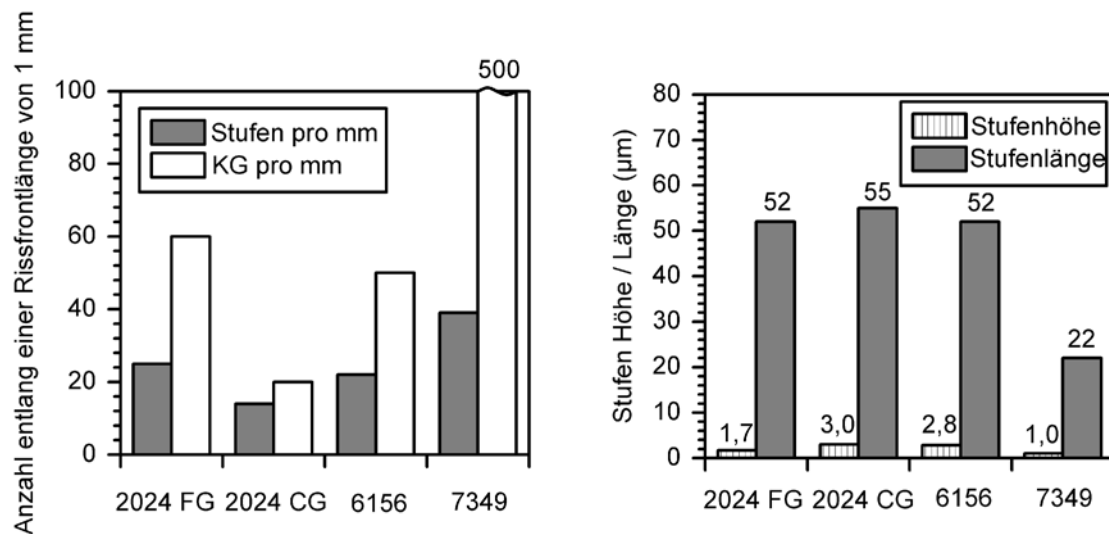


Abbildung 76: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen erzeugten Überlaststufen im Legierungsvergleich für die Vakuumversuche mit $n=10.000$ und $R=0,1$ bei $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$

In Abbildung 76 sind die Anzahl und die Abmessungen der Überlaststufen bei $n=10.000$ im Vakuum für die untersuchten Aluminiumlegierungen gegenübergestellt. Bei der Anzahl der Überlaststufen im linken Diagramm in Abbildung 76 zeigen die vier Legierungen einige Unterschiede. Die meisten Überlaststufen wurden in der Legierung 7349 gebildet, wobei die Anzahl von 40 Überlaststufen hier sehr gering in Relation zur Korngrenzenanzahl ist. Die Anzahl der Überlaststufen ist für die feinkörnige Legierung 2024 leicht höher als für die Legierung 6156 und deutlich höher als in der grobkörnigen Legierungsvariante. Der Vergleich von Längen und Anfangshöhen der Überlaststufen im rechten Diagramm (Abb. 76) zeigt ähnliche Abmessungen für die Legierungen 2024 FG, 2024 CG und 6156. Deutlich geringere Abmessungen im Vergleich zu den drei anderen Legierungen zeigt die überalterte Legierung 7349 mit einer mittleren Überlaststufenlänge von knapp über 20 µm. Einen Vergleich mit der Anzahl und den Abmessungen der in den Titanlegierungen gebildeten Überlaststufen liefert Abbildung 73. Die Anzahl der Überlaststufen ist im bi-modalen Gefüge der Titanlegierung mehr als doppelt so hoch wie

in der Legierung 2024 FG (Abb. 73, linkes Diagramm). Dagegen sind die Überlaststufen in der Legierung 2024 FG deutlich länger und etwas höher im Vergleich zu den in beiden Gefügen der Titanlegierungen an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen.

5 Diskussion

Der Einfluss periodischer Zugüberlasten auf die Ermüdungsrisssausbreitung wurde an unterschiedlichen Aluminium- und Titanlegierungen untersucht. In Abhängigkeit von Legierungszusammensetzung, Gefügeabmessungen und Überlastintervall bewirken die Überlasten sehr unterschiedliche Effekte. Diese reichen von einer Beschleunigung der Rissausbreitung im Vergleich zu der konstanten Belastungsamplitude über ein unverändertes Rissausbreitungsverhalten bis hin zu einer ausgeprägten Verzögerung. Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Einflussparameter mit dem Ziel untersucht, die Bedeutung der Korngröße, des Legierungssystems, des Überlastintervalls und des Umgebungsmediums zu ermitteln. Die systematische Untersuchung dieser Parameter trägt zum Verständnis der Ursachen für die stark unterschiedlichen Änderungen der Rissausbreitungsgeschwindigkeit durch das Aufbringen periodischer Überlasten bei. Damit liefert diese Arbeit eine Grundlage für Berechnungsmodelle zur Modellierung des Werkstoffverhaltens metallischer Materialien bei Ermüdungsbelastung mit variabler Belastungsamplitude. Der hier verwendete Ansatz ist die detaillierte Untersuchung der Bruchflächenmorphologie, die Rückschlüsse auf die Ursachen der durch die Überlasten ausgelösten Effekte ermöglicht. Die Änderungen des Rissausbreitungswiderstandes hängen grundsätzlich mit den Änderungen der intrinsischen Brucheigenschaften des Werkstoffs, der Bruchflächengeometrie und des Rissschliessungsverhaltens zusammen, die jeweils ihre Spuren auf der Bruchfläche hinterlassen (vgl. Abschnitt 2.1.2). Aus dem Vergleich der Bruchflächen aus Überlastversuchen mit der bei konstanter Amplitude entstandenen Referenzbruchfläche lassen sich daher wertvolle Hinweise auf die Ursachen der Überlasteffekte gewinnen.

Eine in allen Versuchen an den unterschiedlichen Legierungen beobachtete Auswirkung der Überlasten ist die Bildung von Überlastmarkierungen sowie Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung, die von den Überlastmarkierungen ausgehen. Während die Bildung von Überlastmarkierungen bereits lange bekannt ist [100,101], wurde den an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen und ihrer Verzögerungswirkung bisher wenig Beachtung geschenkt. Eine weitere wesentliche Beobachtung ist die Ausbildung einer im Vergleich zur konstanten Amplitude flacheren Bruchfläche. Dies war bei den Aluminiumlegierungen gut zu sehen und weist auf eine Änderung des Rissausbreitungsmechanismus unter Einwirkung der Überlasten hin [73,102]. Darüber hinaus wurde für manche Legierungen auch eine Änderung der Rissfrontgeometrie beobachtet. So führten die Überlasten bei der bi-modalen Titanlegierung zu einer Zunahme der Rissfrontraugigkeit. Auch das Rissschliessungsverhalten wurde durch die periodischen Überlasten beeinflusst. Je nach Legierung und Versuchsparameter verursachten die Überlasten eine Erhöhung oder eine Verringerung des Rissschliessungsanteils im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude. Das Umgebungsmedium spielte ebenfalls eine Rolle. So kann die Luft die Überlasteffekte abschwächen und sogar die relative Kurvenlage für die Belastungsbedingungen im Vergleich zum Vakuum ändern. Andersherum können die Überlasten aber auch

den Einfluss des Umgebungsmediums einschränken. Diese breite Palette an Einflussfaktoren spiegelt sich auch bei der Zusammenstellung der bisher veröffentlichten Erklärungsansätze für die Überlasteffekte wider (vgl. Abschnitt 2.2.1). So wird die Verzögerung mit Rissspitzenabstumpfung oder Rissverzweigung begründet, worauf in dieser Arbeit die Gestalt der Bruchfläche im Bereich der Überlastmarkierungen hinweist. Ein anderer Ansatz ist die Förderung von Mehrfachgleitung durch die Änderung der Gleitverteilung vor der Rissspitze, was mit der Tendenz zur Bildung flacherer Bruchflächen kompatibel ist. Und wieder andere Modelle begründen die Überlasteffekte mit der Änderung des Risschliessungsverhaltens, was auch in den durchgeführten Versuchen festgestellt wurde. Somit zeigen die Ergebnisse dieser Arbeit, dass Überlasteffekte durch eine Interaktion verschiedener Mechanismen und deren unterschiedlichen Auswirkungen zustandekommen und das auch ein bisher nicht berücksichtigter Mechanismus eine wesentliche Rolle spielen kann. Zunächst werden die in allen untersuchten Werkstoffen beobachteten Einzelmechanismen diskutiert. Mit Hilfe dieser Mechanismen wird anschliessend das für die einzelnen Werkstoffe beobachtete Rissausbreitungsverhalten unter Einwirkung periodischer Überlasten erklärt. Am Ende wird im Rahmen eines Legierungsvergleichs die Rolle der verschiedenen Versuchsparameter bei den Überlasteffekten bewertet. Damit wird eine Grundlage zur allgemeinen Abschätzung des Überlasteinflusses in metallischen Werkstoffen geschaffen und ein Weg zur Weiterentwicklung von Vorhersagemodellen aufgezeigt. Die Ergebnisse können hier als Grundlage zur Entwicklung physikalischer Erklärungsmodelle dienen.

5.1 Mechanismen von Überlasteffekten

5.1.1 Entstehung von Überlastmarkierungen

Die Ausbildung von Stufen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung infolge der Überlasten wurde auf den Bruchflächen sämtlicher untersuchter Legierungen beobachtet. Diese Stufen werden in dieser Arbeit als Überlastmarkierungen bezeichnet. Sie sind auf den im Vakuum erzeugten Bruchflächen sehr deutlich zu erkennen¹ und an Luft oft nur sehr schwierig auf der zerklüfteten Bruchfläche auszumachen². Über die Bildung solcher Markierungen wurde schon oft berichtet, nähere Erläuterungen hierzu finden sich beispielsweise bei K. Schulte [100] und J. Kiese [101]. Die Überlastmarkierungen entstehen während des Überlastwechsels, da die höhere Belastung eine größere plastische Verformung im bisher unverformten Materialvolumen ermöglicht. Dadurch ist während des Überlastwechsels Rissausbreitung durch Einfachgleitung entlang einer Gleitebene über eine größere Distanz als während der Grundlastwechsel möglich [100]. Wie weit sich der Riss in einem Gleitband durch Einfachgleitung ausbreitet, wird durch die Gleitlänge und die Gleitverteilung vor der Rissspitze bestimmt [76,102]. Wäh-

1. (Abb. 22c, 25, 27a, 34a, 37c, 39b, 45a, 46, 50c, 52b, 54, 62c, 64)

2. (Abb. 30c, 32b, 34b, 42c, 45b, 57c, 59b, 68a, 69, 71, 72)

rend eine geringe plastische Verformung und eine große Gleitlänge Rissausbreitung über eine größere Distanz ermöglichen, führen eine hohe Versetzungsdichte und geringe Gleitlänge zu kleinen Überlastmarkierungen. Die für die Aluminiumlegierungen auf den beiden korrespondierenden Bruchhälften gebildete Gestalt der Überlastmarkierungen deutet darauf hin, dass die Überlastmarkierung durch Rissausbreitung unter Einfachgleitung in zwei im Winkel um 45° zur Hauptrissebene orientierten Gleitebenen entsteht (Abb. 26, 46). Dabei kann die Rissausbreitung während des Überlastwechsels nach den Modellen von P. Neumann [9] oder C.Q. Bowles und D. Broek [10] entlang beider beteiligter Gleitsysteme erfolgen. Die genaue Orientierung der beiden beteiligten Gleitebenen zueinander wird dabei durch die Kristallstruktur bestimmt. Hierdurch kann die in den Abbildungen 26 und 46 schematisch dargestellte abgestumpfte Rissspitzengestalt entstehen. Dies bestätigt auch den Ansatz, dass Überlasten zu einer Rissspitzenabstumpfung führen [45, 46].

Die Distanz, über die sich der Riss während der Überlast entlang der beiden Gleitbänder ausbreitet, ist grundsätzlich abhängig von der maximalen Spannungsintensität $K_{max, \ddot{U}L}$ und dem Überlastintervall n . Qualitativ nahm die Höhe der Überlastmarkierungen mit steigendem $K_{max, \ddot{U}L}$ zu (Abb. 24). Mit steigender Spannungsintensität nimmt die Energie für den Rissfortschritt während eines Lastwechsels zu und damit auch die mögliche Distanz der Rissausbreitung durch Einfachgleitung in den zwei Gleitsystemen. Bei höherem R-Wert waren die Überlastmarkierungen ausgeprägter als bei $R=0,1$. Grund hierfür ist die bei $R=0,5$ höhere Verformungsenergie aufgrund der höheren $K_{max, \ddot{U}L}$. Werden die Überlasten häufiger aufgebracht, entstehen deutlich kleinere Überlastmarkierungen (Abb. 53, 54). Jede Überlast erzeugt vor der Risspitze eine im Vergleich zu den Grundlastwechseln deutlich größere plastische Zone (Abb. 8) mit einem hohen Anteil aktivierter Gleitsysteme [76-78]. Bei $n=100$ befindet sich die Risspitze noch in dem durch die vorhergehende Überlast hoch verformten Bereich, so dass nur eine kurze Distanz durch Einfachgleitung zurückgelegt werden kann. Bei $n=10.000$ ist die Risspitze wieder weiter aus dem hochverformten Bereich herausgewachsen, so daß eine größere Distanz durch Einfachgleitung zurückgelegt werden und eine höhere Überlastmarkierung entstehen kann [76]. Die hier beschriebenen Tendenzen wurden für alle untersuchten Werkstoffe beobachtet und im Ergebnissteil lediglich exemplarisch für einzelne Werkstoffe und Belastungsbedingungen dargestellt.

5.1.2 Bildung von Überlaststufen an Überlastmarkierungen

Die Bildung von Stufen in Rissausbreitungsrichtung an Überlastmarkierungen wurde für alle untersuchten Legierungen beobachtet¹. Diese Stufen werden in dieser Arbeit als Überlaststufen bezeichnet. Die Stufenbildung nach einer Änderung der Belastungsamplitude wurde bereits in der Arbeit von J. Schijve [67] beobachtet und wird mit dieser Arbeit als neuer zentraler Mecha-

1. (Abb. 23, 27a, 31, 32b, 34, 38, 39b, 43, 45, 51, 52, 58, 59b, 63a, 64, 68a, 69 b, 72)

nismus zur Erklärung von Überlasteffekten eingeführt. Ein mögliches Modell für die Bildung von Überlaststufen an Überlastmarkierungen ist in Abbildung 77 schematisch dargestellt. Die Bildung der Überlaststufen ist möglich, wenn die Überlastmarkierung mit einer Grenzfläche wie einer Korngrenze wechselwirkt. Voraussetzung für die Bildung einer Überlaststufe ist, dass an der Risspitze im Moment der Überlast eine Korngrenze vorhanden ist. In der Regel weisen die aktivierten Gleitsysteme in benachbarten Körnern eine unterschiedliche Orientierung zur Hauptrissebene auf. Daher erfolgt die Rissausbreitung durch Einfachgleitung während der Überlast entlang der unterschiedlich orientierten Ebenen A und B in unterschiedlichen Richtungen, was zur Bildung einer Überlaststufe der Höhe H führt. Während der nachfolgenden Grundlastwechsel breitet sich der Riss nun zwangsläufig über die Risslänge L in zwei verschiedenen Ebenen aus, bis die Überlaststufe wieder abgebaut ist und der Riss in einer Ebene weiterläuft (vgl. Abb. 25, 26, 54 a, 72 b). Die im schematischen Modell in Abbildung 77 schraffiert dargestellte Verbindungsfläche zwischen den beiden Ebenen liegt in einer in Bezug auf die Triebkraft für die Rissausbreitung ungünstigen Orientierung zur Hauptrissebene. Zur Trennung dieser Fläche muss ein vergleichsweise höheres ΔK aufgebracht werden als für die parallel zur Hauptrissebene orientierten Flächen [21,82]. Dadurch behindern die Überlaststufen die Rissausbreitung und reduzieren so die Rissausbreitungsgeschwindigkeit nach einer Überlast im Wirkungsbereich der Überlaststufen. Es ist durchaus denkbar, dass die Verbindungsflächen zunächst ein rissüberbrückendes Ligament bilden, das erst bricht, wenn die Rissfront weiter fortgeschritten ist [21]. Die Stärke der Verzögerung wird also durch die Länge der Überlaststufen und natürlich deren Anzahl bestimmt.

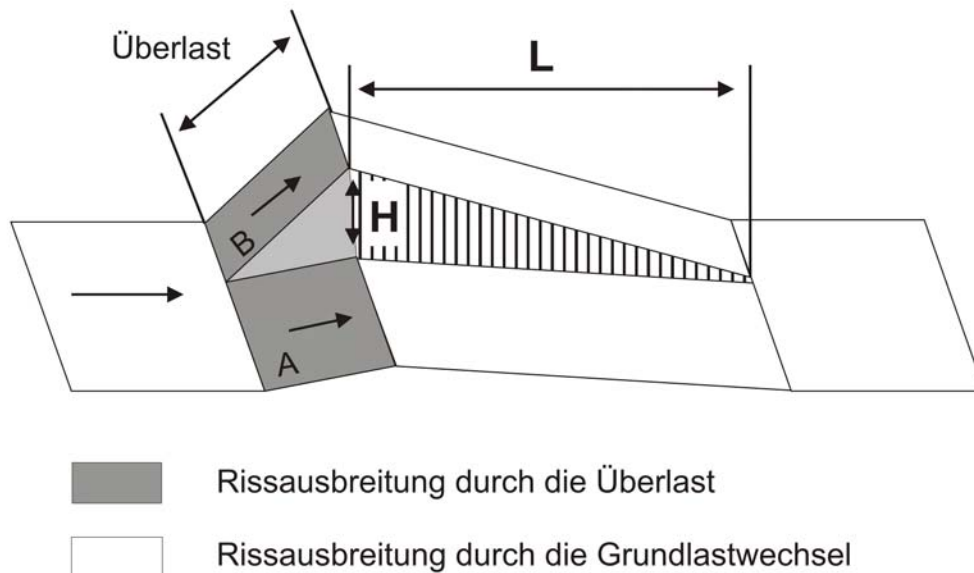


Abbildung 77: Schematisches Modell der Bildung von Überlaststufen an Überlastmarkierungen

Die Dimensionen der Überlaststufen sind proportional zur Höhe der Überlastmarkierungen (graue Flächen in Abb. 77). Je höher diese sind, umso höher kann die Ausgangshöhe der Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung werden. Da bei $n=100$ niedrigere Überlastmarkierungen gebildet werden als bei $n=10.000$, entstehen bei $n=100$ kleinere Überlaststufen als bei $n=10.000$ und die Ausgangsstufenhöhe nimmt mit steigendem $K_{max,ÜL}$ zu (vgl. Abschnitt 5.1.1). Die Abbildungen 53 und 54 verdeutlichen den Einfluss des Überlastintervalls. Bei $n=10.000$ entstehen wesentlich höhere Überlaststufen als bei $n=100$. Die Abbildungen 24, 25 und 53 dokumentieren die Zunahme der Höhe der Überlaststufen mit steigendem $K_{max,ÜL}$. Die Länge L der Überlaststufen hängt direkt von der Ausgangshöhe H der Überlaststufen ab. Je höher diese ist, umso länger ist die für die Rückbildung der Überlaststufe benötigte Distanz. Während der Grundlastwechsel ist die mögliche Auslenkung aus der Hauptrissebene deutlich geringer als während der Überlast, so dass die schrittweise Annäherung der beiden Flächen nur langsam erfolgt.

Um die Auswirkung der Überlaststufen genauer zu untersuchen, wurden systematisch für einige Belastungszustände und Legierungen die Ausgangshöhe H , die Länge L und die Anzahl der Überlaststufen entlang einer Überlastmarkierung bestimmt. An dieser Stelle muss betont werden, dass die Messungen nur bedingt statistisch abgesichert sind. Für die Höhe wurde jeweils nur eine typische Überlaststufe betrachtet unter der Annahme, dass die Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung senkrecht zur Hauptrissebene liegen. Da die Korngrenzen die Bruchfläche unter verschiedenen Winkeln schneiden, kann die reale Höhe um den maximalen Faktor von 1,4 abweichen. Allerdings haben die Aufnahmen gezeigt, dass die Überlaststufen annähernd senkrecht zur Hauptrissebene liegen. Die Anzahl der Überlaststufen wurde jeweils über eine Distanz von 1 mm entlang einer Überlastmarkierung bestimmt und die Länge der gezählten Überlaststufen gemessen. Da Stufen in Rissausbreitungsrichtung auch ohne die Einwirkung von Überlasten gebildet werden, kann es passieren, dass die reale Zahl der Überlaststufen über- oder unterschätzt wurde. Es wird allerdings davon ausgegangen, dass es sich bei den gezählten Überlaststufen um zusätzliche Stufen handelt, die bei konstanter Belastungsamplitude nicht entstanden wären. Es wurden ausschliesslich solche Stufen als Überlaststufen gezählt, die direkt an einer Überlastmarkierung ihren Ursprung hatten. Insgesamt ging es um eine qualitative Bewertung des Einflusses der Überlaststufen. Dies wurde dadurch gewährleistet, dass die gleichen Maßstäbe bei den Messungen in den unterschiedlichen Legierungen und Zuständen angelegt wurden. Zur Prüfung, ob Korngrenzen mögliche Bildungsorte von Überlaststufen sind, wurde die Anzahl der Überlaststufen der Grenzflächenzahl gegenübergestellt. In den meisten Fällen lag die Zahl der Überlaststufen unter diesem Wert, so dass die Hypothese sinnvoll erscheint (Abb. 24, 53, 73, 76). Lediglich für die lamellare Titanlegierung überschreitet die Anzahl der Überlaststufen diese Grenzflächenzahl (Abb. 73). Die Ursache hierfür wird im Abschnitt 5.2 erörtert. Die Stufenanzahl hängt von der Korngröße ab und ist in den feinkörnigen Legierungen höher als für die grobkörnigen Legierungen (Abb. 73, 76). Für alle Legierungen wurde eine Abnahme der Anzahl von Überlaststufen mit zunehmendem $K_{max,ÜL}$ beobachtet (Abb. 23, 24,

53). Mit zunehmendem ΔK findet tendenziell ein Wechsel von einer durch Einfachgleitung charakterisierten kristallographischen Rissausbreitung zu einer von Mehrfachgleitung dominierten Rissausbreitung statt [1,2]. Der in Abbildung 77 dargestellte Mechanismus der Bildung von Überlaststufen an Überlastmarkierungen tritt bevorzugt bei geringem ΔK auf, bei dem nur wenige Gleitsysteme aktiviert sind. Mit zunehmender plastischer Verformung vor der Rissspitze treten Verzweigungen der Rissfront wegen der höheren Anzahl aktivierter Gleitsysteme seltener auf [8] und es werden weniger Überlaststufen an Überlastmarkierungen gebildet (Abb. 23, 53). Die Abnahme der Anzahl von Überlaststufen wird durch die starke Zunahme der Überlaststufenhöhe und Länge bei steigendem $K_{max,ÜL}$ nur teilweise ausgeglichen (Abb. 24, 53), so dass der Verzögerungseffekt mit zunehmendem ΔK abnimmt (Abb. 65). Wenn der Riss dann so schnell fortschreitet, dass Überlasten nur in sehr großen Abständen auf der Bruchfläche wirksam werden, sind die Überlaststufen zu kurz, um einen effektiven Einfluss auf die Rissausbreitung auszuüben.

5.1.3 Änderung der Gleitverteilung vor der Rissspitze

In früheren Arbeiten zum Einfluss periodischer Überlasten [76-78] wurden die Überlasteffekte in erster Linie durch die Auswirkungen von Änderungen in der Gleitverteilung auf den Rissausbreitungswiderstand begründet. Die Aktivierung von Gleitsystemen vor der Rissspitze führte dabei zu Änderungen in der Rissfrontgeometrie und zu einer Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes. In Abhängigkeit vom Überlastintervall wurde eine Reduzierung oder eine Zunahme der Rauigkeit des Rissfrontprofils beobachtet mit der entsprechenden Auswirkung auf den Rissausbreitungswiderstand. Die Förderung der Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung durch die Aktivierung zusätzlicher Gleitsysteme führte grundsätzlich zu einer Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes.

Änderungen im Rissausbreitungsmechanismus konnten vor allem bei den Aluminiumlegierungen gut beobachtet werden. Die im folgenden betrachteten Variationen in der Bruchflächengestalt müssen aufgrund der betrachteten Dimensionen nicht unbedingt zu Änderungen in der Rauigkeit des Rissfrontprofils führen. Die Überlasten erzeugten bei den Aluminiumlegierungen eine flachere Bruchfläche als die konstante Belastungsamplitude. Dieser Unterschied war im Vakuum stärker (Abb. 22, 37, 50, 62) und wurde an Luft in geringerem Umfang beobachtet (Abb. 30, 42, 57). Die flachere Bruchfläche entsteht, da die Überlasten einen Rissausbreitungsmechanismus durch Mehrfachgleitung fördern oder sogar aktivieren [73,77,78]. Grundsätzlich breitet sich ein Riss entlang der aktivierten Gleitsysteme aus, die den wirksamen Schubspannungen den geringsten Gleitwiderstand entgegenbringen. Die Anzahl der aktivierten Gleitsysteme und die effektive Gleitlänge bestimmen die Länge der Rissausbreitung entlang einer einzelnen Gleitebene und damit die mögliche Auslenkung des Risses aus der Hauptrissebene. Nach I. Trockels et al. [77] aktivieren die Überlasten vor der Rissspitze eine größere Anzahl von Gleit-

tebenen als bei konstanter Belastungsamplitude. Dadurch tritt verstärkt Rissausbreitung durch Mehrfachgleitung auf, mit einem häufigen Wechsel der Rissausbreitungsrichtung. Dies führt bei den Aluminiumlegierungen zur Bildung der beobachteten sehr flachen Bruchfläche. Je häufiger die Überlasten aufgebracht werden, umso stärker ist der Effekt, da mit jeder neuen Überlast weitere Gleitsysteme aktiviert werden. Somit ist der Effekt ausgeprägter bei $n=100$ im Vergleich zu $n=10.000$, was der Vergleich des Anteils flacher Bereiche auf den Bruchflächen bestätigt hat. Die Rissausbreitung durch Mehrfachgleitung ist aufgrund des häufigen Wechsels der Gleitebene, entlang der Verformung und Rissausbreitung erfolgt, langsamer als die Rissausbreitung durch Einfachgleitung in einer einzelnen Gleitebene. Dies wurde in der Arbeit von J.O. Peters et al. [73] nachgewiesen und zeigt sich für die untersuchte lamellare Titanlegierung in Abbildung 71 c/d. In den flachen Bereichen unten links und oben rechts in Abbildung 71 c erfolgt die Rissausbreitung entlang von Gleitebenen identischer Orientierung über Lamellengrenzen hinweg in einer Ebene [82]. Dabei stellen die Lamellengrenzen aufgrund eines einfachen Gleittransfers nur ein schwaches Hindernis dar und man kann den Mechanismus vereinfacht als Einfachgleitung innerhalb eines Lamellenpaketes betrachten. Im rauen Bereich in der Mitte der Abbildung 71 c wechselt der Riss oft die Richtung, was zu einer langsameren Rissausbreitungsgeschwindigkeit führt als im benachbarten flachen Bereich. Dies ergibt sich aus dem größeren Abstand zwischen den aufeinanderfolgenden Überlastmarkierungen im flachen Bereich (Abb. 71 c, oberer Rand) verglichen zu dem Abstand im rauen Bereich (Abb. 71 d, oberer Rand). Die Überlasten fördern also einen langsameren Rissausbreitungsmechanismus und erhöhen damit den intrinsischen Beitrag zum Rissausbreitungswiderstand.

Ein gegenläufiger Effekt der Mehrfachgleitung ist die mögliche Reduzierung der Rauigkeit des Rissfrontprofils. Durch den häufigen Wechsel der Rissebene wird grundsätzlich eine flache Rissfront erzeugt, bei der wenig Energie für den Rissfortschritt entlang ungünstig zur Hauptrissebene orientierter Flächen aufgebracht werden muss. Eine Abnahme der Rissfrontraugigkeit wurde für die grobkörnige Legierung 2024 CG und die lamellare Titanlegierung beobachtet (Abb. 36, 70). Bei diesen Legierungen reduziert die Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung mit den Auslenkungen aus der Hauptrissebene auch die Rauigkeit der Rissfront und damit den geometrischen Beitrag zum Rissausbreitungswiderstand. Die Überlasten bewirken bei beiden Legierungen durch die Förderung der Mehrfachgleitung zwei gegenläufige Effekte. Bei den anderen Aluminiumlegierungen wurden keine wesentlichen durch die Überlasten verursachten Änderungen im Rissfrontprofil beobachtet (Abb. 21, 29, 41, 49, 56, 61). Die meisten Legierungen zeigten aufgrund einer homogenen Gleitverteilung bereits bei konstanter Belastungsamplitude ein flaches Rissfrontprofil. Die effektive Auswirkung der Förderung von Mehrfachgleitung hängt also in erster Linie von der Gleitverteilung ab.

In früheren Arbeiten wurde auch eine Zunahme der Rissfrontraugigkeit durch den Einfluss der Überlasten auf die Gleitverteilung vor der Risspitze beobachtet [73,102]. Diese wurde durch die Voraktivierung von Gleitebenen durch die höhere Überlast begründet. Eine solche Zunahme

der Rauigkeit mit der entsprechenden rissverzögernden Wirkung wurde in dieser Arbeit für die bi-modale Titanlegierung beobachtet (Abb. 66).

5.1.4 Beeinflussung des Risschliessungsverhaltens

Ein weiterer in der Literatur bedeutender Erklärungsansatz für Überlasteffekte ist die Steigerung des Risschliessungsanteils durch verstärkte plastizitäts-induzierte oder rauigkeits-induzierte Risschliessung [48-51]. Die Dokumentation des Risschliessungseffektes durch Aufzeichnung der Probensteifigkeit mittels Dehnungsmessstreifen ergab keinen eindeutigen Trend, der eine Änderung des Risschliessungsanteils als Hauptursache für Überlasteffekte bestätigt. Allerdings unterstützen einige Messungen die Annahme, dass eine Änderung des Risschliessungsanteils einen Beitrag zu den Überlasteffekten leisten kann. So wurde bei einigen Überlastzuständen für die Aluminiumlegierungen eine Zunahme des Risschliessungsanteils beobachtet, welche einen Beitrag zur rissverzögernden Wirkung der Überlasten liefert (Tab. 5, 7, 8). Dagegen wurde in den grobkörnigen Legierungen eine Abnahme des Risschliessungsanteils beobachtet, bei der bi-modalen Titanlegierung war keine Änderung festzustellen (Tab. 6, 9). Die Ergebnisse der Versuche bei dem höheren Lastverhältnis $R=0,5$ bestätigen, dass Risschliessungseffekte allenfalls eine sekundäre Auswirkung auf die Überlasteffekte haben. Risschliessungseffekte können bei diesem Lastverhältnis nicht auftreten, da die hohe Zugbelastung im Minimum des Lastwechsels ein Berühren der Rissflanken verhindert. Trotzdem waren die Verzögerungseffekte durch die Überlasten bei $R=0,5$ vergleichbar mit den bei $R=0,1$ ermittelten oder sogar stärker (Abb. 33, 44). Die Frage nach der Bedeutung der Risschliessungseffekte soll bei der Diskussion des konkreten Materialverhaltens (Abschnitt 5.2) und im Rahmen des Werkstoffvergleichs (Abb. 5.3) näher erörtert werden.

5.1.5 Einfluss des Umgebungsmediums

Für die beiden Varianten der Legierung AA 2024 und für die Aluminiumlegierung AA 6156 wurden Versuche an Luft und im Vakuum durchgeführt. Somit kann der Einfluss des Umgebungsmediums auf die Überlasteffekte in dieser Arbeit diskutiert werden. Der in der Luft enthaltene Wasserdampf wird an der Probenoberfläche derart aufgespalten, dass atomarer Wasserstoff entsteht. Dieser diffundiert in das Materialvolumen vor der Risspitze und lagert sich dort an Gleitebenen und Korngrenzen an. Der Wasserstoff bewirkt hier eine Versprödung der Gleitebenen und Korngrenzen, die durch das Aufreißen von Gleitebenen und Korngrenzen zu einem verformungsarmen Bruch führt [38-40]. Bei konstanter Belastungsmplitude zeigten die untersuchten Legierungen daher an Luft eine zerklüftete Bruchfläche und Sekundärrisse entlang der versprödeten Gleitebenen. Der intrinsische Rissausbreitungswiderstand ist aufgrund der Wasserstoffversprödung an Luft bei allen Legierungen niedriger als im Vakuum. Dagegen liefert die Zunahme der Rissfrontraugigkeit an Luft aufgrund der zerklüftet gebrochenen Bereiche

einen positiven geometrischen Beitrag zum Rissausbreitungswiderstand. In der Regel wird dieser aber durch die dominierende Senkung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstands aufgrund der Versprödung von Gleitebenen und Korngrenzen kompensiert.

Die Höhe des Wasserstoffeinflusses hängt vor allem bei der Legierung 2024 stark vom untersuchten Belastungsfall ab. Der Vergleich der an Luft und im Vakuum ermittelten Rissausbreitungskurven zeigt für die Legierungsvarianten 2024 FG und CG deutliche Unterschiede für Überlastversuche und konstante Belastungsamplitude (Abb. 28, 40). Dies deutet auf eine Wechselwirkung von Überlasteffekten und Wasserstoffeinfluss hin. Durch den Wasserstoffeinfluss werden die positiven Beiträge der Überlasten zum Rissausbreitungswiderstand reduziert. Der durch die Überlasten geförderte langsame Rissausbreitungsmechanismus unter Mehrfachgleitung wird in einigen Bereichen durch den schnelleren Rissfortschritt durch sprödes Aufreißen von Gleitebenen und Korngrenzen abgelöst. Auch die Effektivität der an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen wird reduziert, da die ungünstig zur Hauptrissebene orientierten Flächen aufgrund der Versprödung leichter getrennt werden können. Beide Wechselwirkungseffekte begründen den im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude stärkeren negativen Wasserstoffeinfluss, der für die Überlastversuche an der Legierung 2024 FG beobachtet wurde (Abb. 28). Ein weiterer Wechselwirkungseffekt ist die Reduzierung der Wasserstoffversprödung durch die Überlasten. Die höhere Anzahl aktivierter Gleitsysteme führt zu einer Verteilung des Wasserstoffs auf eine größere Anzahl von Gleitebenen als bei konstanter Amplitude [73]. Dies wird durch die in den Überlastversuchen beobachtete Verringerung der Sekundär-rissbildung im Vergleich zur konstanten Amplitude bestätigt. Dieser positive Effekt ist für $n=100$ stärker ausgeprägt als für $n=10.000$. Die nachfolgende Überlast wird bei $n=100$ noch im Einflussbereich der vorhergehenden aufgebracht, so dass vergleichsweise mehr Überlasten eine größere Zahl von Gleitsystemen aktivieren, auf die sich der Wasserstoff verteilen kann. Dies ist der Grund für den jeweils schwächeren Wasserstoffeinfluss für $n=100$ bei der Aluminiumlegierung 2024 (Abb. 28, 40). Die Wasserstoffversprödung beeinflusst den Überlasteffekt also deutlich in seiner Wirkung, die Wechselwirkung beider Einflussgrößen erschwert daher die Suche nach den grundlegenden Ursachen der Überlasteffekte. Dies verdeutlicht die Bedeutung der Untersuchung des Materialverhaltens im Vakuum zur Ermittlung der für die Überlasteffekte verantwortlichen Mechanismen.

5.2 Werkstoffverhalten

5.2.1 Aluminiumlegierung AA 2024

Für diese Legierungsklasse wurden zwei Varianten mit deutlichen Unterschieden in der Korngröße untersucht. Verglichen wurden die feinkörnige Legierung 2024 FG (Abb. 15) und die Legierungsvariante 2024 CG mit groben langgestreckten Körnern (Abb. 14). Die Festigkeit die-

ser Legierung wird durch homogen in der Mischkristallmatrix verteilte Al_6Mn -Dispersoide sowie kohärente θ'' - und S'' -Ausscheidungen erhöht. Die Ausscheidungen entstehen beim Auslagern der Legierung bei Raumtemperatur und behindern die Versetzungsbewegung. Bei ausreichend hoher Schubspannung können diese Ausscheidungen von sich bewegendenden Versetzungen durchschnitten werden. Ist ein Teilchen in einer Gleitebene durchtrennt, tritt eine lokalisierte Verformung auf, da diese Ebene nun einen geringeren Scherwiderstand bietet und eine Verformung damit leichter ist als in anderen Gleitebenen. Es entstehen ausgeprägte Gleitbänder, ein Versetzungsaufstau an Korngrenzen in diesen Gleitbändern führt zur Initiierung des Bruches. In der feinkörnigen Legierung ist dieser Effekt im Vergleich zur grobkörnigen Legierung weniger stark ausgeprägt, da durch die kürzere effektive Gleitlänge bei Belastung eine homogenere Gleitverteilung erzeugt wird. Daher tritt das Schneiden von Ausscheidungen und Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau an Korngrenzen erst bei höheren Spannungen auf. Somit ist die Verformung im Vergleich zur grobkörnigen Legierung 2024 CG weniger stark lokalisiert. Die homogenere Gleitverteilung in der feinkörnigen Legierung 2024 FG begründet die leicht höheren Festigkeitskennwerte, also einen Anstieg von Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchspannung und Duktilität im Vergleich zur Legierung 2024 CG (Tab. 3).

FEINKÖRNIGE LEGIERUNG 2024 FG

Bei Schwingbelastung mit konstanter Amplitude im Vakuum entsteht aufgrund der kleinen Korngröße und dadurch bedingten homogenen Gleitverteilung eine flache Bruchfläche (Abb. 22 a/b). Die Auslenkungen aus der Hauptrissebene sind durch die Kornabmessungen beschränkt, so dass ein flaches Rissfrontprofil entsteht (Abb. 21 a). Die durch Rissbildung an eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen gebildeten elliptischen Stufen sind ein weiteres typisches Merkmal der Bruchflächengestalt (Abb. 22 b). Die periodisch aufgetragenen Zugüberlasten bewirken im Vakuum eine Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes (Abb. 20). Diese ist stärker für die im Intervall von $n=10.000$ Lastwechseln seltener aufgetragene Überlasten als bei $n=100$. Das für eine Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ aufzubringende ΔK ist für $n=10.000$ doppelt so hoch wie für die konstante Belastungsamplitude und 40% höher bei $n=100$.

Änderungen im Riss-schließungsverhalten können die Steigerung des Rissausbreitungswiderstandes nicht begründen. Das Riss-schließungsniveau ist mit um 3% bei konstanter Amplitude sehr niedrig und dürfte in erster Linie auf plastizitäts-induzierte Riss-schließung zurückzuführen sein (Tab. 5). Während bei $n=100$ keine wesentliche Änderung im Riss-schließungsverhalten auftrat, stieg der Anteil bei $n=10.000$ leicht auf 5,5%. Somit liefern Riss-schließungseffekte einen kleinen Beitrag zur Verzögerung bei $n=10.000$. Dieser ist allerdings in Relation zum Verzögerungseffekt so gering, dass den Riss-schließungseffekten in dieser Legierung eine vernachlässigbare Rolle zugeordnet werden kann.

Die bei den Überlastversuchen entstehenden, im Vergleich zur konstanten Amplitude deutlich flacheren Bruchflächen deuten auf eine Erhöhung des Anteils von Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung hin (Abb. 22). Am stärksten ist dieser Effekt bei $n=100$, wo höhere Auslenkungen fast nur noch an den eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen entstehen (Abb. 22 e/f). Somit dürfte der langsamere Rissausbreitungsmechanismus durch Mehrfachgleitung einen Beitrag zur Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes leisten und damit einen Teil der Verzögerung bewirken. Allerdings dominiert dieser Mechanismus nicht die beobachteten Verzögerungseffekte. Der Anteil der Mehrfachgleitung ist für $n=100$ höher und somit ist der Verzögerungsbeitrag von diesem Mechanismus für $n=10.000$ geringer. Die Reihenfolge der Rissausbreitungskurven zeigt jedoch einen gegenteiligen Trend, so dass es sich hier auch um einen sekundären Beitrag handeln muss. Einen Einfluss auf die Rissfrontraugigkeit hat die Förderung von Mehrfachgleitung nicht, da die kleine Korngröße und eine relativ homogene Gleitverteilung bereits bei konstanter Amplitude ein flaches Rissfrontprofil erzeugen (Abb. 21).

Da die vorgenannten Mechanismen die Stärke und Ausprägung der Verzögerungseffekte nicht alleine begründen können, dürfte die Ursache in der Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen liegen. Solche Überlaststufen wurden für $n=100$ und $n=10.000$ beobachtet, wobei die Überlaststufen bei $n=10.000$ höher und damit auch länger sind als bei $n=100$ (vgl. Abb. 23, 27). Dadurch stellen die Überlaststufen bei $n=10.000$ ein stärkeres Hindernis für die Rissausbreitung nach einer Überlast dar als bei $n=100$ (vgl. Abschnitt 5.1.2). Dies ist die Ursache für die stärkere Verzögerungswirkung der Überlasten bei $n=10.000$. Die Überlaststufen sind in dieser Legierung besonders effektiv, da bei konstanter Belastungsamplitude nur ein geringer Anteil vergleichbarer Stufen auf der Bruchfläche erzeugt wird.

An Luft führt die Wasserstoffversprödung für die konstante Belastungsamplitude zur Ausbildung einer deutlich spröder gebrochenen, zerklüfteten Bruchflächengestalt und Sekundärrissbildung im Korninneren (vgl. Abb. 22 a/b, 30 a/b). Der sprödere Bruchverlauf bewirkt eine leichte Steigerung der Rauigkeit des Rissfrontprofils an Luft (vgl. Abb. 21 a, 29 a). Für diese Legierungsvariante zeigt der Einfluss des Wasserstoffs eine unterschiedliche Ausprägung für die untersuchten Überlastintervalle (Abb. 28). Die Abnahme des Rissausbreitungswiderstandes ist bei $n=100$ leicht stärker und bei $n=10.000$ ist fast doppelt so hoch wie bei konstanter Belastungsamplitude. Dies deutet auf eine starke Wechselwirkung von Überlastmechanismen und Wasserstoffeinfluss hin. Die Bruchflächen der Überlastversuche zeigen wie bei konstanter Amplitude einen spröderen Bruchmechanismus. Dieser führt im Vergleich zum Vakuum zur Ausbildung zerklüfteter Bereiche und damit zu einer leichten Erhöhung der Rauigkeit sowie einer Abnahme des Anteils von unter Mehrfachgleitung gebrochener Bereiche (vgl. Abb. 22 c-f, 30 c-f). Somit reduziert der Wasserstoffeinfluss die Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes durch die Überlasten. Da der Effekt der Überlasten an Luft im Vergleich zum Vakuum geringer und der Wasserstoffeinfluss für die Überlastversuche stärker ist als bei konstanter Belastungsamplitude, ist diese Schwächung der Überlastmechanismen durch Wasserstoffver-

sprödung ein dominierender Mechanismus. Allerdings bewirken die Überlasten auch eine Schwächung des Wasserstoffeinflusses. Durch die Aufteilung von Wasserstoff auf eine größere Anzahl von Gleitebenen wird der Umfang von Korngrenzenbruch und Sekundärrissbildung reduziert. Diese Reduzierung ist für $n=100$ stärker, da mit den häufiger aufgebrachten Überlasten eine höhere Versetzungsdichte erzeugt wird [73]. Aus diesem Grund ist der negative Wasserstoffeinfluss bei $n=100$ schwächer als bei $n=10.000$ (Abb. 28).

Wie im Vakuum leistet die Änderung des Rissschliessungsanteils nur einen geringen Beitrag zur Steigerung des für eine Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ notwendigen ΔK von 60% bei $n=10.000$. Der Rissschliessungsanteil an Luft ist bei konstanter Amplitude etwas höher als im Vakuum (Tab. 5). Dies kann auf die erhöhte Rauigkeit und dadurch ermöglichte rauigkeits-induzierte Rissschliessung zurückgeführt werden. Bei $n=10.000$ steigt der Anteil von 4% bei konstanter Amplitude auf 11%, so dass die Änderung der Rissschliessung einen kleinen Beitrag zur rissverzögernden Wirkung der Überlasten liefert. Allerdings kann dieser die Stärke der Verzögerung nicht allein begründen. Bei $n=100$ wirkt das Absinken des Rissschliessungsanteils auf 2% sogar dem Verzögerungseffekt entgegen.

Wie im Vakuum zeigen die Überlastbruchflächen auch an Luft eine Zunahme des Anteils von Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung (Abb. 30). Diese ist jedoch deutlich geringer ausgeprägt als im Vakuum (Abb. 22), so dass nur bei $n=100$ eine sichtbare Zunahme flacher Bereiche auf der Bruchfläche im Vergleich zur konstanten Amplitude festgestellt wurde. Somit leistet die Steigerung des unter Mehrfachgleitung erzeugten Bruchanteils einen Beitrag zum Verzögerungseffekt, der aufgrund der Wechselwirkung mit dem Wasserstoffeinfluss allerdings geringer ausfällt als im Vakuum. Eine Änderung der Rissfrontprofile wurde durch die Verstärkung der Mehrfachgleitung wie im Vakuum nicht verursacht (Abb. 29).

Auch an Luft dürften die an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung die Hauptursache für die rissverzögernde Wirkung der Überlasten sein (Abb. 31, 32). Diese sind wie im Vakuum deutlich höher und länger bei $n=10.000$, was den Grund für die stärkere Verzögerungswirkung im Vergleich zu $n=100$ darstellt. Die Anzahl und Geometrie der Überlaststufen sind an Luft und im Vakuum vergleichbar (Abb. 24). Aufgrund der Wasserstoffversprödung sind die Stufen allerdings in ihrer Verzögerungswirkung weniger effektiv, so dass die Verzögerungseffekte im Vakuum stärker sind (Abb. 28).

Da bei $R=0,5$ keine Rissschliessungseffekte auftreten können, haben hier lediglich die Verstärkung der Mehrfachgleitung und die Bildung von Überlaststufen einen Beitrag zum Überlasteffekt geleistet. Trotzdem traten vergleichbare Effekte wie bei $R=0,1$ auf (Abb. 33), die im Vakuum bei $R=0,5$ sogar noch ausgeprägter waren. Daher sind Rissschliessungseffekte für die Begründung der Überlasteffekte in dieser Legierung unbedeutend. Die Ergebnisse bei $R=0,5$ zeigen dieselben Tendenzen wie bei $R=0,1$. Die rissverzögernde Wirkung ist an Luft geringer

als im Vakuum (Abb. 33) und die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an Überlastmarkierungen (Abb. 34) ist der maßgebliche sichtbare Unterschied zwischen Überlastversuch und konstanter Belastungsamplitude. Wegen der größeren Belastung dürfte der Einfluss der Förderung von Mehrfachgleitung durch die Überlasten bei $R=0,5$ stärker sein. Die Abmessungen der Überlaststufen und deren Anzahl sind vergleichbar mit den Versuchen bei $R=0,1$ (Abb. 24).

GROBKÖRNIGE LEGIERUNG 2024 CG

Die großen Gefügeabmessungen dieser Legierungsvariante führen im Vakuum bei konstanter Amplitude zu einem durch extremen Gleitbandbruch geprägten Rissausbreitungsmechanismus (Abb. 37 a/b). Aufgrund der großen Korngröße werden nur wenige Gleitsysteme in einem Korn aktiviert. Dies führt zu stark lokalisierter Verformung und Rissausbreitung durch Gleitbandbruch über große Distanzen entlang einzelner Gleitebenen. Dadurch entstehen glatte Flächen in stark unterschiedlicher Orientierung zur Hauptrissebene. Die Dimensionen dieser Flächen und damit der Auslenkung aus der Hauptrissebene werden durch die Korngröße begrenzt. Aufgrund der Gefügeabmessungen (Abb. 14) können sich so bis zu 400 μm hohen Auslenkungen im Rissfrontprofil bilden (Abb. 36 a). Durch diesen ausgeprägten Gleitbandbruch entstehen im Vakuum eine Bruchfläche und ein Rissfrontprofil hoher Rauigkeit. Die periodischen Überlasten zeigen einen stark unterschiedlichen Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten. Während für $n=10.000$ eine Verzögerung der Rissausbreitung auftritt, breitet sich der Riss bei gleichem ΔK bei $n=100$ schneller aus als bei konstanter Belastungsamplitude (Abb. 35).

Der Rissschliessungseffekt ist bei konstanter Amplitude mit einem Anteil von 11% relativ stark ausgeprägt (Tab. 6). Dies kann auf die hohe Rauigkeit der Bruchfläche und das damit verbundene Auftreten von rauigkeits-induzierter Rissschliessung zurückgeführt werden. Für die Überlastbedingungen wurde eine starke Abnahme des Rissschliessungsanteils beobachtet, die für $n=100$ etwas stärker ist als für $n=10.000$. Diese Abnahme auf etwa 3,5% dürfte auf die beobachtete stark reduzierte Rissfrontraugigkeit zurückzuführen sein und auf die damit verbundene Verringerung von rauigkeits-induzierter Rissschliessung (Abb. 36). Die Abnahme des Rissschliessungsanteils leistet hier einen Beitrag zum beschleunigten Risswachstum bei $n=100$, kann jedoch die Verzögerung bei $n=10.000$ nicht erklären.

In dieser Legierung bewirken die Überlasten durch die Verstärkung von Mehrfachgleitung einen im Vergleich zur konstanten Amplitude wesentlich häufigeren Wechsel der Gleitsysteme entlang derer sich der Riss ausbreitet. Dies führt zu einer starken Änderung von Bruchflächen-gestalt und Rissfrontraugigkeit (Abb. 37). Im Fall der mit $n=100$ häufig aufgebrachten Überlasten entsteht nun eine sehr flache Bruchfläche mit wenigen zerklüfteten Bereichen und elliptischen Stufen an eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen. Aufgrund der Mehrfachgleitung ent-

steht eine flache Rissfront (Abb. 36 c). Auch bei $n=10.000$ wandelt sich die Bruchflächengestalt, durch die Mehrfachgleitung entstehen vor allem flache Bereiche. Allerdings tritt hier auch weiterhin Gleitbandbruch über größere Distanzen entlang einzelner Gleitebenen auf, die stärker in Richtung der Hauptrissebene orientiert sind (Abb. 37 c). Die Folge ist eine Reduzierung der Rissfrontraugigkeit im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude, die weniger stark ist als bei $n=100$ (Abb. 36 b). Bei dieser Legierung leistet die verstärkte Mehrfachgleitung also nicht nur einen rissverzögernden Beitrag durch die Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstands, sondern auch einen gegenläufigen geometrischen Beitrag. Die Förderung der Mehrfachgleitung führt zur Reduzierung der Rissfrontraugigkeit. Damit wird der positive Beitrag der Rissfrontgeometrie bei konstanter Amplitude für $n=10.000$ reduziert und für $n=100$ komplett eliminiert. Letzteres ist der Grund für die Beschleunigung der Rissausbreitung bei $n=100$. Ein Grund für die verzögerte Rissausbreitung bei $n=10.000$ lässt sich aus der verstärkten Mehrfachgleitung nicht ableiten, da sich hier positive und negative Effekte ausgleichen.

Als Ursache für die Verzögerung bei $n=10.000$ kommen nur die Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung in Frage, die sich an den Überlastmarkierungen gebildet haben (Abb. 38). Mit einer Länge von $55\text{ }\mu\text{m}$ und einer Anfangshöhe von $3\text{ }\mu\text{m}$ scheinen sie effektiv genug zu sein, um die Rissausbreitung deutlich zu verzögern (Abb. 76). Die Bildung solcher Überlaststufen wurde auch für $n=100$ beobachtet (Abb. 39). Hier ist die rissverzögernde Wirkung aufgrund der geringen Abmessungen allerdings deutlich schwächer als bei $n=10.000$. Daher wird diese durch den dominierenden negativen Effekt der starken Reduzierung der Rissfrontraugigkeit kompensiert.

Der Einfluss der Laborluft bewirkt bei konstanter Amplitude für diese Legierungsvariante eine im Vergleich zum Vakuum wesentliche Änderung von Bruchflächengestalt und Rissfrontraugigkeit. Die Versprödung der Gleitebenen erhöht die Anzahl der zur Rissausbreitung verfügbaren Gleitebenen. Daher wird der im Vakuum dominierende Gleitbandbruch durch einen flachen Bruchverlauf mit Bildung von Gleitstufen im einzelnen Korn abgelöst (vgl. Abb. 37 a/b, 42 a/b), was eine Reduzierung der Rissfrontraugigkeit an Luft zur Folge hat (vgl. Abb. 36 a, 41 a). Ein sichtbares Zeichen für die Versprödung der Gleitebenen ist das Auftreten von Sekundärrissen auf der Bruchfläche. Die Wasserstoffversprödung führt mit der verringerten Rissfrontraugigkeit zu einer starken Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes an Luft im Vergleich zum Vakuum (Abb. 40). Auch bei den Überlastbedingungen bewirkt die Laborluft eine Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes. Während diese bei $n=10.000$ vergleichbar mit der konstanten Belastungsamplitude ist, ist die Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes bei $n=100$ wesentlich geringer. Der geringere Wasserstoffeinfluss bei $n=100$ führt an Luft zu einer leichten Verzögerung der Rissausbreitung im Vergleich zur konstanten Amplitude. Als Ursache für den unterschiedlichen Wasserstoffeinfluss sind die Wechselwirkungen mit den Überlasteffekten anzusehen. Wie bei konstanter Belastungsamplitude bewirkt die Wasserstoffversprödung auch bei den Überlastfällen einen spröderen Bruchanteil zu Lasten der unter Mehrfach-

gleitung gebrochenen Bereiche (vgl. Abb. 37, 42). Damit wird die Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes durch die Förderung der Mehrfachgleitung sowie die Bildung von Überlaststufen an Luft reduziert. Während die Zunahme der Rauigkeit durch das sprödere Bruchverhalten bei $n=10.000$ keine Auswirkungen auf die Rauigkeit des Rissfrontprofils zeigt, nimmt diese an Luft für $n=100$ deutlich zu (vgl. Abb. 36 b/c, 41 b/c). Dies führt zu einem positiven geometrischen Beitrag zum Rissausbreitungswiderstand bei $n=100$. Hinzu kommt die Minderung des Wasserstoffeinflusses durch die Aufteilung des Wasserstoffs auf die durch die Überlasten erhöhte Anzahl aktivierter Gleitsysteme. Diese macht sich auch in dieser Legierungsvariante durch das Fehlen von Sekundärrissen bei den Überlastbedingungen bemerkbar. Dieser Effekt ist für $n=100$ stärker, was zusammen mit der Zunahme der Rissfrontraugigkeit die deutlich geringere Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes im Vergleich zu $n=10.000$ begründet.

Die verzögernde Wirkung der Überlasten kann auch an Luft nicht durch Risschliessungseffekte begründet werden. Durch die Abnahme der Rauigkeit des Rissfrontprofils und der damit verbundenen verringerten rauigkeits-induzierten Risschliessung ist der Risschliessungsanteil bei konstanter Amplitude an Luft gegenüber den Vakuumversuchen von 11% auf 8% gesunken (Tab. 6). Für beide Überlastbedingungen ist eine leichte Abnahme des Risschliessungsanteils von 8% bei konstanter Amplitude auf 6% bei den Überlastbedingungen aufgetreten.

Die Förderung von Mehrfachgleitung durch die Überlasten tritt auch an Luft auf, zeigt jedoch einen aufgrund der Wechselwirkung mit dem Wasserstoffeinfluss geringeren Einfluss als im Vakuum (vgl. Abb. 37, 42). Daher hat dieser Wechsel im Rissausbreitungsmechanismus an Luft keinen Einfluss auf die Rauigkeit des Rissfrontprofils (Abb. 41). Einziger Effekt der Förderung von Mehrfachgleitung an Luft ist der geringe positive Beitrag zum intrinsischen Rissausbreitungswiderstand. Dieser kann das Auftreten von Rissverzögerung alleine nicht erklären, zumal dieser Beitrag stärker ist bei $n=100$, die ausgeprägte Verzögerung jedoch bei $n=10.000$ gemessen wurde.

Die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen ist auch an Luft die Hauptursache für das Verzögerungsverhalten (Abb. 43). Da sich bei $n=10.000$ höhere und damit längere Überlaststufen bilden als bei $n=100$ (vgl. Abschnitt 5.1.2), ist der Verzögerungseffekt bei $n=10.000$ ausgeprägter. Dass der Verzögerungseffekt bei dieser Legierungsvariante an Luft leicht stärker ist als im Vakuum (Abb. 75), kann in erster Linie durch den geometrischen Beitrag des stark rauen Rissfrontprofils zum Rissausbreitungswiderstand bei konstanter Amplitude im Vakuum begründet werden. Die Reduzierung der Rissfrontraugigkeit durch die verstärkte Mehrfachgleitung kompensiert mit ihrer negativen Wirkung im Vakuum die rissverzögernde Wirkung der Überlaststufen. Da die Überlasten an Luft keinen Einfluss auf die Rissfrontraugigkeit ausüben, sind die Überlaststufen hier wirksamer als im Vakuum.

Die Ergebnisse der Versuche bei $R=0,5$ zeigen dieselbe Tendenz wie bei $R=0,1$ (Abb. 44). Ein maßgeblicher Beitrag von Rissschliessungsphänomenen zum Überlasteffekt kann daher ausgeschlossen werden. Auch bei $R=0,5$ ist der Verzögerungseffekt an Luft stärker als im Vakuum und ist, wie bei der feinkörnigen Legierungsvariante, leicht stärker bei $R=0,5$ als bei $R=0,1$. Dies kann auch für diese Legierungsvariante auf den stärkeren Beitrag der Mehrfachgleitung zurückgeführt werden. Die vergleichbare Ausprägung der an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung zeigt, dass die Überlaststufen auch bei höherem R -Wert den maßgeblichen Beitrag zur Verzögerung der Rissausbreitung liefern (Abb. 45).

KORNGRÖßENEINFLUSS

Der Vergleich der Rissausbreitungskurven für die beiden Legierungsvarianten zeigt, dass Korngröße und Gleitverteilung einen wesentlichen Einfluss auf die Ausprägung der Überlasteffekte haben. Vor allem im Vakuum konnten deutlich unterschiedliche Überlasteffekte beobachtet werden (Abb. 47, linkes Diagramm). Die rissverzögernde Wirkung der im Intervall von $n=10.000$ Lastwechseln aufgebrachten periodischen Überlasten ist in der feinkörnigen Legierung wesentlich stärker als in der grobkörnigen Legierung. Während in der feinkörnigen Legierung auch bei $n=100$ ein Verzögerungseffekt auftrat, führten die häufiger aufgebrachten Überlasten in der grobkörnigen Legierung zu einer beschleunigten Rissausbreitung. Die Ursache für diese stark unterschiedlichen Überlasteffekte finden sich in dem unterschiedlichen Einfluss der Überlasten auf die Rissfrontgeometrie sowie in der abweichenden Anzahl der an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen. Bei konstanter Belastungsamplitude zeigt sich der Einfluss der Korngröße auf den Rissausbreitungswiderstand im Vakuum am deutlichsten. Während bei der grobkörnigen Legierung 2024 CG Rissausbreitung durch Einfachgleitung in den langgestreckten Körnern eine sehr raue Bruchfläche und Rissfront erzeugt (Abb. 37 a/b, 36 a), entsteht aufgrund der kleinen Korngröße für die Legierung 2024 FG eine flache Bruchfläche und Rissfront (Abb. 22 a/b, 21 a). Die Rauigkeit der Rissfront wird also wesentlich durch die Korngröße bestimmt. Der starke Beitrag der rauen Rissfront in der grobkörnigen Legierung führt zu dem bei konstanter Belastungsamplitude im Vergleich zur feinkörnigen Legierung deutlich höheren Rissausbreitungswiderstand. Einen Beitrag hierzu leistet auch der für die grobkörnige Legierung höhere Rissschliessungsanteil, welcher ebenfalls auf die hohe Rauigkeit zurückzuführen ist (vgl. Tab. 5, 6). Aufgrund der unterschiedlichen Überlasteffekte liegen die Rissausbreitungskurven für die beiden Legierungsvarianten im Vergleich zur konstanten Amplitude näher beisammen bei $n=10.000$ und nahezu deckungsgleich bei $n=100$ (Abb. 47, linkes Diagramm). Die Ursachen für die in beiden Legierungsvarianten unterschiedlichen Effekte sollen in den folgenden Abschnitten erörtert werden.

Unterschiede im Rissschliessungsverhalten liefern hier lediglich einen sehr kleinen Beitrag zum Korngrößeneinfluss bei $n=10.000$ (vgl. Tab. 5, 6). Während bei der feinkörnigen Legierung

2024 FG eine Zunahme des Risschliessungsanteils aufgetreten ist, trat bei der grobkörnigen Legierung 2024 CG eine Abnahme des Anteils auf. Dies unterstützt den Trend der geringeren Verzögerungswirkung für die grobkörnige 2024 CG, hat aber in Relation zu den aufgetretenen Unterschieden eine vernachlässigbare Wirkung.

Die Verstärkung der Mehrfachgleitung durch die periodischen Überlasten wurde für beide Legierungsvarianten beobachtet und führt gleichermaßen zu einer Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes. Diese sollte in der grobkörnigen Legierung 2024 CG stärker sein, da hier ein extremer Wechsel von Einfachgleitung zu Mehrfachgleitung auftritt. Dagegen tritt bei der feinkörnigen Legierung bereits bei konstanter Belastungsamplitude Mehrfachgleitung auf und wird hier somit lediglich verstärkt (vgl. Abb. 22, 37). Allerdings wird dieser Beitrag in der grobkörnigen Legierung 2024 CG durch den negativen geometrischen Beitrag der verstärkten Mehrfachgleitung kompensiert. Für die feinkörnige Legierung verursachte die verstärkte Mehrfachgleitung keine Änderung der Rissfrontgeometrie (Abb. 21). Im Gegensatz hierzu bewirkte die verstärkte Mehrfachgleitung in der grobkörnigen Legierung eine Reduzierung der Rissfrontraugigkeit (Abb. 36). Dies ist ein Grund für die stärkeren Verzögerungseffekte in der feinkörnigen Legierung. Bei $n=10.000$ weist die Bruchfläche der grobkörnigen Legierung noch eine höhere Rauigkeit auf als bei der feinkörnigen Legierung. Dieser Rauigkeitsunterschied ist der wesentliche Grund für den höheren Rissausbreitungswiderstand der grobkörnigen Legierung bei $n=10.000$. Bei $n=100$ erzeugt die Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung in der grobkörnigen Legierung ein flaches Rissfrontprofil (Abb. 36 c). Dies ist vergleichbar mit dem bei diesem Überlastfall in der feinkörnigen Legierung erzeugtem Profil (Abb. 21 c). Durch den kompletten Abbau des starken Geometriebeitrages in der grobkörnigen Legierung ist der Rissausbreitungswiderstand beider Legierungsvarianten bei $n=100$ vergleichbar. Beide Varianten zeigen hier eine vergleichbare Bruchflächengestalt (vgl. Abb. 22 e/f, 37 e/f), ein ähnlich flaches Rissfrontprofil sowie vergleichbare Risschliessungsanteile. Eine wesentliche Ursache für die unterschiedlichen Verzögerungseffekte ist also, dass die Förderung der Mehrfachgleitung in der grobkörnigen Legierung im Gegensatz zu feinkörnigen auch Auswirkungen auf die Rissfrontgeometrie hat.

Die zweite Ursache für die stärkeren Verzögerungseffekte bei der feinkörnigen Legierung sind die größere Anzahl und Wirksamkeit der an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen. Während bei der grobkörnigen Legierung 2024 CG bereits bei konstanter Amplitude vergleichbare Stufen auf der Bruchfläche den Rissausbreitungswiderstand beeinflussen, sind bei der Legierung 2024 FG nur wenige Stufen vorhanden. Die zusätzlichen Überlaststufen sind bei der ansonsten flachen Bruchfläche der Legierung 2024 FG daher wirksamer als in der grobkörnigen Legierung. Vor allem ist die Anzahl der Überlaststufen in der feinkörnigen Legierung höher, da hier die im Vergleich zur 2024 CG höhere Anzahl von Korngrenzen die Bildung von Überlaststufen an den Überlastmarkierungen begünstigt (Abb. 76).

Auch an Luft zeigen die periodischen Überlasten eine höhere Verzögerungswirkung in der feinkörnigen Legierung 2024 FG (Abb. 47, rechtes Diagramm). Dabei ist der Einfluss der unterschiedlichen Korngröße jedoch nicht so stark wie im Vakuum. Dies ist in dem dominierenden Einfluss der Wasserstoffversprödung auf die Rissfrontgeometrie der grobkörnigen Legierung begründet. Bei konstanter Amplitude bewirkt der Wasserstoff für die grobkörnige Legierung eine Reduzierung der Rissfrontraugigkeit und damit eine starke Abnahme des Rissausbreitungswiderstands (vgl. Abb. 36 a, 41 a). Im Gegensatz hierzu bewirkt die Versprödung in der feinkörnigen Legierung eine leichte Zunahme der Rissfrontraugigkeit (vgl. Abb. 21 a, 29 a). Daher ist die Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes an Luft für die grobkörnige Legierung deutlich stärker. Trotzdem ist der Rissausbreitungswiderstand an Luft für die Legierung 2024 CG höher als für die feinkörnige 2024 FG. Grund hierfür ist die rauere Rissfrontgeometrie der grobkörnigen Legierung (vgl. Abb. 29 a, 41 a). Diese Tendenz wird durch den aufgrund der höheren Rauigkeit in der grobkörnigen Legierung stärkeren Risschliessungseffekt unterstützt (vgl. Tab. 5, 6). Der Einfluss der Luft bei $n=10.000$ ist bei beiden Legierungsvarianten vergleichbar stark, auch wurden für beide Legierungsvarianten vergleichbare Wechselwirkungseffekte beobachtet (vgl. Abb. 28, 40). Anders ist dies bei $n=100$, wo die Laborluft bei der grobkörnigen Legierung eine deutlich geringere Reduzierung des Rissausbreitungswiderstands bewirkt als in der feinkörnigen 2024 FG. Für beide Legierungen entstehen bei $n=100$ durch die Wasserstoffversprödung zerklüftete Bereiche auf den Bruchflächen (Abb. 30 e/f, 42 e/f). Die mögliche Auslenkung des Risses aus der Hauptrissebene wird auch in diesen Bereichen durch die Korndimensionen begrenzt. Daher führt der spröde Bruch in der feinkörnigen Legierung lediglich zu einer geringfügigen Zunahme der Rissfrontraugigkeit (vgl. Abb. 21 c, 29 c). Dagegen verursacht die Wasserstoffversprödung bei der grobkörnigen Legierung 2024 CG eine im Vergleich zum Vakuum starke Zunahme der Rissfrontraugigkeit (vgl. Abb. 36 c, 41 c). Dieser Unterschied in der Zunahme des geometrischen Beitrags zum Rissausbreitungswiderstand als Folge der Wasserstoffversprödung bewirkt den unterschiedlichen Lufteinfluss für die beiden Legierungsvarianten bei $n=100$. Für beide Überlastbedingungen ist der je höhere Rissausbreitungswiderstand der grobkörnigen Legierung in der höheren Rauigkeit der Rissfrontgeometrie begründet.

Die Unterschiede im Verzögerungsverhalten an Luft können mit den Änderungen im Risschliessungsverhalten durch die Überlasten nur unzureichend erklärt werden. Hier ist lediglich die starke Zunahme des Risschliessungsanteils von 4% bei konstanter Belastungsamplitude auf 11% bei $n=10.000$ in der feinkörnigen Legierung zu nennen (Tab. 5). Der Anteil ist damit fast doppelt so hoch wie in der grobkörnigen Legierung, wo die Überlasten eine Reduzierung des Anteils von 8% bei konstanter Amplitude auf 6% bei $n=10.000$ bewirken (Tab. 6).

Die Auswirkung der durch die Überlasten verstärkten Mehrfachgleitung zeigt an Luft vergleichbare Charakteristika für beide Legierungsvarianten und kann daher die Unterschiede im Verzögerungsverhalten ebenfalls nicht begründen. An Luft hat die Förderung der Mehrfach-

gleitung auch in der grobkörnigen Legierung keinen Einfluss auf die Rauigkeit der Rissfrontgeometrie (Abb. 41). Dieses Verhalten entspricht anders als im Vakuum, wo die verstärkte Mehrfachgleitung einen starken Geometrieinfluss zeigte, dem Verhalten der feinkörnigen Legierung (Abb. 29).

Die Unterschiede bei den an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung zwischen beiden Legierungsvarianten dürften somit wesentlich die Unterschiede im Verzögerungsverhalten bestimmen. Durch die höhere Wirksamkeit und die höhere Anzahl der Überlaststufen in der feinkörnigen Legierung tritt wie im Vakuum bei der feinkörnigen Legierung eine im Vergleich zur grobkörnigen Legierung stärkere Verzögerung der Rissausbreitung auf.

5.2.2 Aluminiumlegierung AA 6156

Die Legierung 6156 befindet sich bei der angewendeten Wärmebehandlung im Zustand maximaler Aushärtung (Abb. 10, peak aged). Die gebildeten teilkohärenten Ausscheidungen können nur schwer von Versetzungen geschnitten werden, auch ist der Teilchenabstand zu gering für das Umgehen der Ausscheidungen. Im Zugversuch tritt eine für die Legierung sehr hohe Streckgrenze auf, da die Versetzungsbewegung dadurch stark behindert wird. In vielen Gleitsystemen werden zunächst Versetzungen erzeugt, bis die Spannung so hoch ist, dass Rissbildung durch Versetzungsaufstau an den Teilchen und Korngrenzen eintritt. Die Verformung erfolgt durch Quergleitung von Versetzungen und in ausscheidungsfreien Zonen an Korngrenzen, die bei der Aushärtung auf das Festigkeitsmaximum entstehen [103]. Aufgrund der hohen Aushärtung ist der Unterschied zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit nur gering (Tab. 3).

Bei Ermüdungsbelastung führt der Aushärtungszustand zu einer homogenen Gleitverteilung. Die Rissausbreitung erfolgt daher unter Mehrfachgleitung, so dass bei konstanter Amplitude im Vakuum eine flache Bruchfläche entsteht (Abb. 50 a/b). Je nach Orientierung der Gleitebenen werden sehr flache Flächen oder zerklüftete Bereiche gebildet. Die Ausdehnungen der flachen Bereiche entsprechen den Kornabmessungen (Abb. 16). Die zerklüfteten Bereiche verbinden die teilweise auf unterschiedlichen Ebenen gebildeten Flächen miteinander. Insgesamt entsteht durch den beschriebenen Rissausbreitungsmechanismus ein flaches Rissfrontprofil (Abb. 49). An eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen bilden sich elliptische Stufen (Abb. 50 b). Die Überlasten bewirken im Vakuum eine Verringerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit (Abb. 48). Diese ist stärker bei den im Intervall von $n=10.000$ Lastwechseln seltener eingebrachten Überlasten als bei $n=100$.

Die Risschliessung, die bei dieser Legierung vor allem plastizitäts-induziert sein dürfte, ist bei konstanter Amplitude mit einem Anteil von 6% moderat und wird durch die Überlasten beein-

flusst (Tab. 7). Während die Zunahme des Rissschliessungsanteils auf 7% bei $n=100$ eher gering ist, verdoppelt sich der Anteil bei $n=10.000$. Dieser Zuwachs stellt einen Beitrag zum Verzögerungseffekt dar. Allerdings ist dieser Beitrag gering in Relation zu dem beobachteten Verzögerungseffekt. Daher leisten Rissschliessungseffekte in dieser Legierung lediglich einen sekundären Beitrag zur Verzögerungswirkung der Überlasten.

Die Bruchflächen zeigen für die Überlastbedingungen jeweils einen abnehmenden Anteil zerklüfteter Bereiche, da die Überlasten den Anteil von Mehrfachgleitung verstärken (Abb. 50). Am stärksten ist dieser Effekt bei $n=100$, wo eine deutliche Reduzierung der zerklüfteten Bereiche zu einer sehr flachen Bruchfläche führt. Somit ist von einer Erhöhung des Rissausbreitungswiderstands durch die Verstärkung der Mehrfachgleitung auszugehen. Allerdings kann dies nur ein kleiner Beitrag zur Verzögerung sein, da dieser Effekt für $n=100$ stärker ist als für $n=10.000$, der beobachtete Überlasteffekt jedoch die gegenteilige Tendenz zeigt. Eine Auswirkung auf die Rauigkeit der Rissfront zeigt die verstärkte Mehrfachgleitung für diese Legierung nicht. Alle Rissfrontprofile zeigen eine vergleichbare Rauigkeit (Abb. 49).

Die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an Überlastmarkierungen wurde für $n=100$ und $n=10.000$ beobachtet (Abb. 51, 52). Da die anderen Überlastmechanismen die aufgetretenen Überlasteffekte nur teilweise begründen konnten, wird davon ausgegangen, dass die Überlaststufen einen wesentlichen Beitrag zur Verzögerung leisten. Das Überlastintervall hat einen wesentlichen Einfluss auf die Dimensionen der Überlaststufen (vgl. Abschnitt 5.1.2). Bei vergleichbarer Rissausbreitungsgeschwindigkeit entstehen bei $n=10.000$ deutlich höhere und damit längere Überlaststufen als bei $n=100$ (Abb. 53, 54). Damit behindern die Überlaststufen bei $n=10.000$ die Rissausbreitung stärker und begründen die Lage der Rissausbreitungskurven (Abb. 48). Dies unterstreicht den maßgeblichen Beitrag der Überlaststufen zum Verzögerungseffekt der periodischen Überlasten.

Der Lufteinfluss ist bei dieser Legierung für die konstante Belastungsamplitude von der Schwingbreite der Spannungsintensität abhängig. Bei geringem ΔK entsteht durch das spröde Aufreißen von Gleitebenen eine deutlich zerklüftete Bruchfläche als im Vakuum mit einem stark reduzierten Anteil flacher Bereiche (vgl. Abb. 50 a/b, 57 a/b). Dies spiegelt sich in der Zunahme der Rauigkeit des Rissfrontprofils wider (vgl. 49 a, 56 a). Bei der für die Aufnahmen gewählten Rissausbreitungsgeschwindigkeit liegen die Rissausbreitungskurven für die konstante Belastungsamplitude deckungsgleich (Abb. 55). Das ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass die Rauigkeitszunahme die Verringerung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes durch die Wasserstoffversprödung kompensiert. Bei hohem ΔK führt der Wasserstoffeinfluss zu einer stärkeren Verringerung des Rissausbreitungswiderstandes, so dass sich die Lage der Rissausbreitungskurven nach einem Übergang nach links im Diagramm verschiebt (Abb. 55). Dadurch ist der Rissausbreitungswiderstand in diesem Bereich an Luft geringer als im Vakuum. Die für die Überlastbedingungen ermittelten Kurvenverläufe zeigen keinen sol-

chen Wechsel an Luft. Aufgrund des Wechsels der Kurvenlage bei konstanter Amplitude ergeben sich daher von ΔK abhängige Überlasteffekte (Abb. 55). Bei geringem ΔK führen die in größeren Intervallen von $n=10.000$ Lastwechseln aufgetragenen Überlasten zu einer Verzögerung der Rissausbreitung; bei $n=100$ tritt an Luft keine effektive Änderung des Rissausbreitungsverhaltens im Vergleich zur konstanten Amplitude auf. Dagegen wird die Rissausbreitung bei hohem ΔK auch bei $n=100$ verzögert. Der Einfluss der Luft ist eine für beide Überlastbedingungen vergleichbar starke Verringerung des Rissausbreitungswiderstandes durch die Versprödung der Gleitebenen und Korngrenzen. Dies zeigt sich für beide Überlastfälle in dem höheren Anteil zerklüfteter Bereiche (vgl. Abb. 50 c-f, 57 c-f), der weiterhin zu einer erhöhten Rauigkeit der Rissfrontprofile im Vergleich zum Vakuum führt (vgl. Abb. 49 b/c, 56 b/c). Im Gegensatz zur konstanten Amplitude wurde die Bildung von Sekundärrissen für die Überlastbedingungen nicht beobachtet, was auf eine Verringerung des versprödenden Wasserstoffeinflusses durch die Verteilung auf eine größere Zahl von Gleitebenen hinweist. Dieser Effekt wird jedoch durch die Reduzierung der positiven Überlasteffekte aufgrund der Wasserstoffversprödung ausgeglichen.

Bei der Rissschliessung zeigt sich an Luft eine ähnliche Tendenz wie im Vakuum. Der Rissschliessungsanteil wird an Luft für beide Überlastbedingungen mehr als verdoppelt (Tab. 7). Aufgrund der deutlich sichtbaren Rauigkeitszunahme ist hier auch das Auftreten von rauigkeits-induzierter Rissschliessung denkbar und würde auch die Zunahme des Rissschliessungsanteils bei $n=100$ an Luft erklären. Wie im Vakuum hat die Änderung des Rissschliessungsverhaltens lediglich einen sekundären Einfluss, da sie die Höhe der Verzögerung und die unterschiedliche Kurvenlage bei $n=100$ und $n=10.000$ nicht begründen kann.

Auch an Luft fördern die Überlasten die Rissausbreitung durch Mehrfachgleitung, was sich in dem zunehmendem Anteil flacher Bereiche zeigt (Abb. 57). Allerdings ist die Zunahme bei $n=10.000$ eher gering und nur für $n=100$ sichtbar, also insgesamt nicht so ausgeprägt wie im Vakuum (vgl. Abb. 50). Wie im Vakuum wird eine Änderung der Rissfrontgeometrie durch den gesteigerten Anteil an Mehrfachgleitung nicht verursacht (Abb. 56). So ist der Einfluss der Förderung der Mehrfachgleitung auf den Rissausbreitungswiderstand insgesamt gering.

Analog zu den Beobachtungen im Vakuum, sind die Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung auch an Luft hauptverantwortlich für die Verzögerungseffekte (Abb. 58, 59). Wie im Vakuum sind die Überlaststufen bei $n=10.000$ durch ihre höheren Abmessungen effektiver als bei $n=100$. Deswegen tritt bei $n=10.000$ eine stärkere Verzögerungswirkung auf (Abb. 55).

5.2.3 Aluminiumlegierung AA 7349

In dem untersuchten überalterten Auslagerungszustand (Abb. 10) weist die Legierung 7349 einen hohen Anteil inkohärenter Ausscheidungsteilchen auf, die für die hohen Festigkeitskennwerte verantwortlich sind (Tab. 3). Außerdem wurden ausscheidungsfreie Zonen entlang der Korngrenzen gebildet (Abb. 17). Die Teilchen können von Versetzungen nur durch den Umgehungsmechanismus nach Orowan überwunden werden. Dies führt zu einer stark homogenen Gleitverteilung, die auch durch die geringe Korngröße in S-Richtung von unter 5 μm gefördert wird (Abb. 17). In den im Vergleich zum Korninneren weichen ausscheidungsfreien Zonen setzt die plastische Verformung zuerst ein.

Die Ermüdungsrisssausbreitung bei konstanter Amplitude läuft aufgrund der stark homogenen Gleitverteilung vor allem durch Mehrfachgleitung in den kleinen Körnern ab. Dies führt zu flachen Bereichen, die mit der Korngröße übereinstimmen und zu Bereichen mit in Rissausbreitungsrichtung schräg verlaufenden feinen Facetten (Abb. 62 a/b). Die Kornstruktur zeichnet sich auf der Bruchfläche sichtbar ab. Durch diesen Rissausbreitungsmechanismus entsteht ein relativ flaches Rissfrontprofil (Abb. 61 a). Markant sind die elliptischen Stufen, die sich hier durch Rissbildung an eisen- und siliziumhaltigen Einschlüssen bilden (Abb. 62 b). Bei dieser Legierung zeigen lediglich die mit $n=100$ aufgebrachten Überlasten einen messbaren Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten (Abb. 60). Die Folge der häufig aufgebrachten Überlasten ist eine Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes um 20% bei einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ (Abb. 75).

Die für $n=100$ beobachtete Steigerung des Rissschliessungsanteils auf über 4% leistet in diesem Fall einen Beitrag zur Verzögerung, kann sie aber bei weitem nicht alleine begründen (Tab. 8). Die Steigerung des Rissschliessungsanteils kommt hier vermutlich aufgrund der stärkeren plastischen Verformung durch die Überlasten zustande, da sie eine plastizitäts-induzierte Rissschliessung ermöglicht. Bei konstanter Amplitude und $n=10.000$ traten keine Rissschliessungseffekte auf. Mit der hohen Streckgrenze bildet sich lediglich eine kleine plastische Zone aus, so dass plastizitäts-induzierte Rissschliessung nicht ausgeprägt auftreten kann. Das Auftreten von raugkeits-induzierter Rissschliessung kann aufgrund der flachen Bruchflächen ausgeschlossen werden.

Der Vergleich der Bruchflächen zeigt bei $n=100$ einen höheren Anteil von Mehrfachgleitung im Vergleich zur konstanten Amplitude, was sich in der flacheren Bruchflächengestalt widerspiegelt (Abb. 62). Bei $n=10.000$ zeigt sich eine entsprechende Änderung der Bruchflächengestalt nur über eine sehr kurze Distanz nach einer Überlast. Dies ist darin begründet, dass die Verstärkung der Mehrfachgleitung aufgrund der in Relation zur Strecke zwischen zwei Überlasten kleinen plastischen Zonengröße der Überlast nur über eine kurze Distanz wirksam ist. Bei einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ erzeugt die Überlast im Probeninneren

nach Gleichung 3 eine plastische Zone mit einer Ausdehnung um 40 μm . Beim Aufbringen der nächsten Überlast hat die Rissspitze bei $n=10.000$ bereits die deutlich größere Strecke von 200 μm zurückgelegt. Daher zeigt die Förderung der Mehrfachgleitung im Gegensatz zum Intervall von $n=100$ Lastwechseln, bei dem die Rissspitze ständig innerhalb der plastischen Zone einer Überlast verbleibt, bei $n=10.000$ keine Wirkung. Bei $n=100$ liefert die verstärkte Mehrfachgleitung einen Beitrag zum Verzögerungseffekt. Dieser dürfte allerdings gering sein, da Mehrfachgleitung bereits bei der konstanten Belastungsamplitude der dominierende Rissausbreitungsmechanismus ist.

Da Änderungen im Risschliessungsverhalten und in der Gleitverteilung lediglich einen geringen Beitrag zur Verzögerung bei $n=100$ liefern, kommen die an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung als mögliche Hauptursache für die aufgetretene Verzögerung in Frage (Abb. 64). Die Überlaststufen reichen bei $n=100$ jeweils bis zur nächsten Überlast und sind daher als die Rissausbreitung verzögerndes Element ständig präsent und wirksam. Auch bei $n=10.000$ wurde die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung beobachtet (Abb. 63). Allerdings zeigen sie hier keinen effektiven Einfluss auf die Lage der Rissausbreitungskurve. Grund hierfür ist die mit 20 μm in Relation zur Strecke zwischen zwei Überlasten von 200 μm sehr kurze Länge der Überlaststufen (Abb. 76). Es bilden sich nur kurze Überlaststufen, da ihre Anfangshöhe durch die geringe Höhe der Überlastmarkierung begrenzt ist. Die stark homogene Gleitverteilung und die feinen Kornabmessungen bewirken, dass lediglich kleine Auslenkungen während des Überlastwechsels möglich sind. Daher bilden sich in Relation zur Korngrenzenanzahl auch nur wenige Überlaststufen.

5.2.4 Titanlegierung Ti-6Al-4V

Die beiden Zustände der untersuchten Titanlegierung Ti-6Al-4V unterscheiden sich deutlich in den maßgeblichen Gefügeabmessungen. Das bi-modale Gefüge besitzt mit einer Korngröße unter 40 μm eine wesentlich kleinere effektive Gleitlänge als das lamellare Gefüge mit einer durchschnittlichen Lamellenpaketbreite von 300 μm (vgl. Abb. 19, 18). Entsprechend der Hall-Patch-Beziehung [17] werden aufgrund der kleineren Korngröße im bi-modalen Gefüge eine höhere Streckgrenze, Zugfestigkeit und Duktilität erreicht (Tab. 4). Im lamellaren Gefüge führt Versetzungsaufstau an Korngrenzen oder Lamellenpaketgrenzen zu früherer Rissbildung als im bi-modalen Gefüge, da die Gleitung im bi-modalen Gefüge homogener verteilt ist.

Die unterschiedlichen Gefügeabmessungen sind der Grund für die stark unterschiedliche Gestalt der bei Ermüdungsrisssausbreitung erzeugten Bruchflächen. Im lamellaren Gefüge erfolgt die Rissausbreitung durch Einfachgleitung entlang von Gleitebenen identischer Orientierung oder unter Mehrfachgleitung abwechselnd entlang von Grenzflächen und unterschiedlichen Gleitsystemen in den Lamellen. Dadurch entstehen sowohl glatte Flächen als auch raue

Bereiche auf der Bruchfläche (Abb. 71). Die Ausdehnung dieser unterschiedlichen Bereiche und auch deren Auslenkung aus der Hauptrissebene wird durch die Lamellenpaketbreite von 300 μm begrenzt. Durch die unterschiedliche Orientierung der einzelnen Lamellenpakete zueinander entsteht daher ein raues Rissfrontprofil (Abb. 70 a). In der bi-modalen Mikrostruktur wird die Rauigkeit ebenfalls durch die Gefügeabmessungen kontrolliert. Der Riss breitet sich hier kristallographisch entlang der Gleitebenen des lamellaren Gefügeanteils oder entlang der Grenzflächen der α_p -Körner aus (Abb. 67, 68 b). Auch wenn der Rissausbreitungsmechanismus ähnlich ist wie im lamellaren Gefüge, entstehen aufgrund der kleinen Gefügeabmessungen eine geringe Bruchflächenrauigkeit und ein flaches Rissfrontprofil (Abb. 66 a). Die deutlich höhere Rauigkeit von Bruchfläche (vgl. Abb. 67, 71) und Rissfrontgeometrie (vgl. Abb. 66, 70) für die lamellare Mikrostruktur begründet den im Vergleich zum bi-modalen Gefüge wesentlich höheren Rissausbreitungswiderstand (Abb. 65).

Die im Intervall von $n=5.000$ Lastwechseln aufgebrachten Überlasten bewirken an Luft eine Verzögerung der Rissausbreitung, die im bi-modalen Gefüge deutlich stärker ist als im lamellaren (Abb. 65). Während das zum Erreichen einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von $2 \times 10^{-8} \text{ m/LW}$ notwendige ΔK im lamellaren Gefüge 20% höher ist bei $n=5.000$ im Vergleich zur konstanten Amplitude, tritt im bi-modalen Gefüge eine Steigerung von 40% auf (Abb. 75).

Der Rissschliessungsanteil ist für das lamellare Gefüge mit 14% hoch, was auf die hohe Rauigkeit der Bruchfläche zurückgeführt werden kann (Tab. 9). Nach dem Mechanismus der rauigkeits-induzierten Rissschliessung treffen die rauen Flanken beider Rissufer durch Verschiebungen entlang der Hauptrissebene aufeinander, bevor die minimale Belastung erreicht wird. Der hohe Rissschliessungsanteil von 11% im bi-modalen Gefüge dürfte auf eine starke Wirkung von plastizitäts-induzierter Rissschliessung zurückzuführen sein, die durch die im Vergleich zum lamellaren Gefüge höhere Duktilität möglich ist (Tab. 4). Die Änderung des Rissschliessungsverhaltens leistet bei beiden Gefügen keinen Beitrag zur Verzögerungswirkung der Überlasten, weil für das bi-modale Gefüge keine Änderung auftrat und für das lamellare Gefüge ein reduzierter Rissschliessungsanteil festgehalten wurde.

In der Arbeit von E. Notkina [78] wurde der Beitrag einer Verstärkung von Mehrfachgleitung als Erklärung für Verzögerungseffekte in den getesteten Mikrostrukturen herangezogen. Anzeichen für eine verstärkte Mehrfachgleitung konnten im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht direkt beobachtet werden. Hinweise, dass die Rissausbreitung bei periodischen Überlasten hauptsächlich durch Mehrfachgleitung beeinflusst wird, finden sich im lamellaren Gefüge. Hier bestimmen die unter Mehrfachgleitung gebildeten rauen Bereiche die Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Auch die Abnahme der Rauigkeit des Rissfrontprofils deutet auf einen höheren Anteil von Mehrfachgleitung bei $n=5.000$ hin (Abb. 70). Die leichte Zunahme der Rissfrontrauigkeit bei $n=5.000$ weist auch im bi-modalen Gefüge auf eine Änderung der Gleitverteilung vor der Risspitze hin (Abb. 66). Insgesamt ist der Einfluss durch die Änderung der Gleitverteilung

allerdings sichtbar gering und kann die aufgetretenen Verzögerungseffekte daher nicht alleine erklären. So leistet die leichte Zunahme der Rauigkeit im bi-modalen Gefüge nur einen kleinen Beitrag zur Verzögerung und die leichte Abnahme der Rissfrontrauigkeit im lamellaren Gefüge wirkt der Verzögerung sogar entgegen.

Hauptursache der Verzögerung dürfte die Bildung der Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen sein, die für beide Mikrostrukturen beobachtet wurde (Abb. 68 a, 69, 72). Die Höhe und Länge der Überlaststufen sind in beiden Gefügen vergleichbar (Abb. 73). Den Unterschied macht die im bi-modalen Gefüge deutlich höhere Anzahl der Überlaststufen. Dabei sind hier Überlaststufen maßgeblich, die sich an β -Korngrenzen, α_p -Phasengrenzen und Lamellenpaketgrenzen bilden. Für das lamellare Gefüge liegt die Anzahl dieser Grenzflächen deutlich unter der ermittelten Anzahl der Überlaststufen. Folglich sind hier auch Stufen gezählt worden, die sich an Lamellengrenzen gebildet haben. Da diese einen vernachlässigbaren Einfluss auf den Rissausbreitungswiderstand besitzen [82], wurde die Anzahl wirksamer Überlaststufen für das lamellare Gefüge überschätzt. Dies verstärkt den beobachteten Trend, dass im bi-modalen Gefüge mehr Überlaststufen gebildet werden als im lamellaren. Ursache hierfür ist die aufgrund der kleineren Gefügeabmessungen wesentlich höhere Anzahl von Grenzflächen an denen sich im bi-modalen Gefüge Überlaststufen bilden können. Die aufgrund der geringen Gefügeabmessungen höhere Anzahl von an den Überlastmarkierungen gebildeten Überlaststufen in der bi-modalen Mikrostruktur ist auch der wesentliche Grund für den im Vergleich zum lamellaren Gefüge deutlich stärkeren Verzögerungseffekt.

5.3 Werkstoffvergleich

Der Einfluss der Korngröße für die Legierungen mit vergleichbarer chemischer Zusammensetzung wurde bereits im Rahmen der Diskussion des Werkstoffverhaltens ausführlich erörtert. In diesem Abschnitt soll der Einfluss des Werkstoffes auf die unterschiedlichen Überlastmechanismen diskutiert werden. Dabei wird verglichen, welche Mechanismen in den unterschiedlichen Werkstoffen für die Überlasteffekte verantwortlich sind.

Die periodisch aufgebrachten Zugüberlasten zeigen für die untersuchten Legierungen unterschiedliche Effekte in der Bandbreite von einer beschleunigten Rissausbreitung über einen nicht oder nur schwach beeinflussten Rissausbreitungswiderstand bis hin zu einer ausgeprägten Verzögerung des Risswachstums. Dabei können die Ursachen für die Überlasteffekte in den unterschiedlichen Werkstoffen auf vergleichbare Mechanismen zurückgeführt werden. Die Unterschiedlichkeit der Werkstoffreaktionen ergibt sich aus dem Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Ausprägung der wirksamen Mechanismen. Die beobachteten Mechanismen sind Änderungen des Riss-schließungsverhaltens, Änderungen der Gleitverteilung vor der Risspitze und ihre Auswirkungen auf den intrinsischen und geometrischen Beitrag zum Rissausbreitungs-

widerstand sowie die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an Überlastmarkierungen. Die Tabelle 10 gibt einen Überblick, welche Mechanismen mit welcher Wirkung jeweils für die Legierungen beobachtet wurden. Eine Aussage zur Stärke dieser Mechanismen kann im Rahmen dieser Arbeit lediglich qualitativ getroffen werden, da eine quantitative Bestimmung des Anteils der Einzelmechanismen an den Überlasteffekten mit den angewandten Methoden nur schwer möglich ist. Der beobachtete Überlasteffekt ergibt sich aus der Wechselwirkung der teilweise gegenläufig wirksamen Mechanismen. Die Überlastbedingung hat dabei einen Einfluss auf die Stärke der einzelnen Mechanismen. Daher muss betont werden, dass in Tabelle 10 die wirksamen Mechanismen für die Überlastbedingung maximaler Verzögerung gegenübergestellt sind.

Tabelle 10: Überblick über die in den getesteten Werkstoffen wirksamen Überlastmechanismen für die Überlastbedingung maximaler Verzögerung

Überlastmechanismen		AA 2024 FG T3	AA 2024 CG T351	AA 6156 T62	AA 7349 T76511	Ti-6Al-4V Bi-modal	Ti-6Al-4V Lamellar
Stufenbildung an Überlastmarkierungen		++	++	++	++	++	++
Änderung der Gleitverteilung vor der Risspitze	Förderung von Mehrfachgleitung	+	+	+	+	+	+
	Änderung der Rissfrontraugigkeit	O	-*	O	O	+	-
Beeinflussung des Risschlussungsverhaltens		+	-	+	+	O	-
Wechselwirkung mit dem Wasserstoffeinfluss		-	-	-	nicht untersucht		

O keine Auswirkung

++ dominierender Mechanismus

+ Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes

- Reduzierung des Rissausbreitungswiderstandes

* an Luft zeigt sich keine Auswirkung

Für alle untersuchten Legierungen wurde die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen als dominierender Überlastmechanismus identifiziert.

Das beobachtete Verzögerungsverhalten konnte für alle Legierungen am Besten mit den Überlaststufen erklärt werden. Die Ergebnisse haben gezeigt, dass die entscheidenden Einflussgrößen auf die Stärke der Verzögerungswirkung die Anzahl der Überlaststufen sowie ihre Höhe und Länge sind. Da bei $n=10.000$ jeweils höhere Überlaststufen mit einer stärkeren Verzögerungswirkung gebildet werden als bei $n=100$ (Abb. 53, 54), ist die Verzögerungswirkung der Überlaststufen bei fast allen Aluminiumlegierungen für $n=10.000$ stärker. Lediglich bei der Legierung 7349 ist dies anders, hier tritt die maximale Verzögerung bei $n=100$ auf. Die bei $n=10.000$ in der Legierung 7349 gebildeten Überlaststufen haben eine geringere Anfangshöhe und dadurch auch eine geringere Länge im Vergleich zu den anderen Aluminiumlegierungen (Abb. 76). Aufgrund ihrer geringen Höhe sind die Überlaststufen hier in Relation zur Überlastdistanz deutlich zu kurz, um die Rissausbreitungsgeschwindigkeit effektiv zu senken. Daher wird die maximale Verzögerung für die Legierung 7349 mit den vergleichsweise kleinen und kurzen Überlaststufen bei $n=100$ erreicht. Dies ist ein möglicher Grund für die vergleichsweise geringe Verzögerungswirkung der Überlasten in dieser Legierung (Abb. 75). Für die lamellare Titanlegierung Ti-6Al-4V und die grobkörnige Legierung 2024 CG tritt trotz vergleichbarer Abmessungen der Überlaststufen ein geringerer Verzögerungseffekt im Vergleich zum bi-modalen Gefüge und zur feinkörnigen Legierung 2024 FG auf. Dies kann jeweils mit der geringeren Anzahl von Überlaststufen bei der Legierungsvariante mit der groberen Korngröße begründet werden. Die Verzögerungswirkung ist für die Legierung 2024 FG am stärksten von allen untersuchten Legierungen (Abb. 75). Ein möglicher Grund ist, dass die Überlaststufen in dieser Legierung besonders effektiv sind, da bei konstanter Belastungsamplitude nur ein geringer Anteil vergleichbarer Stufen auf der Bruchfläche gebildet wird.

Den weiteren beobachteten Mechanismen kann in der Regel eine sekundäre Wirkung zugeordnet werden, die sich in der Stärke der Überlasteffekte widerspiegelt. Der Vergleich der Bruchflächen zeigte für alle untersuchten Legierungen Hinweise auf eine Änderung der Gleitverteilung vor der Rissspitze. Eine nicht quantifizierbare Folge ist für alle Legierungen die Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes durch die Förderung der Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung. Die Ausprägung der Verzögerungseffekte zeigt allerdings deutlich, dass es sich hierbei im Vergleich zur Wirkung der Überlaststufen um einen geringfügigen Beitrag handeln muss.

Herrscht bei konstanter Amplitude eine Rissausbreitung mit der Ausbildung einer rauen Rissfrontgeometrie unter Einfachgleitung vor, kann die verstärkte Mehrfachgleitung zu einer Reduzierung der Rissfrontraugigkeit führen. Dieser Mechanismus ist bei den untersuchten Legierungen mit einer hohen Korngröße wirksam und ist in der grobkörnigen Legierung 2024 CG ein weiterer Grund für die im Vakuum vergleichsweise geringe Verzögerung bei $n=10.000$ (Abb. 75). Bei $n=100$ ist die Reduzierung der Rissfrontraugigkeit so stark, dass die positiven Beiträge der Überlastmechanismen zum Rissausbreitungswiderstand hier überkompensiert werden und eine beschleunigte Rissausbreitung auftritt. An Luft tritt dieser negative

Geometriebeitrag nicht auf, so dass die effektive Verzögerungswirkung hier stärker als im Vakuum ist und die Rissausbreitung auch bei $n=100$ verzögert wird. Im lamellaren Gefüge der Titanlegierung Ti-6Al-4V verursacht die Aktivierung der Mehrfachgleitung auch an Luft eine Reduzierung der Rissfrontraugigkeit. Für die Aluminiumlegierungen 2024 FG, 6156 und 7349 zeigt die Änderung der Gleitverteilung keinen Einfluss auf die Rissfrontraugigkeit. Aufgrund der geringeren Korngröße wird in diesen Legierungen bereits bei konstanter Amplitude ein vergleichsweise flaches Rissfrontprofil gebildet, so dass die Verstärkung der Mehrfachgleitung keinen Einfluss auf die Rauigkeit des Rissfrontprofils hat. Bei der bi-modalen Titanlegierung bewirkt die Änderung in der Gleitverteilung eine Zunahme der Rissfrontraugigkeit. Diese leistet hier einen zusätzlichen Beitrag zum Verzögerungseffekt.

Die Auswertung der Ergebnisse hat gezeigt, dass auch die Änderungen im Risschliessungsverhalten nur einen geringen Beitrag zum Überlasteffekt leisten. In der grobkörnigen Legierungsvariante 2024 CG und der lamellaren Titanlegierung Ti-6Al-4V trat jeweils eine Reduzierung der Risschliessungsanteile auf, die in erster Linie auf den negativen geometrischen Beitrag der Förderung von Mehrfachgleitung zurückgeführt werden kann. Bei den Aluminiumlegierungen mit mittlerer und kleiner Korngröße leistet eine Zunahme des Risschliessungsanteils einen Beitrag zur Verzögerung, während die Überlasten für die bi-modale Titanlegierung keinen Einfluss auf des Risschliessungsverhalten ausüben.

Die Wirkung der Überlaststufen und die Steigerung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes durch die verstärkte Mehrfachgleitung wird an Luft durch den Wasserstoffeinfluss reduziert, so dass die Verzögerungswirkung der Überlasten an Luft in der Regel geringer ist als im Vakuum (Abb.75). Eine weitere Wechselwirkung war die Reduzierung der Wasserstoffversprödung durch die Überlasten, die bei $n=100$ stärker war als bei $n=10.000$. Für beide Varianten der Legierung 2024 zeigte sich dieser Wechselwirkungseffekt in einer bei $n=100$ schwächeren negativen Wirkung der Wasserstoffversprödung im Vergleich zu $n=10.000$.

Zwei wesentliche Erkenntnisse können aus dem Werkstoffvergleich abgeleitet werden. Die erste Erkenntnis ist, dass die Ergebnisse die Wirkung der in früheren Arbeiten beobachteten Überlastmechanismen bestätigen. Es konnte nachgewiesen werden, dass Überlasten durch einen Einfluss auf die Gleitverteilung vor der Risspitze und durch die stärkere plastische Verformung im Überlastwechsel Änderungen im Rissausbreitungswiderstand im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude verursachen. Diese ergeben sich durch die Beeinflussung von Risschliessungsverhalten, Rissfrontgeometrie und intrinsischem Rissausbreitungswiderstand. Grundlage für das Verständnis der Überlasteffekte ist die Beobachtung, dass sich die effektive Wirkung der Überlasten aus einem Zusammenspiel teilweise gegenläufiger Mechanismen ergibt. Dieser Umstand wurde in früheren Arbeiten lediglich ansatzweise in Betracht gezogen und die Fokussierung auf einzelne Mechanismen hat hier ein umfassendes Verständnis der Ursachen von Überlasteffekten behindert. Erst die umfassende Untersuchung der verschiedenen

möglichen Ursachen hat in dieser Arbeit zur Entdeckung eines neuen rissverzögernden Mechanismus geführt. Die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung an den Überlastmarkierungen ist die bedeutende Entdeckung dieser Arbeit. Während dieser Mechanismus das untersuchte Verzögerungsverhalten dominiert, leisten die bereits bekannten Mechanismen lediglich einen sekundären Beitrag zu den Überlasteffekten. Damit liefert diese Arbeit einen wichtigen fehlenden Baustein für das Verständnis des Rissausbreitungsverhaltens bei periodischen Überlasten und stellt eine wichtige Grundlage für Entwicklung von Berechnungsmodellen dar.

6 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss periodischer Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten von typischerweise im Flugzeugbau eingesetzten hochfesten Aluminium- und Titanlegierungen untersucht. Die schadenstolerante Auslegung der zyklisch beanspruchten Struktur eines Verkehrsflugzeuges erfordert für einen sicheren und wirtschaftlichen Betrieb die detaillierte Kenntnis des Ermüdungsverhaltens der eingesetzten Werkstoffe. Während die vorhandenen Erklärungsmodelle das Rissausbreitungsverhalten bei einer konstanten Belastungsamplitude zuverlässig beschreiben, ist es mit dem bisherigen Kenntnisstand nur begrenzt möglich, die komplexen Auswirkungen von typischerweise auftretenden wechselnden Belastungsamplituden oder einzelnen Spitzenlasten korrekt abzubilden. Auch wenn viele Erklärungsansätze für die bei variabler Belastungsamplitude auftretende Verzögerung oder Beschleunigung der Rissausbreitung im Vergleich zur konstanten Amplitude entwickelt wurden, mangelt es doch an einem umfassenden und allgemeingültigen Erklärungsmodell. Die Ergebnisse dieser Arbeit vertiefen das Verständnis der Auswirkungen periodisch auftretender Spitzenlasten, die beispielsweise durch Turbulenzen im Reiseflug eines Verkehrsflugzeuges wirksam sind. Durch die Betrachtung der grundlegenden Werkstoffreaktionen und die Einführung eines neuen Erklärungsansatzes stellt diese Arbeit eine Grundlage für die Weiterentwicklung von Vorhersagemodellen für die Rissausbreitung in metallischen Werkstoffen dar.

Die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe werden vornehmlich für die Struktur von Verkehrsflugzeugen eingesetzt. Es handelt sich dabei um hoch entwickelte Leichtbauwerkstoffe mit optimierten gewichtsbezogenen Eigenschaften. Aufgrund der Beanspruchungen im Betrieb müssen sie teilweise hohe Anforderungen an die Schadenstoleranz erfüllen. Neben der klassischerweise für die Außenhaut bei Verkehrsflugzeugen eingesetzten schadenstoleranten Aluminiumlegierung AA 2024 wurden die Aluminiumlegierungen AA 6156 und AA 7349 untersucht. Für die Legierung 2024 wurden zwei hochreine unteralterte Varianten mit deutlichen Unterschieden in der Korngröße getestet. Die Legierung 6156 wurde in dem geprüften Auslagerungszustand maximaler Aushärtung für die geschweißten Rumpfschalen bei Flugzeugen des Typs Airbus entwickelt, für die hochfeste Legierung 7349 wurde ein extrudiertes Profil im überalterten Zustand untersucht, dass beispielsweise für Längsversteifungen in der Rumpfstruktur genutzt wird. Da mit dem zunehmenden Einsatz von Faserverbundwerkstoffen auch verstärkt Titanlegierungen in der Flugzeugstruktur zum Einsatz kommen, wurde außerdem die ($\alpha + \beta$)-Titanlegierung Ti-6Al-4V getestet. Für diese Legierung wurde der Einfluss der Gefügestruktur an einer feinen bi-modalen und groben lamellaren Mikrostruktur untersucht. Während die Aluminiumbleche im angelieferten Zustand getestet wurden, erfolgte die Einstellung der Gefüge der Titanlegierung durch eine gezielte thermomechanische Behandlung. Die hierbei notwendige Umformung, Rekristallisation mit kontrollierter Abkühlung und abschließende Auslagerung wurde im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt. Durch den Vergleich der unterschiedlichen

Werkstoffe liefert diese Arbeit die Basis für grundlegende Erklärungsansätze, die auch zur Begründung des Überlasteinflusses in anderen Legierungen genutzt werden können.

Zur Charakterisierung der statischen Festigkeit der verwendeten Werkstoffe wurden Zugversuche bei Raumtemperatur an Blechproben durchgeführt. Das Rissausbreitungsverhalten bei konstanter und variabler Belastungsamplitude wurde für die Aluminiumlegierungen an M(T)-/ CC(T)-Proben mit einem Kerb in der Mitte und für die unterschiedlichen Gefüge der Titanlegierung Ti-6Al-4V an seitlich gekerbten C(T)-Proben untersucht. Die Belastung der Proben erfolgte in der Walzrichtung oder Extrusionsrichtung der Mikrostruktur, so dass die Rissausbreitung entlang der T-Richtung erfolgte. Die Messung der Rissverlängerung wurde optisch an der Probenoberfläche vorgenommen. Die Versuche mit konstanter Belastungsamplitude dienten dabei als Referenzzustand zur Identifizierung der Überlasteffekte. Für die variable Belastungsamplitude wurde ein vereinfachtes Lastspektrum genutzt, bestehend aus periodisch wiederholten Zugüberlasten, die einer konstanten Belastungsamplitude überlagert wurden. Die maximale Belastung während der Überlastwechsels im Vergleich zur maximalen Belastung der Grundlastwechsel war 50% höher. Es wurden unterschiedliche Intervalle von Grundlastwechseln zwischen zwei aufeinander folgenden Überlasten untersucht. Für die Aluminiumlegierungen wurden jeweils Intervalle von 100 und 10.000 Grundlastwechseln getestet. Bei den Gefügen der Titanlegierung wurde ein Überlastintervall von 5.000 Lastwechseln untersucht. Die Versuche wurden bei einem Lastverhältnis der Grundlastwechsel von $R=0,1$ unter Lastkontrolle bei einer Frequenz von 8 Hz für die Aluminiumlegierungen und 30 Hz für die Titanlegierung durchgeführt. Zur Bewertung von Riss-schliessungseffekten wurden an der Legierung 2024 auch Versuche mit einem Lastverhältnis von $R=0,5$ unternommen. Das Riss-schliessungsverhalten wurde für alle Versuche durch Messungen der Probensteifigkeit mittels Dehnungsmessstreifen dokumentiert. Zur Identifizierung der grundlegenden Mechanismen wurden die Proben im Vakuum getestet. Die Wechselwirkung der Überlasteffekte mit dem Umgebungsmedium konnte durch Versuche an Luft ermittelt werden. Die Charakterisierung des Rissausbreitungswiderstandes und der Überlasteffekte erfolgte auf der Basis von Rissausbreitungskurven, Riss-schliessungsmessungen und detaillierter Analyse von Rissfrontgeometrie und Bruchflächenmorphologie. Die umfangreichen fraktographischen Untersuchungen erfolgten mit den Methoden der Licht- und Elektronenmikroskopie. Der Vergleich der Bruchflächenmorphologie bei konstanter und variabler Amplitudenbelastung lieferte deutliche Hinweise auf den Einfluss der Überlasten auf die Mechanismen der Rissausbreitung.

Die periodisch aufgebrachten Zugüberlasten zeigen in Abhängigkeit von dem jeweiligen Werkstoff, der Korngröße und dem Überlastintervall sehr unterschiedliche Effekte. Die Bandbreite reicht dabei von einer im Vergleich zur konstanten Belastungsamplitude beschleunigten Rissausbreitung über einen nicht oder nur schwach durch die Überlasten beeinflussten Rissausbreitungswiderstand bis hin zu einer ausgeprägten Verzögerung des Risswachstums. Die Verzögerung der Rissausbreitung war der vorherrschende Effekt der Überlasten. Die Ergebnisse bestä-

tigen die Resultate früherer Untersuchungen an Aluminium- und Titanlegierungen. Die Auswertung der Ergebnisse hat gezeigt, dass die Überlasteffekte durch die Wechselwirkung unterschiedlicher Mechanismen verursacht werden und nicht allein einer einzelnen Ursache zugeordnet werden können. Das bedeutende Ergebnis dieser Arbeit ist die Entdeckung eines neuen Mechanismus. Als neuer rissverzögernder Überlastmechanismus wird mit dieser Arbeit die Bildung von Überlaststufen in Rissausbreitungsrichtung im Überlastwechsel eingeführt. Während die Überlaststufen die Überlasteffekte in allen untersuchten Werkstoffen dominieren, leisten die weiteren beobachteten Überlastmechanismen lediglich einen sekundären Beitrag zu den Überlasteffekten. Wie bereits in früheren Arbeiten beobachtet, üben die Überlasten einen Einfluss auf das Riss-schliessungsverhalten aus und bewirken durch die Änderung der Gleitverteilung vor der Rissspitze eine Änderung in Rissausbreitungsverhalten und Rissfrontgeometrie. An Luft beeinflussen darüber hinaus Wechselwirkungen von Überlasteffekten mit dem Wasserstoffeinfluss den Rissausbreitungswiderstand.

Die Überlaststufen werden durch die Wechselwirkung der Rissfront mit Grenzflächen beim Rissfortschritt während der Überlast gebildet und wirken als Hindernis für die weitere Rissausbreitung. Die Ausprägung der Verzögerungseffekte konnte gut mit der analysierten Anzahl, Höhe und Länge der gebildeten Überlaststufen korreliert werden. Die Stärke der Verzögerungswirkung hängt in erster Linie von der Anzahl sowie von der Höhe der Überlaststufen ab. Die Höhe der Überlaststufen wird wesentlich durch das Überlastintervall beeinflusst. Bei häufig im Abstand von 100 Lastwechseln aufgetragenen Überlasten entstehen deutlich kleinere Überlaststufen als bei einem Intervall von 10.000 Lastwechseln. Aufgrund der größeren Höhe der Überlaststufen ist die Verzögerung der Rissausbreitung in den Aluminiumlegierungen 2024 und 6156 jeweils stärker für das Intervall von 10.000 Lastwechseln als bei einem Überlastintervall von 100 Lastwechseln. Bei der Aluminiumlegierung 7349 verursachen die Überlaststufen lediglich bei dem Intervall von 100 Lastwechseln eine Verzögerung der Rissausbreitung. Die bei dieser Legierung bei einem Intervall von 10.000 Lastwechseln gebildeten Überlaststufen sind zu kurz in Relation zur Distanz zwischen zwei aufeinander folgenden Überlasten, um einen Einfluss auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit auszuüben. Dies deutet darauf hin, dass auch die Länge der Überlaststufen eine Rolle spielt. Die Anzahl der Überlaststufen hängt von der Korngröße ab und ist jeweils für die feinkörnigen Legierungen höher, da die Anzahl von Grenzflächen, an denen sich Überlaststufen bilden können, wesentlich höher als bei Gefügen mit großer Korngröße ist. Aus diesem Grund werden in der untersuchten feinkörnigen Variante der Legierung 2024 und im bi-modalen Gefüge der Titanlegierung Ti-6Al-4V jeweils mehr Stufen gebildet als in der entsprechenden grobkörnigen Legierungsvariante und im lamellaren Gefüge. Folglich ist der Verzögerungseffekt aufgrund der höheren Stufenanzahl für die feinkörnigen Legierungen jeweils deutlich stärker ausgeprägt. Die stärksten Verzögerungseffekte wurden für die feinkörnige unteralterte Aluminiumlegierung 2024 beobachtet und die geringste Verzögerungswirkung trat in der überalterten Aluminiumlegierung 7349 auf.

Den weiteren beobachteten Mechanismen kann in der Regel eine sekundäre Wirkung zugeordnet werden, die sich in der Stärke der Überlasteffekte widerspiegelt. Der Vergleich der Bruchflächen zeigte für alle untersuchten Legierungen Hinweise auf eine Änderung der Gleitverteilung vor der Rissspitze. Eine nicht quantifizierbare Folge für alle Legierungen ist die Erhöhung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes durch die Förderung der Rissausbreitung unter Mehrfachgleitung. Die verstärkte Mehrfachgleitung führt für die getesteten Legierungen mit grober Korngröße zu einer Reduzierung der Rauigkeit des Rissfrontprofils und damit zu einem rissbeschleunigendem Beitrag zum Rissausbreitungswiderstand. Für die grobkörnige Legierung 2024 ist die Reduzierung der Rissfrontraugigkeit bei dem Überlastintervall von 100 Lastwechseln im Vakuum so stark, dass die positiven Beiträge der verschiedenen Überlastmechanismen zum Rissausbreitungswiderstand hier überkompensiert werden und eine beschleunigte Rissausbreitung auftritt. Für die feinkörnige Legierung 2024 sowie für die Legierungen 6156 und 7349 zeigt die Änderung der Gleitverteilung keinen Einfluss auf die Rissfrontraugigkeit. Bei der bi-modalen Titanlegierung bewirkt die Änderung in der Gleitverteilung eine Zunahme der Rissfrontraugigkeit. Änderungen im Risschliessungsverhalten leisten lediglich einen sekundären Beitrag zu den beobachteten Überlasteffekten. Dies wurde durch die Versuche bei $R=0,5$ für die Legierung 2024 bestätigt. Bei dem lamellaren Gefüge der Legierung Ti-6Al-4V und der grobkörnigen Variante der Legierung 2024 führten die Überlasten zu einer Reduzierung des Risschliessungsanteils, die in erster Linie auf die durch die Förderung der Mehrfachgleitung reduzierte Rissfrontraugigkeit zurückgeführt werden kann. Bei den anderen Aluminiumlegierungen leistete eine Zunahme des Risschliessungsanteils bei den Überlastbedingungen einen kleinen Beitrag zur Steigerung des Rissausbreitungswiderstandes. Die Wirkung der Überlaststufen und die Steigerung des intrinsischen Rissausbreitungswiderstandes durch die verstärkte Mehrfachgleitung wird an Luft durch den Wasserstoffeinfluss reduziert, so dass die Verzögerungswirkung der Überlasten an Luft in der Regel geringer als im Vakuum ist.

Durch die Einführung der Überlaststufen als neuer rissverzögernder Auswirkung periodischer Überlasten leistet diese Arbeit einen wesentlichen Beitrag zum Verständnis des Rissausbreitungsverhaltens bei variablen Belastungsamplituden. Mit dem in dieser Arbeit vorgestelltem umfassenden Erklärungsmodell für Überlasteffekte werden einige Lücken in bisher offenen Fragestellungen geschlossen und es wird eine Basis für die Entwicklung zuverlässiger Vorhersagemodelle für die Rissausbreitung unter Einwirkung von Überlasten geliefert. Damit wird ein Beitrag geleistet für die effizientere schadenstolerante Auslegung von Strukturbauteilen und eine den Belastungen angepasste Materialauswahl. Die Berücksichtigung des Einflusses von Überlaststufen in Berechnungsmodellen für die Rissausbreitung bei periodischen Überlasten stellt eine besondere Herausforderung dar, die in Zukunft angegangen werden kann. Hierzu sollte auch das Verständnis der Wirkung der Überlaststufen weiter vertieft werden. Die Bedeutung der Länge der Überlaststufen konnte in dieser Arbeit lediglich ansatzweise ermittelt werden und bedarf daher einer erweiterten Untersuchung.

7 Literaturverzeichnis

- [1] SURESH, S.: *Fatigue of materials*. Cambridge : Cambridge University Press, 1998. ISBN 0-521-57847-7
- [2] SCHIJVE, J.: *Fatigue of Structures and Materials*. Dordrecht : Kluwer Academic Publishers, 2001 - ISBN 0-7923-7013-9
- [3] RADAJ, D.: *Ermüdungsfestigkeit : Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau*. Berlin : Springer-Verlag, 2003 - ISBN 3-540-44063-1
- [4] SCHOTT, G.: *Werkstoffermüdung - Ermüdungsfestigkeit*. Stuttgart : Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997 - ISBN 3-342-00511-4
- [5] MARCI, G.: Strukturelle Sicherheit quantifizieren. In: *MP Materialprüfung* 41 (1999), S. 70-76
- [6] IRWIN, G.R.: Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. In: *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics* 24 (1957), S. 361-364
- [7] IRWIN, G.R.: Structural aspects of brittle fracture. In: *Appl. Mater. Res.* 3 (1965), S. 65-81
- [8] SCHWALBE, K.-H.: *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. München : Carl Hanser Verlag, 1980 - ISBN 3-446-12983-9
- [9] NEUMANN, P.: Coarse Slip Model of Fatigue. In: *Acta Metallurgica* 17 (1969), S. 1219-1225
- [10] BOWLES, C.Q.; BROEK, D.: On the Formation of Fatigue Striations. In: *International Journal of Fracture Mechanics* 8 (1972), S. 75-85
- [11] PARIS, P.C.; Gomez, M.P.; Anderson, W.P.: A rational analytic theory of fatigue. In: *The Trend in Engineering* 13 (1961), S. 9-14
- [12] KLESNIL, M.; LUKAS, P.: Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 4 (1972), S. 77-92
- [13] PARIS, P.C.; ERDOGAN, F.: A critical analysis of crack propagation laws. In: *Journal Basic Engineering* 85 (1963), S. 528-534
- [14] LÜTJERING, G.; GYSLER, A.; ALBRECHT, J.: Influence of Microstructure on Fatigue Resistance. In: LÜTJERING, G.; NOWACK, H. (Hrsg.): *Fatigue '96 - Proceedings of the Sixth International Fatigue Congress, Berlin 1996*. Oxford : Pergamon, 1996, S.893-904 - ISBN 0-08-042268-3

-
- [15] LÜTJERING, G.; GYSLER, A.; WAGNER, L.: Crack propagation in Ti-Alloys. In: LACOMBE, P.; TRICOT, R.; BERANGER, G. (Hrsg.): *Sixth World Conference on Titanium, Cannes, 1988*. Les Ulis Cedex : les editions de physique, 1988, S. 71-80
- [16] GRAU, F.-J.: *Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten von hochfesten Aluminiumlegierungen in inerter und korrosiver Umgebung*. Dissertation TU Hamburg-Harburg, 1994
- [17] DIETER, G.E.: *Mechanical metallurgy*. London : McGraw-Hill, 2001 - ISBN 0-07-100406-8
- [18] GROSSKREUTZ, J.C.: Strengthening and fracture in fatigue. Approaches for achieving high fatigue strength. In: *Metallurgical Transactions* 3 (1972), S. 1255-1262
- [19] SURESH, S.: Fatigue Crack Deflection and Fracture Surface Contact: Micromechanical Models. In: *Metallurgical Transactions A* 16A (1985), S. 249-260
- [20] BENEDETTI, M.; HEIDEMANN, J.; PETERS, J.O., LÜTJERING, G.: Influence of sharp microstructural gradients on the fatigue crack resistance of $\alpha + \beta$ and near- α titanium alloys. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 28 (2005), S. 909-922
- [21] PETERS, J.O.; JANVIER, E.; LÜTJERING, G.: Role of Crack Front Geometry on Fatigue Crack Propagation Resistance and Fracture Toughness of Titanium Alloys. In: BLOM, A.F. (Hrsg.): *Fatigue 2002 - Proceedings of the Eighth International Fatigue Congress, Stockholm, 2002*. West Midlands : EMAS, 2002, S. 1805-1811 - ISBN 1-901-53731-5
- [22] ELBER, W.: Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension. In: *Engineering Fracture Mechanics* 2 (1970), S. 37-45
- [23] HARGARTER, H.; LÜTJERING, G.; BECKER, J.; FISCHER, G.: Fatigue Properties of Al 8090. In: SANDERS, T.H.JR.; STARKE, E.A.JR. (Hrsg.): *Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties (ICAA4)*. Atlanta : Georgia Institute of Technology, 1994, S. 420-427
- [24] ALLISON, J.E.; KU, R.C.; POMPETZKI, M.A.: A Comparison of Measurement Methods and Numerical Procedures for the Experimental Characterization of Fatigue Crack Closure. In: NEWMAN, J.C.JR.; ELBER, W. (Hrsg.): *ASTM STP 982 - Mechanics of Fatigue Crack Closure*. Philadelphia : ASTM, 1988, S. 171-185 - ISBN 0-8031-0996-2
- [25] SURESH, S.; RITCHIE, R.O.: Near-threshold fatigue crack propagation: a perspective on the role of crack closure. In: DAVIDSON, D.L.; SURESH, S. (Hrsg.): *Fatigue Crack Growth Threshold Concepts*. Warrendale : The Metallurgical Society of AIME, 1984, S. 227-261
- [26] RITCHIE, R.O.: Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids. In: *International Journal of Fracture* 100 (1999), S. 55-83

-
- [27] ELBER, W.: The significance of fatigue crack closure. In: *ASTM STP 486 - Damage Tolerance in Aircraft Structures*. Philadelphia : ASTM, 1971, S. 230-242
- [28] MINAKAWA, K.; MCEVILY, A.J.: On Crack Closure in the near-threshold region. In: *Scripta Metallurgica* 15 (1981), S. 633-636
- [29] RITCHIE, R.O.; SURESH, S.: Some Considerations on Fatigue Crack Closure at Near-Threshold Stress Intensities Due to Fracture Surface Morphology. In: *Metallurgical Transactions A* 13A (1982), S. 937-940
- [30] GRAY, G.T.III; WILLIAMS, J.C.; THOMPSON, A.W.: Roughness-Induced Crack Closure: An Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth. In: *Metallurgical Transactions A* 14A (1983), S. 421-433
- [31] NOWACK, H.; TRAUTMANN, K.H.; SCHULTE, K.; LÜTJERING, G.: Sequence Effects on Fatigue Crack Propagation; Mechanical and Microstructural Contributions. In: *ASTM STP 677 - Fracture Mechanics*. Philadelphia : ASTM, 1979, S. 36-53
- [32] HAHN, G.T.; SIMON, R.: A review of fatigue crack growth in high strength aluminium alloys and the relevant metallurgical factors. In: *Engineering Fracture Mechanics* 5 (1973), S. 523
- [33] EL-SOUDANI, S.M.; PELLOUX, R.M.N.: Influence of inclusion content on fatigue crack propagation in aluminium alloys. In: *Metallurgical Transactions* 4 (1973), S. 519-531
- [34] WILLIAMS, J.C.; STARKE, E.A.JR.: Progress in structural materials for aerospace systems. In: *Acta Materialia* 51 (2003), S. 5775-5799
- [35] GOUGH, H.J.; SOPWITH, D.G.: Atmospheric Action as a Factor in Fatigue of Metals. In: *Journal Inst. Metals* 49 (1932), S. 93-122
- [36] ALBRECHT, J.; MARTIN, J.W.R.; LÜTJERING, G.; MARTIN, J.W.: Influence of Micromechanisms on Fatigue Crack Propagation Rate of Al-Alloys. In: *Proceedings of the 4th International Conference on the Strength of Metals and Alloys Vol. 2*. Nancy : Laboratoire de Physique du Solide, 1976
- [37] PETERS, M.: *Einfluss von Gefüge und Textur auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung Ti-6Al-4V*. Dissertation Ruhr-Universität Bochum, 1980
- [38] LINDIGKEIT, J.; TERLINDE, G.; GYSLER, A.; LÜTJERING, G.: The Effect of Grain Size on the Fatigue Crack Propagation Behavior of Age-Hardened Alloys in Inert and Corrosive Environment. In: *Acta Metallurgica* 27 (1979), S. 1717-1726
- [39] BRADSHAW, F.J.; WHEELER, C.: The Effect of Environment on Fatigue Crack Growth in Aluminium and some Aluminium Alloys. In: *Applied Materials Research* 1966, S. 112-120
- [40] TIEN, J.K.; NAIR, S.V.; JENSEN, R.R.: Dislocation Sweeping of Hydrogen and Hydrogen Embrittlement. In: BERNSTEIN, I.M.; THOMPSON, A.W. (Hrsg.): *Hydrogen Effects in Metals*. Warrendale : The Metallurgical Society of AIME, 1981, S. 37-56

-
- [41] SKORUPA, M.: Load Interaction Effects during Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading - A Literature Review. Part I: Empirical Trends. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 21 (1998), S. 987-100
- [42] SKORUPA, M.: Load Interaction Effects during Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading - A Literature Review. Part II: Qualitative Interpretation. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 22 (1999), S. 905-926
- [43] SCHIJVE, J.; SKORUPA, M.; SKORUPA, A.; MACHNIEWICZ, T.; GRUSZCZYNSKI, P.: Fatigue crack growth in the aluminium alloy D16 under constant and variable amplitude loading. In: *International Journal of Fatigue* 26 (2004), S. 1-15
- [44] JONES, R.E.: Fatigue Crack Growth Retardation after Single-Cycle Peak Overload in Ti-6Al-4V Titanium Alloy. In: *Engineering Fracture Mechanics* 5 (1973), S. 585-604
- [45] CHRISTENSEN, R.H.: Fatigue crack, fatigue damage and their detection. In: *Metal Fatigue* 1959
- [46] KOBAYASHI, H.; NAKAMURA, H.; HIRANO, A.; NAKAZAWA, H.: In: SHERRATT, F.; STURGEON, J.B. (Hrsg.): *Proceedings of Fatigue'81*. Guildford : ,1981, S. 318-327
- [47] KNOTT, J.F.; PICKARD, A.C.: Effects of overloads on fatigue-crack propagation: aluminium alloys. In: *Metal Science* 11 (1977), S. 399-404
- [48] MILLS, W.J.; HERTZBERG, R.W.: The Effect of Sheet Thickness on Fatigue Crack Retardation in 2024-T3 Aluminum Alloy. In: *Engineering Fracture Mechanics* 7 (1975), S. 705-711
- [49] WARD-CLOSE, C.M.; BLOM, A.F.; RITCHIE, R.O.: Mechanisms associated with transient fatigue crack growth under variable-amplitude loading: an experimental and numerical study. In: *Engineering Fracture Mechanics* 31 (1989), S. 613-638
- [50] GLANCEY, C.D.; STEPHENS, R.R.: Fatigue crack growth and life predictions under variable amplitude loading for a cast and wrought aluminum alloy. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), S. 53-60
- [51] SKORUPA, M; MACHNIEWICZ, T.: Comments to the paper: Fatigue crack growth and life predictions under variable amplitude loading for a cast and wrought aluminum alloy. In: *International Journal of Fatigue* 29 (2007), S. 587-588
- [52] LANG, M.; MARCI, G.: The influence of single and multiple overloads on fatigue crack propagation. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 22 (1999), S. 257-271
- [53] SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K.; HOLTZ, R.L.; LEE, E.U.: Analysis of overload effects and related phenomena. In: *International Journal of Fatigue* 21 (1999), S. S233-S246
- [54] TVERGAARD, V.: Overload effects in fatigue crack growth by crack-tip blunting. In: *International Journal of Fatigue* 27 (2005), S. 1389-1397

-
- [55] RÖDLING, S.: *Einfluss von Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten von Aluminiumlegierungen aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt*. Dissertation Universität der Bundeswehr München, 2003
- [56] JÄGG, S.; SCHOLTES, B.: Crack-tip residual stresses and crack propagation in cyclically-loaded specimens under different loading modes. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 96 (2005), S. 770-774
- [57] WHEELER, O.E.: Spectrum loading and Crack growth. In: *Journal of Basic Engineering, Transactions ASME* 94 (1972), S. 181-186
- [58] WILLENBORG, J.D.; ENGLE, R.M.; WOOD, H.A.: A Crack Growth retardation Model using an Effective Stress Concept. In: *AFFDL-TM-FBR-71-1*. USAF Flight Dynamics Lab, 1971
- [59] YUEN, B.K.C.; TAHERI, F.: Proposed modifications to the Wheeler retardation model for multiple overloading fatigue life prediction. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), S. 1803-1819
- [60] SURESH, S.: Micromechanisms of Fatigue Crack Growth Retardation Following Overloads. In: *Engineering Fracture Mechanics* 18 (1983), S. 577-593
- [61] HAIBACH, E.: *Betriebsfestigkeit - Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. Berlin : Springer, 2006 - ISBN 3-540-29363-9
- [62] SANDER, M.; RICHARD, H.A.: Fatigue crack growth under variable amplitude loading. Part II: analytical and numerical investigations. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 29 (2006), S. 303-319
- [63] SCHIJVE, J.: Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. In: *International Journal of Fatigue* 25 (2003), S. 679-702
- [64] CROFT, M.; ZHONG, Z.; JISRAWI, N.; ZAKHARCHENKO, I.; HOLTZ, R.L.; SKARITKA, J.; FAST, T.; SADANANDA, K.; LAKSHMIPATHY, M.; TSAKALAKOS, T.: Strain profiling of fatigue crack overload effects using energy dispersive X-ray diffraction. In: *International Journal of Fatigue* 27 (2005), S. 1408-1419
- [65] EGGER, W.; KÖGEL, G.; SPERR, P.; TRIFTSHÄUSER, W.; BÄR, J.; RÖDLING, S.; GUDLADT, H.-J.: Measurements of defect structures of a cyclically deformed Al-Mg-Si alloy by positron annihilation techniques. In: *Materials Science and Engineering A* 387-389 (2004), S. 317-320
- [66] KHOR, K.H.; BUFFIERE, J.-Y.; LUDWIG, W.; SINCLAIR, I.: High resolution X-ray tomography of micromechanisms of fatigue crack closure. In: *Scripta Materialia* 55 (2006), S. 47-50
- [67] SCHIJVE, J.: The significance of fractography for investigations of fatigue crack growth under variable-amplitude loading. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 22 (1999), S. 87-99

-
- [68] SANDER, M.; RICHARD, H.A.: Fatigue crack growth under variable amplitude loading. Part I: experimental investigations. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 29 (2006), S. 291-301
- [69] BROLL, M.: *Charakterisierung des Rißausbreitungsverhaltens unter betriebsnaher Beanspruchung*. Dissertation Universität der Bundeswehr München, 2006
- [70] MILLS, W.J.; HERTZBERG, R.W.: Load Interaction Effects on Fatigue Crack Propagation in 2024-T3 Aluminum Alloy. In: *Engineering Fracture Mechanics* 8 (1976), S. 657-667
- [71] CELIK, C.E.; VARDAR, O.; KALENDEROGLU, V.: Comparison of retardation behaviour of 2024-T3 and 7075-T6 Al alloys. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 27 (2004), S. 713-722
- [72] PETIT, J.; TINTILLIER, N.; RANGANATHAN, N.; AIT ABDEDAIM, M.; CHALANT, G.: Influence of Microstructure and Environment on Fatigue Crack Propagation affected by Single or Repeated Overloads in a 7075 Alloy. In: PETIT, J. (Hrsg.): *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*. Essex : Elsevier Science Publishers, 1988, S. 162-179 - ISBN 1-85166-311-8
- [73] PETERS, J.O.; GYSLER, A.; LÜTJERING, G.: Influence of Variable Amplitude Loading on Fatigue Crack Propagation of Al 7475. In: SATO, T.; KUMAI, S.; KOBAYASHI, T.; MURAKAMI, Y. (Hrsg.): *Aluminum Alloys - Their Physical and Mechanical Properties Vol. 3 (ICAA-6)*. Toyohashi, Tokyo : The Japan Institute of Light Metals, 1998, S. 1427-1432
- [74] FLECK, N.A.: Fatigue Crack Growth due to Periodic Underloads and Overloads. In: *Acta Metallurgica* 33 (1985), S. 1339-1354
- [75] OHRLOFF, N.; GYSLER, A.; LÜTJERING, G.: Fatigue Crack Propagation Behavior under Variable Amplitude Loading. In: PETIT, J. (Hrsg.): *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*. Essex : Elsevier Science Publishers, 1988, S. 24-34 - ISBN 1-85166-311-8
- [76] Kiese, J.; Gysler, A.; Lütjering, G.: Fatigue Crack Propagation Mechanisms in Al-Alloys under Variable Amplitude Loading. In: Kitagawa, H.; Tanake, T. (Hrsg.): *Fatigue 90 - Proceedings of the Fourth International Conference on fatigue and Fatigue Thresholds in Honolulu*. Birmingham : MCE Publications, 1990, S. 1523-1528
- [77] Trockels, I.; Lütjering, G.; Gysler, A.: Fatigue Crack Propagation Behavior of an Aluminum Alloy under Variable Amplitude Loading Conditions. In: Lütjering, G.; Nowack, H. (Hrsg.): *Fatigue '96 - Proceedings of the Sixth International Fatigue Congress in Berlin* Vol. I. Oxford : Elsevier Science, 1996, S. 571-576 - ISBN - 0-08-042268-3
- [78] Notkina, E.; Lütjering, G.; Ritchie, R.O.: Influence of Variable Amplitude Loading on Fatigue Crack Propagation Behavior of Ti-6Al-4V. In: Lütjering, G.; Albrecht, J.: *Ti-2003 Science and Technology - Proceedings of the 10th World Conference on Titanium in Hamburg*, Vol. III. Weinheim : WILEY-VCH Verlag, 2004, S. 1979-1986 - ISBN 3-527-30306-5

- [79] MANJUNATHA, C.M.; PARIDA, B.K.: Prediction of Fatigue Crack Growth After Single Overload in an Aluminum Alloy. In: *AIAA Journal* 42 (2004), S: 1536-1542
- [80] IMMARIGEON, J.-P.; HOLT, R.T.; KOUL, A.K.; ZHAO, L.; WALLACE, W.; BEDDOES, J.C.: Lightweight Materials for Aircraft Applications. In: *Materials Characterization* 35 (1994), S. 41-67
- [81] HINRICHSSEN, J.: The latest development of Airbus A380. In: *AL - Aluminium and its Alloys* 2001, S. 171-178
- [82] LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J.C.: *Titanium*. Berlin : Springer-Verlag, 2003 - ISBN 3-540-42990-5
- [83] LEYENS, C; PETERS, M.: *Titanium and titanium alloys - fundamentals and applications*. Weinheim : WILEY-VCH Verlag, 2005 - ISBN 3-527-60211-9
- [84] HESSE, W.: *Aluminium-Schlüssel - Key to Aluminium Alloys*. Düsseldorf : Aluminium-Verlag, 2006 - ISBN(10) 3-87017-282-7
- [85] KAMMER, C.: *Aluminium-Taschenbuch 1 - Grundlagen und Werkstoffe*. Düsseldorf : Aluminium-Verlag, 2002 - ISBN 3-87017-274-6
- [86] ALTENPOHL, D.: *Aluminium von innen*. Düsseldorf : Aluminium-Verlag, 1994 - ISBN 3-87017-235-5
- [87] POLMEAR, I.J.: *Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals*. London : Edward Arnold, 1995 - ISBN 0-340-63207-0
- [88] STARKE, E.A.JR.: Heat-Treatable Aluminum Alloys. In: VASUDEVAN, K.; DOHERTY, R.D. (Hrsg.): *Aluminium Alloys - Contemporary research and Applications*. Boston : Academic Press, 1989, S. 35-65 - ISBN 0-12-341831-3
- [89] HORNBOGEN, E.: *Werkstoffe - Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Berlin : Springer-Verlag, 2006 - ISBN 3-540-30723-0
- [90] CAMBRESY, P.: *Damage and fracture mechanisms investigations of an aluminium laser beam weld*. Dissertation TU Hamburg-Harburg 2006
- [91] CROSS, C.E.; EDWARDS, G.R.: Welding of Aluminium Alloys. In: VASUDEVAN, K.; DOHERTY, R.D. (Hrsg.): *Aluminium Alloys - Contemporary research and Applications*. Boston : Academic Press, 1989, S. 171-188 - ISBN 0-12-341831-3
- [92] WIRTZ, T.: *Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften der Aluminiumwerkstoffe Al-4,5Mg-0,3Sc und Al 6013*. Dissertation TU Hamburg-Harburg. Aachen : Shaker Verlag, 2004 - ISBN 3-8322-3354-7
- [93] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: ASTM E 8M - 01. In: *Annual Book of ASTM Standards*. West Conshohocken : ASTM International, 2003 - ISBN 0-8031-3590-4

-
- [94] CEN: *DIN EN 10002-1 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Brüssel : Europäisches Institut für Normung, 2001
- [95] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: ASTM E 647 - 00. In: *Annual Book of ASTM Standards*. West Conshohocken : ASTM International, 2003 - ISBN 0-8031-3590-4
- [96] PETZOW, G.: *Metallographisches, plastographisches, keramographisches Ätzen*. Berlin : Borntraeger, 1994 - ISBN 3-443-23014-8
- [97] SCHUMANN, H.; OETTEL, H.: *Metallographie*. Weinheim : WILEY-VCH Verlag, 2005 - ISBN 3-527-30679-X
- [98] ALBRECHT, J.; LÜTJERING, G.: Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys. In: GORYNIN, I.V.; USHKOV, S.S. (Hrsg.): *Titanium '99 - Science and Technology* Vol. I. St. Petersburg : CRISM „Prometey“, 2000, S. 363-374 - ISBN 5-900791-06-8
- [99] LÜTJERING, G.; ALBRECHT, J.; IVASISHIN, O.M.: Influence of Cooling Rate and β Grain Size on the Tensile Properties of $(\alpha + \beta)$ Ti-Alloys. In: BLENKINSOP, P.A.; EVANS, W.J.; FLOWER, H.M.: *Titanium '95 - Science and Technology* Vol. II, Birmingham. Cambridge : University Press, 1996, S. 1163-1170 - ISBN 1-86125-005-3
- [100] SCHULTE, K.: *Reihenfolgeeffekte auf die Ermüdungsrissoausbreitung an hochfesten Aluminiumlegierungen*. Dissertation Ruhr-Universität Bochum, 1979
- [101] KIESE, J.: *Ermüdungsrissoausbreitungsverhalten einer hochfesten Aluminium-Legierung unter variabler Amplitudenbelastung*. Dissertation TU Hamburg-Harburg, 1993
- [102] TROCKELS, I.: *Einfluß des Belastungsverlaufs auf das Ermüdungsrissoausbreitungsverhalten von Aluminiumlegierungen in inerter und korrosiver Umgebung*. Dissertation TU Hamburg-Harburg, 1997
- [103] MORGENEYER, T.F.; STARINK, M.J.; SINCLAIR, I.: Experimental Analysis of Toughness in 6156 Al-Alloy Sheet for Aerospace Applications. In: POOLE, W.J.; WELLS, M.A.; LLOYD, D.J. (Hrsg.): *Materials Science Forum* 519-521 (2006), S. 1023-1028 - ISBN 0-87849-408-1

Tabelle 1: Anteil der Legierungselemente für die untersuchten Aluminiumlegierungen	21
Tabelle 2: Anteil der Legierungselemente für die untersuchte Titanlegierung	25
Tabelle 3: Ergebnisse der Zugversuche für die Aluminiumlegierungen nach [94]	36
Tabelle 4: Ergebnisse der Zugversuche für die Titanlegierung Ti-6Al-4V aus [78]	36
Tabelle 5: Maximal gemessene Rissschliessung für die Legierung 2024 FG bei $R=0,1$	47
Tabelle 6: Maximal gemessene Rissschliessung für die Legierung 2024 CG bei $R=0,1$	56
Tabelle 7: Maximal gemessene Rissschliessung der Legierung 6156 bei $R=0,1$	70
Tabelle 8: Maximal gemessene Rissschliessung der Legierung 7349 bei $R=0,1$	74
Tabelle 9: Typisch gemessene Rissschliessung der Legierung Ti-6Al-4V an Luft bei $R=0,1$; Ergebnisse für die konstante Amplitude aus [78]	75
Tabelle 10: Überblick über die in den getesteten Werkstoffen wirksamen Überlastmechanismen	110

Abbildung 1: Phasen der Ermüdungsrisssausbreitung dargestellt in einem Wöhler-Diagramm	5
Abbildung 2: Spannungsverteilung vor einer Rissspitze und grundlegende Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik	6
Abbildung 3: Zunahme des Bereichs plastischer Verformung mit steigender Risslänge bei konstanter Belastungsamplitude	8
Abbildung 4: Schematische Darstellung der Rissausbreitungskurve mit den typischen Bereichen und dem Einfluss des Spannungsverhältnisses (R-Wert)	9
Abbildung 5: Auswirkung und Bestimmung des Rissschliessungsanteils	11
Abbildung 6: Schematische Darstellung der relevanten Rissschliessungsmechanismen	12
Abbildung 7: Auswirkung einer einzelnen Überlast auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit	13
Abbildung 8: Schematische Darstellung der plastisch verformten Materialbereiche vor der Rissspitze nach dem Aufbringen einer einzelnen Überlast	16
Abbildung 9: Belastungsspektrum für Versuche mit periodischen Überlasten, hier dargestellt mit einem Überlastverhältnis $OLR = 1,5$	18
Abbildung 10: Änderung der Streckgrenze in Abhängigkeit vom Auslagerungszustand, schematisch dargestellt nach [17,85,89] mit Angabe von Versetzungs-Teilchen-Interaktion	22
Abbildung 11: Thermomechanische Behandlung der Titanlegierung zur Einstellung der bi-modalen Mikrostruktur (schematisch)	25
Abbildung 12: Thermomechanische Behandlung der Titanlegierung Ti-6Al-4V zur Einstellung der lamellaren Mikrostruktur (schematisch)	26
Abbildung 13: Für die mechanischen Prüfverfahren genutzte Probengeometrien	28
Abbildung 14: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 2024 CG (LM)	31

Abbildung 15: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 2024 FG (LM)	32
Abbildung 16: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 6156 (LM)	33
Abbildung 17: Mikrostrukturaufnahmen der Aluminiumlegierung 7349 (TEM)	33
Abbildung 18: Mikrostruktur des lamellaren Gefüges der Titanlegierung Ti-6Al-4V (LM)	34
Abbildung 19: Mikrostruktur des bi-modalen Gefüges der Titanlegierung Ti-6Al-4V (LM)	35
Abbildung 20: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$	37
Abbildung 21: Rissfrontprofile der Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R = 0,1$ (LM)	38
Abbildung 22: Bruchflächen der Legierung 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$ (REM)	39
Abbildung 23: Bruchfläche 2024 FG bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert je eine Überlaststufe)	40
Abbildung 24: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen erzeugten Stufen für die Legierung 2024 FG bei $n=10.000$	41
Abbildung 25: Bruchfläche 2024 FG bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Überlastmarkierung mit einer Stufe in Rissausbreitungsrichtung bei unterschiedlicher maximaler Spannungsintensität	41
Abbildung 26: Korrespondierende Bruchflächen 2024 FG bei $n=10.000$ (REM); Geometrie der Überlastmarkierungen für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ im Vakuum mit $R=0,1$	42
Abbildung 27: Bruchfläche 2024 FG im Vakuum bei $R=0,1$; Stufenbildung an Überlastmarkierungen bei $n=100$ (a) und Detailvergleich bei konstanter Amplitude (b)	42
Abbildung 28: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 FG an Luft und im Vakuum, $R=0,1$	43
Abbildung 29: Rissfrontprofile der Legierung 2024 FG an Luft mit $R=0,1$ (LM)	44

Abbildung 30: Bruchflächen der Legierung 2024 FG an Luft mit $R=0,1$ (REM)	45
Abbildung 31: Bruchfläche 2024 FG bei $n=10.000$ an Luft mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)	46
Abbildung 32: Bruchfläche 2024 FG bei $n=100$ an Luft mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)	46
Abbildung 33: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 FG bei $R=0,5$ an Luft und im Vakuum (links) und Einfluss der R -Wertes im Vakuum (rechts)	48
Abbildung 34: Bruchflächen 2024 FG mit $R=0,5$ bei $n=10.000$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	48
Abbildung 35: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 CG im Vakuum mit $R=0,1$	49
Abbildung 36: Rissfrontprofile der Legierung 2024 CG im Vakuum mit $R=0,1$ (LM)	50
Abbildung 37: Bruchflächen der Legierung 2024 CG im Vakuum bei $R=0,1$ (REM)	51
Abbildung 38: Bruchfläche 2024 CG bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen	52
Abbildung 39: Bruchfläche 2024 CG bei $n=100$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	52
Abbildung 40: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 CG an Luft und im Vakuum $R=0,1$	53
Abbildung 41: Rissfrontprofile der Legierung 2024 CG an Luft mit $R=0,1$ (LM)	54
Abbildung 42: Bruchflächen der Legierung 2024 CG an Luft mit $R=0,1$ (REM)	55
Abbildung 43: Bruchfläche 2024 CG bei $n=10.000$ an Luft mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)	56

Abbildung 44: Rissausbreitungskurven der Legierung 2024 CG bei $R=0,5$ an Luft und im Vakuum (links) und Einfluss des R-Wertes an Luft (rechts)	57
Abbildung 45: Bruchfläche 2024 CG bei $n=10.000$ mit $R=0,5$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	58
Abbildung 46: Korrespondierende Bruchflächen 2024 CG bei $n=10.000$ (REM); Geometrie der Überlastmarkierungen für $da/dN \sim 3 \times 10^{-9} \text{m/LW}$ im Vakuum mit $R=0,5$	58
Abbildung 47: Vergleich der Rissausbreitungskurven für beide Legierungsvarianten 2024 FG und CG für Vakuum (links) und Luft (rechts)	59
Abbildung 48: Rissausbreitungskurven der Legierung 6156 im Vakuum bei $R=0,1$	61
Abbildung 49: Rissfrontprofile der Legierung 6156 im Vakuum mit $R=0,1$ (LM)	62
Abbildung 50: Bruchflächen der Legierung 6156 im Vakuum mit $R=0,1$ (REM)	63
Abbildung 51: Bruchfläche 6156 bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)	64
Abbildung 52: Bruchfläche 6156 bei $n=100$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	64
Abbildung 53: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen im Vakuum erzeugten Überlaststufen	65
Abbildung 54: Bruchfläche 6156 bei $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Überlastmarkierungen mit einer Überlaststufe in Rissausbreitungsrichtung bei unterschiedlichem Überlastintervall	65
Abbildung 55: Rissausbreitungskurven der Legierung 6156 an Luft und im Vakuum bei $R=0,1$	66
Abbildung 56: Rissfrontprofile der Legierung 6156 an Luft mit $R=0,1$ (LM)	67
Abbildung 57: Bruchflächen der Legierung 6156 an Luft mit $R=0,1$ (REM)	68

Abbildung 58: Bruchfläche 6156 bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ für (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)	69
Abbildung 59: Bruchfläche 6156 bei $n=100$ an Luft mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert eine Überlaststufe)	69
Abbildung 60: Rissausbreitungskurven der Legierung 7349 im Vakuum mit $R=0,1$	70
Abbildung 61: Rissfrontprofile der Legierung 7349 im Vakuum mit $R=0,1$ (LM)	71
Abbildung 62: Bruchflächen der Legierung 7349 im Vakuum mit $R=0,1$ (REM)	72
Abbildung 63: Bruchfläche 7349 bei $n=10.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	73
Abbildung 64: Bruchfläche 7349 bei $n=100$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	73
Abbildung 65: Rissausbreitungskurven der Legierung Ti-6Al-4V an Luft bei $R=0,1$	74
Abbildung 66: Rissfrontprofile der bi-modalen Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft $R=0,1$ (LM)	76
Abbildung 67: Bruchflächen für die bi-modale Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ (a/b) und für $da/dN \sim 2 \times 10^{-9} \text{m/LW}$ (c/d) (REM)	76
Abbildung 68: Bruchfläche für die bi-modale Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (a), (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe); Referenzbruchfläche bei konstanter Amplitude (b)	77
Abbildung 69: Bruchfläche für die bi-modale Mikrostruktur Ti-6Al-4V bei $n=5.000$ an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen (weißer Pfeil markiert jeweils eine Überlaststufe)	77
Abbildung 70: Rissfrontprofile der lamellaren Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft $R=0,1$ (LM)	78

Abbildung 71: Bruchflächen für die lamellare Mikrostruktur Ti-6Al-4V an Luft mit $R=0,1$ für $da/dN \sim 2 \times 10^{-9} \text{m/LW}$ (a/b) und für $da/dN \sim 1 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ (c/d) (REM)	79
Abbildung 72: Bruchfläche der lamellaren Mikrostruktur Ti-6Al-4V bei $n=5.000$ im Vakuum mit $R=0,1$ (REM); Stufenbildung an Überlastmarkierungen	79
Abbildung 73: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen erzeugten Überlaststufen für $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$ bei $n=5.000$ bzw. $n=10.000$ und $R=0,1$	80
Abbildung 74: Rissausbreitungskurven der untersuchten Legierungen bei konstanter Belastungsamplitude und $R=0,1$	81
Abbildung 75: Stärke der Verzögerung für den Überlastversuch mit maximaler Verzögerungswirkung im Vakuum und an Luft bei $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$	82
Abbildung 76: Abmessungen und Anzahl der an den Überlastmarkierungen erzeugten Überlaststufen im Legierungsvergleich für die Vakuumversuche mit $n=10.000$ und $R=0,1$ bei $da/dN \sim 2 \times 10^{-8} \text{m/LW}$	83
Abbildung 77: Schematisches Modell der Bildung von Überlaststufen an Überlastmarkierungen	88

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Arbeitsbereich Metallkunde und Werkstofftechnik in der Zeit vom April 2004 bis Mai 2007.

Mein besonderer Dank für die umfangreiche Betreuung, fördernden Diskussionen und stete Unterstützung gilt Herrn Prof. Dr. rer. nat. G. Lütjering und Herrn Prof. Dr.-Ing. J. Albrecht. Für die Übernahme des Korreferates danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. K. Schulte und für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes Herrn Prof. Dr.-Ing. U. Weltin.

Viele liebe Menschen haben mich auf dem Weg zu dieser Arbeit begleitet und mich auf verschiedene Art und Weise wunderbar unterstützt. Sei es beim Erlernen des Handwerkszeuges, bei der praktischen Durchführung der Untersuchungen, der angenehmen Gestaltung des Arbeitsalltages oder mit ihrer aufgebrachten Geduld. Namentlich möchte ich hier Frau I. Lemke und Frau Dr.-Ing. A. Insfran sowie den Herren U. Heidenreich, W. Bucher, Dr.-Ing. T. Krull, O.M. Ferri, Ms.Sc. und Dr.-Ing. habil. J.O. Peters nennen.

Den Firmen Otto Fuchs und Airbus Deutschland danke ich für die Zurverfügungstellung des Probenmaterials.

Herrn Michael Dawczyk danke ich für die großartige Unterstützung bei der Korrektur und den erfrischenden Blickwinkel auf meine Arbeit.

Für die grenzenlose Unterstützung danke ich meinen Eltern, Großeltern und meinem Bruder. Ein ganz besonderer Dank gilt meiner Ehefrau Jeung-A für Ihre Liebe und Hilfe.

PERSÖNLICHE DATEN

Name: Jens Heidemann

Geburtsdatum: 02.12.1973

Geburtsort: Hamburg

Familienstand: verheiratet

SCHULISCHE UND BERUFLICHE AUSBILDUNG

1979-1993 Katholische Grundschule „Am Weiher“ und Sankt-Ansgar Gymnasium in Hamburg mit dem Abschluss der Allgemeine Hochschulreife

1993-1994 Grundwehrdienst als Sanitätssoldat

1994-1997 Berufsausbildung zum Fluggerätbauer bei der DaimlerChrysler Aerospace mit dem Abschluss als Facharbeiter (Handelskammer)

1998-2004 Studium im Studiengang Maschinenbau an der Technischen Universität Hamburg-Harburg mit dem Abschluss Diplom-Ingenieur in der Vertiefungsrichtung Werkstofftechnik

BERUFLICHE TÄTIGKEITEN

03/1997-09/1998 Fluggerätbauer in der Strukturmontage des Airbus A320/321 bei der Daimler-Chrysler Aerospace

04/2001-12/2002 Studentische Hilfskraft im Arbeitsbereich Metallkunde und Werkstofftechnik der Technischen Universität Hamburg-Harburg

02/2004-09/2006 Nebentätigkeit beim Ermüdungstestprogramm des Airbus A380-800 für die SIGMA Concurrent Engineering GmbH

04/2004-05/2007 Wissenschaftlicher Mitarbeiter im Arbeitsbereich Metallkunde und Werkstofftechnik der Technischen Universität Hamburg-Harburg

Seit 06/2007 Berechnungsingenieur im Bereich Ermüdung und Schadenstoleranz bei Airbus in Hamburg für die ELAN EDAG GROUP