

# Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißverbindungen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen

MARTIN CREMER



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 13/2017  
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



**MARTIN CREMER**

Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißverbindungen  
im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Dissertation, Universität Siegen, 2017

Herausgeber:  
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ  
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung  
Institut für Werkstofftechnik  
Paul-Bonatz-Str. 9-11  
Universität Siegen  
D-57068 Siegen

© Copyright Martin Cremer 2017  
© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,  
Universität Siegen 2017  
Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,  
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung  
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

urn:nbn:de:hbz:467-11749  
ISSN 2193-5114

# Ermüdungsverhalten von Aluminium- Schweißverbindungen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen

DISSERTATION

zur Erlangung des Grades eines Doktors  
der Ingenieurwissenschaften  
(Dr.-Ing.)

vorgelegt von  
Dipl.-Ing. Martin Cremer  
aus Siegen

eingereicht bei der  
Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät  
der Universität Siegen  
Siegen 2017

Referent: Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ  
Korreferentin: Prof. Dr.-Ing. Martina Zimmermann

Tag der mündlichen Prüfung : 21. April 2017

## Vorwort

Die vorliegende Arbeit ist ein Resultat meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen, an dem ich sehr gerne gearbeitet habe. Für die Möglichkeit, meine Dissertation im Rahmen dieser Tätigkeit zu verfassen und die hervorragenden Arbeitsbedingungen an seinem Lehrstuhl danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ. Frau Prof. Dr.-Ing. Martina Zimmermann danke ich für die Betreuung im Rahmen der Projektarbeit. Sie hatte stets ein offenes Ohr und teilte meine Begeisterung für das Projekt.

Für die finanzielle Unterstützung möchte ich mich bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft und besonders bei der RWTÜV-Stiftung für mein Stipendium bedanken.

Frau Prof. Dr.-Ing. Tamara Reinicke danke ich für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission, Herrn Prof. Dr.-Ing. Xiangfan Fang danke ich für die Mitarbeit als Prüfer.

Allen ehemaligen Kollegen gilt mein Dank für ihre fachliche Unterstützung und ganz besonders auch für die unwahrscheinlich freundliche Zusammenarbeit, die mir in bester Erinnerung bleiben wird. Sie haben maßgeblich dazu beigetragen, dass ich mich während meiner Zeit am Institut für Werkstofftechnik immer sehr wohl gefühlt habe. Noch einmal ausdrücklich besonders danken möchte ich an dieser Stelle Frau Lisa Häbel und Frau Marlies Mockenhaupt, den Seelen des Instituts, die mich mit ihrer Fröhlichkeit und Hilfsbereitschaft begleitet haben. Mein Zimmernachbar Herr Dr.-Ing. Arne Ohrndorf war für mich stets geduldiger, kompetenter und freundschaftlicher Ansprechpartner - dafür danke ich ihm sehr. Besonders bedanken möchte ich mich auch bei Herrn Dr.-Ing. Ingmar Roth für eine Vielzahl von fachlichen Diskussionen und die sich häufig daran anschließenden bereichernden Unterhaltungen. Ebenso gilt mein Dank Herrn Dipl.-Ing. Wolfgang Kramer für den IT-Support. Herrn Martin Stenke danke ich für die stets kompetente Unterstützung bei den bruchmechanischen Versuchen und die motivierenden Gespräche – schön war's! Für die hilfreiche Unterstützung bei den FE-Simulationen bedanke ich mich bei Herrn Dr.-Ing. Martin Kübbeler und Herrn Dipl.-Ing. Anton Kolyshkin. Für die große Ausdauer bei der Probenfertigung danke ich den Herren Wolfram Schröder, Friedhelm Stahl und Stefan Zamponi und den Mitarbeitern der Werkstätten der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät.

Allen Studien-, Diplom-, Bachelor- und Masterarbeitern sowie studentischen Hilfskräften gilt mein Dank für ihr Engagement für meine Arbeit und ihre guten Beiträge dazu. Hervorheben möchte ich besonders Herrn Dipl.-Ing. Christian Freitag, dem ich seitdem freundschaftlich verbunden bin.

Herrn Dipl.-Ing. Wieland Menn von der Firma ABUS Kransysteme danke ich für die tatkräftige Unterstützung bei den Schweißversuchen, aber auch für die stets konstruktiven und motivierenden Diskussionen. Dem Ingenieurbüro F. Braun gilt mein Dank für die durchgeführten Durchstrahlungsprüfungen. Herrn Reinhard Schuller von der BOKU Wien danke ich vielmals für die umfassende und äußerst kompetente Unterstützung bei den Arbeiten mit dem Ultraschallermüdungsprüfsystem. Frau Prof. Dr.-Ing. Daniela Schwerdt danke ich sehr für die Unterstützung bei den TEM-Untersuchungen, ebenso Frau Katrin Kuhnke und Petra Zaied, aus der Abteilung für Forschung & Entwicklung der Firma Hydro Aluminium für die ergänzenden metallographischen Untersuchungen.

Meinen Eltern Hans und Rosemarie Cremer danke ich für meine Erziehung, die mich sehr geprägt hat, ihre Liebe und ihr Vertrauen in mich, was es mir immer wieder möglich macht, meine Ziele zu erreichen. Meinem Bruder Alexander und all meinen Freunden danke ich für jede kleine und große Unterstützung, die letztlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat. Meiner liebevollen Frau Eva gilt mein größter Dank. Sie hat mich unermüdlich unterstützt und hatte immer Verständnis für meine Arbeit, was mir ganz besonders in der Phase des Verfassens der Dissertationsschrift den Rücken freigehalten hat. Dafür danke ich ihr von Herzen.

Bornheim, im April 2017

Martin Cremer

### **Kurzfassung**

In der vorliegenden Dissertation wird das Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißnähten im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen untersucht. Schweißnahtkerbe, Mikrostruktur und prozessbedingte Defekte können dabei eine große Rolle spielen. Hochfrequente Ermüdungsversuche an geschweißten Proben in unterschiedlichen Nahtqualitäten, mit und ohne Nahtüberhöhung sowie an speziell wärmebehandelten glatten und gekerbten Materialproben ermöglichen eine systematische Separation dieser drei Kerbeffekte. Anhand der Untersuchungen kann nachgewiesen werden, dass der Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit der Schweißnaht mit steigender Lastspielzahl an Bedeutung gewinnt. Grundwerkstoff und überalterte Wärmeeinflusszone weisen in diesem Zusammenhang unterschiedliche zyklische Festigkeiten und Schädigungsphänomene auf. Je nach Nahtqualität sind prozessbedingte Defekte wie Poren oder Bindefehler im Very High Cycle Fatigue (VHCF)-Bereich versagensrelevant. Daraus folgt, dass die geometrische Kerbe mit steigender Lastspielzahl nicht mehr alleiniges Bewertungskriterium der Lebensdauer von Aluminium-Schweißnähten ist. Abschließend werden abhängig von der vorliegenden Schweißnahtqualität ein bruchmechanisches Konzept sowie ein Kerbspannungskonzept mit fiktivem Ersatzradius für die Auslegung der Aluminium-Schweißnähte verifiziert und Potenziale für die Optimierung der VHCF-Schwingfestigkeit von Aluminium-Schweißnähten aufgezeigt.

### **Abstract**

In the present thesis the Very High Cycle Fatigue (VHCF) behaviour of welded aluminium alloy joints is investigated. In this context the geometrical and microstructural notch as well as process-related defects play a significant role. A systematical separation of these notch effects is realized by means of high-frequency fatigue tests using welded samples with different weld qualities with and without trimmed weld reinforcement as well as unwelded, heat-treated smooth and notched samples. The study is able to prove that the influence of the microstructure on the fatigue behaviour of the welded seams increases with increasing number of load cycles until failure. The cyclic strength as well as the failure mechanism of the base material differs significantly from the overaged heat-affected zone. Process-related defects such as pores and incomplete fusions lead to VHCF failure depending on the weld seam quality. The investigations show that the geometrical notch is no longer the sole criterion for a reliable life assessment of welded seams in the VHCF regime. Finally, an existing fracture mechanical and a notch stress concept are verified for the assessment of the fatigue strength of welded samples for very high numbers of loading cycles.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung.....</b>	<b>1</b>
1.1	<b>Einleitung und Zielsetzungen .....</b>	<b>1</b>
1.2	<b>Vorgehensweise und Versuchsprogramm .....</b>	<b>4</b>
<b>2</b>	<b>Grundlagen und Stand der Forschung .....</b>	<b>9</b>
2.1	<b>Aufbau und Eigenschaften von Aluminium-Schweißverbindungen.....</b>	<b>9</b>
2.2	<b>Mikrostruktur naturharter und ausscheidungshärtbarer Aluminium-   legierungen .....</b>	<b>14</b>
2.3	<b>Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe.....</b>	<b>21</b>
2.3.1	Ermüdungsverhalten von Typ I- und Typ II-Werkstoffen im VHCF-Bereich ..	24
2.3.2	Ermüdungsverhalten von Schweißnähten bei sehr hohen Lastspielzahlen .....	27
2.3.3	Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich.....	29
2.3.4	Grundlagen der Bruchmechanik.....	31
2.4	<b>Berechnung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen.....</b>	<b>34</b>
2.4.1	Kerbspannungskonzept mit einheitlichem fiktivem Ersatzradius .....	35
<b>3</b>	<b>Werkstoffe, Probenherstellung und experimentelle Methoden .....</b>	<b>38</b>
3.1	<b>Grundwerkstoffe.....</b>	<b>38</b>
3.2	<b>Herstellung der geschweißten Proben .....</b>	<b>41</b>
3.2.1	Herstellung der repräsentativen Materialproben .....	48
3.3	<b>Experimentelle Methoden .....</b>	<b>50</b>
3.3.1	Mikrostruktur und Oberflächencharakterisierung .....	50
3.3.1.1	Lichtmikroskop .....	50
3.3.1.2	Laser-Scanning-Mikroskop.....	50
3.3.1.3	Rasterelektronenmikroskop .....	51
3.3.1.4	Transmissionselektronenmikroskop.....	51
3.3.2	Durchstrahlungsprüfung von Schweißnähten .....	52
3.3.3	Farbeindringprüfung.....	53

3.3.4	Mechanische Prüfung .....	53
3.3.4.1	Zugversuch.....	53
3.3.4.2	Härtemessung.....	54
3.3.4.3	Servohydraulische Ermüdungsversuche .....	54
3.3.4.4	Ultraschallermüdungsprüfsystem.....	54
3.3.4.5	Entwicklung gekerbter und geschweißter Ultraschallermüdungsproben....	58
3.3.4.6	Risswachstumsversuche bei zyklischer Biegebeanspruchung .....	65
3.3.5	Versuchsmatrix der Ermüdungsversuche .....	67
<b>4</b>	<b>Materialcharakterisierung der Schweißnahtzonen und repräsentativen Werkstoffproben .....</b>	<b>69</b>
<b>4.1</b>	<b>Bereich der Wärmeeinflusszone.....</b>	<b>69</b>
<b>4.2</b>	<b>Repräsentative Werkstoffproben aus EN AW-5083 und EN AW-6082.....</b>	<b>74</b>
<b>4.3</b>	<b>Vergleich Schweißnahtzonen mit repräsentativen Werkstoffproben.....</b>	<b>77</b>
<b>5</b>	<b>Ergebnisse .....</b>	<b>80</b>
<b>5.1</b>	<b>Schwingfestigkeitsuntersuchungen .....</b>	<b>80</b>
5.1.1	Geschweißte Proben mit Nahtüberhöhung.....	80
5.1.2	Geschweißte Proben ohne Nahtüberhöhung .....	82
5.1.3	Gekerbte, wärmebehandelte, repräsentative Werkstoffproben .....	86
5.1.4	Glatte, wärmebehandelte, repräsentative Werkstoffproben .....	87
<b>5.2</b>	<b>Finite-Elemente-Berechnung der lokalen Spannungen an Nahtdefekten .....</b>	<b>96</b>
5.2.1	Entwicklung des Finite-Elemente-Modells .....	97
5.2.2	Einfluss der Größe und Lage von Defekten auf die lokale Spannung .....	99
<b>5.3</b>	<b>Risswachstumsversuche an geschweißten Proben.....</b>	<b>101</b>
<b>5.4</b>	<b>Begleitende thermographische Untersuchungen .....</b>	<b>102</b>
<b>6</b>	<b>Diskussion der Ergebnisse.....</b>	<b>105</b>
<b>6.1</b>	<b>Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit der Schweißnähte.....</b>	<b>105</b>
6.1.1	Geometrische Kerbe .....	105
6.1.2	VHCF-Schädigungsmechanismen in den Grundwerkstoffen .....	113

6.1.3	Prozessbedingte Defekte .....	119
6.1.4	Zusammenfassende Bewertung der Kerbeffekte.....	123
<b>6.2</b>	<b>Lebensdauervorhersage von Aluminium-Schweißnähten im VHCF-Bereich.</b>	<b>127</b>
6.2.1	Kerbspannungskonzept mit einheitlichem fiktivem Ersatzradius .....	127
6.2.2	Bruchmechanische Bewertung .....	129
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>136</b>
<b>8</b>	<b>Literatur.....</b>	<b>142</b>
<b>8.1</b>	<b>Fachartikel und -bücher .....</b>	<b>142</b>
<b>8.2</b>	<b>Normen .....</b>	<b>150</b>

## Symbole und Abkürzungen

### Lateinische Symbole

$A_5$	[%]	Bruchdehnung (bei kurzem Proportionalstab)
$a$	[mm]	halbe Risslänge bzw. halbe Defekthöhe
area	[ $\mu\text{m}$ ]	projizierte Defektfläche (Murakami-Modell)
$B_F$	[mm]	Fugenbreite
$b$	[mm]	Höhe der modellierten ellipsenförmigen Pore
$C_F$	[mm]	Stegbreite bzw. -höhe der Fuge
$c$	[mm]	halbe Defektlänge bzw. halbe Länge des idealisierten Defekts
$d$	[mm]	Porendurchmesser
$D_{\text{mittel}}$	[ $\mu\text{m}$ ]	mittlerer Korndurchmesser
$E$	[MPa]	Elastizitätsmodul
$e$	[mm]	Spaltmaß der Schweißfuge
$f_R$	[Hz]	Resonanzfrequenz
$h$	[mm]	Fasenhöhe
$k$	[-]	Neigung der Wöhlerlinie im HCF-Bereich
$K$	[MPa $\cdot\sqrt{\text{m}}$ ]	Spannungsintensitätsfaktor
$K_f$	[-]	Kerbwirkungszahl
$K_{\text{max}}$	[MPa $\cdot\sqrt{\text{m}}$ ]	maximaler Spannungsintensitätsfaktor
$K_{\text{min}}$	[MPa $\cdot\sqrt{\text{m}}$ ]	minimaler Spannungsintensitätsfaktor
$K_t$	[-]	Kerbfaktor (Kerbformzahl)

$K_I$	[MPa·√m]	Spannungsintensitätsfaktor im Modus I
$K_{IC}$	[MPa·√m]	Bruchzähigkeit
$k^*$	[-]	Neigung der Wöhlerlinie im Bereich der Dauerfestigkeit
$l$	[mm]	Probenlänge
$N_B$	[-]	Bruchlastspielzahl
$p$	[mm]	Laufkoordinate entlang des Kerbgrunds
$P_{\bar{u}}$	[%]	Überlebenswahrscheinlichkeit
$R_m$	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2%-Dehngrenze
$R$	[-]	Spannungsverhältnis
$r_f$	[mm]	fiktiver Ersatzradius (der Schweißnaht)
$r_s$	[mm]	Schweißnahtkerbradius
$s$	[mm]	Blechdicke bzw. Nennmaß der Stumpfnahthöhe
$t$	[min]	Zeit
$t_F$	[mm]	Blechdicke bei der Fugenvorbereitung
$t_s$	[mm]	Schweißnahtüberhöhung
$T_R$	[°C]	Rekristallisationstemperatur
$w$	[mm]	Probenhöhe
$Y$	[-]	Geometriefaktor
$z$	[mm]	Abstand zur Probenoberfläche

## Griechische Symbole

$\alpha$	[°]	Anstellwinkel der Röntgenstrahlenquelle
$\alpha_F$	[°]	Fasenwinkel der Schweißnahtfuge
$\alpha_S$	[°]	Anstiegswinkel der Schweißnahtflanke
$\alpha_P$	[-]	Faktor für die Lage des Defekts (Murakami-Modell)
$\Delta\varepsilon_{pl}/2$	[MPa]	plastische Dehnungsamplitude
$\Delta K_I$	[MPa·√m]	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors im Modus I
$\Delta K_{th}$	[MPa·√m]	Schwellenwert der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors im Modus I
$\Delta K_{minVHCF}$	[MPa·√m]	Schwellenwert der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors für den VHCF-Bereich
$\Delta\sigma_k/2$	[MPa]	Kerbspannungsamplitude
$\Delta\sigma/2$	[MPa]	Spannungsamplitude
$\Delta\sigma_{loc.Mises}$	[MPa]	Schwingbreite der lokalen Spannung nach von Mises
$\varepsilon$	[%]	Dehnung
$\varepsilon_{pl.}$	[%]	plastische Dehnung
$\zeta$	-	Dämpfungsgrad
$\nu$	[-]	Querkontraktionszahl (Poissonzahl)
$\rho$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte
$\rho_f$	[mm]	fiktiver Kerbradius (Mikrostützwirkungskonzept nach Neuber/Radaj)
$\rho_r$	[mm]	realer Kerbradius (Mikrostützwirkungskonzept nach Neuber/Radaj)

$\rho^*$	[mm]	Ersatzstrukturlänge (Mikrostützwirkungskonzept nach Neuber/Radaj)
$\sigma$	[MPa]	Spannung
$\sigma_K$	[MPa]	Kerbspannung
$\sigma_{\text{exp}}$	[MPa]	experimentell bestimmte Spannung
$\sigma_N$	[MPa]	Nennspannung
$\sigma_{\text{Nenn,FEM}}$	[MPa]	mittels Finite-Elemente-Methode bestimmte Nennspannung
$\sigma_{\text{kmax}}$	[MPa]	maximale Kerbspannung
$\sigma_{\text{lokal,FEM}}$	[MPa]	mittels Finite-Elemente-Methode bestimmte lokale Spannung
$\tau_c$	[MPa]	kritische Schubspannung

## Abkürzungen

ASTM	American Society for Testing and Materials
AW	Aluminium Wrought Alloy
BF	Bindefehler
BOKU	Universität für Bodenkultur, Wien
DIN	Deutsches Institut für Normung
DMS	Dehnungsmessstreifen
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EN	Europäische Norm
FEM	Finite-Elemente-Methode
FIB	Focused Ion Beam
GP-Zone	Guinier-Preston-Zone
GW	Grundwerkstoff
HCF	High Cycle Fatigue
HV	Härte nach Vickers
H24	Bezeichnung des kaltverfestigten und rückgeglühten Werkstoffzustands
H111	Bezeichnung des geringfügig kaltverfestigten Werkstoffzustands
IIW	International Institute of Welding
IPM	Institut für Physik und Materialwissenschaft
ISO	International Organization for Standardization
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
LCF	Low Cycle Fatigue
LM	Lichtmikroskop
LSM	Laser-Scanning-Mikroskop
MIG	Metall-Inert-Gas
O	Bezeichnung des weichgeglühten Werkstoffzustands

REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SN	Schweißnaht
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
T351	Bezeichnung des lösungsgeglühten, gereckten und kaltausgelagerten Werkstoffzustands
T4	Bezeichnung des lösungsgeglühten und kaltausgelagerten Werkstoffzustands
T651	Bezeichnung des lösungsgeglühten, maximal warmausgelagerten und geringfügig kaltverfestigten Werkstoffzustands
UFTS	Ultrasonic Fatigue Testing System (Ultraschallermüdungsprüfsystem)
UHCF	Ultra High Cycle Fatigue
VHCF	Very High Cycle Fatigue
WEZ	Wärmeeinflusszone
WR	Walzrichtung

# 1 Einleitung

## 1.1 Einleitung und Zielsetzungen

Aluminium ist nach Stahl das wichtigste Gebrauchsmetall unserer heutigen Industriegesellschaft und findet sich somit in Form von Schweißverbindungen in vielen Bereichen des öffentlichen Lebens wie zum Beispiel dem Automobil- und Nutzfahrzeugbau, dem Schienenverkehr und dem Schiffs- sowie Flugzeugbau wieder. In all diesen Bereichen gelten die Forderungen nach Ressourceneinsparung zur Schonung unserer Umwelt sowie nach Senkung der Herstellungs- und Betriebskosten zur Steigerung der Effizienz, welche die Forschung und Entwicklung immer wieder vor neue Herausforderungen stellt. Im Fall von zyklisch mechanisch beanspruchten Schweißverbindungen folgt aus diesen Forderungen konkret eine sichere und zugleich aber auch wirtschaftliche Bemessung bei zunehmender Einsatzdauer der Bauteile oder Strukturen. Für den klassischen Lebensdauerbereich bis zu einer Lastspielzahl von  $2 \cdot 10^6$  für Schweißverbindungen aus Stahl und  $1 \cdot 10^7$  für Aluminiumlegierungen kann der Konstrukteur in der Praxis bei der Dimensionierung geschweißter Strukturen auf eine Reihe von umfassenden und hinlänglich experimentell belegten Richtlinien und Regelwerken wie beispielsweise des International Institute of Welding (IIW) [1] oder des Forschungskuratoriums Maschinenbau [2] zurückgreifen. Für den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen, den VHCF-Bereich (englisch: Very High Cycle Fatigue), ist dies aktuell nicht der Fall. Eine Auslegung anhand der zuvor genannten Regelwerke basiert in diesem Bereich lediglich auf hypothetischen Wöhlerlinienverläufen anstatt auf einer experimentell belegten Datenbasis. Eine ausfallsichere Auslegung sicherheitsrelevanter Strukturen ist damit nicht sichergestellt. Eine Bereitstellung dieser dringend benötigten Werkstoffdaten könnte somit in den zuvor genannten Anwendungsbereichen zu einer weitaus sichereren Auslegung höchstbeanspruchter Aluminium-Schweißkonstruktionen im VHCF-Bereich führen.

Grund für das Fehlen experimentell belegter Ermüdungsdaten für den VHCF-Bereich sind die niedrigen Prüffrequenzen von konventionellen Prüfsystemen, die eine Durchführung in einem zeitlich und somit wirtschaftlich vertretbaren Rahmen nicht möglich machen. Bei der Prüfung von geschweißten (bauteilähnlichen) Proben kommen bisher überwiegend servohydraulische Systeme oder resonante Massenschwinger zum Einsatz. Aktuell stellt nur das mittlerweile etablierte Ultraschallermüdungsprüfsystem (englisch: Ultrasonic Fatigue Testing System, UFTS) eine ausreichend hohe Prüffrequenz von ungefähr 20 kHz zur Verfügung, bei dem

---

jedoch aufgrund spezieller Restriktionen bezüglich der Probengeometrie, die aus der Wirkungsweise dieses Systems resultieren, nur das Prüfen von kleinen, sanduhrförmigen oder flachen Werkstoffproben möglich ist. Der Schwerpunkt der in den letzten Jahren mit diesem System durchgeführten Forschungsarbeiten lag auf der Untersuchung von grundlegenden Ermüdungsmechanismen anhand von monolithischen Werkstoffen. Für den Bereich der Werkstoffprüfung wäre daher eine geeignete Methode zur hochfrequenten Prüfung von geschweißten Proben mit Schweißnahtüberhöhung eine innovative Weiterentwicklung, die sowohl auf den Gebieten der Forschung und Entwicklung als auch der Qualitätssicherung Anwendung finden könnte.

Neben der sicheren Auslegung von Aluminium-Schweißnähten im VHCF-Bereich ist bei der Dimensionierung eine Optimierung des Gewichts, insbesondere in den Bereichen, in denen die anfänglich genannten Forderungen nach Materialeffizienz, Ressourcenschonung und Kostensenkung von sehr großem Interesse. Dies trifft insbesondere für die Bereiche Automobil- und Nutzfahrzeugbau, Schienenverkehr und Schiffs- sowie Flugzeugbau zu. Im Bereich der Low Cycle Fatigue (LCF) und High Cycle Fatigue (HCF) wird die geometrische Kerbe in Form der Schweißnahtüberhöhung und die dort auftretende lokale Spannungsüberhöhung, die teilweise auch zu lokalen plastischen Verformungen führen kann, als alleiniges Bewertungskriterium der Lebensdauer von Schweißnähten herangezogen. Auch die eingangs erwähnten Regelwerke basieren auf diesem Auslegungsgedanken. Dabei wird bei dem verwendeten Werkstoff lediglich in Gruppen beziehungsweise Klassen unterschieden, wie zum Beispiel nach Stahl oder Aluminiumlegierungen. Die jeweils verwendete Legierung oder der gerade im Fall von Schweißnähten stark variierende Werkstoffzustand werden dabei nur teilweise und indirekt berücksichtigt. Für den hier zu untersuchenden Bereich sehr hoher Lastspielzahlen kann allerdings von sehr kleinen Spannungsamplituden und demzufolge einem global elastischen Materialverhalten ausgegangen werden. Unter diesen Bedingungen können neben der geometrischen Kerbe auch prozessbedingte Defekte und die strukturelle Kerbe, das heißt die in der Wärmeeinflusszone vorliegende Mikrostruktur, eine wichtige Rolle im Ermüdungsprozess spielen, was es in dieser Arbeit zu überprüfen gilt. Darüber hinaus kann ein tiefes Verständnis für das Ermüdungsverhalten der Schweißnähte im VHCF-Bereich und insbesondere die Bewertung dieser drei Kerbeffekte im Hinblick auf die Lebensdauer die Voraussetzung für eine Gewichtsoptimierung bei der Auslegung von Aluminium-Schweißnähten sein, um Material zu sparen, Kosten zu senken und die Umwelt zu schonen. Eine systematische Untersuchung des Ermüdungsverhaltens und dieser Kerbeffekte in Verbindung mit der Le-

---

bensdauerbewertung von Aluminium-Schweißverbindungen für den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen ist bislang noch nicht durchgeführt worden und somit eine der Hauptaufgaben der vorliegenden Arbeit. Die daraus gewonnenen neuen Erkenntnisse können im Fall von höchstbeanspruchten Aluminium-Schweißnähten für die Praxis einen Beitrag zur Umweltschonung und Nachhaltigkeit darstellen.

Die daraus resultierende erste Aufgabe dieser Untersuchung ist die Entwicklung einer geeigneten Methode zur zyklischen Prüfung von Aluminium-Schweißnähten mit dem in der Forschung etablierten Ultraschallermüdungsprüfsystem. Dabei spielen neben einer geeigneten Schweißnahtgeometrie (Schweißstoß), aus der eine möglichst rotationssymmetrische Ermüdungsprobe herstellbar sein sollte, die Berechnung der Probengeometrie für das hochfrequente Resonanzsystem sowie die Bestimmung der vorliegenden Kerbspannung im Bereich der Schweißnahtkerbe eine große Rolle.

Neben der mit dieser Methode möglichen Generierung von experimentellen Ermüdungsdaten in Form von Wöhlerdiagrammen, die für die Auslegung im VHCF-Gebiet benötigt werden, liegt der Schwerpunkt der hier vorliegenden Arbeit auf der systematischen und umfassenden Untersuchung der bislang unbekanntem Schädigungsmechanismen in Aluminium-Schweißnähten im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen sowie auf der Bewertung des jeweiligen Einflusses von typischen Kerbfaktoren auf die VHCF-Lebensdauer. Im Einzelnen sind diese Faktoren die geometrische Kerbe in Form der Schweißnahtüberhöhung, prozessbedingte Schweißnahtdefekte sowie die strukturelle Kerbe (Mikrostruktur), die durch die beim Schweißen eingebrachte Wärme entstehen kann (Abbildung 1-1). Da alle diese Faktoren in jeder Schweißnaht und dementsprechend auch in jeder geschweißten Ermüdungsprobe vorhanden sind, ist es zwingend erforderlich, diese Kerbeinflüsse durch eine geeignete Versuchsmatrix voneinander zu trennen und sie somit separat untersuchen und bewerten zu können. Abschließend sollen die gewonnenen Ergebnisse in Form von Wöhlerlinien, das Wissen über das Ermüdungsverhalten der Aluminium-Schweißverbindungen und die Bewertung der Kerbeinflüsse auf die Lebensdauer dazu dienen, geeignete Lebensdauerkonzepte für den VHCF-Bereich auszuwählen, diese zu verifizieren oder wenn nötig für den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen zu erweitern.

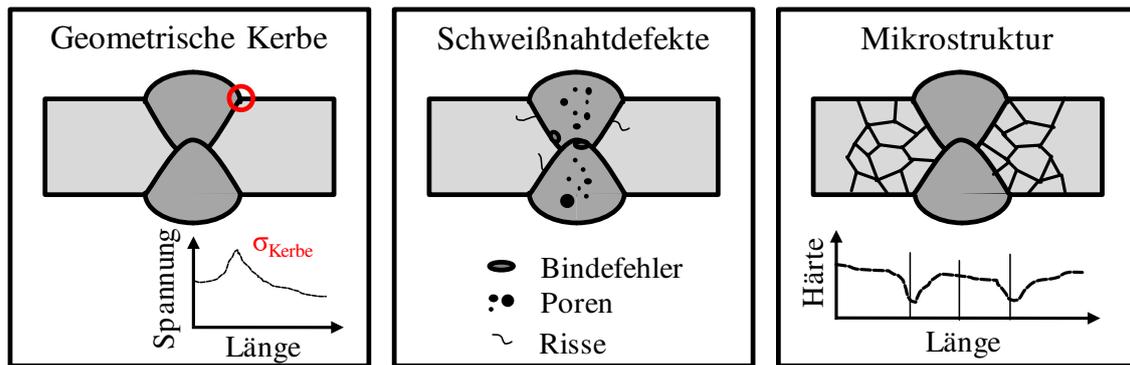


Abbildung 1-1: Schematische Darstellung der im Zusammenhang mit dem Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißverbindungen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen zu untersuchenden Kerbfaktoren.

## 1.2 Vorgehensweise und Versuchsprogramm

Die geplanten Untersuchungen werden an einer naturharten Aluminiumlegierung EN AW-5083 und einer ausscheidungsharten Legierung EN AW-6082 durchgeführt. Für das Fügen beider Werkstoffe als Mischverbindung wird der Zusatzwerkstoff Al S 5183 verwendet. Eine Übersicht des ersten Teils der durchgeführten Untersuchungen bis zu den hochfrequenten Schwingfestigkeitsuntersuchungen liefert Tabelle 1-1. Da sich aus der Wirkungsweise des Ultraschallermüdungsprüfstands verschiedene Restriktionen an die Probengeometrie stellen, die im weiteren Verlauf der Arbeit noch genauer beschrieben werden, wird es zuerst notwendig sein, eine geeignete Probengeometrie für geschweißte Proben mithilfe der Finite-Elemente-Methode zu berechnen (Nr. 1). Deren Resonanzfrequenz sollte unter Zug- und Druckbelastung innerhalb der Arbeitsfrequenzen der Maschine (18-21 kHz) liegen. Das zu diesem Zweck entwickelte FE-Modell soll anschließend zur Bestimmung der im Versuch anliegenden Spannungsamplituden genutzt werden. Die auf diese Weise festgelegte Probengeometrie ist Grundlage für die im Anschluss geplanten MIG-Schweißversuche (Nr. 2). Die Schweißanlage sollte in Bezug auf die mechanischen, mikrostrukturellen und geometrischen Eigenschaften der Schweißnähte in der Lage sein, geschweißte Bleche mit reproduzierbaren Schweißnahtqualitäten und -geometrien herzustellen, aus denen später gezielt die Ermüdungsproben entnommen werden können. Für die im Anschluss an die Schweißversuche vorzunehmenden metallographischen Untersuchungen (Nr. 3) der geschweißten Bleche stellen Schliffbilder, Nahtvermessung, Mikrohärtemessung die Basis dar.

Tabelle 1-1: Übersicht der Untersuchungen und Versuchsreihen (Teil I).

Nr.	Untersuchungen, Versuchsreihen und Arbeitspunkte
1	Entwicklung einer Prüfmethode für hochfrequente Ermüdungsversuche mit geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung
2	Herstellung und Entnahme der geschweißten Ermüdungsproben
3	Metallographische Charakterisierung der Schweißnähte
4	Herstellung und Wärmebehandlung der repräsentativen Ermüdungsproben
5	Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen der repräsentativen und geschweißten Proben
6	Schwingfestigkeitsuntersuchungen an geschweißten und repräsentativen Proben mit begleitenden Messungen der Oberflächentemperatur und der Resonanzfrequenz

Auf Grundlage dieser Ergebnisse ist eine gezielte Entnahme von Ermüdungsproben aus unterschiedlichen Schweißnahtzonen möglich. Daneben haben umfassende transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen das Ziel im Fall der ausscheidungshärtbaren Legierung EN AW-6082, die für die Festigkeit verantwortlichen Sekundärausscheidungen in den unterschiedlichen Schweißnahtzonen zu charakterisieren. Die anschließende Herstellung von Werkstoffproben (Nr. 4), welche die zuvor charakterisierten Schweißnahtzonen repräsentieren sollen, dient dem Ziel der Separierung der Einflüsse der Kerbeffekte auf die Schwingfestigkeit der Schweißnahtproben und basiert im Wesentlichen auf den Ergebnissen der vorangegangenen metallographischen und elektronenmikroskopischen Untersuchungen der Schweißnähte. Eine umfassende transmissionselektronenmikroskopische Untersuchung soll dazu genutzt werden, sicher zu stellen, dass die Mikrostruktur der jeweiligen Schweißnahtzonen mit dem repräsentativen Zustand gezielt wärmebehandelter EN AW-6082-Proben neben den mechanischen und makroskopischen Eigenschaften auch mikrostrukturell übereinstimmt (Nr. 5). Um die differenzierte Betrachtung der einzelnen Kerbfaktoren zu ermöglichen, wurde für die Schwingfestigkeitsuntersuchungen (Nr. 6) eine umfassende Versuchsmatrix zur Separation der jeweiligen Einflüsse dieser Kerben auf die zyklische Festigkeit der Schweißnaht aufgestellt, die in Abbildung 1-2 dargestellt ist. Im oberen Bereich dieses Schemas finden sich die drei im Fokus dieser Arbeit stehenden Kerbfaktoren, die jeweils Einfluss auf das Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißnähten im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen haben. Um diese Einflüsse wie zuvor beschrieben zu separieren, sollen für die Versuche Ermüdungspro-

ben unterschiedlicher Art, Form und im Fall von geschweißten Proben auch unterschiedlicher Schweißnahtqualität verwendet werden.



Abbildung 1-2: Übersicht der zu untersuchenden Kerbfaktoren auf das Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißverbindungen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen und die zur Separierung dieser Kerbeffekte verwendeten geschweißten und nicht geschweißten, wärmebehandelten repräsentativen Proben.

Grundsätzlich kann bei den durchzuführenden Ermüdungsversuchen in Versuche mit geschweißten Proben und mit den zuvor beschriebenen, speziell wärmebehandelten repräsentativen Proben unterschieden werden. Um den Einfluss der geometrischen Kerbe auf die Lebensdauer der Schweißnähte separat betrachten zu können, sollen geschweißte Proben mit Nahtüberhöhung und einer hohen Nahtqualität, die aus der Mitte der geschweißten Bleche entnommen werden, verwendet werden. Zudem werden die zuvor beschriebenen, gekerbten repräsentativen Proben in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen verwendet, um den Zusammenhang zwischen der geometrischen und der strukturellen Kerbe (Mikrostruktur) zu analysieren. Für eine separate Betrachtung des Einflusses der strukturellen Kerbe ist es im Fall der geschweißten Proben erforderlich, die Schweißnahtüberhöhung abzarbeiten, um den

Effekt der geometrischen Kerbe auszuschließen. Indem eine hohe Schweißnahtqualität verwendet wird, kann zudem der Effekt der prozessbedingten und nie ganz vermeidbaren Defekte auf ein Minimum reduziert werden. Je nachdem an welcher Stelle die Ermüdungsproben entnommen werden, kann gezielt die zyklische Festigkeit des jeweiligen Grundwerkstoffs (GW) oder der Wärmeeinflusszone (WEZ) bestimmt werden. Die Schwingfestigkeit des Grundwerkstoffs ist vergleichbar mit dem nicht geschweißten Zustand und kann somit als Referenz für die Bewertung der Herabsetzung der zyklischen Festigkeit durch den jeweiligen Kerbfaktor dienen. Die Verwendung von wärmebehandelten, glatten repräsentativen Ultraschall-Ermüdungsproben soll sowohl dem direkten Vergleich des Einflusses von geometrischer und struktureller Kerbe auf die Schwingfestigkeit dienen als auch die gezielte Untersuchung von eventuell auftretenden Schädigungsmechanismen beziehungsweise -phänomenen ermöglichen. Der Einfluss der prozessbedingten Defekte kann primär durch die Verwendung einer geringen Schweißnahtqualität, das heißt durch die Steigerung der Größe und Anzahl dieser Defekte erhöht werden. Um diesen Einfluss separat von den Einflüssen der geometrischen Kerbe und der strukturellen Kerbe der WEZ betrachten zu können, sollen die Proben gezielt mit ihrem Prüfquerschnitt in Probenmitte entnommen und ihre Schweißnahtüberhöhung abgefräst werden. Für die spätere Bewertung des Einflusses der prozessbedingten Defekte auf die Schwingfestigkeit der Schweißnähte dient der Vergleich der mit diesen Proben gewonnenen Ergebnisse mit jenen mit guter Nahtqualität, aber auch mit jenen aus dem Grundwerkstoff als Referenz für den nicht geschweißten Zustand. In situ Messungen der Oberflächentemperatur (Thermographie) und der Resonanzfrequenz sollen für ausgewählte Versuche der Bestimmung des Anrissorts und des Zeitpunkts der Rissinitiierung dienen.

In Tabelle 1-2 ist der zweite Teil der Arbeitspunkte aufgelistet, der im Anschluss an die Schwingfestigkeitsuntersuchungen den Schwerpunkt auf die Analyse und Auswertung der Ergebnisse legen wird. Weiterführende Untersuchungen zur Rissinitiierung an Schweißnahtdefekten sollen nachweisen, dass die Lebensdauer dieser defektbehafteten Proben im Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen von den lokalen Spannungen, das heißt von der Rissinitiierung, oder von dem jeweiligen Risswachstum, abhängt. Zum einen kann das zu Beginn entwickelte FE-Modell zur Bestimmung der lokalen Spannungen an Defekten erweitert werden (Nr. 7). Zum anderen dienen parallel nach ASTM-Norm durchgeführte Langrisswachstumsversuche mit geschweißten Proben (Nr. 8) der Bestimmung des Schwellenwerts der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K_{th}$ ) und der Rissfortschrittsgeschwindigkeit.

Tabelle 1-2: Übersicht der Untersuchungen und Versuchsreihen (Teil II).

Nr.	Untersuchungen, Versuchsreihen und Arbeitspunkte
6	Fraktographische Untersuchung der gebrochenen Ermüdungsproben
7	FEM-Berechnung der lokalen Spannungen an Schweißnahtdefekten
8	Risswachstumsversuche an geschweißten Proben mit Starterkerb in unterschiedlichen Schweißnahtzonen
9	Auswahl, Verifizierung und ggf. Erweiterung geeigneter Lebensdauerkonzepte sowie Identifizierung von Optimierungspotenzial

Alle aus den bisherigen Versuchen gewonnenen Ergebnisse sollen schließlich genutzt werden, geeignete Lebensdauerkonzepte für den VHCF-Bereich auswählen zu können, diese zu verifizieren, wenn nötig zu erweitern und mögliche Optimierungspotenziale für die Bemessung von Aluminium-Schweißnähten im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen zu identifizieren (Nr. 9).

## 2 Grundlagen und Stand der Forschung

### 2.1 Aufbau und Eigenschaften von Aluminium-Schweißverbindungen

Für die in der späteren Anwendung geforderte statische und zyklische Festigkeit einer Schweißnahtverbindung sind neben der Geometrie auch der Werkstoffzustand und die nach dem Fügeprozess vorliegenden prozessbedingten Fehler von entscheidender Bedeutung. Aus diesem Grund wird in diesem Kapitel bei der Beschreibung des Aufbaus und den Eigenschaften von Aluminium-Schweißverbindungen auf diese drei Parameter besonders Bezug genommen. Im Bereich der Schweißtechnik gibt es je nach Dicke und Anordnung der zu schweißenden Bleche eine Vielzahl von verschiedenen Stoßarten und Fugenvorbereitungen, die wiederum eine Vielzahl von Nahtformen und -geometrien ergeben. Für den Fall von zwei „stumpf“ aufeinander treffenden Blechen sind in Abbildung 2-1 wählbare Fugenvorbereitungen und die sich daraus ergebenden Nahtformen dargestellt.

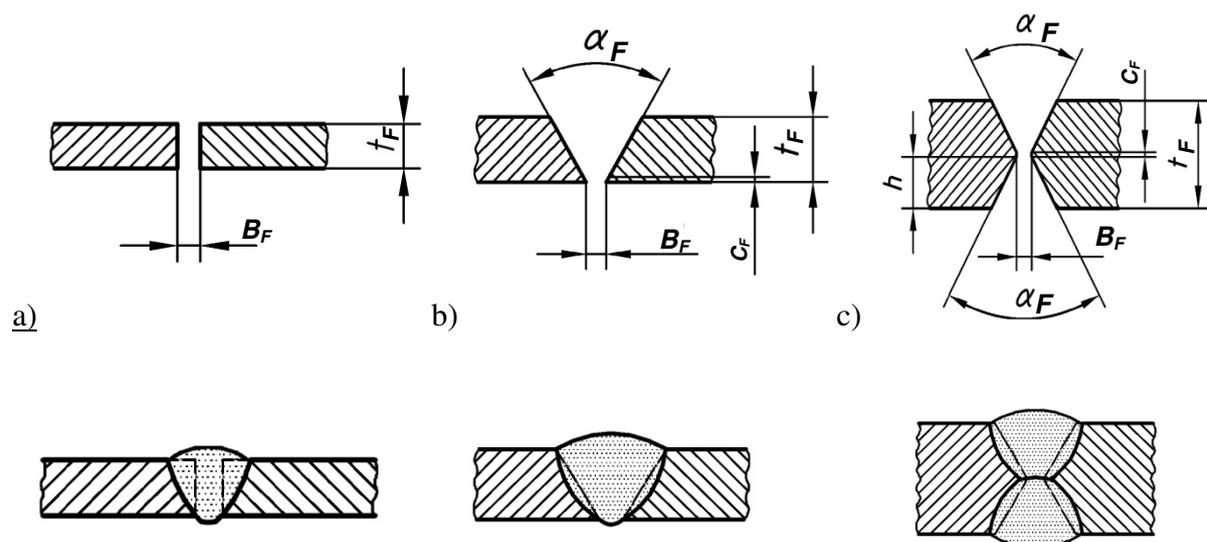


Abbildung 2-1: Beispiele für Fugenvorbereitungen und Darstellung der sich daraus ergebenden Schweißnahtgeometrien für a) I-Fuge mit Stumpfnahthöhe, b) V-Fuge mit V-Nahthöhe und c) DV-Fuge mit Doppel-V-Nahthöhe nach DIN EN ISO 9692-3.

All diesen in Abbildung 2-1 dargestellten Nahtformen gemein ist die am Übergang vom Grundmaterial und Schweißnahtüberhöhung im Bereich des Übergangsradius je nach Schweißnahtverfahren stärker oder schwächer ausgeprägte Kerbe. Die geometrische Unstetigkeit führt abhängig von der ausgebildeten Nahtgeometrie, d.h. Nahthöhe und -breite, unter

statischer oder zyklischer Belastung zu einer lokalen Spannungserhöhung, die die Festigkeit der Fugestelle in Bezug auf den Grundwerkstoff ohne Schweißnaht deutlich herabsetzt.

Die für den Schweißprozess benötigte Prozesswärme beeinflusst den an die Nahtmitte angrenzenden Grundwerkstoff im Bereich der sogenannten Wärmeeinflusszone (WEZ). Am Beispiel einer ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierung sind in Abbildung 2-2 die mikrostrukturellen Zusammenhänge mit den Vorgängen in den verschiedenen Schweißnahtzonen beim Aufheizen und beim Abkühlen der Naht aufgezeigt.

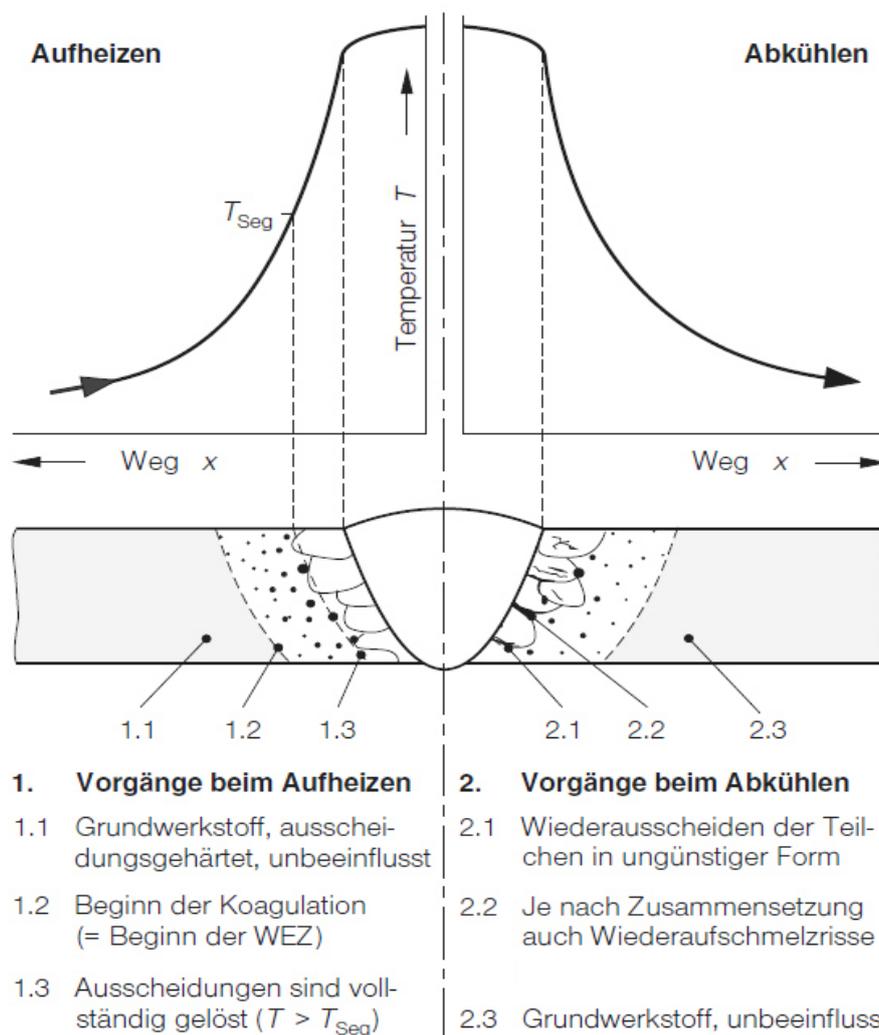


Abbildung 2-2: Werkstoffliche Vorgänge in der WEZ einer ausscheidungsgehärteten Al-Legierung ausgehend von einem maximal ausscheidungsgehärteten Anlieferungszustand nach Schulze [3].

Generell ist festzuhalten, dass die für die im Ausgangszustand vorhandene Festigkeit des Grundwerkstoffs verantwortlichen Ausscheidungen beim Aufheizen der Naht je nach Abstand zur Nahtmitte teilweise oder vollständig gelöst werden und sich beim Abkühlen der Naht in

Bezug auf ihre festigkeitssteigernde Wirkung mehr oder weniger ungünstig wiederausscheiden. Die Breite der WEZ und der dortige Festigkeitsabfall sind dabei gemäß Schulze [3] abhängig von der Höhe und der Dauer der eingebrachten Wärmeenergie. Wie hoch dieser Festigkeitsabfall sein kann, ist in Abbildung 2-3 am Beispiel einer maximal ausscheidungsgehärteten AlMgMnSi1 (EN AW-6082) zu sehen. Auch die Korngröße kann abhängig von dem jeweiligen Anlieferungszustand zunehmen. Im Fall von naturharten Werkstoffen ist die Höhe der vorherigen Kaltverfestigung des Grundwerkstoffs für einen eventuellen Festigkeitsabfall maßgebend. Hierbei gilt gemäß Schulze [3]: je höher die vorherige Verfestigung, desto größer der nach dem Schweißprozess auftretende Festigkeitsabfall. Für die naturharte AlMgMn0,7 (EN AW-5083) im Zustand weich (O) bedeutet dies, dass kein Festigkeitsabfall nach dem Schweißen entsteht, wohingegen dieser im Zustand halbhart (H24) sehr ausgeprägt ist (vgl. Abbildung 2-3). Ausgelöst wird dieser Abfall durch eine Erholung des Werkstoffs oder wenn die Höhe der eingebrachten Wärme die Rekristallisationstemperatur ( $T_R$ ) überschreitet und die Einwirkdauer ausreichend lang ist, dass Rekristallisationsvorgänge stattfinden. An dieser Stelle wird mit zunehmendem Verfestigungsgrad die Rekristallisationstemperatur weiter herabgesetzt. Darüber hinaus kann bei ungünstigen Bedingungen, beispielsweise bei langer Wärmeeinbringung, eine Kornvergrößerung eintreten.

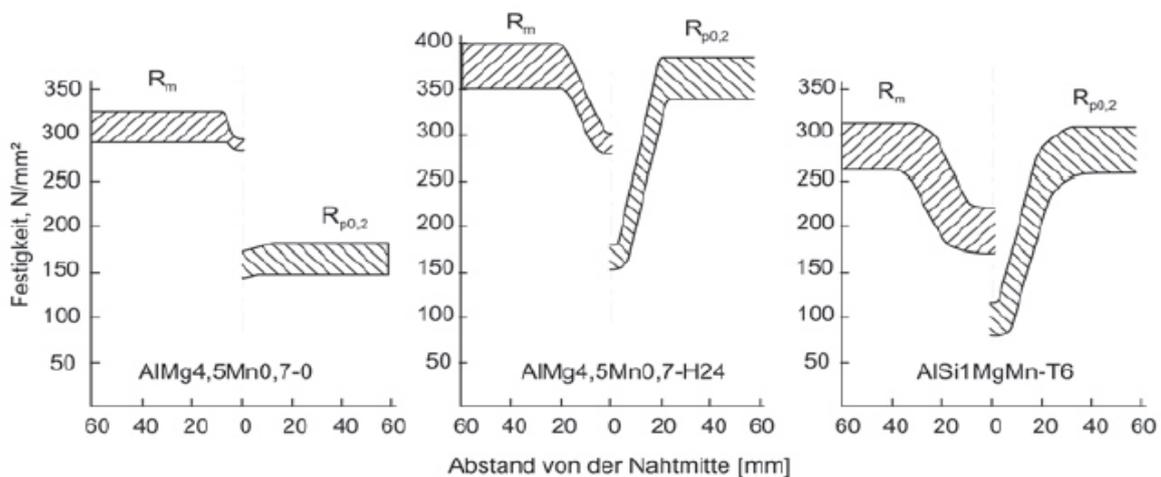


Abbildung 2-3: Festigkeitsverläufe quer zur Schweißnaht von MIG-Schweißverbindungen von verschiedenen Al-Legierungen für die naturharte AlMg4,5Mn0,7-O im Zustand weich (O) und halbhart (H24) und der ausscheidungsgehärtbaren AlSi1MgMn-T6 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand (T6) aus Ostermann [4].

Die Festigkeitsabnahmen bei ausscheidungshärtbaren und naturharten Legierungen können als strukturelle Werkstoffkerben betrachtet werden und haben einen Einfluss auf die statischen und zyklischen Eigenschaften der Schweißnaht.

Eine weitere nicht vermeidbare Schwächung der Nahtstelle stellen prozessbedingte Schweißnahtdefekte in der Naht dar. Im Fall der hier untersuchten Metall-Inert-Gas (MIG)-geschweißten Proben handelt es sich überwiegend um Poren, Bindefehler sowie in einzelnen Fällen um Heißrisse. Diese Fehler sind prozessabhängig und können je nach verwendetem Schweißverfahren in Anzahl, Größe und Verteilung sehr stark variieren. Auf den Aufbau und die Wirkungsweise des hier verwendeten MIG-Schweißgeräts und die einstellbaren Parameter wird im weiteren Verlauf der Arbeit im Kapitel 3.2 noch detailliert eingegangen. Für die Qualität der im Rahmen der vorliegenden Arbeit hergestellten Aluminiumschweißverbindungen sind an dieser Stelle vorwiegend die Brennerdüse und das Stromkontaktrohr in unmittelbarer Nähe des Schweißbades ausschlaggebend, wie sie in Abbildung 2-4a zu sehen sind. Mit Hilfe der Brennerdüse gelangt das jeweilige Schutzgas gezielt in den Bereich, in dem der mittels Stromkontaktrohr zugeführte Zusatzdraht im Lichtbogen in das darunterliegende Schweißbad kontrolliert abschmilzt. An dieser Stelle ist die dabei auftretende und nicht vermeidbare Porosität der Schweißnaht durch Wasserstoff, der bei dem Erstarren von der Schmelze ausgeschieden wird, zu beachten.

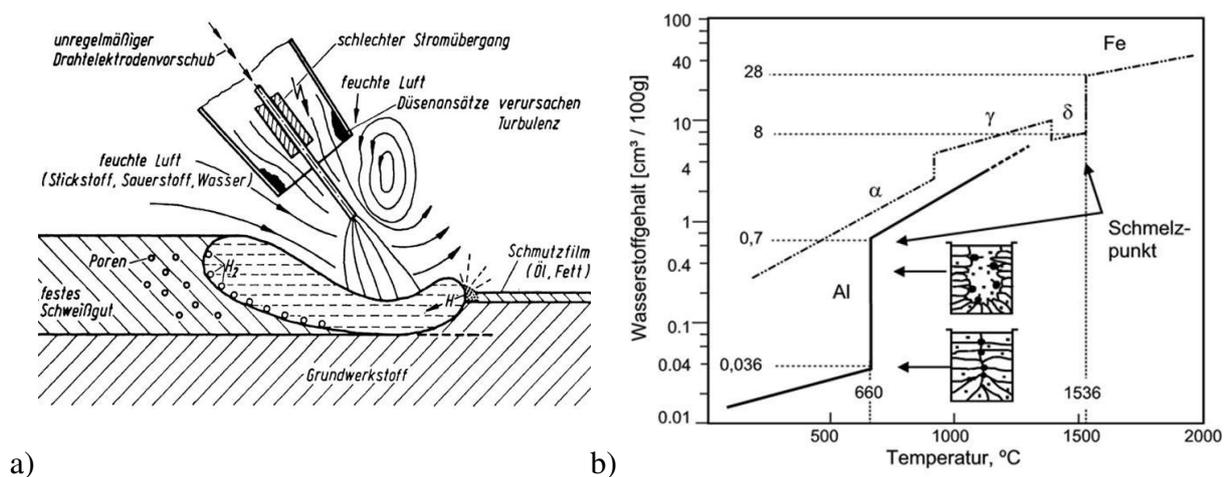


Abbildung 2-4: a) Mögliche Wasserstoffquellen beim Schweißen von Aluminium aus Thier [5] und b) Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium im Vergleich zu Eisen über der Temperatur aus Ostermann [4].

Mögliche Ursachen eines unerwünschten Wasserstoffeintrags in die Naht, die eine entscheidende Rolle spielen und im Schweißprozess minimiert werden sollten, sind unter anderem

Turbulenzen der Schutzgasatmosphäre durch eine zu hohe oder zu niedrige Durchflussmenge, Schmutz an der Düsenmündung oder auf dem Grundwerkstoff sowie ein unregelmäßiger Drahtvorschub (vgl. Abbildung 2-4a). Zudem besitzt Aluminium einen sprunghaften Übergang der Löslichkeit von Wasserstoff am Phasenübergang von Schmelze zu Kristall. Wie am Beispiel von reinem Aluminium in Abbildung 2-4b dargestellt ist, bedeutet dies, dass bei gleicher Temperatur der erstarrte Kristall beinahe zwanzigmal weniger Wasserstoff aufnehmen kann als die flüssige Schmelze zuvor. In der Folge kommt es bei der Erstarrung des Schmelzbads zu einem Wasserstoffüberschuss und zur Ausscheidung von Poren. Haben diese Poren aufgrund der hohen Temperaturleitfähigkeit des Aluminiums und der somit sehr hohen Geschwindigkeit der Erstarrungsfront nicht mehr die Möglichkeit, an die Oberfläche des Schmelzbades aufzusteigen, bevor diese Erstarrungsfront sie überholt, verbleiben sie als typische Defekte in der Schweißnaht, was schematisch in Abbildung 2-4b dargestellt ist. Im Vergleich zu Aluminium besitzt Eisen im flüssigen Zustand eine höhere Löslichkeit von Wasserstoff, jedoch fällt hier der entscheidende Abfall der Löslichkeit im Übergang zum festen Zustand mit dem Faktor von dreieinhalb wesentlich geringer aus.

Bei weiteren typischen Nahtdefekten handelt es sich um eine Vielzahl von verschiedenen Rissarten sowie Bindefehlern, die im Schweißgut und der WEZ vorliegen können und in Abbildung 2-5 schematisch veranschaulicht sind.

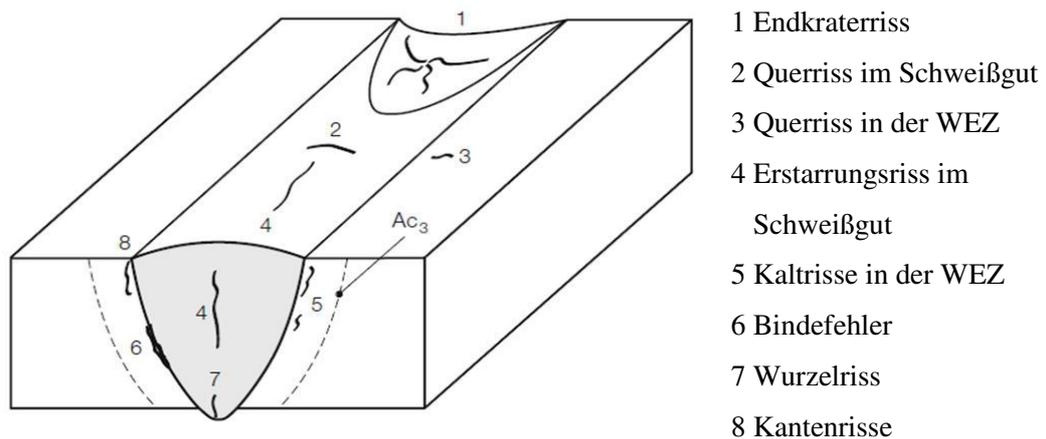


Abbildung 2-5: Einteilung der Rissarten nach dem Ort ihrer Entstehung aus Schulze [3].

Die dort aufgeführten Risse sind interkristalline oder interdendritische Werkstofftrennungen, die generell bei der Erstarrung beziehungsweise beim Aufschmelzen, also im Übergangsbereich der Solidus- und Liquidustemperatur, unter anderem auch in Kombination mit vorhan-

denen Zug- beziehungsweise Eigenspannungen, entstehen. Neben Kaltrissen, die vor allem beim Fügen von Stahl eine große Rolle spielen und daher hier nicht weiter betrachtet werden, sind Heißrisse beim Schweißen von Aluminium und seinen Legierungen laut EN ISO 6520-1:2007 gemäß ihrer Entstehungsursache in sogenannte Aufschmelzrisse und Erstarrungsrisse eingeteilt. Erstere entstehen, wenn niedrigschmelzende Phasen (Ausscheidungen) an den Korngrenzen des Grundwerkstoffs aufgeschmolzen werden und aufgrund von Zugspannungen infolge des Abkühlens und Schrumpfens der Schweißnaht auseinandergezogen werden. Gemäß Schulze [3] und Ostermann [4] verbleiben sie nach dem Abkühlen nahe der Schmelzlinie, falls nicht zuvor der Zusatzwerkstoff diese Hohlräume durch Nachfließen vor dem Erstarren ausfüllen („ausheilen“) kann. In ungünstigen Fällen können Schrumpfspannungen auch Erstarrungsrisse in der Restschmelze bilden, die sich aber nach Schulze [3] nur im Bereich der Nahtmitte und des Endkraters befinden. Allgemein lässt sich durch die Verringerung der Wärmeeinbringung oder einem Vorwärmen des zu schweißenden Materials und dementsprechend geringe Schweißspannungen die Heißrisbildung minimieren. Bindefehler stellen nach EN ISO 6520-1:2007 eine unzureichende Bindung zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff dar oder können bei Mehrlagenschweißungen auch zwischen den einzelnen Schweißnähten liegen. Aufgrund ihrer Lage und Größe können sie in Flanken-, Lagen-, Wurzel- und Mikrobindefehler unterteilt werden. Mögliche Ursachen für ihre Entstehung sind eine unzureichende Nahtvorbereitung in Form eines zu kleinen Öffnungswinkels beziehungsweise Stegabstands, eine falsche Brennerstellung oder -position sowie unzureichende Schweißparameter, die eine zu geringe eingebrachte Streckenenergie ergeben.

## **2.2 Mikrostruktur naturharter und ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen**

Die Bewertung von „Schwachstellen“ im Werkstoff oder im Bauteil – wie Schweißverbindungen – stellen gemäß Ostermann [4] besonders hohe Anforderungen an die Detailkenntnisse der Gefügeveränderung, die durch den Schweißprozess hervorgerufen wird. Zudem steigt die Zahl der Legierungsvarianten, die in DIN EN 573-3 festgelegt sind, stetig. Unter Beachtung dieser Erkenntnisse müssen naturharte und ausscheidungshärtbare Legierungen gesondert betrachtet werden, da statische und zyklische Festigkeitseigenschaften aufgrund von hierbei wirkenden unterschiedlichen Mechanismen stark variieren können. Im weiteren Verlauf wird deshalb auf den Einfluss der Legierungselemente und mögliche Umform- und Wärmebehandlungsprozesse auf das Gefüge und die resultierenden Eigenschaften der beiden Werkstoffgruppen gezielt eingegangen.

Generell gibt es verschiedene Möglichkeiten zur gezielten Festigkeitssteigerung von Aluminiumlegierungen wie zum Beispiel die Kaltverfestigung, die Feinkornhärtung, die Mischkristallverfestigung oder die Teilchenhärtung, die je nach chemischer Zusammensetzung angewendet werden können. Im weiteren Verlauf des Kapitels wird allerdings nur auf die für diese Untersuchung relevanten Mechanismen eingegangen. Diese sind für den Anlieferungszustand der verwendeten naturharten EN AW-5083 die Mischkristallhärtung und die Kaltverfestigung (Zustand H111) und für die EN AW-6082 d (Zustand T651) die Teilchen- oder auch Ausscheidungshärtung.

Die folgende Darstellung befasst sich zunächst mit den technisch wichtigen naturharten, nichtausscheidungshärtbaren Legierungen. Besonders das binäre Legierungssystem aus Aluminium (Al) und Magnesium (Mg) ist wegen seiner guten Schweißbarkeit und hohen Festigkeit unter den naturharten Al-Legierungen in vielen Anwendungsbereichen am weitesten verbreitet. Festigkeitssteigerungen werden bei diesen Legierungen in erster Linie durch im  $\alpha$ -Mischkristall substitutionell gelöste Atome des Hauptlegierungselements Mg erzeugt. Diese fein verteilten Fremdatome verzerren aufgrund ihres vergleichbar größeren Atomdurchmessers das Kristallgitter des reinen Aluminiums. Die Verzerrung des Gitters behindert die Bewegung von Versetzungen im Material, was folglich zu einer Steigerung der Festigkeit führt. Die erhebliche Menge an gelöstem Mg im festen Zustand von 17,4 Gew.-% bei 451 °C und der vergleichsweise große Atomdurchmesser von Mg ermöglichen eine technisch gut nutzbare Mischkristallhärtung. Mit sinkender Temperatur fällt diese Löslichkeit jedoch stark ab, sodass bei Raumtemperatur nur noch ca. 2 Gew.-% gelöst vorliegen. Legierungen mit einem höheren Mg-Gehalt sind theoretisch übersättigt und das überschüssige, nicht im  $\alpha$ -Mischkristall gelöste Mg wird überwiegend als stabile  $\beta$ -Phase ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) ausgeschieden [4]. Wie gut diese Mischkristallhärtung durch Zugabe von Mg funktioniert, wird in Abbildung 2-6a für verschiedene AlMg-Legierungssysteme (5xxx-Serie) im Vergleich zu Reinaluminium (AA 1050-O) ersichtlich. Mit steigendem Mg-Gehalt nehmen hier die Werte der Dehngrenze und der maximal ertragbaren wahren Spannungen zu. Neben dem Mischkristallhärten kann eine Festigkeitssteigerung auch mittels der Verfestigung durch Kaltumformung erzeugt werden. Dabei steigt die Versetzungsdichte durch Versetzungsmultiplikation mit zunehmender plastischer Verformung stetig an. Je höher die Versetzungsdichte ist, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit, dass sich Versetzungen bei ihrer Bewegung gegenseitig behindern. Um die Versetzungen weiter zu bewegen, d.h. die plastische Verformung weiter voranzutreiben, muss die äußere Spannung erhöht werden – eine Verfestigung des Materials ist

die Folge. In Kombination mit der zuvor beschriebenen Zugabe von Mg kommt es im Vergleich zu Rein-Aluminium (Al99,5) bei gleichem Verformungsgrad aufgrund der substitutionell im Al-Gitter gelösten Mg-Atome zu einer stärkeren Versetzungsreaktion untereinander (s. Abbildung 2-6b). Je nach Kaltverfestigungsgrad (z.B. ¼ hart, ½ hart, hart) kann eine gezielte Entfestigungsglühung oder eine komplett entfestigende Lösungsglühung in den Zustand weich (O) vorgenommen werden. Durch die weitere Zugabe von Mangan (Mn) als drittes Hauptlegierungselement werden die Korrosionseigenschaften deutlich verbessert. Zudem ist Mn genau wie Mg substitutionell gelöst und bewirkt somit eine zusätzliche Mischkristallhärtung. Ein weiterer Vorteil ist die Erhöhung der Rekristallisationsschwelle der Legierung, die insbesondere bei kaltverfestigtem Material den Festigkeitsverlust und die dadurch entstehenden Eigenspannungen durch den Schweißprozess vermindert, was besonders im Fall einer Schweißnahtverbindung zu einer geringeren Neigung zur Bildung von Heißrisen führt.

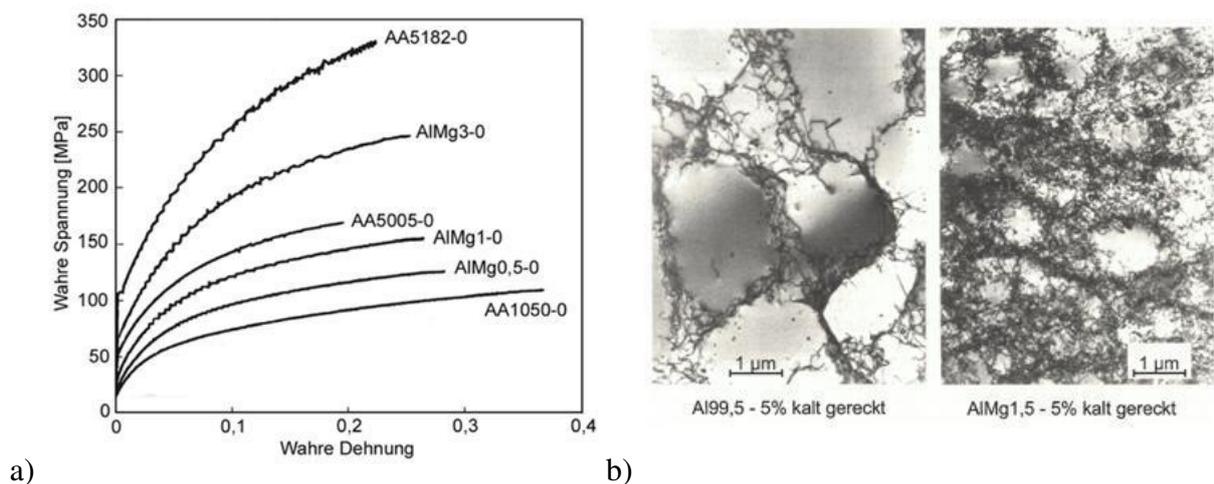


Abbildung 2-6: a) Einfluss des Mg-Gehalts auf die Fließkurven von AlMg-Legierungen im Zustand weich bei Raumtemperatur und Standardprüfgeschwindigkeiten aus Ostermann [4] und b) Einfluss von Magnesium auf die Versetzungsbildung bei der Kaltumformung aus Ostermann [6].

Eine weitere technisch bedeutende Methode zur Steigerung der Festigkeit von Aluminiumlegierungen ist die sogenannte Ausscheidungshärtung. Nach Altenpohl [7] sind nicht alle Aluminiumlegierungen ausscheidungshärtbar, sondern nur solche die

- eine begrenzte Löslichkeit eines Legierungselements im festen Zustand (Mischkristall),
- eine mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit und
- ein träges Umwandlungsverhalten aufweisen, sodass durch rasches Abkühlen (Abschrecken) ein übersättigter Mischkristall erhalten bleibt.

Eine Ausscheidungshärtung besteht immer aus den Wärmebehandlungsschritten Lösungsglühen, Abschrecken und dem je nach Ausscheidungstemperatur Kalt- oder Warmauslagern. Die Ausscheidungen, die für die gezielte Einstellung der mechanischen Eigenschaften verantwortlich sind, können in unterschiedlicher Art, Form, Größe, Verteilung und Orientierung im Kristallgitter der Legierung vorliegen. In einer schematischen Darstellung dieser unterschiedlichen Formen der Ausscheidungen für das Legierungssystem AlMgSi in Abbildung 2-7a-d stellen die großen dunkelgrauen Punkte die Mg-Atome, die mittelgroßen hellgrauen Punkte die Al-Atome und die kleinen schwarzen Punkte die Si-Atome dar. Bei den sogenannten Atom-Clustern in Abbildung 2-7a liegen die Atome ohne erkennbare Struktur und Ordnung im Atomgitter vor. Die weitere Bildung erster Zonen von Ausscheidungen stellen kleinste zusammenhängende Ansammlungen von Mg- und Si-Atomen dar, die aber noch vollständig mit dem Atomgitter verbunden sind und aufgrund der unterschiedlichen Atomdurchmesser eine Verspannung des Gitters erzeugen (Abbildung 2-7b). Nach Guinier und Preston, die Ende der 1930er Jahre unabhängig voneinander die unterschiedlichen Phasen der Entmischung an AlCu-Legierungen röntgenographisch untersucht haben, werden diese Ausscheidungszone nach ihren Entdeckern [8, 9] als GP-Zonen bezeichnet. Mit zunehmender Größe der Ausscheidung kann die vollständige Verbindung mit dem umgebenden Atomgitter nur noch teilweise aufrecht erhalten werden – ein teilkohärenter Zustand wird erreicht (Abbildung 2-7c). Inkohärente Ausscheidungen weisen keine gemeinsame Gitterverbindung mit der umgebenden Matrix mehr auf (Abbildung 2-7d).

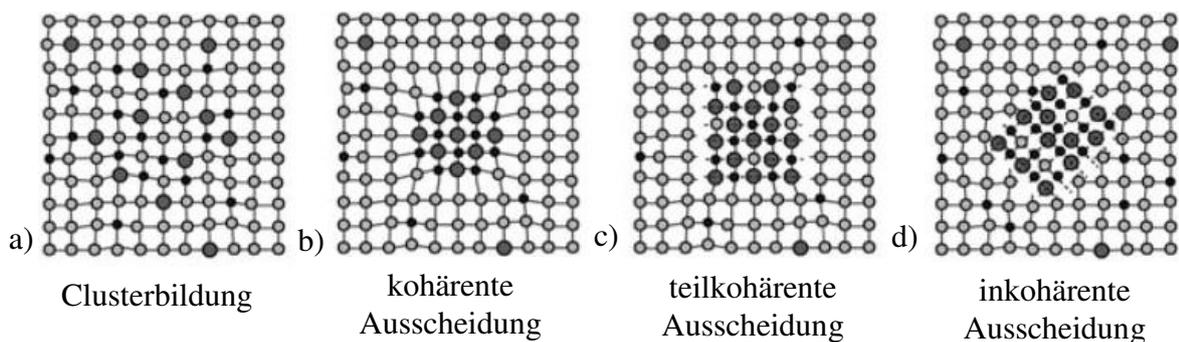


Abbildung 2-7: Homogener Mischkristall mit verschiedenen Formen der Sekundärausscheidungen bestehend aus a) Clusterbildung, b) kohärenten, c) teilkohärenten und d) inkohärenten Ausscheidungen aus Ostermann [4].

Voraussetzung jedes Aushärteprozesses ist eine vorherige Wärmebehandlung im Bereich des homogenen  $\alpha$ -Mischkristallgebiets, um wie in dem vorliegenden Fall die Legierungselemente Mg und Si vollständig im  $\alpha$ -Mischkristall lösen zu können, wie es in Abbildung 2-8 beispiel-

haft für Position 1 bei 560 °C und dem I. schematischen Gefügebild dargestellt ist. Wird dieser Zustand (Position 1) einer raschen Abkühlung unterzogen (Position 2), liegt bei Raumtemperatur aufgrund des trägen Umwandlungsverhaltens ein metastabiler an Mg und Si übersättigter  $\alpha$ -Mischkristall vor (Gefügebild II). Die anschließende Entmischung dieses Zustands für einen bestimmten Zeitraum kann zum einen in Bereichen von 25 bis 80 °C erfolgen, es handelt sich dann um eine Kaltaushärtung, oder zum anderen in Form einer Warmauslagerung bei höheren Temperaturen. In beiden Fällen werden fein verteilte Ausscheidungen erzeugt (Gefügebild III), die das sie umgebende Atomgitter verspannen, die Bewegung von Versetzungen behindern und somit die Festigkeit der Legierung wesentlich erhöhen. Art und Ausscheidungssequenz, d.h. die Aufeinanderfolge der Ausscheidungen, sind bei Kalt- und Warmausscheidung allerdings verschieden, worauf im weiteren Verlauf des Kapitels im Detail eingegangen wird. Eine Überalterung des Materials (Gefügebild IV) findet dann statt, wenn eine übermäßig hohe Temperatur vorliegt, wie es zum Beispiel auch im Schweißprozess der Fall ist, oder die Haltezeit zu lang ist. Wird der homogene  $\alpha$ -Mischkristall (Gefügebild I) nicht abgeschreckt, sondern langsam abgekühlt, stellt sich der natürliche Gleichgewichtszustand mit der sich ausscheidenden stabilen  $Mg_2Si$ -Ausscheidung in Bild V ein.

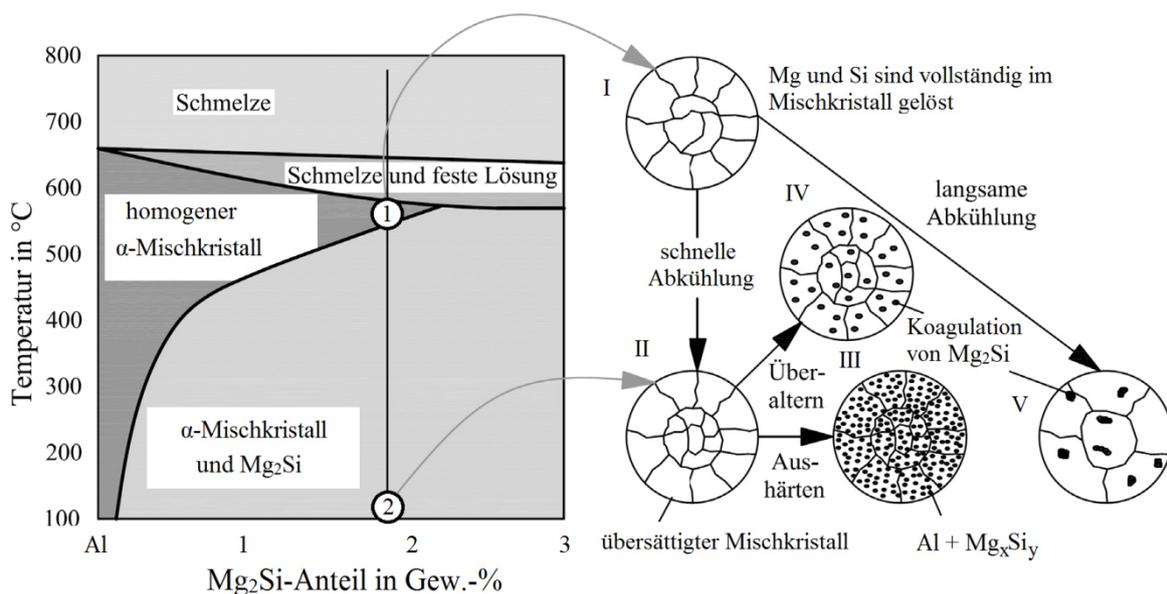


Abbildung 2-8: Quasibinäres, eutektisches Phasendiagramm des Al-Mg<sub>2</sub>Si-Legierungssystems mit schematischer Darstellung der Metallogie der Aushärtung, modifiziert nach Ostermann [6].

Wie zuvor angedeutet, sind die Ausscheidungsvorgänge bei Kalt- und Warmausscheidungen unterschiedlich. Die Kaltausscheidung beginnt sofort nach dem Abschrecken des Gefüges bei

Raumtemperatur (RT) mit der Bildung von Mg- und Si-Clustern. Im weiteren Verlauf lösen sich die Mg-Cluster auf und reichern sich zusammen mit Si-Atomen zu sogenannten Co-Clustern an. Aufgrund der geringen Kohärenzspannung zum Matrixgitter tragen diese ersten Stufen der Entmischung noch keinen entscheidenden Beitrag zur Festigkeitssteigerung bei, sondern entsprechen den Werten der Mischkristallverfestigung. Eine genaue Beschreibung dieser Co-Cluster und deren Eigenschaften findet sich in den Arbeiten von Murayama und Hono [10], Edwards et al. [11] sowie Marioara et al. [12].

Im weiteren Verlauf der Entmischung bilden sich kugelförmige GP(I)-Zonen, die bei der Kaltauslagerung als Vorläufer der  $\beta''$ -Phase auch kurz pre- $\beta''$ -Phasen genannt werden. Sie haben eine Größe von etwa 10 nm, wie in Barbosa et al. [13] für die Legierung AA6013 nachgewiesen wurde. Zusammengefasst können diese Ausscheidungssequenzen bei der Kaltauslagerung von AlMgSi-Legierungen wie folgt festgehalten werden:

*$\alpha_{\text{übers.}}$   $\rightarrow$  Si- und Mg-Cluster  $\rightarrow$  Auflösung der Mg-Cluster und Bildung von Si/Mg Co-Cluster (kugelförmig)  $\rightarrow$  GP(I)-Zonen (kugelförmig)*

Gemäß DIN EN 515 wird für ausscheidungshärtbare Al-Legierungen dieser lösungsgeglühte, abgeschreckte und kaltausscheidungsgehärtete Zustand mit T4 bezeichnet und wie beispielsweise bei EN AW-6082 T4 der Legierungsnummer angehängt.

Die Warmaushärtung von AlMgSi-Legierungen erfolgt bei technischen Anwendungen üblicherweise in einem Temperaturbereich von 120 bis 250 °C, wobei mit steigender Temperatur die Aushärtbarkeit des Materials abnimmt. Bei direkter Warmauslagerung nach dem Abschrecken ist der Übergang vom übersättigten  $\alpha$ -Mischkristall bis zur stabilen, plattenförmigen Gleichgewichtsphase  $\beta$  ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Ausscheidung) ein Prozess, der aus der Bildung unterschiedlicher Zwischenphasen besteht und bei der die anfänglich ausgeschiedene GP(I)-Zone die pre- $\beta''$ -Phase darstellt. Sie ist nadelförmig und besitzt genau wie die kugelförmigen GP(I)-Zonen der Kaltausscheidung eine günstige Kohärenz mit einer geringen Verspannung des Atomgitters. Die daraus resultierende Festigkeitssteigerung ist entsprechend gering. Gemäß Ostermann [4] enthalten diese pre- $\beta''$ -Phasen noch Al-Atome ( $\text{AlMg}_4\text{Si}_6$ -Ausscheidungen), die im weiteren Verlauf der Ausscheidungshärtung durch Mg- und Si-Atome ersetzt werden und somit in die  $\beta''$ -Phase ( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ -Ausscheidung) übergehen. Aufgrund dieser Umwandlung und der damit verbundenen Volumenzunahme der Ausscheidung ist das Erreichen der maximalen Festigkeit primär durch das Vorhandensein dieser  $\beta''$ -Phase gekennzeichnet [4, 14]. Dieser

für die Anwendungstechnik sehr wichtige Auslagerungszustand wird nach DIN EN 515 mit T6 bezeichnet. Beispielphaft für die Legierung EN AW-6082 T6 (AlMgSi1) sind in Abbildung 2-9a die kohärent in der Matrix fein verteilten, nadelförmigen  $Mg_5Si_6$ -Ausscheidungen mit einer Größe von wenigen Nanometern im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand dargestellt. Der Elektronenstrahl verläuft in dieser Darstellung senkrecht zur  $\{100\}$  Ebene. Deutlich zu erkennen sind die nadelförmigen Ausscheidungen, die auf dieser Ebene orientiert sind. Dunkle Punkte repräsentieren die Querschnitte von nadelförmigen Ausscheidungen, die in Blickrichtung orientiert sind, was auch Saito et al. [15] bei einer AlMgSi-Legierung mit vergleichbarer chemischer Zusammensetzung nachweisen konnten. Die jeweils vorliegende Ausscheidungsmorphologie, d.h. ihre Größe, Anzahl und Verteilung, ist von Faktoren wie dem Vorverformungsgrad, der chemischen Zusammensetzung, der Temperaturführung und Haltezeit der Warmaushärtung sowie von einer eventuell vorgeschalteten Kaltauslagerung abhängig [15, 16]. Ein über diesen Zeitpunkt hinausgehender Auslagerungsprozess führt zur Bildung einer stäbchenförmigen  $\beta'$ -Phase (Abbildung 2-9b), deren Magnesiumgehalt unterhalb des Werts der Gleichgewichtsphase liegt ( $Mg_{1,8}Si$ -Ausscheidung).

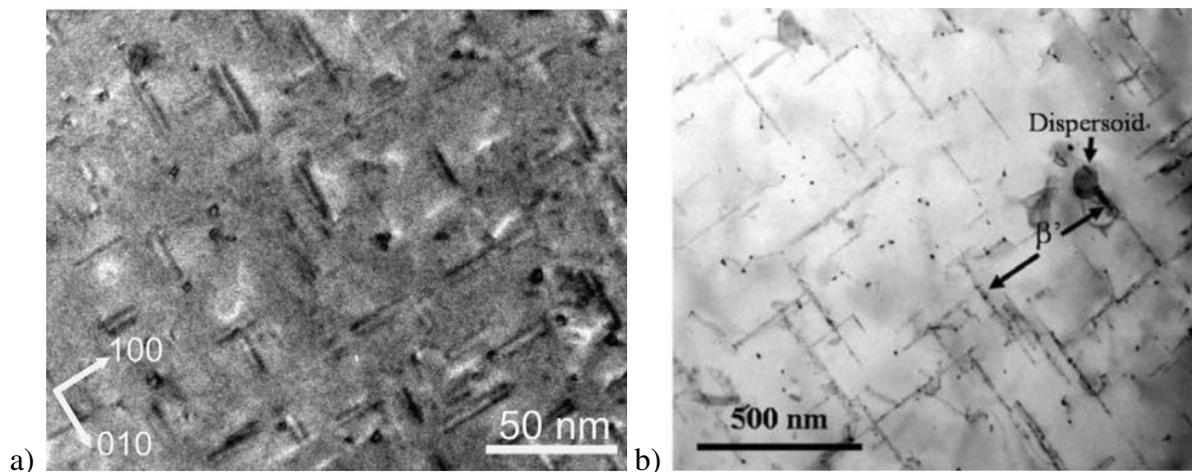


Abbildung 2-9: a) TEM-Aufnahme der fein verteilten, kohärenten, nadelförmigen  $\beta''$ -Phase der Legierung EN AW-6082 (AlMgSi1) im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand aus Cuniberti et al. [16] und b) metastabile, teilkohärente, stäbchenförmige  $\beta'$ -Phase im überalterten Zustand einer AlMgSi-Legierung (AA6005) aus Myhr et al. [17].

Auch die  $\beta'$ -Phase ist metastabil, liegt jedoch verglichen mit der  $\beta''$ -Phase teilkohärent vor. Mit der Bildung dieser Phase beginnt die Überalterung des Materials, die letztlich in der Bildung der stabile Gleichgewichtszustand in Form der inkohärenten, kubisch flächenzentrierten  $\beta$ -Phase mündet [4, 14]. Diese stäbchenförmigen  $Mg_2Si$ -Ausscheidungen haben nur noch eine

geringe festigkeitssteigernde Wirkung und können bis zu einer Größe von wenigen Mikrometern anwachsen. Zusammengefasst kann die Ausscheidungsfolge, bei der unmittelbar nach dem Abschrecken durchgeführten Warmaushärtung von AlMgSi-Legierungen wird nach Edwards et al. [11] und Marioara et al. [18] und auch nach Takeda et al. [19] wie folgt formuliert werden:

$\alpha_{\text{übers.}} \rightarrow \text{GP(I)-Zonen (nadelförmig)} \rightarrow \beta'' \text{ (nadelförmig)} \rightarrow \beta' \text{ (stäbchenförmig)} \rightarrow \beta \text{ (plattenförmig)}$

Die bei der direkten Warmauslagerung auftretenden Ausscheidungen, ihre chemische Zusammensetzung und Form sind in Tabelle 2-1 zusammengefasst.

Tabelle 2-1: Typische Ausscheidungen bei der Warmauslagerung von AlMgSi-Legierungen nach Andersen et al. [20].

Phase	Stöchiometrie	Form
GP(I)-Zone (pre- $\beta''$ -Phase)	$\text{AlMg}_4\text{Si}_6$	Nadelförmig
$\beta''$	$\text{Mg}_5\text{Si}_6$	Nadelförmig
$\beta'$	$\text{Mg}_{1,8}\text{Si}$	Stäbchenförmig
$\beta$ (Gleichgewichtsphase)	$\text{Mg}_2\text{Si}$	Plattenförmig

### 2.3 Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe

Bei zeitlich veränderter mechanischer oder thermischer Beanspruchung kann es zur Änderung der Werkstoffeigenschaften kommen. Führt dies letztlich zur Schädigung oder gar zum Versagen von Werkstoffen und Bauteilen, wird generell von Materialermüdung (englisch: Fatigue) gesprochen.

Das Phänomen der „Ermüdung“ ist schon seit dem 19. Jahrhundert bekannt und wurde im Fall einer rein wechselnden zyklischen Beanspruchung mit den Untersuchungen des deutschen Ingenieurs August Wöhler (\*1819 bis †1914) bei der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zum ersten Mal systematisch für umlaufbiegebeanspruchte Eisenbahnwagenachsen untersucht. Wöhler [21] fand heraus, dass die aus seiner Sicht dauerhaft ertragbare zyklische Spannungsamplitude deutlich unterhalb der bekannten statischen Festigkeit liegt. Das ihm zu Eh-

ren benannte Wöhlerdiagramm ist die klassische Ergebnisdarstellung von Schwingfestigkeitsversuchen und stellt den Zusammenhang zwischen aufgebrachtter Spannungsamplitude und erreichter Bruchlastspielzahl dar. Wie in Abbildung 2-10 dargestellt, wird die erreichte Lastspielzahl in den sogenannten Kurzzeitfestigkeitsbereich (englisch: Low Cycle Fatigue - LCF), den Zeitfestigkeitsbereich (englisch: High Cycle Fatigue - HCF) und den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen (Very High Cycle Fatigue - VHCF) ab  $N > 2 \cdot 10^6$  eingeteilt. Letzterer wird für den Kurventyp I mit der Dauerfestigkeit des Materials bezeichnet. Die ebenfalls dargestellten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für einzelne Bereiche verdeutlichen, dass im LCF- und HCF-Bereich die Ermüdung sowohl elastische wie plastische Dehnungsanteile beinhalten, im VHCF-Bereich dagegen global eine rein elastische Verformung in eine Probe bzw. Bauteil eingeleitet wird. Gemäß der in Abbildung 2-10 dargestellten klassischen Lehrmeinung wurde angenommen, dass Werkstoffe des Kurventyps I eine HCF-Dauerfestigkeit haben, Werkstoffe des Kurventyps II jedoch eine bis zu  $10^8$  Lastspielen stetig abfallende zyklische Festigkeit aufweisen.

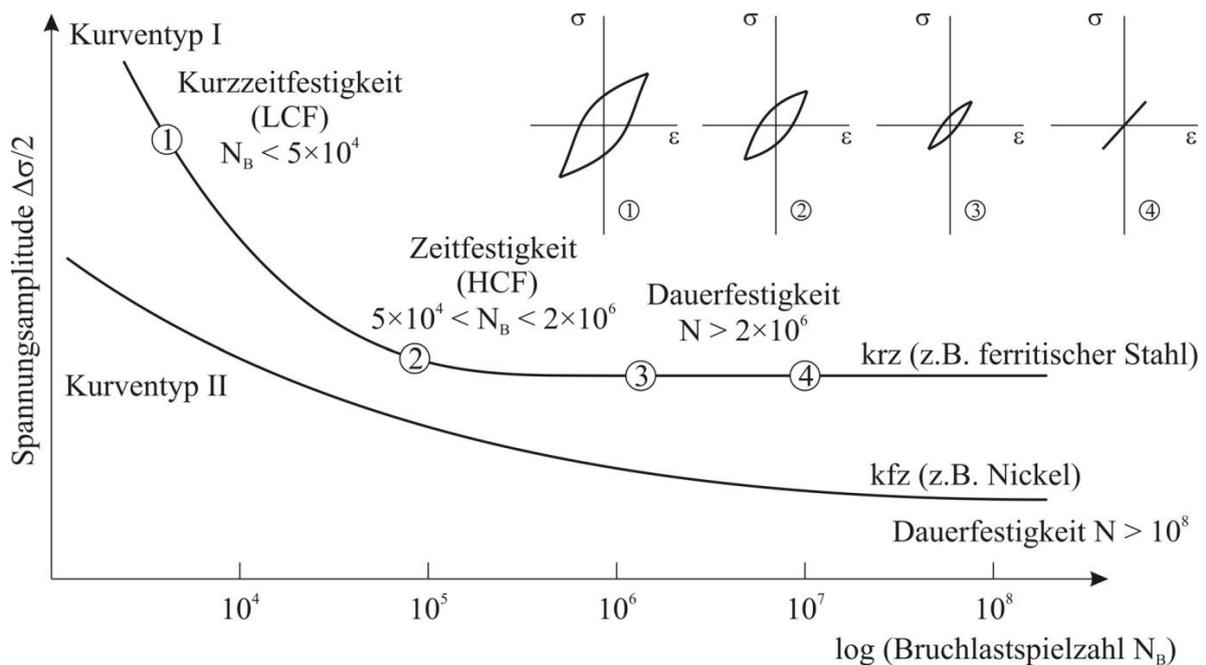


Abbildung 2-10: Klassische Aufteilung des Wöhlerdiagramms nach dem Lastspielzahlbereich der Kurven vom Typ I und II und dem Zusammenhang mit der jeweiligen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen modifiziert von Stöcker [22] nach Christ [23].

Wird die Historie der Ermüdungsforschung weiter verfolgt, so galt es in den weiteren Untersuchungen empirische Gesetzmäßigkeiten zwischen der Spannungsamplitude  $\Delta\sigma/2$  und der Bruchlastspielzahl  $N_B$  zu schaffen, wie es Basquin [24] formulierte. Manson [25] und Coffin

[26] legten unabhängig voneinander den Grundstein für einen ersten metallphysikalischen Ansatz zur Beschreibung der Lebensdauer auf Basis der plastischen Dehnungsamplitude  $\Delta\varepsilon_{pl}/2$  als Schädigungsparameter. Im VHCF-Bereich ist dieser Ansatz aufgrund der dort wirkenden global rein elastischen Dehnungen nicht mehr zielführend. Vielmehr ist die genaue Untersuchung der schädigungsrelevanten, sehr lokal ablaufenden Ermüdungsmechanismen und Vorgänge im Material und der Kerbeinflüsse erforderlich

Auch im LCF- und HCF-Bereich sind die aufgrund der Wechselverformung von Metallen entstehenden Mikrostrukturen für die Materialermüdung sehr wichtig. Darunter fallen beispielsweise Gleitbänder, die sich auch nach dem Abpolieren mit weiterer Zyklenzahl wieder ausbilden und nach Thompson et al. [27] als persistente Gleitbänder (PGB) bezeichnet werden. In diesen PGB finden sich kanalartig angeordnete stabile Versetzungs-Dipole mit angrenzenden, nahezu versetzungsfreien Kanälen. Gleitvorgänge bei der Belastung und unvollständige Rückgleitung bei der Entlastung sind dafür verantwortlich, dass sich dort, wo es aufgrund einer Akkumulation von Leerstellen zu einem Volumenzuwachs an der Oberfläche kommt, Extrusionen (Oberflächenerhebungen) und Intrusionen (Oberflächenvertiefungen) bilden. Mit fortschreitender zyklischer Beanspruchung prägen sich diese, in ihrer Gesamtheit auch Protrusionen genannten Oberflächenunebenheiten soweit aus, dass dort örtliche Spannungsüberhöhungen aufgrund der Kerbwirkung entstehen und zu Mikrorissen führen [28, 29]. Nach Richard und Sander [30] gehören diese anfängliche Rissentstehung und das folgende Mikrorisswachstum zur Rissbildung, das darauf folgende Makrorisswachstum wird als Rissfortschritt angesehen. Der Rest- oder auch Gewaltbruch führt zum letztendlichen Versagen des Werkstoffs oder Bauteils (Abbildung 2-11).

<b>Lebensdauer</b>			
Rissbildung		Rissfortschritt	
Rissentstehung	Mikrorisswachstum	Makrorisswachstum	Restbruch

Abbildung 2-11: Unterschiedliche Phasen der Lebensdauer eines Bauteils nach Richard und Sander [30].

Insbesondere im VHCF-Bereich hat die Phase der Rissbildung aufgrund der relativ niedrigen Spannungsamplituden einen großen Anteil an der Gesamtlebensdauer und dadurch wird sie

maßgeblich durch die mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen bis zur Ausbildung eines technischen Anrisses bestimmt.

### 2.3.1 Ermüdungsverhalten von Typ I- und Typ II-Werkstoffen im VHCF-Bereich

Zum besseren Verständnis und zur Einteilung der im VHCF-Bereich auftretenden Versagensmechanismen schlägt Mughrabi [31, 32] eine generelle Aufteilung in zwei Werkstoffgruppen vor, die mittlerweile etabliert ist und im Laufe der Jahre von Mughrabi weiterverfolgt und ergänzt wurde [33-36]. Demnach sind Werkstoffe vom Typ I reine, meist einphasige und kubisch flächenzentrierte Werkstoffe ohne innere Defekte, wohingegen sich Typ II-Werkstoffe durch Defekte, wie beispielsweise Einschlüsse oder Poren, und einer damit verbundenen Rissinitiierung im Werkstoffinneren bei sehr hohen Lastspielzahlen, unterscheiden. Entsprechend dieser Einteilung werden unterschiedliche Konzepte hinsichtlich des Kurvenverlaufs der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich unterschieden. Diese gehen einher mit dem vorliegenden Schädigungsmechanismus und dem korrespondierenden Rissinitiierungsort.

Für Typ I-Werkstoffe wurde am Beispiel von Kupfer, das in Abbildung 2-12 dargestellte Wöhlerdiagramm (Coffin-Manson-Diagramm) mit folgenden vier Bereichen vorgeschlagen:

- I. Übergang vom LCF- zum HCF-Bereich mit Amplituden oberhalb des Schwellenwerts für die Bildung von persistenten Gleitbändern (PGB) und einer stetig abfallenden und mit Hilfe des Coffin-Manson-Modells beschreibbaren Korrelation von plastischer Dehnungsamplitude und Lebensdauer,
- II. Bereich der HCF-Dauerfestigkeit unter der kein Materialversagen auftritt, sehr wohl aber die weitere Bildung von PGB mit In- und Extrusionen, allerdings ohne ausbreitungsfähige Mikrorisse stattfindet,
- III. Bereich in dem eine sehr lokale, nur in einzelnen Körnern auftretende Dehnungslokalisierung stattfindet, die zur Oberflächenaufrauung und zu sehr lokalem Materialversagen in einzelnen Körner führt und
- IV. dem letztlich erreichten Bereich eines Grenzwerts für irreversible Abgleichungsvorgänge auch im VHCF-Bereich und somit einer „echten“ VHCF-Dauerfestigkeit.

Für den Bereich III findet ein Probenversagen im Detail nach dem in Abbildung 2-13a-c dargestellten Modell statt. Ausgehend vom Grundzustand (Abbildung 2-13a) bildet sich aufgrund der Akkumulation weniger irreversibler Dehnungen eine Oberflächenaufrauung (Abbildung 2-13b). Die mit steigender Lastspielzahl zunehmende Aufrauung lassen die sehr lokal auftretenden Spannungserhöhungen im Laufe der Ermüdung wieder über den PGB-Schwellenwert ansteigen. Somit kommt es auch in Bereich III zum Materialversagen durch Mikrorisse aufgrund indirekter PGB-Bildung (Abbildung 2-13c). VHCF-Untersuchungen an Nickelbasis-Superlegierungen von Stöcker [22] und Zimmermann et al. [37] haben gezeigt, dass sich Gleitspuren (Mikro-PGB), die letztendlich zum Versagen geführt haben, an Oberflächenkörnern mit einer hierfür günstigen Orientierung mit hohem Schmidfaktor bilden. Dies konnten auch Höppel et al. [38, 39] für reines Aluminium nachweisen.

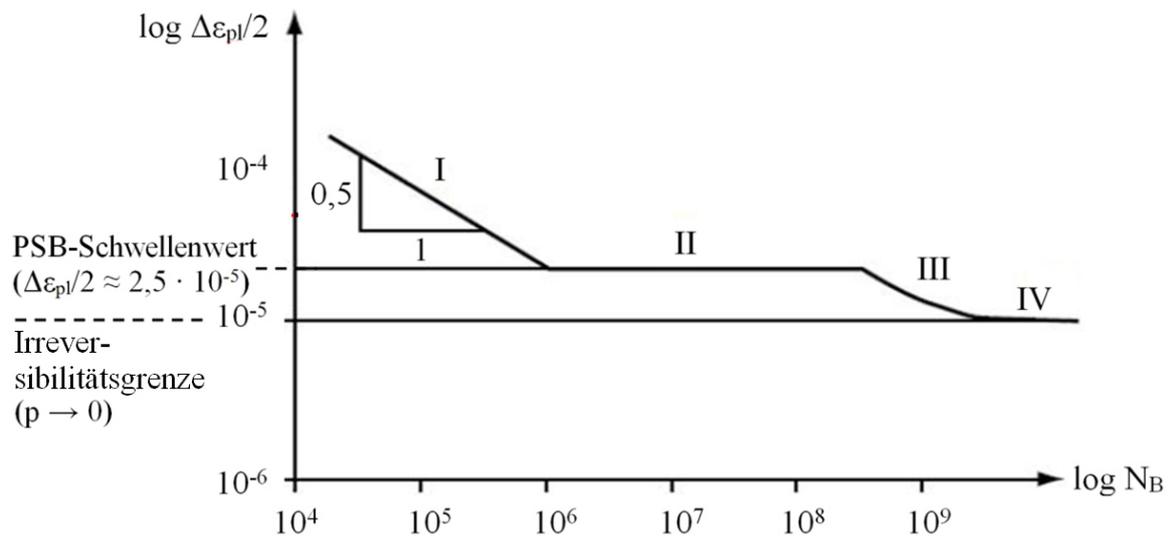


Abbildung 2-12: Schematisches Coffin-Manson-Diagramm für Typ I-Werkstoffe am Beispiel von Kupfer nach Mughrabi [35].

Bei dem in Abbildung 2-12 dargestellten horizontal verlaufenden vierten Bereich der Dehnungswöhlerlinie geht Mughrabi [33] von einem Irreversibilitäts-Grenzwert aus, ab dem keine irreversible Abgleitung und somit auch kein Materialversagen mehr auftreten kann.

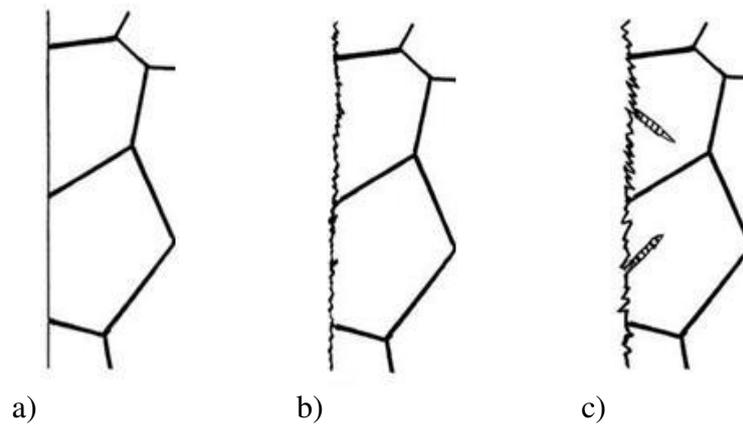


Abbildung 2-13: Modell des mit steigender Lastspielzahl einsetzenden VHCF-Materialversagen (Bereich III) ausgehend vom a) Anfangszustand, b) Frühstadium der Oberflächenaufrauung und c) stärkere Oberflächenaufrauung mit Bildung von Micro-PGB nach Mughrabi [35].

Im Fall von defektbehafteten Werkstoffen des Typs II schlägt Mughrabi [32] einen zweigeteilten Verlauf des Wöhler- bzw. Coffin-Manson-Diagramms mit insgesamt vier Bereichen vor, wie es Abbildung 2-14 entnommen werden kann. Bei der in Abbildung 2-14 dargestellten Unterteilung wird nach dem jeweiligen Ermüdungsbereich (LCF, HCF und VHCF) unterschieden und in einen Bereich, bei dem Probenversagen infolge Rissinitiierung an der Oberfläche und einen Bereich, bei dem die Rissbildung unterhalb der Oberfläche auftritt, unterteilt. Bereich I stellt den klassischen LCF-Bereich mit einer zum Versagen führenden Rissinitiierung an der Oberfläche dar. Ab einer Lastspielzahl von  $\approx 10^5$  fängt hier die HCF-Dauerfestigkeit (Bereich II) in Form einer horizontal verlaufenden Gerade an, die im VHCF-Bereich (im Diagramm wird hierfür UHCF = Ultra High Cycle Fatigue verwendet) in einen weiteren Abfall (Bereich III) mündet. Der wiederholte Abfall der zyklischen Festigkeit im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen ist gemäß Mughrabi [32] auf den Wechsel des Rissinitiierungsortes von der Oberfläche ins Werkstoffinnere zurückzuführen. Der größte Teil, der in diesem Zusammenhang durchgeführten Untersuchungen der letzten Jahre, bezieht sich auf hochfeste Stähle, die den vorgeschlagenen Verlauf bestätigen und bei denen nichtmetallische Einschlüsse im VHCF-Bereich zu innerem Versagen führen, wie es beispielsweise in Priestersbach et al. [40] und Wang et al. [41] beschrieben ist.

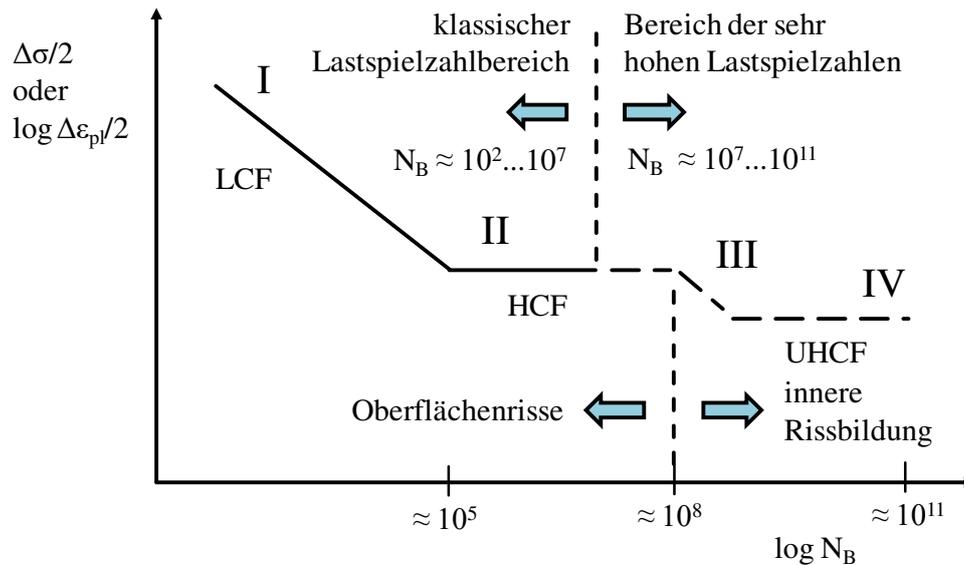


Abbildung 2-14: a) Schematisches Wöhlerdiagramm für Typ II-Werkstoffe nach Mughrabi [32, 35].

Häufig wird im Zusammenhang mit den Typ II-Werkstoffen auch der Begriff des „Fish-Eye“ für einen charakteristischen „fischaugenförmigen“ Bruchinitiierungsort wie beispielsweise nach Hong et al. [42] verwendet, in dessen Mittelpunkt der Einschluss und eine Optically Dark Area (ODA) oder auch Fine Granular Area (FGA) gemäß Murakami [43] auftritt. Zu diesem Phänomen und dessen Entstehung in hochfesten Stählen gibt es unterschiedliche Theorien; so unter anderem die von der Wechselwirkung zwischen zyklischer Beanspruchung und einer in diesem Bereich auftretenden Versprödung durch gelösten, diffusionsfähigen Wasserstoff im Metallgitter [43]. In einem Übersichtsartikel weist Zimmermann [37] jedoch darauf hin, dass die relativ „starre“ Einteilung in Typ I- und Typ II-Werkstoffe aktuell nicht mehr ausreicht, um die vielfältigen Schädigungsmechanismen aller Werkstoffklassen im VHCF-Bereich ausreichend genau klassifizieren zu können.

### 2.3.2 Ermüdungsverhalten von Schweißnähten bei sehr hohen Lastspielzahlen

Wie schon in der Einleitung der Arbeit erwähnt wurde, gibt es nur wenige Publikationen, die sich mit dem Ermüdungsverhalten von Schweißverbindungen bis in den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen befassen. Aus diesem Grund ist in der folgenden Übersicht der aktuell veröffentlichten Arbeiten keine Untersuchung mit geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung zu finden, sondern nur solche mit sanduhrförmigen Proben mit geringfügig auftragsgeschweißter oder komplett abgedrehter Schweißnaht, die aus unterschiedlichen Schweißnaht-

zonen heraus präpariert wurden, wie es ebenfalls in Cremer et al. [44] und Cremer et al. [45] beschrieben wurde.

Als umfassendste Untersuchungen sind in diesem Zusammenhang die Arbeiten von He et al. [46] zu nennen, die geschweißte Proben des niedriglegierten Stahls Q345 bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $1 \cdot 10^9$  untersucht haben. Dazu wurde ein Ultraschallermüdungsprüfsystem (20 kHz) verwendet und die Proben in der Art aus den geschweißten Platten herausgearbeitet, dass runde, sanduhrförmige Proben aus dem Grundwerkstoff, der Wärmeeinflusszone und der Schweißnahtmitte vorlagen. Die Versuche konnten einen stetigen Abfall der zyklischen Festigkeit bis in den VHCF-Bereich der WEZ und der Schweißnahtmitte im Vergleich zur fast horizontal verlaufenden Wöhlerlinien des Grundwerkstoffs nachweisen. Als Ursache für den Abfall in der Schweißnahtmitte werden prozessbedingte Defekte angeführt. Zwar wird auf einen Schädigungsindikator auf Basis der Resonanzfrequenz als äußerst vielversprechende Möglichkeit zur Bestimmung der Lebensdauer der speziell gefertigten Proben verwiesen, eine genaue Untersuchung und Beschreibung des Schädigungsmechanismus der WEZ im Vergleich zum Grundwerkstoff, der im Zusammenhang mit dem Abfall stehen könnte, erfolgte jedoch nicht. Die Detektierung des Abfalls der Resonanzfrequenz, die mit der Rissinitiierung der Probe gleichgesetzt wird, weist eine sehr lange Rissinitiierungsphase für Proben aus der WEZ nach. Für Proben aus der Schweißnahtmitte streuen diese Werte jedoch enorm. Gleiches konnte auch mittels thermographischer Messungen auf der Probenoberfläche nachgewiesen werden (He et al. [47]). Eine Erhöhung der zyklischen Festigkeit durch mittels Kugelstrahlen eingebrachter Druckeigenstressungen stelle He et al. [48] fest.

Neben diesen Untersuchungen haben Zhu et al. [49] geschweißte Proben aus einem niedriglegierten CrMoV-Stahl bei Raumtemperatur sowie bei 370 °C geprüft. Die Versuche wurden nicht hochfrequent, sondern bei niedrigeren Prüffrequenzen im Bereich von 100 bis 125 Hz bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $1 \cdot 10^8$  durchgeführt. Die grundlegenden Ergebnisse dieser Untersuchung bestehen in dem Nachweis, dass bei Raumtemperatur die Risse von der Oberfläche ausgehen, wohingegen bei einer höheren Temperaturen von 370 °C, die Rissinitiierung im Werkstoffinneren stattfindet. Weiterführende Untersuchungen in Kombination mit einer FEM-Simulation deuteten darauf hin, dass dieser Unterschied auf eine weichere Matrix bei höheren Temperaturen, eine Oxidation auf der Oberfläche und auf die sich mit der Temperatur ändernden und an der Oberfläche vorhandenen Eigenstressungen zurückzuführen ist.

Geschweißte und abgedrehte runde Proben aus dem hochfesten Stahl EH36 waren Gegenstand der Untersuchung von Zhao et al. [50]. Ein Versagen der geschweißten Proben konnte bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $1 \cdot 10^{10}$  experimentell nachgewiesen werden. Im Fokus der Untersuchung standen die prozessbedingten Defekte wie zum Beispiel Poren, die als Ursache für das Versagen der Proben bestimmt werden konnten. So konnte nachgewiesen werden, dass ein Zusammenhang zwischen der auf der Bruchfläche projizierten Fläche des Defekts (area) und der erreichten Lebensdauer besteht.

An dieser Stelle werden auch die ersten Untersuchungen von Ying et al. [51] genannt, die für den in Triebwerken verwendeten und in diesem Fall geschweißten Edelstahl 1Cr18Ni9Ti auch einen kontinuierlichen Abfall der zyklischen Festigkeit der Schweißnaht bis in den VHCF-Bereich feststellen konnten.

### 2.3.3 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich

Die Schwingfestigkeit von zyklisch hoch beanspruchten Bauteilen hängt von mehreren Einflussfaktoren ab. Dazu zählen beispielsweise Kerben, Belastungsart und -frequenz, Eigen- und Mittelspannungen sowie variable Betriebsbeanspruchungen und Umgebungseinflüsse wie Temperatur oder korrosive Medien. Zudem gibt es auch fertigungsbedingte Kerben, die anhand der Oberflächenrauigkeit gemessen werden, oder solche, die im Betrieb entstehen, wie zum Beispiel eine Oberflächenschädigung aufgrund von Korrosion und/oder mechanischem Abrieb.

Im Fall der Schweißnähte können Kerben meistens in unterschiedlicher Form vorliegen, wie z.B. der geometrischen Kerben in Form der Nahtüberhöhung, der strukturellen Kerbe als mikrostrukturelle Materialschwächung in der Wärmeeinflusszone (WEZ) und den prozessbedingten Defekten. Auf die grundsätzliche Frage, ob der Einfluss der geometrischen Kerbe für sehr hohe Lastspielzahlen zu-, abnimmt oder gleich bleibt liefert die Arbeit von Akiniwa et al. [52] eine erste Antwort. Bei dieser Arbeit wird das Ermüdungsverhalten von glatten und unterschiedlich stark gekerbten Proben aus dem Wälzlagerstahl SUJ untersucht. Es konnte festgestellt werden, dass die zyklische Festigkeit von glatten Proben sowohl im LCF- als auch im HCF- Bereich deutlich höher ist als die von gekerbten Proben und die der gekerbten Proben mit zunehmender Kerbschärfe immer weiter abnimmt. Allerdings verringert sich dieser Unterschied zwischen glatten und gekerbten Proben für sehr hohe Lastspielzahlen stetig, was einen abnehmenden Einfluss der geometrischen Kerbe verdeutlicht. Bei scharf gekerbten Pro-

ben zeigt sich ab der klassischen Lastspielzahlgrenze von  $2 \cdot 10^6$  ein horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie, dem sich die stetig abfallenden Wöhlerlinien der schwach gekerbten und glatten Proben immer weiter annähern. Akiniwa et al. [52] begründen dieses Verhalten damit, dass bei schwach gekerbten Proben der Einfluss von inneren Kerben in Form von Einschlüssen bei kleinen Spannungsamplituden gegenüber der Spannungserhöhung im Kerbgrund überwiegen kann. Die Folge ist ein Wechsel der Rissinitiierungsstelle ins Materialinnere. Auch Schwerdt [53] konnte im Falle des Vergütungsstahls 42CrMo4 einen im Verlauf schwindenden Einfluss der geometrischen Kerbe auf die Schwingfestigkeit im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen bestätigen, wie in der schematischen Darstellung in Abbildung 2-15 zusammengefasst dargestellt ist. Sie unterscheidet im Übergangsbereich vom HCF- zum VHCF-Bereich (Bereich II) zwischen der „Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche bei glatten Proben“ und der „Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren“ im VHCF-Bereich (Bereich III). Letztere nimmt bei weiter steigender Lastspielzahl stetig ab.

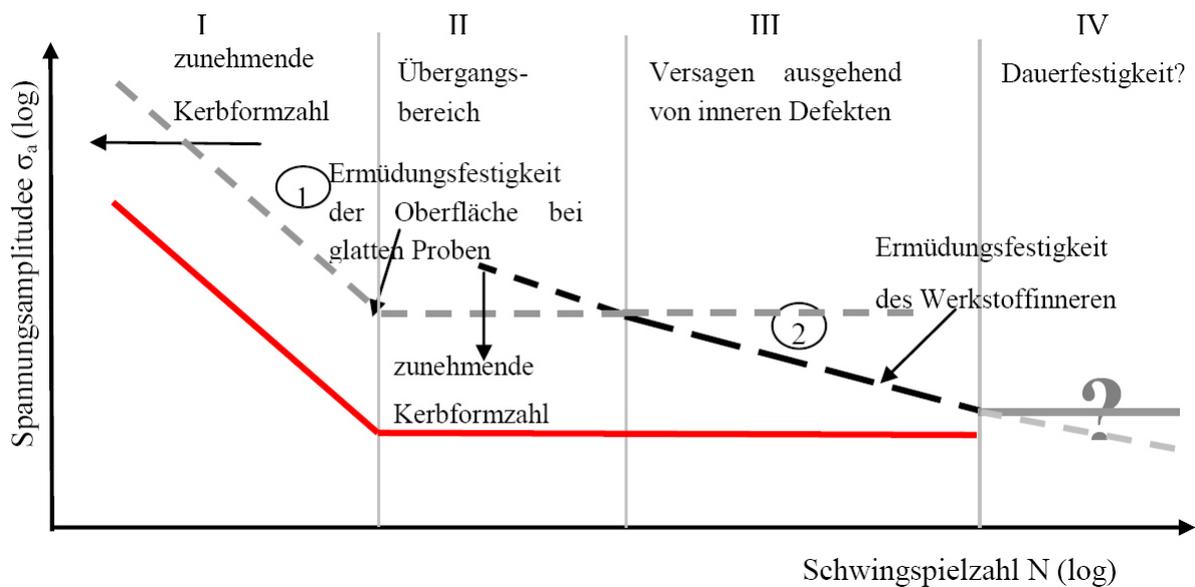


Abbildung 2-15: Schematische Darstellung des Einflusses von Kerben auf die Schwingfestigkeit bis in den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen nach Schwerdt [53].

Für den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen ist es demnach möglich, dass sich die Wöhlerlinien von glatten und gekerbten Proben treffen beziehungsweise schneiden. Ein weiterer Abfall der Ermüdungsfestigkeit von glatten Proben wird ab einer Lastspielzahl von ca.  $10^9$  (Bereich IV) jedoch nur vermutet.

Desweiteren ist gerade im Bereich der hochfrequenten Ultraschallermüdungsprüftechnik ( $\sim 20$  kHz) im Vergleich zu konventionellen Prüftechniken bis ca. 100 Hz ein je nach Material

eventuell vorhandener Einfluss der Prüffrequenz auf die Schwingfestigkeit fortwährend Gegenstand von Forschungsarbeiten. Je nach Material kann eine Dehnratenabhängigkeit der plastischen Verformung, die bevorzugt bei weichen, kubisch raumzentrierten Metallen vorkommen kann, eine Rolle spielen. Andererseits können Umgebungsbedingungen aufgrund korrosiver Medien, der Temperatur und damit eventuell verbundene Kriecheffekte für einen Frequenzeinfluss verantwortlich sein.

In diesem Sinne konnte zum Beispiel Mayer et al. [54] sowohl an der lösungsgeglühten Al-Legierung EN AW-2024 T351 bei Versuchen mit einem servohydraulischen Prüfsystem mit 10 Hz als auch bei der AA7075 mit 100 Hz nach Mayer et al. [55] im Vergleich zu Ultraschallermüdungsversuchen mit 20 kHz keinen signifikanten Einfluss der Frequenz auf die Schwingfestigkeit feststellen. Auch im Rahmen der Ermüdungsversuche von Stanzl-Tschegg und Mayer [56] an zwei Aluminiumknetlegierungen, der AA7075 und der partikelverstärkten AA6061, konnten für 100 Hz und 20 kHz bis zu einer Bruchlastspielzahl von  $7 \cdot 10^7$  keine Unterschiede in der Ermüdungsfestigkeit festgestellt werden. Neben den Aluminiumknetlegierungen wurden auch Aluminiumgusslegierungen untersucht. Für diese konnten sowohl Caton et al. [57] als auch Mayer et al. [58] für die 319-T7 vergleichbare Schwingfestigkeiten für 20 Hz sowie für 20 kHz ermitteln.

### 2.3.4 Grundlagen der Bruchmechanik

Da im Rahmen der vorliegenden Arbeit auch das Ermüdungsrisswachstum untersucht wird, werden nachfolgend einige Grundlagen zur linear-elastischen Bruchmechanik ausgeführt. Im Rahmen der klassischen linear-elastischen Bruchmechanik wird davon ausgegangen, dass Risse bei ihrer Ausbreitung nicht mehr von der sie umgebenden Mikrostruktur beeinflussbar sind. Das heißt, sie haben eine bestimmte Größe erreicht und werden entsprechend als „lange“ Risse bezeichnet. Hinsichtlich der Rissöffnungsarten wird in drei unterschiedliche Modi unterschiedenen, die in Abbildung 2-16 skizziert sind. Die schwarzen Pfeile geben die Belastungsrichtung an. Modus I beschreibt ein symmetrisches Abheben der Rissufer in Belastungsrichtung (y-Achse), wohingegen ein Verschieben der Rissufer in Rissrichtung als Modus II bezeichnet wird, welcher durch ebenen Schub entsteht. Werden die Rissufer hingegen aufgrund einer Relativbewegung in z-Richtung verschoben, beschreibt dies Modus III. In allen Fällen wird vorausgesetzt, dass die plastische Zone vor der Rissspitze als vernachlässigbar klein angesehen werden kann.

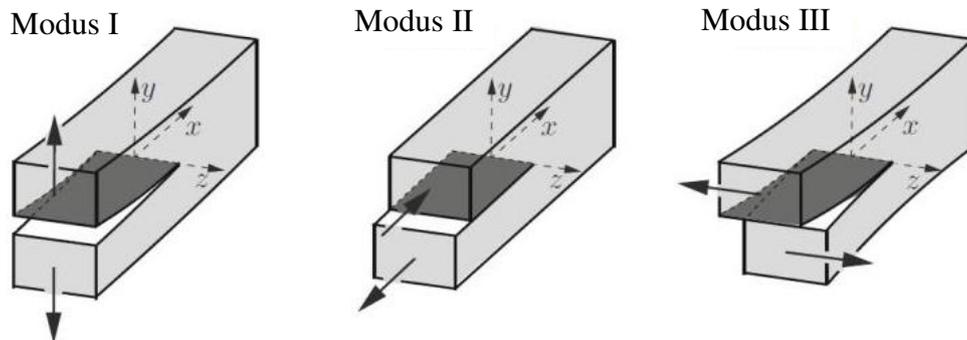


Abbildung 2-16: Elementare Rissöffnungsarten: Modus I mit symmetrischem Abheben der Rissufer, Modus II mit Abgleiten der Rissufer in Rissrichtung durch ebenen Schub und Modus III mit Abgleiten der Rissufer quer zur Rissrichtung aufgrund von nicht ebenem Schub aus Gross [59].

Die Beschreibung des elastischen Spannungsfelds in der Umgebung der Risspitze gibt der sogenannte Spannungsintensitätsfaktor (SIF) an, der für den Modus I mit folgender Gleichung definiert wird.

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (1)$$

Dabei ist  $\sigma$  die anliegende äußere Spannung,  $a$  je nach der Lage des Risses die halbe oder ganze Risslänge und  $Y$  ist ein Geometriefaktor, der die Geometrie des rissbehafteten Körpers und die des Risses berücksichtigt. Wird das Spannungsfeld eines Ermüdungsrisses unter zyklischer Belastung im Zugschwellbereich beschrieben (vgl. Abbildung 2-17a), kann die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ), der häufig auch als zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet wird, mit der Schwingbreite der Spannung ( $\Delta\sigma$ ) wie folgt bestimmt werden.

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

Nimmt in diesem Fall die Ermüdungsrisslänge zu, kann dies in einem klassischen Diagramm wie in Abbildung 2-17b dargestellt werden, bei dem die Rissausbreitungsrate ( $da/dN$ ) über der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ) aufgetragen wird.

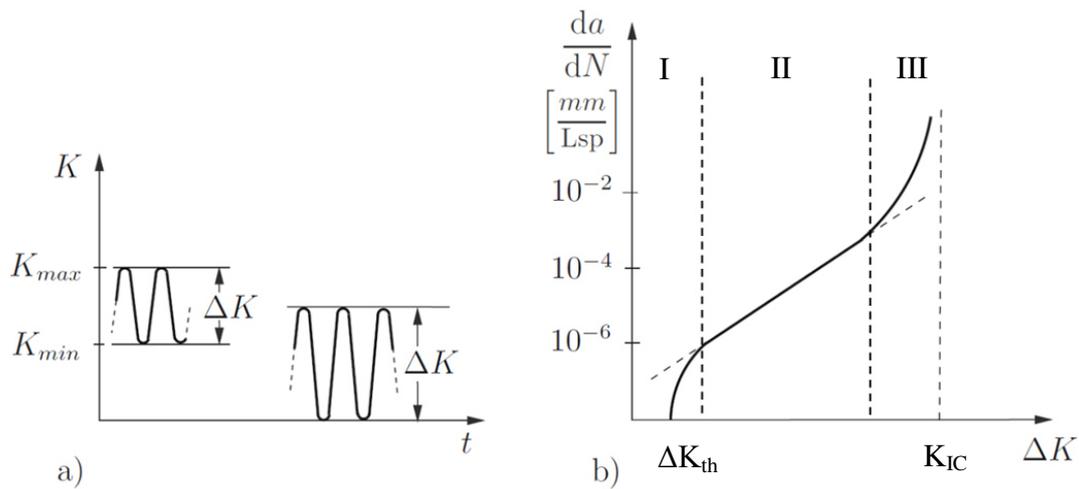


Abbildung 2-17: a) Auftragung des Spannungsintensitätsfaktors über der Zeit bei zyklischer Beanspruchung und b) klassische Darstellung der Rissausbreitungsrate über der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors (entnommen aus Gross [59] und modifiziert).

Der in Abbildung 2-17b dargestellte Kurvenverlauf kann in drei Bereiche unterteilt werden, welche die verschiedenen Stadien des Risses beschreiben. Stadium I ist gekennzeichnet durch den Schwellenwert für lange Risse ( $\Delta K_{th}$ ), unterhalb dessen keine Rissausbreitung mehr beobachtet werden kann. Festgelegt wird dies meist durch eine bestimmte Ausbreitungsrate, ab derer der Riss als „stehend“, d.h. als nicht mehr ausbreitungsfähig definiert wird. Der Bereich II stellt bei doppelt logarithmischer Auftragung eine Gerade dar, die laut [60] mit folgender empirisch bestimmter Gesetzmäßigkeit beschrieben werden kann, dem sogenannten Paris-Gesetz.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (3)$$

Die Konstanten  $C$  und  $m$  hängen in erster Linie vom Werkstoff, aber auch von Umgebungseinflüssen wie der Temperatur und dem Umgebungsmedium ab. Mit Hilfe dieses Gesetzes, welches das stabile Risswachstum beschreibt, kann die Lebensdauer eines rissbehafteten Bauteils bis zum Erreichen des dritten Bereichs (Stadium III) berechnet werden. Dies ermöglicht das Festlegen von sinnvollen Wartungsintervallen zur Kontrolle und einen rechtzeitigen Austausch des Bauteils. Mit dem Erreichen eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors endet dieses stabile, kontrollierbare Risswachstum und mündet schließlich in einer kritischen Ausbreitung des Risses, was oft auch als Gewaltbruch bezeichnet wird und das Ende des Bauteils definiert.

## 2.4 Berechnung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen

Die Bemessung der Schwingfestigkeit von Aluminium-Schweißverbindungen ist in vielen Richtlinien und Normen festgehalten wie beispielsweise in denen des International Institute of Welding [61] oder dem Forschungskuratorium Maschinenbau [2], die unterschiedliche globale und auch lokale Konzepte beinhalten.

Zu den grundlegenden und wegen seiner einfachen Anwendung häufig verwendeten Konzepten, welche die globale Beanspruchungssituation beschreiben, zählt das Nennspannungskonzept. Dessen Berechnungsablauf basiert auf einer statistisch abgesicherten Nennspannung-Wöhlerlinie, welche die ertragbare Beanspruchung widerspiegelt und im einfachen Fall der Beanspruchung im kritischen Nennquerschnitt des Bauteils gegenübergestellt wird. In der Regel führt dies zu einer konservativen Abschätzung der Lebensdauer und ist für komplexe Bauteilgeometrien mit unterschiedlichen Kerbgeometrien aufgrund von örtlichen Spannungserhöhungen, die nicht berücksichtigt werden, daher gemäß Sonsino [62] nicht mehr ohne Einschränkungen anwendbar. Die an dieser Stelle anknüpfenden lokalen Konzepte beruhen hingegen auf der im Bereich von Kerben vorliegenden Beanspruchungssituation. Je nachdem, ob an diesen Kerben aufgrund der Spannungsüberhöhung von einem global elastischen oder elastisch-plastischen Materialverhalten ausgegangen werden kann, wird das Kerbspannungs- oder Kerbdehnungskonzept verwendet. Werden neben der Dauerfestigkeit auch die Kurzzeit- und Zeitfestigkeit in die Auslegung eingeschlossen, das heißt, werden auch höhere Spannungsamplituden verwendet, bei denen der plastische Dehnungsanteil im Kerbgrund dominiert, wird das Kerbdehnungskonzept verwendet. Der Grundgedanke dieses Konzepts beruht darauf, dass das Ermüdungsverhalten des Werkstoffzustands im Kerbgrund bekannt ist und auf dieser Basis das Bauteil auslegt werden kann. Grundsätzlich kann daher die Lebensdauer ausgehend von der gemessenen oder beispielsweise mittels FEM berechneten Beanspruchung an der kritischen Stelle des Bauteils mit jener der ungekerbten Probe, die einen gegenüber dem Kerbgrund vergleichbaren Werkstoffzustand hat, unter einachsiger Beanspruchung ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramm und der Dehnungs-Wöhlerlinie gleichgesetzt werden. Im Detail des Konzepts wird hierfür eine statistisch abgesicherte Anzahl an Versuchen vorausgesetzt und weitere Sicherheitsfaktoren für unterschiedliche Faktoren wie beispielsweise der Eigenspannungszustand, Mehrachsigen-, Mittelspannungs- und Größeneinfluss berücksichtigt. Auch die durch lokales Fließen im elastisch-plastischen Kerbgrund speziellen Gegebenheiten in Form der abgebauten örtlichen Spannungen finden bei diesem Konzept durch die Makrostützwirkung des Materials nach Neuber [63] Beachtung. Im Detail

bedeutet dies ein Überschreiten der Fließgrenze, das die Kerbspannung unterproportional und die Kerbdehnung überproportional ansteigen lässt. Diesen Zusammenhang gibt die Neuber-Hyperbel an [63]. Aufgrund der benötigten umfangreichen Eingangsdaten, die sich hauptsächlich auf die örtliche Geometrie, Oberflächenbeschaffenheit, den lokalen Werkstoffzustand und sein Verhalten unter zyklischer Beanspruchung beziehen, wird dieses Konzept in der Praxis weniger verwendet. Eine detaillierte Beschreibung gängiger und teilweise aufeinander aufbauender Kerbdehnungskonzepte, die auch als Kerbgrundkonzepte bezeichnet werden, kann in [64-70] gefunden werden.

#### 2.4.1 Kerbspannungskonzept mit einheitlichem fiktivem Ersatzradius

Ein in der Praxis und in Regelwerken mittlerweile weit verbreitetes Konzept, das vor allem zur Auslegung von Schweißnähten Anwendung findet, ist das Kerbspannungskonzept mit einheitlichem fiktivem Ersatzradius  $r_f = 1$  mm. Anfang der 1990er Jahre konnten Olivier et al. ([71] und [72]) seine Anwendbarkeit zunächst für Schweißverbindungen aus Stahl nachweisen. Die späteren Untersuchungen von Morgenstern ([73] beziehungsweise [74]) konnten dies auch für Aluminium-Schweißverbindungen zeigen, wobei dies nur bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $1 \cdot 10^7$  experimentell erfolgte. Eine darüberhinausgehende Gültigkeit für den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen wird auf Basis dieser Versuche nur angenommen. Das Konzept basiert auf der von Neuber [63] definierten und von Radaj [65] für Schweißnähte erweiterten Idee der Mikrostützwirkung und ist detailliert in Radaj und Sonsino [75] beschrieben. Nach Neuber [63] bestimmt demnach nicht die Kerbhöchstspannung sondern die über ein kleines Werkstoffvolumen am Ort der höchsten Beanspruchung gemittelte Kerbspannung die Risseinleitung. Die maßgebliche Größe dieses kleinen Werkstoffvolumens ist die Ersatzstrukturlänge  $\rho^*$ , die gemäß Neuber [63] eine werkstoff- und festigkeitsabhängige Größe ist. Demzufolge wird zur Berechnung der Höhe der mittleren Kerbspannung im Gegensatz zur linear-elastischen Maximalspannung nicht der reale Kerbradius  $\rho_r$  verwendet, sondern ein fiktiv vergrößerter Kerbradius  $\rho_f$ .

$$\rho_f = \rho_r + \rho^* \cdot s \quad (4)$$

Die dimensionslose Konstante  $s$  berücksichtigt dabei die Belastungsart (Zug, Biegung, Schub, Torsion), die Probenform (Flach- und Rundproben) und die anzuwendende Festigkeitshypothese (Tresca, von Mises). Die zur Berechnung des fiktiven Ersatzradius  $\rho_f$  benötigte Ersatz-

Strukturlänge  $\rho^*$  wird experimentell an scharf gekerbten Proben mit dem Ansatz von Radaj [65] ermittelt:

$$\rho^* = \frac{\rho_r}{s} \left[ \left( \frac{K_t}{K_f} \right)^2 - 1 \right] \quad (5)$$

Der Werkstoff und der Werkstoffzustand dieser scharf gekerbten Proben müssen denen des Kerbgrunds der Schweißnähte entsprechen. Dabei wird der reale Kerbradius  $\rho_r$  der scharf gekerbten Proben, die zuvor beschriebene Konstante  $s$ , die Kerbformzahl  $K_t$  und die aus den Experimenten ermittelbare Kerbwirkungszahl  $K_f$  zur Berechnung von  $\rho^*$  eingesetzt. Einige nach dem Ansatz von Neuber ermittelte Werte von  $\rho^*$  für die Legierung EN AW-6082 und EN AW-5083 können in Morgenstern [73] gefunden werden. Mithilfe des fiktiven Ersatzradius  $\rho_f$ , dem realen an den Schweißnaht gemessenen Kerbradius  $\rho_r$  und dem Kerbfaktor  $K_t$  kann im Fall der Schweißnähte die jeweilige Kerbwirkungszahl  $K_f$  berechnet werden, die das Verhältnis von bei gleicher Lastspielzahl ertragener Spannungsamplitude bei zyklischer Beanspruchung des glatten Probenstabs im Vergleich zur kerbbehafteten Schweißnaht definiert.

$$K_f = K_t \cdot \sqrt{\frac{\rho_r}{\rho_f}} \quad (6)$$

Folglich kann nach Neuber [63] bei bekannter Ersatzstrukturlänge, die wie zuvor beschrieben für jeden Werkstoff ermittelt werden muss, der Einfluss des örtlichen Werkstoffverhaltens im Kerbgrund auf die Schwingfestigkeit berechnet werden. Die Tatsache, dass die Ersatzstrukturlänge aufwändig für jede Anwendung ermittelt werden muss, hat die Frage nach der Anwendbarkeit eines fiktiven einheitlichen Wertes nahe gelegt, der für viele Anwendungen Gültigkeit besitzt. Morgenstern [73] konnte diesen Ansatz mit Schwingfestigkeitsversuchen an verschiedenen Schweißverbindungen im Bereich von 5 bis 25 mm und für die zwei Legierungen EN AW-5083 und EN AW-6082 in der Art anwenden, dass er die mittels FEM für verschiedene fiktive Ersatzradien berechneten ermüdungswirksamen einachsigen Kerbspannungen zusammen mit den real erreichten Lastspielzahlen der Versuche dieser unterschiedlichen Blechdicken, Schweißnahtgeometrien und Werkstoffen gegenübergestellt hat. Bei einem Ersatzradius von  $r_f = 1$  mm konnte bei diesem Vergleich die geringste Streuung aller Ergebnisse im Kerbspannungs-Wöhlerdiagramm beobachtet werden. Das Endergebnis dieser Untersuchungen stellen die Masterwöhlerlinien in Abbildung 2-18 für verschiedene Spannungsverhältnisse ( $R = -1, 0$  und  $0,5$ ) dar, die mit einem Abknickpunkt bei  $N_B = 2 \cdot 10^6$  und einem danach hypo-

thetisch angenommenen Verlauf als Empfehlung für die IIW-Richtlinie [61] veröffentlicht wurde. Der Anwender ist somit in der Lage, den Einheitsradius von 1 mm in sein FE-Modell als einheitlichen Kerbradius aller Schweißnähte zu modellieren, die lokalen Höchstkerbspannungen zu berechnen und der jeweiligen Master-Wöhlerlinie zur zyklischen Bemessung der Schweißnaht gegenüberzustellen. Das aus dieser „Worst-Case“-Betrachtung resultierende Konzept ist somit eine starke Generalisierung der zuvor genannten (Kerb-)Einflüsse auf die zyklische Festigkeit der geschweißten Verbindung, um eine möglichst einfach anwendbare und effiziente Methode zu erhalten, die der Anwender im täglichen Gebrauch verwenden kann und die zudem mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 97,7 % für eine große Bandbreite von Anwendungen eine konservative Lebensdauerabschätzung erlaubt. Dem Ziel einer ganzheitlichen Betrachtung aller Kerbfaktoren, die beispielweise zu optimiertem Gewicht oder Funktion der zyklisch belasteten geschweißten Struktur führen kann, wird dieses Konzept folglich nicht gerecht.

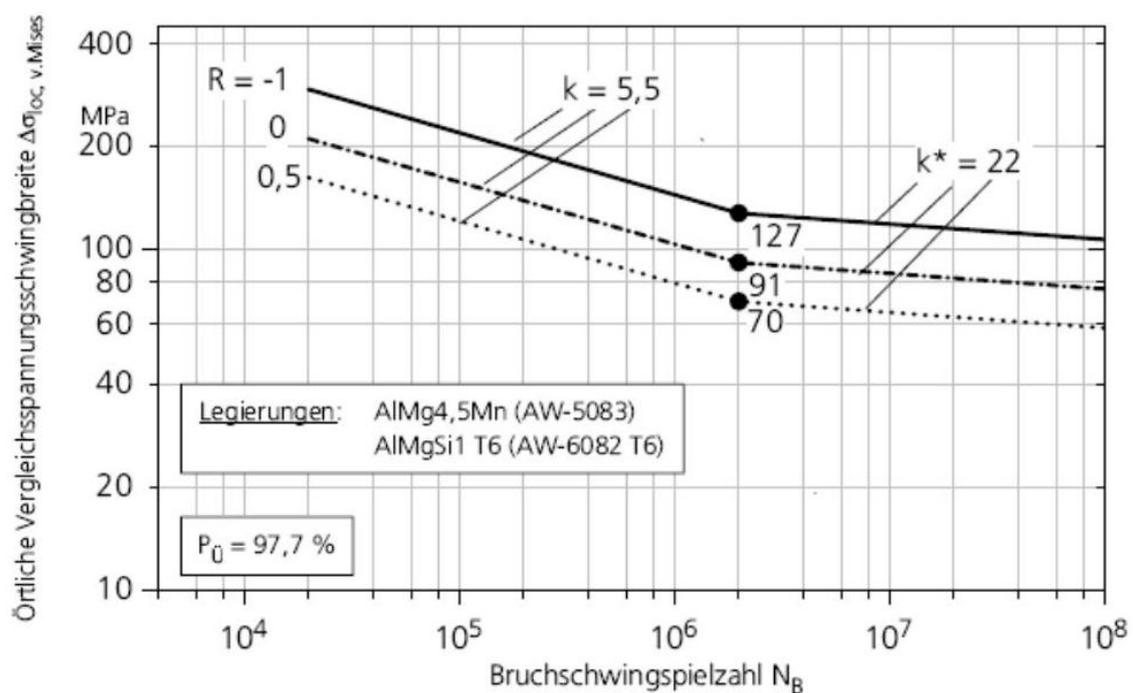


Abbildung 2-18: Master-Wöhlerlinie mit örtlicher Vergleichsschwingbreite für den einheitlichen fiktiven Ersatzradius  $r_f = 1$  mm aus Morgenstern [73].

Fraglich ist auch, ob die getroffene Verallgemeinerung aller Kerbeinflüsse in Form der angegebenen Master-Wöhlerlinie für den VHCF-Bereich dieselbe Gültigkeit besitzt, wie für den LCF- und HCF-Bereich. Dies wäre zum Beispiel nicht der Fall, wenn die einzelnen Kerbeinflüsse mit steigender Lastspielzahl größer werden und dementsprechend nicht mehr im Streuband der Master-Wöhlerlinie liegen, was es zu überprüfen gilt.

### 3 Werkstoffe, Probenherstellung und experimentelle Methoden

Im Folgenden werden die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Werkstoffe bezüglich ihrer Mikrostruktur und ihrer mechanischen Eigenschaften charakterisiert. Zu Beginn des Kapitels wird zuerst das jeweilige Ausgangsmaterial für die folgenden Schweißversuche, als auch für die spätere Herstellung wärmebehandelter repräsentativer Ermüdungsproben beschrieben. Danach wird auf die Herstellung der geschweißten und wärmebehandelten repräsentativen Proben und deren Eigenschaften nach dem jeweiligen Fertigungsprozess eingegangen und anhand der Härte gezeigt, dass diese wie beabsichtigt vergleichbare Eigenschaften besitzen. An dieser Stelle wäre es im Fall der ausscheidungshärtbaren Legierung EN AW-6082 jedoch noch zwingend notwendig, auch die Mikrostruktur und insbesondere die Ausscheidungsmorphologie der für die Härte und Festigkeit entscheidenden Sekundärausscheidungen der geschweißten mit denen der repräsentativen Proben zu überprüfen. Da diese Untersuchungen unter anderem mit dem Transmissionselektronenmikroskop jedoch sehr umfangreich waren, werden die Ergebnisse dieser Untersuchung aus Übersichtgründen im folgenden Kapitel 4 separat beschrieben. Im weiteren Verlauf dieses Kapitels werden die verwendeten experimentellen Methoden wie beispielsweise die verschiedenen Mikroskope, das Ultraschallermüdungsprüfsystem sowie die Entwicklung der hierfür erforderlichen speziellen gekerbten und geschweißten Ermüdungsproben mittels Finite-Elemente-Methode.

#### 3.1 Grundwerkstoffe

Für die in dieser Arbeit untersuchten geschweißten Proben wurde die naturharte Aluminiumlegierung EN AW-5083 (AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,7</sub>) im geringfügig kaltverfestigten Zustand H111 (Weichglühen mit fertigungsbedingtem Recken und Richten) und die ausscheidungshärtbare Legierung EN AW-6082 (AlMgSi<sub>1</sub>) im maximal ausscheidungsgehärteten und leicht gereckten Zustand T651 als Bleche mit einer Stärke von 6 mm verwendet. Der Schweißzusatzdraht S Al 5183 (AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,7</sub>) mit einem Durchmesser von 1,5 mm ist für das Fügen beider Grundwerkstoffe geeignet. Zusätzlich wärmebehandelte nicht geschweißte Werkstoffproben aus EN AW-5083 H111 und EN AW-6082 T651 wurden aus 20 mm dicken Tafeln gefertigt. Nähere Details zur Herstellung der beiden Probenarten und zur anschließenden Wärmebehandlung der Werkstoffproben werden in den folgenden Kapiteln beschrieben. Die chemischen Zusammensetzungen aller Aluminiumlegierungen als Bleche in den jeweiligen Materialstärken und die des Schweißzusatzdrahts sind in Tabelle 3-1, die mechanischen Eigenschaf-

ten in Tabelle 3-2 aufgeführt. Die Elementgehalte wurden mit der Funkenemissions-Spektralanalyse bestimmt. Sie liegen innerhalb der Vorgaben der DIN EN 573-3. Die Festigkeiten und Bruchdehnungen wurden mittels Zugversuch bestimmt und die mittleren Härte-  
werte aus jeweils 10 Mikrohärtemessungen nach dem Vickers-Verfahren ermittelt.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Aluminiumlegierungen als 6 und 20 mm dickes Tafelmaterial sowie dem Schweißzusatzdraht mit einem Durchmesser von 3 mm in Massen-%.

Material \ Element	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Cr	Ti
EN AW-5083 H111 (6 mm)	4,710	0,580	0,260	0,350	0,050	0,050	0,100	0,030
EN AW-6082 T651 (6 mm)	1,030	0,560	1,050	0,200	0,030	0,080	0,017	0,015
S Al 5183 (Ø=1,5 mm)	4,800	0,660	0,050	0,170	0,010	0,010	0,070	0,080
EN AW-5083 H111 (20 mm)	4,790	0,630	0,140	0,220	0,050	0,030	0,080	0,020
EN AW-6082 T651 (20 mm)	1,030	0,670	1,030	0,380	0,010	0,070	0,026	0,014

Tabelle 3-2: Mechanische und mikrostrukturelle Kennwerte der verwendeten Aluminiumlegierungen als 6 und 20 mm dickes Tafelmaterial und des Schweißzusatzdrahts mit einem Durchmesser von 3 mm und mittels Bildanalysesystem bestimmte gemittelte Korngrößen ( $d_{\text{mittel}}$ ).

Material \ Kennwert	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$A_5$ [%]	Härte HV1	$D_{\text{mittel}}$ [µm]
EN AW-5083 H111 (6 mm)	301	160	23	85±4	19
EN AW-6082 T651 (6 mm)	325	297	17	115±3	34
S Al 5183 (Ø=1,5 mm)	295	150	18	-	-
EN AW-5083 H111 (20 mm)	311	164	25	85±4	31
EN AW-6082 T651 (20 mm)	315	274	14	115±3	42

Wie die Abbildung 3-1a-d zeigen, sind die Körner der Gefüge der verwendeten Aluminiumlegierungen für alle Blechdicken und Anlieferungszustände in Walzrichtung (WR) leicht gestreckt.

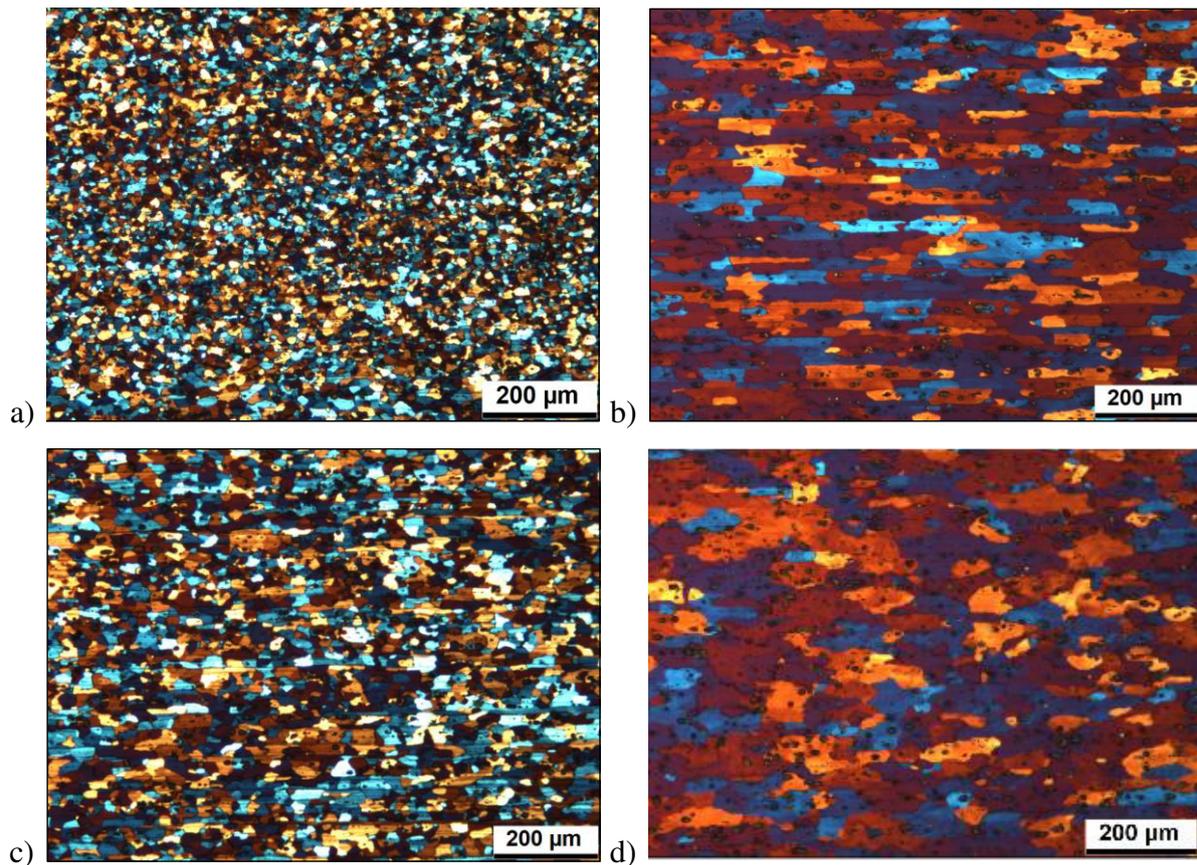


Abbildung 3-1: Mikroskopisches Gefüge (Farbätzung nach Barker und pol. Licht) im Längsschliff der Aluminiumlegierung a) EN AW-5083 H111 (6 mm), b) EN AW-6082 T651 (6 mm), c) EN AW-5083 H111 (20 mm) und d) des EN AW-6082 T651 (20 mm).

Für EN AW-5083 H111 in 6 mm Stärke konnte mit dem Bildanalysesystem Pixel Ferber auf Basis des Schnellverfahrens nach Dederichs und Kostron [76] eine gemittelte Korngröße von 19 μm ermittelt werden. Für EN AW-6082 T651 in gleicher Dicke wurde eine gemittelte Korngröße von 34 μm bestimmt. Bleche aus EN AW-5083 H111 und EN AW-6082 T651 mit einer Dicke von 20 mm weisen im Vergleich zu den 6 mm dicken Blechen eine geringfügig höhere gemittelte Korngröße von 31 μm und 42 μm auf. Auf die Bestimmung der Korngröße des Zusatzdrahtes im Anlieferungszustand wurde an dieser Stelle verzichtet, weil dies für die weitere Untersuchung nicht relevant ist, allerdings wird im weiteren Verlauf der Arbeit die Korngröße für das dendritische Gussgefüge der Schweißnaht bestimmt. Primärausscheidungen, deren Ausbildung und Erscheinungsform durch den Herstellungsprozess stark beeinflusst werden, lagern sich zeilenförmig in Walzrichtung an, wie es beispielhaft für EN AW-6082 in Abbildung 3-2a zu sehen ist. Prinzipiell kommen in EN AW-6082 und in EN AW-5083 zwei Arten von primär ausgeschiedenen Phasen vor. Dies sind zum einen Ausscheidungen aus Magnesium und Silizium ( $Mg_2Si$ ), die in den Abbildung 3-2a-b dunkel erscheinen sowie zum

anderen Ausscheidungen bestehend aus Silizium, Mangan und Eisen  $\text{Al(Fe,Mn)Si}$ , die aufgrund ihrer im Vergleich zu den  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Ausscheidungen geringeren Dichte in der elektronenmikroskopischen Aufnahme hell dargestellt sind. Die Größe beider Ausscheidungstypen reicht von wenigen Mikrometern bis zu ca. 20  $\mu\text{m}$ .

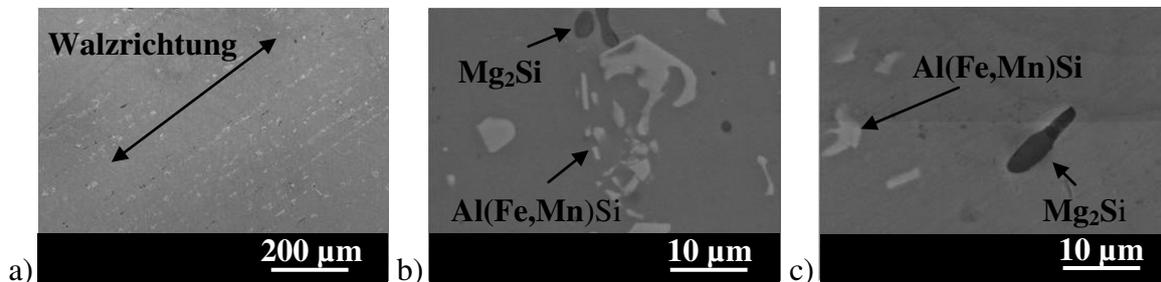


Abbildung 3-2: Zeilenförmige Anordnung der Primärausscheidungen in Walzrichtung von a) EN AW-6082 T651 im Längsschliff und b) im Querschliff sowie von c) EN AW-5083 H111 im Querschliff für.

### 3.2 Herstellung der geschweißten Proben

Für die Herstellung der geschweißten Proben wurden das MIG-Schweißgerät WEGA 401 der Firma EWM Group bestehend aus einer Stromquelle, der Steuerung und dem Drahtvorschubgerät mit Schlauchpaket, ein Brenner der Firma DINSE sowie ein mittels Linearmotor arbeitender Schweißstisch (Abbildung 3-3a) verwendet. Diese Kombination ermöglicht eine stufenlose Einstellung des Brennerwinkels und gewährleistet einen konstanten Vorschub des Brenners im gesamten gasgeschützten Metall-Lichtbogenschweißprozess, sodass reproduzierbare Nahtqualitäten erzeugt werden konnten. Zusätzlich wurden die beiden Bleche symmetrisch zueinander eingespannt und bezüglich des in der Mitte laufenden Schweißbrenners sowie der mittig unterlegten Keramikbadstütze ausgerichtet, wie es in Abbildung 3-3b dargestellt ist. Die Walzrichtung der zu fügenden 6 mm dicken Bleche lag immer senkrecht zur Schweißnaht. Als Grundwerkstoffe wurden die naturharte EN AW-5083 im Zustand H111 in Kombination mit der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 im Zustand T651 verwendet. Die Badstütze, oder auch Badsicherung genannt, verhindert das „Durchfallen“ der Schmelze während des Schweißens der Wurzellage.

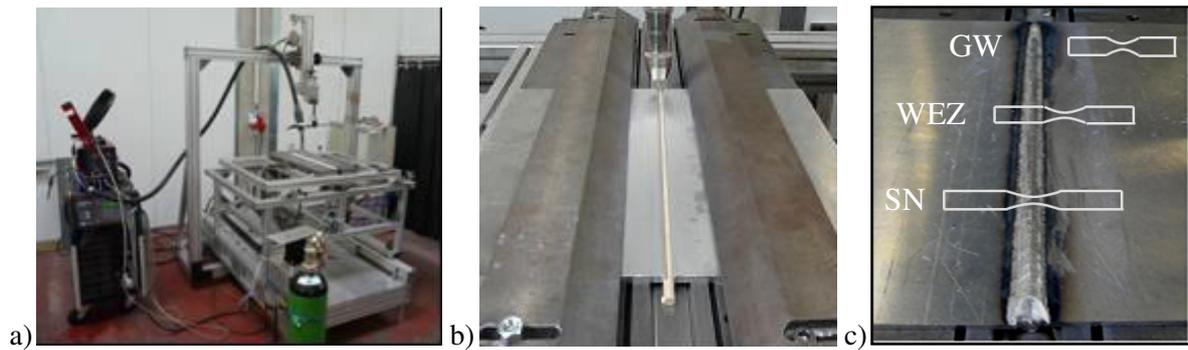
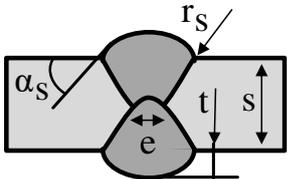


Abbildung 3-3: a) Schweißquelle (links) und Schweißbrenner (rechts), b) eingespannte Bleche des Grundwerkstoffs mit Keramikbadstütze und betriebsbereiter Schweißbrenner und c) beidseitig geschweißtes Blech mit Angabe der Probenentnahmepositionen im Grundwerkstoff (GW), in der Wärmeinflusszone (WEZ) und in der Mitte der Schweißnaht (SN).

Die Decklage wurde nach dem Wenden der durch die erste Lage verbundenen Platten und einem erneuten Einspannen und Ausrichten mit den gleichen Fertigungsparametern aufgetragen. Eine gleichmäßige Nahtschuppung, eine gute Eindringtiefe und somit eine symmetrische Nahtausformung konnte, bei einer stechenden Brennerstellung von  $15^\circ$ , einer Länge der hervorstehenden Zusatzdrahtspitze (Stick-Out) von 10 mm, einem Tischvorschub von 0,5 m/min und einem Drahtvorschub von 9 m/min erreicht werden. Die auf diese Weise entstandene Nahtgeometrie wurde an insgesamt 15 Querschliffen mit dem Stereomikroskop M3B der Firma Leica und der zugehörigen Bildanalysesoftware vermessen. Die gemessenen minimalen, maximalen und gemittelten Werte für eine repräsentative Nahtgeometrie können Tabelle 3-3 entnommen werden.

Tabelle 3-3: Geometrie der hergestellten Doppel-V-Schweißnähte.

	Radius ( $r_s$ ) [mm]	Nahthöhe (t) [mm]	Spaltmaß (e) [mm]	Dicke (s) [mm]	Anstiegswinkel ( $\alpha_s$ ) [°]
minimal	0,42	1,08	3,78	6,00	34
maximal	1,02	1,21	3,83	6,00	40
Mittelwert	0,59	1,13	3,81	6,00	36

Für die spätere Separierung der Kerbeffekte, insbesondere des Effekts der geometrischen Kerbe, ist es wichtig, den Kerbfaktor ( $K_t$ ) der zu untersuchenden Schweißnaht zu bestimmen. Dazu wird folgender Ansatz nach Yung und Lawrence [77] verwendet,

$$K_t = 1 + 0,27 \cdot \tan(\alpha_s)^{0,25} \cdot \left(\frac{s}{r_s}\right)^{0,5} \quad (7)$$

bei dem der zuvor bestimmte Nahtanstiegswinkel ( $\alpha_s$ ), die Blechdicke ( $s$ ) und der Übergangsradius ( $r_s$ ) eingesetzt werden. Die auf diese Weise mit den zuvor bestimmten Geometriedaten der Schweißnähte berechneten minimalen und maximalen Kerbfaktoren, sowie der gemittelte Kerbfaktor von 1,8 können Tabelle 3-4 entnommen werden.

Tabelle 3-4: Anhand der gemessenen Schweißnahtgeometrie berechneter Kerbfaktor  $K_t$ .

Kerbfaktor $K_t$	minimal	maximal	Mittelwert
	1,52	1,99	1,80

Aus den auf diese Weise geschweißten Platten wurden anschließend Ultraschallermüdungsproben (Flachproben) senkrecht zur Schweißnaht in der Art entnommen, dass Ihre kritischen Prüfquerschnitte entweder im jeweiligen Grundwerkstoff (GW), der Wärmeeinflusszone (WEZ) oder in der Mitte der Schweißnaht (SN) lagen, wie es die weißen Markierungen in Abbildung 3-3c verdeutlichen. Auf die genaue Geometrie der Proben wird im späteren Verlauf der Arbeit noch eingegangen. Durch eine Veränderung der Durchflussmenge des Schutzgases in Form von reinem Argon von 12 auf 9 l/min, bei ansonsten gleichen Schweißparametern, konnte die Qualität der Schweißnaht in Bezug auf Poren und Bindefehler variiert werden. Abbildung 3-4a-c zeigt beispielhaft Schlibfbilder einer Schweißnaht, die mit 12 l/min geschweißt wurde und eine verhältnismäßig gute Nahtqualität aufweist. Im weiteren Verlauf der Arbeit wird diese Nahtgüteklasse mit Variante A bezeichnet. Schwarze Pfeile markieren vereinzelte Poren mit einer Größe von unter 0,01 mm. Bindefehler konnten bei diesen Proben nicht festgestellt werden.

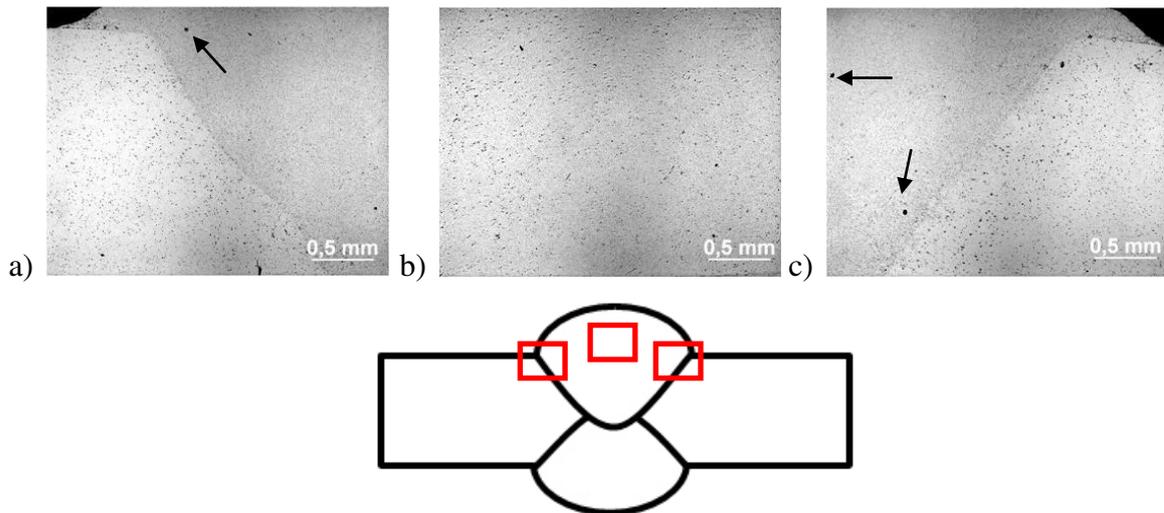


Abbildung 3-4: Lichtmikroskopische Aufnahme von Querschliffen der a) linken Seite, b) Mitte und c) rechten Seite einer Mischverbindung von EN AW-5083 und EN AW-6082 mit einer Schutzgasdurchflussrate von 12 l/min und guter Nahtqualität (rote Rahmen markieren den Aufnahmeort am Querschliff der Naht).

Die drastische Veränderung der Nahtqualität in Variante B aufgrund der geringeren Wirkung des Schutzgases bei einer Durchflussrate von 9 l/min wird anhand der Abbildung 3-5a-c deutlich. Proben aus dieser Charge weisen Poren in der Größe von wenigen Mikrometern bis mehreren Millimetern auf. Die im Querschliff in Abbildung 3-5b mit einem Pfeil markierte Position zeigt einen im Nahtübergangsbereich in Blechmitte aufgetretenen Bindefehler. In Tabelle 3-5 sind die in Variante A und B vorliegenden Defektgrößen sowie die nach DIN EN ISO 10042 bestimmte Porosität und Nahtgüteklasse gegenübergestellt. Dabei wurde für die Bestimmung der maximalen Fehlergröße das Nennmaß der Dicke der hier untersuchten Stumpfnähte (Doppel-V-Naht) von  $s = 6$  mm berücksichtigt. Zur Bestimmung der Porosität der Schweißnähte wurden die Querschnittsflächen der Schweißnähte anhand von Querschliffen mit Beispielen aus dem Anhang A der DIN EN ISO 10042 verglichen. Die sich aufgrund der Größe, Anzahl und Art der Defekte für Variante A ergebende Nahtgüteklasse „Gruppe B“ ist eine qualitativ hochwertige und für höchstbeanspruchte Bereiche einsetzbare Schweißnaht. Schweißnähte der „Gruppe D“, in die Variante B einzuordnen ist, werden nur als Schweißnähte für Bereiche mit moderaten Belastungen zugelassen.

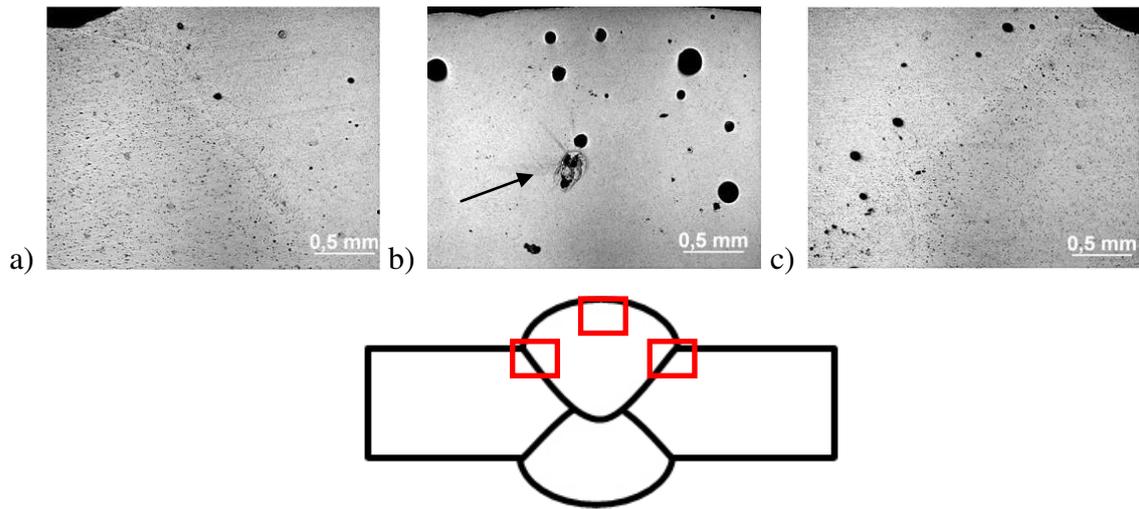


Abbildung 3-5: Lichtmikroskopische Aufnahme von Querschliffen der a) linken Seite, b) Mitte und c) der rechten Seite einer Mischverbindung aus EN AW-5083 und EN AW-6082 mit einer Schutzgasdurchflussrate von 9 l/min und einer verhältnismäßig schlechten Nahtqualität (rote Rahmen markieren den Aufnahmeort am Querschliff der Naht).

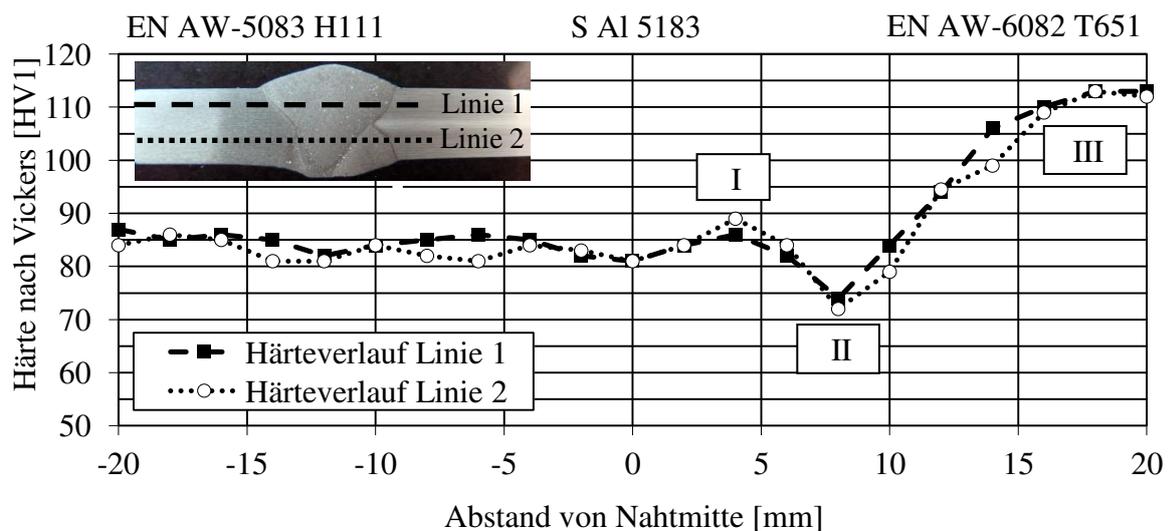
Zusätzlich zu den prozessbedingten Schweißnahtdefekten wie Poren und Bindefehler bewirkt die in den Grundwerkstoff eingebrachte Wärme des Schweißprozesses eine Veränderung der Mikrostruktur. Insbesondere im Fall der verwendeten ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-6082 kann dies anhand der Materialhärte im Bereich der Wärmeinflusszone (WEZ) beobachtet werden.

Tabelle 3-5: Fehlerart und -größe der Bewertungsgruppen B und D nach DIN EN ISO 10042 für innere Unregelmäßigkeiten sowie der Schweißnähte der Variante A und B.

Variante/ Klasse	Nahtgüteklasse Gruppe B (DIN EN ISO 10042)	Nahtgüteklasse Gruppe D (DIN EN ISO 10042)	Variante A	Variante B
Fehlerart				
Risse	nicht zulässig	nicht zulässig	keine	keine
Porosität [%]	$\leq 1$	$\leq 6$	0,5	4
maximale Porengröße [mm]	$\leq 1,2$	$\leq 2,4$	0,2	1
maximaler Bindefehler [mm]	nicht zulässig	$\leq 1,8$	keine	0,5

Der in Abbildung 3-6 dargestellte Mikrohärteverlauf nach Vickers, der auf der Schliffoberfläche und somit quer zur Naht aufgenommen wurde, zeigt dies für die zwei verwendeten

Grundwerkstoffe. Für die naturharte EN AW-5083 im Bereich des Grundwerkstoffs als auch in der WEZ kann ein konstanter Härteverlauf von 85 HV1 festgestellt werden, der sich auch in der Mitte der Schweißnaht bestehend aus dem dendritischen Gussgefüge des S Al 5183 fortsetzt. Im Gegensatz dazu weist der ausscheidungsgehärtete EN AW-6082, der im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand mit einer Ausgangshärte von durchschnittlich 110 HV1 (Position III) verschweißt wurde, einen deutlichen Abfall der Härtewerte auf. Dies kann zu Beginn der WEZ der EN AW-6082 an Position I mit einem Wert von 85 HV1 bis hin zum maximalen Abfall auf 75 HV1 (Position II) in der Mitte der WEZ gesehen werden. Diese Härteabfall stellt eine stark ausgeprägte strukturelle Kerbe der Schweißnahtverbindung dar und deutet auf den ersten Blick nach auf eine starke Überalterung des zuvor maximal ausscheidungsgehärteten Zustandes hin, was allerdings im weiteren Verlauf der Arbeit mit der Charakterisierung der Art, Größe und Verteilung der festigkeitssteigernden Sekundärausscheidungen bewiesen werden muss.



- |  |  |  |
|--|--|--|
| I – Schmelzlinie / Beginn der WEZ des EN AW-6082 (~85 HV1) | II – Maximaler Härteabfall in WEZ des EN AW-6082 (~75 HV1) | III – Ende der WEZ des EN AW-6082 (~110 HV1) |
|--|--|--|

Abbildung 3-6: Härteverlauf nach Vickers im Querschliff einer Doppel-V-Naht aus der naturharten EN AW-5083 und der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082.

Die mechanischen Eigenschaften in Tabelle 3-6 wurden mittels Zugversuchen an geschweißten Proben ermittelt, wobei der Bruch der Proben innerhalb der Schweißnaht, d.h. im Schweißzusatzwerkstoffs beobachtet werden konnte. Die Härte wurde mittels Mikrohärtprüfung bestimmt und die Korngröße anhand der folgenden Querschliffe mit dem Bildanalyse-

system Pixel Ferber auf Basis des Schnellverfahrens nach Dederichs und Kostron [76] bestimmt.

Tabelle 3-6: Mechanische Kennwerte und Korngröße der Schweißnahtmitte (S Al 5183) in der Nahtqualität der Bewertungsgruppe B der DIN EN ISO 10042.

Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	A50 [MPa]	Vickershärte [HV1]	mittl. Korngröße [ $\mu\text{m}$ ]
215	133	12	85 $\pm$ 5	64

In Abbildung 3-7a lässt sich zuerst das typische dendritische Gussgefüge in der Schweißnahtmitte aus dem wiedererstarteten Schweißzusatz S Al 5183 erkennen, welches homogen ausgebildet vorliegt.

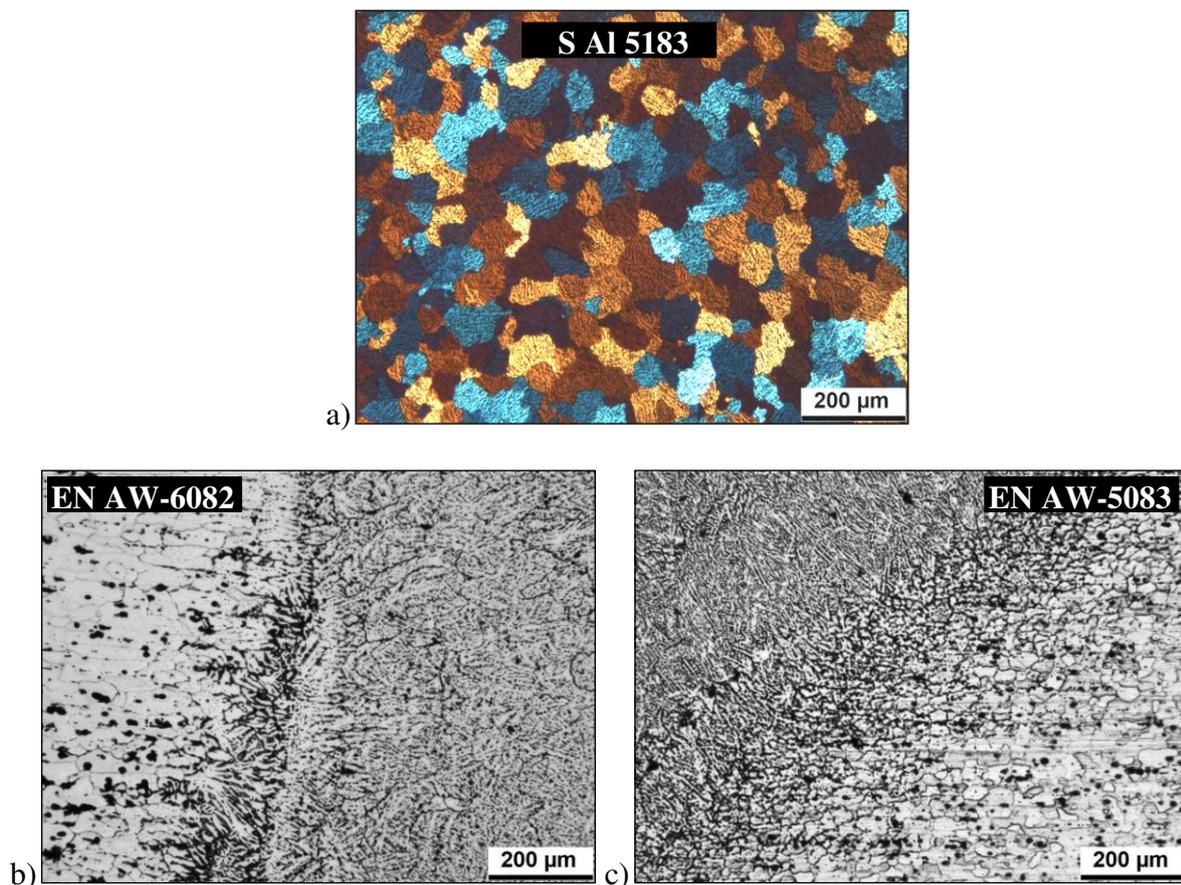


Abbildung 3-7: Mikroskopische Aufnahme anodisiert nach Barker im polarisierten Licht von a) der dendritischen Gussstruktur in Schweißnahtmitte und im Hellfeld aufgenommenen Übergangsbereich an der Schmelzlinie von a) EN AW-6082 zu S Al 5183 und c) von S Al 5183 zu EN AW-5083.

Die darunterliegenden Abbildung 3-7b-c zeigen die Übergangsbereiche vom jeweiligen Grundwerkstoff in den Bereich der Schweißnahtmitte, sodass die jeweilige Schmelzlinie deutlich zu erkennen ist. Schweißnahtdefekte wie beispielsweise Poren, Risse oder Bindefehler konnten an dieser Stelle nicht erkannt werden.

### 3.2.1 Herstellung der repräsentativen Materialproben

Im Rahmen der anfangs beschriebenen Separation der Kerbeffekte werden auch nichtgeschweißte Proben aus den beiden Grundwerkstoffen verwendet, welche die mechanischen, geometrischen aber auch mikrostrukturellen Eigenschaften der einzelnen Schweißnahtzonen widerspiegeln sollen. Diese repräsentativen, wärmebehandelten Proben dienen in erster Linie dazu, alle anderen Effekte auf das Ermüdungsverhalten wie zum Beispiel unterschiedliche chemische Zusammensetzungen, Oberflächenkerben oder ungleiche Geometrien (aufgrund von prozessbedingter Fertigungsschwankung) auszuschließen, sodass der Einfluss der Wärmebehandlung und die daraus resultierende Mikrostrukturunterschiede und die Ermüdungsmechanismen der Grundwerkstoffe bei sehr hohen Lastspielzahlen unabhängig von den übrigen Einflussfaktoren untersucht werden können. Aus 20 mm dicken Platten des EN AW-6082 und des EN AW-5083 werden für die spätere Herstellung der Sanduhrförmigen Ultraschallermüdungsproben Rohlinge für die Wärmebehandlung entnommen. Die Entnahme erfolgt ausschließlich in Walzrichtung, sodass genau wie bei den geschweißten Proben die Walztextur in Längsrichtung der Probe liegt. Anschließend erfolgt eine Wärmebehandlung, welche die Grundlage für Härteverlaufskurven darstellt. Anhand dieser Härteverlaufskurven (vgl. Abbildung 3-6) wurden jeweils Zustände ausgewählt, bei denen zu erwarten ist, dass sich hier Ausscheidungsmorphologien eingestellt haben, die mit denen der jeweiligen Schweißnahtzonen vergleichbar sind. Eine Übersicht der Schweißnahtzonen und der jeweiligen Wärmebehandlungszustände der Proben zeigt Tabelle 3-7. Besonders zu beachten ist, dass vor dem Schweißprozess der EN AW-6082 als Grundwerkstoff im Zustand T651 mit einer Härte von 110 HV1 vorlag und somit maximal ausscheidungsgehärtet war. Es ist also davon auszugehen, dass der festgestellte Härteabfall in der WEZ auf einen Wert von 75 HV1 nach dem Schweißprozess die Folge einer sehr starken Überalterung des Materials ist. Um die gewünschten Härtewerte von 110, 85 sowie 75 HV1 und die überalterte Mikrostruktur des EN AW-6082 in der Grundwerkstoffprobe zu erzeugen, wurden folgende in Tabelle 3-8 dargestellte Wärmebehandlungsschritte durchgeführt, die die aufgeführten Temperaturen und Haltezeiten beinhalteten.

Tabelle 3-7: Übersicht der Schweißnahtzonen Grundwerkstoff (GW) und Wärmeeinflusszone (WEZ) und der jeweiligen hierfür repräsentativen Werkstoffzustände der glatten und gekerbten wärmebehandelten Proben.

Übersicht der Schweißnahtzonen mit dem jeweils repräsentativen Zustand					
Schweißnahtzone	GW EN AW-6082	WEZ EN AW-6082		GW EN AW-5083	WEZ EN AW-5083
repräsentativer Zustand	EN AW-6082 (110 HV1)	EN AW-6082 (85 HV1)	EN AW-6082 (75 HV1)	EN AW-5083 mit 85 HV1	
Materialzustand	max. ausscheidungs- gehärtet	überaltert	stark überaltert	Naturhart	

Die nachfolgende Weiterverarbeitung der rechteckigen wärmebehandelten Rohlinge diente entweder der Herstellung glatter oder umlaufgekerbter sanduhrförmiger Ermüdungsproben (vgl. Abbildung 3-11a-b). In beiden Fällen erfolgte eine abschließende Bearbeitung der Probenoberfläche. Zunächst wurde bis zu einer Körnung von 1200  $\mu\text{m}$  mechanisch und bis zu 3  $\mu\text{m}$  mittels Diamantsuspension poliert.

Tabelle 3-8: Wärmebehandlung der repräsentativen, glatten und gekerbten sanduhrförmigen Proben.

Material und Härte nach Vickers	EN AW-6082			EN AW-5083
	75 HV1	85 HV1	110 HV1	85 HV1
Weich- bzw. Lösungsglühen	540 °C / 60 min	340°C / 120 min	540 °C / 60 min	340°C / 120 min
Ausscheidungshärten	200 °C / 60 min	200 °C / 60 min	200 °C / 60 min	-
Überaltern	360 °C / 11 min	360 °C / 7 min	-	-

Das anschließende elektrolytische Polieren erfolgte mit einem Gemisch aus 75 ml Methanol und 225 ml Salpetersäure bei -23 °C und einer angelegten Spannung von 10 V für 6 min.

### 3.3 Experimentelle Methoden

#### 3.3.1 Mikrostruktur und Oberflächencharakterisierung

##### 3.3.1.1 Lichtmikroskop

Für die lichtmikroskopische Charakterisierung der Mikrostruktur der verwendeten Aluminiumlegierungen wurde das Auflichtmikroskop der Firma ZEISS Axioskop 2 verwendet. Um hierbei die Gefügedetails wie zum Beispiel Größe und Anordnung der Körner sichtbar zu machen, muss im Vorfeld eine für Aluminium typische Baker-Ätzung des Querschliffs durchgeführt werden. Zu diesem Zweck wurden die Proben nach dem Einbetten mit der Schleif- und Poliermaschine SAPHIR 520 der Firma ATM mechanisch bis zu einer Körnung von 2500 geschliffen sowie mit Diamantsuspension bis zu einer Korngröße von 1 µm poliert. Anschließend erfolgte der elektrolytische Ätzvorgang des polierten Querschliffs mit der Ätz- und Poliereinrichtung der Firma Struers vom Typ LectroPol-5 mit folgenden in Tabelle 3-9 aufgelisteten Parametern.

Tabelle 3-9: Verwendete Parameter zur Baker-Ätzung von Querschliffen aus Aluminium.

Blendengröße	Temperatur	Elektrolyt	Spannung	Flussrate	Polierzeit
0,5 cm <sup>2</sup>	20 °C	35 %ige Tetrafluorborsäure	16 V	12 l/min	20 sec

##### 3.3.1.2 Laser-Scanning-Mikroskop

Das 3D-Laser-Scanning-Mikroskop LEXT OLS 4000 der Firma Olympus wurde dazu benutzt, die Oberfläche im Bereich der Rissstelle sowie die Bruchfläche der ermüdeten Proben zu untersuchen. Das Laser-Scanning-Mikroskop (LSM) besteht zum einen aus einem herkömmlichen Lichtmikroskop (LM), das zur Positionierung der Probe und zum Sammeln erster Erkenntnisse über die betrachtete Oberfläche benutzt werden kann. Die Probe kann dabei auf einem verfahrbaren Tisch in alle Raumrichtungen bewegt werden. In Z-Richtung (Tiefenrichtung) ist dies sogar im Bereich von µm möglich. Zum anderen ist ein Laser verbaut, der im Gegensatz zum LM nicht das ganze Objektiv ausleuchtet, sondern nur einzelne Punkte. Damit ist ein sukzessives Abtasten und Abbilden der Probenoberfläche möglich. Dabei wird der fokussierte Laserstrahl zeilenweise über das Messobjekt geführt und die Intensität des reflektierten Lichts von jedem abgetasteten Punkt im Detektor gemessen. Bei allen optischen

Mikroskopen werden auch Bereiche der Oberfläche beleuchtet, die nicht ganz im Fokus des Lichtstrahls liegen und zum Teil mit reflektiert, wodurch sich immer eine gewisse Unschärfe des Bildes ergibt. Um diesen Effekt zu minimieren, besitzt das konfokale LSM eine zusätzliche Linse und eine Blende mit dessen Hilfe nur das Licht zum Detektor durchgelassen wird, welches sich zuvor im Fokus des Objektivs befunden hat. Bei sehr kleinen Blendenzeiten werden somit nur Intensitäten von Punkten gemessen, die sich in der Fokusebene des Objektivs befinden. Für 3D-Aufnahmen werden diese Punkte in vielen übereinanderliegenden Schichten zu einem Bild zusammengesetzt.

### 3.3.1.3 Rasterelektronenmikroskop

Die Bruchflächenuntersuchungen an den versagten Ermüdungsproben wurden mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) XL 30 der Firma Phillips durchgeführt. Für die gezielte Untersuchung einzelner Bereiche der Bruchfläche wurde zusätzlich ein ultrahochauflösendes Focused Ion Beam System (FIB) der Firma FEI vom Typ Helios Nanolab 600 benutzt. Mit diesem speziellen Elektronenmikroskop kann verglichen zum REM zum einen eine höhere Vergrößerung mit besserer Auflösung erzielt werden, zum anderen ist es mit dem Ionenstrahl möglich, gezielte Schnitte senkrecht zur Bruchfläche zu setzen, um auf diese Weise Lamellen zu entnehmen und somit eine Tiefeninformation dieser Bereiche zu erhalten. Die Vorbereitung der Ermüdungsproben bestand in beiden Fällen aus einer sorgsamten Reinigung im Ultraschallbad in Aceton.

### 3.3.1.4 Transmissionselektronenmikroskop

Die Ausscheidungszustände der Schweißnahtzonen und der wärmebehandelten Proben wurden mit einem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) H-8100 der Marke Hitachi charakterisiert. Die benötigten Proben wurden in Form von 600 µm dicken Scheiben senkrecht zur Ermüdungsprobenlängsachse mit einer Low-Speed-Säge entnommen und anschließend bis auf eine Dicke von 120 µm abgeschliffen, wobei von beiden Seiten gleich viel Material abgetragen wurde. Des Weiteren wurden aus diesen sehr dünnen Proben kreisrunde Blättchen mit einem Durchmesser von 3 mm gestanzt und anschließend mit einem Struers Tenupol-3 Dünngerät elektrolytisch mit den in Tabelle 3-10 aufgeführten Einstellparametern bis zur Lochbildung gedünnt. Diese Perforation wurde mittels Infrarotlicht und einem IF-Sensor detektiert und diente als Abschaltkriterium des Poliervorgangs. Die Zeit als Einstellparameter wird jedoch unendlich lang in den Geräteeinstellungen gewählt. Als Elektrolyt wurde eine 35%ige Tetrafluorborsäure verwendet.

Tabelle 3-10: Einstellparameter für das elektrochemische Dünngerät zur Herstellung von TEM-Proben.

Temperatur [°C]	Spannung [V]	Flowrate [l/min]	Zeit [sec.]	Empfindlichkeit des Photosensors
-23	15,5	3	$\infty$	max.

Zusätzlich wurden von Frau Dr. Schwerdt am Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt weitere TEM-Untersuchungen durchgeführt, von denen im späteren Teil der vorliegenden Arbeit Detailaufnahmen und EDX-Analysen der Sekundärausscheidungen dargestellt werden.

### 3.3.2 Durchstrahlungsprüfung von Schweißnähten

Die Durchstrahlungsprüfung der geschweißten Proben nach DIN EN ISO 17636-1, die beim Zentrallabor Siegerland durchgeführt wurde, dient dazu, die prozessbedingten Schweißnahtdefekte wie Poren oder Bindefehler im Vorfeld der Ermüdungsprüfung zu charakterisieren, ohne die Proben dafür zu zerstören. Zu diesem Zweck wurden die 6 mm dicken geschweißten Bleche mittels einer zur Durchdringung ausreichend starken Quelle (Cobalt 60) bestrahlt und die jeweilige lokale Dichte auf einem Röntgenfilm in Form eines Projektionsbildes wiedergegeben. Abbildung 3-8a verdeutlicht diese Versuchsanordnung mit dem Strahlengang schematisch, der ausgehend von der Strahlenquelle durch das Werkstück mit unterschiedlicher Intensität (Strahlenrelief) auf den dahinterliegenden Röntgenfilm trifft.

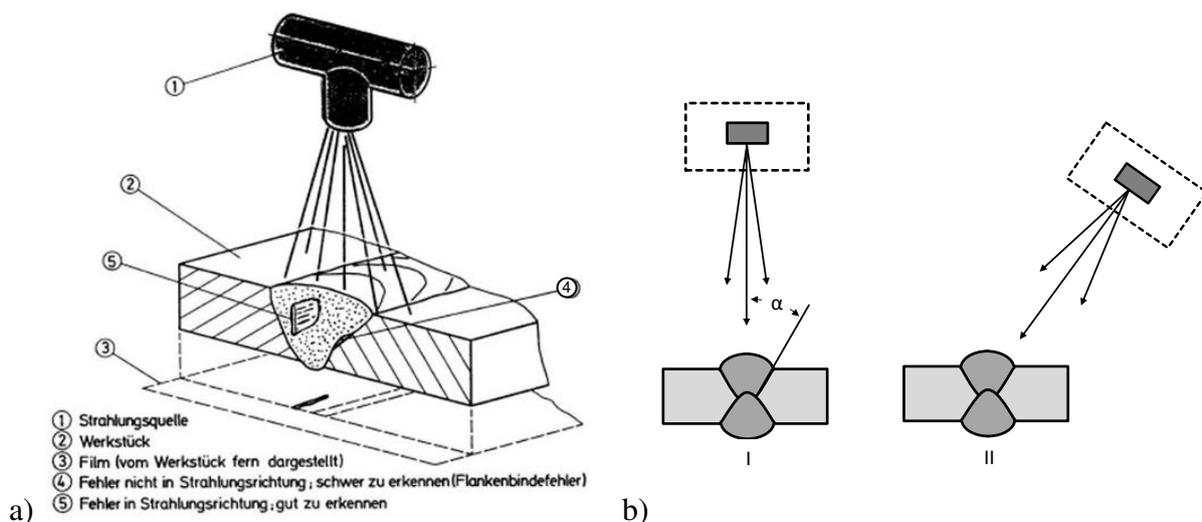


Abbildung 3-8: a) Versuchsaufbau aus Dilthey [78] und b) Durchstrahlungsanordnung bei der Durchstrahlungsprüfung aus Kostea et al. [79].

Die Intensität ist abhängig von der Dichte, Wanddickenänderungen oder Hohlräumen im jeweiligen Werkstück. Der Anstellwinkel ( $\alpha$ ) der Strahlenquelle kann variiert werden, um somit über die jeweils projizierte Fläche des Defektes seine genaue Größe bestimmen zu können (Abbildung 3-8b). Die Auswahl der Strahlenquelle und des Films sowie die Abstände von Quelle, Werkstück und Film zueinander sind ausschlaggebend für die Bildgüte der jeweiligen Aufnahme, die wiederum mithilfe von speziellen Bildgüteprüfkörpern beurteilt wird. Bei den in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Röntgenuntersuchungen ergab sich mit den gemäß DIN EN ISO 17636-1 verwendeten Parametern eine Aufnahmequalität, mit der Defekte ab einer Größe von ca. 100  $\mu\text{m}$  in der Schweißnaht detektiert werden konnten.

### 3.3.3 Farbeindringprüfung

Die Farbeindringprüfung ist nach DIN EN 571-1 eine zerstörungsfreie Werkstoffprüfmethode, bei der die Kapillarwirkung von Oberflächenrissen und Poren benutzt wird, um diese sichtbar zu machen. Zu Beginn der Prüfung wird die zu prüfende Oberfläche von Schmutz und Ölrückständen befreit. Danach wird ein rotes Eindringmittel mit einem sehr hohen Kriechvermögen auf die gereinigte Oberfläche aufgesprüht. Mit Hilfe der Kapillarkräfte gelangt diese Farbe in feinste Materialtrennungen an der Oberfläche. Nach einer Einwirkzeit von 5 Minuten wird das Eindringmittel mit Wasser und einem Tuch von der Oberfläche entfernt. Nach dem Trocknen wird ein sogenannter Entwickler in Form von weißem Pulver auf Kreidebasis auf der Oberfläche aufgebracht. Im Fall eines Oberflächenrisses wird das zuvor durch die Kapillarwirkung im Riss verbliebene rote Eindringmittel mit dem weißen Entwickler herausgezogen. Durch den starken Farbkontrast können somit auch feinste Risse in der Oberfläche sichtbar gemacht werden.

### 3.3.4 Mechanische Prüfung

#### 3.3.4.1 Zugversuch

Zugversuche zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Materials wurden an einer Universalprüfmaschine Inspect 100 der Firma Hegewald und Peschke durchgeführt. Dazu wurden im Fall der geschweißten Bleche rechteckige Normproben für eine Blechdicke von 6 mm gemäß DIN EN ISO 4136 ausgewählt. Diese Proben wurden in der Art quer aus den geschweißten Blechen entnommen, sodass ihre Längsachse senkrecht zum Verlauf der Schweißnaht lag. Die Schweißnaht befand sich immer in der Mitte der Zugprobe, d.h. sie fiel immer mit dem Prüfquerschnitt der Probe bei halber Gesamtlänge zusammen. Im Falle der

wärmebehandelten repräsentativen Proben wurden Rundzugproben der Form B gemäß DIN 50125 mit einer Messlänge von 50 mm verwendet.

### 3.3.4.2 Härtemessung

Härtemessungen an geschweißten als auch wärmebehandelten repräsentativen Proben wurden mit dem Vickers-Mikrohärte-Messgerät Duamin der Firma Struers qualitative untersucht. Dazu wurde eine Prüfkraft von 9,807 N bei einer Prüfdauer von 10 Sekunden eingestellt, woraus sich die Angabe der Härte in HV1 ergibt. Im Fall der geschweißten Proben wurden Querschleife angefertigt an denen die Härte bestimmt wurde. Die Härtemessung der wärmebehandelten repräsentativen Proben erfolgte auf der Probenoberfläche.

### 3.3.4.3 Servohydraulische Ermüdungsversuche

Die servohydraulischen Ermüdungsversuche mit Proben aus EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand (T6) wurden von Herrn Philipp Lepper vom Fraunhofer Institut für Werkstoff- und Strahltechnik (IWS) durchgeführt. Dabei wurde ein servohydraulisches Prüfsystem INSTRON 1 der Firma Instron verwendet. Die kraftgeregelten Versuche wurden bei einer Prüffrequenz von 20 Hz und einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  durchgeführt. Die verwendete Probenform entsprach dabei denen der Ultraschallermüdungsproben. Ermüdungsversuche bei einer Prüffrequenz von 760 Hz wurden an einem servohydraulischen Prüfsystem der Firma MTS mit der Modellbezeichnung 810 durchgeführt. Um diese für ein servohydraulisches System vergleichsweise hohen Prüffrequenzen erreichen zu können, wurde zum einen eine sehr kompakte Bauweise mit verstärktem Querhaupt, Sockel und Verbindungsstreben sowie verkürzten Säulen mit größeren Durchmessern verwendet. Zum anderen wurde ein spezielles Servoventil (Voice-Coil-Ventil) verbaut, welches durch elektromechanische Umschaltung und einen mehrstufigen Regelkreislauf ein ausreichend schnelles Ansprechverhalten des Prüfsystems ermöglicht.

### 3.3.4.4 Ultraschallermüdungsprüfsystem

Ermüdungsversuche im LCF- und HCF-Bereich werden üblicherweise mit servohydraulischen oder elektromagnetischen Prüfsystemen durchgeführt, deren Arbeitsfrequenzen jedoch für Lastspielzahlen bis in den VHCF-Bereich für einen wirtschaftlichen Einsatz, das heißt in einem zeitlich vertretbaren Rahmen, zu gering sind. Eine Lösung stellt das hier verwendete hochfrequente Ultraschallermüdungsprüfsystem, im Englischen Ultrasonic Fatigue Testing System (UFTS) genannt, dar, das von der Arbeitsgruppe um Prof. Herwig Mayer am Institut

für Physik und Materialwissenschaft (IPM) der Universität für Bodenkultur (BOKU) in Wien entwickelt wurde. Im Weiteren wird neben dem allgemeinen Aufbau und der Wirkungsweise des Systems auch auf die speziellen Randbedingungen bei der Auslegung und Prüfung der Ermüdungsproben, speziell der gekerbten und geschweißten, eingegangen.

Grundlegend kann der Ultraschallermüdungsprüfstand in die Mess- und Regeleinheit sowie den Lastrahmen eingeteilt werden (Abbildung 3-9a). Die Mess- und Regeleinheit besteht aus vier Verstärkern, dem Transformator, der Mess- und Regelungselektronik mit angeschlossenen Sensor zur Aufnahme der Schwingungsamplitude, einem Messverstärker für Dehnungsmesstreifen (DMS) sowie einem Oszilloskop zur graphischen Darstellung hochfrequenter Signale. Die einfache Ausführung des Lastrahmens (Abbildung 3-9a, rechts) ermöglicht die einseitige Einspannung der Probe mit freischwingendem Probenende und ergibt eine rein wechselnde Beanspruchung bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$ . Versuche mit variabler Mittelspannung und variabler Amplitude sind in Verbindung mit dem elektromechanischen Lastrahmen Inspect 5 Table inkl. PC-Steuerung (Abbildung 3-9b) der Firma Hege- wald & Peschke möglich.

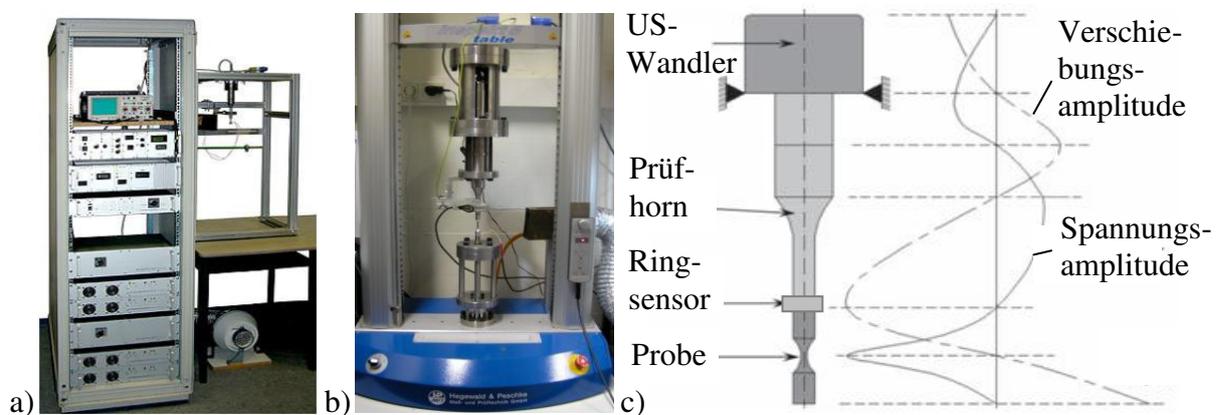


Abbildung 3-9: a) Mess- und Regeleinheit und Lastrahmen für freischwingende Probe für zyklisch wechselnde Belastungen, b) elektromechanischer Lastrahmen mit beidseitig eingespannter Probe für zyklisch schwelende Belastungen und c) schematischer Verlauf der Spannungs- und Verschiebungsamplitude nach Mayer [80].

Das von den Verstärkern in den Ultraschallwandler eingespeiste hochfrequente elektrische Signal im Bereich von 18-21 kHz wird mittels dort eingesetzter Piezokeramik in eine mechanische Schwingung gleicher Frequenz transformiert und breitet sich durch ein amplitudenverstärkendes Prüfhorn in die zu ermüdende Probe aus. Wird die Frequenz dieses Erregersignals

gezielt gewählt, so dass sie mit der Resonanzfrequenz der Probe zusammenfällt, wird die Schwingungsamplitude für die Ermüdung der Probe ausreichend hoch verstärkt. Da die Ausbreitung der Schwingung und somit die Resonanzfrequenz der Probe gemäß Mayer [80] im Wesentlichen von der Geometrie der Probe, dem E-Modul und der Dämpfung des verwendeten Materials abhängt, kann die Resonanzfrequenz mittels Modalanalyse im Rahmen einer Finite-Elemente-Berechnung im Vorfeld gezielt für den Arbeitsbereich der Maschine ausgelegt werden. Zum Kalibrieren der erforderlichen Spannungsamplitude wird zu Beginn des Versuchs bei einer niedrigen Verstärkerleistung die Dehnung mittels DMS im Bereich des Spannungsmaximums (gemäß Verlauf in Abbildung 3-9c) gemessen und unter der Annahme eines global linear-elastischen Materialverhaltens mit dem Hookeschen Gesetz in die aktuell anliegende Spannung umgerechnet. Auf Basis dieses linearen Verhältnisses zwischen Leistung und Spannungsamplitude kann nun mittels linearer Interpolation jede erforderliche Spannungsamplitude eingestellt werden. Eine schematische Darstellung der Spannungs- und Verschiebungsamplitude beginnend beim Ultraschallwandler bis zur Probe ist in Abbildung 3-9c dargestellt und zeigt die Nulldurchgänge der Verschiebungsamplitude, die als Einspannpunkte genutzt werden und den Punkt der maximalen Spannungsamplitude, der sich im Prüfquerschnitt der Probe, d.h. im kleinsten Querschnitt, befindet. Kurz oberhalb der Probeneinspannung wird während des Versuchs mit einem induktiven Ringsensor die Höhe der Schwingungsamplitude gemessen, die neben der Resonanzfrequenz ( $f_R$ ) als Regelgröße des Versuchs dient. Die Regelgenauigkeit während des Versuchs liegt bei  $\pm 1\%$ . Die Kontrolle und Regelung der Schwingungsanregung im Verlauf des Versuchs ermöglicht eine konstante Beanspruchung während des gesamten Versuchs auch im Fall einer Mikrorissbildung. Um eine übermäßige Erwärmung der Probe zu vermeiden, werden Temperaturmessungen mittels Wärmebildkamera M20 der Firma FLIR zu Beginn einer neuen Versuchsreihe durchgeführt. Mit diesem System können auch Temperaturentwicklungen während des Ermüdungsversuchs, d.h. in situ aufgezeichnet werden. Da die Erwärmung der Probe sehr stark lastabhängig ist, wird hierbei der gesamte Lastbereich der Versuchsreihe berücksichtigt. Mit Hilfe dieser Temperaturmessung, kann bei maximaler Druckluftkühlung eine optimale Abstimmung zwischen Puls und Pause bestimmt werden, damit die Oberflächentemperatur im Prüfquerschnitt der Probe, d.h. im Bereich der maximalen Spannungsamplitude,  $25^\circ\text{C}$  nicht überschreitet. Typische Puls-Pausezeiten der Versuchsreihen und unterschiedlichen Probengeometrien sind 600 zu 300 ms. Beim Versagen der Probe infolge eines Ermüdungsrissses und der damit verbundenen Geometrieänderung fällt die Resonanzfrequenz der Probe ab. Die Einstellung einer unteren Grenzfrequenz (lower frequency limit) mit einem Abfall von 300 Hz dient als Abschalt-

kriterium. Am Ultraschallermüdungsprüfsystem besteht die Möglichkeit, über einen externen Ausgang die Resonanzfrequenz während des Versuchs auslesen zu lassen. Ein sehr umfassender Überblick über das Ultraschallermüdungssystem findet sich in verschiedenen Arbeiten von Stanzl-Tschegg und Mayer [80-82].

Um einen eventuellen Frequenzeinfluss bei den Ultraschallermüdungsversuchen auf die zyklische Festigkeit nachweisen bzw. ausschließen zu können, wurden Vorversuche mit beiden in dieser Arbeit untersuchten Grundwerkstoffe bei deutlich niedrigeren Prüffrequenzen durchgeführt. Für die naturharte Aluminiumlegierung EN AW-5083 wurde ein servo-hydraulisches Prüfsystem der Firma MTS verwendet, das mit einer Prüffrequenz von 760 Hz arbeitet. Im Fall der EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand wurden Versuche mit einem servo-hydraulischen System der Firma Instron bei einer Prüffrequenz von 20 Hz durchgeführt. Für beide Versuchsreihen waren die jeweiligen Materialzustände der verwendeten Proben sowie die Probengeometrie mit denen der Ultraschallermüdungsproben vergleichbar. Die Ergebnisse dieser beiden Versuchsreihen können zusammen mit den entsprechenden Ultraschallermüdungsversuchen aus dem Diagramm in Abbildung 3-10 entnommen werden. Im Fall der hochfrequenten Ultraschallermüdungsversuche (20 kHz) sind die mittels Potentialfunktion berechneten Mittelwerte mit Trendlinien dargestellt.

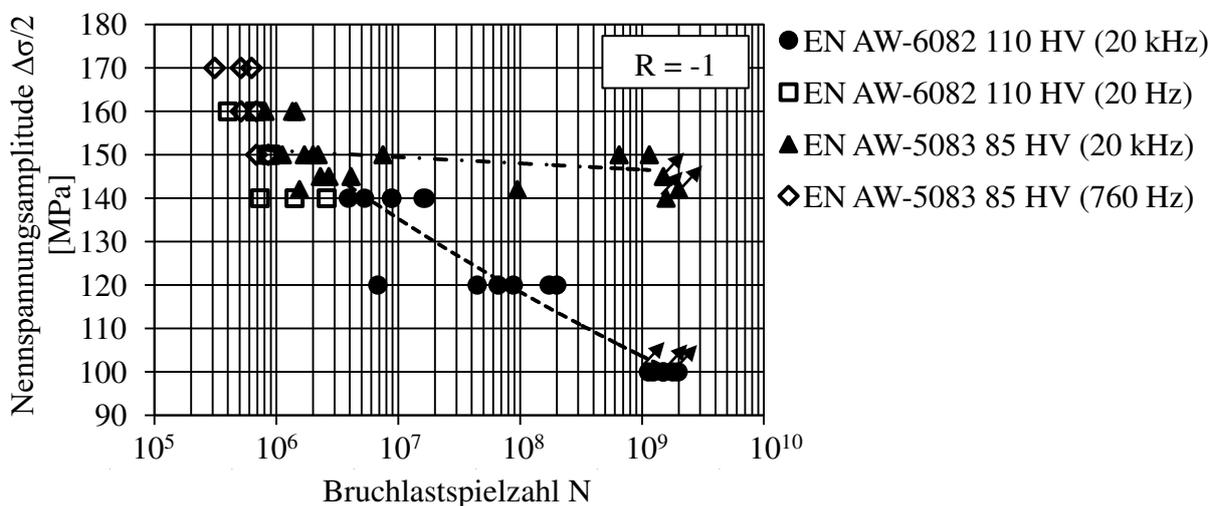


Abbildung 3-10: Vergleich der Ultraschallermüdungsversuche bei 20 kHz mit Versuchen an servo-hydraulischen Systemen bei 760 Hz und 20 Hz (Durchläufer sind mit Pfeilen markiert, potenzielle Mittelwerte mit Trendlinien).

Proben aus der naturharten EN AW-5083, die bei 760 Hz geprüft wurden, liegen für die drei getesteten Spannungsamplituden von 170, 160 und 150 MPa im Bruchlastspielzahlbereich

zwischen  $3,1 \cdot 10^5$  und  $8,5 \cdot 10^5$ . Im Vergleich dazu kann bei den Proben aus dem gleichen Werkstoff, die bei 20 kHz getestet wurden, für eine Spannungsamplitude von 170 MPa vergleichbare Bruchlastspielzahlen festgestellt werden. Bei einer Spannungsamplitude von 160 MPa und 150 MPa kann dies, bis auf vier Proben, die eine deutlich höhere Lastspielzahl erreicht haben, auch festgestellt werden. Die bei 20 Hz getesteten Proben der im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand vorliegenden EN AW-6082 erreichen bei Spannungsamplituden von 160, 150 und 140 MPa Bruchlastspielzahlen im Bereich von  $4 \cdot 10^5$  bis  $2,6 \cdot 10^6$ . Die bei 20 kHz getesteten Proben des gleichen Materials weisen im Vergleich dazu bei einer Spannungsamplitude von 140 MPa Bruchlastspielzahlen im Bereich von  $3,8 \cdot 10^6$  bis  $1,7 \cdot 10^7$  auf. Unter der Berücksichtigung der geringen Probenanzahl und der für die EN AW-6082 110 HV vorliegenden Streubreite, beispielsweise bei einer Spannungsamplitude von 120 MPa, kann auch im Fall der EN AW-6082 kein ausgeprägter Frequenzeinfluss beobachtet werden.

### 3.3.4.5 Entwicklung gekerbter und geschweißter Ultraschallermüdungsproben

Für die vorliegende Arbeit wurden vier verschiedene Arten von Ultraschallermüdungsproben verwendet: glatte und umlaufgekerbte sanduhrförmige Werkstoffproben und als Doppel-V-Naht geschweißte rechteckige Proben mit bzw. ohne Schweißnahtüberhöhung. Die Bestimmung der jeweiligen Probengeometrie mit einer Resonanzfrequenz im Arbeitsbereich von 18 bis 21 kHz der UFTS erfolgte unter Annahme eines linear elastischen Materialverhaltens. Die hierfür erforderliche Modalanalyse wurde mithilfe des kommerziell erhältlichen Programmpakets ABAQUS (Version 6.10) für die computergestützte Finite-Elemente-Methode (FEM) durchgeführt. Im Rahmen der Benutzeroberfläche von ABAQUS steht dem Anwender hierzu die Standardprozedur „Frequency“ zur Verfügung, die zur Berechnung von Eigenfrequenzen und Eigenmoden eines zuvor implementierten 3D-Modells verwendet werden kann. Neben der Probengeometrie in Form eines 3D-CAD-Modells werden auch spezifische Materialeigenschaften benötigt. Diese für die Simulation erforderlichen Materialdaten für die verwendeten Aluminiumlegierungen können Tabelle 3-11 entnommen werden. Nachdem diese Daten dem 3D-Modell zugewiesen wurden, musste als nächster Schritt ein passendes Finite-Elemente-Netz definiert werden. Auch hierfür gibt es eine Standardprozedur, die dem Anwender für das vorliegende 3D-Modell einen optimalen Elementtyp und Größe vorschlägt. Diese ergab für die runden und rechteckigen Proben ein Tetraeder-Elementen mit einer Kantenlänge von 0,5 mm. Weitere Einstellungen oder Definitionen von Randbedingungen waren für die Berechnung der Eigenfrequenzen nicht erforderlich. Mit Hil-

fe dieser Berechnungsmethode konnte die Probenlänge soweit angepasst werden, dass die endgültige Probengeometrie innerhalb des geforderten Arbeitsbereichs des Ultraschallermüdungsprüfsystems von 18-21 kHz lagen.

Tabelle 3-11: Materialeigenschaften der Aluminiumlegierungen für die Modalanalyse.

Materialeigenschaften	Eingabewert
Dichte ( $\rho$ )	$2,7 \cdot 10^{-9} \text{ t/mm}^3$
Elastizitätsmodul (E)	71.000 MPa
Querkontraktionszahl ( $\nu$ )	0,34
Dämpfungsgrad ( $\zeta$ )	0,0001

An dieser Stelle muss noch erwähnt werden, dass ABAQUS die verschiedene Resonanzfrequenzen für alle Moden berechnet, in dem vorliegenden Fall jedoch nur diejenigen im Zug-Druck-Modus ausgewählt wurden, was dem realen Belastungsfall an der UFTS entspricht. In Tabelle 3-12 können die auf diese Weise berechneten mit den nach der Fertigung an dem UFTS experimentell ermittelten Resonanzfrequenzen der Ermüdungsproben verglichen werden. Bei den Werten der experimentell ermittelten Frequenzen handelt es sich um Mittelwerte aus jeweils 10 getesteten Proben einer Charge. Vor dem Hintergrund, dass die Streuung der Resonanzfrequenzen der Proben innerhalb einer Fertigungscharge typischer Weise bis zu 150 Hz betragen kann, zeigt der Vergleich der jeweiligen berechneten mit den gemessenen Resonanzfrequenzen in Tabelle 3-12 eine gute Übereinstimmung.

Tabelle 3-12: Vergleich der mittels Modalanalyse berechneten und experimentell ermittelten Resonanzfrequenzen ( $f_R$ ) der verschiedenen Probengeometrien (Abbildung 3-11).

Probenart	berechnete $f_R$	experimentell ermittelte $f_R$
glatte sanduhrförmige Proben	19380	$19524 \pm 56$
gekerbte sanduhrförmige Proben	18932	$19410 \pm 68$
geschweißte Proben ohne Nahtüberhöhung	20080	$20173 \pm 82$
geschweißte Proben mit Nahtüberhöhung	19870	$20002 \pm 76$

Dies bedeutet, dass das verwendete FE-Modell eine gute Näherungslösung zur Berechnung der realen Probengeometrie darstellt. Die vorliegenden Unterschiede zwischen den gemesse-

nen Resonanzfrequenzen können in den Fertigungstoleranzen und im Fall der geschweißten Proben auch aufgrund innerer Defekte wie beispielsweise Poren begründet sein. Sie werden aber an dieser Stelle nicht weiter untersucht. Die sich auf diese Weise endgültig ergebenden Probengeometrien sind in Abbildung 3-11 dargestellt.

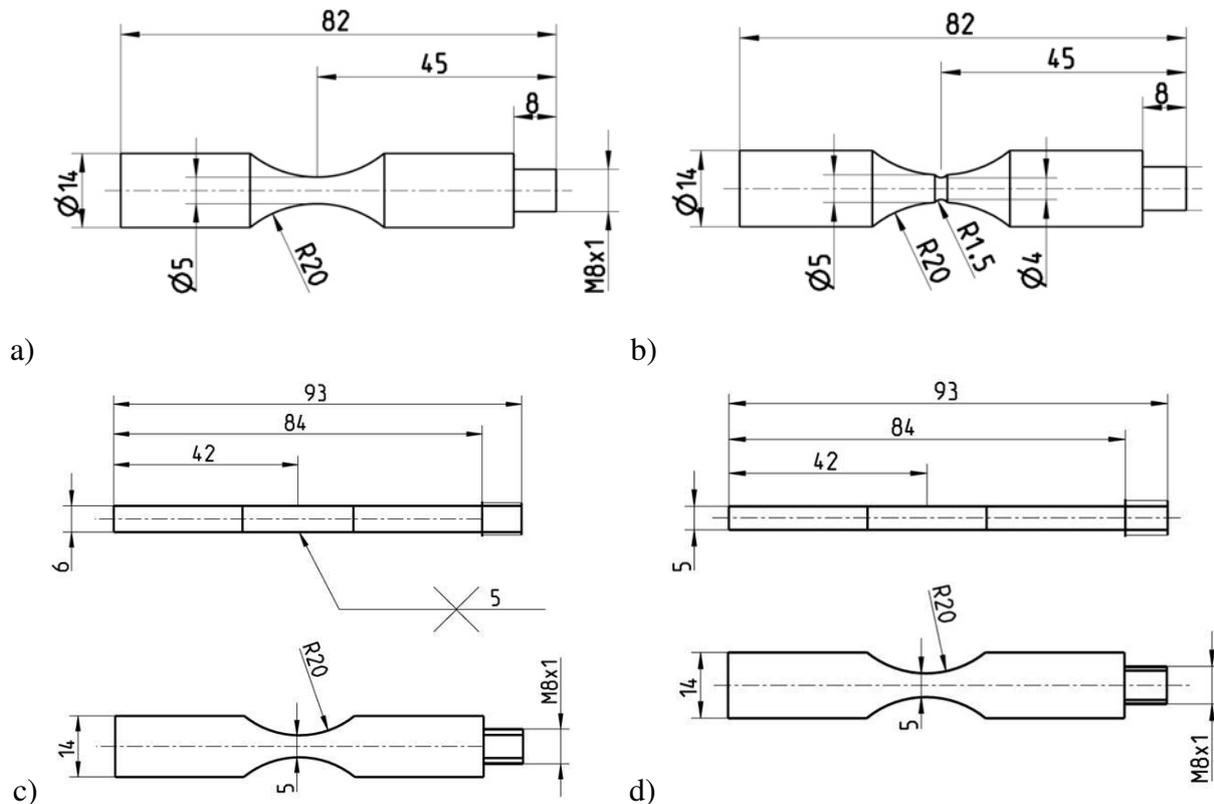


Abbildung 3-11: Technische Zeichnung der a) glatten uhrglasförmigen, b) umlaufgekerbten uhrglasförmigen, c) geschweißten rechteckigen mit und d) geschweißten rechteckigen Ultraschallermüdungsproben ohne Schweißnahtüberhöhung.

Dabei wurden die sanduhrförmigen Proben durch Drehen aus den nichtgeschweißten Blechen und die rechteckigen Proben durch Fräsen aus den geschweißten Blechen hergestellt. Die dabei an der Oberfläche entstehenden verfestigten Bereiche und Aufrauhungen (Bearbeitungsriefen) wurden durch anschließendes mechanisches Polieren bis zu einer Körnung von 1200 sowie elektrolytisches Polieren entfernt. Als Elektrolyt wurde eine Mischung aus 75ml Salpetersäure und 225 ml Methanol verwendet. Der Poliervorgang fand bei  $-29\text{ }^{\circ}\text{C}$  mit einer angelegten Spannung von 10 V für 40 Sekunden statt.

Wie im vorherigen Kapitel beschrieben, wurde die Spannungsamplitude des Ermüdungsversuchs aus der mittels DMS gemessenen Dehnung berechnet. Bei glatten sanduhrförmigen Ermüdungsproben und rechteckigen geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung konnte zu

diesem Zweck der DMS im Bereich des Prüfquerschnitts in der Mitte der Probe appliziert werden, wie es in Abbildung 3-12a und c dargestellt ist.

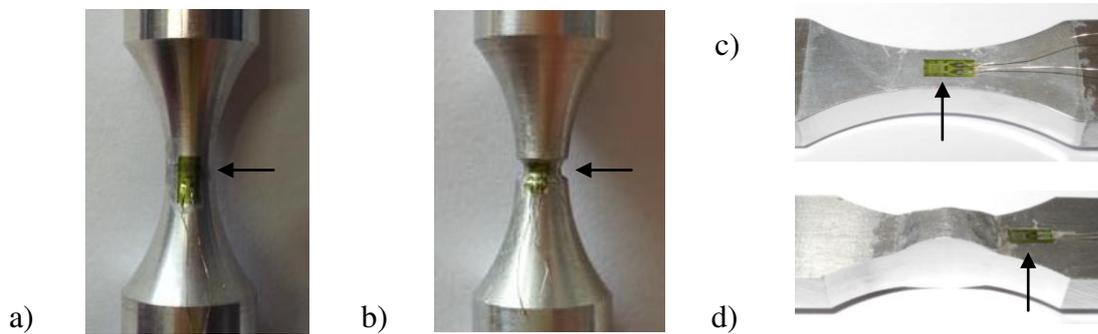


Abbildung 3-12: Position des geklebten DMS (schwarzer Pfeil) bei a) glatten Proben, b) bei gekerbten Proben, c) bei geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung und d) bei geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung.

Das Verwenden eines DMS im Bereich des Prüfquerschnitts bei umlaufgekerbten Proben war allerdings nur eingeschränkt möglich. Die sowohl in Längs- als auch in Querrichtung gewölbte Oberfläche im Kerbgrund führte dazu, dass die standardmäßig verwendeten DMS der Fa. Kyowa (KFG-1-120-C1-11) mit einem Trägerfolienmaß von 4,8 x 2,4 mm und einem Messgitter von 1,1 x 1 mm nicht zum Einsatz kommen konnte. Nur ein für die verwendete Kerbgeometrie (Abbildung 3-11b) ausreichend kleiner DMS (KFG-02-120-C1-11) mit einer Trägerfolie mit den Maßen 3,3 x 2,4 mm und einem Messgitter von 1,4 x 0,2 mm konnte ohne sich selbst zu wölben auf den Kerbgrund aufgeklebt werden, sodass das Messgitter über seiner gesamten Länge Kontakt mit dem darunterliegenden Kerbgrund besaß (Abbildung 3-12b). Da die Dehnungs- bzw. Spannungsverteilung entlang der Laufkoordinate ( $p$ ) im Kerbgrund (Abbildung 3-13a) nicht konstant ist, stellt die aus der DMS-Messung und mittels Hooke'schem Gesetz bestimmte Spannung dementsprechend nur eine über der Messlänge gemittelte Größe dar. Zur Abschätzung der maximalen Spannung in Kerbmitte (Prüfquerschnitt) musste deshalb die Spannungsverteilung entlang des Kerbs mittels FEM berechnet werden. Auch für diesen Fall bietet ABAQUS eine Standardprozedur namens „Modal Dynamic“ an, die auf Basis der zuvor beschriebenen Modalanalyse arbeitet und nach der Bestimmung der Resonanzfrequenz die Spannung entlang der Längsachse für den dynamischen Fall berechnet. Hierzu mussten jedoch noch weiterführende Randbedingungen des FE-Modells und zusätzliche Einstellungen in der Benutzeroberfläche definiert werden. Erster Schritt dieser Erweiterung war die Definition einer sogenannten Fußpunktanregung mit dem Modul „Base Motion“. Für die Vorgabe der Verschiebung wurde die Einspannfläche der Probe ausgewählt, bei der die

Details des Gewindes nicht mit modelliert wurden. Als Amplitude für die Fußpunktanregung wurde der von ABAQUS vorgeschlagene Wert von eins (Einheitswert) verwendet. Um Verschiebungen entlang der Probenlängsachse, die senkrecht auf der anzuregenden Fläche (Einspannfläche der Probe) verläuft, zuzulassen, wurde diese als Freiheitsgrad offen gelassen. Maßgeblich für die weitere Berechnung der Spannungen ist an dieser Stelle die Dämpfung des verwendeten Materials. Für die verwendeten Aluminiumlegierungen wurde nach Adams und Askenazi [83] ein Dämpfungsgrad von  $\zeta = 0,0001$  angenommen. Ausgehend von der Probengeometrie wurde wie auch schon zuvor ein FE-Netz aus Tetraeder-Elementen mit einer Kantenlänge von 0,5 mm diskretisiert. Nach Partitionierung des Modells wurde im Bereich der Kerbe eine Netzfeinung auf Basis einer Konvergenzprüfung durchgeführt. Dabei wurde in aufeinander folgenden Rechendurchläufen die Anzahl der Knoten stetig erhöht. Um die Genauigkeit des Ergebnisses des jeweiligen Durchlaufs zu bestimmen, wurde das Ergebnis des vorherigen Durchlaufs mit dem des Aktuellen verglichen. Als Konvergenzkriterium wurde eine 5 %-tige Abweichung gewählt. Aus diesem von ABAQUS durchgeführten Rechenlauf ergab sich eine Elementkantenlänge von 0,2 mm im Bereich der umlaufenden Kerbe in Probenmitte. In Abbildung 3-13b sind die Ergebnisse dieser FE-Berechnung als Verhältnis von Kerbspannung ( $\sigma_K$ ) zur Nennspannung ( $\sigma_N$ ) über der Laufkoordinate  $p$  entlang des Kerbgrunds dargestellt. Das Maximum der normierten Spannung von 1,8 in der Mitte des Kerbs stellt hierbei den Kerbfaktor ( $k_t$ ) der verwendeten Kerbgeometrie dar. Die Position des DMS beziehungsweise seine Messlänge von 1,4 mm ist in dem Spannungsverlauf entlang des Kerbgrunds eingezeichnet (Abbildung 3-13b). Um die tatsächlich wirkende maximale Kerbspannung im Prüfquerschnitt abschätzen zu können, musste zuerst der Mittelwert der berechneten Spannungsverteilung über der Messgitterlänge berechnet werden. Hierzu wurde zuerst das Integral der bekannten Funktion von Spannung über der Laufkoordinate bestimmt und dabei der Anfang und das Ende der Messgitterlänge als untere und obere Integralgrenze eingesetzt. Dieser Wert wurde wiederum durch die Breite, das heißt durch die Messgitterlänge geteilt, um den gesuchten Mittelwert zu bestimmen. Schlussendlich wurde dieser Mittelwert der Spannung gleichgesetzt, die mithilfe der mittels DMS gemessenen Dehnung und einem E-Modul von 70.000 MPa mit dem Hookeschen Gesetz und unter der Annahme eines rein linear-elastischen Materialverhaltens bestimmt wurde, um die während der Ultraschallermüdung im Kerbgrund tatsächlich wirkende maximale Kerbspannung entsprechend abschätzen zu können.

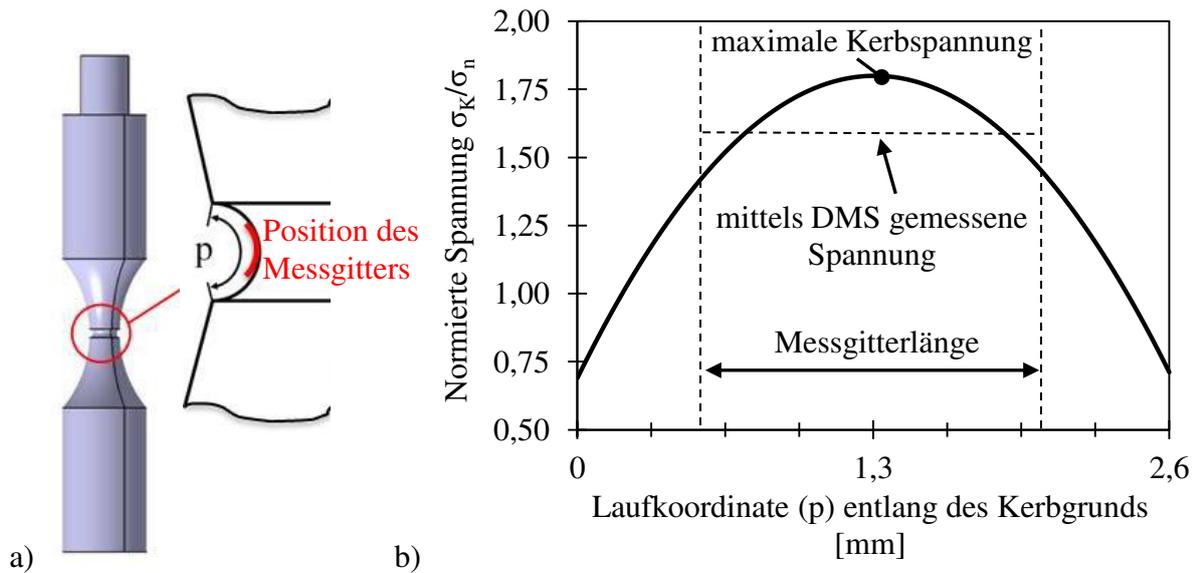


Abbildung 3-13: a) CAD-Modell der umlaufgekerbten Probe mit Laufparameter ( $p$ ) entlang des Kerbgrunds und b) mit FEM berechnete normierte Spannung über ( $p$ ).

Bei geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung war aufgrund der fertigungsbedingten schlechten Oberfläche der Schweißbraupe keine zuverlässige Messung mittels DMS direkt im Kerbgrund möglich. Deshalb wurden annähernd analog zu der zuvor beschriebenen Berechnung der maximalen Kerbspannung von umlaufgekerbten Proben die Spannungen im Nahradius für geschweißte Ermüdungsproben mit Nahtüberhöhung bestimmt. Die zuvor beschriebenen Randbedingungen des FE-Modells der umlaufgekerbten Proben wurden für das FE-Modell der geschweißten Proben übernommen. In Abbildung 3-14a ist im Bereich der Schweißnahtkerbe, ebenso wie zuvor im Bereich des Umlaufkerbs, ein lokal feineres Tetraeder-Netz modelliert worden, um eine hohe Genauigkeit der Ergebnisse zu gewährleisten. Die Elementgröße betrug hierbei ebenfalls 0,2 mm. Im Gegensatz zu den umlaufgekerbten Proben lag die Messstelle des DMS bei diesen Proben jedoch nicht in der Mitte (Position A in Abbildung 3-14a), sondern in einem definierten Abstand von der Schweißnahtkerbe (Position B) und 7 mm von der Nahtmitte (Position C) entfernt. Mittels der FEM war es nun wiederum möglich, die Spannungsverteilung an der Probenoberfläche entlang der Probenlängsachse zu berechnen und somit den Zusammenhang zwischen der Spannung an der Stelle C des DMS ( $\sigma_{\text{exp}}$ ) und der maximal auftretenden Kerbspannung ( $\sigma_{\text{max}}$ ) in Position B, dem eigentlichen Kerbgrund, herzustellen. In Abbildung 3-14b ist das Verhältnis dieser beiden Spannungen zwischen den Punkten A, B und C entlang der Längsachse der Probe aufgetragen, die zugehörige Spannungsverteilung ist in Abbildung 3-14a in Form einer Falschfarbendarstellung erkennbar.

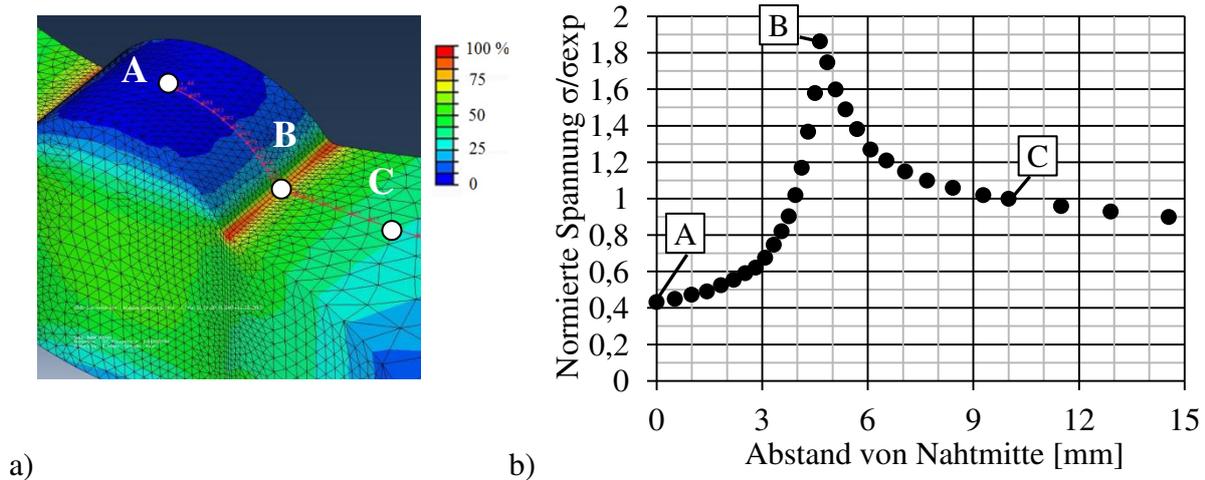


Abbildung 3-14: a) Falschfarbendarstellung der Spannungsverteilung eines FE-Modells einer geschweißten Ermüdungsprobe mit Nahtüberhöhung und daraus ermittelter b) Spannungsverlauf entlang der Längsachse der Probe zwischen den Positionen A, B und C.

Zur Verifizierung der hier angewandten Methode zur Bestimmung der Spannungen im Kerbgrund wurden Dehnungsmessungen an geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung mit einem 3D-Laserscanning-Vibrometer PSV-500-3D der Firma Polytec durchgeführt. Bei dieser hier angewendeten Messmethode handelt es sich um ein berührungsloses Messverfahren, das mittels Laserstreulicht Geschwindigkeitskomponenten eines sich bewegenden Messobjekts bestimmen kann. Zu diesem Zweck wird ein Laserstrahl in zwei Strahlen geteilt, von denen der eine als Referenz dient und direkt auf einen hochsensiblen Fotodetektor fällt. Wird der zweite Strahl zuerst auf das sich bewegende Messobjekt gerichtet und danach mit dem Referenzstrahl verglichen, ergibt sich aufgrund des Dopplereffekts eine Frequenzverschiebung und somit ein Interferenzmuster, das die Bewegungsinformation enthält. Aus diesen gemessenen Verschiebungen und den daraus resultierenden Dehnungen konnte unter der Annahme eines E-Moduls die an dem Messpunkt anliegende Spannung und somit auch der Spannungsverlauf entlang der Probe bestimmt werden. In Abbildung 3-15a ist die Kameraaufnahme einer geschweißten Probe mit Nahtüberhöhung zu sehen. Die Falschfarbendarstellung des in der Mitte der Probe entlang der Längsachse verlaufenden Messbereichs stellt den entlang dieser Achse aus den gemessenen Verschiebungen resultierenden Spannungsverlauf dar. Der mit roten Rauten dargestellte Verlauf der aus der Messung abgeleiteten normierten Spannung zeigt ein Maximum im Bereich der geometrischen Kerbe an der Stelle B. Mit zunehmendem Abstand von der Nahtmitte (Position A) fällt ausgehend von dem Peak in B der Verlauf bis zur Position C des DMS und darüber hinaus weiter ab.

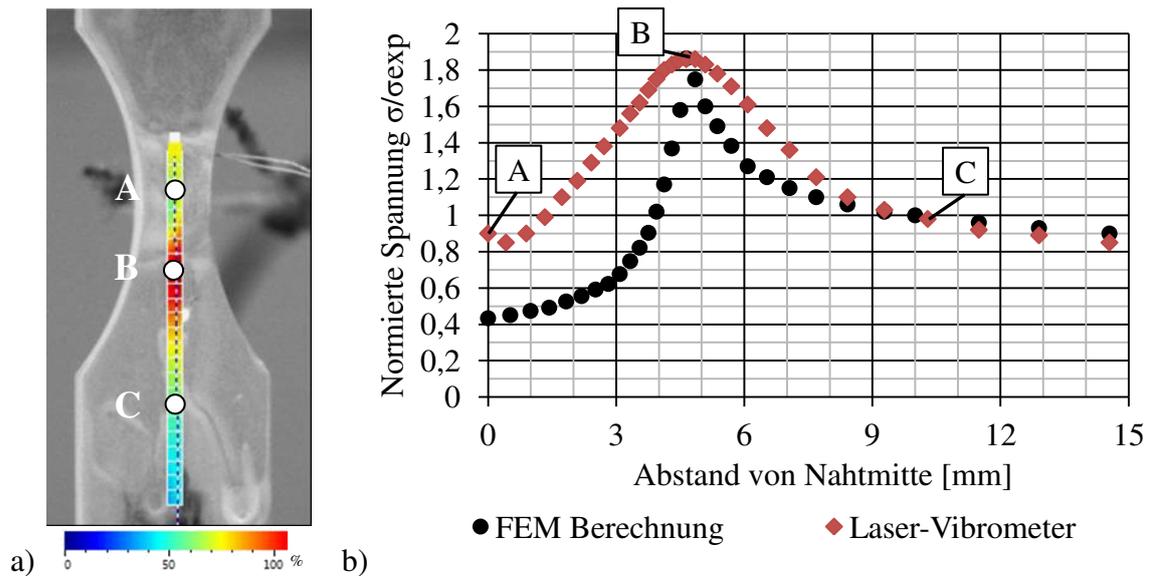


Abbildung 3-15: a) Falschfarbendarstellung des mittels Scanning Laser-Vibrometer gemessenen Spannungsverlaufs entlang einer geschweißten Probe mit Nahtüberhöhung und b) dessen Vergleich mit dem mittels FEM-Programms berechneten Spannungsverlauf.

Durch die gute Übereinstimmung der beiden Spannungsverläufe in Abbildung 3-15b in den Punkten B und C kann von einer guten Genauigkeit der Bestimmung der maximalen Kerbspannungen mittels FEM-Analyse und dem Abgleich mit DMS-Messungen ausgegangen werden.

### 3.3.4.6 Risswachstumsversuche bei zyklischer Biegebeanspruchung

Die Risswachstumsversuche an geschweißten Proben als auch an ungeschweißten Proben wurden mit einer Resonanz-Prüfmaschine für dynamische Biegeversuche als Tischmodell der Firma Rumul vom Typ Cracktronic durchgeführt. Das System arbeitet mit einem elektromagnetischen Resonator der als Drehschwinger ausgebildet ist und das zur Belastung notwendige dynamische Biegemoment erzeugt. Über einen Torsionsstab wird dabei, unabhängig vom dynamischen Antrieb, ein statisches Biegemoment auf die Probe aufgebracht. Für die Versuche wurde eine Probengeometrie aus der ASTM Norm E399-09 [84] verwendet. Aufgrund der beschriebenen Wirkungsweise der Prüfmaschine und der verwendeten Probengeometrie konnte von einem symmetrischen Abheben der Rissufer während des Versuchs ausgegangen werden (Mode I). Die Probengeometrie ist maßgeblich für die Berechnung der aus dem Versuch ermittelten Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ). Zur Berechnung wurde

gemäß ASTM Norm E399-09 [84] bei dieser Probengeometrie folgende Geometriefunktion verwendet:

$$Y\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{3 \cdot \sqrt{\frac{a}{w}} \left[ 1,99 - \frac{a}{w} \left( 1 - \frac{a}{w} \right) \cdot \left( 2,55 - 3,93 \cdot \frac{a}{w} + 2,7 \cdot \frac{a}{w} + 2,7 \cdot \left( \frac{a}{w} \right)^2 \right) \right]}{2 \cdot \left( 1 + 2 \cdot \frac{a}{w} \right) \cdot \left( 1 - \frac{a}{w} \right)^{1,5}} \quad (8)$$

Eine Zeichnung der Probengeometrie mit den verwendeten Maßen ist in Abbildung 3-16a dargestellt. Der mittig liegende Starterkerb ist dort mit einer Tiefe von 2 mm angegeben und wurde mit dem Drahterodierverfahren in die Probe eingebracht. Dabei hatte der verwendete Draht einen Durchmesser von 0,1 mm, wodurch sich ein Kerbradius von 0,05 mm in der fertigen Probe ergab. Vor dem eigentlichen Risswachstumsversuch wurde jede dieser Proben zuerst angeschwungen, um auf diese Weise einen idealerweise „unendlich“ scharfen Anriss (unendlich kleinen Kerbradius) ausgehend vom erodierten Kerbgrund zu erzeugen. Die Ermittlung der Risslänge erfolgte mit der indirekten Potentialsondenmethode Fractomat LV der Firma Rumul, die eine Rissmessfolie verwendet. Diese Folie wurde auf einer der beiden Probenseiten aufgeklebt, sodass sich die Mitte der Folie in der Mitte der Probe, d.h. an der Position des Starterkerbs befand. Die Versuchsführungen mit fallender und steigender Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ) bei konstantem R-Wert sind in Abbildung 3-16b schematisch dargestellt. Bei abnehmendem  $\Delta K$  wurde der Versuch bei Erreichen einer minimalen Rissausbreitungsrate von maximal  $da/dN = 10^{-9}$  mm/Zyklus gemäß ASTM Norm E399-09 [84] für lange Risse beendet. Der bei dieser Rissausbreitungsrate vorliegende Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  wurde aus den letzten fünf Datenpunkten bestimmt. Ein zu niedrig gewählter R-Wert kann dazu führen, dass sich die Rissflanken berühren und der Riss sich schließt bevor die Last ihr Minimum erreicht hat (Riss schließen). Das Risswachstum wird in diesem Fall von einem effektiven Schwellenwert bestimmt. Um diesen Effekt ausschließen und um somit den effektiven d.h. den kleinstmöglichen Schwellenwert bestimmen zu können, wurde bei den Risswachstumsversuchen mit abnehmendem  $\Delta K$  der R-Wert schrittweise variiert. Bei den in der vorliegenden Untersuchung verwendeten Aluminiumlegierungen konnte somit ein R-Wert von 0,5 bestimmt werden, bei dem kein Riss schließen mehr nachgewiesen werden konnte. Bei Versuchsführungen mit ansteigenden  $\Delta K$ -Werten wurde der Versuch bis zum Probenbruch durchgeführt.

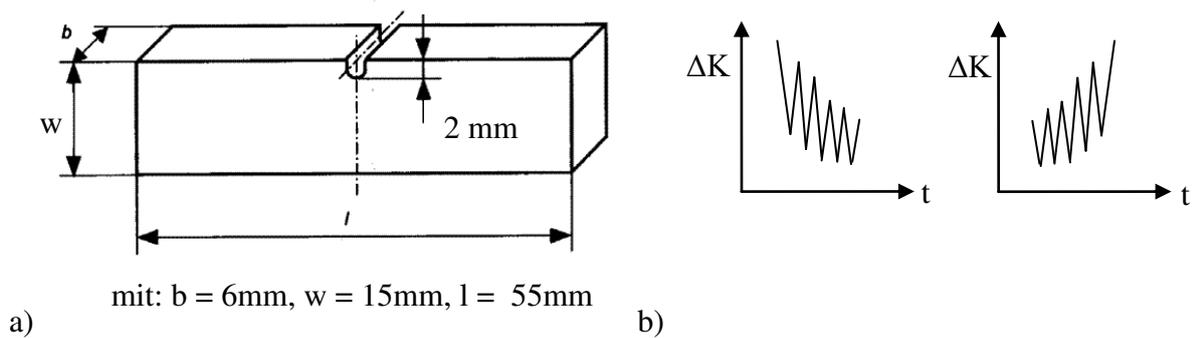


Abbildung 3-16: a) Probengeometrie für den Vier-Punkt-Biegeversuch aus ASTM Norm E399-09 [84] und b) Versuchsführungen mit fallender und steigender Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ) bei konstantem Spannungsverhältnis.

Um eine komplette Risswachstumskurve darstellen zu können, werden im weiteren Verlauf der Arbeit die Daten eines Versuchs bei abnehmenden und eines bei ansteigenden  $\Delta K$ -Werten zusammen in einem Diagramm aufgetragen.

### 3.3.5 Versuchsmatrix der Ermüdungsversuche

Aus den eingangsbeschriebenen Untersuchungen des Ermüdungsverhaltens der Aluminium-Schweißnähte mit der Separierung des Einflusses der geometrischen und strukturellen Kerbe sowie der Schweißnahtdefekte ergibt sich folgende in Tabelle 3-13 dargestellte Versuchsmatrix.

Tabelle 3-13: Versuchsmatrix der Ermüdungsversuche

Probenart	geschweißte Proben			repräsentative Werkstoffproben			
Probenform	rechteckig			rund (sanduhrförmig)			
Werkstoff	EN AW-5083	S Al 5183	EN AW-6082	EN AW-5083	EN AW-6082		
Härte [HV]	-			85	75	85	110
Prüfposition	BM, WEZ	SM	BM, WEZ	-			
Nahtqualität (DIN EN ISO 10042)	hoch (Gruppe B) sowie niedrig (Gruppe D)			-			
Prüffrequenz	20 kHz			20 kHz		20 Hz u. 20 KHz	

---

Die Matrix basiert auf den in den vorherigen Kapiteln beschriebenen Charakterisierungen, Messmethode und entwickelten Ermüdungsproben und wird grundsätzlich in geschweißte Ermüdungsproben und repräsentative speziell wärmebehandelte Ermüdungsproben unterschieden. Im Fall der geschweißten rechteckigen Proben wird bei der Entnahmeposition in Grundwerkstoff (GW), Wärmeinflusszone (WEZ) und Schweißnahtmitte (SM) sowie unterschieden sowie Proben mit einer gemäß DIN EN ISO 10042 hohen als auch niedrigen Nahtqualität verwendet. Die repräsentativen Proben dienen in erster Linie dazu, die geometrische als auch strukturelle Kerbeffekte, die in den geschweißten Proben gleichzeitig auftreten, zu separieren. Hierzu wird grundlegend in glatte und gekerbte Proben unterschieden und die Härte in die die Grade 75, 85 und 110 HV variiert.

## **4 Materialcharakterisierung der Schweißnahtzonen und repräsentativen Werkstoffproben**

In der vorliegenden Arbeit sollen die üblicherweise gleichzeitig in einer Schweißnaht wirksam werdenden, unterschiedlichen Kerbeffekte auf das Ermüdungsverhalten von Aluminium-Schweißnähten im VHCF-Bereich separat von einander untersuchen und bewertet werden. Daher wurden die Ermüdungsproben aus unterschiedlichen Schweißnahtzonen der geschweißten 6 mm dicken Bleche mit und ohne Nahtüberhöhung entnommen und außerdem speziell wärmebehandelte glatte und gekerbte Werkstoffproben aus 20 mm dicken Blechen hergestellt. Die wärmebehandelten Proben sollen zum einen die Festigkeitseigenschaften (hier: Härte) der jeweiligen Schweißnahtzone aufweisen, die sie repräsentieren sollen, zum anderen sollen die Härtegrade mit den Ausscheidungsmorphologien bestmöglich korrelieren. Um die vorliegenden artfremden Schweißnahtverbindungen aus der naturharten EN AW-5083 und der ausscheidungshärtbaren EN AW-6082 zu untersuchen wurden Proben aus dem Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) untersucht und mit dem jeweiligen in Kapitel 3.1 untersuchten Grundwerkstoff verglichen. Die folgende Charakterisierung dieser Bereiche besteht aus der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften, der generellen makroskopischen Gefügemerkmale und im Fall der ausscheidungshärtbaren EN AW-6082 auch aus der mikrostrukturellen Untersuchung der festigkeitsbestimmenden Sekundärausscheidungsmorphologie mit dem Transmissionselektronenmikroskop (TEM).

### **4.1 Bereich der Wärmeeinflusszone**

In den Abbildung 4-1a-b wird der Bereich nahe der Schmelzline dargestellt, der zum einen die Wärmeeinflusszone (WEZ) des jeweiligen Grundwerkstoffs zeigt, zum anderen das dendritische Gussgefüge aus dem Zusatzwerkstoff S Al 5183. Der Aufnahmeort ist schematisch mit roten Markierungen unterhalb der Bilder dargestellt. Die mittels dem Bildanalyzesystem Pixel Ferber auf Basis des Schnellverfahrens von Dederichs und Kostron [76] gemessenen Korngrößen können Tabelle 4-1 entnommen werden. Neben den Korngrößen sind auch die Härtewerte der Wärmeeinflusszonen für beide Legierungen in Tabelle 4-1 zusammengefasst. Im Fall der Legierung EN AW-6082 kann ein Härteabfall in der WEZ im Vergleich zum GW von 110 HV1 auf 75 HV1 beobachtet werden, welcher auch im Detail in Abbildung 3-6 dargestellt ist. Es wird an dieser Stelle angenommen, dass der Grund für den Härteabfall auf die Änderung der Sekundär-Ausscheidungsmorphologie zurückzuführen ist.

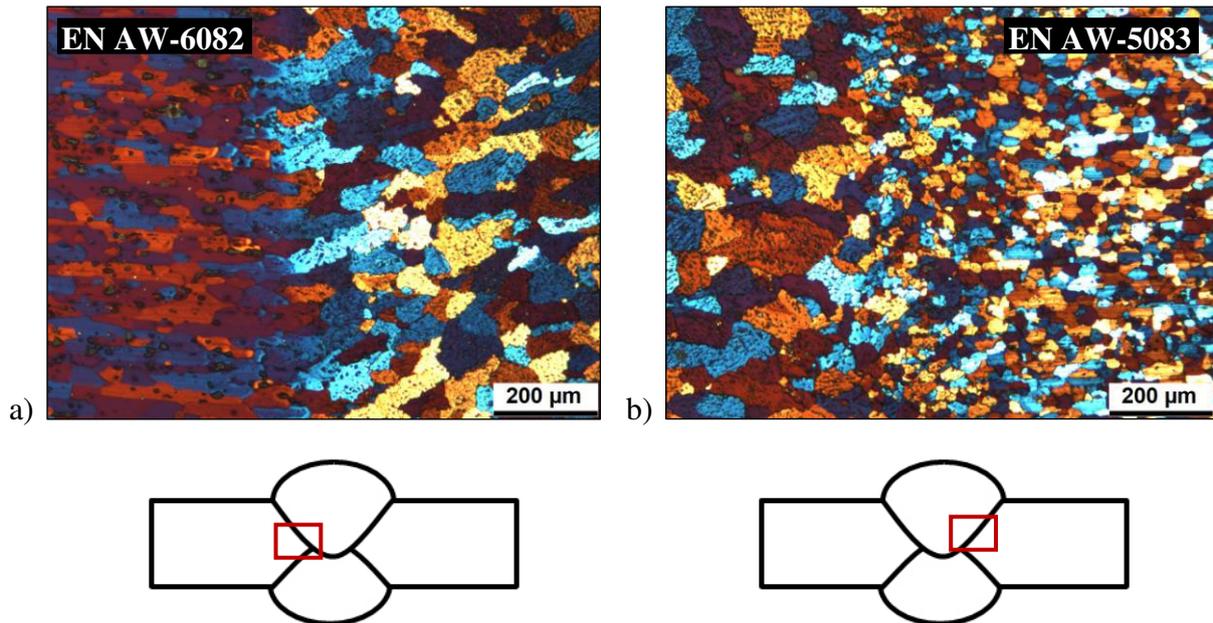


Abbildung 4-1: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen der Wärmeeinflusszone des a) EN AW-5083 und des b) EN AW-6082 mit einer Blechdicke von 6 mm (rote Rahmen markieren den Aufnahmeort der Schlichtbilder im Querschliff der Schweißnaht, anodisiert nach Barker unter polarisiertem Licht).

Dies wird im Weiteren mithilfe einer TEM-Analyse untersucht. Hierbei dient der Bereich des Grundwerkstoffs im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand (T651) als Referenz.

Tabelle 4-1: Materialhärte und Korngröße der Wärmeeinflusszone des EN AW-5083 und EN AW-6082 mit einer Blechdicke von 6 mm.

Wärmeeinflusszone	EN AW-5083	EN AW-6082
Härte nach Vickers [HV1]	85±3	75±2
mittlere Korngröße [µm]	21	36

Wie schon in den Grundlagen dieser Arbeit (Kapitel 2.2) beschrieben, unterscheiden sich die Phasen der Sekundärausscheidungen in Art, Größe, Anzahl und Verteilung, wovon in entscheidendem Maße die Festigkeit einer ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung abhängt. In der Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur des Grundwerkstoffs EN AW-6082 in Abbildung 4-2a sowie für alle weiter folgenden TEM-Aufnahmen ist der Elektronenstrahl senkrecht zur  $\{100\}$ -Ebene des kubisch flächenzentrierten Aluminiumgitters orientiert.

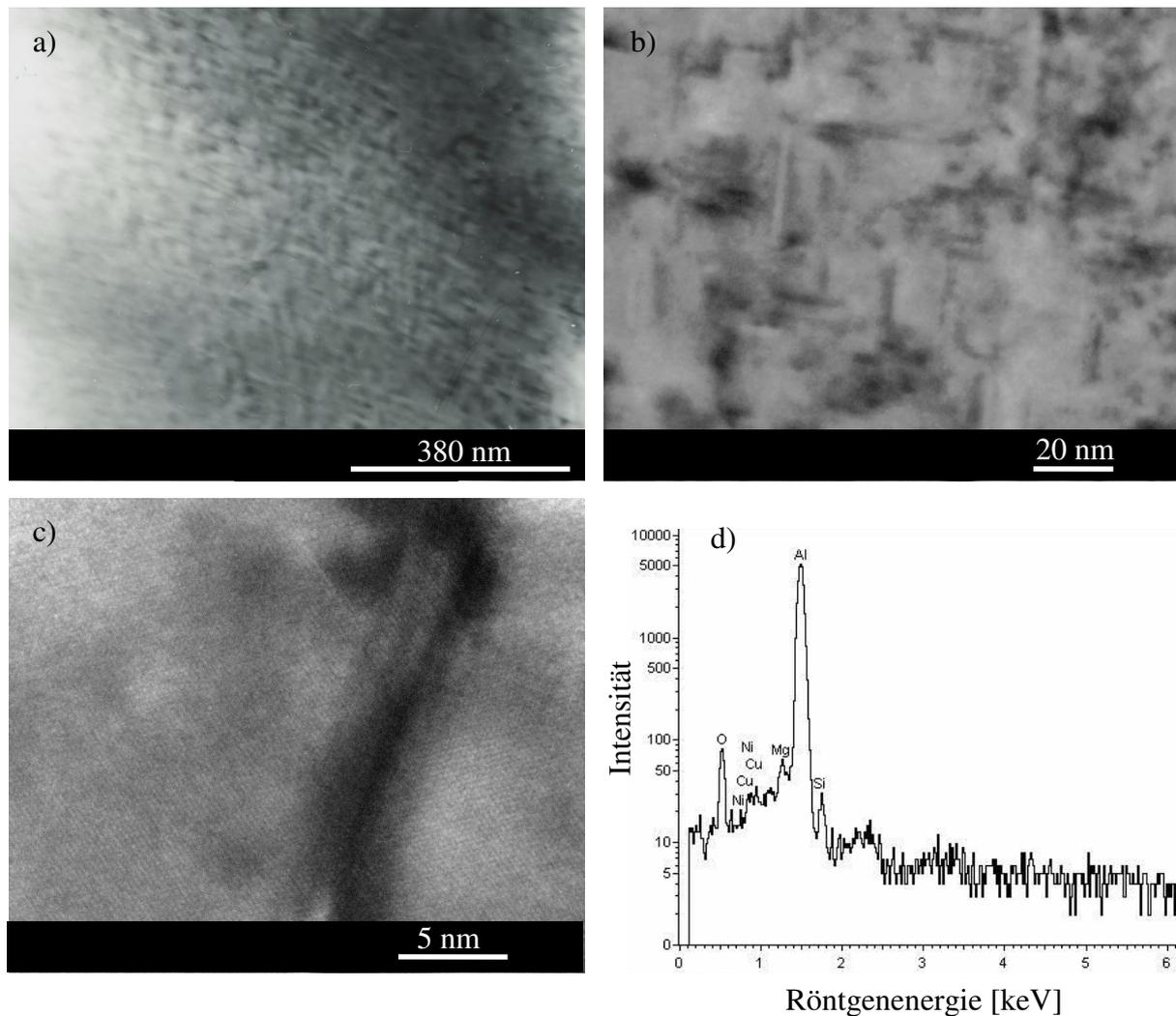


Abbildung 4-2: TEM-Aufnahmen der fein verteilten Ausscheidungen im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand des Grundwerkstoffs EN AW-6082 in der Übersicht a), den Detailansichten b) und c) sowie der EDX-Analyse d).

Auf der in Abbildung 4-2 hell erscheinenden Matrix liegen deutlich erkennbare, fein verteilte, dunkel abgebildete Ausscheidungen, die entlang der  $\{100\}$ -Ebene des Kristalls statistisch verteilt sind. Die Detailansicht in Abbildung 4-2b zeigt eine Anordnung mit senkrecht aufeinander stehenden, nadelförmigen Ausscheidungen. Deren Größe reicht von ungefähr 10 bis 50 nm bei einem Abstand von 10 bis 40 nm. Zusätzlich kann bei der hochauflösenden Darstellung einer einzelnen Ausscheidung in Abbildung 4-2c zum einen die Breite der Ausscheidung von wenigen Atomlagen gesehen werden, zum anderen, dass die Anordnung der Atome der Ausscheidung kohärent mit dem Gitter der sie umgebenden Matrix ist. Ein Vergleich dieser Ausscheidungsmorphologie mit den Ergebnissen anderer Forscher in [4, 14, 15, 85] bei denen auch die maximal ausscheidungsgehärteten Zustände verschiedener 6xxx-Legierungen mit vergleichbaren chemischen Zusammensetzungen untersucht wurde, zeigt eine deutliche

Übereinstimmung in Größe, Form und Verteilung der Ausscheidungen. Das lässt den Schluss zu, dass es sich mit sehr hoher Wahrscheinlichkeit um die festigkeitssteigernde  $\beta''$ -Phase ( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ) handelt. Die Ergebnisse der Analyse dieser Ausscheidung mithilfe der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (englisch: energy dispersive X-ray spectroscopy, EDX) in Abbildung 4-2d zeigt neben dem Aluminium (Al) große Anteile an Magnesium (Mg) und Silizium (Si). Die Auflistung der Masse- und Atom-% dieser EDX-Messung ist Tabelle 4-2 zu entnehmen. Die örtliche Genauigkeit der EDX-Analyse hängt zum einen von der Höhe der eingestellten Beschleunigungsspannung des Elektronenmikroskops ab, zum anderen aber auch von der Dicke der zu untersuchenden Probe, d.h. von der Größe des sich aufgrund der Streuung der auftreffenden Elektronen ergebenden birnenförmigen Raumvolumens. Aus diesem Grund können die Ergebnisse der EDX-Analyse grundsätzlich nur eine Tendenz über die chemische Zusammensetzung der untersuchten Ausscheidung liefern. Dennoch wurde eine genauere Betrachtung der Atom-% dieser Messung in Tabelle 4-2 durchgeführt, die eine relativ gute Übereinstimmung zwischen dem Verhältnis der gemessenen Atom-% von Mg mit 0,335 sowie Si mit 0,355 und der bekannten chemischen Zusammensetzung der  $\beta''$ -Phase von  $\text{Mg}_5\text{Si}_6$  wie sie beispielsweise aus Doan [14] bekannt ist ergibt. Die zuvor getroffene Annahme der im Grundwerkstoff vorliegenden  $\beta''$ -Phase wird dadurch nochmals gestützt.

Tabelle 4-2: Angabe der Masse- und Atom-% der Elemente der in Abbildung 4-2c dargestellten Ausscheidung aus dem maximal ausscheidungsgehärteten Zustand des Grundwerkstoffs EN AW-6082.

Element	Mg	Si	C	O	Cu	Al
Massen-%	0,306	0,374	0,204	2,057	0,795	96,265
Atom-%	0,335	0,355	0,452	3,427	0,337	95,098

Im Vergleich zur Mikrostruktur des Grundwerkstoffs EN AW-6082 ergibt die Betrachtung der Übersichtsaufnahme der Wärmeeinflusszone in Abbildung 4-3a eine augenscheinlich größere Struktur der Ausscheidungen, mit deutlich größeren, senkrecht aufeinander stehenden Ausscheidungen, deren Anzahl im Vergleich zu denen des Grundwerkstoffs stark abgenommen hat und deren Abstand größer geworden ist.

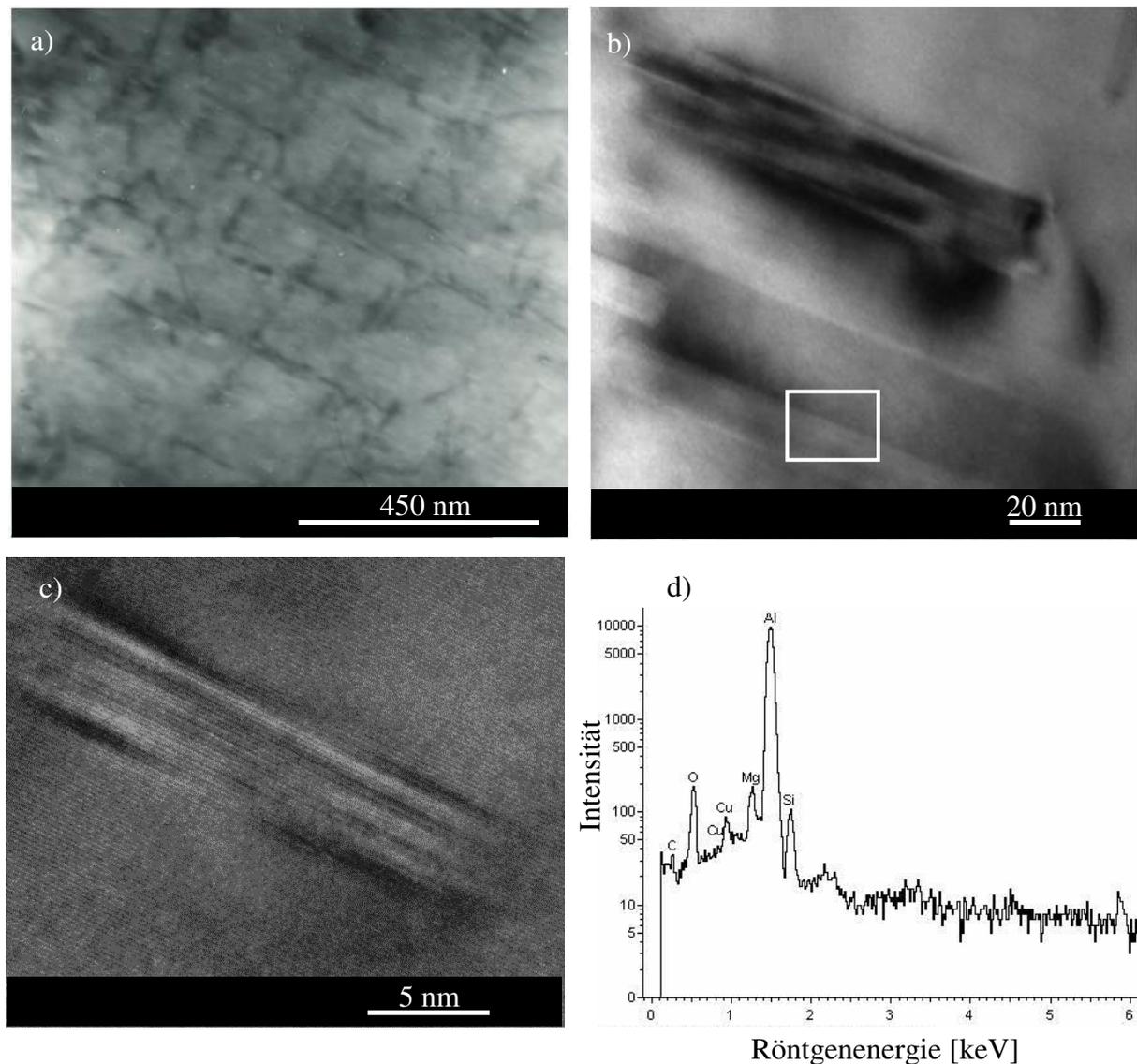


Abbildung 4-3: TEM-Aufnahmen der Ausscheidungen im Bereich der Wärmeeinflusszone der EN AW-6082 mit 75 HV1 in der Übersichtsaufnahme a), den Detailansichten einzelner Ausscheidungen in b) und c) sowie der EDX-Analyse in d).

Auch die Detailaufnahmen in Abbildung 4-3b verdeutlichen den enormen Größenzuwachs der Ausscheidungen im Vergleich zur Abbildung 4-2b. Die Detailaufnahme in Abbildung 4-3b der mit einem weißen Rahmen markierten Stelle einer dieser Ausscheidungen ist in Abbildung 4-3c dargestellt und bildet mit einer sehr hohen Qualität einzelne Atomlagen der Ausscheidung und ihre Kohärenz zur umliegenden Al-Matrix ab. Somit kann ausgeschlossen werden, dass es sich hierbei um die stabile Gleichgewichtsphase ( $\beta$ ) handelt, da diese gemäß Ostermann [4] vollkommen inkohärent vorliegen würde. Vielmehr ähneln Form, Größe und Lage der hier vorliegenden Ausscheidungen der teilkohärenten, metastabilen und stäbchenförmigen  $\beta'$ -Phase ( $\text{Mg}_{1,8}\text{Si}$ ), die schon ausführlich von Myhr et al. [17], Edwards et al. [11] und

Takeda et al. [19] untersucht wurde. Die Ergebnisse der EDX-Analyse dieser Ausscheidung in Abbildung 4-3d zeigen ebenfalls einen hohen Anteil an Mg und Si. Die gemessenen Werte der Masse- und Atom-% sind in Tabelle 4-3 aufgelistet. Das Verhältnis der gemessenen Atom-% von Mg mit 1,182 und Si mit 0,840 steht auch bei diesem Zustand mit der angegebenen Stöchiometrie der  $\beta'$ -Phase ( $Mg_{1,8}Si$ ) in annähernd guter Übereinstimmung. Dieses Ergebnis untermauert die Annahme der vorliegenden  $\beta'$ -Phase in der WEZ, wobei auch in diesem Fall die evtl. geringe Genauigkeit des Messverfahren bei der Interpretation der Ergebnisse berücksichtigt werden muss.

Tabelle 4-3: Angabe der Masse- und Atom-% der Elemente der in Abbildung 4-3d dargestellten Ausscheidung aus dem Bereich der Wärmeeinflusszone des EN AW-6082.

Element	Mg	Si	C	O	Cu	Al
Massen-%	1,095	0,899	0,787	3,737	1,381	92,099
Atom-%	1,182	0,840	1,720	6,129	0,570	89,558

## 4.2 Repräsentative Werkstoffproben aus EN AW-5083 und EN AW-6082

Zur Herstellung der repräsentativen Proben aus EN AW-5083 wurden 20 mm dicke Bleche im Anlieferungszustand H111 (weichgeglüht und geringfügig kaltverfestigt) mit gleicher chemischer Zusammensetzung wie der Grundwerkstoff für die Schweißverbindung (vgl. Kapitel 3.1) verwendet. Ein Schliffbild aus dem Prüfquerschnitt der gefertigten Probe (roter Rahmen) in Längsrichtung zeigt Abbildung 4-4. An dieser Stelle hat das Material eine durchschnittliche Härte von 85 HV1. Das Gefüge zeigt eine leichte Textur in Walzrichtung und besteht aus Körnern mit einem mittleren Durchmesser von 24  $\mu\text{m}$  (vgl. Tabelle 4-4). Für die Herstellung der repräsentativen Proben des EN AW-6082 wurden ebenfalls 20 mm dicke Bleche gleicher chemischer Zusammensetzung wie der Grundwerkstoff für die Schweißverbindung verwendet, jedoch wurden diese, abhängig davon welchen geschweißten Zustand sie repräsentieren sollten, einer speziellen Wärmebehandlung unterzogen (siehe Kapitel 3.2.1). Proben, die den Grundwerkstoff repräsentieren sollen, wurden bis auf eine Vickershärte von 110 HV1 maximal ausscheidungsgehärtet. Proben, die die WEZ repräsentieren, wurden anschließend bis auf 75 HV1 überaltert.

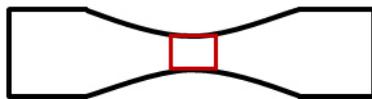
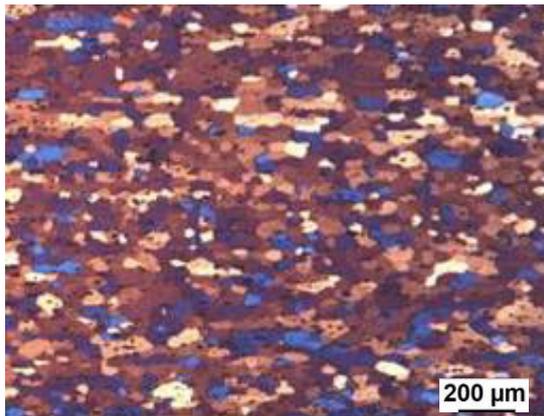


Abbildung 4-4: Lichtmikroskopische Aufnahme im Längsschliff repräsentativer Proben aus EN AW-5083.

Tabelle 4-4: Materialhärte und Korngröße der repräsentativen Proben aus EN AW-5083 aus 20 mm dicken Blechen im Zustand H111.

repräsentative Proben	EN AW-5083
mittlere Vickershärte [HV1]	85±3
mittlere Korngröße in μm]	22

Abbildung 4-5a und Abbildung 4-5b zeigen die Mikrostrukturen des maximal ausscheidungsgehärteten und überalterten Zustands der EN AW-6082. Der rote Rahmen verdeutlicht den jeweiligen Aufnahmeort auf den skizzierten Ermüdungsproben.

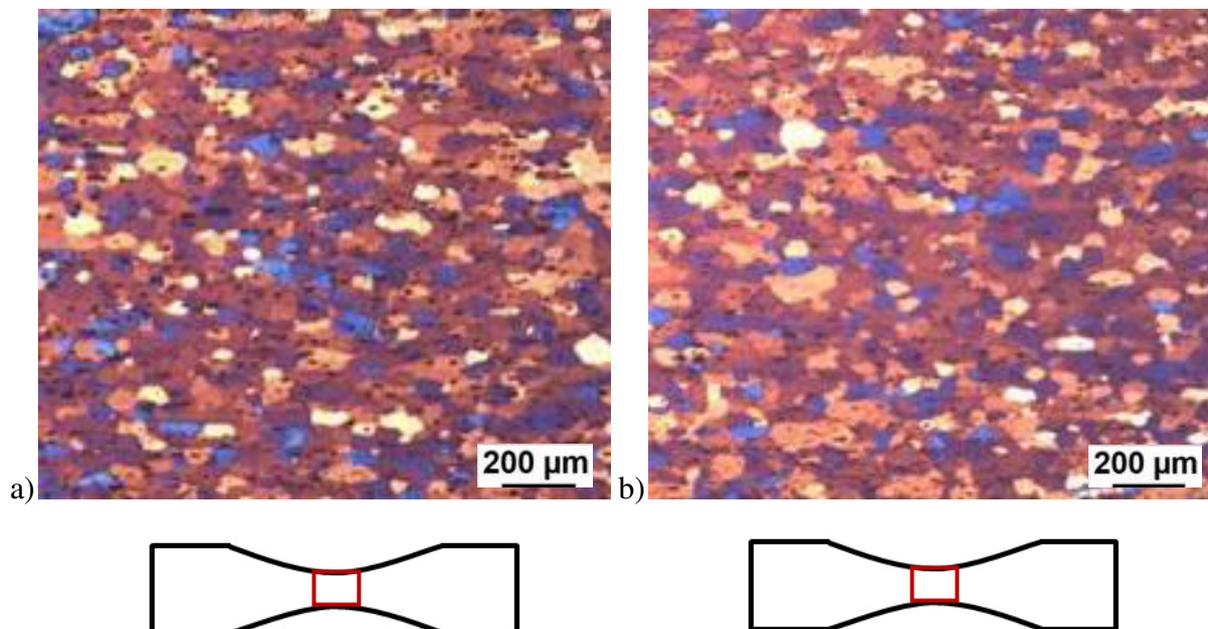


Abbildung 4-5: Mikrostruktur des repräsentativen a) maximal ausscheidungsgehärteten Zustands und des b) überalterten Zustands aus EN AW-6082.

Die Körner der zwei Wärmebehandlungszustände sind in Walzrichtung leicht gestreckt und weisen eine mittlere Größe von 31  $\mu\text{m}$  bzw. 36  $\mu\text{m}$  (vgl. Tabelle 4-5) auf.

Tabelle 4-5: Materialhärte und Korngröße des repräsentativen 110 HV1-Zustands und 75 HV1-Zustands aus EN AW-6082 aus speziell wärmebehandelten 20 mm dicken Blechen.

Repräsentativer Zustand	110 HV1	75 HV1
Härte nach Vickers [HV1]	110 $\pm$ 3	75 $\pm$ 2
mittlere Korngröße [ $\mu\text{m}$ ]	31	35

Wie anfangs erwähnt, reicht es bei dem Vergleich von geschweißten mit repräsentativen Proben nicht aus, nur die Korngröße und die Härte gegenüberzustellen. Auch die Ausscheidungsmorphologie, d.h. der genaue Ausscheidungszustand, muss mithilfe einer TEM-Analyse untersucht werden, da er einen entscheidenden Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften hat. Abbildung 4-6a zeigt einen Ausschnitt des maximal ausscheidungsgehärteten Zustands mit insgesamt drei Korngrenzen, in dessen Schnittpunkt ein runder ca. 50 nm großer Dispersoid zu sehen ist. In zwei der drei Körner ist außerdem die hier vorliegende Sekundärausscheidungstruktur schwach zu erkennen.

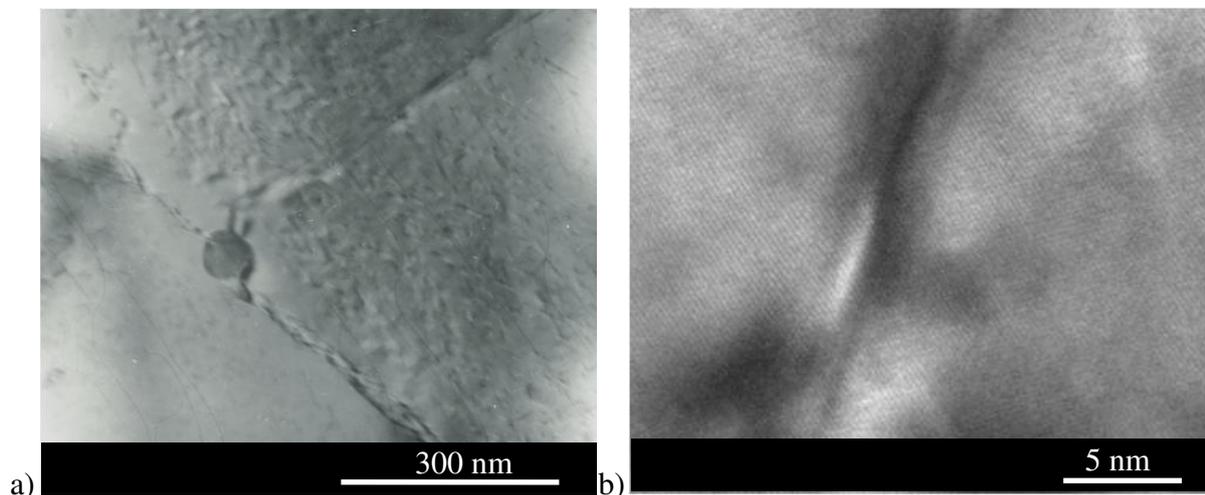


Abbildung 4-6: TEM-Aufnahmen des repräsentativen 110 HV1-Zustands a) in der Übersicht und b) in der Detailaufnahme einer Ausscheidung.

Genauso wie beim Grundwerkstoff ähneln die Ausscheidungen der wärmebehandelten Proben in Form, Größe und Lage denen der kohärenten, nadelförmigen und fein verteilten  $\beta''$ -Phase

( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ) nach [4, 14, 15, 85] und sind typisch für den maximal ausscheidungsgehärteten Zustand der Proben. Mit der Detailaufnahme (Abbildung 4-6b) kann eine Größe dieser nadelförmigen Ausscheidungen von ungefähr 20 nm abgeschätzt werden. Des Weiteren ist das Atomgitter der in Abbildung 4-6b dargestellten Ausscheidung kohärent zur umgebenden Al-Matrix. Der überalterte, repräsentative Zustand mit 75 HV1 (siehe Abbildung 4-7a) zeigt stäbchenförmige Ausscheidungen mit einer Größe von wenigen 100 nm.

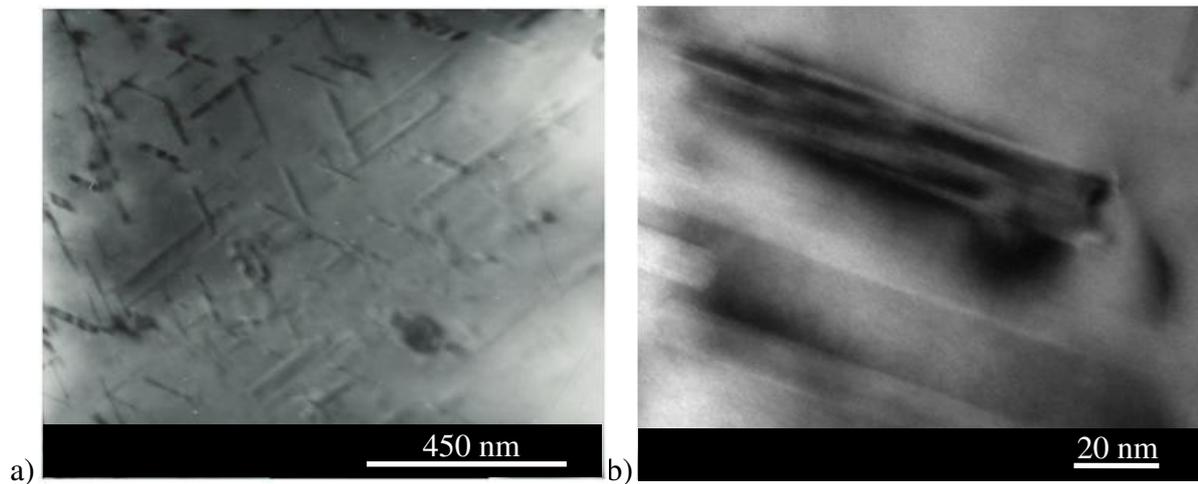


Abbildung 4-7: TEM-Aufnahmen des repräsentativen 75 HV1-Zustands a) in der Übersicht und b) in der Detailaufnahme einer Ausscheidung.

Eine vollständige Kohärenz der Ausscheidungen im überalterten Zustand kann in der Detailaufnahme (Abbildung 4-7b) nicht mehr ohne weiteres erkannt werden, was neben Form, Verteilung und Größe mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die  $\beta'$ -Phase ( $\text{Mg}_{1,8}\text{Si}$ ) als vorliegende Ausscheidung schließen lässt [11, 17-19].

### 4.3 Vergleich Schweißnahtzonen mit repräsentativen Werkstoffproben

Die Charakterisierung der geschweißten Proben des naturharten EN AW-5083 hat gezeigt, dass sich hier keine ausgeprägte WEZ gebildet hat, was eigentlich aufgrund des Anlieferungszustands H111 (weichgeglüht und geringfügig kaltverfestigt) wegen einer denkbaren Erholung bzw. Rekristallisation zu erwarten gewesen wäre. Im Falle des vorliegenden Anlieferungszustands kann davon ausgegangen werden, dass bei einer Rekristallisationsschwelle von ca. 300°C [86] diese zwar im Schweißprozess erreicht wird, die Dauer der prozessbedingten Wärmeeinbringung jedoch viel zu kurz ist und die Kaltverfestigung durch das fertigungsbedingte Recken und Richten des Coils im Walzprozess zu gering ist, um eine Rekristallisation beziehungsweise eine Erholung des Materials zu ermöglichen [86, 87]. Aus diesem Grund

wurden die repräsentativen Proben des EN AW-5083 aus dem gleichen Anlieferungszustand (H111) gefertigt wie die geschweißten Proben, sodass die chemische Zusammensetzung (Tabelle 3-1) und die mechanischen Eigenschaften wie z.B. die Vickershärte (vgl. Tabelle 3-2 und Tabelle 4-1 mit Tabelle 4-4) beider Probenarten miteinander vergleichbar sind. Eine Änderung der Korngröße des Grundwerkstoffs im Vergleich zur mehr oder weniger ausgeprägten Wärmeeinflusszone konnte bei keiner der beiden Legierungen festgestellt werden.

Im Gegensatz zur EN AW-5083 kann bei der ausscheidungshärtbaren Legierung EN AW-6082 im Abstand von ca. 10 mm von der Nahtmitte ein starker Abfall der Festigkeit von 110 auf 75 HV1 beobachtet werden. Dieser signifikante Abfall der Härte war zu erwarten, da aufgrund des Wärmeeintrags während des Schweißprozesses der Wärmebehandlungszustand des Grundmaterials (T651) zugunsten eines überalterten Zustands aufgehoben wird [86]. Die Charakterisierung der chemischen sowie der mechanischen Eigenschaften der Proben aus dem Grundwerkstoff EN AW-6082 und dem repräsentativen 110 HV1-Zustand zeigt eine gute Übereinstimmung beider Probenzustände (vgl. Tabelle 3-2 mit Tabelle 4-5), gleiches gilt für die Wärmeeinflusszone und den repräsentativen 75 HV1-Zustand (vgl. Tabelle 4-1 mit Tabelle 4-5). Auch im Hinblick auf die Ausscheidungsmorphologie konnten weitergehend übereinstimmende Zustände für den Grundwerkstoff bzw. die WEZ und deren repräsentative Proben durch die gezielte Wärmebehandlung letzterer eingestellt werden. Eine zusammenfassende Übersicht der Zustände des EN AW-6082 ist in Abbildung 4-8 dargestellt. Dabei werden die Ausscheidungsmorphologien der zwei maximal ausscheidungsgehärteten Zustände des Grundwerkstoffs und der repräsentativen 110 HV1-Zustands und der zwei überalterten Zuständen der Wärmeeinflusszone und des repräsentativen 75 HV1-Zustands anhand typischer TEM-Aufnahmen gegenübergestellt. Das jeweils darunter positionierte Schema soll die einzelnen mikrostrukturellen Details des jeweiligen Wärmebehandlungszustands noch einmal verdeutlichen. Zusammengefasst kann festgehalten werden, dass alle repräsentativen Proben sowohl hinsichtlich ihrer jeweiligen chemischen Zusammensetzung als auch ihrer mechanischen Eigenschaften den vergleichbaren Schweißnahtzonen entsprechen. Im Falle der ausscheidungshärtbaren EN AW-6082 konnte die TEM-Analyse eine vergleichbare Ausscheidungsmorphologie von geschweißten Proben aus Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone mit ihren jeweiligen repräsentativen Proben beweisen. Im weiteren Verlauf der Arbeit werden die in Abbildung 4-8 dargestellten Mikrostrukturen für die Interpretation des Ermüdungsverhaltens der verschiedenen Materialzustände verwendet.

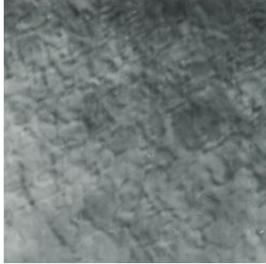
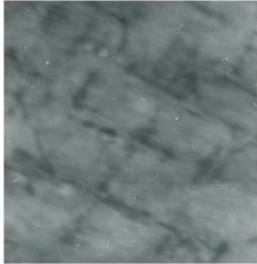
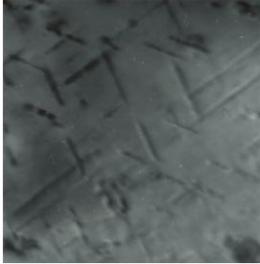
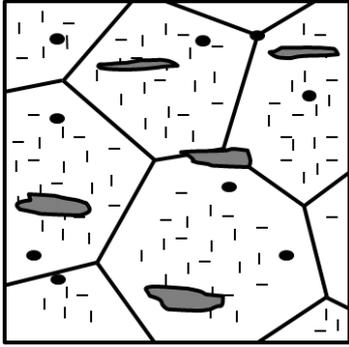
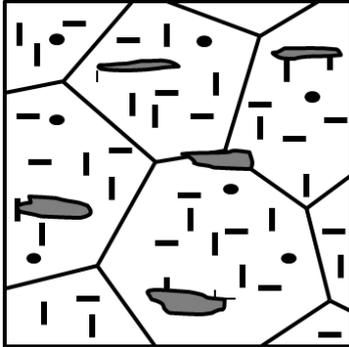
<p>Grundwerkstoff EN AW-6082</p>  <p>Größe: 45-10 nm Abstand: 45-15 nm nadelförmig / kohärent <math>\beta''</math>-Phase</p>	<p>Repräsentativer 110 HV1-Zustand</p>  <p>Größe: 45-10 nm Abstand: 45-15 nm nadelförmig kohärent <math>\beta''</math>-Phase</p>	<p>Wärmeeinflusszone EN AW-6082</p>  <p>Größe: 200-60 nm Abstand: 160-55 nm stäbchenförmige teil-/inkohärent <math>\beta'</math>-Phase</p>	<p>Repräsentativer 75 HV1-Zustand</p>  <p>Größe: 200-60 nm Abstand: 160-55 nm Stäbchenförmige teil-/inkohärent <math>\beta'</math>-Phase</p>
<p>maximal ausscheidungsgehärteter Zustand</p> 		<p>überalterter Zustand</p> 	
<p> Primärausscheidungen</p> <p> Dispersoide</p>		<p> <math>\beta'</math>-Phase</p> <p> <math>\beta''</math>-Phase</p>	

Abbildung 4-8: Vergleich der Ausscheidungsmorphologien des Grundwerkstoffs der geschweißten mit den repräsentativen, wärmebehandelten Proben im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand (110 HV1) sowie der Wärmeeinflusszone mit den repräsentativen, wärmebehandelten Proben im stark überalterten Zustand (75 HV1) im Maßstab 1:80000 und der schematischen Darstellung der jeweiligen Ausscheidungsmorphologien.

## 5 Ergebnisse

### 5.1 Schwingfestigkeitsuntersuchungen

Die für diese Arbeit durchgeführten Schwingfestigkeitsuntersuchungen wurden mit verschiedenartigen Proben, d.h. geschweißten Proben mit und ohne Nahtüberhöhung und mit Prüfquerschnitten aus unterschiedlichen Schweißzonen sowie speziell wärmebehandelten glatten und gekerbten Proben durchgeführt. Damit wurde das Ziel verfolgt, den Einfluss der geometrischen Kerbe auf die Ermüdung der Aluminium-Schweißnähte von dem der wärmebeeinflussten Mikrostruktur und dem der prozessbedingten Schweißnahtdefekte zu separieren. Die hier beschriebenen Ergebnisse beruhen auf Ultraschallermüdungsversuchen bei einer Testfrequenz von ca. 20 kHz, wie sie ausführlich in Kapitel 3.3.4.4 beschrieben sind. Alle Versuche wurden bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  durchgeführt. Bei der Darstellung der Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen im Wöhlerdiagramm markieren Pfeile die nicht versagten und somit durchgelaufenen Proben. Die eingezeichneten Trendlinien sollen die jeweilige Tendenz der Ergebnisse im Diagramm verdeutlichen. Sie stellen keine statistisch abgesicherten Mittelwerte dar, sondern wurden lediglich auf Basis einer Potentialfunktion bestimmt. Da der „klassische“ Dauerfestigkeitsbereich bei Stahl ab einer Grenzlastspielzahl von  $N_G = 2 \cdot 10^6$  und bei Aluminium typischerweise bei  $N_G = 1 \cdot 10^7$  definiert wird, wie beispielsweise in der Richtlinie des Forschungskuratorium Maschinenbau [2] oder der Empfehlung des International Institut of Welding, ist im Folgenden die Ermüdung bei hohen Lastspielzahlen (HCF) bis zu einer Lastspielzahl von  $1 \cdot 10^7$  und ab dieser Grenze der Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen (VHCF) definiert.

#### 5.1.1 Geschweißte Proben mit Nahtüberhöhung

Für die in diesem Unterkapitel beschriebenen Schwingfestigkeitsversuche wurden geschweißte Proben mit Nahtüberhöhung aus der hohen Nahtgüte der Gruppe B (siehe Kapitel 3.2) verwendet. Dabei wurden die beiden Grundwerkstoffe, die naturharte EN AW-5083 und die ausscheidungsgehärtete EN AW-6082, mit dem Zusatzmaterial S Al 5183 verschweißt. Die Oberfläche dieser Proben ist danach nicht bearbeitet worden und zeigt somit auf Ober- und Unterseite eine typische Schuppung der Schweißnaht. An den verjüngten Seitenflächen der Probe liegt eine fertigungsbedingte, gefräste Oberfläche vor. Bei der Darstellung der Ergebnisse dieser Versuche im Wöhlerdiagramm in Abbildung 5-1 ist neben der Nennspannungs-

amplitude die gemäß Kapitel 3.3.4.5 berechnete Kerbspannungsamplitude über der erreichten Bruchlastspielzahlen aufgetragen.

Oberhalb einer Kerbspannungsamplitude von  $\sim 110$  MPa tritt bis auf eine Ausnahme ein Versagen der Proben ausschließlich im HCF-Bereich auf. Unterhalb einer Kerbspannungsamplitude von  $\sim 110$  MPa kann eine Streuung der Ergebnisse beobachtet werden, bei der die getesteten Proben im HCF- als auch im VHCF-Bereich versagen. Ein Versagen im HCF-Bereich setzt sich auch noch bis zu einer Kerbspannungsamplitude von 80 MPa fort, was einer Nennspannungsamplitude von ca. 44 MPa entspricht. Ein erster Durchläufer mit einer Grenzlastspielzahl  $N = 1,27 \cdot 10^9$  liegt erst bei einer Kerbspannungsamplitude  $\Delta\sigma_k/2 = 70$  MPa ( $\Delta\sigma/2 = 38$  MPa) vor und befindet sich somit im VHCF-Bereich. Ob eine echte Dauerfestigkeit für die geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung vorliegt, müsste anhand weiterer Versuche überprüft werden. Der Probenbruch erfolgte bei allen geschweißten Proben ausschließlich auf der Seite des EN AW-6082.

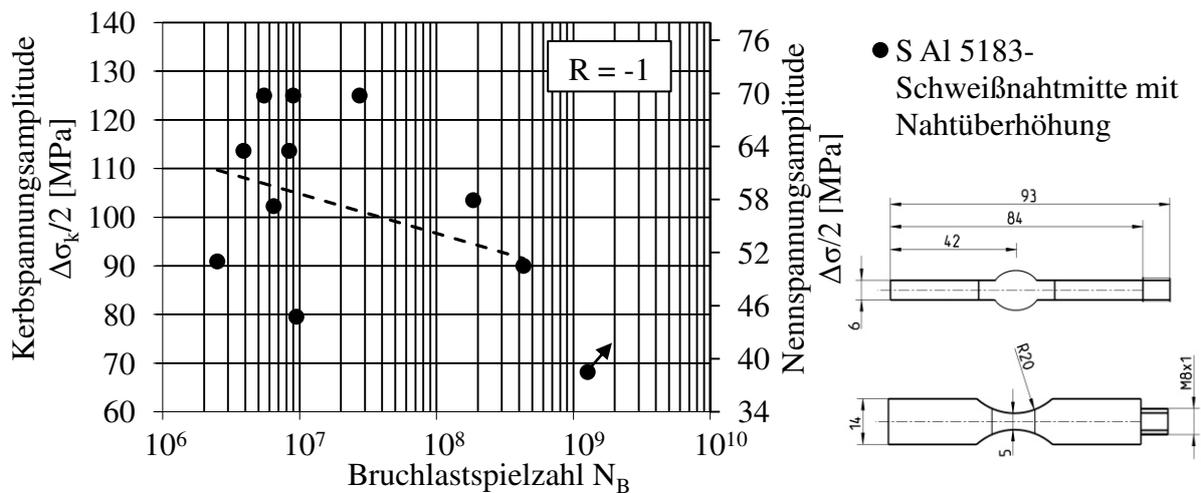


Abbildung 5-1: Wöhlerdiagramm der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung und dem Prüfquerschnitt in der Schweißnahtmitte aus S Al 5183 (Durchläufer ist mit einem Pfeil markiert, potenzielle Mittelwerte mit Trendlinien).

Bei allen geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung konnte die Rissinitiation im Kerbgrund des Schweißnahtübergangsradius beobachtet werden. Der im Folgenden beschriebene weitere Rissverlauf konnte mit dem Farbeindringverfahren detektiert werden und ist stellvertretend für alle anderen Proben in Abbildung 5-2a genauer dargestellt. Der Risspfad erstreckt sich von den beiden Außenkanten der Probe entlang des Kerbgrunds. Eine genauere Betrachtung des mit dem schwarzen Pfeil markierten Bereichs in der Seitenansicht der Probe im Raster-

elektronenmikroskop (Abbildung 5-2b) lässt den Beginn des primären Risses im Grund der geometrischen Kerbe erkennen, unterhalb derer die WEZ des EN AW-6082 mit ungefähr 85 HV1 liegt. Neben diesem primären fortlaufenden Riss lässt die Detailaufnahme in Abbildung 5-2b einen weiteren Anriss erkennen.

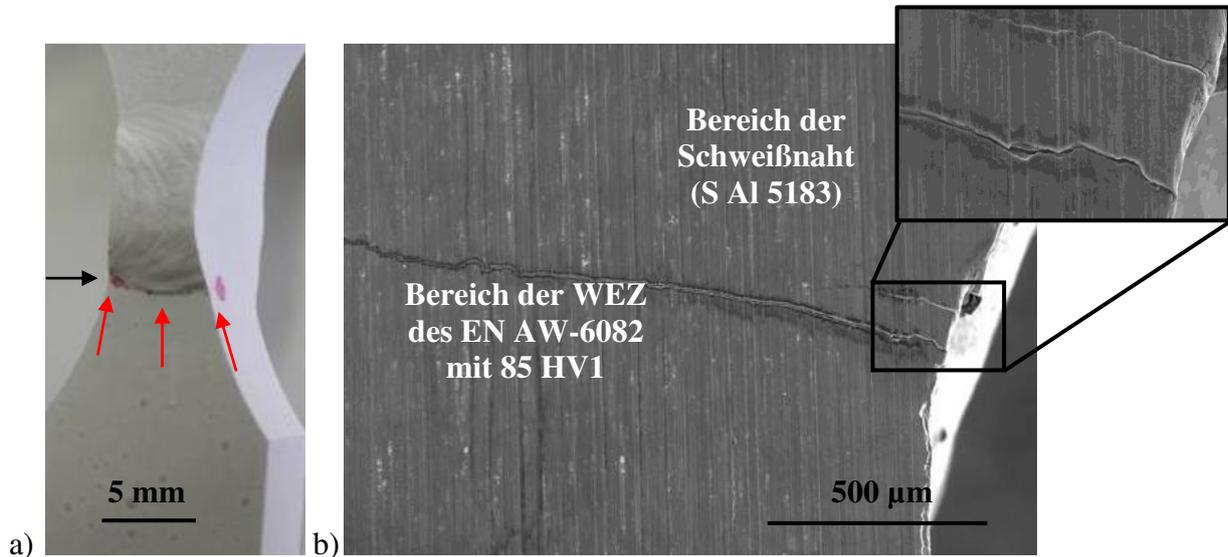


Abbildung 5-2: Rissinitiation im Bereich der Übergangskerbe der Schweißnaht a) detektiert mittels Farbeindringverfahren und b) rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des Kerbgrunds mit Detailansicht einer geschweißten Probe ermüdet bei  $\Delta\sigma_k/2 = 104$  MPa und Versagen bei  $N_B = 1,85 \cdot 10^8$ .

### 5.1.2 Geschweißte Proben ohne Nahtüberhöhung

Zum Zweck der Separation der Kerbeffekte wurden die Proben für die nachfolgende Versuchsreihe an geschweißten Probe ohne Nahtüberhöhung (Wöhlerdiagramm siehe Abbildung 5-3) aus Blechen mit geringer Nahtgüte der Gruppe D, d.h. mit einer vergleichsweise „schlechten“ Nahtqualität, hergestellt und zudem ihre Nahtüberhöhung abgefräst. Damit ist gewährleistet, dass für die Proben, die aus der Schweißnahtmitte entnommen wurden, anhand dieser Versuchsreihe ausschließlich der Kerbeffekt resultierend aus Schweißnahtdefekten, wie sie üblicherweise bei dieser Nahtgüte auftreten, bestimmt wird. Die Probenoberfläche wurde im Bereich der Prüflänge zuerst mechanisch und im Anschluss elektrolytisch poliert. Die höchsten zyklischen Festigkeiten zeigen die Proben aus dem Grundwerkstoff (GW) EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand mit einer Härte von 110 HV1, gefolgt von denen der Wärmeinflusszone (WEZ) des gleichen Materials mit 75 HV1. Die für die Ergebnisse des GWs und der WEZ eingezeichneten Trendlinien verdeutlichen in beiden Fäl-

len eine bis in den VHCF-Bereich stetig abfallende Spannungsamplitude. Dies bedeutet, dass weder der Grundwerkstoff noch die Wärmeeinflusszone des EN AW-6082 eine Dauerfestigkeit über der klassischen Lastspielzahlgrenze von  $N = 2 \cdot 10^6$  bzw.  $N = 1 \cdot 10^7$  hinaus besitzen. Durchläufer sind erst bei Lastspielzahlen  $\geq 10^9$  zu beobachten. Allerdings kommt es bei den WEZ-Proben auch bei Amplituden unterhalb jener Lastniveaus, bei denen bereits VHCF-Durchläufer zu verzeichnen sind, noch zu einem Versagen. Die WEZ-Proben der EN AW-6082 zeigen im VHCF-Bereich eine größere Streuung auf als die Proben des Grundwerkstoffs (z.B. bei einer Spannungsamplitude  $\sigma_A = 85$  MPa von  $5 \cdot 10^6$  bis  $2 \cdot 10^9$  (Durchläufer)).

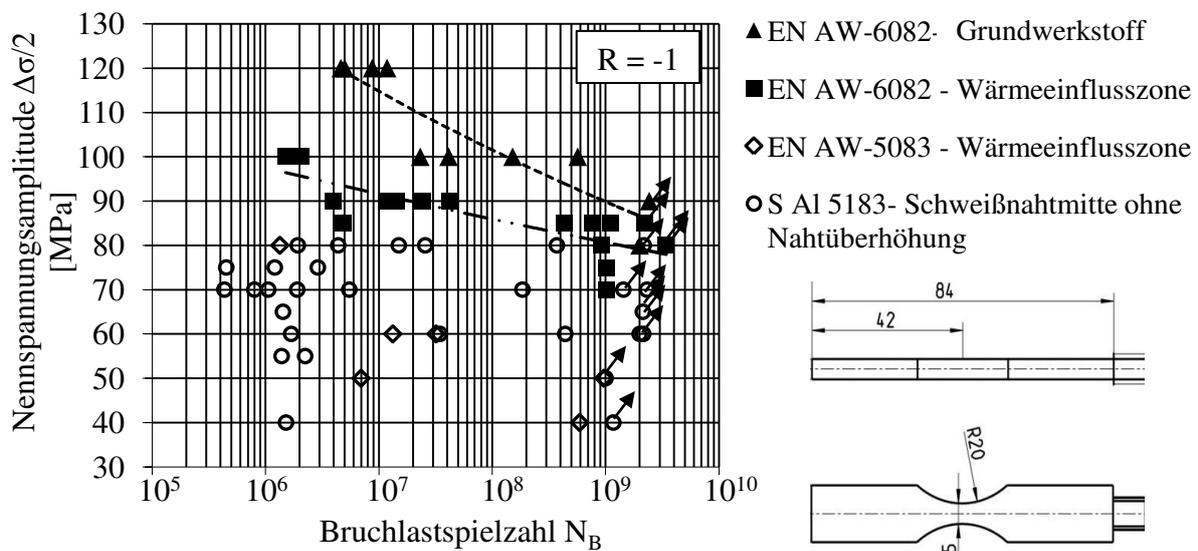


Abbildung 5-3: Ermüdungsversuche mit geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung mit dem Prüfquerschnitt im Grundwerkstoff (GW), in der Wärmeeinflusszone (WEZ) der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 und der naturharten EN AW-5083 sowie in der Schweißnahtmitte aus dem Zusatzwerkstoff S Al 5183 (Durchläufer sind mit Pfeilen markiert, potenzielle Mittelwerte mit Trendlinien).

Proben, deren Prüfquerschnitte in der dendritischen Mikrostruktur des Zusatzwerkstoffs S Al 5183 in der Schweißnahtmitte liegen, zeigen im Vergleich zu den GW- und WEZ-Proben einen weiteren Abfall der zyklischen Festigkeit verbunden mit einer noch ausgeprägteren Streuung der Ergebnisse mit gebrochenen und durchgelaufenen Proben auf jedem getesteten Beanspruchungshorizont. Die im Wöhlerdiagramm getesteten Nennspannungsamplituden reichen dabei von 80 bis 40 MPa. Die Schwingfestigkeit der WEZ EN AW-5083 ist im Vergleich zum GW EN EN-6082 und dessen WEZ deutlich niedriger im HCF- und VHCF-Bereich und liegt tendenziell im Streuband der Ergebnisse für die Schweißnahtmitte

(S Al 5183) ohne Nahtüberhöhung. Somit weist diese WEZ zusammen mit der Schweißnahtmitte die niedrigste zyklische Festigkeit unter der Verwendung der Proben ohne Nahtüberhöhung auf. Bei diesen Proben konnte jedoch festgestellt werden, dass die Rissinitiierung nicht im Bereich der WEZ des EN AW-5083 stattfand, sondern im Bereich der unterhalb des Prüfquerschnitts liegenden Schweißnahtmitte aus S Al 5183. Abbildung 5-4a-e zeigt beispielhaft Bruchflächen von Proben ohne Nahtüberhöhung mit Prüfquerschnitt in Schweißnahtmitte für verschiedene Beanspruchungshorizonte und Bruchlastspielzahlen. Die mit weißen Pfeilen markierten Bindefehler und Poren konnten fraktographisch als Rissausgangsort bestimmt werden. Darüber hinaus sind auch weitere umliegende Poren und Bindefehler auf der Ermüdungsbruchfläche zu erkennen.

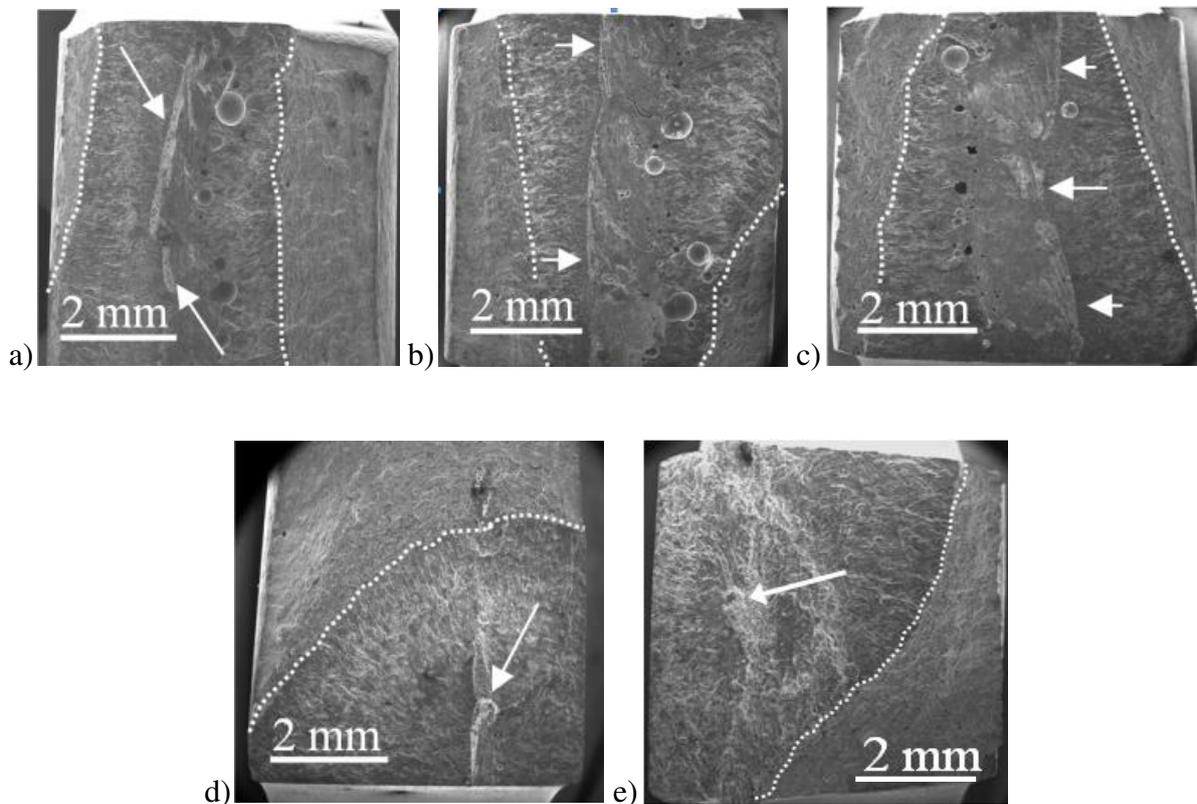


Abbildung 5-4: Bruchflächen von Proben aus der Schweißnahtmitte (Al S 5183) mit prozessbedingten Nahtfehlern für Spannungsamplituden und Bruchlastspielzahlen von a)  $\Delta\sigma/2 = 70\text{MPa}$  und  $N_B = 2,2 \times 10^5$ , b)  $\Delta\sigma/2 = 55\text{MPa}$  und  $N_B = 9,3 \times 10^6$ , c)  $\Delta\sigma/2 = 40\text{MPa}$  und  $N_B = 1,5 \times 10^6$ , d)  $\Delta\sigma/2 = 55\text{MPa}$  und  $N_B = 2,1 \times 10^6$  und e)  $\Delta\sigma/2 = 80\text{MPa}$  und  $N_B = 4,2 \times 10^8$ .

Auf den in Abbildung 5-4a-e dargestellten Bruchflächen sind die Anteile von Ermüdungs- und Gewaltbruchfläche mit weißen, gestrichelten Linien gekennzeichnet. Mit steigender Bruchlastspielzahl und vergleichbaren Spannungsamplituden ist eine Abnahme der Anzahl

der auf der Bruchfläche befindlichen Defekte zu beobachten. Dies wird im Detail beim Vergleich der prozentualen Anteile der Defektfläche bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Proben in Tabelle 5-1 ersichtlich. Bei Proben die eine Grenzlastspielzahl von  $N_G = 2 \cdot 10^9$  ohne Versagen erreicht hatten, wurde die Spannungsamplitude schrittweise in Laststufen von 10 MPa für jeweils  $10^6$  Lastwechsel bis zum Versagen erhöht. Bei der anschließenden Untersuchung der Bruchfläche konnte nur ein sehr geringer Flächenanteil an Bindefehlern von unter  $0,01 \text{ mm}^2$  festgestellt werden.

Tabelle 5-1: Flächenverteilung von Poren und Bindefehlern (BF) in ermüdeten Proben der Schweißnahtmitte ohne Nahtüberhöhung (Bei Durchläufern wurde die Spannungsamplitude bis zum Versagen erhöht).

Probe	$\Delta\sigma/2$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$N_B$	Fläche Pore [mm <sup>2</sup> ]	max. Poren-Ø [mm]	Fläche BF [mm <sup>2</sup> ]	Fläche BF [%]*	Gesamt- defekt- fläche [%]*	Art und Lage Rissinitiierung
1	70	$7,9 \cdot 10^5$	0,373	0,186	1,214	5,06	6,61	zwei große BF mittig
2	70	$1,2 \cdot 10^6$	1,287	0,251	<0,01	<0,04	<5,36	BF mittig mit Porennest
3	65	$1,5 \cdot 10^6$	0,919	0,286	0,613	2,55	6,38	BF an Oberfläche
4	60	$1,8 \cdot 10^6$	2,001	0,379	1,294	5,39	12,99	BF an Oberfläche
5	70	$1,9 \cdot 10^6$	1,948	0,258	0,472	1,96	10,08	Pore an Oberfläche
6	80	$4,3 \cdot 10^6$	0,343	0,661	<0,01	<0,04	<1,43	Pore an Oberfläche
7	60	$3,3 \cdot 10^7$	0,976	0,286	0,510	2,13	6,19	BF mittig mit Porennest
8	70	$1,6 \cdot 10^8$	5,801	0,925	<0,01	<0,04	<15,80	große Pore, mittig
9	60	$4,2 \cdot 10^8$	0,014	0,068	0,067	0,28	0,34	Durchläufer, Poren und BF
10	80	$2,1 \cdot 10^9$	0,283	0,014	<0,01	<0,04	<1,17	Durchläufer, Poren und BF
11	70	$2,1 \cdot 10^9$	0,196	0,015	<0,01	<0,04	<0,82	Durchläufer, Poren und BF
12	65	$2,1 \cdot 10^9$	0,251	0,012	<0,01	<0,04	<1,05	Durchläufer, Poren und BF
13	60	$2,1 \cdot 10^9$	0,120	0,053	<0,01	<0,04	<0,54	Durchläufer, Poren und BF

\*Prozentanteil bezogen auf die Ermüdungsbruchfläche der Probe.

### 5.1.3 Gekerbte, wärmebehandelte, repräsentative Werkstoffproben

Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen an umlaufgekerbten und speziell wärmebehandelten, repräsentativen Proben mit einem Kerbfaktor von  $K_t = 1,8$  können Abbildung 5-5 entnommen werden. Dabei ist die Nennspannung über der Bruchlastspielzahl aufgetragen. Im Falle der unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände des EN AW-6082 (siehe Kapitel 3.2.1) haben die maximal ausscheidungsgehärteten Proben mit 110 HV1 die höchste zyklische Festigkeit, gefolgt von denen im überalterten 85 HV1-Zustand und denen im stark überalterten Zustand mit einer Härte von 75 HV1. Die Trendlinien aller drei Zustände zeigen einen stetigen Abfall der zyklischen Festigkeit mit Probenbrüchen bis in Bruchlastspielbereiche von über  $10^9$  Lastwechseln.

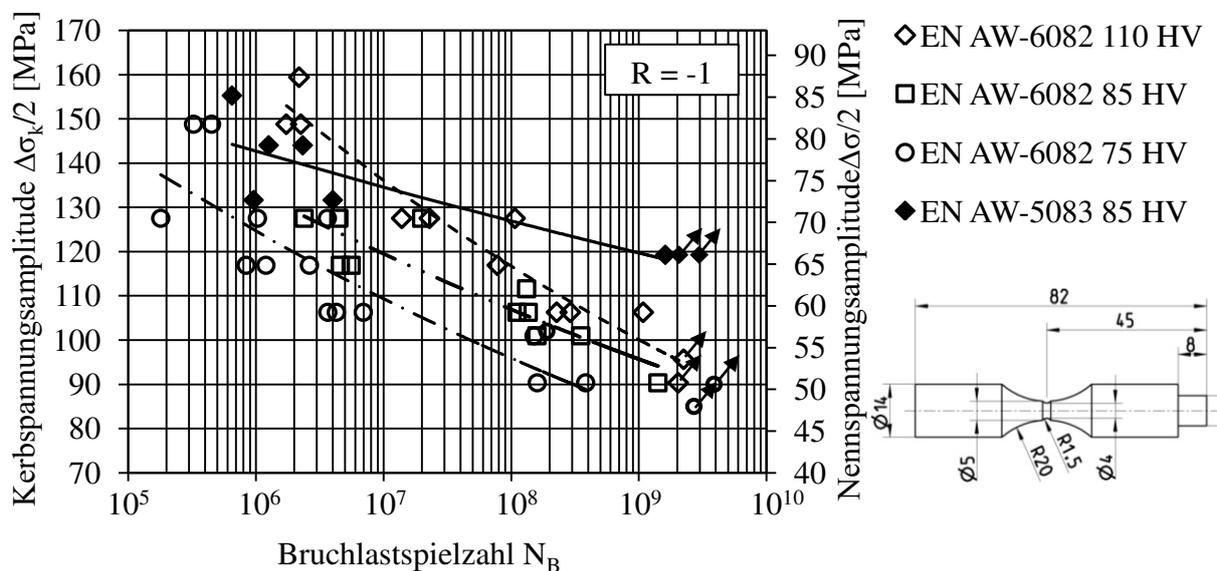


Abbildung 5-5: Ermüdungsversuche mit gekerbten, wärmebehandelten, repräsentativen Proben ( $K_t = 1,8$ ) aus der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten 110 HV1-Zustand und den leicht und stark überalterten 85 HV1- und 75 HV1-Zuständen sowie der naturharten EN AW-5083 85 HV1 (Durchläufer sind mit Pfeilen markiert, potenzielle Mittelwerte mit Trendlinien).

Im Vergleich zu den Proben aus der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 mit 110, 85 und 75 HV1 versagt die Mehrzahl der Proben aus der naturharten EN AW-5083 mit einer Härte von 85 HV1 im HCF-Bereich (unterhalb von  $N_B = 10^7$ ). Lediglich eine Probe konnte im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen bei  $N_B = 1,6 \cdot 10^9$  und einer Nennspannungsamplitude von 66 MPa ermüdet werden. Im Vergleich zu den Trennlinien der EN AW-6082 fällt der Verlauf der Trendlinie für EN AW-5083 deutlich flacher aus. Die erreichten Spannungsamplituden im

Bereich von  $10^5$  bis  $10^7$  Lastwechseln (HCF-Bereich) liegen dabei im Mittel zwischen denen des 110 und 85 HV1-Zustands der EN AW-6082, steigen aber für den VHCF-Bereich bis  $2 \cdot 10^9$  Lastwechsel über die des 110 HV1-Zustands an. Im direkten Vergleich weist die EN AW-5083 im VHCF-Bereich eine höhere zyklische Festigkeit gegenüber der EN AW-6082 auf, die je nach Wärmebehandlungszustand der EN AW-6082 bis zu 20 % betragen kann.

#### 5.1.4 Glatte, wärmebehandelte, repräsentative Werkstoffproben

In Abbildung 5-6 werden die Ergebnisse der zyklischen Prüfung bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  der glatten Proben aus EN AW-5083 und EN AW-6082 zusammengefasst. Gegenüber den drei Zuständen der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 (110, 85 und 75 HV1) weisen die Proben der naturharten EN AW-5083 mit einer Härte von 85 HV1 im HCF-Bereich eine vergleichbare, im VHCF-Bereich eine höhere ertragbare Spannungsamplitude auf (vgl. Abbildung 5-6).

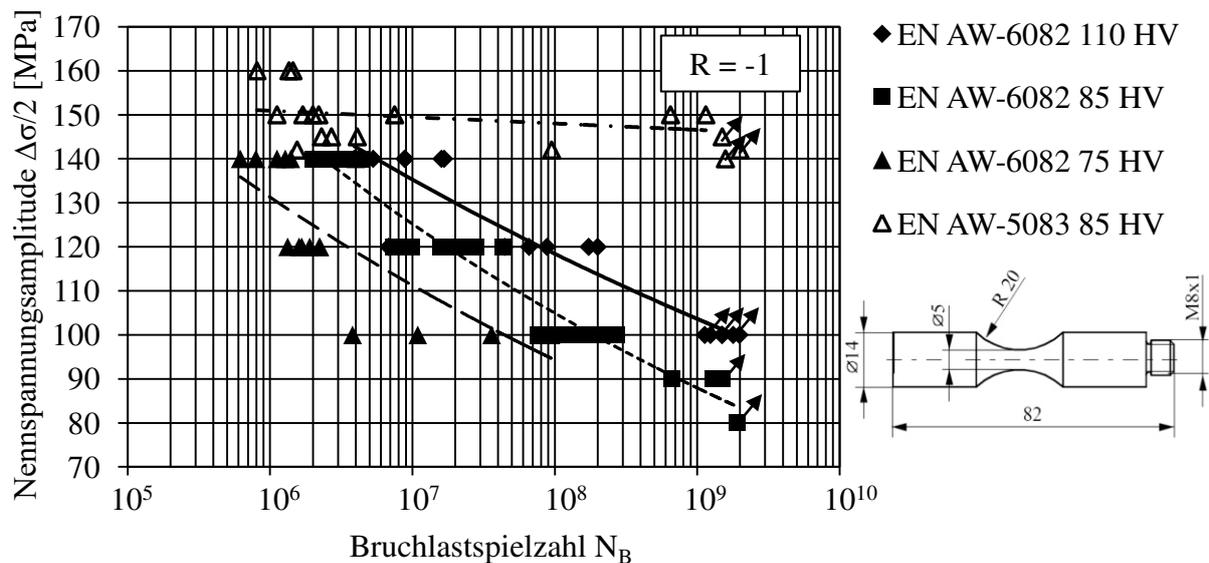


Abbildung 5-6: Ermüdungsversuche mit glatten, wärmebehandelten, repräsentativen Proben aus der ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten 110 HV1-Zustand und den leicht und stark überalterten 85 HV1- und 75 HV1-Zuständen sowie der naturharten EN AW-5083 85 HV1 (Durchläufer sind mit Pfeilen markiert, potenzielle Mittelwerte mit Trendlinien).

Ab einer Lastspielzahl von ungefähr  $10^7$  wird dies zunehmend deutlicher. Ab dieser Lastspielzahl ist ein annähernd horizontaler Verlauf der Trendlinie der EN AW-5083 erkennbar,

der sich einer Spannungsamplitude von ungefähr 145 MPa annähert. Im Gegensatz dazu weisen alle drei Zustände der EN AW-6082 einen stetig abfallenden Verlauf der Trendlinien auf. Für den maximal ausscheidungsgehärtete Zustand mit 110 HV ist gegenüber den zwei überalterten Zuständen mit 85 und 75 HV1 die höchste zyklische Festigkeit zu beobachten. Mit zunehmender Überalterung des Materials von 85 auf 75 HV1 nimmt die Schwingfestigkeit sowohl im HCF- wie im VHCF-Bereich weiter ab. Da der versagenskritische Bereich der Schweißnaht nicht auf der Seite des EN AW-5083 auftrat und somit das Ermüdungsverhalten des EN AW-5083 für die Vorhersage der Lebensdauer der Schweißnaht von untergeordneter Bedeutung ist, wurde der Schwerpunkt der Untersuchung der Versagensmechanismen bzw. -phänomene auf die EN AW-6082 in ihren drei Materialzuständen gelegt. Die Ergebnisse der fraktographischen Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop (REM) bezüglich der Rissinitiierung an Proben aus der naturharten EN AW-5083 werden daher nachfolgend nur exemplarisch beschrieben. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass der zum Bruch führende Ermüdungsriss bei diesen Proben ausschließlich von der Oberfläche ausgeht (siehe weißer Pfeil an der Stelle der Rissinitiierung in Abbildung 5-7a). Bei genauerer Betrachtung dieses Bereichs konnten bei einigen Proben vereinzelte Drehriefen auf der Probenoberfläche als Ursache der Rissinitiierung festgestellt werden, die durch den Schleif- und Polierprozess nicht vollständig beseitigt werden konnten.

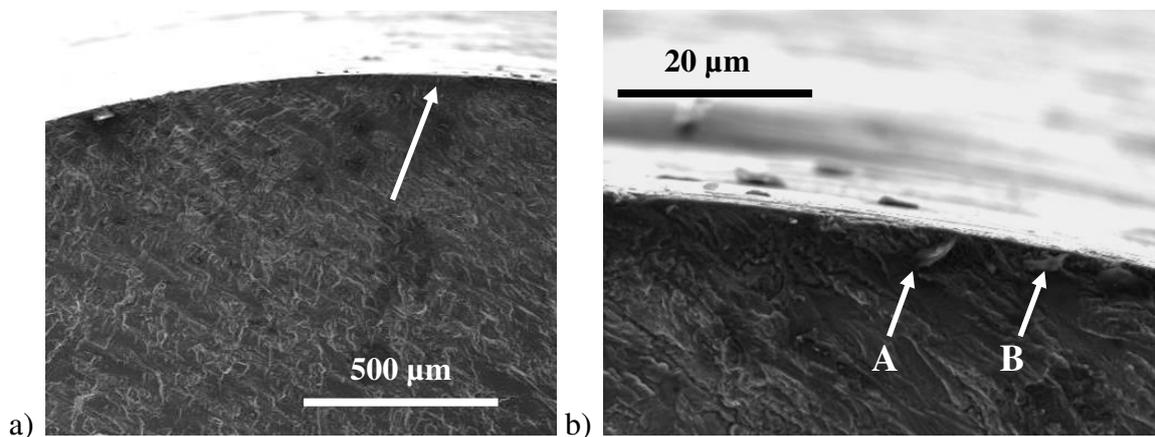


Abbildung 5-7: a) Übersichtsaufnahme einer glatten polierten Probe aus EN AW-5083 mit  $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa und  $N_B = 9,1 \cdot 10^7$  und der Detailansicht der Rissinitiierungsstelle dieser Probe auf der Bruchfläche in b).

Bei der Mehrzahl der untersuchten Proben konnten als Rissinitiierungsstellen jedoch intermetallische Phasen gefunden werden, die aufgrund des Abtrags der sie umgebenden Aluminiummatrix während des Polierprozesses teilweise aus der Oberfläche der Proben herausragen. Die Analyse der chemischen Zusammensetzung dieser Ausscheidungen ergab, dass diese

überwiegend aus Eisen, Mangan und Silizium  $\text{Al(Fe,Mn)Si}$  bestehen. Die Detailansicht der Rissinitiierungsstelle auf der Bruchfläche einer Probe aus EN AW-5083 in Abbildung 5-7b zeigt zwei mit „A“ und „B“ markierte intermetallische Phasen, an denen mit großer Wahrscheinlichkeit der Riss eingeleitet wurde. Intermetallische Phasen konnten auch auf der Oberfläche der Ermüdungsprobe in der Nähe der Rissinitiierungsstelle gefunden werden und sind in Abbildung 5-8a ebenfalls mit „A“ und „B“ markiert.

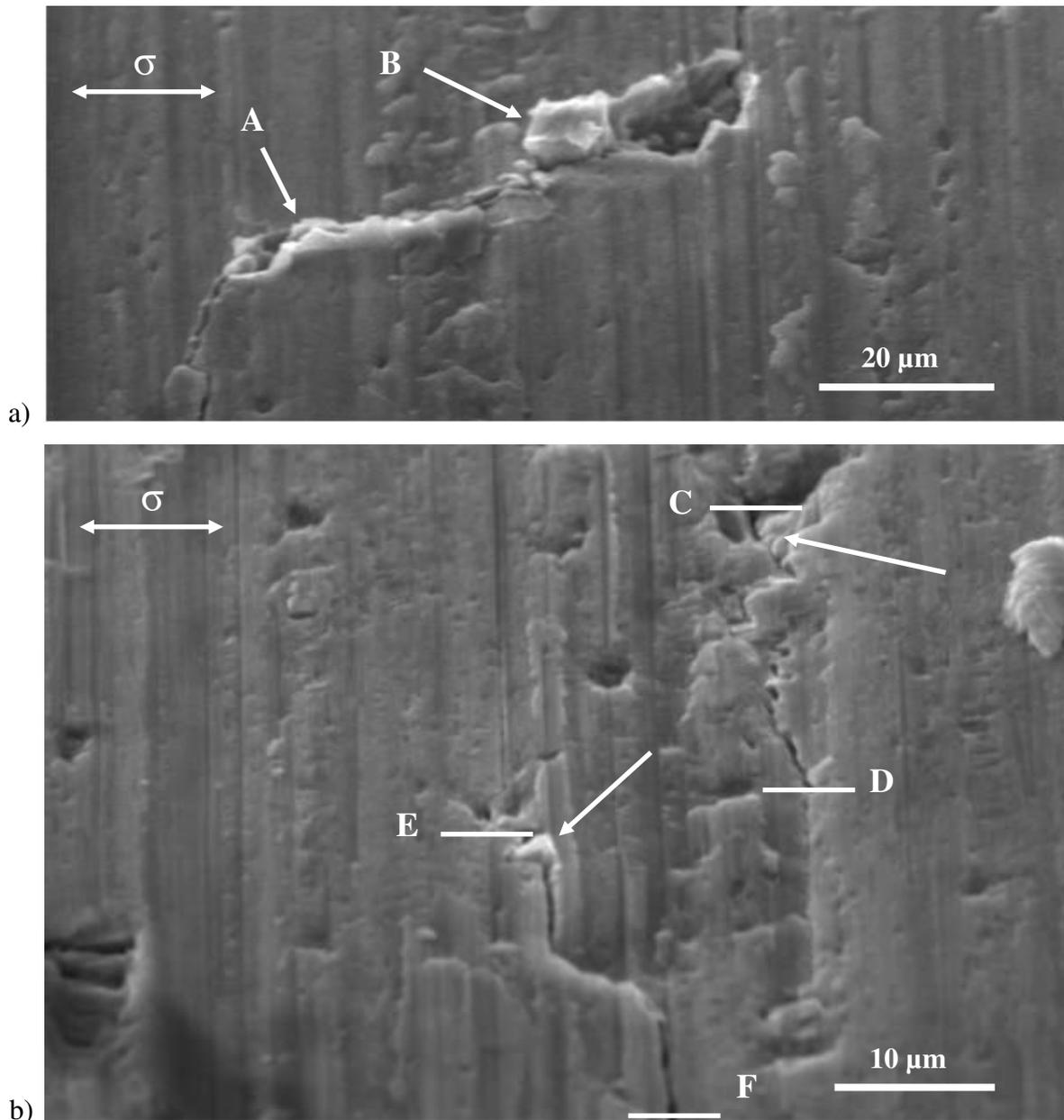


Abbildung 5-8: Detailansicht der Rissinitiierungsstelle auf der Probenoberfläche der Probe aus EN AW-5083 mit  $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa und  $N_B = 9,1 \cdot 10^7$  sowie der Oberfläche einer Durchläuferprobe aus EN AW-5083 mit  $\Delta\sigma/2 = 145$  MPa und  $N_G = 1,5 \cdot 10^9$ .

Neben der Untersuchung von gebrochenen Proben wurde auch die Oberfläche der bis zum Versuchsende nicht gebrochenen Proben (Durchläufer) mit dem Rasterelektronenmikroskop genauer betrachtet. Dabei wurde der Fokus vor allem auf Anzeichen einer eventuell auftretenden Materialschädigung, die im Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen auftreten kann, aber dennoch nicht zwangsläufig zum Versagen des Materials und somit der Probe führt gelegt. Im Rahmen dieser Untersuchungen konnten sehr kleine und nur vereinzelt vorkommende Risse auf der Probenoberfläche im Bereich des höchstbelasteten Prüfquerschnitts festgestellt werden. Die Größe dieser Risse belief sich auf wenige Mikrometer. Beispielhaft wurden zwei nebeneinanderliegende Risse in Abbildung 5-8b gekennzeichnet, die von C bis D und von E bis F reichen. Die weißen Pfeile weisen in dieser Aufnahme auf intermetallische Phasen hin, die teilweise aus der Oberfläche herausstehen und direkt im Risspfad liegen.

Wie zu Beginn des Kapitels erwähnt, wurde der Schwerpunkt der hier durchgeführten Untersuchungen auf die EN AW-6082 in ihren drei Wärmebehandlungszuständen gelegt, da ein Versagen der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung ausschließlich im Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) dieses Materials auftrat. Abbildung 5-9a-c zeigen beispielhaft Bruchflächen der Proben im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand mit einer Materialhärte von 110 HV1 und den zwei überalterten Zuständen mit 85 und 75 HV1 der EN AW-6082, die alle im Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen gebrochen sind. Für die Proben des maximal ausscheidungsgehärteten Zustandes in Abbildung 5-9a konnte keine punktuelle Rissinitiierungsstelle festgestellt werden.

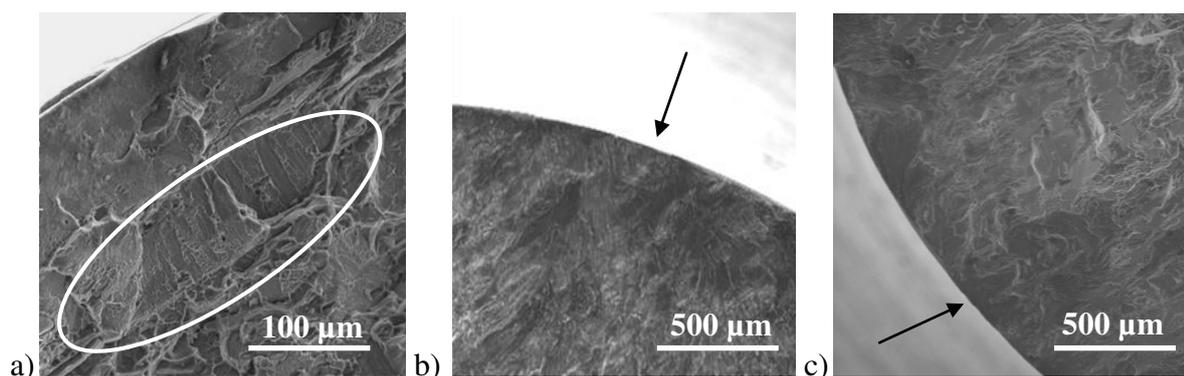


Abbildung 5-9: Bruchflächen von Proben aus EN AW-6082 mit a) 110 HV1 bei  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa und  $N_B = 1,82 \cdot 10^8$  b) 85 HV1 bei  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa und  $N_B = 1,9 \cdot 10^7$  und c) 75 HV1 bei  $\Delta\sigma/2 = 100$  MPa und  $N_B = 3,6 \cdot 10^7$ .

Vielmehr zeigte eine genauere Untersuchung einen von der restlichen Ermüdungsbruchfläche deutlich abgegrenzten Bereich, der in Abbildung 5-9a mit einer weißen Ellipse gekennzeichnet

net ist. Vergleichbare Flächen lagen bei allen Proben dieses Zustands dicht unterhalb der Probenoberfläche. Im Fall der beiden überalterten Zustände konnte eine Rissinitiierung ausgehend von der Probenoberfläche festgestellt werden. Pfeile markieren diese Bereiche für den überalterten Zustand mit 85 HV1 in Abbildung 5-9b und für den stark überalterten Zustand mit 75 HV1 in Abbildung 5-9c. Im weiteren Verlauf der fraktographischen Analyse wurden die verschiedenen Initiierungsbereiche der drei Wärmebehandlungszustände auf charakteristische Merkmale der Rissentstehung näher untersucht. Im Fall des maximal ausscheidungsgehärteten Zustands zeigt Abbildung 5-10a den zuvor in Abbildung 5-9a beschriebenen sich von der restlichen Bruchfläche abgrenzenden Bereich innerhalb der Ellipse in einer sehr viel höheren Vergrößerung. In dieser Aufnahme sind eine Reihe von Hohlräumen erkennbar, die mit einer Größe von wenigen Mikrometern auf der Bruchfläche verteilt sind. Bei genauerer Betrachtung dieser Hohlräume werden noch einzelne Fragmente sichtbar, die teilweise noch in den Hohlräumen verblieben sind. Eines dieser Fragmente ist in Abbildung 5-10b mit einem schwarzen Pfeil markiert. Daneben kennzeichnen weiße Pfeile in Abbildung 5-10b einen Mikroriss, der sich, ausgehend von dort vorliegenden intermetallischen Phasen und den sie umgebenden Hohlräumen, entlang der umliegenden Bruchfläche ausbreitet. Derartige Mikrorisse konnten an fast allen Hohlräumen festgestellt werden. Die EDX-Analysen der wenigen Mikrometer großen intermetallischen Phasen (Abbildung 5-10c), konnte neben Aluminium (Al) einen hohen Anteil an Magnesium (Mg) und Silizium (Si) nachweisen. Um nähere Informationen über die mögliche Entstehung der Hohlräume und über ein eventuelles Zusammenspiel mit den in diesem Zusammenhang stehenden intermetallischen Phasen zu erhalten, kam im weiteren Verlauf der Untersuchung die hochauflösende Focused Ion Beam (FIB) Technologie zum Einsatz. Abbildung 5-11a zeigt eine Übersichtsaufnahme von einem dieser Hohlräume. Deutliche Spuren des Ermüdungsrissses liegen in Form von Schwingstreifen auf der umliegenden Bruchfläche des Hohlraums vor. Bei genauerer Betrachtung fällt auch ein weiterer dunkel dargestellter Bereich im Inneren des Hohlraums auf. Um dieses Phänomen genauer zu untersuchen, wurden für zwei weitere Hohlräume (siehe Abbildung 5-11b und Abbildung 5-11c) der Blickwinkel und die Vergrößerung so gewählt, dass das Innere der Hohlräume dargestellt werden konnte. In den Bildern lässt sich jeweils im innenliegenden Bereich sehr gut eine intermetallische  $Mg_2Si$ -Phase erkennen. Durch eine im Nachgang durchgeführte EDX-Analyse wurde dies bestätigt. Aufgrund der sehr guten Detailschärfe der Aufnahmen konnten auch weitere charakteristische Linienverläufe auf der innenliegenden Wand des Hohlraums sichtbar gemacht werden. Diese verlaufen in konzentrischen Linien

entlang der Hohlraumwand. Ähnliche Linien konnten auch auf der Oberfläche des dort innenliegenden intermetallischen Partikels in Abbildung 5-11d erkannt werden.

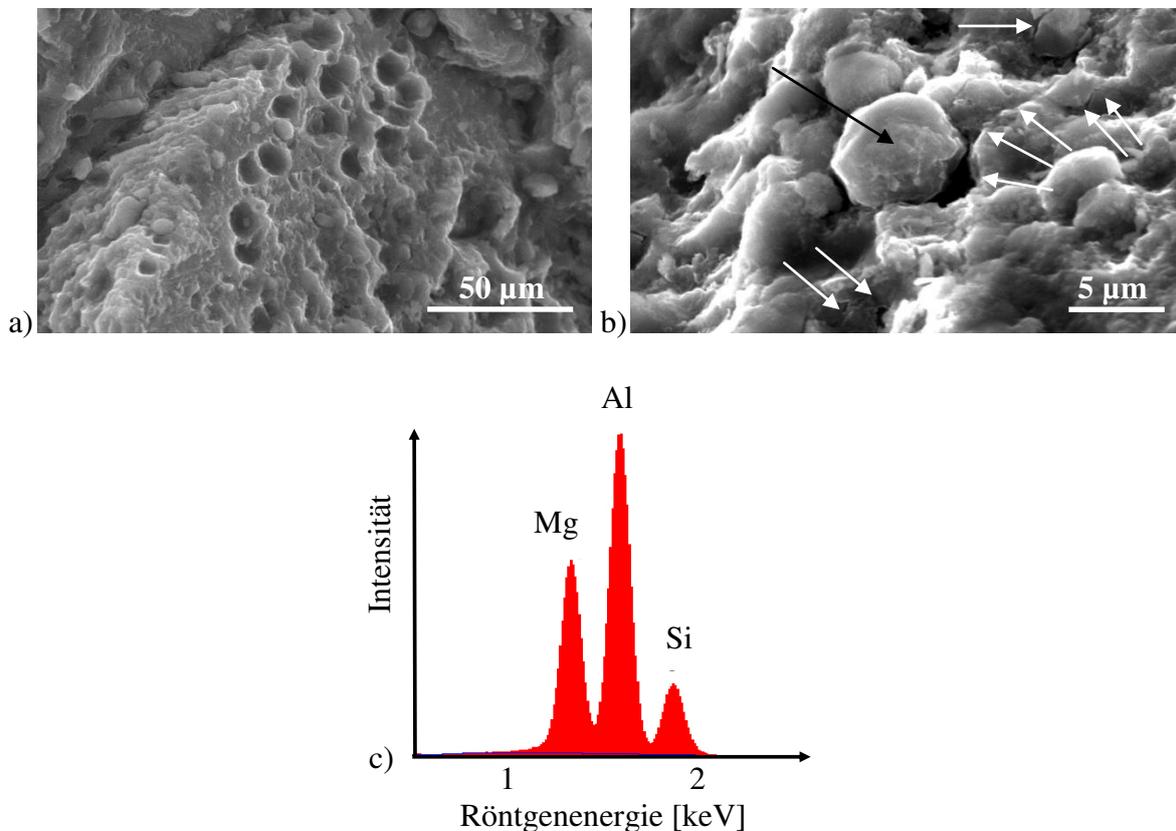


Abbildung 5-10: a) Hohlraumbildung dicht unterhalb der Oberfläche einer glatten Probe aus EN AW-6082 mit 110 HV1,  $\Delta\sigma = 100$  MPa und  $N_B = 1,52 \cdot 10^8$  und b) fortlaufende Mikrorisse (weiße Pfeile) ausgehend von vorhandenen Hohlräumen und intermetallischen Phasen (schwarzer Pfeil) sowie c) die chemische Zusammensetzung der intermetallischen Phase gemäß EDX-Analyse nach Cremer et al. [45].

Wenige Mikrometer große Risse, die entlang der Bruchfläche von einem Hohlraum zum Nächsten führen sind exemplarisch in Abbildung 5-11e mit weißen Pfeilen markiert. In dieser Aufnahme ist auch zu erkennen, dass Sekundärrisse (schwarze Pfeile) von den linienhaften Abstufungen an der Hohlraumwand weiter ins umliegende Material verlaufen. Die bereits erwähnte FIB-Technologie wurde genutzt, um zwei Schnitte in Tiefenrichtung der Bruchfläche vorzunehmen und somit die in Abbildung 5-12 dargestellte Lamelle auszuschneiden. Der weiße Pfeil in Abbildung 5-11f markiert die Position, an der die Lamelle entnommen wurde. Nach der Trennung dieser Lamelle vom restlichen sie umgebenden Material und ihrer Entnahme aus dem Schnittbereich, konnte die Detailaufnahme (Abbildung 5-12) dieses Querschnitts erstellt werden.

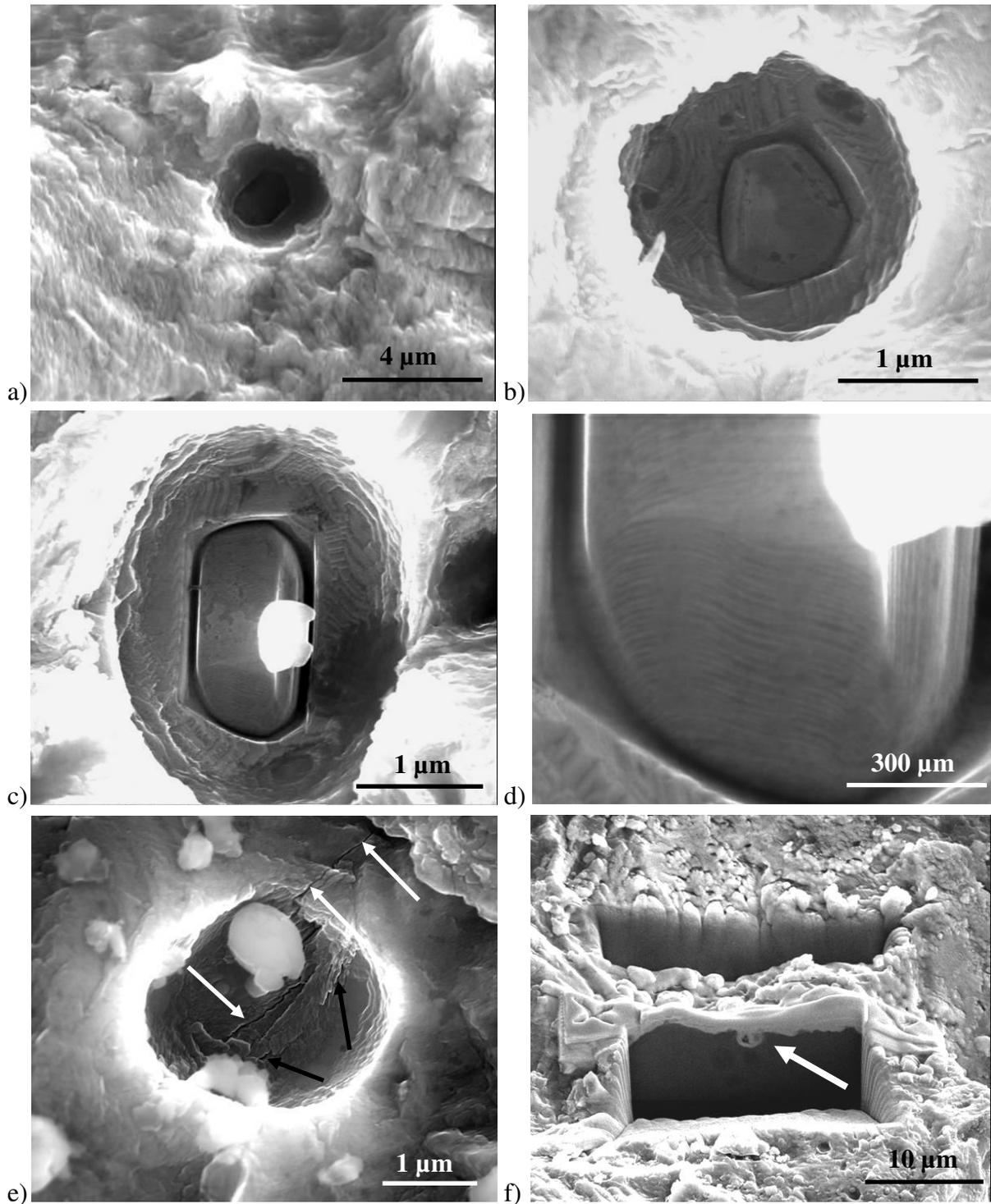


Abbildung 5-11: a) Ermüdungsbruchfläche mit Schwingstreifen und Hohlraum, b-d) Detailansichten von Hohlräumen mit innenliegenden intermetallischen Partikeln, e) vom Inneren des Hohlrums ausgehende Mikrorisse und f) mittels FIB präparierte Lamelle, mit mittig liegendem Hohlraum einer Probe aus EN AW-6082 110 HV1 mit  $\Delta\sigma/2 = 100$  MPa und  $N_B = 1,52 \cdot 10^8$ .

Im oberen Bereich dieser Abbildung befinden sich die Bruchfläche und der im Querschnitt mittig liegende Hohlraum (Position A). In diesem Hohlraum befindet sich die mit einem wei-

ßen Pfeil markierte intermetallische Phase. Ausgehend vom unteren Bereich des Hohlräume konnte ein Mikroriss (schwarzer Pfeil) gefunden werden, der sich weiter in die Tiefe ausbreitet hat. Ungefähr 5 µm unterhalb der Bruchfläche konnte zudem ein weiterer Hohlraum an einer zweiten intermetallischen Phase gefunden werden (Position B). Im Vergleich zu dem ersten, auf der Bruchfläche bereits erkennbaren Hohlraum, ist dieser, zumindest in dieser Ansicht, weniger stark ausgeprägt. Auch in diesem Fall können kleine Mikrorisse erkannt werden, die sich weiter ins Materialinnere ausbreiten (schwarze Pfeile bei Position B).

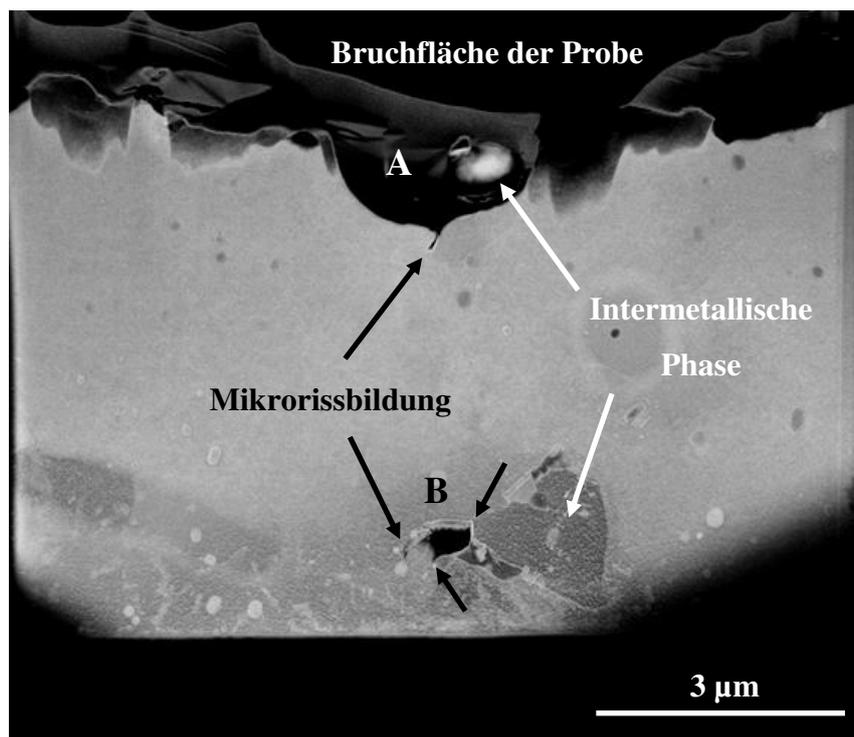


Abbildung 5-12: Ansicht eines Querschnitts einer FIB-Lamelle mit zweifacher Ermüdungshohlraumbildung an intermetallischen Phasen mit ersten, von diesen Stellen ausgehenden Mikrorissen in einer ermüdeten Probe aus EN AW-6082 110 HV1 mit  $\Delta\sigma/2 = 100$  MPa und  $N_f = 1,52 \cdot 10^8$ .

Ausgehend von den an der Probenoberfläche festgestellten Rissinitierungen der EN AW-6082 in den zwei überalterten Zuständen mit 85 und 75 HV1 (Abbildung 5-9b-c) wurden auch diese Proben im weiteren Verlauf der Arbeit auf charakteristische Merkmale hin untersucht. Mithilfe eines digitalen Lasermikroskops wurden die Oberflächen gebrochener Proben im Bereich der Rissinitierung, als auch die von durchgelaufenen Proben im Bereich des Prüfquerschnitts überprüft. In beiden Fällen konnten Gleitspuren detektiert werden. Bei den gebrochenen Proben befanden sich diese unmittelbar in der Nähe des Rissufers. Durchgelaufene Proben wiesen Gleitbänder nur sehr lokal in vereinzelten Körnern auf, die im Bereich nahe

des höchstbeanspruchten Prüfquerschnitts lagen. Exemplarisch sind diese Gleitspuren in Abbildung 5-13a und Abbildung 5-13b für eine Probe mit 75 HV1 dargestellt. Aus Abbildung 5-13a geht hervor, dass die dort als dunkle Linien dargestellten Gleitspuren von der Mitte des Korns bis zur oberen linken Korngrenze verlaufen. Die weißen Pfeile markieren einen von dieser Stelle ausgehenden Mikroriss, der im linken oberen Bildrand auf die dort befindliche Korngrenze trifft.

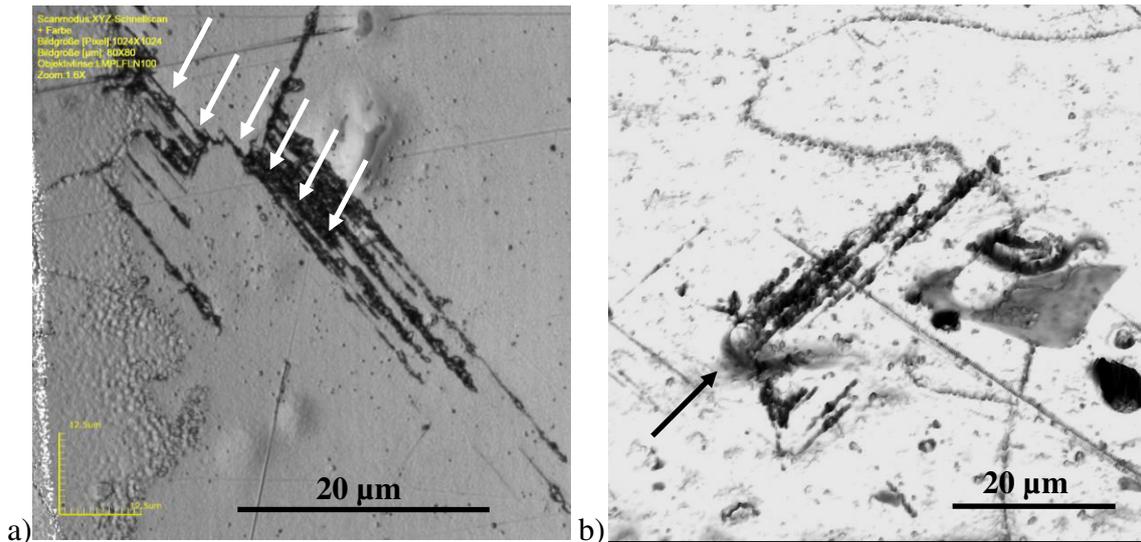


Abbildung 5-13: Oberflächenaufnahmen einer bis zur Grenzlastspielzahl gelaufenen Proben aus EN AW-6082 im überalterten Zustand mit 75 HV1 mit a) sehr lokalen Gleitspuren in der Nähe der Korngrenze mit Mikroriss und b) mit Gleitspuren in der Nähe einer intermetallischen Phase und der Korngrenze.

Abbildung 5-13b zeigt, dass Gleitspuren auch in der Nähe von intermetallischen Phasen zu finden sind. So haben sich zum Beispiel die Gleitspuren in Abbildung 5-13b zwischen einer intermetallischen Phase (schwarzer Pfeil) und der im oberen Bereich verlaufenden Korngrenze ausgebildet. Noch deutlicher kann dies in Abbildung 5-14a erkannt werden. Dort liegt die intermetallische Phase (schwarzer Pfeil) genau im Bereich der ausgebildeten Gleitspuren. Entlang der in Abbildung 5-14a eingezeichneten roten Linie wurde zusätzlich eine Höhenmessung durchgeführt. Das aufgenommene Linienprofil ergab eine maximale Höhe der Gleitspuren von 1,27 µm bezogen auf die Probenoberfläche (vgl. Abbildung 5-14b).

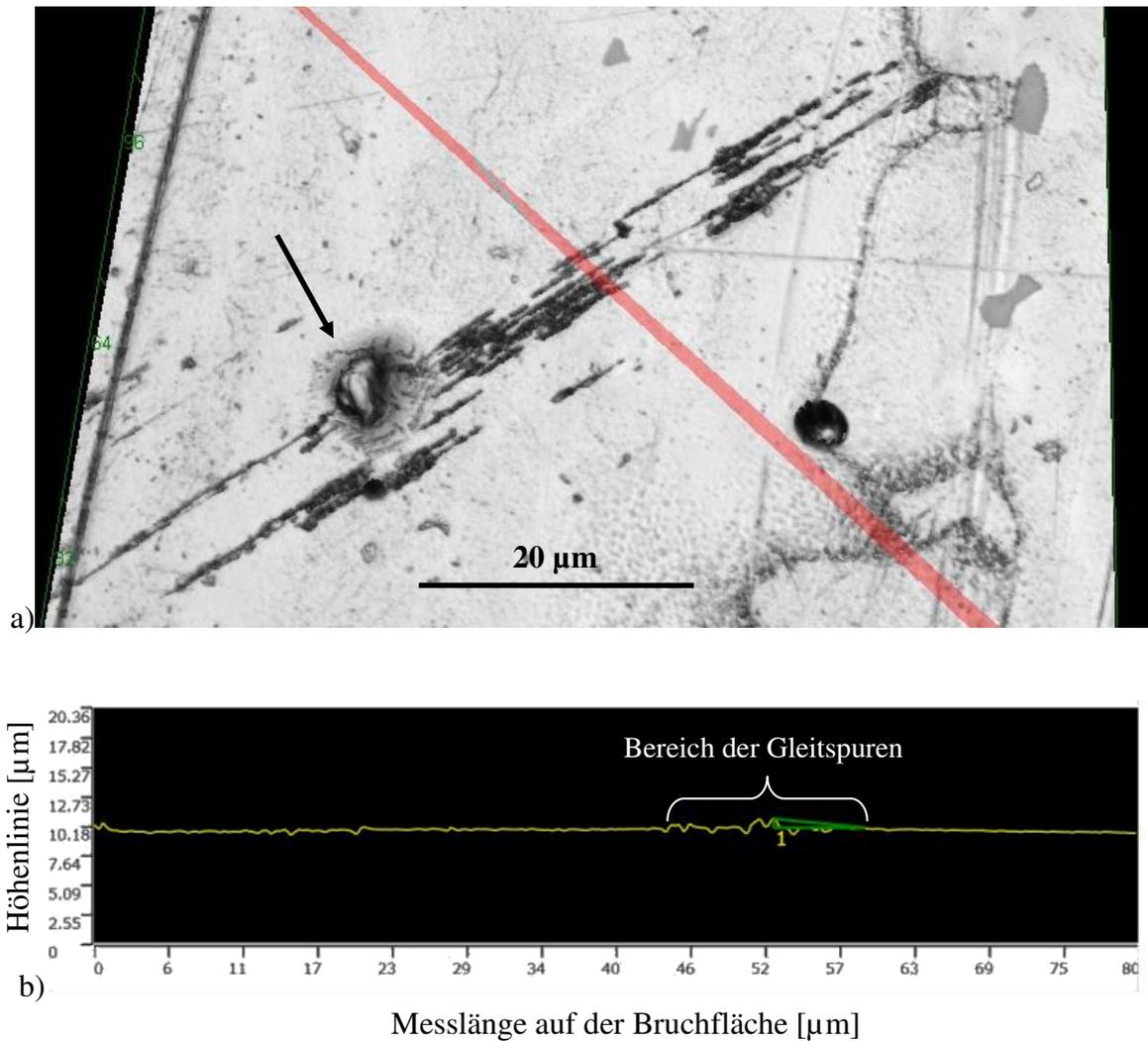


Abbildung 5-14: a) Übersichtsaufnahmen einer VHCf-Probe aus EN AW-6082 im überalterten Zustand mit innerhalb eines Kornes aufgetretenen Gleitspuren und b) einer Höhenmessung entlang der in a) eingezeichneten roten Messlinie.

## 5.2 Finite-Elemente-Berechnung der lokalen Spannungen an Nahtdefekten

Die Ultraschallermüdungsversuche an defektbehafteten, geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung haben gezeigt, dass diese Proben eine niedrigere zyklische Festigkeit im Vergleich zu denen der anderen Schweißnahtzonen haben und zudem eine große Streuung der Ergebnisse im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 5-3) deutlich wird. Aufgrund dieser Streuung ist eine statistische Auswertung, die Bestimmung des Verlaufs dieser Wöhlerlinie und eine darauf basierende Abschätzung der Lebensdauer im Sinne eines ausfallsicheren Festigkeitsnachweises nicht möglich. Es konnte allerdings bei der Betrachtung der Bruchflächen eine Rissinitiierung den Poren und Bindefehlern jeweils im Inneren und auch auf der Oberfläche der Proben zugeordnet werden. Es ist daher anzunehmen, dass diese Fehlstellen offensichtlich als äußere und innere Kerben wirken, die die Spannungen lokal erhöhen. Um über-

schlägig abschätzen zu können, wie hoch die jeweilige lokale Spannungsüberhöhung sein kann und ob diese mit der jeweils erreichten Lebensdauer korreliert, wurden mithilfe der Methode der Finiten-Elemente (FEM) die Defekte modelliert und anhand einer quasistatischen, linear elastischen Berechnung die lokalen Spannungen bestimmt.

### 5.2.1 Entwicklung des Finite-Elemente-Modells

Für die an dieser Stelle durchgeführten Berechnungen der lokalen Spannungen wurden die in Kapitel 3.3.4.5 vorgestellten FE-Modelle der geschweißten Rechteckproben ohne Schweißnahtüberhöhung verwendet. Aus den fraktographischen Untersuchungen der Ermüdungsproben in Kapitel 5.1.2 konnten Poren und scharfkantige, gestreckte Bindefehler als Rissausgangsorte nachgewiesen werden. Im Fall der sehr scharfkantigen Bindefehler wurden jedoch keine FE-Simulationen zur Bestimmung der lokalen Kerbspannungsamplituden durchgeführt, da diese Defekte von ihrer Gestalt mehr technischen Anrissen und weniger rissinitiierenden Defekten gleichen. Die geometrischen Abmessungen und Positionen der rissauslösenden Poren galt es im idealisierten FE-Modell abzubilden. Anders als bei den runden Poren, die in die Ebene des Prüfquerschnitts als ideale halbkugelförmige Aussparung modelliert werden konnten, mussten die Geometrien von nicht ideal runden Defekten zuerst noch gemäß Zerbst et al. [88] in eine idealisierte Fehlergeometrie in Form ovaler Poren überführt werden, wie es schematisch in Abbildung 5-15a-b dargestellt ist. In Abbildung 5-16a ist zur besseren Visualisierung des dort modellierten Defekts die obere Hälfte der Probe ausgeblendet, sodass der in der Mitte des Prüfquerschnitts liegende Defekt zu erkennen ist.

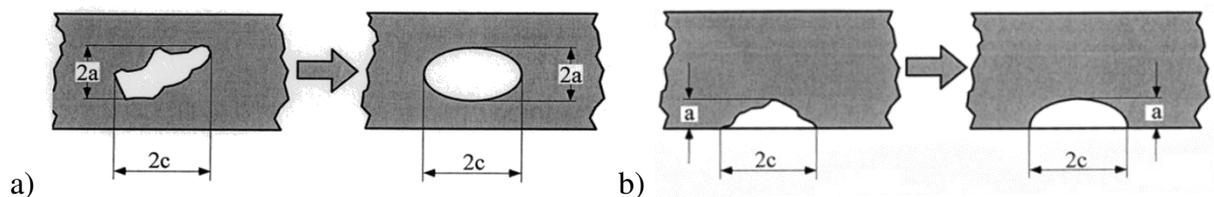


Abbildung 5-15: Idealisierte Fehlergeometrien für a) im Probeninneren befindliche und b) an die Probenoberfläche angrenzende Defekte nach Zerbst et al. [88].

Neben den verwendeten Tetraeder-Elementen kamen im Bereich des Prüfquerschnitts Hexaeder zur Anwendung, die mittels einer Partition des Modells eingefügt wurden und es erlauben die lokale Vernetzung im Bereich des Defekts deutlich feiner zu wählen als im Restvolumen. Anhand von Berechnungen mit unterschiedlich großen Elementen konnte das Verhältnis von Elementgröße zu Defektradius ermittelt werden, das eine hinreichend genaue Span-

nungsberechnung erlaubt. Im Fall der runden Poren werden demnach jeweils 44 Netzelemente entlang des Umfangs verwendet, wie in der Detailansicht in Abbildung 5-16b dargestellt. In der in Abbildung 5-16b verwendeten Falschfarbendarstellung ist die lokale Spannungsüberhöhung anhand der roten Bereiche zu erkennen. Für oval modellierte Poren (idealisierte Defekte) werden 128 Elemente entlang des Umfangs verwendet.

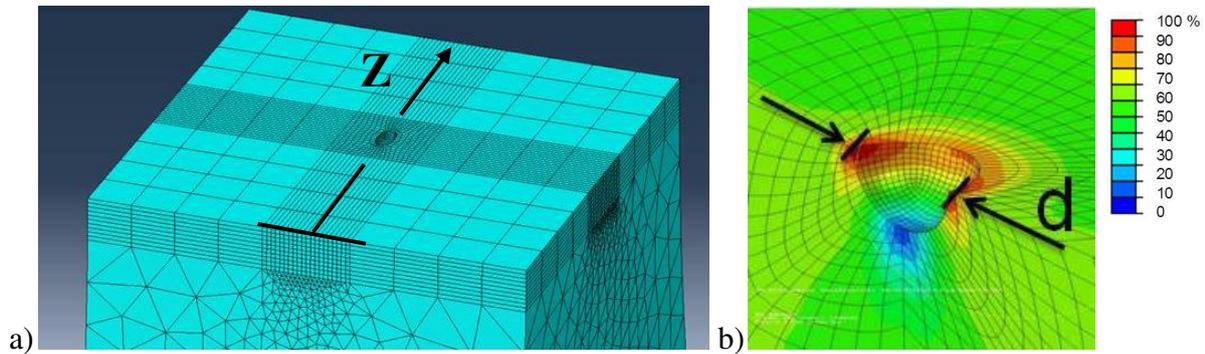


Abbildung 5-16: a) Schnittansicht des Prüfquerschnitts eines Finite-Elemente-Modells einer Ultraschallprobe mit modellierter Pore in der Mitte der Probe und b) Darstellung der lokalen Spannungsverteilung einer linear ideal-elastischen FE-Analyse an einer Pore an der Oberfläche.

Durch eine Variation der Position des Defekts entlang der Z-Achse (schwarze Pfeile in Abbildung 5-16a) und die Verwendung unterschiedlicher Defektdurchmesser (schwarze Pfeile in Abbildung 5-16b) kann der Einfluss dieser beiden Parameter auf die lokale Spannung ( $\sigma_{\text{lokal},\text{FEM}}$ ) bestimmt werden. Werden diese lokalen Spannungen mit der Nennspannung ( $\sigma_{\text{Nenn},\text{FEM}}$ ) ins Verhältnis gesetzt, ergibt sich mit der folgenden Gleichung der Kerbfaktor ( $K_t$ ).

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{lokal},\text{FEM}}}{\sigma_{\text{Nenn},\text{FEM}}} \quad (9)$$

Die Nennspannungen ( $\sigma_{\text{Nenn},\text{FEM}}$ ) wurden an der Position im FE-Modell bestimmt, an der bei den realen Proben die Dehnung mithilfe des Dehnungsmessstreifens (DMS) gemessen wird. Die lokale Spannung ( $\sigma_{\text{lokal},\text{FEM}}$ ) wurde immer an einer festen Position am inneren Porenrand, dem Punkt der höchsten Spannung, bestimmt. Im Fall der ovalen Poren wurde in gleicher Weise die Position entlang der Z-Achse durchlaufen, aber anders als bei den runden Poren wurde nicht der Durchmesser (d), sondern die Höhe der ellipsenförmigen Pore (b) (siehe Abbildung 5-18) variiert.

### 5.2.2 Einfluss der Größe und Lage von Defekten auf die lokale Spannung

In Abbildung 5-17 ist der Verlauf des Kerbfaktors ( $K_t$ ) der runden Pore zum einen über der variierenden Position des Defekts mit konstantem Durchmesser ( $d = 200 \mu\text{m}$ ) in Form der gestrichelten Linie aufgetragen, wobei  $z = 0 \text{ mm}$  der Probenoberfläche und  $z = 2,5 \text{ mm}$  der Probenmitte entspricht. Zum anderen stellt die durchgezogene Linie den Verlauf mit variierendem Porendurchmesser ausgehend von  $d = 100$  bis  $1000 \mu\text{m}$  mit fixer Position an der Probenoberfläche ( $z = 0 \text{ mm}$ ) dar. Diese Parameterstudie macht deutlich, dass je kleiner die Pore ist und je näher sie an der Oberfläche liegt, umso ausgeprägter ist der Effekt einer lokalen Spannungsüberhöhung. Abgesehen von diesem Trend liegt der Kerbfaktor in der vorliegenden Untersuchung in Bereichen von 1,73 bis maximal 2,01 bei variierender Defektposition und von 1,87 bis 1,95 bei variierendem Porendurchmesser.

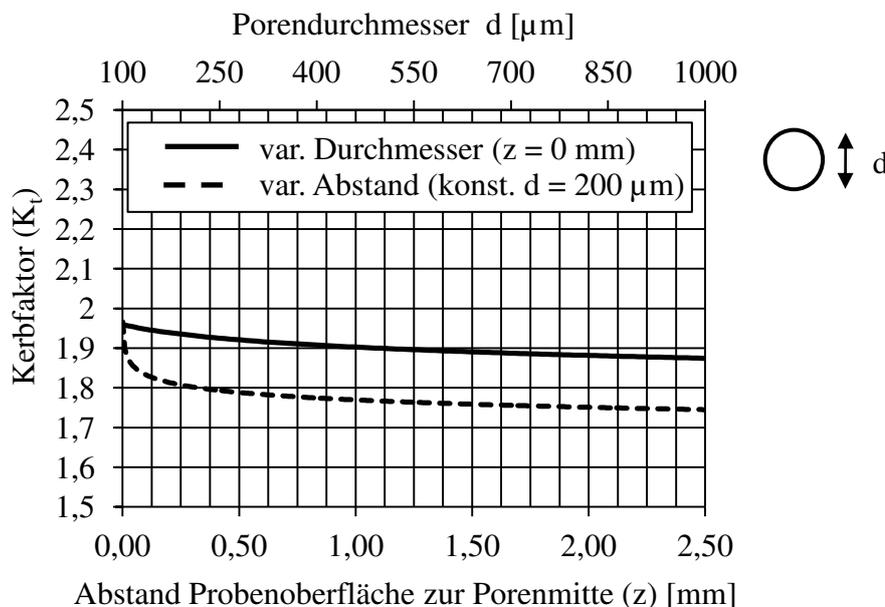


Abbildung 5-17: Kerbfaktorverlauf von Poren für die Variation ihrer Größe und Lage auf dem Prüfquerschnitt.

Der Verlauf des Kerbfaktors in Abhängigkeit von der Größe und Lage des Defekts für ovale Poren kann Abbildung 5-18 entnommen werden. Zur Berechnung des Kerbfaktors ovaler Defekte für unterschiedliche Positionen auf der  $z$ -Achse (Abstand zur Probenoberfläche) wurde eine ovale Pore mit einem festen Höhen-Längen-Verhältnis von 1:4 ( $200 \times 800 \mu\text{m}$ ) verwendet. Eine Variation der Defektgröße wurde für ovale Defekte in der Art durchgeführt, dass ausschließlich die Höhe der ovalen Pore ( $b$ ) im Bereich von  $50$  bis  $200 \mu\text{m}$  verändert wurde. Der Verlauf des Kerbfaktors dieser zwei Variationen für ovale Poren (Abbildung 5-18) ist

tendenziell mit denen der runden Poren (Abbildung 5-17) vergleichbar, zeigt jedoch höhere Werte für  $K_t$  im Bereich der Oberfläche und für schmale ovale Poren (d. h. für eine geringe Höhe ( $b$ )). Der Kerbfaktor nimmt bei variierender Defektposition Werte von 1,88 bis 2,51 an und bei variierendem Porendurchmesser Werte von 2,19 bis 2,48.

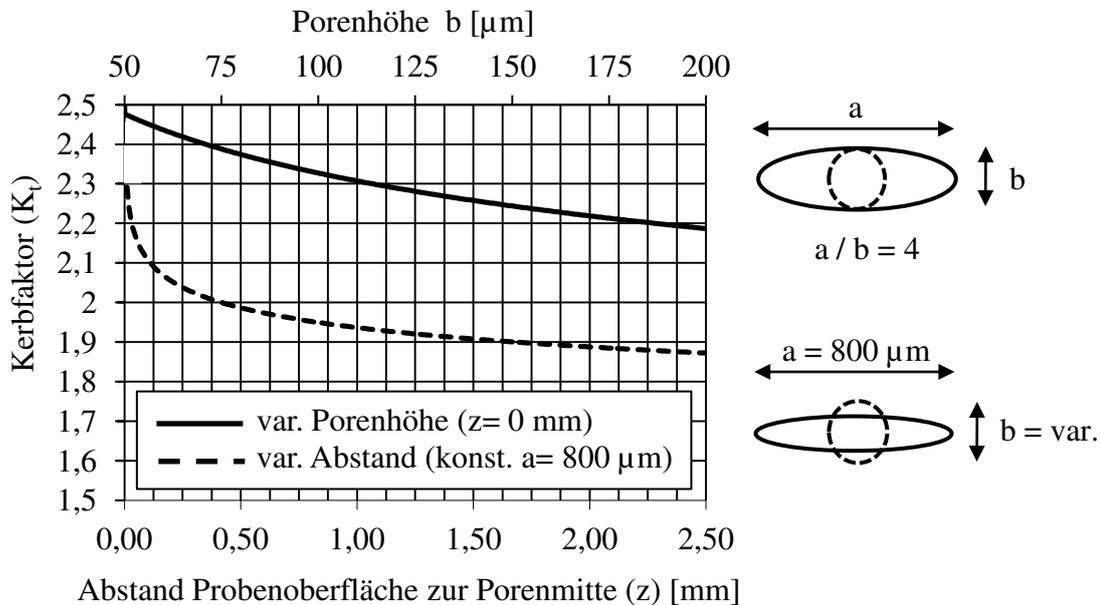


Abbildung 5-18: Kerbfaktorverlauf von ovalen Poren für die Variation ihrer Größe und Lage auf dem Prüfquerschnitt.

Zur Anwendung der erhaltenen Kerbspannungen am rissauslösenden Defekt der gebrochenen, geschweißten Proben (Abbildung 5-19a) wurde für jede Probe anhand der Bruchfläche zuerst die Größe und die Lage des rissinitiierenden Defekts bestimmt und anschließend anhand der zuvor beschriebenen Diagramme der zugehörige Kerbfaktor bestimmt. Im Fall von nicht ideal runden Defekten wurde zusätzlich die zuvor beschriebene Fehleridealisation nach Zerbst et al. [88] durchgeführt. Die Nennspannungsamplituden in Abbildung 5-19a reichen von 40 bis 80 MPa. Die niedrigste berechnete Kerbspannungsamplitude in Abbildung 5-19b beträgt 104 MPa und die höchste 188 MPa. Ein Vergleich der in Abbildung 5-19a und b dargestellten Wöhlerlinien auf Nennspannungs- bzw. Kerbspannungsbasis lässt keine nennenswert neuen Erkenntnisse zur Bewertung der stark streuenden experimentellen Ergebnisse zu. Die Spannbreite der Streuung ist vergleichbar und erstreckt sich auch in dem Kerbspannungswöhlerdiagramm teilweise über 3 Dekaden. Auch ist weiterhin keine eindeutige Korrelation zwischen Kerbspannung und Lebensdauer erkennbar.

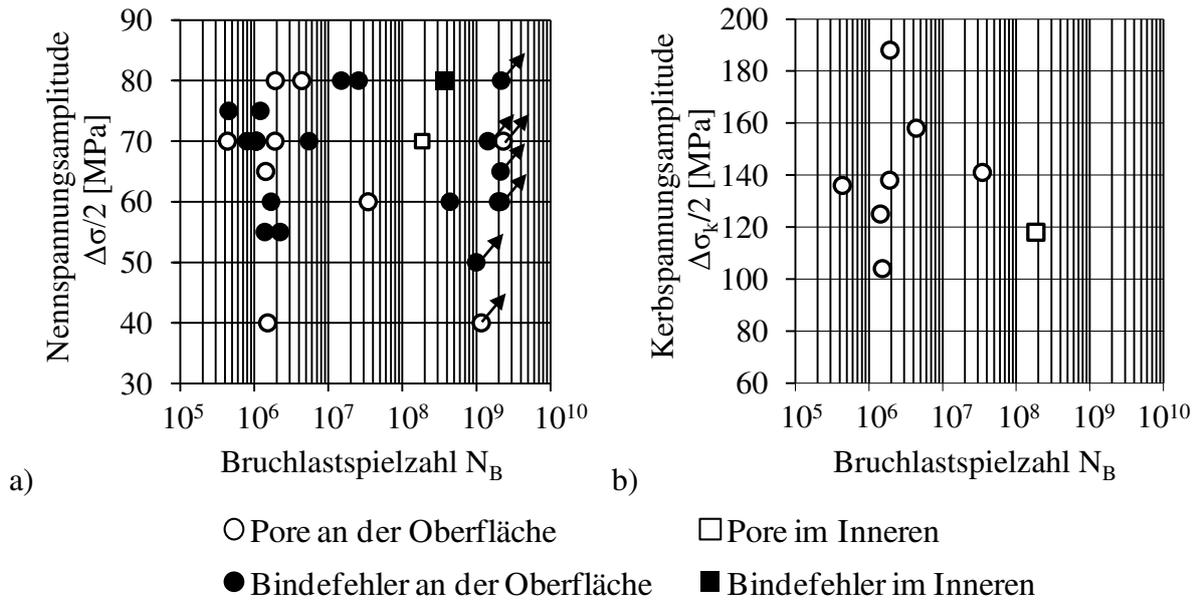


Abbildung 5-19: Wöhlerdiagramme der geschweißten Proben aus Nahtmitte S Al 5183 ohne Nahtüberhöhung mit a) aufgetragener Nennspannungsamplitude ( $\Delta\sigma/2$ ) und b) für Poren auf Basis der mithilfe der FE-Analyse berechneten lokalen Kerbspannungsamplitude ( $\Delta\sigma_k/2$ ), Durchläufer sind mit Pfeilen markiert.

### 5.3 Risswachstumsversuche an geschweißten Proben

Anhand von Risswachstumsversuchen im Vierpunkt-Biegeversuch an geschweißten Proben wurden die mittleren Schwellenwerte der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K_{th}$ ) für lange Risse anhand mehrerer Proben ermittelt. Die Probenentnahme erfolgte in den Schweißnahtzonen für die EN AW-6082 im Bereich des Grundwerkstoffs mit einer Härte von 110 HV1, der Wärmeeinflusszone mit 75 HV1 und der Schweißnahtmitte aus dem Zusatzwerkstoff S AL 5183 mit 85 HV1. In Abbildung 5-20a-b sind zwei exemplarische Risswachstumskurven von Proben der Schweißnahtmitte (S Al 5183) und des Grundwerkstoffs EN AW-6082 dargestellt. Die Mittelwerte aus jeweils drei dieser Kurven sind für die getesteten Schweißnahtzonen in Tabelle 5-2 dokumentiert. Der mittlere Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  der Schweißnahtmitte aus dem Zusatzwerkstoff S AL 5183 liegt bei einem Wert von  $2,1 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ . Bei diesen Proben lag der Kerb, von dem aus der Riss initiiert wurde, im dendritischen Gussgefüge der Schweißnaht. Für Proben, bei denen der Starterkerb in der Wärmeeinflusszone des EN AW-6082 lag, kann ein gemittelter Wert von  $1,8 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$  in Abbildung 5-20b abgelesen werden.

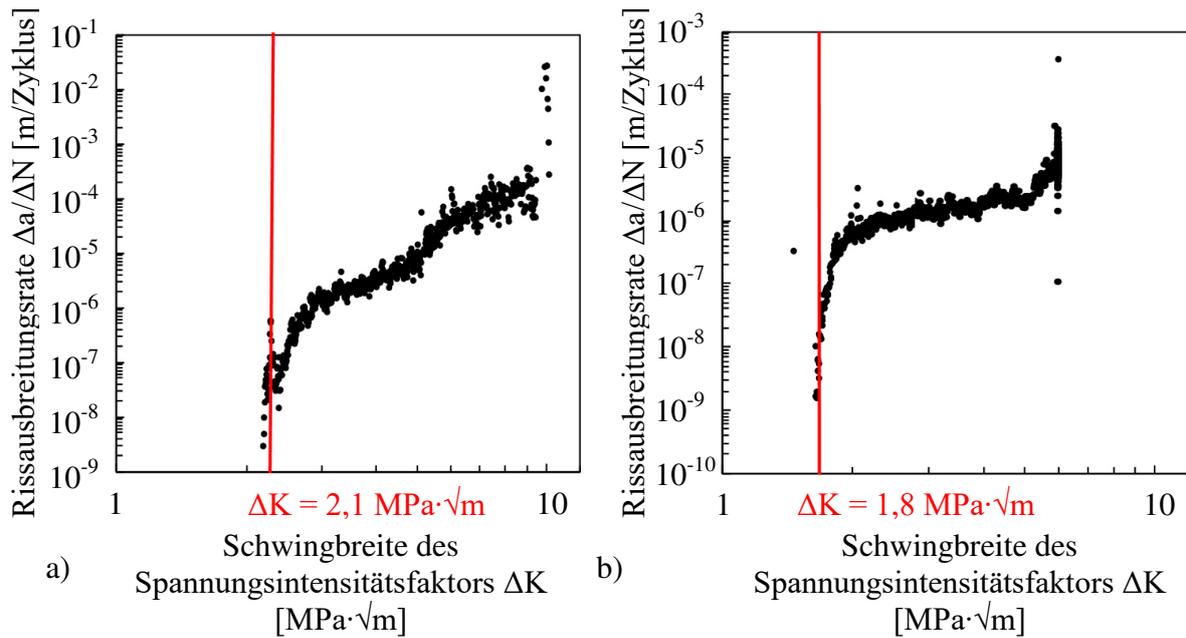


Abbildung 5-20: Risswachstumsdiagramme von je einer Probe aus a) der Schweißnahtmitte S Al 5183 und b) der Wärmeeinflusszone des EN AW-6082 mit 75 HV1 bei  $R = 0,5$ .

Mit zunehmendem Abstand des Kerbs von der Schweißnahtmitte und steigender Materialhärte können aus Tabelle 5-2 geringfügig höhere Werte für  $\Delta K_{th}$  von  $2,3 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$  für 85 HV1 und  $4,2 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$  für den Bereich des Grundwerkstoffs mit 110 HV1 entnommen werden.

Tabelle 5-2: Mittelwerte des Schwellenwerts der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors für unterschiedliche Materialien und Schweißnahtzonen.

Material	S Al 5183	EN AW-6082		
		75 HV1	85 HV1	110 HV1
$\Delta K_{th} [\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}]$	2,1	1,8	2,3	4,2

#### 5.4 Begleitende thermographische Untersuchungen

Im Rahmen der Ultraschallermüdungsversuche wurden zusätzlich bei ausgewählten Proben begleitende thermographische in situ Untersuchungen mit einer Infrarotkamera durchgeführt. Dabei stand die Bestimmung des Zeitpunkts der Rissinitiierung und die Detektierung des Anrissorts im Vordergrund. Abbildung 5-21a-b zeigt die Ergebnisse dieser Untersuchung beispielhaft anhand von thermographischen Aufnahmen einer Probe aus der Wärmeeinflusszone

des EN AW-6082 und einer Probe aus der Schweißnahtmitte aus dem Schweißzusatzwerkstoff S Al 5183. Mit Hilfe der aufeinander folgenden Bilder kann die jeweilige lokale Oberflächentemperaturentwicklung während des Versuchs im Bereich der Messlänge der Proben sichtbar gemacht werden.

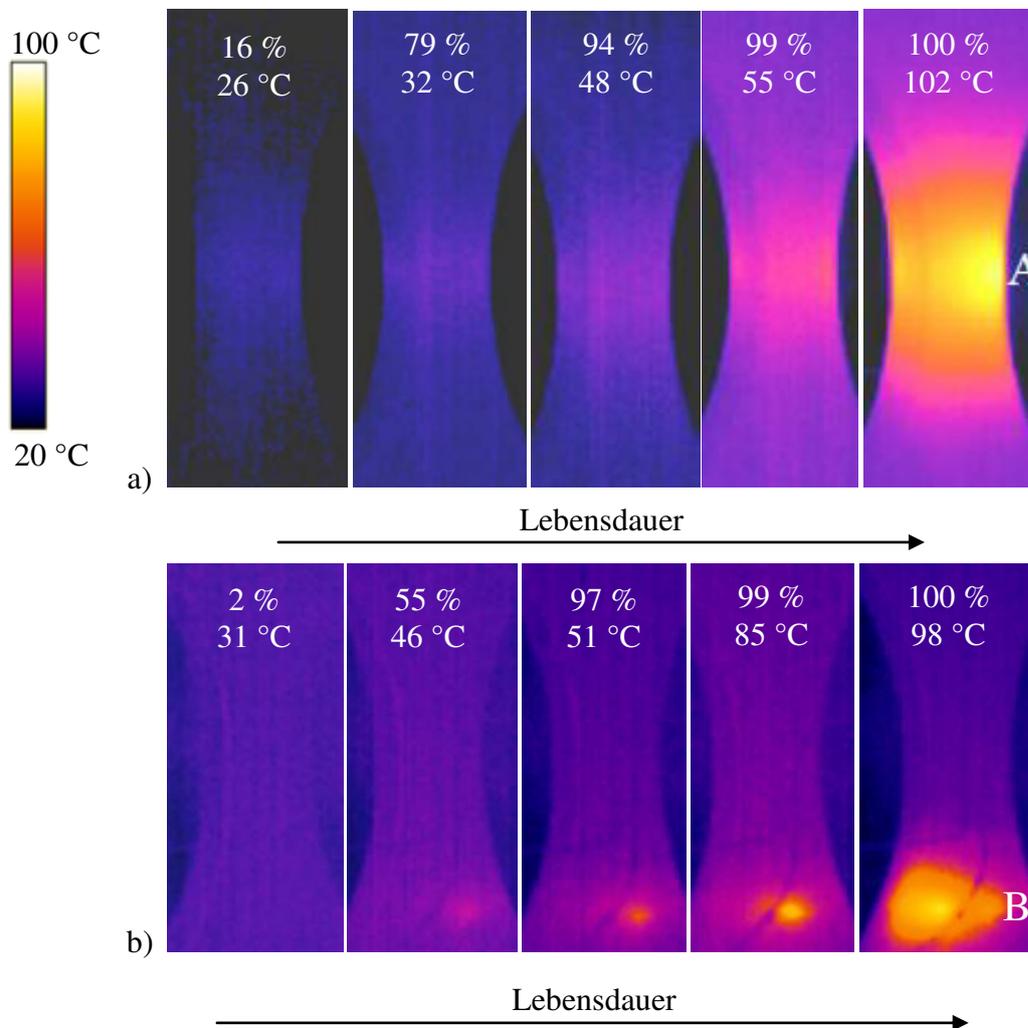


Abbildung 5-21 Oberflächen- und Lebensdauerentwicklung einer Probe aus a) WEZ der EN AW-6082 mit  $\Delta\sigma/2 = 70 \text{ MPa}$ ,  $N_B = 5,48 \times 10^6$  und b) SN Al S 5183 mit  $\Delta\sigma/2 = 50 \text{ MPa}$ ,  $N_B = 3,21 \times 10^7$ .

In Abbildung 5-21 bezieht sich die prozentuale Angabe auf die jeweilige Lebensdauer der Probe. Im Fall der Probe aus der Wärmeeinflusszone des EN AW-6082 kann ein Temperaturanstieg von 25 °C auf 32 °C erst ab 79 % der Lebensdauer der Probe festgestellt werden (siehe Abbildung 5-21a). Die Temperaturerhöhung konzentriert sich dabei auf den Bereich des höchstbeanspruchten Querschnitts in der Mitte der Probe (Stelle A) an der die Probe letztlich auch einen Anriss zeigt. Im weiteren Verlauf des Ermüdungsversuchs steigt die dortige Tem-

---

peratur bis auf 102 °C am Ende des Versuchs stetig an. Im Gegensatz dazu kann bei der Probe aus der Schweißnahtmitte bereits zu Beginn des Versuchs eine Temperaturerhöhung auf 31 °C festgestellt werden (siehe Abbildung 5-21). Im weiteren Verlauf des Versuchs steigt die Temperatur in einem sehr lokalen Bereich unterhalb des höchstbeanspruchten Querschnitts weiter an. Bei 97 % der Lebensdauer kann gegen Ende des Versuchs ein weiterer sehr lokaler Anstieg der Temperatur gesehen werden, der am Ende des Versuchs mit einer Temperatur von 98 °C die Versagensstelle B an einem Defekt in Form einer Pore markiert. Der Bereich der Temperaturerhöhung ist dabei von Beginn bis zum Ende des Versuchs nur sehr lokal ausgeprägt.

## 6 Diskussion der Ergebnisse

### 6.1 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit der Schweißnähte

Durch die gewählte Versuchsstrategie konnten die Einflüsse der geometrischen Kerbe, der Mikrostruktur und der prozessbedingten Defekte auf das Ermüdungsverhalten einer geschweißten Aluminium-Mischverbindung separat voneinander betrachtet werden. Dafür wurden unterschiedliche Versuchsreihen mit verschiedenen Probenarten und -formen verwendet. In den folgenden Kapiteln werden die Ergebnisse der einzelnen Versuchsreihen im Hinblick auf deren jeweiligen Kerbeffekt vergleichend diskutiert. Abschließend erfolgt eine zusammenfassende Bewertung aller Kerbfaktoren und ihrer Bedeutung für das Ermüdungsverhalten der Aluminium-Schweißverbindungen im Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen.

#### 6.1.1 Geometrische Kerbe

Das Wöhlerdiagramm der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung und einer guten Nahtqualität (Abbildung 5-1) ist die Grundlage der durchgeführten Separation der Kerbeffekte. Es spiegelt den Effekt der geometrischen Kerbe in Form der Schweißnahtüberhöhung sowie auch den der in diesem Bereich vorliegenden Mikrostruktur (WEZ) wider. Somit müssen im Verlauf dieses Kapitels weitere Versuchsreihen miteinander verglichen und diskutiert werden, um den Effekt der geometrischen Kerbe separat darstellen zu können. Werden zuerst die Ergebnisse in Abbildung 5-1 betrachtet, fällt die verhältnismäßig große Streuung im Wöhlerdiagramm im Bereich von 80 bis 125 MPa auf. Da nachgewiesen werden konnte, dass eine Risinitiation bei allen Proben dieser Versuchsreihe von der Schweißnahtkerbe ausgegangen ist, können prozessbedingte Defekte als Ursache für diese Streuung ausgeschlossen werden.

Vielmehr spielen in diesem Fall die vorliegende Geometrie der Schweißnaht, insbesondere der Schweißnahtkerbe und der sich daraus ergebende Kerbfaktor  $K_t$  eine entscheidende Rolle. Anhand der an 15 Proben gemessenen Schweißnahtgeometrie (Tabelle 3-3) ist ersichtlich, dass diese trotz des verwendeten automatisierten Schweißverfahrens immer noch sehr stark variiert. Dies kann auch bei dem auf Basis dieser Werte berechneten Kerbfaktor  $K_t$  (Tabelle 3-4) beobachtet werden. Der kleinste Kerbfaktor konnte bei 1,52 und der größte Wert bei 1,99 bestimmt werden, der Mittelwert bei 1,80. Ausgehend von der im Wöhlerdiagramm in Abbildung 5-1 eingezeichneten Trendlinie, ergibt sich für eine Bruchlastspielzahl von  $N_B = 10^7$  eine Nennspannungsamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 60$  MPa. Wird diese Spannungsamplitude mit dem

zuvor beschriebenen minimalen und maximalen Kerbfaktor multipliziert, so ergibt sich ein Bereich der möglichen vorliegenden Kerbspannungsamplitude  $\Delta\sigma_k/2$  von 91 MPa bis 119 MPa. Bei einer Bruchlastspielzahl von  $N_B = 10^8$  liegt der Bereich der Kerbspannungsamplitude von 84 MPa bis 109 MPa. Somit kann die große Streuung der Ergebnisse im Wöhlerdiagramm der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung (Abbildung 5-1) in erster Linie auf die Schwankungen der Geometrie der makroskopischen Schweißnahtkerbe zurückgeführt werden. Zudem kann davon ausgegangen werden, dass die fertigungsbedingte Oberfläche der geschweißten Proben mit ihrer typischen Nahtschuppung im Bereich der Kerbe einen mehr oder weniger starken Einfluss auf die Lebensdauer der Proben hat, wie es beispielsweise auch in den Untersuchungen von Morgenstern [73] als für Schweißnähte typisch beschrieben wird.

Der in Kapitel 5.1.1 anhand Abbildung 5-2a-b dargestellte Rissverlauf einer gebrochenen Probe mit Nahtüberhöhung steht stellvertretend für alle Anrisse, die im Bereich des Kerbgrunds der Schweißnaht ihren Ursprung haben. Diese Kerbe befindet sich im Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ). Bei allen Proben befindet sich der Anriss ausschließlich im Kerbgrund auf der Seite der WEZ der EN AW-6082. Unter Berücksichtigung der Streuung der Schweißnahtgeometrie und der vorliegenden Nahtschuppung unterstreicht dieses Ergebnis den Einfluss der im Bereich der geometrischen Kerbe vorliegenden Festigkeit. Die im Rahmen der Separation der Kerbeffekte durchgeführten Versuche können dies belegen. Die Wöhlerdiagramme der glatten sowie der gekerbten wärmebehandelten Proben in Abbildung 5-5 und Abbildung 5-6 zeigen, dass die VHCF-Festigkeit der EN AW-5083 nicht nur höher als die der Proben des EN AW-6082 mit 85 HV1 liegt, sondern sogar noch höher als die derjenigen Proben mit 110 HV1, die den Zustand des Grundwerkstoffs EN AW-6082 widerspiegeln. Im HCF-Bereich hingegen liegen die Ergebnisse beider Grundwerkstoffe in einem vergleichbaren Streuband, was den zunehmenden Einfluss des Werkstoffs im VHCF-Bereich nochmals unterstreicht. Dies erklärt, warum keine der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung an der Kerbe des EN AW-5083 gebrochen ist und identifiziert zugleich die ausscheidungsgehärtete EN AW-6082 als versagenskritischen Grundwerkstoff der hier untersuchten Schweißverbindungen. Damit ergibt sich auch, dass die Auswahl des Grundwerkstoffs eine sehr große Rolle für die Schwingfestigkeit der Schweißverbindung spielt und zudem in dem vorliegenden Fall mit steigender Lastspielzahl an Bedeutung gewinnt. Da die EN AW-5083 somit im VHCF-Bereich nicht versagensrelevant ist, wird für die weitere Diskussion der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand des Grundwerkstoffs (GW) der EN AW-6082 mit 110 HV1 als Referenz für die Bewertung der zyklischen Festigkeit der Schweißnähte verwendet. In Abbildung

5-3 wird deutlich, dass die Proben des Grundwerkstoffs die höchste zyklische Festigkeit haben, was auch in Abbildung 5-6 für dessen wärmebehandelten maximal auscheidungsgehärteten Zustand mit 110 HV1 gegenüber den überalterten Zuständen beobachtet werden kann. Werden die Kerbspannungsamplituden in Abbildung 5-1 durch Anwendung des Kerbfaktors  $K_t = 1,8$  in die entsprechenden Nennspannungsamplituden transferiert, so wird ein direkter Vergleich der Ergebnisse mit jenen in Abbildung 5-3 möglich. Wird beispielsweise in Abbildung 5-3 die Nennspannungsamplitude  $\Delta\sigma/2 = 70$  MPa betrachtet, reicht die Streubreite der Bruchlastspielzahl der geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung von  $N_B = 4,5 \cdot 10^5$  bis  $1,9 \cdot 10^8$ . Betrachtet man in Abbildung 5-1 beispielsweise drei Proben mit einer Nennspannungsamplitude  $\Delta\sigma/2 = 69$  MPa, liegen die Bruchlastspielzahlen dieser drei Proben im Bereich von  $N_B = 5,5 \cdot 10^6$  bis  $2,9 \cdot 10^7$ , was innerhalb der zuvor genannten Streubreite der geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung liegt. Gleiches kann auch für den darunter liegenden Nennspannungshorizont von 60 MPa gesehen werden. Vergleicht man die transferierten Ergebnisse mit den in Abbildung 5-3 eingetragenen Ergebnissen der Proben aus dem Grundwerkstoff EN AW-6082 mit 110 HV1, kann eine Minderung der zyklischen Festigkeit der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung von etwa 50 % festgestellt werden. Bei letzteren Proben liegt im Kerbgrund, d.h. im Anrissbereich eine überalterte Mikrostruktur mit ungefähr 85 HV1 vor. Somit ist ersichtlich, dass an dieser Stelle neben der geometrischen Kerbe auch die überalterte Mikrostruktur für die Minderung der zyklischen Festigkeit der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung von ungefähr 50 % verantwortlich ist.

Um diesen kombinierten Einfluss weiter zu differenzieren, können die im Rahmen der Separation erzielten Ergebnisse an glatten und gekerbten Werkstoffproben (vgl. Abbildung 5-5 und Abbildung 5-6) hinzugezogen werden. Werden die Schwingfestigkeiten dieser glatten oder gekerbten Proben in den Zuständen 85 HV1 mit den jeweiligen als Referenz dienenden glatten und gekerbten Proben mit 110 HV1 verglichen, wird der direkte Einfluss der Mikrostruktur auf die zyklische Festigkeit ersichtlich. Dabei kann eine Minderung der Schwingfestigkeit aufgrund der Überalterung des Materials von 110 HV1 auf 85 HV1 von 15-25 % festgestellt werden. Mit der zuvor bestimmten 50 % Minderung aufgrund der Kombination aus geometrischer Kerbe und überalterte Wärmeeinflusszone ist ersichtlich, dass die geometrische Kerbe mit einem Kerbfaktor von  $K_t = 1,8$  für sich alleine genommen die zyklische Festigkeit um etwa 25-35 % gegenüber dem GW als Referenz herabsetzt.

Da die Mikrostruktur einen entscheidenden Beitrag zur Schwingfestigkeit der Schweißverbindung zu leisten vermag, wird bei der folgenden Diskussion der Schwerpunkt unter ande-

rem auf die für das Versagen verantwortlichen Schädigungsmechanismen bzw. -phänomene der überalterten Zustände der EN AW-6082 Legierung gelegt. Als Referenz dient hierbei wiederum das Ermüdungsverhalten des Grundwerkstoffs EN AW-6082.

Die wichtige Erkenntnis, dass bis in den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen und somit bei sehr kleinen Spannungsamplituden keine Dauerfestigkeit der hier untersuchten Schweißnahtproben aus EN AW-5083 und EN AW-6082 festzustellen war (vgl. Abbildung 5-1), wurde auch durch die Separation der Kerbeffekte mithilfe der dazu wärmebehandelten, repräsentativen Zustände anhand von glatten sowie gekerbten Proben belegt (vgl. Abbildung 5-5 und Abbildung 5-6). Auch Berger et al. [89] und Schwerdt [53] konnten für gekerbte Proben aus der ausscheidungshärtbaren Al-Legierung EN AW-6056 eine stetige Abnahme der zyklischen Festigkeit ohne ausgeprägte Dauerfestigkeit bis in den VHCF-Bereich nachweisen.

Das in Abbildung 5-5 dargestellte Wöhlerdiagramm zeigt die Ergebnisse der Ermüdungsversuche der gekerbten, wärmebehandelten Proben aus den zwei Grundwerkstoffen EN AW-5083 und EN AW-6082. Wird die zyklische Festigkeit der gekerbten Proben des EN AW-5083 mit den drei Härtegraden der EN AW-6082 in Abbildung 5-5 im HCF-Bereich verglichen, zeigen diese unter Berücksichtigung der dort gegebenen Streuung keinen ausgeprägten Unterschied. Dieses Verhalten ändert sich jedoch mit steigender Lastspielzahl, bei dem der EN AW-5083 gegenüber allen drei Zuständen des EN AW-6082 eine deutlich höhere VHCF-Festigkeit aufweist, bei der gegenüber dem 75 HV1-Zustand sogar eine bis zu 30 % höhere ertragbare Spannungsamplitude vorliegt. Unter der Voraussetzung einer einheitlichen geometrischen Kerbe in allen Proben zeigt dieser Unterschied auf, wie entscheidend der im versagenskritischen Kerbgrund vorliegende Werkstoffe für die zyklische Festigkeit ist. Werden nur die drei Zustände der EN AW-6082 untereinander verglichen, hat der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand mit 110 HV1 die höchste zyklische Festigkeit, gefolgt von den überalterten Zuständen mit 85 und 75 HV1. Unter der Voraussetzung, dass alle diese Proben gleiche Eigenschaften hinsichtlich Kerbgeometrie, Oberfläche und im Fall der drei Zustände der EN AW-6082 zudem eine gleiche chemische Zusammensetzung haben, zeigen die unterschiedlichen Schwingfestigkeiten der gekerbten Proben, dass der Effekt der geometrischen Kerbe die zyklische Festigkeit in diesem Fall nicht dominiert. Stattdessen lässt sich ein sehr ausgeprägter Einfluss der unterschiedlichen Mikrostrukturen der beiden Materialien und des jeweiligen Werkstoffzustands auf die Höhe der zyklischen Spannungsamplitude und den Verlauf der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich erkennen.

Ein Vergleich der Ergebnisse von glatten und gekerbten Proben aus EN AW-6082 auf Basis der Nennspannungsamplitude (siehe Abbildung 6-1) zeigt in allen Fällen einen stetigen Abfall der zyklischen Festigkeit. Werden die jeweiligen Neigungen der Wöhlerlinien verglichen, fällt auf, dass diese bei den glatten Proben größer sind. Dies bedeutet, dass der Einfluss der geometrischen Kerbe mit steigender Lastspielzahl stetig abnimmt. Auch Akiniwa et al. [52] konnten dies anhand von Untersuchungen an unterschiedlich stark gekerbten Proben eines Wälzlagerstahls beobachten. Dieser Einfluss kann mit der Kerbwirkungszahl ( $K_f$ ) beschrieben werden.

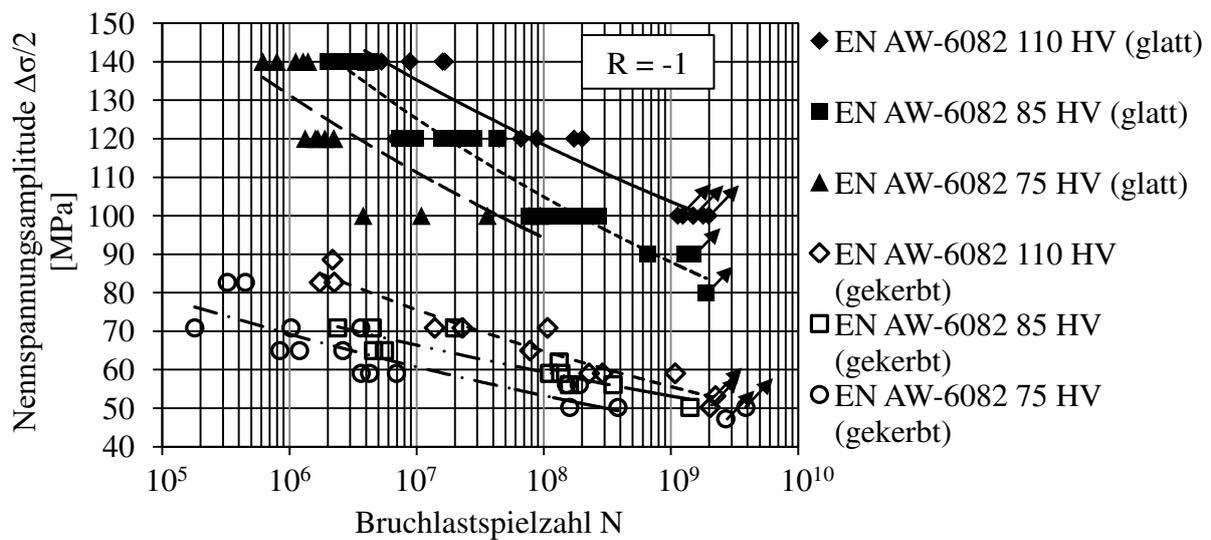


Abbildung 6-1: Vergleich der glatten Proben ( $K_t = 1$ ) und gekerbten Proben ( $K_t = 1,8$ ) des EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand mit 110 HV1 und der zwei überalterten Zustände mit 85 und 75 HV1 auf Basis der Nennspannungsamplitude (Pfeile markieren Durchläufer, Trendlinien stellen potenzielle Mittelwerte dar).

Die Kerbwirkungszahl bezeichnet das Verhältnis von experimentell ermittelter Nennspannungsamplitude der nicht gekerbten, glatten und polierten Probe ( $\sigma_{a(\text{glatt})}$ ) zu jener der gekerbten und polierten Probe ( $\sigma_{a(\text{gekerbt})}$ ) für eine definierte Grenzlastspielzahl.

$$K_f = \frac{\Delta\sigma_{a(\text{glatt})}}{\Delta\sigma_{a(\text{gekerbt})}} \quad (10)$$

In Tabelle 6-1 sind die Kerbwirkungszahlen für die drei Zustände der EN AW-6082 mit 110, 85 und 75 HV1 auf Basis der Trendlinien aus Abbildung 6-1 aufgelistet.

Tabelle 6-1: Kerbwirkungszahlen der überalterten Proben aus EN AW-6082 mit den Vickershärten von 85 HV1 und 75 HV1 für unterschiedliche Lastspielzahlen.

Bruchlastspielzahl	$10^7$	$10^8$	$10^9$
$K_{f(110\text{ HV1})}$	1,89	1,82	1,81
$K_{f(85\text{ HV1})}$	1,85	1,75	1,61
$K_{f(75\text{ HV1})}$	1,77	1,73	1,64

Gemäß Radaj [90] wirken Kerben stark dauerfestigkeitsmindernd. Zumindest bei duktilen Werkstoffen ist dieser Effekt aber doch nicht so stark ausgeprägt, wie aufgrund der Kerbformzahl ( $K_t$ ), d.h. der lokalen Spannungserhöhung, zu erwarten wäre. Das bedeutet, dass die Abweichung von der zu erwartenden Dauerfestigkeitsminderung und der im Ermüdungsversuch tatsächlich auftretenden Dauerfestigkeitsminderung der Kerbe bei duktilen Werkstoffen gegenüber spröden Werkstoffen am größten ist. Bei hohen Spannungsamplituden und einem plastifizierenden Kerbgrund wird deshalb wie in den Grundlagen beschrieben das Kerbdehnungskonzept angewandt. Dem Spannungsabbau durch plastisches Fließen wird an dieser Stelle mit der Makrostützwirkung und der Regel nach Neuber [63] Rechnung getragen. In diesem Fall bestimmt nach Radaj [90] allein die Kerbhöchstspannung die Lebensdauer der Struktur. Dies ändert sich bei kleineren Spannungsamplituden beispielsweise im Bereich nahe der „klassischen Dauerfestigkeit“, bei denen keine Plastifizierung im Kerbgrund mehr angenommen wird. Anstatt der Makrostützwirkung wird an dieser Stelle die doch nicht so starke Wirkung der Kerbe auf die Dauerfestigkeit pauschal mithilfe einer über ein bestimmtes Werkstoffvolumen gemittelten Spannung erklärt. Diese in erster Linie elastische Mikrostützwirkung (vgl. Kapitel 2.4) ist von der jeweiligen Mikro- und Kristallstruktur abhängig und kann sich nach Radaj [90] unter anderem in einer abnehmenden Kerbwirkungszahl ( $K_f$ ) widerspiegeln. In diesem Fall bestimmt nun nicht mehr die Kerbhöchstspannung alleine die Lebensdauer kerbbehafteter Strukturen, sondern zudem die Eigenschaft der an dieser Stelle vorhandenen Mikrostruktur in Form der Ersatzstrukturlänge ( $\rho^*$ ).

Die Ergebnisse der vorliegenden Untersuchung haben gezeigt, dass der Einfluss der geometrischen Kerbe mit weiterer Reduzierung der Spannungsamplitude ebenfalls weiter abnimmt. Dies konnte zuerst im Rahmen der Separation mithilfe der repräsentativen gekerbten Proben bewiesen werden, bei denen die auf Basis der Ermüdungsversuche bestimmte Kerbwirkungszahl ( $K_f$ ) mit steigender Lastspielzahl bis in den VHCF-Bereich weiter abnimmt (vgl. Tabelle 6-1). Zudem konnte dies aber auch mit der gezielten Prüfung der unterschiedlichen Schweiß-

nahtzonen anhand der geschweißten Proben verdeutlicht werden. Werden hierzu die Wöhlerdiagramme der Proben aus der Schweißnahtmitte mit Nahtüberhöhung (siehe Abbildung 5-1) mit denen der geschweißten Proben ohne Nahtüberhöhung und dem Prüfquerschnitt in der WEZ des EN AW-6082 (siehe Abbildung 5-3) verglichen, kann eine Annäherung der beiden Trendlinien mit steigender Lastspielzahl beobachtet werden. Kritisch beachtet werden müssen an dieser Stelle die große Streuung und die aus statistischer Sicht relativ geringe Probenanzahl der geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung. Vergleicht man dennoch die Spannungsamplituden beispielweise bei einer Bruchlastspielzahl von  $N_B = 10^8$  anhand der Trendlinien, so weisen die gekerbten Schweißnahtproben eine Nennspannungsamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 95$  MPa und die der ungekerbten Proben der WEZ EN AW-6082 von ungefähr  $\Delta\sigma/2 = 88$  MPa auf. Bei einer Bruchlastspielzahl von  $N_B = 10^9$  zeigt die weitergeführte Trendlinie der gekerbten Proben eine Nennspannungsamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 85$  MPa im Vergleich zu  $\Delta\sigma/2 = 80$  MPa bei den ungekerbten Proben der WEZ EN AW-6082, was einem nur noch sehr geringen Unterschied entspricht. Dies verdeutlicht die stetige Abnahme des Einflusses der geometrischen Kerbe und wirft zudem die Frage nach dem beobachteten steigenden Einfluss der Mikrostruktur auf, der sich im weiteren Verlauf der Arbeit auch anhand von wechselnden Schädigungsphänomenen der Grundwerkstoffe im VHCF-Bereich zeigt.

Im Fall einer „guten“ Nahtqualität der geschweißten hybriden Proben (Bewertungsgruppe B) aus EN AW-5083 und EN AW-6082 haben die Ermüdungsversuche gezeigt, dass die geometrische Kerbe als Rissinitiierungsort und die an dieser Stelle vorliegende überalterte Mikrostruktur der Wärmeeinflusszone (WEZ) der EN AW-6082 maßgebend für die zyklische Festigkeit der geschweißten Proben sind. Vor diesem Hintergrund sind die im Rahmen der Separation durchgeführten Untersuchungen bezüglich des Einflusses der strukturellen Kerbe besonders interessant. Im Folgenden werden deshalb neben der Diskussion des Einflusses der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit auch die Schädigungsmechanismen beziehungsweise -phänomene der überalterten WEZ im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Grundwerkstoff (GW) der EN AW-6082 in den Fokus dieses Kapitels gestellt.

Auf Basis der durchgeführten Separation der Kerbeffekte kann der Einfluss der unterschiedlichen Mikrostrukturen am besten mit den glatten, wärmebehandelten Proben verdeutlicht werden. Diese wurden alle aus derselben Charge entnommen und weisen damit identische chemische Zusammensetzungen auf sowie aufgrund eines Fertigungsloses die gleiche Geometrie und eine identische elektrolytisch polierte Oberfläche. Die Proben unterscheiden sich lediglich in den unterschiedlichen Mikrostrukturen, die durch die spezielle Wärmebehandlung

(siehe Kapitel 3.2.1) gezielt eingestellt wurden. Gemäß ihrer Materialhärte können diese für die EN AW-6082 in den maximal ausscheidungsgehärteten 110 HV1-Zustand sowie die beiden überalterten 85 HV1- und 75 HV1-Zustände eingeteilt werden und repräsentieren den GW (110 HV1) und die WEZ (85 bis 75 HV1). Für die repräsentativen Proben der Legierung EN AW-5083, die keine ausgeprägte WEZ gezeigt hat, wurde analog zu den geschweißten Proben der Zustand weich (H111) verwendet. Im Fall der EN AW-6082 konnte die in Kapitel 4 beschriebene TEM-Analyse zeigen, dass die Art und Verteilung der festigkeitssteigernden Sekundärausscheidungen vergleichbar mit jenen der entsprechenden Schweißnahtzonen sind (siehe Abbildung 4-8). Dies ermöglicht es, einen Bezug des anhand der repräsentativen Proben festgestellten Ermüdungsverhaltens zu den geschweißten Proben herzustellen.

Wie in Kapitel 5.1.4 mit Abbildung 5-6 anhand der glatten Werkstoffproben für den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen verdeutlicht wurde, zeigen die beiden Grundwerkstoffe in ihrem Anlieferungszustand, aber auch die zwei überalterten Zustände der ausscheidungshärtbaren EN AW-6082, ein sehr unterschiedliches Ermüdungsverhalten. Wird der Verlauf der Wöhlerlinie der Legierung EN AW-5083 mit denen der EN AW-6082 in den drei Wärmebehandlungszuständen mit 110, 85 und 75 HV1 in Abbildung 5-6 verglichen, kann ein deutlicher Unterschied in der Neigung der eingezeichneten Trendlinien beobachtet werden. Dabei zeigt die EN AW-5083 einen fast schon horizontalen Verlauf und eine im Vergleich zum EN AW-6082 im VHCF-Bereich deutlich höhere zyklische Festigkeit. Aufgrund der zuvor aufgezählten Eigenschaften der glatten Proben lässt sich dies eindeutig auf die unterschiedlich vorliegenden Mikrostrukturen zurückführen. Wird eine deutlich unterschiedliche Kerbempfindlichkeit der beiden Werkstoffe ausgeschlossen, kann diese Tatsache, wie im vorangegangenen Kapitel schon beschrieben, erklären, warum die geschweißten Proben aus den beiden Legierungen nur im Bereich der überalterten WEZ der EN AW-6082, nicht aber in der WEZ der EN AW-5083 versagen. An dieser Stelle der Untersuchung kann somit mithilfe der Separation des Kerbeffekts der Mikrostruktur verdeutlicht werden, wie wichtig die Auswahl eines geeigneten Grundwerkstoffs für die spätere Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich einer Aluminiumschweißverbindung sein kann. Diese Erkenntnis steht dem grundlegenden Auslegungsgedanken des werkstoffunabhängigen Kerbspannungskonzepts von Morgenstern [73] entgegen. Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit zeigt sich aber nicht nur im Vergleich der beiden Grundwerkstoffe, sondern auch in dem Vergleich der drei Materialzustände der EN AW-6082. Werden die Trendlinien der Ergebnisse in Abbildung 5-6 gegenübergestellt, zeigt sich ausgehend von dem mit dem GW vergleichbaren Zustand mit

110 HV1 ein Abfall der zyklischen Festigkeit von etwa 15 % für den überalterten Zustand mit 85 HV1 und ungefähr 25 % für den stark überalterten Zustand mit 75 HV1. Beide überalterte Zustände spiegeln dabei die WEZ des EN AW-6082 wider. Im vorherigen Kapitel konnte anhand Abbildung 6-1 mit dem Vergleich der glatten und gekerbten wärmebehandelten Proben gezeigt werden, dass der Einfluss der geometrischen Kerbe mit steigender Lastspielzahl abnimmt. Im Umkehrschluss kann festgehalten werden, dass der Einfluss der Mikrostruktur mit steigender Lastspielzahl zunimmt. Damit steigt auch die Bedeutung der zuvor beschriebenen Ergebnisse, welche bisher in diesem Kapitel ausschließlich anhand der Schwingfestigkeit der Proben diskutiert wurden. Im Folgenden werden die für die Schwingfestigkeit der beiden Legierungen EN AW-5083 und EN AW-6082 sowie deren Wärmebehandlungszustände verantwortlichen Rissinitiierungsphänomene genauer beleuchtet.

### 6.1.2 VHCF-Schädigungsmechanismen in den Grundwerkstoffen

Die fraktographische Untersuchung der Probe aus der naturharten EN AW-5083 (Abbildung 5-7a-b) ergab, dass die Rissinitiierung der gebrochenen Probe an einem Oberflächenfehler, einem intermetallischen Partikel, stattfand. Teilweise konnten an Durchläuferproben, die auch bis zur Grenzlastspielzahl  $N_G = 1 \cdot 10^9$  nicht versagt sind, vereinzelte Oberflächenrisse an vergleichbaren Oberflächendefekten gefunden werden (Abbildung 5-8a-b). Mayer et al. ([54] und [91]) konnten im Fall der VHCF-beanspruchten Aluminiumlegierung AW-2024 ebenfalls ein Versagen an intermetallischen Partikeln feststellen, deren Größe und Lage vergleichbar mit den hier gefundenen Ausscheidungen waren. Mayer und andere konnten auch bei Durchläuferproben kleine Anrisse feststellen, die ihren Ursprung an den Ausscheidungen hatten, im VHCF-Bereich aber kein versagenskritisches Ermüdungsrisswachstum zeigten. Eine erste Ursachenvermutung kann an dieser Stelle getroffen werden, wenn man die Größe der in der vorliegenden Untersuchung gefundenen nichtversagenskritischen Risse mit der Korngröße des für die Proben verwendeten Grundwerkstoffs EN AW-5083 vergleicht. Mit einer gemessenen Länge von maximal 20  $\mu\text{m}$  liegen diese Risse unterhalb der mittleren Korngröße dieses Materials von 31  $\mu\text{m}$ . Somit kann an dieser Stelle angenommen werden, dass die vorliegenden nichtversagenskritischen Risse nicht über die Länge eines Kornes wachsen und folglich die Korngrenze nicht überschreiten. Hierbei muss kritisch angemerkt werden, dass die Risslänge nur an der Oberfläche gemessen wurde und die gemittelte Korngröße nicht das jeweilige rissbehaftete Korn beschreibt. Genau genommen müsste jeder nicht versagenskritische Riss und die ihn umgebende Kornstruktur untersucht werden.

Da die EN AW-6082 den versagenskritischen Bereich der Verbindung darstellt, wird im Weiteren das Augenmerk auf die drei untersuchten Zustände dieses Materials gelegt. Abbildung 5-6 verdeutlicht hierbei die Abnahme der zyklischen Festigkeit mit Abnahme der Materialhärte. An dieser Stelle hat der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand mit 110 HV1 die höchste Festigkeit, gefolgt von den überalterten Zuständen mit 85 und 75 HV1. Auch andere Forscher wie beispielsweise Berger et al. [89], Höppel et al. [39] oder Bach et al. [92] konnten für den VHCF-Bereich analog zu den hier ermittelten Ergebnissen beobachten, dass die zyklische Festigkeit im Fall der ausscheidungshärtbaren EN AW-6082 in den verschiedenen Materialzuständen stark variiert und mit steigender Überalterung generell abnimmt. Die genannten Untersuchungen begründen dies anhand der vorliegenden Mikrostruktur, insbesondere mit den für die Festigkeit entscheidenden Sekundärausscheidungen und deren Einfluss auf die Schädigungsentwicklung.

Bei den Untersuchungen der Bruchflächen des Grundwerkstoffs EN AW-6082 mit einer Härte von 110 HV1 konnte im Bereich der Rissinitiierung eine auffällige Hohlräumbildung (Abbildung 5-10a) dicht unterhalb der Oberfläche festgestellt werden. Wie in Abbildung 5-10b mit dem schwarzen Pfeil gekennzeichnet ist, sind in diesen Hohlräumen intermetallische Partikel zu finden. Eine EDX-Analyse (Abbildung 5-10c) ergab, dass es sich bei diesen Partikeln um intermetallische Phasen aus Magnesium (Mg) und Silizium (Si) handelt. In Anbetracht ihrer Größe von mehreren Mikrometern und ihrer chemischen Zusammensetzung kann davon ausgegangen werden, dass es sich um stabile Primärphasen ( $Mg_2Si$ ) handelt, die beim Herstellungsprozess des Materials entstanden sind. Wie auch schon Untersuchungen von Wang et al. [93] und Höppel et al. [39] gezeigt haben, können Inhomogenitäten innerhalb der Matrix im Zustand der maximalen Härte, wie zum Beispiel die eben genannten intermetallischen Phasen, zu einer lokalen Spannungsüberhöhung führen. Auch Mayer et al. [91] konnten bei der VHCF-Ermüdung der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung 2024-T351 an Durchläufern feststellen, dass selbst bei einer Grenzlastspielzahl von  $10^{10}$  noch Anrisse ausgehend von ähnlich großen Primärausscheidungen gebildet werden.

Neuere Untersuchungen von Wang et al. ([94] und [93]), die sich speziell mit dem VHCF-Ermüdungsverhalten der EN AW-7075 und der EN AW-6061 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand bei sehr hohen Lastspielzahlen beschäftigen, legen den Fokus auf die Erforschung der Bildung von Hohlräumen und ihre Rolle bei der weiteren Rissinitiierung. Im Gegensatz zu den hier beobachteten clusterförmigen Anordnungen der Voids konnten Wang et al. ([93] und [41]) jedoch überwiegend eine zeilenförmige Anordnung der Voids auf spalt-

förmigen Bruchflächen beobachten. Gemäß den Autoren stellen diese Hohlräume an sich schon einzelne Mikrorisse dar, die letztlich mit ihrem Zusammenschluss einen technischen Anriss und somit ein Versagen zur Folge haben. Dabei wird ein überwiegend spaltförmiges Bruchbild erzeugt. Allerdings wird in Wang et al. ([94] und [93]) nicht näher auf den Grund der linienförmigen Anordnung der Micro-Voids und den in diesem Bereich auftretenden Spaltbruch eingegangen. Unter der Voraussetzung, dass die Voids aufgrund des Ablösens der Matrix von vorliegenden intermetallischen Partikeln entstehen, müsste die Anordnung von intermetallischen Phasen und Voids identisch sein. Somit wäre es vorstellbar, dass die von Wang et al. beobachtete linienförmige Anordnung schon bei der Entstehung der Ausscheidungen, das heißt während der Herstellung oder Weiterverarbeitung des Materials vorgegeben wurde. Eine Erklärung warum ein spaltförmiger Bruch auftritt, liefert dies jedoch nicht. Parallel durchgeführte Untersuchungen von Xue et al. [95] an der Legierung EN AW-7075 T651 konnten mit Hilfe von Oberflächenbeobachtungen nachweisen, dass Mikrorisse an der Grenzfläche von eisenreichen intermetallischen Phasen ausgehen und mit steigender Lastspielzahl auch die Anzahl an Mikrorissen stetig zunimmt.

Sunder et al. [96] gehen aufgrund ihrer Untersuchungen an den beiden Aluminiumlegierungen EN AW-2014-T651 und der EN AW-2024-T3 davon aus, dass es sich bei den innen im Void liegenden Partikeln um inkohärente Ausscheidungen handelt. In den Arbeiten von Sunder et al. [96] und Sunder [97] wurde ein konzentrisches Ringmuster innerhalb der Hohlräume gefunden, das denen in der vorliegenden Arbeit in der Abbildung 5-11b-c entspricht. Sunder erklärt die Entstehung dieses Musters mit dem sich unter Zugbeanspruchung stetig fortschreitenden Grenzflächenversagen zwischen Partikel und Matrix und bezeichnet die Streifen als konzentrische „penny-shaped“ Grenzflächenrisse. Der Zusammenschluss dieser Grenzflächenrisse führt letztlich zum kompletten Ablösen des Partikels von der Matrix und zum weiteren Risswachstum innerhalb der Matrix. Der dort geführte Vergleich dieser Hohlräume mit typischerweise auf der Gewaltbruchfläche vorkommenden wabenförmigen Hohlräumen hat gezeigt, dass die durch statische Beanspruchung entstandenen Waben keine vergleichbaren Linienstrukturen im Inneren aufweisen. Als möglicher Grund für das Grenzflächenversagen wird von Sunder [97] und Sunder et al. [96] die elastische Inkompatibilität von Ausscheidung und Matrix genannt, der unter zyklischer Beanspruchung zu verschiedenen großen Verformungen führen kann und somit innenliegende Grenzflächenrisse und das Ablösen der Matrix von der intermetallischen Phase bewirkt.

Ausgehend von dem in Sunder [97] und Sunder et al. [96] beschriebenen Schädigungsmechanismus und den in dieser Arbeit vorliegenden Ergebnissen kann von dem folgenden und in Abbildung 6-2a-d schematisch dargestellten Ermüdungsprozess ausgegangen werden. In Abbildung 6-2a sind die in der Aluminiummatrix eingebetteten intermetallischen Phasen zu sehen. Im Gegensatz zu den Arbeiten von Sunder [97] und Sunder et al. [96] bei denen nur vermutet wird, dass es sich bei den zuvor in den Voids befindlichen Partikeln um intermetallische Phasen handelt, kann dies in der vorliegenden Untersuchung anhand von REM-Aufnahmen und EDX-Analysen belegt werden (siehe Abbildung 5-10 und Abbildung 5-11). Zudem konnten bei den Untersuchungen dieser intermetallischen Primärphasen vom Typ  $Mg_2Si$  vor dem Ermüdungsversuch mittels REM (Abbildung 3-2a-c) keine Anzeichen dafür gefunden werden, die darauf schließen lassen, dass diese Primärphase schon vor der zyklischen Beanspruchung im Anlieferungszustand ganz oder teilweise von der Matrix abgelöst vorlagen.

Nach Sunder et al. [96] entstehen, wie zuvor beschrieben, unter zyklischer Beanspruchung einzelne Grenzflächenrisse im Bereich zwischen Partikel und Matrix. Diese Theorie kann das in der vorliegenden Untersuchung beobachtete ringförmige Oberflächenmuster innerhalb der Voids (siehe Abbildung 5-11b-c) nachvollziehbar erklären. Die Tatsache, dass keiner der gefundenen Partikel gebrochen ist und alle vollständig von der Matrix abgelöst vorlagen, weist zudem auf ein Grenzflächenversagen hin. Die sich daraus ergebende Delamination des intermetallischen Partikels von der Matrix ist in Abbildung 6-2b dargestellt.

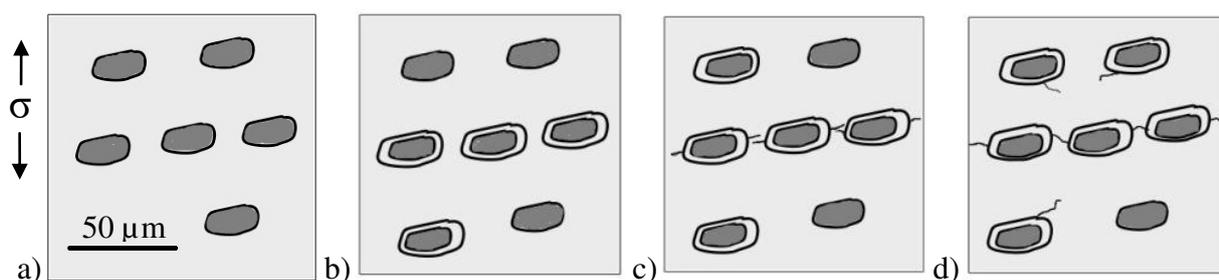


Abbildung 6-2: Auf Basis der Beschreibung von Sunder [97] und Sunder et al. [96] schematisch dargestellter Verlauf der Materialschädigung, jedoch im vorliegenden Fall mit Rissinitiierung an intermetallischen  $Mg_2Si$ -Phasen im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand der EN AW-6082 mit 110 HV1 bei sehr hohen Lastspielzahlen.

Die Ursache für dieses Grenzflächenversagen kann, wie in Sunder [97] und Sunder et al. [96] beschrieben, in der elastischen Inkompatibilität aufgrund von unterschiedlich hohen E-Moduli

von intermetallischer Phase und Al-Matrix gefunden werden, die unterschiedlich große Verformungen im Bereich der Grenzfläche zur Folge haben. Zudem wird dort beschrieben, dass bei global rein elastischen Dehnungsamplituden weit unterhalb der Streckgrenze des Materials, wie sie überwiegend im VHCF-Bereich anliegen, es an diesen Einschlüssen aufgrund der Kerbwirkung zu sehr lokalen Spannungserhöhungen bis in den plastischen Bereich kommen kann. Haben sich die intermetallischen Phasen von der Matrix abgelöst, bilden sich im weiteren Verlauf der zyklischen Belastung ausgehend von diesen mit Grenzflächenrissen behafteten Hohlräumen Mikrorisse, die in die Matrix verlaufen (Abbildung 6-2c). Dies konnte in Abbildung 5-11e anhand einer Detailaufnahme eines Voids beobachtet werden. Weiterführend zu den Untersuchungen von Sunder [97] und Sunder et al. [96] bestand im Rahmen dieser Untersuchung die Möglichkeit, gezielt Lamellen mit dem FIB zu entnehmen, um zusätzliche Informationen in Tiefenrichtung über die Voids zu erhalten. Ausgehend von diesen Beobachtungen an der FIB-Lamelle in Abbildung 5-12 ist die Position dieser Risse bzw. die Richtung, in die sie sich ausbreiten, nicht einheitlich, sondern vielmehr von der jeweiligen Geometrie der intermetallischen Phase und den daraus entstehenden Spannungserhöhungen abhängig. Bei dem in Abbildung 5-9a markierten Bereich, in dem die Hohlräume clusterförmig kurz unterhalb der Probenoberfläche liegen, kann von einem überwiegend im höchstbeanspruchten Prüfquerschnitt vorkommenden Zusammenwachsen der Mikrorisse, wie in Abbildung 6-2c darstellt, ausgegangen werden. Mikrorisse, die sich im Laufe der zyklischen Beanspruchung zusammenschließen, bilden den letztendlich zum Versagen führenden technischen Anriss der Probe (Abbildung 6-2d) und führen zu der charakteristischen Bruchfläche (vgl. Abbildung 5-9a). Alle anderen Ermüdungshohlräume verbleiben letztlich ganz oder nur teilweise abgelöst mit oder ohne Mikrorissen im Material, was das Vorhandensein eines solchen Hohlraums kurz unter der Bruchfläche mit Mikrorissen, aber ohne Verbindung zum schädigungsrelevanten Riss im FIB-Schnitt in Abbildung 5-12 erklären würde.

Im Fall der überalterten Proben der Legierung EN AW-6082 konnte die fraktographische Analyse der Bruchflächen anhand der charakteristischen Merkmale im Gegensatz zu den maximal ausscheidungsgehärteten Proben eine Rissinitiierung an der Oberfläche eindeutig belegen (vgl. Abbildung 5-9). Mit weiteren Untersuchungen der Probenoberfläche konnten vereinzelte Gleitspuren in einigen wenigen Körnern festgestellt werden. Wie auch schon von Stöcker [22] und Kolyshkin [98] für die Nickelbasislegierung Nimonic 80A nachgewiesen werden konnte, kann dieses vereinzelte Auftreten der Gleitbänder damit zusammenhängen, dass bei an sich global rein elastischer Verformung nur in den Körnern mit einer hohen

Missorientierung zur Ausrichtung benachbarter Körner sehr hohe lokale Beanspruchungen auftreten. Demnach wird zuerst in diesen missorientierten Körnern die kritische Schubspannung erreicht, sodass die dortigen Versetzungen als erste zu gleiten beginnen. Die daraus resultierende und für den VHCF-Bereich bei sehr kleinen Spannungsamplituden auftretende, sehr lokale Gleitbandbildung in einzelnen Körnern, konnten auch Höppel et al. [38] an einer Aluminiumlegierung und Weidner et al. [99] an vielkristallinem Kupfer beobachten. Wie schon im Grundlagenkapitel beschrieben, resultieren die sich mit zunehmender Lastspielzahl weiter ausprägenden Gleitspuren in einer Oberflächenaufrauung, die zur Rissinitiierung führen kann.

Weiterführend konnte in der vorliegenden Untersuchung des überalterten Zustands der Legierung EN AW-6082 beobachtet werden, dass im Fall der sehr lokal in einzelnen Körnern vorliegenden Gleitbandbildung immer auch intermetallische Phasen in diesen Bereichen vorliegen. Es ist bekannt, dass spröde intermetallische Primärphasen zu lokalen Dehnungskonzentrationen führen können, die in ihrem direkten Umfeld Spannungskonzentrationen erzeugen. Auf diese Weise können Primärphasen gemäß Ostermann [4] das Erreichen eines kritischen Gleitbandzustands beschleunigen, was eine logische Erklärung für die vermehrte Anwesenheit dieser intermetallischen Phasen im Bereich der gefundenen Gleitbänder (Abbildung 5-14) ist. Demnach versagt der überalterte Zustand der Legierung EN AW-6082 aufgrund von sehr lokaler Gleitbandbildung, die von vorliegenden intermetallischen Phasen durch lokale Spannungskonzentrationen begünstigt wird.

Es zeigt sich somit, dass Primärphasen bei der VHCF-Ermüdung des maximal ausscheidungsgehärteten Zustands als auch für den überalterten Zustand eine entscheidende Rolle spielen, jedoch zu verschiedenen Schädigungsphänomenen führen. Im Fall des maximal ausscheidungsgehärteten Zustands sind es die innenliegenden Phasen, die zu Grenzflächenversagen, „Fatigue Void“-Bildung, dem Zusammenschluss von Mikrorissen und dem letzten Versagen führen. Im Fall des überalterten Zustands begünstigen vorhandene Primärphasen an der Oberfläche die Gleitbandbildung aufgrund lokaler Spannungserhöhungen. Evident ist dies im Zusammenhang mit den in Kapitel 4 charakterisierten Ausscheidungsmorphologien der zwei Zustände (siehe Abbildung 4-8). Der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand kann sehr fein verteilte Ausscheidungen vorweisen, die das umliegende Al-Gitter sehr stark verspannen und somit die maximale Härte erzeugen. In diesem Zustand ist die innere Kerbwirkung an den intermetallischen Phasen sehr hoch. Im Gegensatz dazu weist der überalterte Zustand sehr grobe teil- bzw. überwiegend inkohärente Ausscheidungen auf, was zu einer

sehr geringen Matrixhärte und dementsprechend sehr viel höheren Neigung zur Gleitbandbildung führt. Dies konnten auch Höppel et al. [39] für die EN AW-6082 anhand von Ermüdungsversuchen und Messungen mittels Nanoindenter nachweisen.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass Material und Werkstoffzustand die Schwingfestigkeit und den Verlauf der Wöhlerlinie der hier untersuchten Grundwerkstoffe im Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen entscheidend beeinflussen können. Die unterschiedlich hohen Schwingfestigkeiten sind eine Folge verschiedener Schädigungsphänomene, die von Material und Werkstoffzustand abhängig sind. Somit ist die Auswahl der Grundwerkstoffe für die erreichbare Schwingfestigkeit von Aluminiumschweißnähten bei sehr hohen Lastspielzahlen von großer Bedeutung ist.

### 6.1.3 Prozessbedingte Defekte

Kommt es bei Schweißverbindungen zum Materialversagen wegen vorhandener Defekte, kann dies von unterschiedlichen Parametern abhängen. Einerseits können die Geometrie und die Lage des Defekts die dort entstehende örtliche Spannungserhöhung gegenüber der im Versuch verwendeten Nennspannungsamplitude erhöhen. Diese lokale Spannungserhöhung ist dann ausschlaggebend für die Lebensdauer der Schweißverbindung. Auf der anderen Seite kann unter der Voraussetzung, dass die vorhandenen Defekte schon wachstumsfähige Risse darstellen, das jeweilige Ausbreitungsverhalten des Risses, d.h. seine Geschwindigkeit mit der er sich bis zum Versagen ausbreitet, die Lebensdauer weitestgehend bestimmen. Meistens liegt beiden Fällen eine sehr große Streuung der Ermüdungsergebnisse im Wöhlerdiagramm zugrunde, die eine statistische Auswertung anhand von klassischen Auswerterroutinen, wie sie in der Regel bei der Erstellung statistisch abgesicherter Wöhlerlinien zum Einsatz kommen und eine hierauf basierende Auslegung der Lebensdauer, unmöglich machen.

In der vorliegenden Untersuchung liegt eine solche große Streuung bei den Ergebnissen der geschweißten Proben mit schlechter Nahtqualität (Gruppe D) vor (Abbildung 5-3). Bei diesen Proben kommt ein Versagen aufgrund von verschiedensten prozessbedingten Nahtdefekten vor (Abbildung 5-4). Im Vergleich zu den anderen Schweißnahtzonen der EN AW-6082 (WEZ und GW) stellt die Schweißnahtmitte in Qualitätsgruppe D die zyklisch schwächste Stelle der Verbindung dar. Die Tatsache, dass selbst die Proben mit dem höchstbeanspruchten Prüfquerschnitt in der WEZ des EN AW-5083 im Bereich des S Al 5183 gebrochen sind,

zeigt, dass auch die EN AW-5083 eine höhere Ermüdungsfestigkeit als die Schweißnahtmitte haben muss, was die Versagensrelevanz der SN-Defekte noch einmal unterstreicht.

Um in erster Linie den möglichen Einfluss der lokalen Kerbspannungen an diesen Defekten und damit verbunden ihren eventuellen Einfluss auf die Lebensdauer der Proben zu untersuchen, wurden diese Kerbspannungen näherungsweise mittels der Finite-Elemente-Methode (FEM) berechnet. Größe und Position der Defekte orientieren sich dabei an den in dieser Arbeit mittels Fraktographie nachgewiesenen rissinitiierenden Schweißnahtfehlern. An dieser Stelle muss angemerkt werden, dass der berechnete Kerbfaktor ( $K_t$ ) lediglich als Näherungswert zu sehen ist. Bei der quantitativen Bewertung der hier berechneten Kerbfaktoren muss unbedingt beachtet werden, dass aufgrund der verwendeten Idealisierung der Fehlergeometrie nach Zerbst und Hübner [88] die tatsächliche Kerbwirkung der Defekte nicht wirklich simuliert wird. Die Bestimmung der rissinitiierenden Defekte erfolgte auf Basis der fraktographischen Analysen. Zudem wurde bei der Variation der Position des im FE-Modell nachgebildeten Defekts nur in einer Ebene (z-Achse) variiert, was im Vergleich zu den real vorkommenden Defekten eine weitere Vereinfachung darstellt. Der zuerst für runde Poren mit variierender Position und Größe bestimmte Kerbfaktor in Abbildung 5-17 verdeutlicht, dass die lokalen Spannungen größer werden, sobald der Radius der Pore kleiner wird. Verglichen mit den runden Poren (Abbildung 5-17) zeigen die ovalen modellierten Defekte (Abbildung 5-18), die eine idealisierte Form der vorliegenden Defekte widerspiegeln sollen, sehr viel höhere Kerbfaktoren, was auch in den Untersuchungen von Zhao et al. [50] für eine ähnlich durchgeführte FE-Analyse mit annähernd vergleichbaren Defektgeometrien berechnet werden konnte. Analog zu den runden Poren konnte bei den ovalen Defekten ebenfalls eine größer werdende lokale Spannung bei geringer werdender Defektgröße, das heißt kleiner werdenden Defektradius sowie mit kleiner werdendem Abstand zur Oberfläche, beobachtet werden. In Abbildung 5-19a-b ist der Vergleich der Wöhlerdiagramme mit aufgetragener Nennspannungsamplitude und mittels der an dem jeweiligen rissinitiierenden Defekt anliegenden lokalen Kerbfaktor berechneten Kerbspannungsamplitude dargestellt. Die Tatsache, dass sich die Streuung der Ergebnisse auch bei den lokalen Kerbspannungen nicht ändert, oder besser gesagt minimiert, verdeutlicht, dass die lokale Spannung nicht direkt mit der real erreichten Lebensdauer der Proben zusammenhängt. Dies zeigt, dass eine Auslegung der Schweißnähte mit schlechter Nahtqualität mit einem Kerbspannungsansatz zur Bewertung der Schwingfestigkeit nicht zielführend ist. Im Weiteren wird deshalb anhand der im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse versucht, das Ermüdungsverhalten der defektbehafteten Schweißnähte näher zu analysieren.

Proben, die eine Grenzlastspielzahl von  $N_G = 2 \cdot 10^9$  ohne Versagen erreicht haben, weisen alle einen sehr niedrigen Flächenanteil an Bindefehlern von unter  $0,01 \text{ mm}^2$  auf und somit sind diese nicht versagensrelevant für die VHCF-Ermüdung bei den geprüften Spannungsamplituden. Auch das Vorhandensein großer innenliegender Poren, wie beispielsweise in Probe 8 (siehe Tabelle 5-1), mindert die Lebensdauer nur geringfügig. Ein Vergleich der Größe der risseinleitenden Poren beispielsweise von Probe 8 und 5 mit der jeweils erreichten Lastspielzahl zeigt, dass Proben, die an kleinen Defekten versagt sind, eine geringere Lebensdauer aufweisen. Der Vergleich der Lage der Rissinitiierung von Probe 5, 6 und 8 zeigt zudem, wie entscheidend die Position des Defekts, das heißt eine im Inneren oder an der Oberfläche liegende Pore, auf die Lebensdauer ist. Die Ergebnisse der im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten FE-Berechnungen können die Erklärung liefern. Anhand von Abbildung 5-17 kann mittels dem an einem Defekt bestimmten Kerbfaktor  $K_t$  verdeutlicht werden, dass die lokale Kerbspannung an Defekten zunimmt, je näher diese an der Oberfläche liegen und je kleiner sie sind, d.h. je kleiner der Kerbradius ist. Dementsprechend entsteht an kleinen Oberflächendefekten die höchste lokale Kerbspannung. Wird davon ausgegangen, dass eine hohe lokale Kerbspannung generell zu einer geringeren Lebensdauer aufgrund einer früheren Rissinitiierung führt, kann dies erklären, warum Probe 5 im Vergleich zu Probe 8 eine geringere Lebensdauer aufweist. Zusammengefasst sind die Parameter Größe, Geometrie (Art) und Position der prozessbedingten Nahtdefekte von entscheidender Bedeutung, die individuell zu einer frühen oder späten Rissinitiierung führen können.

Durch die Funktionsweise des Ultraschallermüdungsprüfsystems auf Basis des Resonanzverhaltens der Probe, das von der Geometrie, der Dichte und dem Dämpfungsverhalten des Materials abhängt, kann die Änderung der Resonanzfrequenz ( $f_R$ ) der Probe einen entscheidenden Schädigungsindikator darstellen. Eine Änderung der Geometrie kann zudem auch während des Versuchs auftreten, beispielsweise wenn die Temperatur der Probe ansteigt und es zu einer Volumenzunahme in Form einer Ausdehnung kommt. Ein Abfall von  $f_R$  bedeutet bei isothermer Versuchsführung eine Änderung der geometrischen Stetigkeit der Probe. Mit diesem Zusammenhang kann ein technischer Anriss relativ genau detektiert werden. Versuche und Simulationen haben gezeigt, dass hiermit Risse mit einer Größe von weniger als  $100 \mu\text{m}$  in den hier verwendeten Aluminiumlegierungen detektiert werden können. Tabelle 6-2 zeigt beispielhaft typische Zeitpunkte des Frequenzabfalls von Proben aus den verschiedenen Schweißnahtzonen Grundwerkstoff (GW) und Wärmeeinflusszone (WEZ), die einen Anteil an der Rissinitiierungsphase von 73 bis 76 % bezogen auf die Gesamtlebensdauer haben. Pro-

ben aus der Schweißnahtmitte (SN) zeigen überwiegend eine Rissinitiierung von Beginn an, wie es das Beispiel in Tabelle 6-2 mit 1,4 % Initiierung und 98,6 % Risswachstum verdeutlicht.

Tabelle 6-2: Rissinitiierung und -wachstum in Ermüdungsproben aus verschiedenen Schweißnahtzonen.

Schweißnahtzone	$\Delta\sigma/2$ [MPa]	$N_B$	erster Abfall der $f_R$	Rissinitiierung [%]*	Risswachstum [%]*
GW (AW-6082)	120	$2,5 \cdot 10^6$	$1,9 \cdot 10^6$	76	24
WEZ (AW-6082)	70	$5,4 \cdot 10^6$	$4,0 \cdot 10^6$	73	27
SN (Al S 5183)	70	$3,2 \cdot 10^7$	$4,3 \cdot 10^5$	1,4	98,6

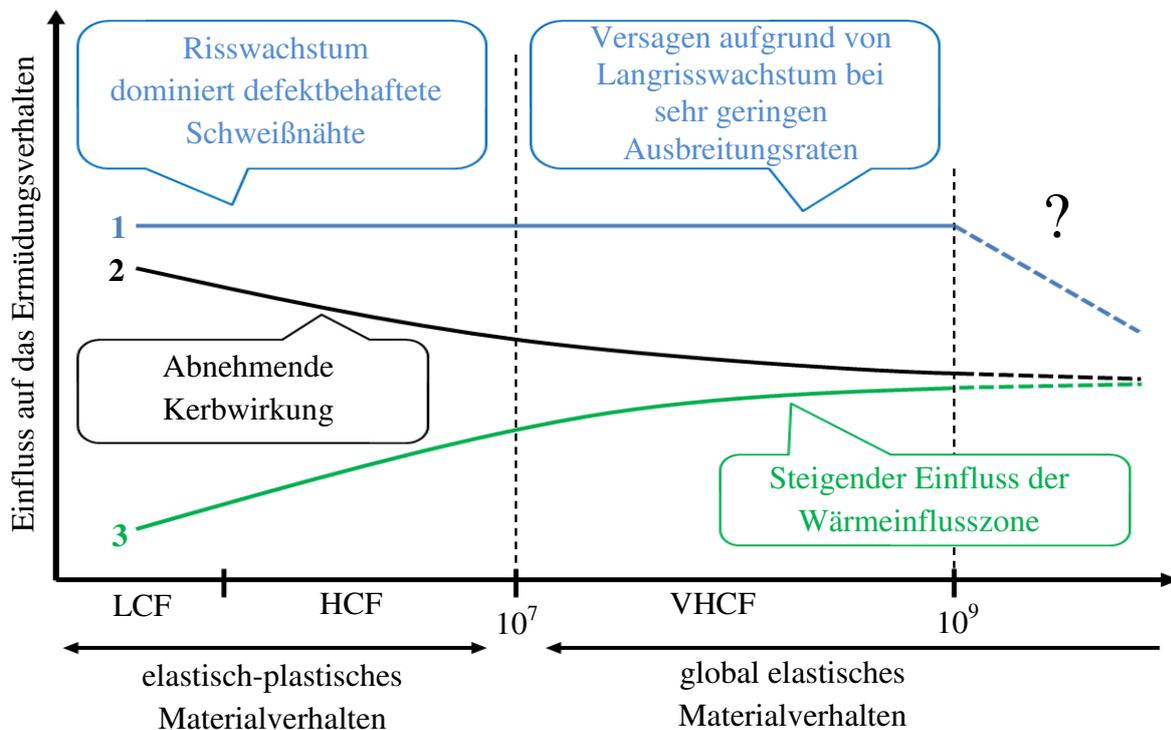
\* Anteile sind bezogen auf die Gesamtbruchlastspielzahl der Probe

Die Ergebnisse des GW und der WEZ lassen sich sehr gut in Korrelation mit den zuvor beschriebenen Versagensmechanismen dieser Schweißnahtzonen setzen. Es ist allgemein bekannt, dass bei sehr hohen Lastspielzahlen (VHCF-Bereich) die Rissinitiierung einen sehr großen Teil der Gesamtlebensdauer einnimmt, wenn es sich um mikrostrukturelle Versagensmechanismen handelt, was auch für den vorliegenden Fall des GW und der WEZ zutrifft. Die Mikrostruktur hat somit einen großen Einfluss auf die Rissinitiierung und in diesem Fall auch auf die Gesamtlebensdauer. Bei defektbehafteten Proben verliert der Einfluss der Mikrostruktur an Bedeutung, da die Gesamtlebensdauer nun entscheidend von dem Langrisswachstum beeinflusst wird, welches in der Regel mikrostrukturunabhängig abläuft. Die Schweißnahtproben aus Tabelle 6-2 können dies beispielhaft verdeutlichen. Darüber hinaus wird an dieser Stelle die Relevanz von lokalen Defekten deutlich, wie den hier im Werkstoff vorhandenen Kerben (Bindefehler, Poren), an denen es zu einer lokalen Spannungsüberhöhung kommt. Auch die mittels Infrarot(IF)-Kamera während der Ermüdungsversuche aufgenommenen Thermographiebilder in Abbildung 5-21 können dies anhand der Temperaturerhöhung verdeutlichen. Während sich ein zuerst gleichmäßiger Temperaturverlauf ab 79 % der Gesamtlebensdauer in der Probe aus der WEZ ausbildet (a), kann für die Probe aus der SN (Abbildung 5-21b) eine frühe, sehr lokale Temperaturerhöhung beobachtet werden, die letztendlich auf einen oberflächennahen Bindefehler zurückzuführen ist und sich gegen Ende des Versuchs noch einmal deutlich erhöht. Somit kann angenommen werden, dass Defekte wie Poren oder Bindefehler auch bei den hier verwendeten niedrigen Spannungsamplituden wachstumsfähige Risse im Material darstellen. Aus Sicht eines Ingenieurs ist dies für die

Auswahl eines geeigneten Auslegungskonzepts wie zum Beispiel des Total-Life-Approach, welches auf der Gesamtlebensdauer basiert und des Defect-Tolerant-Approach, bei dem von vorhandenen Fehlstellen ausgegangen und mit bruchmechanischen Ansätzen auf Basis einer kritischen Risslänge ausgelegt wird, von großer Bedeutung.

#### 6.1.4 Zusammenfassende Bewertung der Kerbeffekte

Werden die in den vorangegangenen drei Kapiteln beschriebenen Bewertungen der Kerbeeinflüsse auf das Ermüdungsverhalten der Aluminium-Schweißnähte miteinander verglichen, kann das schematische Diagramm in Abbildung 6-3 daraus abgeleitet werden. Hierbei ist der Einfluss auf das Ermüdungsverhalten der Aluminium-Schweißnähte über der Bruchlastspielzahl aufgetragen.



1 – Prozessbedingte Defekte      2 – Geometrische Kerbe      3 – Strukturelle Kerbe

Abbildung 6-3: Von der Lastspielzahl abhängiger Einfluss der verschiedenen Kerbeffekte auf das Ermüdungsverhalten.

Die in Abbildung 6-3 dargestellten Einflüsse bestehen in erster Linie aus der Abnahme der ertragbaren zyklischen Festigkeit der Verbindung aufgrund der jeweiligen Kerbe und basieren in der vorliegenden Untersuchung auf den zuvor dargestellten und diskutierten Ergebnissen der durchgeführten Wöhlerversuche im Rahmen der Separation. Darüber hinaus werden im

Folgenden aber auch die beobachteten Ermüdungsphänomene abhängig von der Nahtqualität und des prozessbedingten Werkstoffzustands in die zusammenfassende Darstellung mit einbezogen. Für die Bemessung von zyklisch belasteten Schweißnähten, bei denen prozessbedingte Nahtdefekte vorliegen, gibt es eine Vielzahl von bruchmechanischen Ansätzen und Bewertungen wie beispielsweise den von Zerbst et al. [88]. Bei diesem werden die Defekte als vorhandene lange Risse angesehen und eine Bemessung auf Basis des zyklischen Risswachstumsverhaltens, bestehend aus Schwellenwerten und der Risswachstumsgeschwindigkeit, vorgenommen. Die Beschreibung des Spannungszustands an der Risspitze erfolgt dabei mithilfe der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ). Allgemein werden Bauteile oder Systemkomponenten im Rahmen einer bruchmechanischen Bewertung je nach Auslegungsphilosophie für bestimmte Wartungsintervalle bzw. Lastspielzahlen (Gesamtlebensdauer) ausgelegt oder bei deren Erreichen ausgetauscht. Typische Lastspielzahlen können dabei je nach Anwendungsfall bis in den Bereich der klassischen Dauerfestigkeit (HCF-Bereich) reichen. In Abbildung 6-3 ist der für den LCF- und HCF-Bereich große Einfluss der prozessbedingten Defekte auf die Ermüdung der Aluminium-Schweißnähte mit der blauen Kurve (1) dargestellt. In dieser Untersuchung konnte ein Versagen der defektbehafteten geschweißten Proben auf jedem geprüften Spannungshorizont sowohl im HCF- als auch im VHCF-Bereich festgestellt werden (vgl. Abbildung 5-3). Die fraktographischen Untersuchungen der verschiedenen Bruchflächen konnten für beide Bereiche die prozessbedingten Defekte als Rissinitiierungsorte nachweisen. Diese Defekte sind somit versagensbestimmend. Im Fall der Poren konnte die FEM-Berechnung in Kapitel 5.2.2 zeigen, dass das VHCF-Versagen nicht alleine von den lokalen Spannungen an diesen Defekten abhängt, sondern zwangsläufig auch von der jeweiligen Rissausbreitung. Ausgehend von sehr kleinen Ausbreitungsraten kann demnach ein Versagen im VHCF-Bereich nur aufgrund der sehr hohen Lastspielzahlen erklärt werden. Dies bedeutet, dass die vorliegenden langen Risse zwar bei jedem Lastspiel nur sehr minimal wachsen, aber in Summe trotzdem eine kritische Risslänge erreicht wird, die anschließend zum Probenversagen führt. Aus diesem Grund ist dieser auch für den VHCF-Bereich gleichbleibende Einfluss der prozessbedingten Defekte auf die Materialermüdung der Aluminium-Schweißnähte in Form einer horizontal verlaufenden ersten, blauen Kurve bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $N_G = 10^9$  eingetragen. Eine zunehmende Barrierewirkung der Mikrostruktur könnte dieses sehr langsame Langrisswachstum ganz oder teilweise stoppen. Dies würde eine Abnahme des Einflusses der Defekte auf die Ermüdung der Schweißnähte bedeuten, die mit dem weiteren geneigten und gestrichelten Verlauf der blauen Linien ab einer Lastspielzahl von  $N = 10^9$  angedeutet wird. Da das Vorhandensein von Defekten in diesen

Untersuchungen immer zum Versagen der Probe geführt hat und die zyklische Festigkeit im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Grundwerkstoff EN AW-6082 ungefähr 50 % beträgt, haben die Defekte, falls sie denn vorliegenden, im Vergleich zu der geometrischen Kerbe und der Mikrostruktur den größten Einfluss auf das Ermüdungsverhalten.

Da im LCF- und teilweise auch im HCF-Bereich der Anteil der plastischen Dehnungsamplitude an der Gesamtdehnung sehr hoch ist und die Dehnungskonzentration an der geometrischen Kerbe immer höher ist als im restlichen Bereich der Schweißnaht, ist der Einfluss der geometrischen Kerbe auf die Ermüdung entsprechend hoch. In Abbildung 6-3 wird dies mit der schwarzen Linie (2) für den LCF- und HCF-Bereich dargestellt. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche mit glatten und gekerbten wärmebehandelten Proben konnten allerdings zeigen, dass dieser Einfluss mit steigender Lastspielzahl im Vergleich zum Einfluss der Defekte und der Mikrostruktur stetig abnimmt (siehe Abbildung 6-1). Aus den in Kapitel 5.1.1 diskutierten Ergebnissen geht hervor, dass die geometrische Kerbe in Kombination mit dem in diesem Bereich vorliegenden überalterten Gefügestand in der Wärmeeinflusszone mit 85 HV1 im VHCF-Bereich einen Abfall der zyklischen Festigkeit von ungefähr 50 % bezogen auf den Grundwerkstoff EN AW-6082 mit 110 HV1 als Referenz bewirkt. Die Versuche mit wärmebehandelten gekerbten Proben haben gezeigt, dass allein aufgrund der überalterten Mikrostruktur mit 85 HV1 die ertragbare Spannungsamplitude um ungefähr 15 % und für eine stark überalterte Mikrostruktur (75 HV1) um etwa 20 % gemindert wird. Aus diesem Vergleich wird ersichtlich, dass allein die geometrische Kerbe eine Minderung der zyklischen Festigkeit der Schweißverbindung von etwa 35 bis minimal 30 % bezogen auf den ungekerbten Grundwerkstoff EN AW-6082 mit 110 HV1 verursacht. Aus diesem Grund verläuft in Abbildung 6-3 die schwarze Linie (2), die für den Einfluss der geometrischen Kerbe steht, unterhalb der blauen Linie (1), die den Einfluss der Defekte widerspiegelt und oberhalb der grünen Linie, die den Einfluss der strukturellen Kerbe verdeutlicht. Auch ab einer Lastspielzahl von  $N = 10^9$  kann davon ausgegangen werden, dass der Abfall des Einflusses der geometrischen Kerbe kontinuierlich weiter abfällt, was im Diagramm mit dem weiteren gestrichelten Verlauf der schwarzen Linie dargestellt ist.

Da die Lebensdauer im LCF-Bereich weitestgehend von der Höhe der plastischen Dehnungsamplitude bestimmt wird, ist der Einfluss der Mikrostruktur und der darauf basierenden eventuellen Schädigungsmechanismen in Bezug auf die Aluminium-Schweißnähte gering. Die Versuche dieser Arbeit konnten jedoch zeigen, dass die Bedeutung der in dem Rissinitiierungsbereich vorliegenden Mikrostruktur mit steigender Lastspielzahl stetig zunimmt. Dies

konnte in der vorliegenden Untersuchung an dem sehr unterschiedlichen Ermüdungsverhalten der beiden getesteten Grundwerkstoffe verdeutlicht werden. Dabei zeigt die naturharte EN AW-5083 im VHCF-Bereich im Gegensatz zum maximal ausscheidungsgehärteten Zustand der EN AW-6082 eine ungefähr 25 % höher liegende zyklische Festigkeit mit einer fast schon horizontal verlaufenden Wöhlerlinie (siehe Abbildung 5-6). Zum anderen konnte ein sehr ausgeprägter Einfluss der Mikrostruktur anhand der unterschiedlich hohen zyklischen Festigkeiten der einzelnen Wärmebehandlungsstufen der EN AW-6082 beobachtet werden. Dabei kann eine Überalterung, wie sie nachweislich auch im Fall der Wärmeeinflusszone der EN AW-6082 der geschweißten Proben auftritt, die zyklische Festigkeit der Schweißnaht um bis zu 20 % herabsetzen. Eine genaue Untersuchung der ermüdeten Proben konnte je nach Werkstoffzustand unterschiedliche Ermüdungsvorgänge im Material nachweisen, welche die Ursache für diese unterschiedlich hohe zyklische Festigkeit des Materials darstellen. In Abbildung 6-3 symbolisiert die grüne Linie (3) diesen steigenden Einfluss der Mikrostruktur auf das Ermüdungsverhalten der Schweißnähte, der mit größer werdender Anzahl der Lastwechsel bis in den VHCF-Bereich stetig zunimmt. Es hat sich gezeigt, dass beispielsweise im Fall der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-6082 die Materialzustände, entweder der maximal ausscheidungsgehärtete oder überalterte Zustand, für die Ermüdungsvorgänge und somit für die Schwingfestigkeit maßgeblich sind. Im Vergleich zur geometrischen Kerbe und zu den prozessbedingten Defekten spielt die Mikrostruktur für den VHCF-Bereich eine nicht unerhebliche Rolle in Bezug auf die Schwingfestigkeit. Zudem haben die Ergebnisse der Separation der Kerbeffekte deutlich gezeigt, dass gerade die eventuelle Optimierung der Mikrostruktur das größte Potenzial zur Erhöhung der Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich bietet, vorausgesetzt der Schweißprozess ist soweit optimiert, dass die Defekte unterhalb einer versagenskritischen Größe liegen.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass bei einer schlechten Nahtqualität ausgehend von prozessbedingten Nahtdefekten wie Poren und Bindefehlern auch bei sehr hohen Lastspielzahlen und dementsprechend sehr geringen Spannungsamplituden ein sehr langsames Risswachstum zum Versagen der geschweißten Struktur führt. Im Gegensatz dazu konnte bei guter Nahtqualität eine Rissinitiierung ausschließlich im Kerbgrund der Schweißnahtkerbe gefunden werden. Ausgehend von sehr niedrigen Spannungsamplituden, das heißt auch im Kerbgrund liegt ein elastisches Materialverhalten vor, nimmt der Einfluss der Mikrostruktur neben dem der geometrischen Kerbe immer weiter zu und hat im VHCF-Bereich große Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit der gesamten Schweißnahtverbindung.

## 6.2 Lebensdauervorhersage von Aluminium-Schweißnähten im VHCF-Bereich

Die vorangegangenen Kapitel haben gezeigt, dass sich abhängig von der geometrischen Schweißnahtkerbe, der in der WEZ vorliegenden Mikrostruktur, aber auch der vorliegenden Nahtqualität mit ihren prozessbedingten Schweißnahtdefekten die Lebensdauer der geschweißten Aluminiumlegierungen enorm ändern kann. Auf Basis der in dieser Arbeit durchgeführten separaten Untersuchungen dieser einzelnen Kerbeffekte wurden in den vorangegangenen Kapiteln der jeweilige Einfluss, aber auch weitergehende einzelne Schädigungsmechanismen bzw. -phänomene aufgezeigt. Für die Lebensdauervorhersage dieser Proben ist es daher ratsam, je nach Nahtqualität, unterschiedliche Auslegungskonzepte auf ihre Anwendung für den VHCF-Bereich zu verifizieren und gegebenenfalls zu erweitern, was in den folgenden zwei Kapiteln beschrieben wird. Die hier getesteten Varianten A und B sind je nach Nahtqualität nach DIN EN ISO 10042 in die Gruppen B und D einzuordnen. Für eine „gute“ Nahtqualität der Bewertungsgruppe B wird das in der Praxis weit verbreitete Kerbspannungskonzept mit fiktivem Ersatzradius untersucht, für Schweißnähte mit einer Vielzahl an prozessbedingten Defekten (Gruppe D) wird ein für sehr hohe Lastspielzahlen etabliertes bruchmechanisches Verfahren zur näherungsweise Bestimmung der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors angewendet.

### 6.2.1 Kerbspannungskonzept mit einheitlichem fiktivem Ersatzradius

Im Wöhlerdiagramm in Abbildung 6-4 sind die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen auf Basis der Kerbspannungsamplitude der Proben aus der Schweißnahtmitte S Al 5183 mit Nahtüberhöhung über der Bruchlastspielzahl aufgetragen. Bei der Berechnung der Kerbspannungen wurde nicht der mittlere Kerbradius der Schweißnähte von 0,5 mm verwendet wie im Kapitel 5.1.1, sondern der von Morgenstern [73] vorgeschlagene einheitliche Ersatzradius von 1 mm angenommen, damit im weiteren Verlauf ein Vergleich mit der Masterwöhlerlinie gemäß Kerbspannungskonzept möglich ist. Zusätzlich sind auch die schon zuvor beschriebenen Ergebnisse mit speziell wärmebehandelten und umlaufgekerbten Proben aus EN AW-6082 mit einer Härte von 85 HV1 eingetragen. Diese Proben haben eine mit der WEZ der geschweißten Proben vergleichbare Mikrostruktur und den gleichen Kerbfaktor ( $K_t=1,8$ ) wie die geschweißten Proben mit Nahtüberhöhung (runde geschlossene Symbole). Ein Vergleich der Versuchsreihen zeigt in erster Linie eine gute Übereinstimmung der bei den jeweiligen Spannungsamplituden erreichten Bruchlastspielzahlen, wobei die Ergebnisse der geschweißten Proben eine größere Streuung durch einzelne Ausreißer bei niedrigeren Span-

nungsamplituden beispielsweise bei 90 und 85 MPa haben. Da die geschweißten Proben eine schlechtere Oberflächenqualität mit Mikrokerben und Schweißnahtspritzern sowie eine inhomogenere Mikrostruktur und Kerbgeometrie im Vergleich zu den wärmebehandelten umlaufgekerbten Proben haben, ist diese größere Streuung nachvollziehbar. Die mittels Potenzfunktion berechnete und eingezeichnete Trendlinie zeigt in Bezug auf die Masterwöhlerlinie eine vergleichbare Neigung.

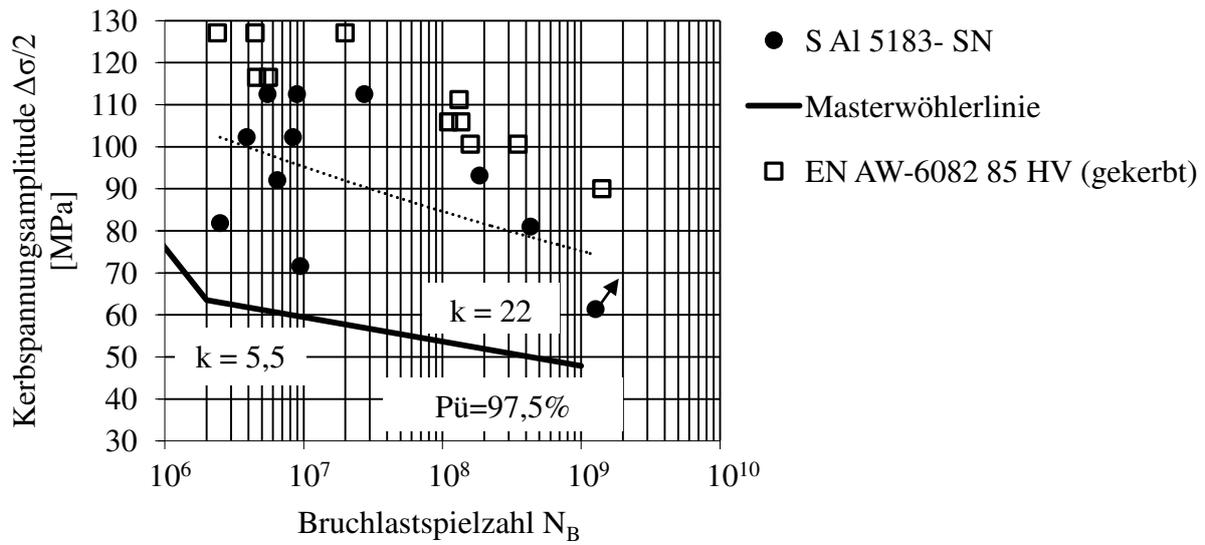


Abbildung 6-4: Wöhlerdiagramm auf Kerbspannungsbasis der Proben aus Schweißnahtmitte S Al 5183 mit Nahtüberhöhung und gekerbten, wärmebehandelten Proben aus EN AW-6082 mit einer Härte von 85 HV1 (Pfeile markieren Durchläufer, Trendlinien stellen potenzielle Mittelwerte dar).

Die in Kapitel 5.1 beschriebenen Versuche haben gezeigt, dass ohne kritische Nahtdefekte (Nahtqualität der Gruppe B nach DIN EN ISO 10042) und mit geometrischer Kerbe (Proben mit Nahtüberhöhung) die lokale Spannungsüberhöhung im Kerbgrund zum Materialversagen und dementsprechend zum dortigen Anriss führt. Ein aktuelles und für dieses Ermüdungsverhalten passendes Auslegungskonzept, welches sich auch in der Richtlinie des International Instituts of Welding in [1] wiederfindet, ist das Kerbspannungskonzept mit Masterwöhlerlinie und einheitlichem Ersatzkerbradius von 1 mm nach Morgenstern [73]. Dieses sehr anwenderfreundliche Konzept gilt für Blechdicken des Grundwerkstoffs von 5 bis 25 mm und für alle Aluminiumlegierungen in jeglichen Materialzuständen und ist für Bruchlastspielzahlen bis  $N_B=10^7$  von Morgenstern experimentell belegt. Störzel et al. [100] konnten dies im Falle von geschweißten Strukturbauteilen der Automobilkarosse für verschiedene Blechdicken bis zu einer Lastspielzahl von  $1 \cdot 10^7$  ebenfalls belegen. Eine Verifizierung für

den Bereich sehr hohen Lastspielzahlen steht jedoch noch aus. Zu diesem Zweck ist die Masterwöhlerlinie zusätzlich zu den Ergebnissen der Schweißnahtmitte S Al 5183 mit Nahtüberhöhung in Abbildung 6-4 eingezeichnet. Werden diese lokalen Kerbspannungen für den VHCF-Bereich gegenübergestellt, liegen die Ergebnisse dieser Untersuchung mit ausreichendem Abstand über der Masterwöhlerlinie, was für eine sehr sichere, aber auch sehr konservative Auslegung spricht. Dies konnten auch schon Bruder et al. [101] und [102] für den HCF-Bereich feststellen. In ihren Untersuchungen, bei der sie neben dem Kerbspannungskonzept auch das Nennspannungs- und Strukturspannungskonzept verwendeten, konnten sie eine sehr konservative Auslegung bei der Anwendung der Masterwöhlerlinie feststellen, die sich gemäß Bruder et al. [101] in höheren Produktionskosten und Strukturgewichten niederschlagen können. Mit dem Grundgedanken der universellen Gültigkeit dieses Konzepts für alle Aluminiumlegierungen und einen relativ großen Blechdickenbereich und der Entwicklung des Konzeptes auf Basis eines Mittelwertstreuungsansatzes (Worst-Case-Betrachtung) wird die sehr konservative Auslegung des Konzeptes ersichtlich. Für zukünftige Leichtbaukonzepte, bei denen Aluminium-Schweißnähte verwendet werden, erscheint diese Auslegung im VHCF-Bereich zu konservativ.

## 6.2.2 Bruchmechanische Bewertung

Da die Finite-Elemente-Berechnung der lokalen Spannungen in Kapitel 5.2.2 gezeigt hat, dass diese nicht unmittelbar mit der jeweiligen Lebensdauer der Probe korreliert werden können, wird für die Auslegung der Proben auf einen bruchmechanischen Ansatz zurückgegriffen. Das hier verwendete Modell nach Murakami et al. [103] ist eine Näherungslösung zur Berechnung der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ( $\Delta K$ ), welche von der Spannungsamplitude ( $\Delta\sigma/2$ ), der Lage des Defekts im Probeninneren ( $\alpha_p = 0,5$ ) und der an der Probenoberfläche ( $\alpha_p = 0,65$ ) sowie der projizierten Fläche (area) des Defekts im Prüfquerschnitt bzw. auf der Bruchfläche, wie es in Abbildung 6-5a schematisch skizziert ist, abhängt und wie folgt berechnet werden kann:

$$\Delta K = \alpha_p \cdot \frac{\Delta\sigma}{2} \cdot \sqrt{\pi \cdot \sqrt{area}} \quad (11)$$

In umfassenden experimentellen Untersuchungen von Murakami [103] konnten für den VHCF-Bereich und überwiegend an höherfesten Stählen nachgewiesen werden, dass diese näherungsweise Berechnung der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors für Defekte mit einer relativen Größe ( $\sqrt{area}$ ) von 0,01 bis 1000  $\mu\text{m}$  und Probengeometrien, die mit den

hier verwendeten Ultraschallermüdungsproben in Form und Größe vergleichbar sind, gültig ist. Auch weiterführende Untersuchungen konnten diesen Ansatz für verschiedene Magnesium- und Aluminiumgusslegierungen für den VHCF-Bereich bestätigen [104-106]. Werden nach dem Ermüdungsversuch die Lage und die Größe des bruchauslösenden Defekts mittels Mikroskopie auf der Bruchfläche bestimmt und ausgemessen, kann für diese Probe die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors dieses „Anrisses“ ermittelt werden. In der vereinfachten Annahme, dass der Defekt bereits als wachstumsfähiger Riss angenommen werden kann, ist der Schwellenwert der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors letztlich ein Wert, der erreicht werden muss, damit sich dieser Riss ausbreiten kann und schließlich zum Versagen der Probe führt. In Abbildung 6-5b sind die gemäß Gleichung (8) bestimmten Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren der geschweißten Ermüdungsproben ohne Nahtüberhöhung mit „schlechter“ Nahtqualität (Gruppe D) über ihren real erreichten Bruchlastspielzahlen aufgetragen.

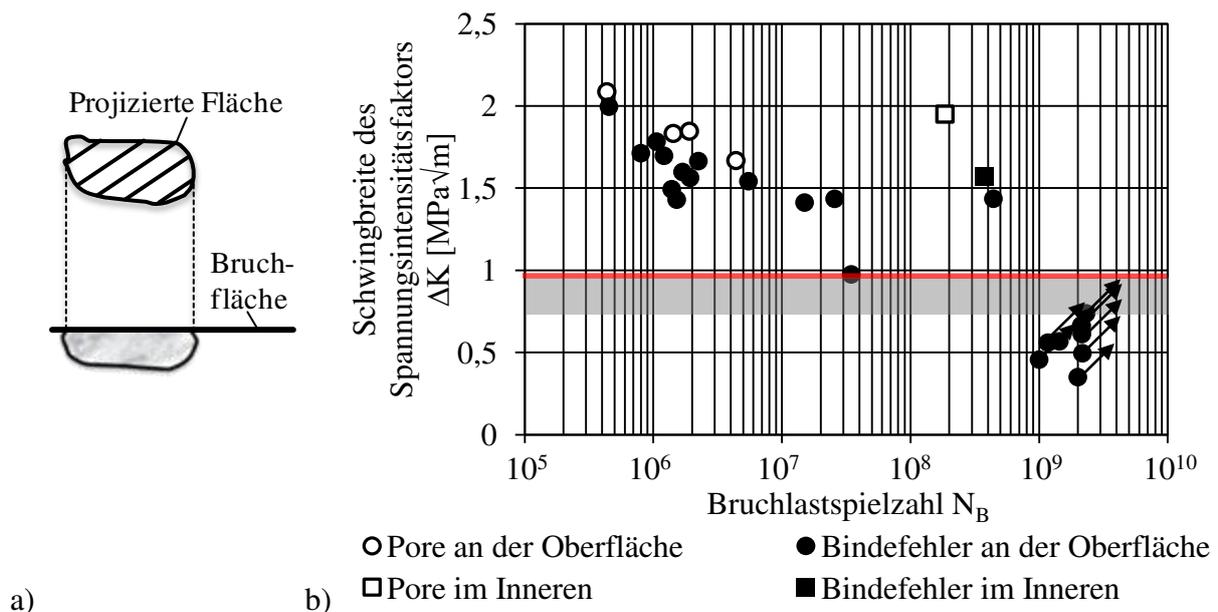


Abbildung 6-5: a) Schematische Darstellung der projizierten Fläche (area) und b) nach Murakami näherungsweise berechnete Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  der getesteten Ermüdungsproben aus Schweißnahtmitte S Al 5183 über ihrer erreichten Bruchlastspielzahl (Pfeile markieren Durchläufer).

Die geringere Streuung der Werte der Bruchlastspielzahlen deutet zunächst darauf hin, dass die verwendete näherungsweise Lösung gemäß Gleichung (8) für die Aluminiumschweißnähte und ihre prozessbedingten Fehler sehr gut angewendet werden kann. Im Gegensatz zu den

Ergebnissen in Abbildung 5-19b ist die Streuung zwar sehr viel geringer, es müssen jedoch die unterschiedlichen Grundgedanken der zwei Ansätze berücksichtigt werden. Einerseits wird von einer sehr langen Rissinitiierungsphase bei der Dominanz der lokalen Spannung auf die Lebensdauer ausgegangen, andererseits von einem überwiegenden Risswachstum bei dem in diesem Kapitel betrachteten bruchmechanischen Ansatz. Dies lässt eine vergleichende Bewertung der Streuung der Ergebnisse aus beiden Verfahren nicht zu. Es lässt sich dennoch festhalten, dass wenn im Vergleich zu den Ergebnissen in Kapitel 5.2.2 nicht nur die lokalen Spannungen an den Defekten betrachtet werden, sondern zusätzlich auch ihre Größe und Lage, es möglich ist, die zuvor beobachtete große Streuung der Ergebnisse zu minimieren. Werden die Ergebnisse, die in Abbildung 6-5b dargestellt sind, weiter betrachtet, kann mit steigender Bruchlastspielzahl ( $N_B$ ) eine Abnahme der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors beobachtet werden. Aus dem Diagramm lässt sich auch entnehmen, dass die Proben mit Anrissen an Poren bei vergleichbarer Spannungsintensität eine höhere Lebensdauer als die Proben mit Anrissen an Bindefehlern zeigen, was dazu führt, dass im Hinblick auf die Spannungsintensität die Bindefehler im Vergleich zu den runden Poren bezüglich der Lebensdauer kritischer anzusehen sind.

Eine interessante Tatsache ist, dass die Proben, die an inneren Defekten gebrochen sind, eine deutlich höhere Lebensdauer von etwa zwei Dekaden gegenüber den Proben mit äußerer Rissinitiierung bei vergleichbaren Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren aufweisen. Dies kann zum einen dadurch begründet werden, dass gemäß Gleichung (8) die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors bei gleicher Rissfläche für innere Defekte aufgrund des höheren Wertes für  $\alpha$  größer ist. Zum anderen können Risse unter korrosivem Einfluss der Umgebungsluft bekanntlich schneller wachsen als im Vakuum befindliche innere Risse, vorausgesetzt es findet kein oxidationsbedingtes Riss schließen statt, wie es beispielsweise von Fuchs et al. [105] für mehrere Magnesium- und Aluminiumdruckgusslegierungen und Grand et al. [107] für den Wälzlagerstahl 100Cr6 experimentell bewiesen wurde. Auch Bonakdar et al. [108] konnten bei der Untersuchung der Aluminiumknetlegierung AA7075 einen großen Einfluss auf das Risswachstum unter atmosphärischen Bedingungen im Vergleich zum (Hoch-)Vakuum nachweisen. Dabei haben die Proben im Vakuum eine deutlich längere Lebensdauer bei höheren Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren gezeigt als unter Raumluft. Als Ursache für dieses Verhalten belegen Bonakdar et al. [108] anhand ihrer Untersuchungen unterschiedliche Mechanismen des Risswachstums, die aber im Falle dieser Aluminiumlegierung hauptsächlich auf die mehr oder weniger starke Bildung der Oxidschicht

im Bereich der Rissflanken unter dem Einfluss von Stickstoff (N), Sauerstoff (O) und atomar gelöstem Wasserstoff (H) zurückzuführen sind.

In der Nähe des Übergangs vom HCF- zum VHCF-Bereich reichen die Werte der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors bis zu einer Bruchlastspielzahl von  $N_B = 10^7$  von 2,2 bis  $1,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , darüber hinaus von 1,85 bis  $0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Der Bereich zwischen dem niedrigsten  $\Delta K$ -Wert einer gebrochenen Probe und dem höchsten Wert eines nichtgebrochenen Durchläufers ist in dem Diagramm in Abbildung 6-5b grau hinterlegt. Oberhalb dieses Bereichs ist bis in den VHCF-Bereich die jeweilige Kombination aus Spannungsamplitude, Defektgröße und Lage des Defekts als kritisch in Bezug auf die Lebensdauer anzusehen, unterhalb dieses grauen Bereichs dementsprechend als unkritisch. Die Defektgröße von Durchläufern wurde in der Art ermittelt, dass bei diesen Proben nach dem Wöhlerversuch bei höheren Spannungsamplituden eine Rissinitiierung eingeleitet wurde und sie dann bei diesen Beanspruchungshorizonten versagten. Anschließend wurden sie fraktographisch untersucht. Als Grenzwert für die Rissausbreitung kann demzufolge eine Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors für die getesteten Aluminium-Schweißnähte bei sehr hohe Lastspielzahlen von  $\Delta K_{\text{minVHCF}} = 0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  abgeleitet werden, unterhalb dem kein Ermüdungsrisswachstum beobachtet werden konnte, das letztlich zum Versagen geführt hätte.

Werden die hier ermittelten Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren in Abbildung 6-5b mit den Schwellenwerten  $\Delta K_{\text{th}}$  der in Kapitel 5.3 vorgestellten Langrisswachstumsversuche in Vier-Punktbiegung bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,5$  verglichen, wie beispielsweise für die Schweißnahtmitte mit ihrem dendritischen Gefüge aus S Al 5183 mit einem  $\Delta K_{\text{th}}$ -Wert von  $2,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , kann eine gute Übereinstimmung für die Werte im Übergang vom HCF- zum VHCF-Bereich festgestellt werden. Mit steigender Lastspielzahl fallen diese jedoch stetig ab und unterschreiten letztendlich diesen Schwellenwert erheblich.

Aus Sicht der linear elastischen Bruchmechanik sind alle Risse deren Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren oberhalb von  $\Delta K_{\text{th}}$  liegen rissinitiierungs- und ausbreitungsfähig, alle darunterliegenden jedoch nicht. Dies führt zu der Frage, warum in dem vorliegenden Beispiel im VHCF-Bereich, d.h. bei sehr kleinen Amplituden und extrem hohen Lastspielzahlen, trotzdem ein Versagen unterhalb dieses laut ASTM-Norm E399 bestimmten Schwellenwerts für lange Risse beobachtet werden kann.

Damit kurze Ermüdungsriss wachsen, muss mindestens der Schwellenwert  $\Delta K_{th,eff}$  überschritten werden. Ein Vergleich mit diesen effektiven Schwellenwerten für den HCF-Bereich für kommerzielle Aluminiumlegierungen von Pippan et al. [109], der zwischen 0,8 und 0,9  $MPa\sqrt{m}$  bei  $R = 0,1$  liegt, zeigt eine gute Übereinstimmung mit dem hier ermittelten Schwellenwert  $\Delta K_{minVHCF}$ . Auch frühe Arbeiten von Blom et al. [110], in denen umfangreich das Kurzrisswachstum anhand zweier Aluminiumknetlegierungen bei verschiedenen R-Werten und bei unterschiedlichen Arbeitsfrequenzen bis zu 20 kHz untersucht wurde, konnten zeigen, dass mit steigender Lastspielzahl bis zu Werten von  $10^8$  die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors stetig abnimmt. Hierbei lag der effektive Schwellenwert für kurze Risse der kaltumgeformten und kaltausgelagerten Al 2024-T3 bei 1,3  $MPa\sqrt{m}$  und der der überalterten Al 7475-T761 bei 0,9  $MPa\sqrt{m}$ . Bei der in dieser Untersuchung vorliegenden Größenverteilung der bruchauslösenden Risse in Form der vorhandenen Schweißnahtdefekte von mehreren Hundertstel bis wenigen Millimetern muss jedoch gemäß einschlägiger Literatur wie beispielsweise von Miller [111] oder Blochwitz [112] von langen Rissen ausgegangen werden. Grundlage dieser Einschätzung ist die gemittelte Korngröße der dendritischen Mikrostruktur der Schweißnahtmitte von 64  $\mu m$ , die hier als strukturelle Merkmalsgröße dient.

Aus einer Vielzahl von aktuellen Untersuchungen zum Risswachstum und Ausbreitungsverhalten im Bereich nahe dem Schwellenwert, bei denen unter anderem auch das hier verwendete Ultraschallermüdungsprüfsystem mit einer Frequenz von 20 kHz benutzt wurde, ist bekannt, dass die gerade im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen gemessenen Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren stark abfallen und oftmals weit unterhalb des „konventionellen“, das heißt gemäß ASTM-Norm bestimmten, Schwellenwerts des jeweiligen Materials liegen können [40, 104, 105, 107, 113-115]. Speziell an den Untersuchungen von Holper et al. [113] kann gut nachvollzogen werden, dass ausgehend von einer Rissausbreitungsrate von  $10^{-9}$  bis  $10^{-13}$  m/Zyklus für die Aluminiumlegierung 2024-T3 ein weiterer deutlicher Abfall der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors von etwa 5,8 auf 3,5  $MPa\sqrt{m}$  auftritt. Im Falle der ausscheidungsgehärteten AA7075 konnte sogar ein weiterer Abfall von 5,1 auf 2,9 beobachtet werden. Aus diesem Zusammenhang ist ersichtlich, dass die in dieser Untersuchung beobachteten Brüche unterhalb des gemäß ASTM-Norm E647 bestimmten Schwellenwerts  $\Delta K_{th}$  für lange Risse im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen aufgrund eines sehr geringen, aber dennoch stetigem Risswachstums mit sehr geringen Ausbreitungsraten begründet sind und deswegen für eine Auslegung im VHCF-Bereich berücksichtigt werden müssen. Ergänzend liegen Schwellenwerte für den VHCF-Bereich von Fuchs et al. [105] und Mayer et

al. [104] für verschiedene Magnesium- und Aluminiumgusslegierungen vor, deren Werte im Bereich von 0,80 und 1,8  $\text{MPa}\sqrt{m}$  liegen und deren experimentelle Bestimmung mit der in der vorliegenden Arbeit bestimmten Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{\min\text{VHCF}}$  übereinstimmt.

Die für viele Bauteile vor Inbetriebnahme in der Regel unbekannte Größe der Defektfläche (area), ihre Art und die Verteilung bzw. Defektlage – aus letzterem kann ( $\alpha_p$ ) ermittelt werden – können relativ einfach mit geeigneten im Rahmen der üblichen zerstörungsfreien Qualitätssicherung angefertigten röntgenographischen Aufnahmen, wie sie beispielhaft im Vorfeld des Wöhlerversuchs in Abbildung 6-6a aufgenommen wurde, bestimmt werden. In der Schweißnaht ist mit weißen Linien die Position von zwei im Nachgang entnommenen und getesteten Ermüdungsproben eingezeichnet. Der mittlere der zwei im Prüfquerschnitt von Probe A deutlich erkennbare Nahtdefekte hat bei einer Spannungsamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 70 \text{ MPa}$  und einem  $\Delta K = 1,9 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$  bei einer Bruchlastspielzahl von  $N_B = 9,2 \cdot 10^7$  zum Versagen der Probe geführt und lässt sich in Abbildung 6-6b auf der Bruchfläche dieser Probe exakt wiederfinden. Im Gegensatz dazu zeigt die Position B eine Probe mit einem sehr kleinen Fehler und einem sich ergebenden  $\Delta K = 0,6 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$ , die wie erwartet ohne zu versagen die Grenzlastspielzahl  $N_G = 2 \cdot 10^9$  erreicht hat.

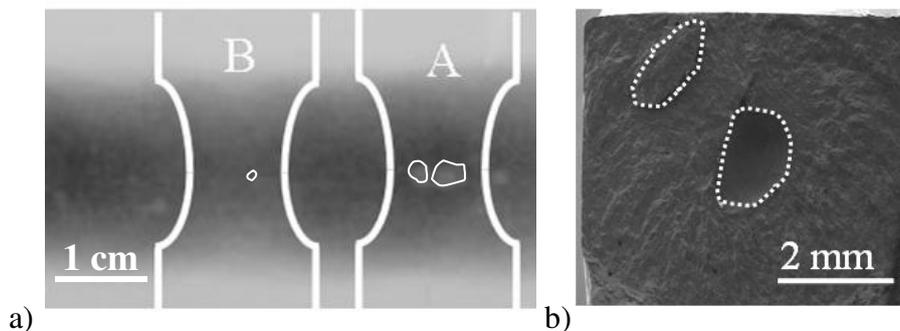


Abbildung 6-6: a) Röntgenographische Aufnahme einer Schweißnaht mit zwei quer zur Naht eingezeichneten Proben-entnahmepositionen und detektierten Defekten und b) Bruchfläche einer Ermüdungsprobe aus der Schweißnahtmitte S Al 5183 mit  $\Delta\sigma/2 = 70 \text{ MPa}$  und  $N_B = 1,8 \cdot 10^8$ .

Zusammengefasst kann festgehalten werden, dass der für Aluminium-Schweißnähte ermittelte Grenzwert  $\Delta K_{\min\text{VHCF}}$  für sehr hohe Lastspielzahlen aufgrund bekannter Werte aus der Literatur und auf Basis der eigenen Langrisswachstumsversuche sehr gut eingeordnet werden kann. Eine Lebensdauerabschätzung auf Basis dieses Grenzwertes konnte erfolgreich anhand von zuvor durchstrahlten Proben nachgewiesen werden. Da der Grenzwert auf der kritischsten

---

Kombination von Spannungsamplitude, Defektgröße und -lage aus den Versuchen beruht, ist diese Auslegung sehr konservativ in ihrer Bewertung (Worst-Case-Betrachtung). Sie stellt jedoch eine Möglichkeit dar, Schweißnähte mit prozessbedingt unvermeidbaren Fehlern mit einer geringen Nahtgüte (Gruppe D) bruchmechanisch bis in den VHCF-Bereich erfolgreich zu bewerten.

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Das Festigkeitsverhalten einer Aluminium-Schweißverbindung bei zyklischer mechanischer Beanspruchung ist von zahlreichen Einflussfaktoren wie beispielsweise der Nahtgeometrie, dem Werkstoffgefüge sowie von prozessbedingten Fehlern (Schweißnahtimperfectionen) im Nahtbereich abhängig. Für den klassischen Lebensdauerbereich bis  $2 \cdot 10^6$  Lastspiele für Schweißnähte aus Stahl bzw.  $1 \cdot 10^7$  für Aluminiumlegierungen wurde dies in der Vergangenheit umfassend untersucht, verifiziert und steht dem Anwender in der Praxis in verschiedenen Richtlinien und Regelwerken wie beispielsweise des International Institute of Welding (IIW) [1] oder des Forschungskuratorium Maschinenbau [2] zur Verfügung. Für den Bereich der sehr hohen Lastspielzahlen, den sogenannten VHCF-Bereich (englisch: Very High Cycle Fatigue), ist dies jedoch nicht der Fall, da eine Bemessung aktuell auf hypothetischen Wöhlerlinienverläufen, statt auf experimentell gesicherten Daten beruht. Dies kann sowohl für neu auszulegende als auch schon bestehende, geschweißte Aluminiumstrukturen im Fall eines Versagens bei sehr hohen Lastspielzahlen je nach Anwendung eine große Gefahr darstellen. Ein Grund für diese Kenntnislücke ist die konventionelle Prüftechnik, die keine ausreichend hohen Prüffrequenzen bereitstellen kann, um Ermüdungsversuche bis in den VHCF-Bereich in einem zeitlich und somit wirtschaftlich vertretbaren Rahmen durchzuführen. Vor diesem Hintergrund war es unter anderem Aufgabe dieser Arbeit, eine geeignete Messmethode zur hochfrequenten Prüfung von Aluminium-Schweißnähten zu finden, um damit erste experimentell gesicherte Ermüdungsdaten im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen bereitzustellen und auf dieser Grundlage aktuelle Regelwerke und Richtlinien zu verifizieren und gegebenenfalls zu erweitern.

Eine darüber hinaus gehende Optimierung der Bemessung von Aluminium-Schweißnähten im VHCF-Bereich kann für Anwendungsfelder, in denen Gewichtseinsparung und Ressourcenschonung eine Rolle spielen, sehr interessant sein. Eine solche Optimierung kann allerdings nur auf Basis eines umfassenden und tiefen Verständnisses des Ermüdungsverhaltens der Schweißnähte im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen erfolgen. Aus diesem Grund legt die vorliegende Arbeit den Fokus der Untersuchungen auf die systematische Separation von Kerbeffekten auf das Ermüdungsverhalten der Aluminium-Schweißnähte im VHCF-Bereich. Im Einzelnen sind dies die sich im Schweißnahtradius ergebende geometrische Kerbe, die strukturelle Kerbe in Form der Wärmeeinflusszone und die je nach Nahtqualität unterschiedlichen Schweißnahtdefekte. Die für diese Untersuchung betrachtete

(Misch)Schweißverbindung bestand aus der naturharten Aluminiumlegierung EN AW-5083 H111 und der maximal ausscheidungsgehärteten EN AW-6082 T651, die mit dem Schweißzusatzwerkstoff S Al 5183 gefügt wurde.

Die Geometrien und FE-Modelle der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Ultraschallermüdungsproben erlauben eine hochfrequente Prüfung von geschweißten Aluminiumproben, mit dem in der Forschung etablierten Ultraschallermüdungsprüfsystem. Für diese Methode konnte gemäß den Restriktionen dieses hochfrequenten Resonanzsystems, die sich aus dessen Wirkungsweise ergeben, eine Rechteckprobenform entwickelt werden, mit der erstmals geschweißte Proben mit Nahtüberhöhung geprüft werden konnten. Die Bestimmung der lokalen Kerbspannung konnte mittels Dehnungsmessungen in Kombination mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) ermöglicht werden.

Anhand einer werkstofftechnischen Charakterisierung der Schweißnähte konnte eine ausgeprägte Wärmeeinflusszone bei der EN AW-6082 nachgewiesen werden, wohingegen die EN AW-5083 weder Änderungen der Mikrostruktur noch der mechanischen Kennwerte wie beispielsweise der Härte zeigte. Um den jeweiligen Einfluss der zuvor genannten drei Kerbefekte separat von einander untersuchen zu können, wurden geschweißte Proben unterschiedlicher Nahtqualität, mit und ohne Nahtüberhöhung und Prüfquerschnitte in unterschiedlichen Schweißnahtzonen sowie speziell wärmebehandelte, glatte und gekerbte Werkstoffproben verwendet.

Mittels hochfrequenter Ermüdungsversuche, konnte nachgewiesen werden, dass bei sehr hohen Lastspielzahlen die geometrische Kerbe im Gegensatz zum Low Cycle Fatigue (LCF)- und High Cycle (HCF)-Bereich nicht mehr alleiniges Bewertungskriterium der Lebensdauer der Aluminium-Schweißnähte ist und der Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit der Schweißnaht mit steigender Lastspielzahl stetig zunimmt. Die beiden Grundwerkstoffe EN AW-5083 und EN AW-6082 zeigen für den HCF-Bereich anfangs annähernd gleiche Schwingfestigkeiten. Mit steigender Lastspielzahl unterscheiden sich diese jedoch zunehmend deutlicher von einander. Im VHCF-Bereich besitzt die naturharte EN AW-5083 im Gegensatz zur EN AW-6082 eine fast horizontal verlaufende Wöhlerlinie mit einer bis zu 35% höheren Schwingfestigkeit. Die Schwingfestigkeit der ausscheidungshärtbaren EN AW-6082 nimmt jedoch mit steigender Lastspielzahl stetig ab. Für die mischgeschweißten Proben mit Nahtüberhöhung und ohne kritische Nahtdefekte (gute Nahtqualität) bedeutet dies ein ausschließliches Versagen an der Schweißnahtkerbe im Bereich der Wärmeeinflusszone der Legierung

EN AW-6082. Im Rahmen der Separation konnte zudem gezeigt werden, dass die Wärmeeinflusszone der EN AW-6082 mit 75 HV1 aufgrund der prozessbedingten Wärmeeinbringung und der dadurch veränderten Morphologie der festigkeitsbestimmenden Sekundärausscheidungen die zyklische Festigkeit der Schweißnaht im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Grundwerkstoff EN AW-6082 mit 110 HV1 um bis zu 25% herabsetzen kann. Bei Proben mit Nahtüberhöhung, das heißt mit dem zusätzlichen Effekt der geometrischen Kerbe, kann eine Reduzierung der Ermüdungsfestigkeit auf bis zu 50 % für sehr hohe Lastspielzahlen im Vergleich zum kerbfreien Zustand des gleichen Grundwerkstoffs EN AW-6082 beobachtet werden. Dies verdeutlicht die Möglichkeit, die zyklische Festigkeit der geschweißten Proben mit guter Nahtqualität erheblich zu steigern, indem die überalterte Wärmeeinflusszone der EN AW-6082 nach dem Fügeprozess durch eine geeignete Wärmebehandlung in den maximal ausscheidungsgehärteten Zustand zurückgeführt wird. Die gezielte Separation der prozessbedingten Defekte im Bereich der Schweißnahtmitte aus S Al 5183 mithilfe geschweißter Proben mit schlechter Nahtqualität und ohne Nahtüberhöhung konnte eine VHCF-Festigkeit ermitteln, die im Vergleich zum Grundwerkstoff EN AW-6082 mit 110 HV1 ebenfalls um etwa 50 % reduziert ist. Folglich ist die jeweilige Dominanz des Einflusses von geometrischer und mikrostruktureller Kerbe im Vergleich zu dem Effekt der Schweißnahtdefekte auf die VHCF-Festigkeit der Aluminium-Schweißnähte abhängig von der Nahtqualität und muss bei der Auswahl eines geeigneten Auslegungskonzepts beachtet werden.

Da das Versagen der geschweißten Proben mit guter Nahtqualität stets an der Schweißnahtkerbe im Bereich der Wärmeeinflusszone der Legierung EN AW-6082 aufgetreten ist, wurde der Schwerpunkt der Untersuchung zum Schädigungsmechanismus auf Versuche mit glatten, polierten Proben auf diesen überalterten Werkstoffzustand gelegt. Zum anderen wurde der Grundwerkstoff EN AW-6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand als Referenz hierzu untersucht. Es konnte festgestellt werden, dass im Fall des Grundwerkstoffs EN AW-6082 vereinzelte, fertigungsbedingte Primärausscheidungen zum Versagen führen. Durch die sehr feinverteilten und kohärenten  $\beta''$ -Ausscheidungen liegt eine hohe Härte (110 HV1) der sie umgebenden Al-Matrix vor, wodurch diese Inhomogenitäten eine hohe innere lokale Kerbwirkung erzeugen. Elektronenmikroskopische Untersuchungen mehrerer Rissinitiierungsstellen lassen den Schluss zu, dass sich diese intermetallischen Primärausscheidungen im Laufe der zyklischen Beanspruchung von der Matrix ablösen, es im weiteren Verlauf an den somit entstandenen Grenzschichten zwischen Ausscheidung und Matrix zu ersten Mikrorissen kommt und ihr Zusammenwachsen mit steigender Lastspielzahl letztlich zum techni-

schen Anriss und dem damit verbundenen Materialversagen führt. Im Vergleich dazu nimmt in der überalterten Wärmeeinflusszone des EN AW-6082 mit einer aufgrund des Schweißprozesses veränderten Ausscheidungsmorphologie der festigkeitsbestimmenden Sekundärausscheidungen, die nun als teilkohärente  $\beta'$ - beziehungsweise inkohärente  $\beta$ -Phase vorliegen, die Härte (75 HV1) des Materials und somit die innere Kerbwirkung ab. Materialversagen kann nun ausgehend von Mikrorissen an Oberflächenaufrauungen infolge der Bildung von Gleitspuren beobachtet werden, welche in diesem Fall als Schädigungsmechanismus dominieren und letztlich zum Versagen des überalterten Zustands führen.

Ist der Rissinitiierungsort in der Schweißnahtmitte zu finden, das heißt, es liegt eine vergleichsweise schlechte Nahtqualität vor, sind prozessbedingte Nahtdefekte bestimmter Größe und Lage je nach Spannungsamplitude Rissinitiatoren. Auf Basis der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors konnte gezeigt werden, dass scharfkantige Bindefehler die Lebensdauer der Proben im Vergleich zu runden Poren deutlich verringern. Die durchgeführte Separation der Kerbeffekte konnte zeigen, dass je nach Schweißnahtqualität entweder die geometrische Kerbe in Kombination mit der überalterten Wärmeeinflusszone des EN AW-6082 oder versagenskritische Schweißnahtdefekte im Bereich der Schweißnahtmitte aus S Al 5183 die VHCF-Ermüdung dominieren. Somit müssen je nach dominierendem Kerbeffekt, geometrische Kerbe oder Defekte, unterschiedliche Auslegungskonzepte zur Anwendung kommen.

Für Schweißnähte ohne versagenskritische Nahtdefekte, das heißt mit einer guten Nahtqualität, konnte der zuvor für den VHCF-Bereich ( $\leq 1 \cdot 10^7$ ) rein hypothetisch angenommene Verlauf der Master-Wöhlerlinie des Kerbspannungskonzeptes mit fiktivem Einheitsradius von 1 mm aus der IIW-Richtlinie [1] auch unter Berücksichtigung des Frequenzeinflusses verifiziert werden. Der Vergleich mit den real erreichten Lebensdauern der Proben zeigt allerdings eine sehr konservative Auslegung, die mit der bei deren Entwicklung dieses Auslegungskonzeptes mit der zugrundegelegten Konzeptionen einer Worst-Case-Betrachtung erklärt werden kann. Für Schweißnähte mit versagenskritischen Nahtdefekten, die aufgrund ihrer Größe als lange Risse angesehen werden, konnte mit dem bruchmechanischen Ansatz nach Murakami [103] näherungsweise ein zulässiger Schwellenwert für die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{\min \text{VHCF}} = 0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt werden. Dieser Faktor liegt oberhalb der aus der Literatur bekannten Schwellenwerte ( $\Delta K_{\text{th,eff}}$ ) für kommerzielle Aluminiumlegierungen, unter anderem auch für die hier untersuchte EN AW-6082, die mindestens erreicht werden müssen, damit kurze Risse wachsen können. Gemäß ASTM-Norm durchgeführte Lang-

risswachstumsversuche konnten einen Schwellenwert ( $\Delta K_{th}$ ) ermitteln, bei dem ab einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,5$  kein Rissschließen mehr auftritt und der mit  $2,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  oberhalb von  $\Delta K_{minVHCF}$  liegt. Dies lässt den Schluss zu, dass bei anscheinend relativ kleinen Wachstumsraten ( $da/dN$ ), die dafür sehr hohen erreichten Lastspielzahlen trotzdem zu einem Versagen der Schweißnähte ausgehend von den vorliegenden Schweißnahtdefekten im VHCF-Bereich führen, was auch anhand aktueller Literatur belegt werden konnte. Wird die Größe und die Lage der Defekte mithilfe der zerstörungsfreien und zumeist im Rahmen der üblichen Qualitätssicherung durchgeführten Durchstrahlungs-, Sicht- und Farbeindringprüfung ermittelt, ist es mit  $\Delta K_{minVHCF}$  möglich, die für sehr hohe Lastspielzahlen zulässige Spannungsamplitude für defektbehaftete Aluminiumschweißnähte der Gruppe D zu bestimmen.

Die Auslegung eines geeigneten Demonstrators mit den in dieser Arbeit verifizierten Lebensdauerkonzepten, dessen Optimierung auf Basis der Ergebnisse der durchgeführten Separation und eine anschließende gegebenenfalls punktuelle Überprüfung anhand von zyklischen Ermüdungsversuchen, stellen ein wichtige zukünftige Schritte der Arbeiten dar. Neben den hier getesteten geschweißten Aluminiumlegierungen ist auch das Prüfen anderer Werkstoffe wie geschweißte Eisen- und Nickelbasiswerkstoffe, die beispielsweise in höchstbeanspruchten Anwendungen im Motorenbau (Turbolader) oder in der Energiebranche (Turbinenbau) Verwendung finden, durch leichte Modifikation der Probengeometrie, auch wenn diese mit einem anderen als dem hier verwendeten MIG-Schweißverfahren geschweißt wurden, denkbar. Die vorliegende Untersuchung hat gezeigt, dass im Fall der naturharten EN AW-5083 kurze Risse an intermetallischen Phasen entstehen, diese aber bis in den VHCF-Bereich nicht zum Versagen führen, weil sie sich nicht weiter ausbreiten. Im Gegensatz dazu konnte bei Defekten in der Schweißnahtmitte (S Al 5183), die als lange Risse angesehen werden, auch bei sehr niedrigen Ausbreitungsraten ein Versagen aufgrund einer sehr geringen aber stetigen Ausbreitung bis zum Bruch der Probe beobachtet werden. Dementsprechend sollten weiterführende Untersuchungen zum Initiierungs- und Ausbreitungsverhalten von mikrostrukturell kurzen und langen Rissen im VHCF-Bereich in den hier verwendeten Aluminiumlegierungen durchgeführt werden. Dazu zählt zum einen das Verhalten von langen Rissen bei sehr kleinen Ausbreitungsraten und die damit einhergehende exakte Bestimmung des Schwellenwerts der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, um ein Versagen bei sehr hohen Lastspielzahlen zu verhindern, zum anderen aber auch das Verhalten von kurzen Rissen im Bereich nahe diesem Schwellenwert und insbesondere der hierbei entscheidende Beitrag der Mikrostruktur

---

auf Initiierung und Wachstum der Risse. Ein weiterer wichtiger Einflussparameter, der zukünftig untersucht werden sollte, ist die in jedem Fall vorliegende Eigenspannung quer und längs zur Schweißnaht. Dass diese je nach ihrer Höhe einen sehr großen Einfluss auf die zyklische Festigkeit im LCF- und HCF-Bereich haben kann, ist hinreichend bekannt und in Richtlinien hinterlegt. Der Einfluss auf die Lebensdauer dieser Eigenspannungen bei sehr kleinen Amplituden, wie sie im VHCF-Bereich angewendet werden, ist jedoch noch nicht Gegenstand der aktuellen Forschung. Auch in diesem Fall könnte eine Separation mit geschweißten und repräsentativen Proben in Kombination mit wechselnden Spannungsverhältnissen dazu genutzt werden, diesen Einfluss systematisch zu untersuchen.

## 8 Literatur

### 8.1 Fachartikel und -bücher

- [1] A. Hobbacher: Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components (Dokument: XIII-2151r4-07/XV-1254r4-07), International Institute of Welding, New York, 2009.
- [2] Forschungskuratorium Maschinenbau: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen, VDMA-Verlag, Frankfurt am Main, 2012.
- [3] G. Schulze: Die Metallurgie des Schweißens, Springer Verlag, Heidelberg, 2010.
- [4] F. Ostermann: Anwendungstechnologie Aluminium, Springer Verlag, Berlin/Heidelberg/ New York, 2007.
- [5] H. Thier: Ursachen der Porenbildung beim Schutzgasschweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen, *Schweißen und Schneiden*, 25 (1973), 491-494.
- [6] F. Ostermann: Anwendungstechnologie Aluminium, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1998.
- [7] D. G. Altenpohl: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer Verlag, Berlin/Göttingen/ Heidelberg, 1965.
- [8] A. Guinier: La Diffraction des Rayons X aux très Petits Angles, *Annals of Physics*, 12 (1939), 161-237.
- [9] G. D. Preston: The Diffraction of X-Rays by Age Hardening Alloy of Aluminium and Copper. The Structure of an Intermediate Phase, *Philosophical Magazine*, 26 (1939), 855-871.
- [10] M. Murayama, K. Hono: Precipitate Clusters and Precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys, *Acta Materialia*, 47 (1999), 1537-1548.
- [11] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, M. J. Couper: The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys, *Acta Materialia*, 46 (1998), 3893-3904.
- [12] C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen, H. W. Zandbergen: The Influence of Temperature and Storage Time at RT on Nucleation of the  $\beta''$  Phase in a 6082 Al-Mg-Si Alloy, *Acta Materialia*, 51 (2003), 789-796.
- [13] C. Barbosa, J. M. A. Rebello, J.-L. Delplancke: Identification of Precipitates in 6013 Aluminium Alloy (Al-Mg-Si-Cu), *Zeitschrift für Metallkunde*, 93 (2002), 208-211.
- [14] L. C. Doan, K. Nakai, Y. Matsuura, S. Kobayashi, Y. Ohmori: Effects of Excess Mg and Si on the Isothermal Ageing Behaviours in the Al-Mg<sub>2</sub>Si Alloys, *Materials Transactions*, 43 (2002), 1371-1380.
- [15] T. Saito, C. D. Marioara, J. Røyset, K. Marthinsen, R. Holmestad: The Effects of Quench Rate and Pre-Deformation on Precipitation Hardening in Al-Mg-Si Alloys with Different Cu Amounts, *Materials Science and Engineering A*, 609, (2014), 72-79.

- 
- [16] A. Cuniberti, A. Tolley, M. V. Castro Riglos, R. Giovachini: Influence of Natural Aging on the Precipitation Hardening of an AlMgSi Alloy, *Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties Microstructure and Processing*, 527 (2010), 5307-5311.
- [17] O. R. Myhr, Ø. Grong, H. G. Fjær, C. D. Marioara: Modelling of the Microstructure and Strength Evolution in Al–Mg–Si Alloys During Multistage Thermal Processing, *Acta Materialia*, 52 (2004), 4997-5008.
- [18] C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen, H. W. Zandbergen, Atomic Model for GP-zones in a 6082 Al–Mg–Si System, *Acta Materialia*, 49 (2001), 321-328.
- [19] M. Takeda, T. Kurumizawa, S. Sumen, K. Fukui, T. Endo: Atomic Composition of the Metastable  $\beta''$  Phase Precipitate in an Al–Mg–Si Alloy, *Zeitschrift für Metallkunde*, 93 (2002), 523-527.
- [20] S. J. Andersen, C. D. Marioara, A. Frøseth, R. Vissers, H. W. Zandbergen: Crystal Structure of the Orthorhombic U2-Al4Mg4Si4 Precipitate in the Al–Mg–Si Alloy System and its Relation to the  $\beta'$  and  $\beta''$  Phases, *Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties Microstructure and Processing*, 390 (2005), 127-138.
- [21] A. Wöhler: Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt an der Oder angestellt sind, *Zeitschrift für Bauwesen*, 13 (1863), 233-258.
- [22] C. Stöcker: Einfluss des Versetzungsverhaltens und der Vorgeschichteabhängigkeit auf das Ermüdungsverhalten von Nickelbasis-Superlegierungen und Nickel im VHCF-Bereich, Dissertation Universität Siegen, Werkstoffkundliche Berichte, Band 8, 2013.
- [23] H.-J. Christ, Ed.: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2009.
- [24] O. H. Basquin: The Exponential Law of Endurance Test, *American Society for Testing and Materials Proceedings*, 10 (1910), 625-630.
- [25] S. S. Manson: Behavior of Materials Under Conditions of Thermal Stress, *National Advisory Committee for Aeronautics Report*, NACA-Report 1170 (1954).
- [26] L. F. Coffin, Jr.: A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stress on a Ductile Metal, *Transaction of the American Society of Engineers*, 76 (1954), 931-950.
- [27] N. Thompson, N. Wadsworth, and N. Louat: The Origin of Fatigue Fracture in Copper, *Philosophical Magazine*, 1 (1956), 113-126.
- [28] D. Munz: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe (Mikrostrukturelle Ursachen der Ermüdungsrissebildung), Deutsche Gesellschaft für Materialkunde Verlag, Oberursel, 1985.
- [29] H.-J. Christ: Wechselverformungsverhalten von Metallen, Springer Verlag, Heidelberg, 1991.
- [30] H. A. Richard, M. Sander: Ermüdungsrisse, Erkennen, sicher beurteilen, vermeinden, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2012.

- 
- [31] H. Mughrabi: On the Life-Controlling Microstructural Fatigue Mechanisms in Ductile Metals and Alloys in the Gigacycle Regime, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 22 (1999), 633-641.
- [32] H. Mughrabi: On 'Multi-Stage' Fatigue Life Diagrams and the Relevant Life-Controlling Mechanisms in Ultrahigh-Cycle Fatigue, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25 (2002), 755-764.
- [33] H. Mughrabi: Specific Features and Mechanisms of Fatigue in the Ultrahigh-Cycle Regime, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006), 1501-1508.
- [34] H. Mughrabi, S. Stanzl-Tschegg: Fatigue Damage Evolution in Ductile Single-Phase Face-Centered Cubic Metals in the VHCF-Regime, In: Proceedings of the Fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF 4), J. E. Allison, J. W. Jones, J. M. Larsen, R. O. Ritchie, Ed., The Minerals, Metals & Materials Society, Ann Arbour, USA, 2007, 75-82.
- [35] H. Mughrabi: Fatigue, an Everlasting Materials Problem - Still en Vogue, *Procedia Engineering*, 2 (2010), 3-26.
- [36] H. Mughrabi: Damage Mechanisms and Fatigue Lives: From the Low to the Very High Cycle Regime, *Procedia Engineering*, 55 (2013), 636-644.
- [37] M. Zimmermann: Diversity of Damage Evolution During Cyclic Loading at Very High Numbers of Cycles, *International Materials Reviews*, 57 (2012), 73-91.
- [38] H. W. Höppel, L. R. Saitova, H. J. Grieb, M. Göken: Surface Roughening and Fatigue Behaviour of Pure Aluminium with Various Grain Sizes in the VHCF Regime, In: Proceedings of the Fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF 4), J. E. Allison, J. W. Jones, J. M. Larsen, R. O. Ritchie, Ed., The Minerals, Metals & Materials Society, Ann Arbour, USA, 2007, 59-66.
- [39] H. W. Höppel, L. May, M. Prell, M. Göken: Influence of Grain Size and Precipitation State on the Fatigue Lives and Deformation Mechanisms of CP Aluminium and AA6082 in the VHCF-Regime, *International Journal of Fatigue*, 33 (2011), 10-18.
- [40] D. Spriestersbach, P. Grad, E. Kerscher: Influence of Different Non-Metallic Inclusion Types on the Crack Initiation in High-Strength Steels in the VHCF Regime, *International Journal of Fatigue*, 64 (2014), 114-120.
- [41] Q. Y. Wang, C. Bathias, N. Kawagoishi, Q. Chen: Effect of Inclusion on Subsurface Crack Initiation and Gigacycle Fatigue Strength, *International Journal of Fatigue*, 24 (2002), 1269-1274.
- [42] Y. S. Hong, A. G. Zhao, G. A. Qian, C. E. Zhou: Fatigue Strength and Crack Initiation Mechanism of Very-High-Cycle Fatigue for Low Alloy Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 43A (2012), 2753-2762.
- [43] Y. Murakami, N. N. Yokoyama, J. Nagata: Mechanism of Fatigue Failure in Ultralong Life Regime, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25 (2002), 735-746.

- 
- [44] M. Cremer, M. Zimmermann, H.-J. Christ: Fatigue Life Evaluation of the Different Zones of a Welded Aluminium Joint in the High Cycle to Very High Cycle Regime, In: Proceedings of the Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF 5), C. Berger, H.-J. Christ, Ed., Deutscher Verband für Materialforschung und -Prüfung e. V. (DVM), Berlin, 2011, 581-586.
- [45] M. Cremer, M. Zimmermann, H. J. Christ: High-Frequency Cyclic Testing of Welded Aluminium Alloy Joints in the Region of Very High Cycle Fatigue (VHCF), *International Journal of Fatigue*, 57 (2013), 120-130.
- [46] C. He, C. Huang, Y. Liu, Q. Wang: Fatigue Damage Evaluation of Low-Alloy Steel Welded Joints in Fusion Zone and Heat Affected Zone Based on Frequency Response Changes in Gigacycle Fatigue, *International Journal of Fatigue*, 61 (2014), 297-303.
- [47] C. He, Y. Liu, R. Tian, Q. Wang: Gigacycle Fatigue Behaviour in Fusion Zone and Heat Affected Zone of Q345 LA Steel Welded Joints, In: Proceedings of the 13th International Conference on Fracture, Beijing, China, 2013, CD-ROM.
- [48] C. He, R. Tian, and Q. Wang: Ultrasonic Fatigue Behaviour of Welded Joints with Shot Peening Treatment, In: Proceedings of the Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF 5), C. Berger, H.-J. Christ, Ed., Deutscher Verband für Materialforschung und -Prüfung e. V. (DVM), Berlin, 2011, 375-386.
- [49] M.-L. Zhu, F.-Z. Xuan, Y.-N. Du, S.-T. Tu: Very High Cycle Fatigue Behavior of a Low Strength Welded Joint at Moderate Temperature, *International Journal of Fatigue*, 40 (2012), 74-83.
- [50] X. Zhao, W. Dongpo, C. Deng, Y. Liu, S. Zongxian: The Fatigue Behaviors of Butt Welds Ground Flush in the Super-Long Life Regime, *International Journal of Fatigue*, 36 (2012), 1-8.
- [51] L. Ying, L. Dongjie, L. Xiaohong: Study on the Fatigue Properties of the TIG Weld Joint with the Stainless Steel Conduit in Aircraft, In: Proceedings of the 6th International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF 6), Chengdu, China, 2014, CD-ROM.
- [52] Y. Akiniwa, N. Miyamoto, H. Tsuru, K. Tanaka, Notch Effect on Fatigue Strength Reduction of Bearing Steel in the Very High Cycle Regime, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006), 1555-1565.
- [53] D. Schwerdt: Schwingfestigkeit und Schädigungsmechanismen der Aluminiumlegierung EN AW-6056 und EN AW-6082 sowie des Vergütungsstahls 42CrMo4 bei sehr hohen Schwingspielzahlen, Dissertation Technische Universität Darmstadt, Darmstadt, 2011.
- [54] H. Mayer, R. Schuller, M. Fitzka: Fatigue of 2024-T351 Aluminium Alloy at Different Load Ratios up to  $10^{10}$  Cycles, *International Journal of Fatigue*, 57 (2003), 113-119.
- [55] H. Mayer, M. Papakyriacou, R. Pippan, S. Stanzl-Tschegg: Influence of Loading Frequency on the High Cycle Fatigue Properties of AlZnMgCu1.5 Aluminium Alloy, *Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties Microstructure and Processing*, 314 (2001), 48-54.

- 
- [56] S. E. Stanzl-Tschegg, H. Mayer: Fatigue and Fatigue Crack Growth of Aluminium Alloys at Very High Numbers of Cycles, *International Journal of Fatigue*, 23 (2001), 231-237.
- [57] M. J. Caton, J. W. Jones, H. Mayer, S. Stanzl-Tschegg, J. E. Allison: Demonstration of an Endurance Limit in Cast 319 Aluminium, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34 (2003), 33-41.
- [58] H. Mayer, C. Ede, J. E. Allison: Influence of Cyclic Loads Below Endurance Limit or Threshold Stress Intensity on Fatigue Damage in Cast Aluminium Alloy 319-T7, *International Journal of Fatigue*, 27 (2005), 129-141.
- [59] D. Gross, T. Seelig: Bruchmechanik, Springer Verlag, Heidelberg, 2011.
- [60] P. Paris, F. Erdogan: A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, *Journal of Fluids Engineering*, 85 (1963), 528-533.
- [61] M. Kassner, M. Küppers, G. Bieker, C. Moser, C. M. Sonsino: Fatigue Design of Welded Components of Railway Vehicles - Influence of Manufacturing Conditions and Weld Quality, *Welding in the World*, 54 (2010), R267-R278.
- [62] C. M. Sonsino: Structural Durability - An Introduction in the Terminology and Selected Basic Principles, *Materials Testing*, 50 (2008), 77-90.
- [63] H. Neuber: Kerbspannungslehre, Springer Verlag, Berlin, 1985.
- [64] F. V. Lawrence, R. J. Mattos, Y. Higashida, J. D. Burk: Estimation of Fatigue Crack Initiation Life of Welds, *Fatigue Testing of Weldments*, 684 (1978), 134-158.
- [65] D. Radaj: Berechnung der Dauerfestigkeit ausgehend von den Kerbspannungen, *VDI-Berichte*, 661 (1988), 67-98.
- [66] T. Seeger: Grundlagen für Betriebsfestigkeitsnachweise, Stahlbau-Verlagsgesellschaft, Köln, 1996.
- [67] M. Vormwald, T. Seeger: Crack Initiation Life Estimations for Notched Specimens with Residual Stresses Based on Local Strains, In: Residual Stresses in Science and Technology, E. Macherauch, V. Hauk, Ed., Deutsche Gesellschaft für Materialkunde Verlag, Oberursel, 1987, 742-750.
- [68] C. M. Sonsino: Über den Einfluss von Eigenspannungen, Nahtgeometrie und mehrachsigen Spannungszuständen auf die Betriebsfestigkeit geschweißter Konstruktionen aus Baustählen, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 25 (1994), 97-109.
- [69] C. M. Sonsino, S. Werner: Die Ersatzstrukturlänge nach Peterson und Neuber-Radaj und das Konzept des höchstbeanspruchten Werkstoffvolumens am Beispiel des Baustahls St52-3, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit, Darmstadt, 1996.
- [70] U. Brandt, H. P. Lehrke: Anwendung des Kerbgrundkonzepts für die Bemessung von Schweißverbindungen aus Aluminiumlegierungen, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit, Darmstadt, 1998.

- 
- [71] R. Olivier, V. B. Köttgen, T. Seeger: Schweißverbindungen I., Forschungskuratorium Maschinenbau, Frankfurt, 1994.
- [72] R. Olivier, V. B. Köttgen, T. Seeger: Schweißverbindungen II. - Schwingfestigkeitsnachweise, Forschungskuratorium Maschinenbau, Frankfurt, 1994.
- [73] C. Morgenstern: Kerbgrundkonzepte für die schwingfeste Auslegung von Aluminiumschweißverbindungen am Beispiel der naturharten Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn (AW-5083) und der warmausgehärteten Legierung AlMgSi1 T6 (AW-6082 T6), Dissertation Technische Universität Darmstadt, Darmstadt, 2006.
- [74] C. Morgenstern, H. Hanselka: Kerbgrundkonzepte für die schwingfeste Auslegung von Aluminiumschweißverbindungen am Beispiel der naturharten Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn (AW-5083) und der warmausgehärteten Legierung AlMgSi1 (AW-6082 T6), *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 37 (2006), 994-1005.
- [75] D. Radaj, C. M. Sonsino: Fatigue Assessment of Welded Joints by Local Approaches. Abington Publishing, Cambridge, 1999.
- [76] R. Dederichs, H. Kostron: Zwei neue Schnellverfahren zur Kornquerschnittbestimmung, Verlag Chemie, Weinheim, 1950.
- [77] J. Y. Yung, F. V. Lawrence: Analytical and Graphical Aids For The Fatigue Design of Weldments, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 8 (1985), 223-241.
- [78] U. Dilthey: Schweißtechnische Fertigungsverfahren Band 1, Springer Verlag, Heidelberg, 2005.
- [79] D. Kosteas, G. Steidl, W.-D. Strippelmann: Geschweißte Aluminiumkonstruktionen, Vieweg & Sohn, Braunschweig, 1978.
- [80] H. Mayer: Fatigue Crack Growth and Threshold Measurements at Very High Frequencies, *International Materials Reviews*, 44 (1999), 1-34.
- [81] S. Stanzl-Tschegg: Very High Cycle Fatigue Measuring Techniques, *International Journal of Fatigue*, 60 (2014), 2-17.
- [82] H. Mayer: VHCF-Prüftechnik, In: Konstruktion, Werkstoffentwicklung und Schadensanalyse - Tagung Werkstoffprüfung 2010, M. Pohl, Ed., Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2010, 11-20.
- [83] V. Adams, A. Askenazi: Building Better Products with Finite Element Analysis, On Word Press, Santa Fe, 1999.
- [84] ASTM E399-09: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness  $K_{IC}$  of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, Philadelphia, 2009.
- [85] Y. Ohmori, L. C. Doan, Y. Matsuura, S. Kobayashi, K. Nakai: Morphology and Crystallography of Beta-Mg<sub>2</sub>Si Precipitation in Al-Mg-Si Alloys, *Materials Transactions*, 42 (2001), 2576-2583.

- 
- [86] G. Schulze: Die Metallurgie des Schweißens, Springer Verlag, Heidelberg, 2004.
- [87] U. Dilthey: Schweißtechnische Fertigungsverfahren Band 2, VDI Verlag, Düsseldorf, 1995.
- [88] U. Zerbst, P. Hübner: Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweißverbindungen - Merkblatt DVS 2401, Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 2004.
- [89] C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt: Beyond HCF - Is There a Fatigue Limit?, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39 (2008), 769-776.
- [90] D. Radaj: Ermüdungsfestigkeit, Springer-Verlag, Berlin, 2003.
- [91] H. Mayer, M. Fitzka, R. Schuller: Constant and Variable Amplitude Ultrasonic Fatigue of 2024-T351 Aluminium Alloy at Different Load Ratios, *Ultrasonics*, 53 (2013), 1425-1432.
- [92] J. Bach, H. W. Höppel, M. Prell, M. Göken: Crack Initiation Mechanisms in AA6082 Fatigued in the VHCF-Regime, *International Journal of Fatigue*, 60 (2014), 23-27.
- [93] Q. Y. Wang, T. Lib, X. G. Zenga: Gigacycle Fatigue Behavior of High Strength Aluminum Alloys, *Procedia Engineering*, 2 (2010), 65-70.
- [94] Q. Y. Wang, N. Kawagoishi, Q. Chen: Fatigue and Fracture Behaviour of Structural Al-Alloys up to Very Long Life Regimes, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006), 1572-1576.
- [95] Y. Xue, H. El Kadiri, M. F. Horstemeyer, J. B. Jordon, H. Weiland: Micromechanisms of Multistage Fatigue Crack Growth in a High-Strength Aluminum Alloy, *Acta Materialia*, 55 (2007), 1975-1984.
- [96] R. Sunder, W. J. Porter, N. E. Ashbaugh: Fatigue Voids and Their Significance, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 25 (2002), 1015-1024.
- [97] R. Sunder: A Unified Model of Fatigue Kinetics Based on Crack Driving Force and Material Resistance, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007), 1681-1696.
- [98] A. Kolyshkin, M. Zimmermann, E. Kaufmann., H.-J. Christ: Untersuchung der Rissinitiierung und -ausbreitung mittels des Fernfeldmikroskops im VHCF-Bereich, In: Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis - Tagung Werkstoffprüfung 2013, H.-J. Christ, Ed., Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2013, 139-144.
- [99] A. Weidner, D. Amberger, F. Pyczak, B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi: Fatigue Damage in Copper Polycrystals Subjected to Ultrahigh-Cycle Fatigue below the PSB Threshold, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010), 872-878.
- [100] K. Störzel, T. Bruder, H. Hanselka: Durability of Welded Aluminium Extrusion Profiles and Aluminium Sheets in Vehicle Structures, *International Journal of Fatigue*, 34 (2012), 76-85.

- 
- [101] T. Bruder, K. Störzel, J. Baumgartner: Fatigue Assessment of Seam Welds of Automotive Components by Local Stress Approaches, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39 (2008), 726-733.
- [102] T. Bruder, K. Störzel, J. Baumgartner, H. Hanselka: Evaluation of Nominal and Local Stress Based Approaches for the Fatigue Assessment of Seam Welds, *International Journal of Fatigue*, 34 (2012), 86-102.
- [103] Y. Murakami, *Metall Fatigue: Effects of Small Defects*, Elsevier Science, Oxford, 2002.
- [104] H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl, S. E. Stanzl-Tschegg: Influence of Porosity on the Fatigue Limit of Die Cast Magnesium and Aluminium Alloys, *International Journal of Fatigue*, 25 (2003), 245-256.
- [105] U. Fuchs, H. Lipowsky, H. Mayer, M. Papakyriacou, A. Stich, S. Tschegg, B. Zettl, H. Lipowsky, A. Stich: Einfluss von Gussfehlern auf die Dauerfestigkeit von Aluminium- und Magnesiumgusslegierungen, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 33 (2002), 117-127.
- [106] L. H. Kallien, W. Leis, H. Bomas, B. Köhler: Die Festigkeit von Magnesiumdruckgusslegierungen in Abhängigkeit von Art, Größe und Verteilung innerer Hohlräume, *Giesserei*, 96 (2009), 28-39.
- [107] P. Grad, K. Schlick, and E. Kerscher: VHCF im Hochvakuum, In: Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis - Tagung Werkstoffprüfung 2012, M. Borsutzki, G. Moninger, Ed., Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2012, 237-242.
- [108] A. Bonakdar, F. Wang, J. J. Williams, N. Chawla: Environmental Effects on Fatigue Crack Growth in 7075 Aluminum Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 43A (2012), 2799-2809.
- [109] R. Pippin: The Effective Threshold of Fatigue Crack Propagation in Aluminium Alloys - I. The Influence of Yield Stress and Chemical Composition, *Philosophical Magazine*, 77 (1998), 861-873.
- [110] A. F. Blom, A. Hedlund, W. Zhao, A. Fathulla, B. Weiss, R. Stricker: Short Fatigue Crack Growth Behaviour in Al 2024 and Al7475, In: The Behaviour of Short Fatigue Cracks, K. J. Miller, E. R. de los Rios, Ed., Mechanical Engineering Publications, London, 1986, 37-66.
- [111] K. J. Miller: The Behaviour of Short Cracks and Their Initiation. Part I - A Review of Two Books, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 10 (1987), 75-91.
- [112] C. Blochwitz: Fatigue Cracks: Propagation of Short Cracks, In: Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition), K. H. J. Buschow, R. W. Cahn, C. Flemings, B. Ilschner, E. J. Kramer, S. Mahajan, P. Veysière, Ed., Elsevier, Oxford, 2001, 2896-2905.

- [113] B. Holper, H. Mayer, A. K. Vasudevan, S. E. Stanzl-Tschegg: Near Threshold Fatigue Crack Growth in Aluminium Alloys at Low and Ultrasonic Frequency: Influences of Specimen Thickness, Strain Rate, Slip Behaviour and Air Humidity, *International Journal of Fatigue*, 25 (2003), 397-411.
- [114] M. Sander, T. Müller, J. Lebahn, Influence of Mean Stress and Variable Amplitude Loading on the Fatigue Behaviour of a High-Strength Steel in VHCF Regime, *International Journal of Fatigue*, 62 (2014), 10-20.
- [115] M. Zimmermann, J. W. Jones: Microstructure and Early Crack Growth of Non-Ferrous Metals in Very High Cycle Fatigue, In: Proceedings of the Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF 5), C. Berger, H.-J. Christ, Ed., Deutscher Verband für Materialforschung und -Prüfung e. V. (DVM), Berlin, 2011, 121-126.

## 8.2 Normen

- DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben, Beuth-Verlag, Berlin, 2009.
- DIN EN 515: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Halbzeuge. Bezeichnungen der Werkstoffzustände, Beuth-Verlag, Berlin, 1993.
- DIN EN 571-1: Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen, Beuth-Verlag, Berlin, 1997.
- DIN EN 573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen, Beuth-Verlag, Berlin, 2007.
- DIN EN ISO 4136: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Querzugversuch, Beuth-Verlag, Berlin, 2013 (Norm zurückgezogen).
- DIN EN ISO 6520-1: Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen, Beuth-Verlag, Berlin, 2007.
- DIN EN ISO 9692-3: Empfehlungen für Fugenformen – Teil 3: Metall-Inertgasschweißen und Wolfram-Inertgasschweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen, Beuth-Verlag, Berlin, 2001.
- DIN EN ISO 10042: Schweißen – Lichtbogenschweißverbindungen an Aluminium und seinen Legierungen – Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten, Beuth-Verlag, Berlin, 2006.
- DIN EN ISO 17636-1: Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung - Teil 1: Röntgen- und Gammastrahlungstechniken mit Filmen, Beuth-Verlag, Berlin, 2013.