

Forschungsberichte  
aus dem



**Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe**

der **U N I K A S S E L  
V E R S I T Ä T**

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

kassel  
university   
press

Band 14

Klaus Timmermann

**Zur Schädigungsentwicklung bei der Korrosionsermüdung  
von Aluminiumbasislegierungen mit definierten fertigungs-  
bedingten Randschichtzuständen**

Forschungsberichte  
aus dem



**Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe**

der

**U N I K A S S E L  
V E R S I T Ä T**

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

---

Band 14

Klaus Timmermann

**Zur Schädigungsentwicklung bei der  
Korrosionsermüdung von Aluminiumbasislegierungen mit  
definierten fertigungsbedingten Randschichtzuständen**

kassel  
university



press



Forschungsberichte aus dem Institut für Werkstofftechnik - Metallische Werkstoffe  
der Universität Kassel  
Band 14

Herausgeber:

Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes  
Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe  
Universität Kassel  
Mönchebergstr. 3  
34109 Kassel

Die vorliegende Arbeit wurde vom Fachbereich Maschinenbau der Universität Kassel  
als Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der  
Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) angenommen.

Erster Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes, Universität Kassel  
Zweiter Gutachter: Priv.-Doz. Dr.-Ing. Thomas Hirsch, Universität Bremen  
Tag der mündlichen Prüfung: 01. März 2011

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

Zugl.: Kassel, Univ., Diss. 2011  
ISBN: 978-3-86219-468-1 (print)  
ISBN: 978-3-86219-469-8 (e-book)  
URN: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:0002-34698>

© 2013, kassel university press GmbH, Kassel  
[www.upress.uni-kassel.de](http://www.upress.uni-kassel.de)

Printed in Germany

## **Vorwort des Herausgebers**

Bei einer zunehmenden Verbreitung elektronischer Medien kommt dem gedruckten Fachbericht auch weiterhin eine große Bedeutung zu. In der vorliegenden Reihe werden deshalb wichtige Forschungsarbeiten präsentiert, die am Institut für Werkstofftechnik – Metallische Werkstoffe der Universität Kassel gewonnen wurden. Das Institut kommt damit auch – neben der Publikationstätigkeit in Fachzeitschriften – seiner Verpflichtung nach, über seine Forschungsaktivitäten Rechenschaft abzulegen und die Resultate der interessierten Öffentlichkeit kenntlich und nutzbar zu machen.

Allen Institutionen, die durch Sach- und Personalmittel die durchgeführten Forschungsarbeiten unterstützen, sei an dieser Stelle verbindlich gedankt.

Kassel, im Februar 2013

**Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes**



<b>Inhaltsverzeichnis .....</b>	<b>I</b>
<b>Größenverzeichnis und Indizes .....</b>	<b>IV</b>
<b>1 Einführung und Zielsetzung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Kenntnisstand und Literaturübersicht .....</b>	<b>3</b>
2.1 Korrosion der Metalle .....	4
2.1.1 Erscheinungsformen der Korrosion .....	7
2.1.2 Korrosion im Experiment .....	11
2.1.2.1 Potenziale .....	12
2.1.2.2 Versuche mit Polarisation .....	14
2.1.2.3 Elektrochemisches Rauschen .....	18
2.1.2.4 Impedanzspektroskopie .....	21
2.2 Materialverhalten im Dauerschwingversuch .....	34
2.3 Korrosionsermüdung von Aluminiumbasislegierungen .....	37
2.4 Mechanische Oberflächenbehandlungen .....	39
2.4.1 Kugelstrahlen .....	42
2.4.2 Festwalzen .....	43
2.5 Aluminium und seine Legierungen .....	44
2.5.1 Legierungssystem Al-Zn-Mg .....	45
2.5.2 Legierungssystem Al-Mg-Si .....	46
2.5.3 Legierungssystem Al-Si-Cu .....	47
2.5.4 Mechanische Eigenschaften .....	49
2.5.5 Korrosionsverhalten .....	52
<b>3 Versuchseinrichtung und Versuchsaufbauten .....</b>	<b>56</b>
3.1 Bestimmung der Randschichteigenschaften .....	56
3.1.1 Metallographie und Mikroskopie .....	56
3.1.2 Rautiefenmessung .....	56
3.1.3 Röntgenographische Spannungsanalyse .....	57
3.1.4 Mikrohärtemessung .....	57

3.2	Elektrochemische Korrosionsversuche .....	58
3.2.1	Freies Korrosionspotenzial .....	58
3.2.2	Elektrochemisches Rauschen .....	59
3.2.3	Stromdichte-Potenzial-Messung .....	59
3.2.4	Impedanzspektroskopie .....	59
3.3	Dauerschwingversuche .....	60
3.3.1	Flachbiegeversuche .....	60
3.3.2	Umlaufbiegeversuche .....	67
3.3.3	Zug-Druck-Anordnung .....	72
3.4	Dauerschwingversuche unter korrosiven Bedingungen .....	72
<b>4</b>	<b>Werkstoff- und Randschichteigenschaften .....</b>	<b>76</b>
4.1	Chemische Zusammensetzung .....	80
4.2	Mechanische Festigkeitskennwerte .....	81
4.3	Mikrostruktur .....	83
4.4	Oberflächentopographie .....	88
4.5	Eigenspannungen .....	91
4.6	Härte .....	103
<b>5</b>	<b>Ergebnisse aus den Korrosions- und Dauerschwingversuchen .....</b>	<b>107</b>
5.1	Elektrochemische Korrosionsversuche .....	107
5.1.1	Freies Korrosionspotenzial .....	107
5.1.2	Elektrochemisches Rauschen .....	111
5.1.3	Stromdichte-Potenzial-Verhalten .....	113
5.1.4	Elektrochemische Impedanzspektroskopie .....	120
5.2	Dauerschwingversuche .....	124
5.2.1	Flachbiegeversuche .....	124
5.2.1.1	Knetlegierung AlZn <sub>4,5</sub> Mg <sub>1</sub> .....	124
5.2.1.2	Gusslegierung G-AlSi <sub>9</sub> Cu <sub>3</sub> .....	133
5.2.2	Umlaufbiegeversuche .....	140
5.2.2.1	Knetlegierung AlMgSi <sub>0,5</sub> .....	140
5.2.2.2	Gusslegierung G-AlSi <sub>9</sub> Cu <sub>3</sub> .....	145
5.2.3	Zug-Druck-Anordnung .....	150

5.2.3.1 Gusslegierung G-AlSi9Cu3 .....	150
<b>6 Bewertungen, Folgerungen und Diskussion .....</b>	<b>154</b>
6.1 Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung .....	154
6.1.1 Verhalten in der Elektrochemischen Messzelle .....	158
6.1.1.1 Freies Korrosionspotenzial .....	158
6.1.1.2 Elektrochemisches Rauschen .....	159
6.1.1.3 Stromdichte-Potenzial-Verhalten .....	159
6.1.1.4 Impedanzspektroskopie .....	160
6.1.2 Verhalten im Dauerschwingversuch .....	167
6.1.2.1 Laboratmosphäre .....	167
6.1.2.2 Salzsprühnebel und Salzlösung .....	174
6.2 Rissbeginn und Rissfortschritt .....	182
6.2.1 Flachbiegeanordnung .....	182
6.2.1.1 Knetlegierung AlZn4,5Mg1 .....	183
6.2.1.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3 .....	195
6.2.2 Umlaufbiegeanordnung .....	203
6.2.2.1 Knetlegierung AlMgSi0,5 .....	203
6.2.2.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3 .....	212
6.2.3 Zug-Druck-Anordnung .....	220
6.2.3.1 Gusslegierung G-AlSi9Cu3 .....	221
6.3 Elektrochemische Messungen im Dauerschwingversuch .....	225
6.3.1 Flachbiegeanordnung .....	225
6.3.1.1 Knetlegierung AlZn4,5Mg1 .....	225
6.3.1.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3 .....	234
6.3.2 Zug-Druck-Anordnung .....	240
6.3.2.1 Gusslegierung G-AlSi9Cu3 .....	240
<b>7 Zusammenfassung .....</b>	<b>246</b>
<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>248</b>

**Größenverzeichnis**

Symbol	Bezeichnung	Einheit
A	Fläche	m <sup>2</sup>
C	Kapazität	$F = \frac{C}{V} = \frac{A \cdot s}{V}$
C <sub>K</sub>	Konzentrationskapazität	F
C <sub>dl</sub>	Doppelschichtkapazität	μF
D	Abstand zwischen parallelen Gitterebenen	nm
E	Elastizitätsmodul	MPa
F	FARADAY-Konstante; 96485,3399	$\frac{A \cdot s}{mol}$
F	Kraft	$N = \frac{kg \cdot m}{s^2}$
G	GIBBS-Energie (Freie Enthalpie)	J = Nm = V · A · s
HWB	Halbwertsbreite	Grad
I	Elektrischer Strom	A
I	Flächenträgheitsmoment	mm <sup>4</sup>
I	Intensität	$\frac{W}{m^2}$
IB	Integralbreite	Grad
L	Induktivität	$H = \frac{V \cdot s}{A}$
L	Länge	m
M	Molare Masse	$\frac{G}{mol}$
M	Moment	Nm
N	Teilchenanzahl	1
N <sub>A</sub>	Anrisslastspielzahl	1
N <sub>B</sub>	Bruchlastspielzahl	1

Symbol	Bezeichnung	Einheit
Me	Metall	1
Ox	Oxidation	1
P	Wahrscheinlichkeit	%
Q	Elektrische Ladung	$C = A \cdot s$
R	Elektrischer Widerstand	$\Omega$
R	Universelle Gaskonstante 8,314510	$\frac{J}{mol \cdot K}$
R <sub>D</sub>	Dauerfestigkeit	MPa
R <sub>K</sub>	Konzentrationswiderstand	$\Omega$
R <sub>P</sub>	Polarisierungswiderstand	$\frac{\Omega}{cm^2}$
R <sub>a</sub>	Arithmetischer Mittenrauheitswert	$\mu m$
R <sub>ct</sub>	Durchtrittswiderstand	$\Omega$
R <sub>eS</sub>	Streckgrenze	MPa
R <sub>m</sub>	Mindestzugfestigkeit	MPa
R <sub>p0,2</sub>	0,2 % - Dehngrenze	MPa
R <sub>t</sub>	Geometrischer Mittenrauheitswert	$\mu m$
R <sub>z</sub>	Maximale Rauhtiefe	$\mu m$
Re	Realteil	w
Red	Reduktion	1
S	Signalwert	1
S <sub>1</sub>	Röntgenographische Elastizitätskonstante	$\frac{mm^2}{N}$
$\frac{1}{2}S_2$	Röntgenographische Elastizitätskonstante	$\frac{mm^2}{N}$
T	Temperatur	K
U	Elektrische Spannung, Potenzial	$V = \frac{W}{A} = \frac{kg \cdot m^2}{A \cdot s^3}$



Symbol	Bezeichnung	Einheit
V	Volumen	m <sup>3</sup>
W	Widerstandsmoment	mm <sup>3</sup>
Y <sub>0</sub>	Basisfaktor eines Konstant-Phasen-Elementes	1
Z	Impedanz	Ω
Z <sub>CPE</sub>	Impedanz eines Konstant-Phasen-Elementes	Ω
Z <sub>Kon</sub>	Impedanz eines Kondensators	Ω
Z <sub>N</sub>	NERNST-Impedanz	Ω
Z <sub>Sp</sub>	Impedanz einer Spule	Ω
Z <sub>W</sub>	WARBURG-Impedanz	Ω
a	Ordinatenwert der Tafelgeraden	1
a	Schnitttiefe	mm
a/2	Radius der solvatisierten Überschussionen	nm
b <sub>a</sub>	Steigung der Tafelgeraden für die anodische Metallauflösung	1
b <sub>k</sub>	Steigung der Tafelgeraden für die kathodische Reaktion	1
e <sup>-</sup>	Elektron	1
f	Frequenz, Periodendauer	Hz
f	Vorschub pro Umdrehung	$\frac{\text{mm}}{\text{min}}$
f <sub>z</sub>	Vorschub je Fräserzahn	mm
i	Stromdichte	$\frac{\mu\text{A}}{\text{cm}^2}$
i <sub>A</sub>	Passive Auflösungsstromdichte	$\frac{\mu\text{A}}{\text{cm}^2}$
i <sub>P</sub>	Passivierungsstromdichte	$\frac{\mu\text{A}}{\text{cm}^2}$

Symbol	Bezeichnung	Einheit
j	imaginäre Einheit	$j^2 = -1$
m	Masse	kg
m	elektrochemisch umgesetzte Stoffmenge	g
n	Zählvariable, natürliche Zahlen	1
n	Drehzahl	$\text{min}^{-1}$
p	Druck	$\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$
t	Zeit	s
$v_c$	Schnittgeschwindigkeit	$\frac{\text{m}}{\text{min}}$
$v_f$	Vorschubgeschwindigkeit	$\frac{\text{mm}}{\text{min}}$
w	Korrosionsrate	$\frac{\text{mm}}{\text{a}}$
z	Ladungszahl der Metallionen	1
$\Delta\varphi$	GALVANI-Spannung	mV
$\Theta$	Einfallswinkel	Grad
$2\Theta$	Beugungswinkel	Grad
$\Phi$	Phasenverschiebungswinkel	rad
$\chi$	Abtast- bzw. Momentanwert	1
$\chi$	Dicke der diffusen Doppelschicht	nm
$\Psi$	Distanzwinkel in Bezug auf die Richtung der Dehnung $\varepsilon_3$	Grad
$\alpha$	Exponentialfaktor eines Konstant-Phasen-Elementes	1
$\alpha$	Ladungsdurchtrittsfaktor	1
$\varepsilon$	Dehnung	1
$\zeta$	Zeta-Potenzial	Mv

Symbol	Bezeichnung	Einheit
$\kappa$	Spannungsverhältnis	1
$\lambda$	Wellenlänge	m
$\mu$	Chemisches Potenzial	$\frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$
$\rho$	Dichte	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$
$\sigma$	Spannung	MPa
$\sigma^{\text{ES}}$	Eigenspannung	MPa
$\sigma_{\text{I}}^{\text{ES}}$	Eigenspannung 1. Art	MPa
$\sigma_{\text{II}}^{\text{ES}}$	Eigenspannung 2. Art	MPa
$\sigma_{\text{III}}^{\text{ES}}$	Eigenspannung 3. Art	MPa
$\sigma_{\text{a}}$	Spannungsausschlag, Randspannungsamplitude	MPa
$\sigma_{\text{m}}$	Mittelspannung	MPa
$\sigma_{\text{o}}$	Oberspannung	MPa
$\sigma_{\text{u}}$	Unterspannung	MPa
$\varphi$	Phasenverschiebungswinkel	Grad
$\varphi$	Richtungswinkel der Azimutebene	Grad
$\omega$	Kreisfrequenz, Winkelgeschwindigkeit	$\frac{\text{rad}}{\text{s}}$

## Indizes

Symbol	Bezeichnung
0	Anfangs... oder Bezugs...
1, 2, ..	fortlaufende Nummerierung
A	Aktivierung
Bez	in Bezug auf die Referenzelektrode (auch Bezugselektrode genannt)

<b>Symbol</b>	<b>Bezeichnung</b>
CPE	Konstant-Phasen-Element (engl. <i>constant phase element</i> )
D	Durchbruch
H	in Bezug auf das (Wasserstoff-)Standardpotenzial
K	Konzentration des Stoffes (Elektrolyten) an der Elektrodenoberfläche
Kon	Kondensator
Korr	Korrosion
L	Lösung
LA	Laboratmosphäre
Me	Metall
Mess	in Bezug auf die gemessene Größe
Ohm	OHMScher Widerstand
P	Passivierung
Pol	Polarisierung
R	Ruhe
SCE	in Bezug auf eine gesättigte Kalomelelektrode (engl. <i>saturated calomel electrode</i> )
Sp	Spule
SSN	Salzsprühnebel
W	WARBURG-Element
a.H.	äußere HELMHOLTZ-Fläche
anod	anodisch (auch a)
b	Biegung
ct	Ladungstransport (engl. <i>charge transfer</i> ), in der deutschen Literatur als Durchtritt bezeichnet
diffus	Diffusion
dl	Doppelschicht (engl. <i>double layer</i> )
eff	effektiv

<b>Symbol</b>	<b>Bezeichnung</b>
elast	elastisch
ges	gesamt
ideal	idealisiert
imag	imaginär
j	Zähler
kath	kathodisch (auch k)
max	maximal
mech	mechanisch
min	minimal
mittel	Mittelwert
null	Null
plast	plastisch
real	real
starr	starr
total	total
theo	theoretisch
$\Psi$	in Bezug auf den Distanzwinkel
$\varphi$	in Bezug auf den Azimutwinkel

## 1 Einleitung

Schwingend beanspruchte Bauteile haben bekanntlich, wenn sie im Zeitfestigkeitsbereich belastet werden, eine endliche Lebensdauer. Häufig sind sie zusätzlich einer korrosiven Beanspruchung unterworfen. Dieser Sachverhalt wird unter dem Begriff „Korrosionsermüdung“ oder „Schwingungsrissskorrosion“ zusammengefasst. In der Regel führt eine zusätzliche Korrosionsbelastung, wie etwa salzhaltige Luft, zu einer merklichen Erniedrigung der Schwingfestigkeit im Vergleich mit einer schwingenden Beanspruchung an trockener Luft. Das Verhalten von Aluminiumbasislegierungen unter den Bedingungen der Korrosionsermüdung besitzt deshalb eine große Bedeutung, weil diese Legierungen im Anlagen- und Fahrzeugbau, wie auch im küstennahen und maritimen Bereich, vielfältige Anwendungen finden. Insbesondere wenn moderne Leichtbaukonzepte umgesetzt werden, spielen ihre mechanischen und korrosionsbeständigen Eigenschaften eine wesentliche Rolle. Außerdem ist Aluminium das dritthäufigste vorkommende Element der Erde und auf Grund seiner Recycelfähigkeit mehrfach verwendbar.

Es ist bekannt, dass man mit mechanischen Oberflächenbehandlungen die Schwingfestigkeit verbessern kann. Ursache hierfür sind die in die Randschicht eingebrachten Druckeigenspannungen. Bei der Korrosionsermüdungsbeanspruchung von Aluminiumbasislegierungen fehlen vertiefte Kenntnisse darüber, wie sich fertigungsbedingte Randschichtzustände auf die Schädigungsmechanismen und den Verlauf der Schädigung auswirken. Neben den Verteilungen der Eigenspannungen und der Oberflächentopographie ist hier vor allem auch das Ausmaß der lokalen Plastizierungen zu nennen. Deshalb wurden Untersuchungen zur Korrosionsermüdung an Al-Knet- und einer Al-Gusslegierung durchgeführt. Ziel war es, grundlegende Erkenntnisse sowohl über die wirkenden Schädigungsmechanismen als auch über den zeitlichen Ablauf der Schädigung bei der Korrosionsermüdung zu gewinnen. Der Schwerpunkt liegt auf der Fragestellung, ob die definiert eingestellten randnahen Werkstoffzustände, die die Schwingfestigkeit an Luft verbessern, sich auch unter Bedingungen der Korrosionsermüdung positiv auf das Bauteil- bzw. Werkstoffverhalten auswirken.

Hierzu wurden Dauerschwingversuche, sowohl in Flachbiege-, Zug-Druck- als auch in Umlaufbiegebeanspruchung, durchgeführt. Für die Versuche unter korrosiven Bedingungen wurden Salzsprühnebelkammern mit entsprechender Aufbereitungsanlage von Druckluft und Salzwasserlösung entwickelt.

Als charakteristische Randschichtzustände wurden gedrehte oder gefräste, elektrolytisch polierte, kugelgestrahlte und festgewalzte Oberflächen untersucht. Flachbiegeproben, aus Blechhalbzeug gefertigt, wurden wegen ihrer gewalzten Randschicht mit ins Versuchsprogramm aufgenommen. Von der Gusslegierung wurden Flachbiege- und Umlaufbiegeproben, mit und ohne Gushaut, verwendet. Es ergibt sich so eine Vielzahl von definierten Rand-

schichtzuständen, die begleitend zu den Dauerschwingversuchen, systematisch mit den Mitteln der Metallographie und Elektrochemie untersucht wurden. Zum Einsatz kommen die Verfahren der elektrochemischen Rauschanalyse und der Impedanzspektroskopie. Einige Dauerschwingversuche im Salzsprühnebel wurden mit elektrochemischem Messequipment bestückt und so beispielsweise das Freie Korrosionspotenzial aufgenommen.

Wichtig zum Verständnis von Dauerschwing- oder Ermüdungsversuchen ist selbstverständlich die Begutachtung der Bruchflächen. Für die fraktographischen Untersuchungen standen ein langreichweitiges Licht- und ein Rasterelektronenmikroskop mit einer EDX-Analyse zur Bestimmung der chemischen Elemente zur Verfügung.

## 2 Kenntnisstand und Literaturübersicht

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der Schwingungsrisskorrosion von Aluminiumbasislegierungen. Hierzu sind Dauerschwingversuche in Laboratmosphäre, im Salzsprühnebel und in Salzlösung durchgeführt worden. Ein besonderer Aspekt liegt auf den definierten Randschichten und deren Verhalten unter korrosiven Bedingungen. Um die Ergebnisse der Untersuchungen zu verstehen bzw. zu interpretieren, sind grundlegende Kenntnisse der Elektrochemie unabdingbar. Üblicherweise spielt die Korrosion von Werkstoffen eine untergeordnete Rolle in werkstofftechnischen Vorlesungen. In den folgenden Kapiteln sollen deswegen die notwendigen Begriffe in ihrer Bedeutung vorgestellt werden. Gleichzeitig wird auf hilfreiche, grundlegende Literatur zu diesem komplexen Gebiet verwiesen. Ebenso werden weiterführende bzw. spezielle Veröffentlichungen angegeben. Im Bild 2.1 ist schematisch eine bearbeitete Werkstückoberfläche eines Metalls wiedergegeben, wie sie typischerweise in realen Bauteilen vorliegt. Jede Bearbeitung führt zu nachhaltigen Änderungen von Struktur und Gefüge, dabei ist es unerheblich, ob es sich um einen zerspanenden oder oberflächenverfestigen Vorgang handelt, vgl. [1-4].

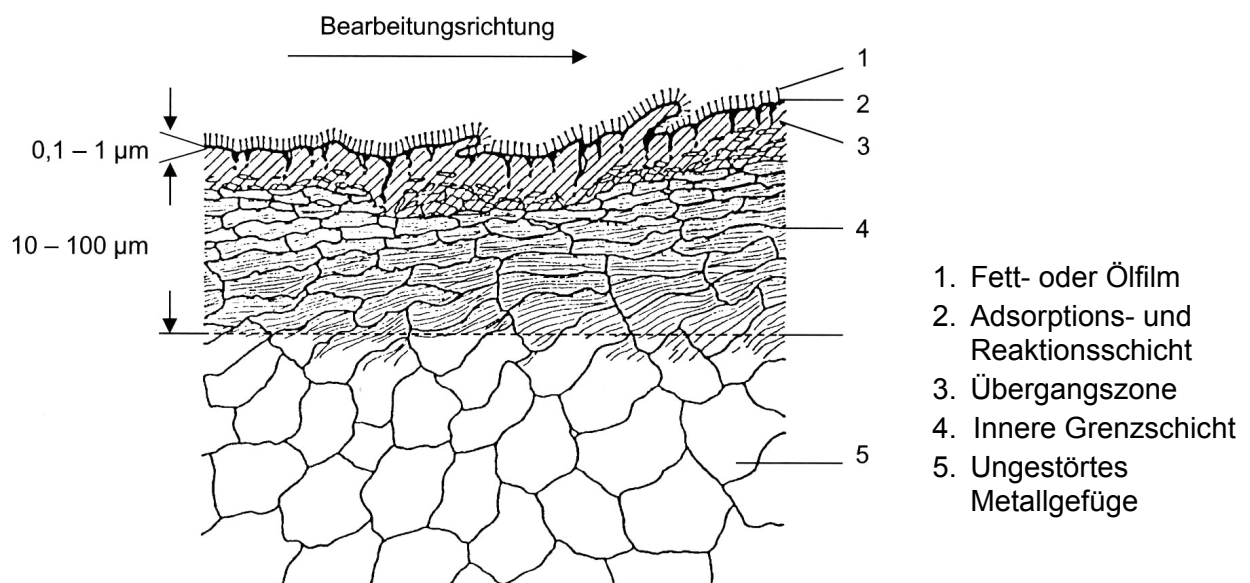


Abb. 2.1: Beispiel für die bearbeitete Werkstückoberfläche eines Metalls; aus [4]

Häufig verbleibt nach der Bearbeitung auf den Oberflächen ein Fett- oder Ölfilm. Den äußeren Bereich kann man als Adsorptions- und Reaktionsschicht auffassen. Typischerweise reagieren diese Oberflächen mit den Stoffen ihrer unmittelbaren Umgebung. Mit dem Luftsauerstoff können sich beispielsweise Korrosionsprodukte bilden. Diese können poröser Natur, wie etwa Rost bei Eisenbasislegierungen, aber auch fest geschlossene Passivschichten sein. Eisenbasislegierungen mit einem Chromgehalt von mehr als 13 Ma.-% bilden etwa eine solche sehr korrosionsbeständige



Schicht. Auch bei Aluminiumbasislegierungen bildet sich eine sehr dünne Passivschicht, welche sich ihrer chemischen Wertigkeit gemäß in einer stöchiometrischen Zusammensetzung anordnet. Aluminium steht in der 3. Hauptgruppe des Periodensystems, hat dementsprechend drei Elektronen auf seiner äußeren Schale und ist somit dreiwertig. Sauerstoff befindet sich in der 6. Hauptgruppe. Um seine äußere Schale aufzufüllen, benötigt es zwei weitere Elektronen. Es ist somit zweiwertig und es bildet sich  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Diese Anordnung ist keramischer Natur und elektronisch betrachtet ein Isolator. Die natürliche Oxidhaut erreicht eine Dicke von  $0,01\text{ }\mu\text{m}$ , was in etwa 25 Atomlagen entspricht [5-8]. Die natürlichen Oxidschichten folgen der Oberflächentopographie und bedecken die Oberfläche wie eine Art Glasur, jedoch ist diese mit Poren behaftet. Befinden sich weiterhin Einlagerungen, z. B. Legierungselemente, in der Aluminiummatrix, so kommt es weiterhin zu anomalen Zusammensetzungen in der Oxidhaut. Metalle und ihre Legierungen haben eine kristalline Struktur, d.h. sie haben einen regelmäßigen Aufbau, den man auf eine Elementarzelle zurückführen kann [9-11]. Al-Basislegierungen besitzen eine kubischflächenzentrierte (kfz) Anordnung. An der Metalloberfläche befinden sich frei verschiebbare Elektronen im Leitungsband. Nähern sich der Oberfläche geladene Teilchen, kommt es zu elektrostatischen Wechselkräften. Unter der Adsorptions- und Reaktionsschicht (3) befindet sich noch eine Übergangszone (4), bevor letztendlich ein ungestörtes Metallgefüge vorliegt. In der Übergangszone finden sich auch die Einflüsse auf die Mikrostruktur wieder. Die vier wesentlichen Folgen einer Bearbeitung sind hier aufgelistet:

- Änderung des Oberflächenprofils
- Verfestigung
- Änderung des elektrochemischen Potenzials
- Anisotropes Verhalten der Metalle und Textur

## 2.1 Korrosion der Metalle

Unter Korrosion versteht man allgemein die Reaktion eines Werkstoffes mit seiner Umgebung. Das Wort stammt aus dem Lateinischen und bedeutet „zerfressen“ und „zernagen“, vgl. [12-14]. Es wird auch in Disziplinen wie der Geologie oder der Medizin verwendet. In der vorliegenden Arbeit wird das Augenmerk auf den Vorgang der chemischen Umsetzung von Metallen durch die Einwirkung der Umgebungsmedien gelegt. MICHAEL FARADAY erkannte 1831 den Zusammenhang zwischen elektrischer Ladung  $Q$  und Stoffumsatz bei der Elektrolyse. Der Stoffumsatz bei der Korrosion entspricht der korrodierten Metallmasse. In Gl. (2.1) ist das FARADAYSche Gesetz dargestellt.

$$m = \frac{M \cdot Q}{z \cdot F} \quad \text{Gl. (2.1)}$$

Darin beschreiben  $M$  die Molmasse,  $z$  die Ladungszahl der Metallionen und  $F$  die FARADAYSche Konstante. Mit der elektrischen Ladung

$$Q = I \cdot t \quad \text{Gl. (2.2)}$$

wird deutlich, dass die Umsatzgeschwindigkeit dem fließendem Strom proportional ist. Eine Differentiation der FARADAYSchen Gleichung (2.1)

nach  $t$  führt zur chemischen Umsatzgeschwindigkeit  $\frac{dm}{dt}$  des Stoffes.

Allen elektrochemischen Prozessen liegen gemeinsame physikalische, chemische und technologische Prinzipien zugrunde. In [15] wird als Definition für die Elektrochemie vorgeschlagen:

*Die Elektrochemie ist die Wissenschaft von den Strukturen und Prozessen an der Phasengrenze zwischen einem elektronischen Leiter (der Elektrode) und einem Ionenleiter (dem Elektrolyten) oder an der Phasengrenze zwischen zwei Elektrolytlösungen.*

Die Korrosion von Metallen ist elektrochemischer Art. Dabei ist die Ursache der Korrosion bei Nichtedelmetallen das thermodynamische Ungleichgewicht. Um einen Gleichgewichtszustand herzustellen, sind Metallatome bestrebt, die Elektronen auf der äußeren Schale abzugeben. Die Spannungsdifferenz ist die treibende Kraft der anodischen und kathodischen Teilreaktionen bei der Metallkorrosion. Die anodische Teilreaktion fasst den Part der Metallauflösung zusammen. In Gl. (2.3) ist diese als chemische Reaktionsgleichung beschrieben.



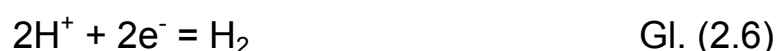
Der FARADAYSchen Gleichung entsprechend, muss mit dem Stoffumsatz auch eine kathodische Redoxreaktion stattfinden. Da es sich bei korrodierenden Metallen um elektrisch kurzgeschlossene Leiter handelt, werden hierbei die Elektronen verbraucht.



Unter Anwesenheit von Sauerstoff, Wasser und Elektronen kommt es zur Sauerstoffkorrosion. Als Reduktionsprodukt entstehen dabei Hydroxidionen. Die stöchiometrische Zusammensetzung zeigt die Gl. (2.5):



Hydroxidionen bestimmen den pOH-Wert einer Lösung. Bei einer Sauerstoffkorrosion bildet sich somit im kathodischen Bereich ein basisches Milieu. Besteht der Elektrolyt aus einer Säure und die Korrosion findet unter Ausschluss von Sauerstoff statt, dann liegt eine reine Säurekorrosion vor. Im Elektrolyten gelöste Wasserstoffionen rekombinieren dabei mit den Elektronen zu molekularem Wasserstoff.



Für wenig dissoziierte, also schwache Säuren kann die Wasserstoffentwicklung auch aus dem Säuremolekül erfolgen. In diesem Fall ist das Maß der Säurekonzentration und nicht der pH-Wert der bestimmende Faktor für die Korrosionsaggressivität.

Die Abb. 2.2 zeigt schematisch die Phasengrenzreaktion der Korrosion. Dabei erfolgt durch die Phasengrenze der Ladungstransport in Form von Metallionen und Elektronen. Bei Elektronen spricht man von Leitern erster Klasse. Ionen sind entsprechend Leiter zweiter Klasse. Die Geschwindigkeit der anodischen Grenzflächenreaktion bestimmt hierbei den eigentlichen Materialverlust. Können die Elektronen durch die kathodische Redoxreaktion nicht verbraucht werden, bildet sich eine elektrische Doppelschicht mit einem zur Metalloberfläche gerichteten elektrischen Feld. Entsprechend sammeln sich davor positive Metallionen. Stellt sich nun ein Gleichgewichtszustand ein, tritt kein Massenverlust mehr ein. Dies entspricht dem so genannten Gleichgewichtspotenzial. Bei vielen realen Korrosionsfällen kann man beobachten, dass der Schädigungsverlauf ununterbrochen fortschreitet. Häufig liegt dies daran, dass fließende Elektrolyten anzutreffen sind. Diese transportieren kontinuierlich die Metallionen ab und führen der Korrosionsstelle neuen Sauerstoff zu. Das Vorhandensein von Anode und Kathode nennt man Lokalelement. Bilden sich aufgrund der Mikrostruktur viele kleine nebeneinander liegende Lokalelemente, dann spricht man von einer homogenen Mischelektrode. Liegt eine grobe Einteilung von anodischen und kathodischen Bereichen vor, so ergibt es eine heterogene Mischelektrode.

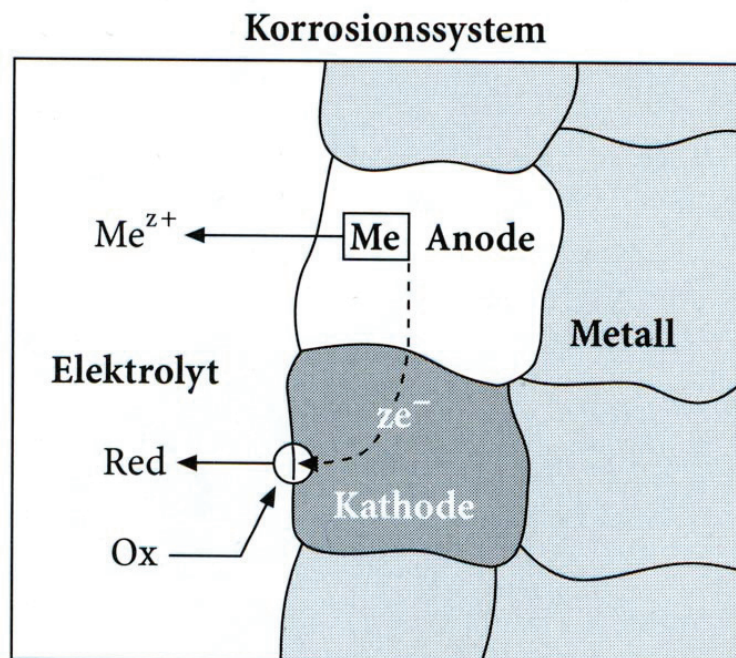


Abb. 2.2: Schema eines Korrosionssystems (Anode, Kathode, Elektronenstrom  $ze^{-}$ , Ionenstrom  $\text{Me}^{z+}$ , Elektrolytlösung mit Redoxsystem); aus [16]

### 2.1.1 Erscheinungsformen der Korrosion

Der Elektrolyt spielt bei den Korrosionsvorgängen eine wesentliche Rolle. Die Geschwindigkeit der Stoffumsetzung sowie die Erscheinungsform der Korrosion werden somit entscheidend beeinflusst und um aus Versuchen aussagekräftige Daten zu generieren, müssen die entsprechenden Randbedingungen eingehalten und beachtet werden. In Hinblick auf die durchgeführten Versuche sind hier die Korrosionsarten und Korrosionsformen von Metallen (Al-Legierungen) in wässrigen Medien (NaCl-Lösungen) von Interesse. Befindet sich eine nahezu homogene Verteilung von Lokalelementen auf der Metalloberfläche, dann kommt es zu einer gleichmäßigen Flächenkorrosion. Insbesondere wenn es sich um langwierige Prozesse handelt, ist diese Korrosionsform eher unproblematisch, da sie im Hinblick auf ihre Korrosionsrate gut einschätz- bzw. berechenbar ist. Liegen die Lokalelemente in geometrisch großer oder in konzentrierter Form vor, so bildet sich eine Muldenkorrosion. In der Mulde liegen dann erhöhte Werte für eine Korrosionsrate vor. Tritt solch ein Fall bei realen Bauteilen auf, kann die Muldenkorrosion zu einer entscheidenden Schwächung führen. Häufig bildet das Gefüge von Legierungen mehrere Phasen aus. Der elektrochemischen Spannungsreihe gemäß, wird die Phase mit dem niedrigen Potenzial in Lösung gehen. Es kommt zur so genannten Selektiven Korrosion. Ein Beispiel wäre hier etwa die Entzinkung einer CuZn-Legierung. Als weiteres Beispiel ist die Spongiose von Gusseisen, wo der Ferrit und der Perlit aufgelöst werden. Wie bereits erwähnt, gibt es Legierungen, die eine Passivschicht ausbilden. Kommt es zur Verletzung der Passivschicht, kann dort eine so genannte Lochkorrosion entstehen. Die ablaufenden Vorgänge sind in der Abb. 2.3 am Beispiel eines Stahls in NaCl-Lösung skizziert. Ist die Passivschicht durchbrochen, setzt sich die Korrosion bevorzugt unter dieser fort. Die Lochkorrosion ist dadurch charakterisiert, dass die Ausmaße der Lochtiefe wesentlich größer als die Durchbrüche sind. Die Passivschicht übernimmt den kathodischen Part und kann die im anodischen Metallauflösungsprozess freigesetzten Elektronen sehr gut verbrauchen. Die Eisenionen reagieren mit dem Wasser und den Chlorionen zu Eisenhydroxid und Salzsäure. Dabei kann es lokal zur Absenkung des pH-Wertes bis auf 2 kommen. Zwischen den Chlorionen und den Eisenionen besteht naturgemäß eine hohe Spannungsdifferenz, welche zu anodischen Reaktionen motivieren. Man spricht in solchen Fällen auch von chloridinduzierter Korrosion. Eine weitere Besonderheit stellt die interkristalline Korrosion dar. Hierbei bildet die Korngrenze den anodischen Part der Metallauflösung, wenn eine entsprechende elektrostatische Differenz zur Kornmitte besteht. Diese Korrosionsform findet man vor, wenn man unter- oder übereutektische Legierungssysteme hat, wo die Einzelkomponenten sehr unterschiedliche Schmelz- bzw. Erstarrungstemperaturen haben. Beim Abkühlen aus der Schmelze bildet sich ein Kristallisationskeim. Zuerst erstarrt das Element mit der höheren Erstarrungstemperatur. Dadurch nimmt die Konzentration von diesem Element in der Restschmelze ab. Die zuletzt erstarr-

te Schmelze hat dann die eutektische Zusammensetzung. Im Korn liegt eine Ab- oder Zunahme von Legierungselementen vor, die mit einem Gradienten beschrieben werden könnte. In manchen Fällen bilden sich entsprechend an Legierungselementen verarmte Säume an den Korngrenzen aus. Ausscheidungen befinden sich ebenfalls auf der Korngrenze, da diese die höchste Schmelztemperatur besitzen und beim Erstarren vor der Schmelze her geschoben werden. Häufig begünstigen diese die interkristalline Korrosion zusätzlich. Der Stoffumsatz ist bei dieser Korrosionsform eher gering, die Schädigung von außen kaum zu erkennen. Die Schwächung eines Bauteils durch den Riss kann aber beträchtlich sein und somit hat die interkristalline Korrosion ein erhebliches Gefährdungspotenzial. In [17] wird die Detektion der interkristallinen Korrosion unter Anwendung des Wirbelstromverfahrens beschrieben.

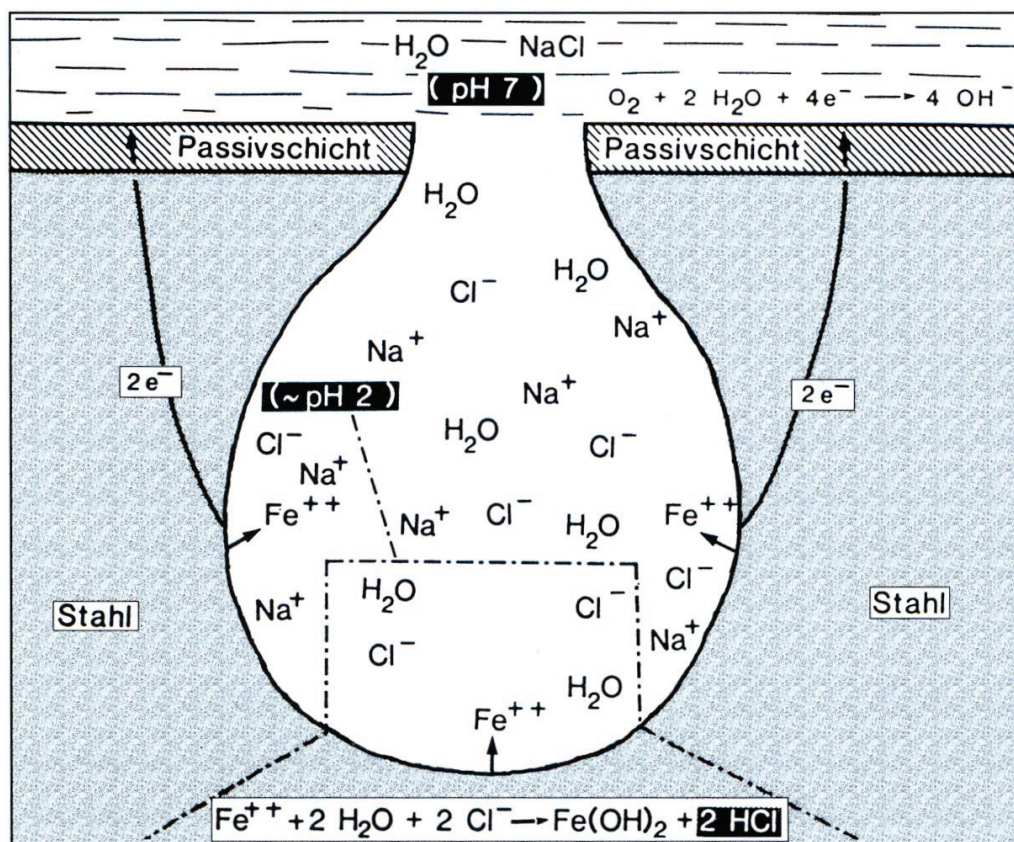


Abb. 2.3: Schematische Darstellung der Hydrolyse-Reaktion im Anodenraum (Absenkung des pH-Wertes) bei örtlicher Korrosion (Lochkorrosionselement); aus [16]

Da es für das weitere Verständnis nicht notwendig ist, wird hier auf die Darstellung von Kontakt-, Schicht-, Filigran- und Spaltkorrosion verzichtet. Die geometrischen Besonderheiten liegen bei den hier durchgeführten Grundlagenuntersuchungen nicht vor. Dies trifft ebenso auf mikrobiologisch induzierte Korrosion bei Metallen zu. Kenntnisse hierzu finden sich in der allgemeinen Literatur zur Korrosion [13-16,18-20].

Die meisten Bauteile unterliegen ihrer konstruktiven Bestimmung gemäß einer mechanischen Beanspruchung. Auch diese hat Auswirkungen auf die



Korrosion. Aus diesem Grund ist es sinnvoll, die entsprechenden Korrosionsarten mit mechanischer Beanspruchung vorzustellen. Zu nennen wäre hier die Reibkorrosion. Diese entsteht, wenn Metalloberflächen ohne äußere Wärmeeinwirkung durch Reibung verschleifen. Die abgeriebenen Partikel reagieren zumeist wieder mit dem Umgebungssauerstoff und sind auch als Passungsrost bekannt. Durch wiederkehrende Bewegungsabläufe erzeugen diese Partikel eine weitere Schädigung der Oberflächen, welche häufig bestimmte Muster aufweisen. In der Tribologie bezeichnet man ein solches Verhalten auch als Schwingungsreibverschleiß. In der experimentellen Werkstoffkunde ist dieses Phänomen auch teilweise in der Einspannung von Proben bei Dauerschwingprüfungen zu beobachten.

Eine weitere herauszuhebende Korrosionsform mit mechanischer Belastung ist die so genannte Spannungsrisskorrosion (SpRK). Die SpRK tritt immer dann auf, wenn bestimmte kritische Grenzbedingungen des Korrosionssystems (zusammen gesetzt aus Werkstoff, Medium, mech. Beanspruchung, etc.) erfüllt werden. In der DIN EN ISO 7539 [21] sind die Richtlinien für die Untersuchung des Verhaltens metallischer Werkstoffe gegen die SpRK zusammengefasst. Es werden vier Belastungsarten unterschieden:

- Zugspannungen oder Zugeigenspannungen
- Zeitlich konstante Gesamtdehnung
- Zeitlich konstante Last
- Niedrige Dehngeschwindigkeit mit zügiger oder Zugschwellbelastung

Zumeist findet ein Rissbeginn an der Oberfläche statt. Ursache kann bspw. eine geometrische Kerbe sein, die sich in Form von Mulden- oder Lochkorrosion gebildet hat. An diesen Stellen kommt es bekanntlich durch den Kerbwirkungseffekt zu einer Erhöhung der Spannung. Der Rissverlauf kann dann abhängig von der Mikrostruktur inter- oder transkristallin fortschreiten. Durch die Zugbelastung bildet sich ein kleiner Spalt, so dass der Elektrolyt Zutritt zur Rissspitze hat. In einem engen befüllten Spalt können sich die Ladungsträger gut austauschen. Die anodischen Reaktionen finden an der Rissspitze, die kathodischen Reaktionen an den Rissflanken statt. Eine besondere Form der SpRK ist diejenige, welche durch Wasserstoff induziert wird. Hierbei befindet sich der Wasserstoff chemisch absorbiert im Werkstoff. Dies kann bereits bei einem Urformprozess wie etwa beim Gießen oder Schmieden stattfinden. Der Wasserstoff wird dann der Luftfeuchtigkeit entzogen. Dieser Vorgang kann auch beim Schweißen ausgelöst werden. Weitere Möglichkeiten der Ad- und Absorption können in chemischen Prozessen stattfinden, wo etwa feuchte schwefelwasserstoffhaltige Gase (Erdgas) verarbeitet werden. Alle galvanischen Metallabscheidungen scheiden ebenfalls Wasserstoff ab. Wird der Wasserstoff an der Oberfläche adsorbiert dann kann er sein Elektron in das metallische Gitter einspeisen und das verbleibende Proton diffundiert entlang der Korngrenzen oder durch das Metallgitter ins Innere. Die treibenden Kräfte der Diffusion sind:

- Konzentrationsgradient
- Spannungsgradient
- Temperaturgradient
- Potenzialgradient

Zum weiteren Verlauf der Schädigung gibt es verschiedene Vorstellungen. Eine ist in der Drucktheorie zusammengefasst. Dabei rekombiniert der Wasserstoff, wenn ausreichend Platz vorhanden ist. Hierbei kann es sich um freie Gitterplätze oder Poren handeln. Der Druckaufbau führt dann zur Rissbildung. Der Versetzungstheorie gemäß kommt es zur Anlagerung von Wasserstoffatomen an Versetzungen. Das führt damit zu einer Hemmung der Versetzungsbeweglichkeit, der Werkstoff versprödet. Eine weitere Vorstellung wird in der Adsorptionstheorie beschrieben. Durch die Adsorption atomaren Wasserstoffs an der Risspitze verringert sich die Oberflächenenergie und der Rissverlauf wird begünstigt. Einen weiteren Gesichtspunkt liefert die Dekohäsionstheorie. Dieser Vorstellung liegt zugrunde, dass es zu Wechselwirkungen zwischen den Protonen und Metallatomen kommt. Demnach sinkt die Bindungsenergie zwischen den Metallatomen. An Risspitzen liegt ein mehrachsiger Spannungszustand vor, der die Löslichkeit von Wasserstoff erhöht. Insgesamt wird dadurch die Kohäsionskraft im Metallgitter herabgesetzt. Eine Folge sind die Bildung von so genannten Spaltbruchkeimen und ein spröder Rissverlauf. Alle Theorien beruhen auf physikalischen Vorgängen. Demnach kann die wasserstoffinduzierte SpRK auch den metallphysikalischen Korrosionsarten zugeordnet werden. Da die Risspitze den kathodischen Part übernimmt, wird sie auch als kathodische SpRK bezeichnet. Findet die Beanspruchung des Werkstoffs mit einer schwingenden Belastung, zusätzlich zur korrosiven Belastung, statt, erhält man die Bedingungen der Schwingungsrisskorrosion (SwRK). Im Gegensatz zur SpRK findet sie an allen Werkstoffen statt, die Korrosionsmedien bzw. die Werkstoffmikrostruktur muss keine besonderen Merkmale aufweisen. Von Interesse ist hierbei auch die Inkubationsphase. Nach [16] beträgt sie in etwa 90 % der Gesamtlebensdauer. Je nach Oberflächenbeschaffenheit ist der Rissbeginn unterschiedlich. Ausschlaggebend ist, ob sich die Oberfläche aktiv oder passiv zur Korrosion verhält. Schematisch sind die Zusammenhänge in der Abb. 2.4 skizziert. Bei aktiven Oberflächen kann es zu mehr oder weniger gleichmäßigen Muldenkorrosionen kommen. Diese wirken wie Mikrokerben und haben eine Erhöhung der Spannungsintensität zur Folge. Bei passiven Oberflächen kommt es zuvor zur Verletzung der Passivschicht und damit zur Lochkorrosion. Liegen Legierungen mit kfz-Elementarzelle vor, wie etwa Aluminiumbasislegierungen oder austenitische Stähle, so bilden sich Gleitbänder aus. Diese durchbrechen die Passivschicht und legen kleine Metallflächen frei, die sofort mit ihrer Umgebung reagieren. Ist ein aggressives Agens zugegen, bildet sich ebenfalls ein Korrosionsgrübchen. Der weitere Rissverlauf kann, je nach vorliegender Mikrostruktur des Werkstoffs, sowohl inter- als auch transkristallin verlaufen. Unter den Bedingungen der

SwRK gibt es keine Dauerfestigkeit sondern nur noch eine Zeitfestigkeit. Informationen zur Lebensdauerprüfung finden sich in der ISO 11782-1, Korrosion von Metallen und Legierungen – Schwingungsrisskorrosion [12]. Der englische Titel dafür lautet *corrosion fatigue testing*. Demgemäß wird im deutschen Sprachgebrauch die SwRK seit geraumer Zeit auch als Korrosionsermüdung bezeichnet.

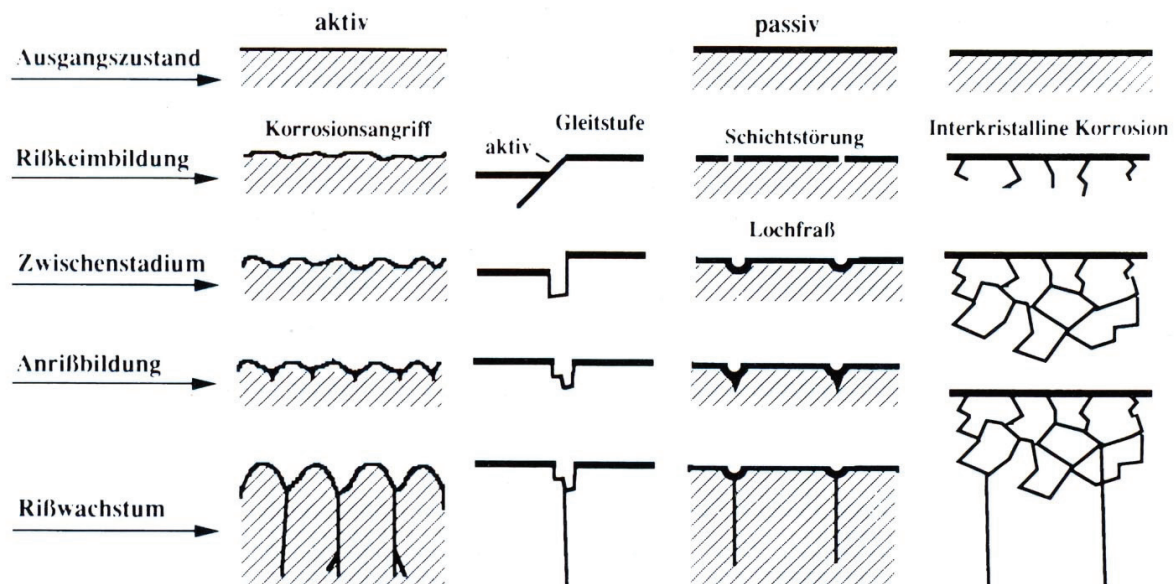


Abb. 2.4: Schädigungsmechanismen der Schwingungsrisskorrosion; aus [16]

Sowohl bei der SpRK, als auch bei der SwRK kommt es zur verformungsarmen Trennung oft ohne Bildung sichtbarer Korrosionsprodukte. Bei Schadensfällen unter diesen Bedingungen versagen die Bauteile also scheinbar unvorhersehbar. Häufig führen nicht nur ein Riss, sondern mehrere Risse zum Versagen. Dabei gilt, dass je höher die Nennbeanspruchung des Werkstoffs ist, desto mehr Risse bilden sich aus. Bei niedriger Nennbeanspruchung kann auch ein einzelner Riss zum Bauteil- oder Probenversagen führen.

### 2.1.2 Korrosion im Experiment

Korrosionsschäden können Mensch und Umwelt gefährden und führen außerdem zu beträchtlichen wirtschaftlichen Verlusten. Anhand von Korrosionsuntersuchungen sollen die Vorhersehbarkeit von Schadensfällen ermöglicht und die Wahl der Werkstoffe in Bezug auf ihr Einsatzgebiet verbessert werden. Häufig werden die Versuche auch im Hinblick auf Korrosionsschutzmaßnahmen durchgeführt. Aus diesen Gründen finden viele Untersuchungen sehr anwendungsorientiert statt. Hierbei sollen Kenndaten des Korrosionssystems, wie es in der Praxis vorliegt, ermittelt werden. Des Weiteren gibt es auch sehr grundlagenorientierte Untersuchungen zur Aufklärung von Korrosionsmechanismen und Korrosionsreaktionen. Moderne rechnergestützte Messtechniken haben hier in den letzten



Jahren Möglichkeiten für neuere Untersuchungsmethoden geschaffen, siehe auch [22-40].

### 2.1.2.1 Potenziale

Das chemische Potenzial unterliegt den Gesetzmäßigkeiten der Thermodynamik. Es ist aus der Fundamentalgleichung der Thermodynamik (auch GIBBSsche Gleichung) mittels einer LEGENDRE-Transformation in die differentielle Schreibweise überführt:

$$\mu_i = \left( \frac{\partial G}{\partial N_i} \right)_{p,T} \quad \text{Gl. (2.7)}$$

Dabei entspricht  $G$  der GIBBS-Energie (Freie Enthalpie),  $N$  der Anzahl der Teilchen des Stoffes  $i$ ,  $p$  dem Druck und  $T$  der Temperatur. Charakteristisch können damit die Diffusion, die chemische Reaktion und die Phasenänderung beschrieben werden. Vom elektrochemischen Potenzial  $\tilde{\mu}_i$  spricht man dann, wenn die Teilchen geladen vorliegen. Sind in einer Phase geladene Teilchen vorhanden, muss auch Arbeit gegen das innere Potenzial der ungeladenen Teilchen geleistet werden. Zum chemischen Potenzial wird, wie Gl. (2.8) zeigt, ein Term hinzu addiert.

$$\tilde{\mu}_i = \mu_i + z_i \cdot e_0 \cdot \phi \quad \text{Gl. (2.8)}$$

Dieser besteht aus den Faktoren Ladungszahl  $z_i$ , der Elementarladung  $e_0$  und der zu verrichtenden Austrittsarbeit  $\Phi$ .

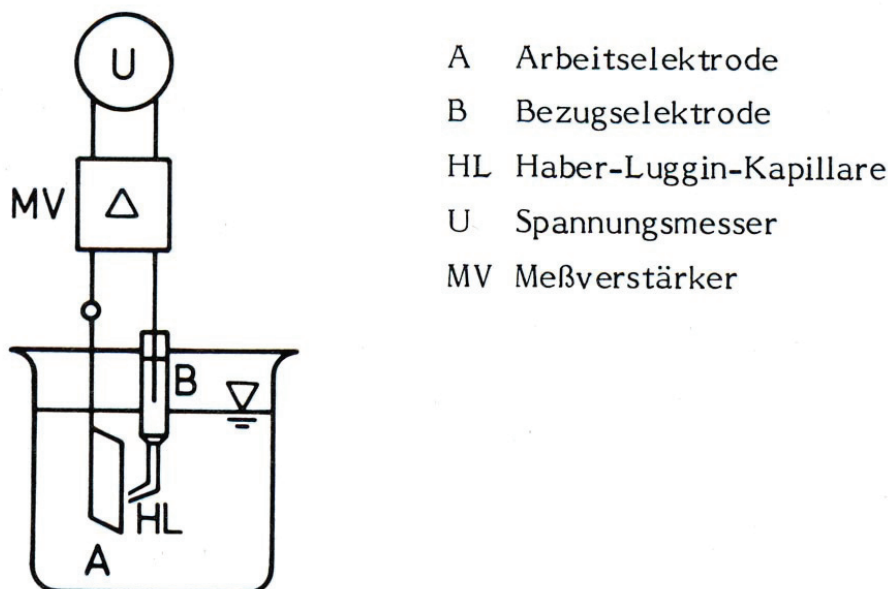


Abb. 2.5: Anordnung zur Messung von Elektrodenpotenzialen bei heterogenen Mischelektronen; aus [22]

Die Abb. 2.5 zeigt den praktischen Versuchsaufbau einer außenstromlosen Potenzialmessung. Die zu untersuchende Probe wird als Arbeitselektrode bezeichnet und in den Elektrolyten getaucht. In unmittelbarer Probenoberfläche wird eine HABER-LUGGIN-Kapillare platziert. Diese ist ebenfalls mit dem Elektrolyten gefüllt in der die Bezugselektrode (auch Referenzelektrode genannt) getaucht wird. Diese enthält ein definiertes elektrochemisches System, welches über ein Diaphragma mit dem Elektrolyten der HABER-LUGGIN-Kapillare verbunden ist. Somit findet nur ein Ladungs- aber kein Stofftransport statt. Wird z.B. eine gesättigte Kalomelektrode verwendet, besitzt diese ein festes Potenzial in Bezug auf das Standardwasserstoffpotenzial. Eine Kalomelektrode besteht aus Quecksilber mit schwer löslichem Quecksilberchloridüberzug ( $\text{Hg}_2\text{Cl}_2$ ), getaucht in eine gesättigte Kalomellösung (Kaliumchlorid, KCl). Bei RT ergibt sich so ein Bezugspotenzial von 243 mV. Das Diaphragma an der Spitze der HABER-LUGGIN-Kapillare ermöglicht den Ladungsaustausch zur korrodierenden Fläche. Selbstverständlich gibt es noch diverse andere Elektrodenkombinationen und um vergleichbare Messwerte zu bekommen, ist es also sinnvoll, immer das entsprechende Standardwasserstoffpotenzial anzugeben. Die Umrechnung des mit einer Bezugselektrode gemessenen Arbeitselektrodenpotenzials  $U_{\text{Mess}}$  auf die Standardwasserstoffelektrode  $U_{\text{H}}$  erfolgt nach der Beziehung:

$$U_{\text{H}} = U_{\text{Mess}} + U_{\text{Bez}} \quad \text{Gl. (2.9)}$$

Diese Versuchsanordnung wird zur Messung von Elektrodenpotenzialen bei heterogenen Mischelektroden angewendet. So kann z. B. das Ruhepotenzial (Passivzustand) oder das Freie Korrosionspotenzial (Aktivzustand) gemessen werden. In technischen Anlagen kann damit ein „Monitoring“ der Korrosion realisiert werden. Aus der Ermittlung des Freien Korrosionspotenzials ergeben sich bspw. Kenndaten für die Anwendung von elektrochemischen Schutzverfahren.

Bei einer homogenen Mischelektrode kann mit einer HABER-LUGGIN-Kapillare nicht auf die einzelnen anodischen und kathodischen Prozesse geschlossen werden. Aufgrund der Größenverhältnisse wird so ein Summenstrom gemessen. In der Elektrochemie spielt die Oberfläche eine wesentliche Rolle und so ist es sinnvoll sich auf die spezifische Stromdichte  $i$ , also dem Quotienten aus Strom und Korrosionsfläche, zu beziehen. Dabei gilt die Beziehung:

$$i_{\text{ges}} = i_{\text{anod}} + i_{\text{kath}} \quad \text{Gl. (2.10)}$$

### 2.1.2.2 Versuche mit Polarisation

Außenstromlose Korrosionsuntersuchungen sind zumeist von langer Dauer und haben nur einen begrenzten Informationsgehalt. Auf die Stromdichte kann über das Potenzial Einfluss genommen werden. Dazu wird dem Versuchsaufbau, vgl. Abb. 2.6, eine weitere Elektrode hinzugefügt. Diese wird

Gegenelektrode genannt und besteht aus einem guten elektrischen Leiter. Sie ist häufig aus Platin oder Graphit gefertigt.

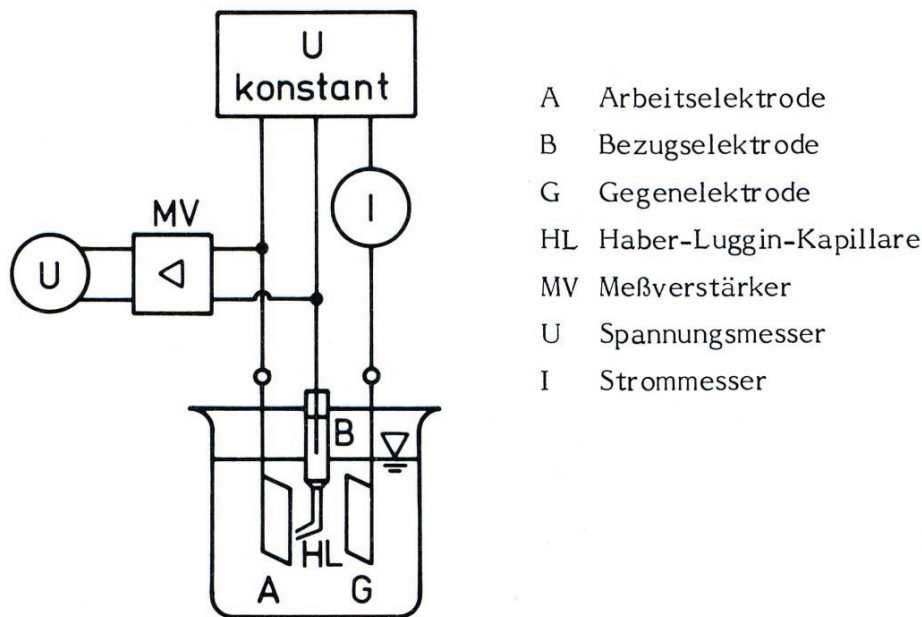


Abb. 2.6: Potentiostatische Polarisierungsschaltung; aus [22]

Über die Gegenelektrode kann das Korrosionssystem polarisiert werden, d.h. es kann ein Gleichstrom oder eine Gleichspannung angelegt werden. Bei potentiostatischen Halteversuchen wird das Potenzial über eine gegebene Versuchsdauer konstant gehalten. Sie dienen zur Einstellung quasi-stationärer Zustände, bei denen das Potenzial bis zur Einstellung eines konstanten Stromes festgehalten wird. Dynamische (kinetische) Versuche werden mit einer linearen zeitlichen Potenzialänderung durchgeführt. Dazu wird die Gleichspannung linear erhöht und die sich einstellenden Ströme werden gemessen. Mit Potentiostaten ist es auch möglich die Ströme zu regeln und die sich entsprechend einstellenden Potenziale zu messen. Diese Versuchsanordnung nennt man dann galvanostatisch bzw. galvano-dynamisch.

Die Abb. 2.7 zeigt die Überspannungskurve einer einfachen homogenen Metallelektrode. Als durchgezogene Linie ist die Summenstromdichte dargestellt, welche sich aus dem gemessenen Strom und der Korrosionsfläche berechnet. Sie setzt sich aus der anodischen und kathodischen Teilstromdichte zusammen, deren theoretische Verläufe gestrichelt eingefügt sind. Das Potenzial, an dem beide Teilstromdichten betragsmäßig gleich groß sind, die Summenstromdichte also  $0 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  ist, nennt man Gleichgewichtspotenzial. Wird von hier in die kathodische Richtung polarisiert, minimiert sich die anodische Teilstromdichte und die kathodische Teilstromdichte steigt an. Umgekehrt verhält es sich, wenn man in die anodische Richtung polarisiert. Die kathodische Teilstromdichte nimmt ab und die anodische Teilstromdichte nimmt zu, d.h. es kommt zur verstärkten Metallauflösung.

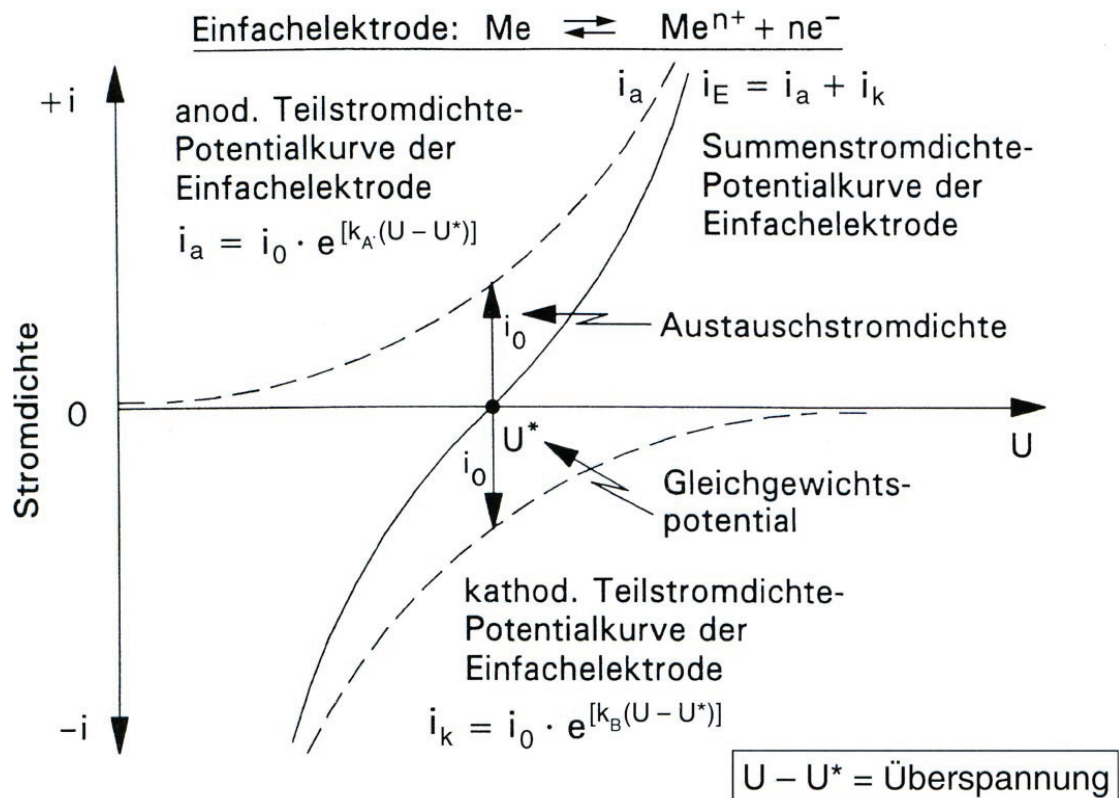


Abb. 2.7: Überspannungskurve einer Metallelektrode; aus [16]

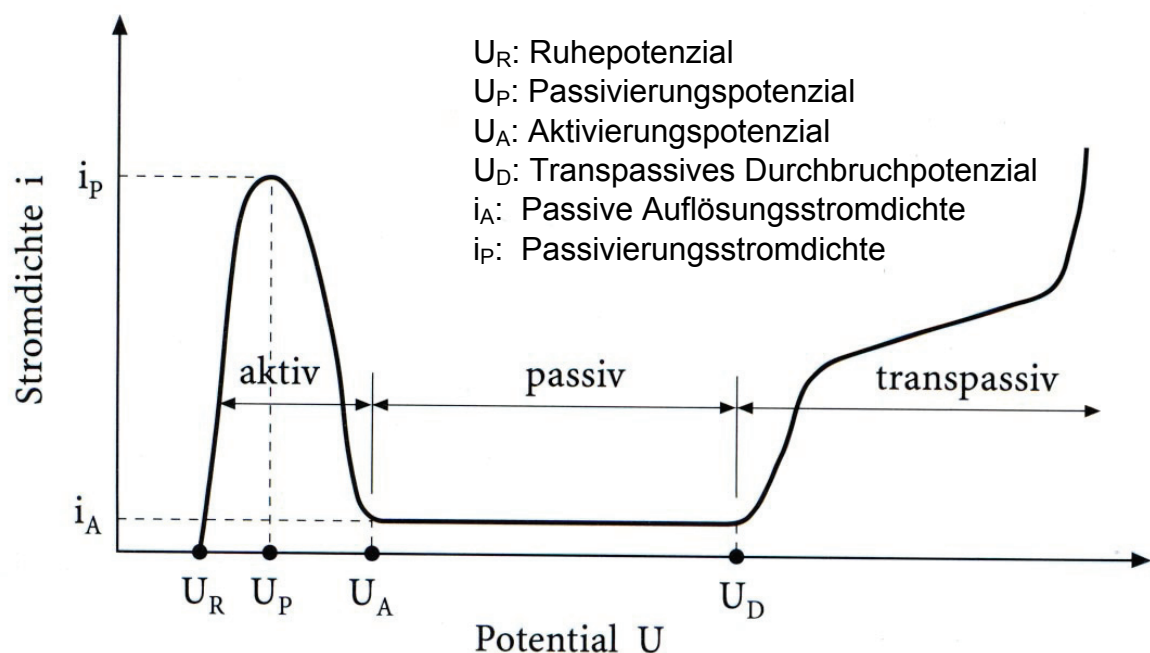


Abb. 2.8: Passivierung. Anodische Stromdichte-Potenzial-Kurve eines passivierbaren Chromstahls unter den Bedingungen der Säurekorrosion (schematisch); aus [16]

Eine Besonderheit im Stromdichte-Verlauf bei Polarisierung zeigen passivierbare Werkstoffe. In Abb. 2.8 ist dies beispielhaft für einen passivierbaren Chromstahl unter den Bedingungen der Säurekorrosion aufgezeichnet. Wird vom Ruhepotenzial aus in die anodische Richtung polari-

siert, so steigt die Stromdichte. Diese durchläuft beim Passivierungspotenzial  $U_P$  ein Maximum, welches man Passivierungsstromdichte nennt. Anschließend fällt sie dann beim Aktivierungspotenzial  $U_A$  auf die passive Auflösungsstromdichte  $i_P$  und bleibt auf diesem Niveau bis zum Erreichen des Durchbruchpotenzials  $U_D$ . Als aktiven Bereich bezeichnet man den Abschnitt von Ruhe- bis Aktivierungspotenzial. Ab dem Punkt ist eine Passivierung der Oberfläche abgeschlossen. Je nach Korrosionssystem findet nur ein minimaler Stoffumsatz statt, deswegen spricht man zwischen dem Aktivierungs- und Durchbruchpotenzial vom passiven Bereich. Das Durchbruchpotenzial wird durch die einsetzende Lochkorrosion verursacht. Das Korrosionssystem befindet sich nun im transpassiven Zustand.

Eine weitere charakteristische Größe für die Korrosionsneigung eines Werkstoffs ist der Polarisationswiderstand. Sie kann aus den Steigungen der Stromdichte-Potenzial-Verläufe gewonnen werden. Nach Gl. (2.11) ist er definiert als:

$$R_P = \left( \frac{dU}{di} \right)_{U \rightarrow U_{Korr}} \quad \text{Gl. (2.11)}$$

Demnach ist also die Korrosionsneigung geringer, je größer der Polarisationswiderstand ist. Von Nutzen ist es auch, ein Korrosionssystem in Bezug auf den zu erwartenden Stoffumsatz zu berechnen. Aus der Korrosionsgeschwindigkeit bzw. der Korrosionsrate sollen so Aussagen über die Stabilität eines Systems getroffen werden. In der BUTLER-VOLMER-Gleichung wird die Durchtritts-Strom-Spannung-Beziehung beschrieben. Es handelt sich hierbei um die Überlagerung der beiden Teilstromdichten der Hin- und Rückreaktion. Es ergibt sich damit die gesuchte Abhängigkeit der Gesamtstromdichte von der Überspannung. Der äußere Strom entspricht der Differenz der beiden Teilstromdichten:

$$i = i_D^+ + i_D^- = i_0 \left[ \exp\left(\frac{\Delta U \cdot z \cdot F \cdot \alpha}{R \cdot T}\right) - \exp\left(\frac{\Delta U \cdot z \cdot F (1 - \alpha)}{R \cdot T}\right) \right] \quad \text{Gl. (2.12)}$$

Der zweite Exponentialausdruck wird bei großen Spannungsdifferenzen  $\Delta U$  sehr klein, so dass er vernachlässigt werden kann. Damit ergibt sich:

$$i = i_0 \cdot \exp\left(\frac{\Delta U \cdot z \cdot F \cdot \alpha}{R \cdot T}\right) \quad \text{Gl. (2.13)}$$

Logarithmiert man die Formel und formt nach  $\Delta U$  um, so erhält man:

$$\Delta U = \frac{2,3 \cdot R \cdot T}{z \cdot F \cdot \alpha} \lg i - \frac{2,3 \cdot R \cdot T}{z \cdot F \cdot \alpha} \lg i_0 \quad \text{Gl. (2.14)}$$

Trägt man  $\Delta U$  über  $\lg |i_0|$  auf, erhält man eine Gerade. Die konstanten Terme bilden den Schnittpunkt mit der Ordinate und die Steigung. Diese

werden durch die Faktoren  $a$  und  $b$  ersetzt. Diese Gerade nennt man die TAFEL-Gerade und sie ist auch als STERN-GEARY-Gleichung bekannt:

$$\Delta U = a + b \cdot \lg i_0 \quad \text{Gl. (2.15)}$$

Die Abb. 2.9 zeigt den Zusammenhang in einer graphischer Darstellung. Dabei entsprechen  $b_a$  und  $b_k$  den Steigungen der Tafelgeraden. Der beschriebene Zusammenhang gilt nur für durchtrittsbestimmte Prozesse, also für gleichmäßige, flächige Korrosion. Praktische Anwendung findet die Mischelektrodentheorie von WAGNER und TRAUD.

Demnach ist es möglich, die Korrosionsgeschwindigkeit aus den Polarisationswiderständen zu ermitteln. Die Korrosionsstromdichte wird mit Gl. (2.16) berechnet:

$$i_{\text{Korr}} = \frac{1}{2,3 \left( \frac{1}{b_a} + \frac{1}{b_k} \right)} \cdot \left( \frac{di}{dU} \right)_{i=0} = b \left( \frac{di}{dU} \right)_{i=0} \quad \text{Gl. (2.16)}$$

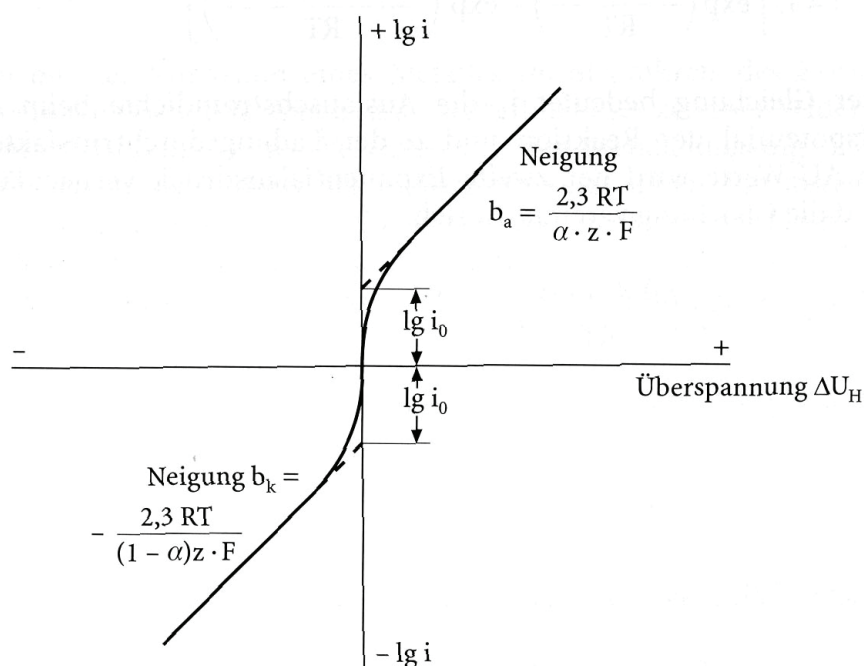


Abb. 2.9: Tafelgeraden (schematisch), mit  $\alpha = 0,5$ ,  $\lg i_0$  = Austauschstromdichte; aus [16]

Der Vorteil der Berechnung nach Gl. 2.16 liegt darin, dass sie auch angewendet werden kann, wenn sich Ablagerungsprodukte auf den Korrosionsflächen befinden. In diesem Fall kann mit der Berechnung der TAFEL-Geraden keine quantitative Aussage getroffen werden. Die beiden Berechnungsmöglichkeiten liefern nur dann stimmige Ergebnisse, wenn im System keine anderen elektrochemischen Vorgänge ablaufen. Außerdem muss der OHMSche Widerstand des korrodierenden Werkstoffes gegenüber dem Polarisationswiderstand klein sein.

### 2.1.2.2 Elektrochemisches Rauschen

In der Mitte der 1960er Jahre wurde entdeckt, dass jedes Korrosionssystem auch ohne äußere Anregung ein Potenzial- bzw. Stromrauschen aufweist. Aufgrund von mikroskopischer Begutachtung und metallographischer Prüfung der Oberflächen konnte nachgewiesen werden, ob es sich beispielsweise um die Keimbildung von Lochfraß oder generell um den Beginn von kleinsten Metallauflösungsprozessen handelte. Daraus entwickelte sich die Idee, dieses Phänomen als Früherkennungssystem zu verwenden. Da hierzu eine aufwendige Messtechnik mit großer Datenkapazität notwendig ist, ermöglichte erst die Entwicklung entsprechend leistungsfähiger Rechnersysteme dem Rausch-Messverfahren seinen Platz in der Elektrochemie. Im deutschen Sprachraum wird sowohl die Begrifflichkeit Elektrochemisches Rauschen oder das Kürzel ENA (engl. *electrochemical noise analysis*) verwendet. Um das Rauschsignal zu erhalten, muss der Anteil des Freien Korrosionspotenzials abgetrennt werden. Dieses geschieht mittels einer elektronischen Hochpassfilterung. Die Rauschsignalanteile können dann separat verstärkt, gemessen und aufgezeichnet werden. Das Verfahren ähnelt der elektrotechnischen Berechnung von Gleitricht- und Effektivwert einer Sinus-Spannung. Hier berechnet man den Flächenanteil der ersten Periodenhälfte. Aus dieser Fläche bildet man ein Rechteck mit gleicher Länge und gleichem Inhalt. Es handelt sich somit um einen arithmetischen Mittelwert der Funktion im Zeitintervall der Periode T. Den Zusammenhang gibt Gl. (2.17) wieder.

$$\bar{\chi} = \frac{1}{T} \int_0^T \chi(t) dt \quad \text{Gl. (2.17)}$$

Da die Korrosionsprozesse statistischer Natur sind, lässt sich die Funktion nicht mathematisch exakt beschreiben. Für die Mittelwertbildung verwendet man stattdessen:

$$\bar{\chi} \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \chi_i = \frac{1}{n} [\chi_1 + \chi_2 + \dots + \chi_n] \quad \text{Gl. (2.18)}$$

In der Gleichung entspricht  $\chi_i$  dem Abtast- bzw. Momentanwert. Dabei wird vorausgesetzt, dass die Abtastrate  $\Delta t = \text{const.}$  ist. Die Ermittlung des Effektivwerts ist ein Vergleich mit der Leistung eines OHMSchen Verbrauchers. Die Sinus-Leistung ändert sich mit dem Quadrat der Stromstärke. Für den Effektivwert wird also der quadratische Mittelwert eines zeitlich veränderten Signals gebildet. Dieser hängt vom Scheitelwert (Amplitude) ab. Für eine periodische Funktion gilt, mit S als reellwertigem Signal:

$$S_{\text{eff}} = \sqrt{\frac{1}{T} \int_0^T S^2(t) dt} \quad \text{Gl. (2.19)}$$



Da sich wie bereits erwähnt der Signalverlauf eines Korrosionssystems nicht ohne weiteres beschreiben lässt, verwendet man auch hier eine Näherungsformel:

$$S_{\text{eff}} \approx \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \chi_i^2} = \sqrt{\frac{1}{n} [\chi_1 + \chi_2 + \dots + \chi_n]} \quad \text{Gl. (2.20)}$$

Mittels eines Hochpassfilters wird der Effektivwert vom Gleichrichtwert getrennt. Beim elektrochemischen Rauschen entspricht der Gleichrichtwert dem Anteil des Freien Korrosionspotenzials und der Effektivwert dem des Potenzialrauschens. Dieses Verfahren ist deswegen so interessant, da weder Klein- noch Großsignalstörung das elektrochemische System beeinflussen. Einige Potentiostaten sind als so genannte Null-OHM-Strommesser ausgelegt. Somit kann selbst ein Stromrauschen aufgenommen werden. Die folgenden Beispiele sollen die Möglichkeiten des Verfahrens aufzeigen.

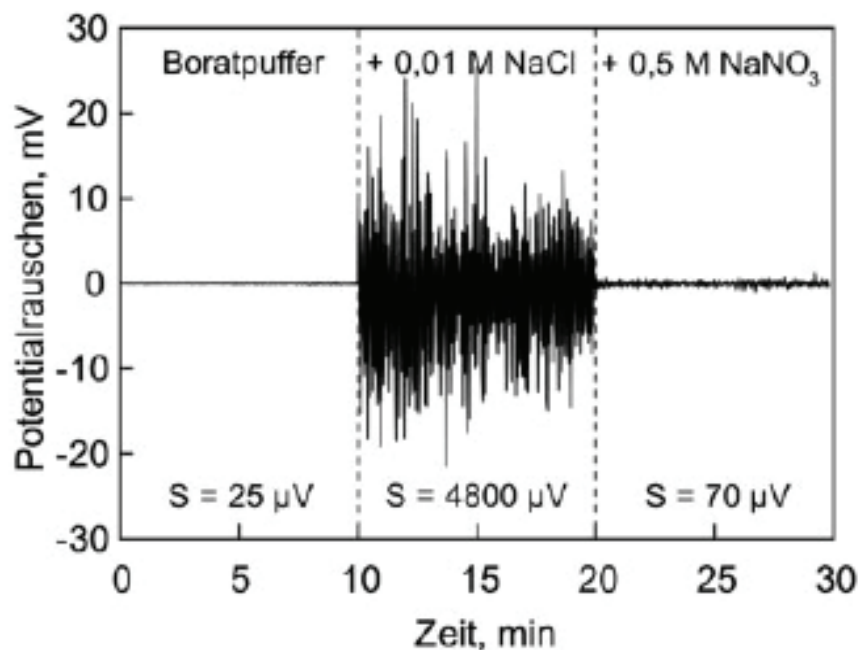


Abb. 2.10: Rausch-Zeit-Kurve an Al99 unter verschiedenen Medienbedingungen mit Angabe der Standardabweichung  $S$  für den jeweiligen Versuchsabschnitt; aus [26]

Das Beispiel in Abb. 2.10 ist [26] entnommen. Dabei wurde eine Probe aus der reinen Aluminiumlegierung Al99 in eine neutrale Borat-Pufferlösung getaucht und als Arbeitselektrode geschaltet. Das Potenzialrauschen ist nahezu Null und somit sind keine Korrosionsaktivitäten feststellbar. Nach 10 min erfolgte eine Chloridzugabe und das Rauschen steigt deutlich auf Werte von  $\pm 25$  mV an. Insgesamt wurden in den nächsten 10 min 760 Transienten, also kleinste elektrochemische Ereignisse gezählt. Anschließend wurde ein Inhibitor, hier Natriumnitrat, hinzu gegeben und am weiteren Verlauf des Rauschsignals ist zu erkennen, dass die Aktivitäten wieder deutlich geringer werden. Die nachträgliche Untersuchung hat er-



geben, dass weder ein messbarer Masseverlust, noch eine Schädigung der Oberfläche mit Löchern stattgefunden hat, dennoch ist es sehr wahrscheinlich, dass die Lochkeimbildung für das Potenzialrauschen verantwortlich ist. Einen weiteren Einfluss auf das Potenzial- und Stromrauschen übt die Temperatur aus. In einer elektrochemischen Messzelle wurde eine Probe aus dem austenitischen Stahl X1NiCrMoCu32-28-7 in eine 10%ige  $\text{FeCl}_3$ -Lösung getaucht. Das Korrosionssystem wurde von  $35^\circ\text{C}$  auf  $75^\circ\text{C}$  erhitzt und danach wieder abgekühlt. Deutlich ist in Abb. 2.11 zu erkennen, dass das Stromrauschen ansteigt. Insbesondere von passivierbaren Stählen ist bekannt, dass sie zur Lochfraßbildung neigen. Mit dieser Methode können Informationen über die Lochkeimbildung gewonnen werden. Weiterhin kann man die Transienten auch in gleichgerichteter Weise in ein Diagramm eintragen und das Stromrauschen über der Zeit integrieren. So erhält man die Ladungsmenge als weitere Informationsgröße in Abhängigkeit von der Temperatur.

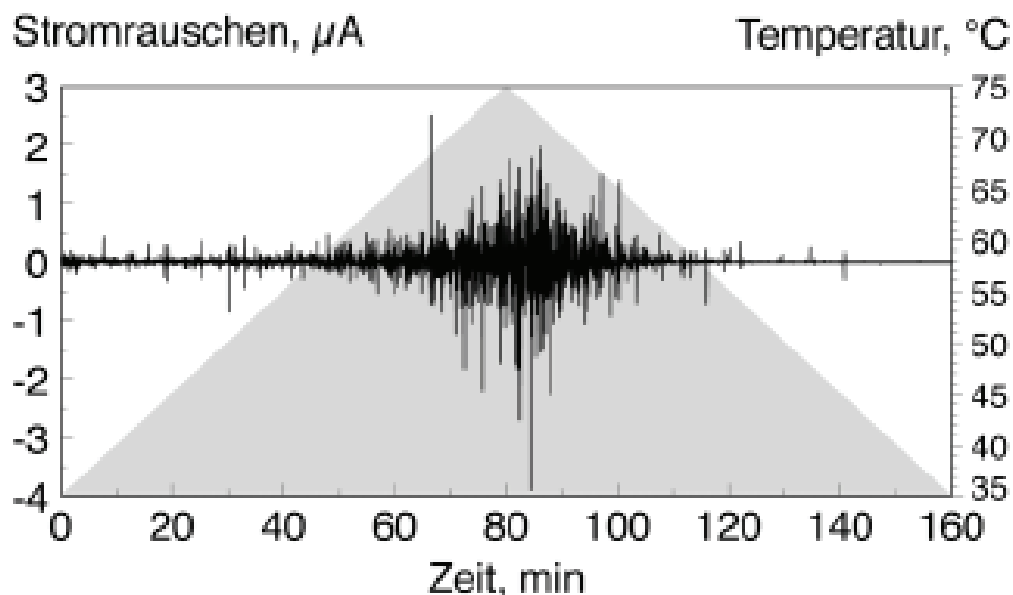


Abb. 2.11: Stromrauschen-Zeit-Kurve bei einem zyklischen Aufheizversuch ( $35^\circ\text{C}$  bis  $75^\circ\text{C}$  bis  $35^\circ\text{C}$ ) in 10%iger  $\text{FeCl}_3$ -Lösung, Werkstoff 1.4562 (X1NiCrMoCu32-28-7), Aufheiz- bzw. Abkühlrate entspricht 30 K/h; aus [25]

Die bisher übliche Messmethode zur kritischen Lochfraßtemperatur erfolgte durch Aufnahme der Stromdichte-Potenzial-Verläufe bei verschiedenen Temperaturniveaus. Dies erforderte mehrere Proben und Versuche. Auch die Messung von Stromrauschen kann man mit potentiostatischer Regelung durchführen und so die Rauschinitiation verursachen.

Die Messmethode Elektrochemisches Rauschen wird bereits vielfach eingesetzt, u. a. auch zu sogenanntem Monitoring in verfahrenstechnischen Produktionsanlagen [41-43] oder auch technischen Bauwerken wie Brücken usw. Es wird auch zur Qualitätskontrolle von Beschichtungen eingesetzt [28]. Eine umfangreiche Sammlung mit Beiträgen aus industriellen

und universitären Forschungseinrichtungen in Kanada und den USA ist als Buch [40] veröffentlicht. Hier kann man sich einen Überblick verschaffen. Letztlich muss aber für jedes Korrosionssystem sorgfältig abgewogen werden, inwieweit man mit dem Verfahren sinnvolle Interpretationen erlangen kann. Ein Flussdiagramm aus [25], vgl. Abb. 2.12 gibt eine Übersicht über die verschiedenen Einsatzbereiche und empfiehlt Parameter für die praktische Versuchsdurchführung.

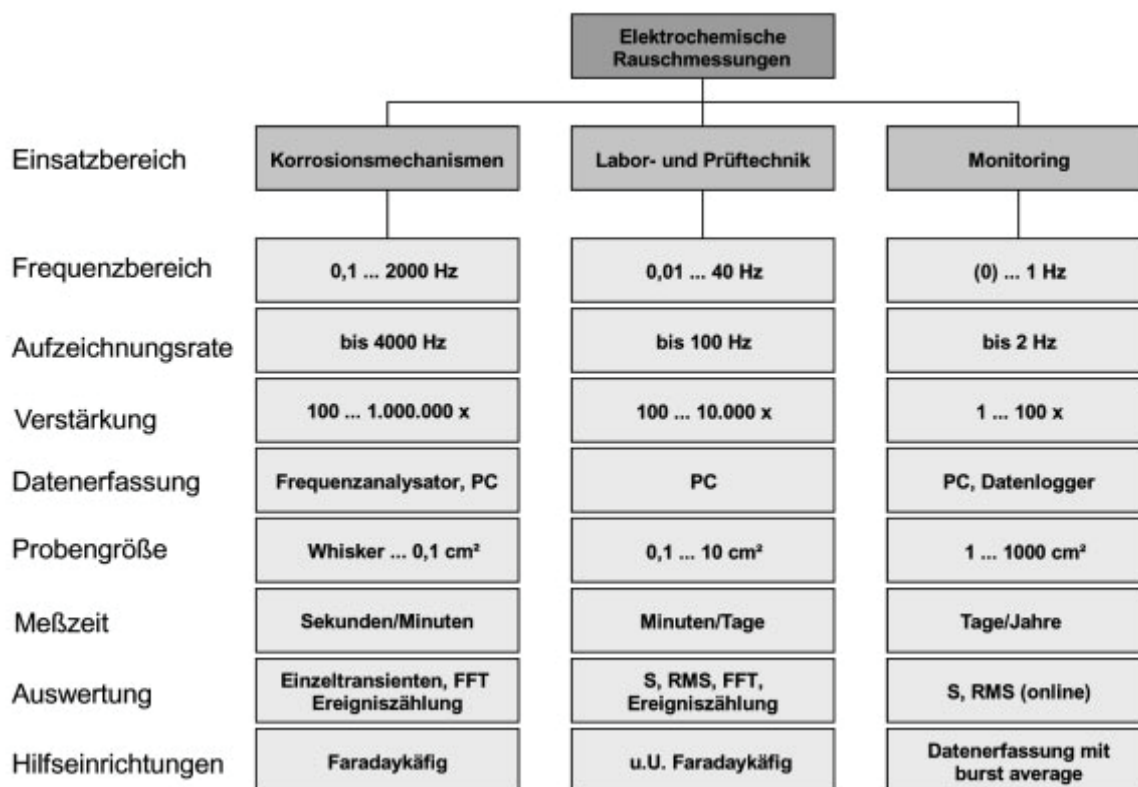


Abb. 2.12: Zu empfehlende Parameter und Bedingungen für die Messung des elektrochemischen Rauschens für verschiedene Einsatzbedingungen; aus [25]

### 2.1.2.3 Impedanzspektroskopie

Die bisher aufgezeigten Untersuchungsverfahren beruhen auf den Messungen von Potenzialdifferenzen im System und Strömen aufgrund der Korrosionsvorgänge. Eine Polarisierung des Systems erfolgte durch das Anlegen einer Gleichspannung oder eines Gleichstromes. Aus der Beobachtung ist aber ersichtlich, dass elektrochemische Vorgänge Zeitabhängigkeiten zeigen. Um dieses Phänomen zu beschreiben ist es hilfreich, die Grenzschicht zu betrachten an der sich die geladenen Teilchen gegenüber stehen.

In Abb. 2.13 ist schematisch der Aufbau einer komplizierten elektrolytischen Doppelschicht dargestellt. Der feste Werkstoff ist schraffiert gezeichnet. An der Oberfläche soll er eine elektrisch negative Ladung besitzen, wie es bspw. bei einem kathodisch polarisierten Metall der Fall ist. Der wässrige Elektrolyt enthält sowohl solvatierte Anionen (negativ geladenes Teilchen,

z.B.  $\text{Cl}^-$ ,  $\text{OH}^-$ ) als auch solvatierte Kationen (positiv geladene Teilchen, z.B.  $\text{Na}^+$ ,  $\text{H}^+$ ). Die frei beweglichen Teilchen richten sich den Bedingungen der elektrostatischen Bedingungen gemäß aus. Die Wassermoleküle zeigen dabei ihren Dipol-Charakter. Die Anionen zeigen bei spezifischen Adsorptionsvorgängen eine Besonderheit. Aufgrund der Wechselwirkung von VAN-DEER-WAALS-Kräften werden die Anionen auch dann adsorbiert, wenn die Elektrodenoberfläche eine negative Überschussladung besitzt. Diese partiell desolvatisierten Anionen bilden mit den ausgerichteten Dipol-Molekülen die innere HELMHOLTZ-Fläche. In der äußeren HELMHOLTZ-Fläche sammeln sich die solvatisierten Kationen und nicht orientierte Dipol-Moleküle. Befindet sich an der Elektrodenoberfläche eine positive Überschussladung, so bilden die solvatisierten Anionen die äußere HELMHOLTZ-Fläche, vgl. Abb. 2.14. Den Raum zwischen der Elektrodenoberfläche und der äußeren HELMHOLTZ-Fläche bezeichnet man als starre Doppelschicht. Die Schichtdicke entspricht dem Radius eines solvatisierten Ions. Dahinter, in der diffusen Doppelschicht, verteilen sich die ionischen Überschussladungen gemäß der MAXWELL-BOLTZMANN-Verteilung. Ihre Ausdehnung kann mit den Raumkoordinaten  $\chi$  und  $\zeta$  beschrieben werden. Das Potenzial fällt von der Metalloberfläche exponentiell bis auf das Potenzial der Lösung. Als Zeta-Potenzial wird die Differenz zwischen äußerer HELMHOLTZ-Fläche und dem Lösungsinnen bezeichnet.

Die GALVANI-Spannung  $\Delta\phi$  berechnet sich aus der Summe der Potenzialdifferenzen von starrer und diffuser Doppelschicht.

$$\Delta\phi = (\phi_{\text{ME}} - \phi_{\text{ä.H.}}) + (\phi_{\text{ä.H.}} - \phi_{\text{L}}) = \Delta\phi_{\text{starr}} + \Delta\phi_{\text{diffus}} \quad \text{Gl. (2.21)}$$

Die Wirkungsweise einer elektrolytischen Doppelschicht ist mit der eines Kondensators vergleichbar. Dabei ist die elektrische Ladung  $Q$  der Spannung  $U$  proportional. Die Proportionalitätskonstante wird Kapazität  $C$  genannt. Es gilt:

$$C = \frac{Q}{U} = \frac{Q}{\Delta\phi} \quad \text{Gl. (2.22)}$$

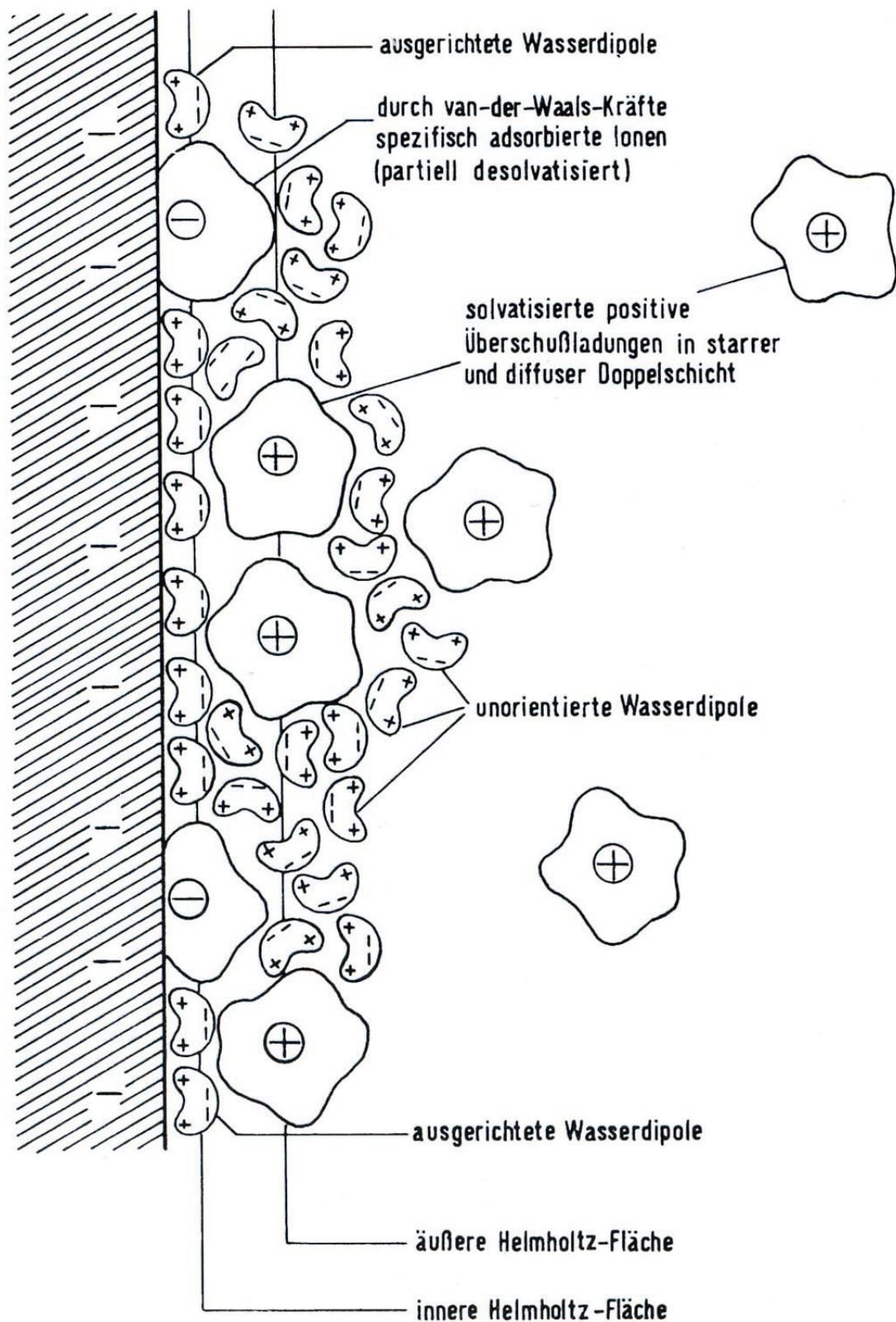


Abb. 2.13: Schematischer Aufbau einer komplizierten elektrolytischen Doppelschicht; aus [20]

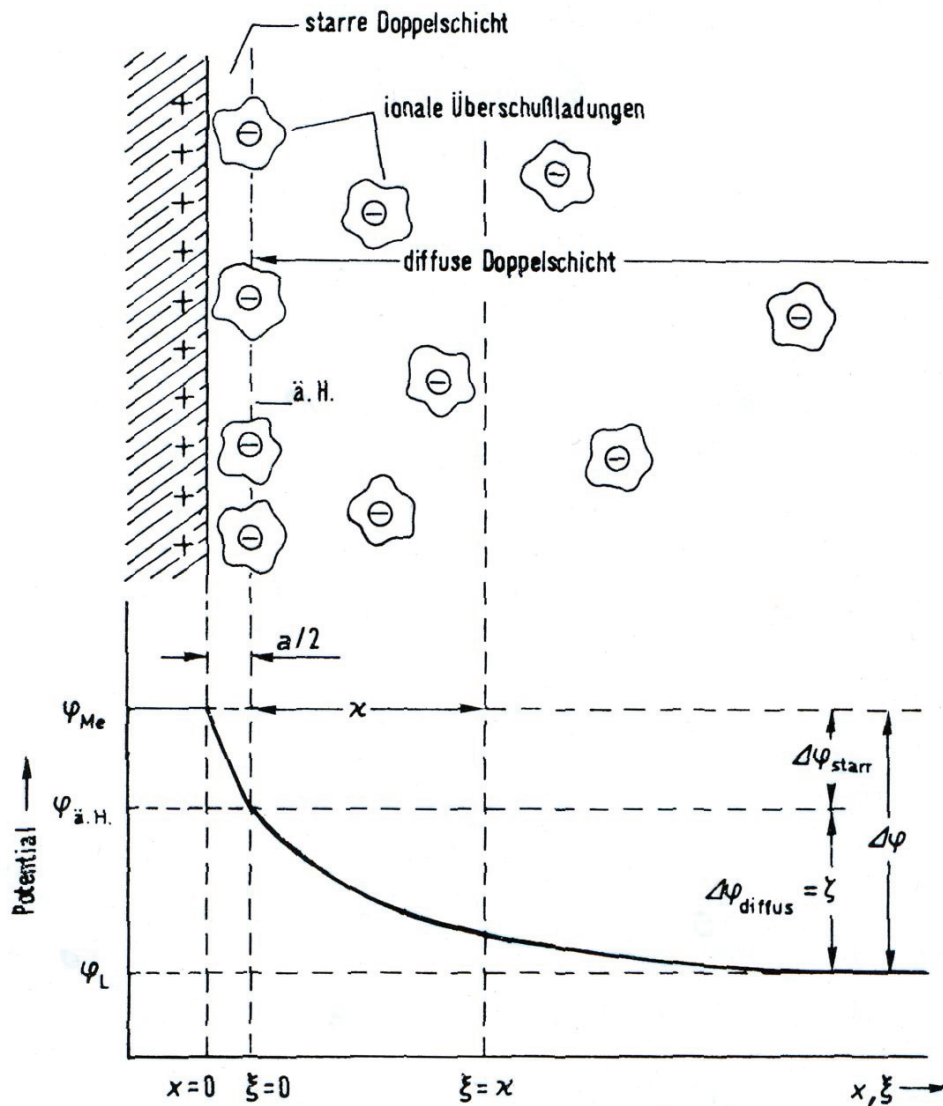


Abb. 2.14: Potenzialverlauf durch die elektrolytische Doppelschicht. – Me: Elektrodenmetall, ä.H.: äußere HELMHOLTZ-Fläche, L: Lösung,  $a/2$ : Radius der solvatisierten Überschussionen,  $\chi$ : „Dicke der diffusen Doppelschicht“,  $\Delta\phi$ : GALVANI-Spannung,  $\zeta$ : Zeta-Potenzial; aus [20]

Die Aufladung  $Q$  wird experimentell bestimmt, indem man den Ladestrom  $i_C$  bei Änderung des Elektrodenpotentials misst. Gl. (2.23) gibt den Zusammenhang wieder.

$$Q = \int_{\phi_{\text{null}}}^{\phi} i_C dt \quad \text{Gl. (2.23)}$$

Der Ladevorgang, bzw. die Doppelschichtkapazität, kann auch durch den Differentialquotienten  $dQ/d\phi$  beschrieben werden. Da die Messgröße der Kapazitätsladestrom  $i_C$  ist, stellt man die Gleichung entsprechend um:

$$i_C = \frac{dQ(\phi)}{dt} = \frac{\partial Q}{\partial \phi} \cdot \frac{d\phi}{dt} = C_{dl} \frac{d\phi}{dt} \quad \text{Gl. (2.24)}$$



Die Impedanzspektroskopie ist ein Verfahren, das genau diese Aspekte berücksichtigt. Dazu werden eine elektrochemische Messzelle und ein Potentiostat verwendet, der nicht nur eine Gleich- sondern auch eine Wechselspannungsquelle mit Frequenzganganalysator besitzt. Über die Versuchsdauer wird die Frequenz variiert und das Stromsignal sowie die Phasenverschiebung von Wechselspannung zu Wechselstrom gemessen. Mittels einer FOURIER-Transformation kann zu den einzelnen Frequenzen die jeweilige Impedanz berechnet werden. Typischerweise startet man bei hohen Frequenzen. Das Frequenzspektrum beträgt 100 kHz bis 0,01 Hz. Die physikalischen Eigenschaften der Arbeitselektrode (auch hier die zu untersuchende Probe) und des Elektrolyten haben einen Einfluss auf den Frequenzgang. Um eine Messung auszuwerten, muss man ein zutreffendes Ersatzschaltbild für die Messkette aufstellen. Verwendet man als Arbeitselektrode ein unbeschichtetes nicht passivierbares Metall, so kann man aufgrund der HELMHOLTZ-Schicht als analogen Ersatz einen Kondensator verwenden. Das Anlegen einer Wechselspannung initiiert weiterhin reversible Redoxprozesse. Diese benötigen eine Aktivierungsenergie, um den Elektronenaustausch zwischen Elektrode und den Ionen stattfinden zu lassen. Die Aktivierungsenergie kann mit einem OHMSchen Widerstand dargestellt werden. Dieser wird auch Durchtrittswiderstand oder Charge-Transfer-Widerstand genannt. Im Ersatzschaltbild ist er parallel zum Kondensator geschaltet. Der Elektrolyt besitzt ebenfalls einen OHMSchen Widerstand und dieser wird dem Ersatzschaltbild in Reihe angefügt. Der Reihe folgt wieder eine Parallelschaltung von Kondensator und Widerstand als analoges Modell für die Gegenelektrode. Da diese zumeist aus Graphit bzw. Platin mit hervorragenden elektrischen Eigenschaften bestehen, werden sie üblicherweise vernachlässigt. Mit der Impedanzspektroskopie werden elektrochemischen Reaktionen elektrische Größen zugeordnet. Die Schwierigkeit besteht darin, ein hinreichend gutes Ersatzschaltbild aufzustellen.

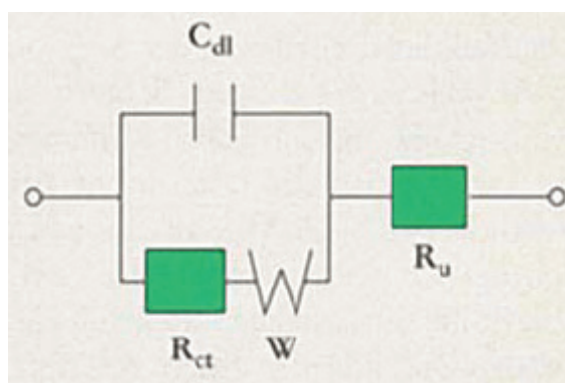


Abb. 2.15: Analoges Ersatzschaltbild für eine beschichtete Probe; aus [31]

Die Abb. 2.15 zeigt das Ersatzschaltbild nach RANDLE für eine beschichtete Probe. Von der Probe ist bekannt, dass die elektrischen Eigenschaften des Substrats eine wesentlich höhere Leitfähigkeit als die Beschichtung auf-

weist. Weiterhin soll vorausgesetzt sein, dass das Redoxprodukt sich im Elektrolyten unmittelbar vor der Elektrodenoberfläche ansammelt. Diese Konzentrationsschwankungen sorgen für ein diffusionsbestimmtes Verhalten, welches man mit einem WARBURG-Element beschreiben kann. In der Elektrodynamik gibt es kein Bauteil, welches diese Eigenschaft aufweist. In der Elektrochemie ist es für die Erstellung des Ersatzschaltbildes jedoch ein sinnvolles Element, dessen mathematische Bedeutung nach der Definition der Impedanz folgt. Um die Konzentrationsschwankungen zu minimieren, kann man den Versuchsaufbau auch mit rotierender Elektrode gestalten.

Die Impedanz ist definiert als Quotient der Effektivwerte aus elektrischer Spannung und elektrischem Strom. Diese beiden Größen sind zeitabhängig. Der Scheinwiderstand wird aus den reellen Amplitudenwerten berechnet.

$$Z = \frac{U_{\text{eff}}}{I_{\text{eff}}} = \frac{\hat{U}}{\hat{I}} \quad \text{Gl. (2.25)}$$

Da für die Messtechnik die Frequenzabhängigkeit bedeutender als die Zeitabhängigkeit ist, überführt man die Gleichung in die komplexe EULERSche Form. Hierbei entspricht  $|Z|$  dem Scheinwiderstand und  $\varphi$  der Phasenverschiebung von Wechselstrom zu Wechselspannung. Dabei kann  $\varphi$  Werte zwischen  $-90^\circ$  und  $+90^\circ$  annehmen. Der Realteil  $Re$  gibt den frequenzunabhängigen OHMSchen Anteil wieder und kann ausschließlich positive Werte annehmen. Der Imaginärteil  $Im$  enthält den frequenzabhängigen Anteil.

$$Z(\omega) = |Z| \cdot e^{j\varphi} = |Z| \cdot [\cos(\varphi) + j \cdot \sin(\varphi)] = Z_{\text{real}} + Z_{\text{imag}} \cdot j \quad \text{Gl. (2.26)}$$

Der Zusammenhang von Scheinwiderstand  $|Z|$  zu Realteil und Imaginärteil ist in Gl. (2.27) beschrieben.

$$|Z| = \sqrt{Z_{\text{real}}^2 + Z_{\text{imag}}^2} \quad \text{Gl. (2.27)}$$

Die Gl. (2.28) bis Gl. (2.30) geben den trigonometrischen Zusammenhang der Größen wieder. Mit den gemessenen zeitabhängigen Größen  $U$ ,  $I$  und  $\varphi$  können der Scheinwiderstand sowie der Real- und Imaginärteil bestimmt werden. Aus den zeitabhängigen Signalen kann mit Hilfe der FOURIER-Transformation das Frequenzspektrum erstellt werden.

$$Z_{\text{real}} = |Z| \cdot \cos(\varphi) \quad \text{Gl. (2.28)}$$

$$Z_{\text{imag}} = |Z| \cdot \sin(\varphi) \quad \text{Gl. (2.29)}$$

$$\varphi = \arctan\left(\frac{Z_{\text{imag}}}{Z_{\text{real}}}\right) \quad \text{Gl. (2.30)}$$

Um die gemessenen Impedanzkurven interpretieren zu können, bedarf es der Kenntnis von der Wirkungsweise der Einzelemente und ihre Kombination im Ersatzschaltkreis. Ein OHMScher Widerstand hat, wie bereits erwähnt, keinen Imaginärteil und kann nur positive Werte annehmen und ist ein so genannter Wirkwiderstand. Im Wirkwiderstand sind Spannung und Strom immer in gleicher Phase.

$$Z_{\text{Ohm}} = R \quad \text{Gl. (2.31)}$$

Ein Kondensator besitzt einen kapazitiven Widerstand. Dieser ist frequenz- und temperaturabhängig. Im Wechselstromkreis gilt, dass der durch einen Kondensator fließende Strom der Spannung um  $90^\circ$  vorseilt.

$$Z_{\text{Kon}} = -\frac{1}{j \cdot \omega \cdot C} \quad \text{Gl. (2.32)}$$

Eine Spule besitzt einen induktiven Widerstand. Die Verluste in einer Spule sind feldstärke- und frequenzabhängig. Im Wechselstromkreis gilt, dass die an einer Induktivität liegende Spannung dem Strom um  $90^\circ$  vorseilt.

$$Z_{\text{Sp}} = j \cdot \omega \cdot L \quad \text{Gl. (2.33)}$$

Die Abb. 2.16 zeigt die drei Komponenten in der GAUßschen Ebene. Der rote Punkt gibt den OHMSchen Widerstand wieder, Kondensator und Spule haben jeweils nur einen Imaginärteil und sind somit Blindwiderstände. Mit diesen drei Bauteilen lassen sich auch in Kombination nicht alle elektrochemischen Systeme beschreiben.

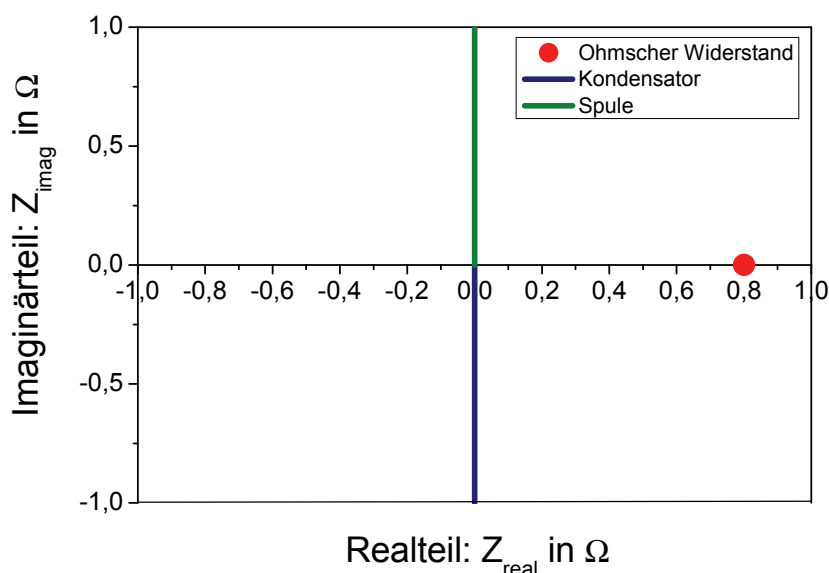


Abb. 2.16: Beispielhaftes Verhalten der Impedanzen von OHMSchem Widerstand, Kondensator und Spule



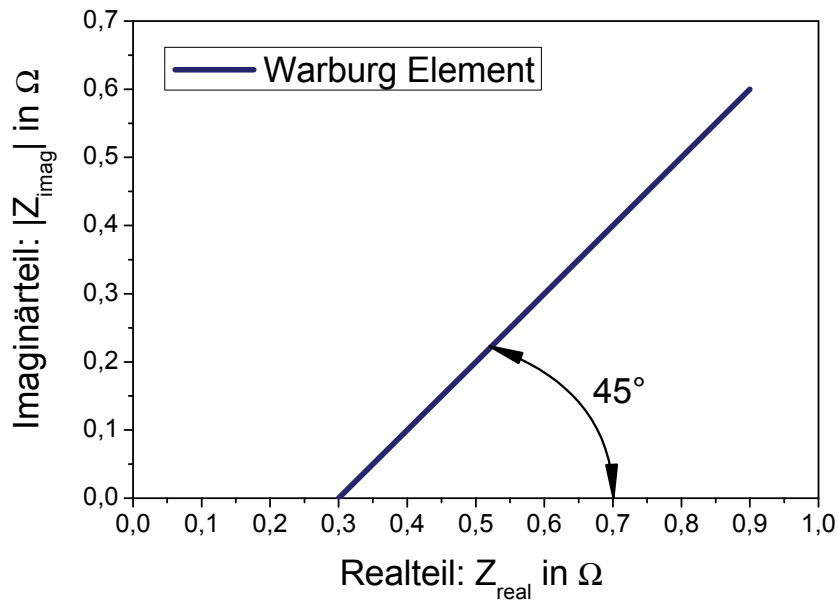


Abb. 2.17: Beispielhaftes Verhalten einer WARBURG-Impedanz

Insbesondere diffusionskontrollierte Elektrodenreaktionen zeigen nach dem Erreichen eines bestimmten Wirkwiderstandes einen zusätzlichen imaginären Anteil. Dieser kann mit der Impedanz eines WARBURG-Elementes beschrieben werden. Die Gerade weist dabei immer einen Neigungswinkel von  $45^\circ$  auf und wird entsprechend auch WARBURG-Gerade genannt. In Abb. 2.17 wird beispielhaft die graphische Bedeutung der Gl. (2.34) dargestellt.

$$Z_W = R_K + \frac{1}{j \cdot \omega \cdot C_K} \quad \text{Gl. (2.34)}$$

In der Praxis zeigt sich, dass nicht alle elektrochemischen Doppelschichten das Verhalten eines Kondensators haben. Im Prinzip besitzen sie eine unvollkommene Kapazität, die frequenzabhängig ist. Die Impedanz weist dabei einen Real- und Imaginärteil auf. Auch diese Impedanz wird bei dem Verfahren mit einem Element dargestellt, für das es in der Elektronik keine Entsprechung gibt. Es wird Konstant-Phasen-Element (engl. *Constant Phase Element*, kurz CPE) genannt. Die Gleichung (2.35) enthält den Exponenten  $\alpha$ .

$$Z_{CPE} = \frac{1}{Y_0 \cdot (j \cdot \omega)^\alpha} \quad \text{Gl. (2.35)}$$

Wird dieser 1, wird der Faktor  $Y_0$  zu einer Kapazität und das Verhalten entspricht dem eines Kondensators. Je unvollständiger die Doppelschicht sich ausbilden kann, desto kleiner wird der Exponent  $\alpha$ . Graphisch ist dieser Zusammenhang in Abb. 2.18 wiedergegeben. Dieses Phänomen tritt auch bei beschichteten Probekörpern auf. Nicht jede Beschichtung erfüllt in Gänze die Kriterien eines Dielektrikums. Insbesondere bei Versagen der

Schicht, verändert sich  $\alpha$ . Ein weiterer Nutzeffekt ist die Zuordnung von Schichtdicken in der Qualitätssicherung, indem man die Referenzwerte festlegt und diese mit denen der Prüfkörper vergleicht. Die EIS wird mit diesen Möglichkeiten bereits industriell genutzt.

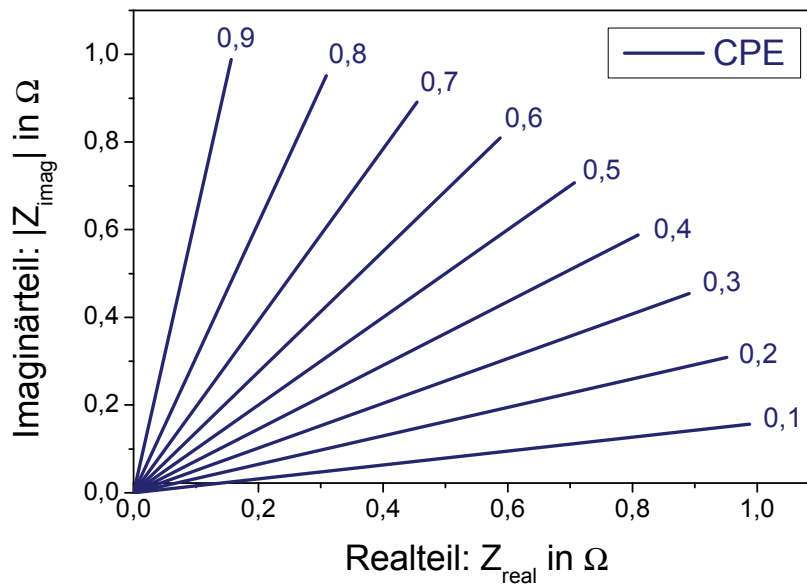


Abb. 2.18: Beispielhaftes Verhalten der Impedanzen von Konstanten Phasen Elementen (CPE)

In der EIS bestimmt man die Gesamtimpedanz aus gemessenen Größen. Dieses kann man mit der berechneten Gesamtimpedanz aus dem Ersatzschaltbild vergleichen. Die Rechenregeln für die Reihen- und Parallelschaltung entsprechen denen der Elektrotechnik. Hierbei gilt für die Reihenschaltung:

$$Z_{\text{ges}} = Z_1 + Z_2 + \dots + Z_n = \sum_{i=1}^n Z_i \quad \text{Gl. (2.36)}$$

Für die Parallelschaltung gilt:

$$\frac{1}{Z_{\text{ges}}} = \frac{1}{Z_1} + \frac{1}{Z_2} + \dots + \frac{1}{Z_n} = \sum_{i=1}^n \frac{1}{Z_i} \quad \text{Gl. (2.37)}$$

Je aufwändiger das Ersatzschaltbild, desto komplexer wird das mathematische Modell. Zur Auswertung bedient man sich der Darstellung der Impedanz im NYQUIST- oder BODE-Diagramm. Das NYQUIST-Diagramm wird auch Ortskurve genannt und verwendet die GAUßsche Ebene, d.h. der Imaginäranteil wird über dem Realteil aufgetragen. In der Abb. 2.19 sind die Zusammenhänge einer durchtrittsbestimmten Reaktion dargestellt. Man erhält einen Halbkreis, der zwei Punkte auf der Abszisse besitzt. Der linke Punkt wird angestrebt, wenn die Kreisfrequenz unendlich groß wird. Das elektrochemische System hat hier seinen kleinsten Wirkwiderstand. Strebt die Kreisfrequenz gegen Null, so ergibt sich der größte Wirkwiderstand.

Möchte man die Gesamtimpedanz bei einer speziellen Kreisfrequenz bestimmen, so nimmt man den entsprechenden Punkt auf der Ortskurve und verbindet diesen mit einer Geraden mit dem Koordinatenursprung. Die Länge entspricht der Impedanz, der Winkel  $\alpha$  entspricht, bei gleichem Maßstab von Abszisse und Ordinate, der Phasenverschiebung.

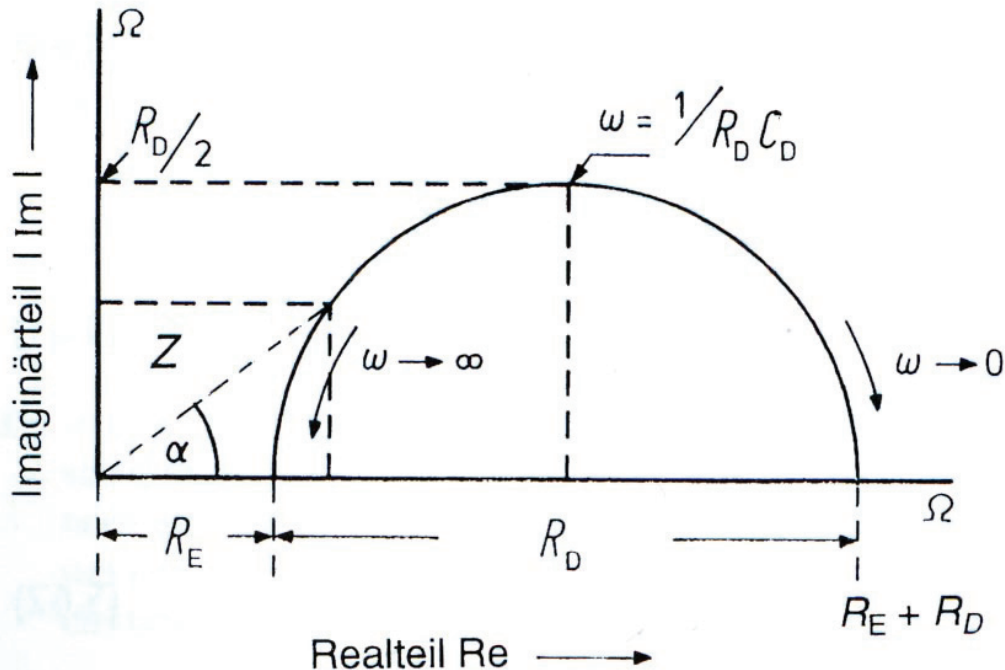


Abb. 2.19: Beispiel für ein NYQUIST-Diagramm; Ortskurve der Elektronenimpedanz bei durchtrittsbestimmter Reaktion. Für eine willkürlich herausgegriffene Frequenz  $\omega$  ist  $Z$  als Vektor in der GAUßschen Ebene eingetragen. Der Winkel  $\alpha$  entspricht dem Phasenwinkel  $\varphi$ ; aus [20]

Die Darstellung kann auch im BODE-Diagramm erfolgen, siehe Abb. 2.20. Hierzu wird auf der linken Y-Achse der Betrag der Gesamtimpedanz über der Kreisfrequenz  $\omega$  aufgetragen. Diese beiden Achsen werden logarithmisch skaliert. Der Impedanz-Verlauf ist mit einer durchgezogenen Linie gezeichnet. In dieser Darstellung wird deutlich, dass wenn die Kreisfrequenz gegen Null oder gegen unendlich läuft, die Impedanz gegen einen Grenzwert strebt. Auf der rechten Y-Achse wird die Phasenverschiebung von Wechselstrom zu Wechselspannung aufgetragen, die hier in Abhängigkeit der Kreisfrequenz direkt abgelesen werden kann.

Zur Ermittlung der Parameter der Einzelelemente werden zumeist zwei Verfahren angewendet. Das erste hat eine Lineare Optimierung als Grundlage und berechnet die Parameter zumeist nach der Simplex-Methode. Eine zweite Möglichkeit bietet die nichtlineare Methode der kleinsten Fehlerquadrate nach LEVENBERG-MARQUARDT (eng. *nonlinear-least-square-method*). Die Berechnung und Ergebnisdarstellung erfolgt mittels PC, zu dem auch die Daten direkt übertragen werden.

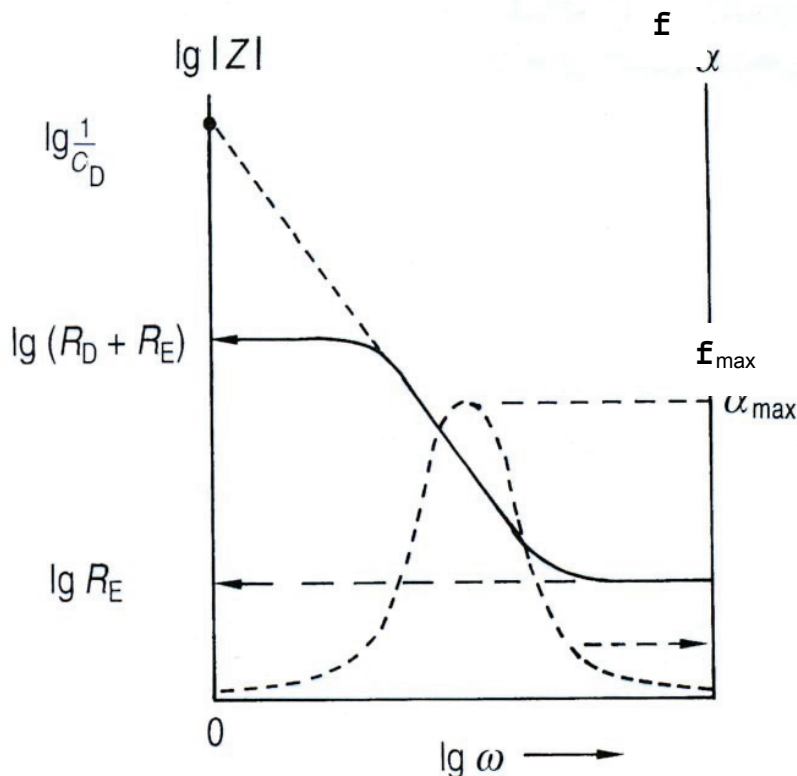


Abb. 2.20: Beispiel für ein BODE-Diagramm; aus [20]

In der entsprechenden Analyse-Software zu EIS-Geräten können die Ersatzschaltbilder graphisch zusammengestellt werden. Daraus wird das mathematische Modell abgeleitet und zusammen mit den gemessenen Daten werden die Randbedingungen erstellt. Die so erhaltenen Verläufe werden in einen Graphen den gemessenen Impedanz-Verläufen gegenüber gestellt. Sind diese nahezu kongruent, ist das Ersatzschaltbild mit dem elektrochemischen Verhalten stimmig und somit können aus den Parametern der Widerstand des Elektrolyten, die Aufladung, der Durchtrittswiderstand, usw. zugeordnet werden. Ist die Kongruenz nicht gegeben, hat man ein Ersatzschaltbild kreiert, welches das elektrochemische Verhalten nicht stimmig wieder gibt.

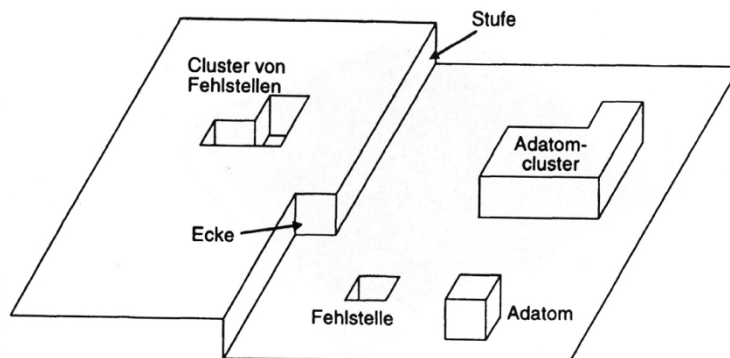


Abb. 2.21: Oberflächendiffusion zwischen zwei Stufen; aus [15]

Die Morphologie der Oberfläche spielt sowohl für die Metallabscheidung, als auch für die Metallauflösung eine wichtige Rolle. Ein typisches

Phänomen ist beispielsweise ein einzelnes Atom, es wird als Adatom bezeichnet, auf der Oberfläche. Treten sie in gehäufte Form auf, spricht man von Adatomclustern. Entsprechend gibt es auch Fehlstellen und Cluster von Fehlstellen. Ebenfalls können sich Ecken und Stufen, so genannte Halbkristalllagen, ausbilden, vgl. 2.21. In [15] ist beschrieben, dass die Metallauflösung vornehmlich an den Halbkristalllagen stattfindet. Dabei entfernen sich die Atome aus den Eckpositionen um das NERNSTsche Gleichgewicht mit Ionen der Lösung zu erlangen. Dabei hinterlassen sie neue Ecken. In [13, 20] wird zur Kinetik der Metallauflösung das Adatom als bevorzugter Angriff dargestellt. Auch die Auflösung aus der Halbkristalllage erfolgt über die Zwischenstation der Adatombildung aufgrund von Gitterbeweglichkeit der Atome. Nachdem es den Gitterplatz gewechselt hat, steht es einzeln an der Oberfläche und dann erfolgt die Hydratisierung, vgl. Abb. 2.22.

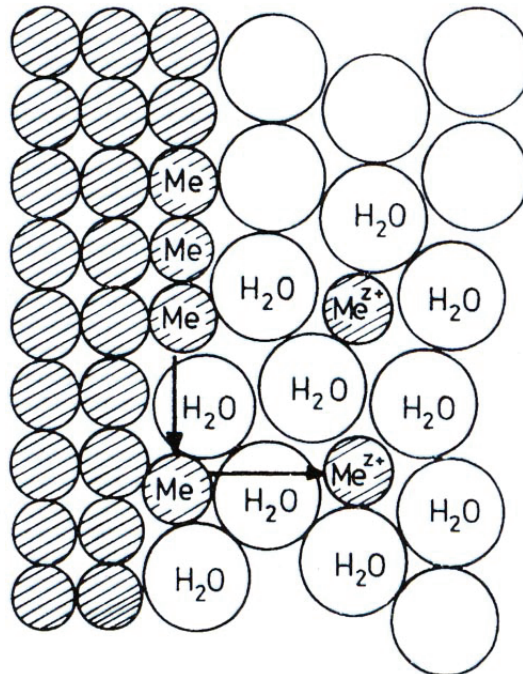


Abb. 2.22: Adatom als Zwischenstation beim Übergang eines Metallatoms aus dem Gitter in die Elektrolytlösung; aus [15]

In [13] wird darauf hingewiesen, dass es bei Fehlstellen ebenfalls zur Erhöhung der Platzwechselhäufigkeit kommt, unabhängig davon, ob es sich nun um Gitterleerstellen oder Zwischengitterplätze handelt. Das Herauslösen eines Metallatoms aus einer vollständigen Netzebene, quasi die Schaffung einer Leerstelle, sei dagegen sehr stark gehemmt. Von [44] werden Ergebnisse von In-Situ Untersuchungen von Korrosionsvorgängen an inhomogenen Werkstoffoberflächen mit Hilfe von EIS vorgestellt. Insbesondere wird hier Einfluss von atomarer Fehlordnung auf das Korrosionsverhalten von Passivschichten behandelt. Hierin wird eine übersichtliche Einteilung zu den Oberflächeninhomogenitäten zusammengefasst:

- Nulldimensionale Oberflächeninhomogenität (Beispiele: Halbkristalllagen, Durchstoßungspunkte von Stufen- und Schraubenversetzungen, Adatome)
- Eindimensionale Oberflächeninhomogenitäten (Beispiel: Klein- und Großwinkelkorngrenze)

Diese wirken als „Aktivstellen“ für Kristallwachstums- und -auflösungsprozesse. Außerdem bilden sie bevorzugte Plätze für Adsorptionsreaktionen und sind in ihrer Wirkungsweise ähnlich den Oberflächenzuständen von Halbleitern.

- Zweidimensionale Oberflächeninhomogenität (Beispiele: Gitterverzerrungen, Phasengrenzen, Segregation im Werkstoff)

Hier bilden sich auch Adsorptionsflächen auf flachen Terrassen kristallographischer Flächen. Diese führen zu aktiven und inaktiven Bereichen

- Dreidimensionale Oberflächeninhomogenität (Beispiele: porös oder nichtporös vorliegende Multischichten von Adsorbaten oder Korrosionsprodukten, metallische oder nichtmetallische Beschichtungen, feste oder flüssige Passivfilme)

Diese führen bevorzugt zu lokalen Korrosionserscheinungen. Je nach Korrosionssystem kommt es zur charakteristischen Beeinflussung, was Ablauf und Folge der Korrosionsprozesse betrifft.

Die EIS wird in einigen Fachbüchern [13, 15, 20] zwar theoretisch vorgestellt, es fehlen hingegen Beispiele aus der Praxis, die es dem neuen Nutzer erleichtern, sich in die Materie einzuarbeiten. Empfehlenswert ist es auch hier, sich das Anwendungsgebiet anzusehen, um das Verständnis für das Verhalten von Korrosionssystemen zu erweitern und wie diese in analoge Ersatzschaltbilder beschrieben werden können. Allgemeine Einführungen sind in [31, 32] gegeben. In-situ Untersuchungen an inhomogenen Werkstoffoberflächen mit Hilfe von EIS findet sich in [44] oder insbesondere zum Passivierungsverhalten und lokalem Korrosionsverhalten von Aluminiumlegierungen in [45]. Interessant ist auch [37], da hier verschiedene Werkstoffe (z.B. Al-Legierungen, Platin, Stahl) mit und ohne Beschichtung sowohl mit EIS als auch mit ENA untersucht wurden. Zudem wird speziell für Al-Legierungen ein Ersatzschaltbild für Lochfraß vorgestellt. Einen guten Überblick über die Bedeutung der dynamischen Systemanalyse mit ENA und EIS für die Forschung und Praxis findet sich in [39]. In einigen Arbeiten [46-48] wird die Korrosion von Al-Legierungen als „Abblättern“ (engl. *exfoliation*) beschrieben und auch ein Ersatzschaltbild wie das eines beschichteten Prüfkörpers präsentiert. Gezeigt sind dann allerdings nur die gemessenen Impedanzverläufe im NYQUIST- und BODE-Diagramm. Die mit dem Ersatzschaltbild berechneten werden nicht gezeigt und auch nicht mit den Messwerten verglichen. Vermutlich gibt es keine gute Übereinstimmung, denn metallographisch ist auch kein „Abblättern“ von Passivschichten bekannt. Die EIS hat mittlerweile ein breites Ein-

satzspektrum gefunden. Neben den oben bereits erwähnten Beispielen sei noch auf Untersuchungen zu plasmanitrierten Austeniten [49], zur Korngrenzendiffusion bei Silbertellurid [50], Kristallstruktur und elektrische Leitfähigkeit von  $\text{Li}_{2-2x}\text{Mn}_{1+x}\text{Cl}_4$ -Mischkristallen [51], elektrochemische Rastermikroskopie in Nanometerdimension und hochaufgelöste Charakterisierung von Korrosionsphänomenen oder Biogasreformat in Brennstoffzellen [52] hingewiesen. In der vorliegenden Arbeit werden Untersuchungen an unbeschichteten Prüfkörpern mit passivierbarem Werkstoff vorgestellt. Aufgrund der mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren sind die Randschichten mit Eigenspannungen behaftet und weisen sehr unterschiedliche Topographien aus. Zudem handelt es sich um aushärtbare Legierungen, die entsprechende Segregationen zeigen. Entsprechend komplexe elektrochemische Korrosionsvorgänge sind also zu erwarten.

## 2.2 Materialverhalten im Dauerschwingversuch

Es ist allgemein bekannt, dass metallische Werkstoffe eine wechselnde Beanspruchung nicht dauerhaft ertragen, auch wenn die Spannung unterhalb der Streckgrenze liegt. Um Kenntnisse über die Anzahl der Lastwechsel bis zum Materialversagen zu bekommen, werden Dauerschwingversuche durchgeführt. Dazu werden Proben meistens mit einer sinusförmig aufgeprägten Spannung beansprucht. Üblich sind dabei die Beanspruchungsarten:

- Zug-Druck-Wechsel-Beanspruchung
- Wechselbiege-Beanspruchung
- Umlaufbiege-Beanspruchung
- Torsion-Wechsel-Beanspruchung

Um die Proben mit derartigen Belastungen zu beaufschlagen, gibt es diverse Prüfmaschinen, die mit sehr unterschiedlichen Verfahren arbeiten können. Hier werden in Kurzform die wesentlichen Kenngrößen zusammengefasst, wie sie auch in der DIN 50100 [53] vereinbart sind. Weiterreichende Literaturstellen sind u. a. [23, 54-57]. Die Abb. 2.23 zeigt die charakteristischen Größen der sinusförmigen Belastungen. In der Gl. (2.38) ist die Zeitabhängigkeit der Spannung dargestellt.

$$\sigma(t) = \sigma_m + \sigma_a \sin(\omega t) \quad \text{Gl. (2.38)}$$

Dabei gilt für die Spannungsamplitude

$$\sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad \text{Gl. (2.39)}$$

Und für die Mittelspannung

$$\sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad \text{Gl. (2.40)}$$



Das Spannungsverhältnis berechnet sich nach

$$\kappa = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad \text{Gl.(2.41)}$$

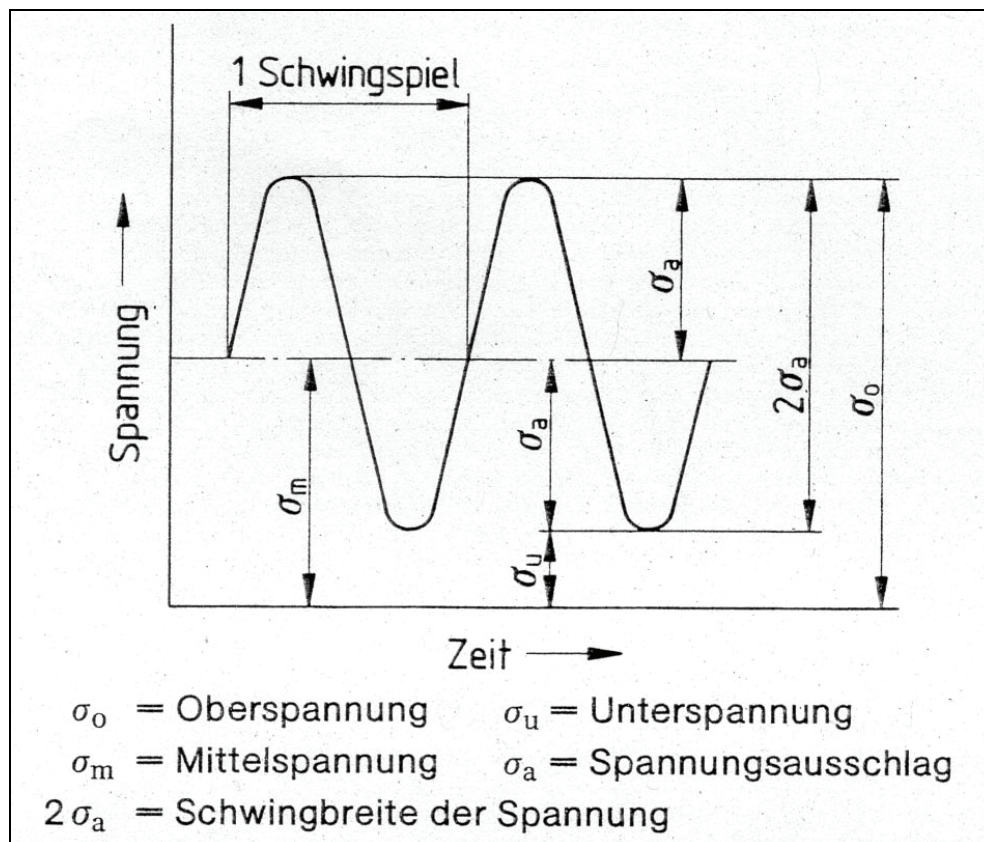


Abb. 2.23: Spannung-Zeit-Verlauf, aus [53]

Die Abb. 2.24 zeigt die Bedeutung der Mittelspannung und gibt die Bezeichnungsvereinbarungen bei spannungskontrollierter Schwingbeanspruchung. Demnach kann man Dauerschwingversuche in drei Bereiche einteilen, einen Druck-Schwellbereich, indem sich die Spannungswerte immer im Druckbereich befinden. Entsprechend dazu gibt es ein Zug-Schwellbereich. Im Wechselbereich wird die Probe sowohl mit Druck- als auch mit Zugspannungen beansprucht.

Die Ergebnisse aus den Dauerschwingversuchen werden im WÖHLER-Diagramm dargestellt, vgl. Abb. 2.25. Die Kurve wird als Lebensdauerlinie bezeichnet und es braucht viele Einzelversuche auf verschiedenen Niveaus von Spannungsamplituden bei gleich bleibendem Spannungsverhältnis. Mit einem statistischen Verfahren berechnet man die Bruchwahrscheinlichkeit, so dass man eigentlich ein Streuband erhält. Wegen der übersichtlicheren Darstellung werden aber meist nur die Linien bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von 50 % eingezeichnet. Es gibt zwei Arten von WÖHLER-Kurven, Typ I und Typ II.



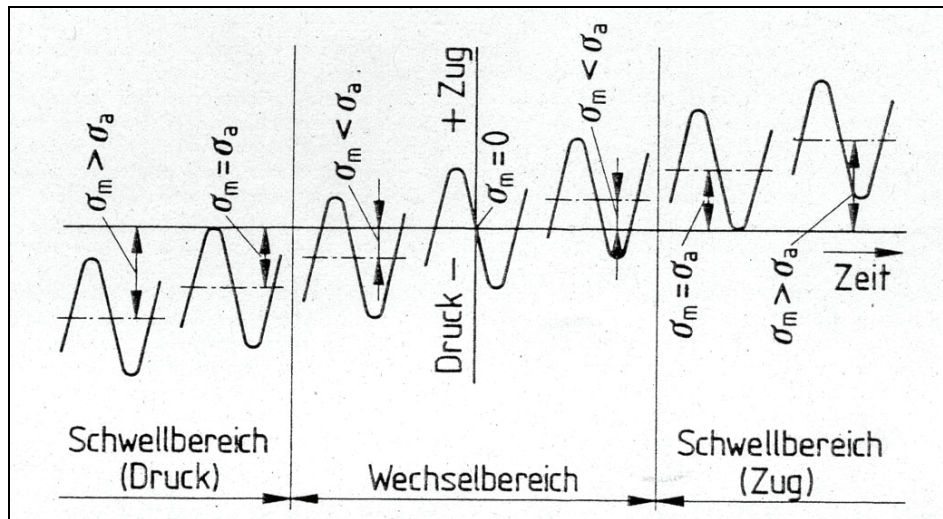


Abb. 2.24: Bezeichnungsvereinbarungen bei spannungskontrollierter Schwingbeanspruchung, aus [53]

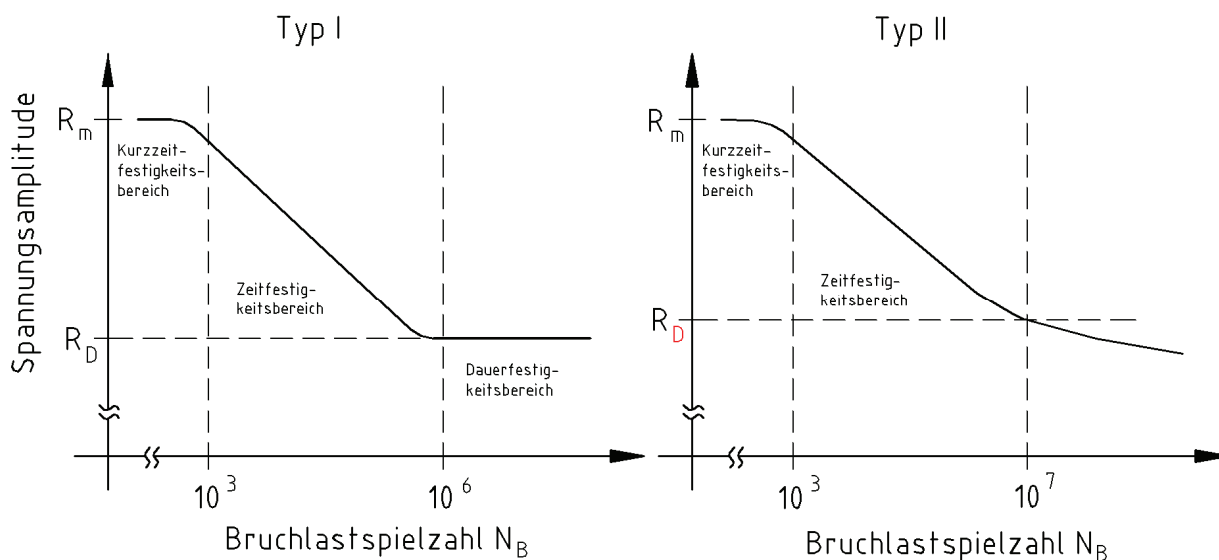


Abb. 2.25: WÖHLER-Kurven vom Typ I und Typ II

Beide Kurven teilt man in drei charakteristische Bereiche ein. Erträgt ein Werkstoff bis zu  $10^3$  Lastwechsel bis zum Bruch, so spricht man von Kurzzeitfestigkeit. Den anschließenden Bereich, bis etwa  $10^6$ ,  $10^7$  Lastwechsel, nennt man Zeitfestigkeitsbereich. Für Werkstoffe, die dem Typ I entsprechen, folgt der Dauerfestigkeitsbereich. Beträgt die Mittelspannung im Dauerschwingversuch Null, dann nennt man ihn Wechselfestigkeitsbereich. Hier verläuft die Lebensdauerlinie parallel zur Abszisse. Bei Kurven des Typs II besitzt die Lebensdauerkurve lediglich einen Knick. Es liegt also nur ein quasi dauerfester Bereich vor. Ursache für das unterschiedliche Verhalten ist die Elementarzelle der kristallinen Werkstoffe. Kubischraumzentrierte (krz) Werkstoffe (z.B. ferritische Stähle) folgen dem Verlauf des Typ I, kubischflächenzentrierte (kfz) Werkstoffe (z.B. austenitische Stähle, Al-Legierungen) dem des Typ II. Grund hierfür ist, dass die Gleitebenen des kfz-Gitters die größtmögliche atomare Belegungsichte

besitzen. Als Gleitebenen beschreibt man diejenigen Gitterebenen, in denen Abgleitvorgänge durch Versetzungswanderung stattfinden. Diese erzeugen an der Werkstoffoberfläche Gleitlinien oder auch Gleitbänder. Bei wechselnder Belastung können die Gleitungen in beide Richtungen erfolgen, nehmen aber niemals wieder den Ausgangszustand ein. Die Gleitbänder, die sich nach außen schieben nennt man Extrusionen. Entsprechend werden die nach innen geschobenen Gleitbänder als Intrusionen bezeichnet, vgl. Abb. 2.26. Dabei entsteht eine Kerbe, an der eine Spannungserhöhung gemäß dem Kerbwirkungseffekt erfolgt.

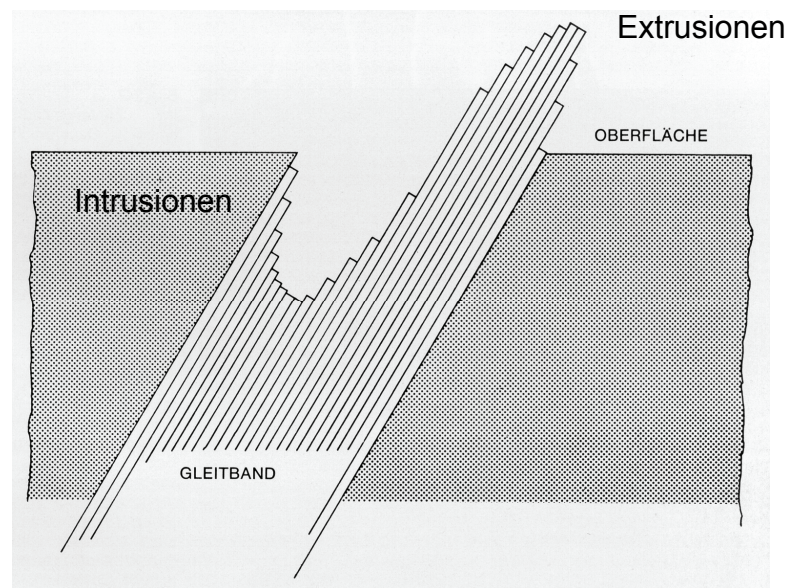


Abb. 2.26: Gleitbänder erzeugen Extrusionen und Intrusionen, aus [58]

Es gibt Untersuchungen zum Dauerschwingverhalten von Werkstoffen, wo bei entsprechend kleiner Spannungsamplitude sehr hohe Lastwechsel gefahren werden. Diese Versuche werden in der Literatur mit den Kürzeln *vhcf* (eng. *very high cycle fatigue*) oder *gcf* (engl. *giga cycle fatigue*) bezeichnet. Ebenso findet man Dauerschwingversuche auch unter den Namen Ermüdungsversuche. Weiterführende Informationen sind in [59-64] zusammengestellt.

### 2.3 Korrosionsermüdung von Aluminiumbasislegierungen

Die Korrosionsermüdung bzw. die Schwingungsrissskorrosion (SwRK) von Aluminiumbasislegierung erfolgt in der Form, wie es für einen duktilen Werkstoff üblich ist. Insbesondere bei Leichtmetallen wird dabei ein transkristalliner Rissverlauf beobachtet. In [65] wurde Korrosionsermüdung in Salzwasser an Al- und Mg-Druckgusslegierungen durchgeführt, mit dem Ziel die dominierenden Einflüsse je nach Werkstoff heraus zu arbeiten. Dazu gehören nach [65] für die Anrissphase:

- Die Bildung von Korrosionslöchern führt zur lokalen Spannungskonzentration am Kerbgrund.

- Das korrosive Medium greift die Bereiche lokalisierter Gleitung verstärkt an, wobei das schwächer verformte Material als Kathode wirkt.
- Das korrosive Medium greift bei Bruchstellen der Passivierungsschicht an.
- Durch die chemische Reaktion mit neu gebildeten Oberflächen können diese nicht mehr verschweißen und die Abgleitung ist irreversibel.
- Die Energie zur Bildung neuer Oberflächen wird durch die chemische Reaktion reduziert.

Des Weiteren wird in [65] aufgeführt, dass ein korrosives Medium zu einem beschleunigten Risswachstum führt. Als wesentliche Ursache werden hierfür zwei mögliche Mechanismen genannt:

- Die Korrosionsermüdung führt zu einer Erniedrigung des Schwellenwertes und zu einem beschleunigten Risswachstum, insbesondere bei niedrigen zyklischen Lasten.
- Zur Ermüdungsrisssausbreitung kann sich der Beitrag der SpRK addieren, welcher streng proportional zur Dauer eines Lastspiels (invers proportional zur Beanspruchungsfrequenz) ist.

Streng betrachtet sind Experimente in Laboratmosphäre auch Versuche unter korrosiven Bedingungen, da der Sauerstoff der Umgebungsluft und die Luftfeuchtigkeit als Agens wirken. Erkannt haben das bereits 1932 GOUGH und SOPWITH [66], als sie Referenzversuche in Vakuum an Werkstoffen wie etwa Stahl, Kupfer und Bronze durchführten. In [67] wurden Versuche zu langsamem Ermüdungsrissswachstum in Al- und Mg-Gusslegierungen in Raumluft und in Vakuum durchgeführt. Die Versuche zu G-AlSi9Cu3 haben ergeben, dass der Schwellenwert  $K_{\max,th}$  im Vakuum 30 % höher als in Raumluft ist. Bei den drei untersuchten Mg-Legierungen AZ91, AM60 und AS21 beträgt die Erhöhung sogar 85 %. Als Wirkmechanismus in Raumluft wird die Versprödung durch Wasserstoffdiffusion angegeben. Die Wassermoleküle dissoziieren im Bereich der Rissflanken bzw. Risspitze in Hydroxidion ( $OH^-$ ) und atomaren Wasserstoff. Dieser kann in die plastisch verformte Zone vor der Risspitze absorbiert werden und diffundiert in den Werkstoff. Dadurch sind auch die stark unterschiedlichen Wachstumsraten der Risse erklärbar. In [66] wird der Einfluss der Beanspruchungsamplitude auf die Korrosionszeitfestigkeit einer kalt ausgehärteten Al-Legierung im Bereich hoher Verformungen untersucht. Die Zug-Druck-Beanspruchung erfolgte an hohlgebohrten Proben, durch die der Elektrolyt gepumpt wurde. Als Agens wurden destilliertes Wasser, wässrige Salzsäure und 3 %ige NaCl-Lösung verwendet. Die Bruchlastspielzahlen verringerten sich erst deutlich bei den niedrigen Beanspruchungsamplituden. Ausschlaggebend hierfür ist der Umstand, dass diese Versuche eine entsprechende Zeitdauer aufweisen und somit der Einfluss der Korrosionsdauer zum Tragen kommt. In einer neueren Arbeit [68] werden Untersuchungen zur Ermüdung und Korrosion nach mechanischer Oberflächen-

behandlung von Leichtmetallen vorgestellt. Versuche wurden durchgeführt an der Mg-Druckgusslegierung AZ91, der Mg-Knetlegierung AZ80, der Al-Knetlegierung EN AW-7050, an der Titanlegierung Ti6Al4V FL und Reintitan. Zur mechanischen Oberflächenbehandlung wurden die Verfahren Kugelstrahlen und Festwalzen angewendet. Ermüdungsversuche wurden ausschließlich in Laboratmosphäre durchgeführt. Dazu wurden Proben verwendet, die vorab einer korrosiven Belastung in 5 %iger NaCl-Lösung von wenigen Stunden bis mehrere Tage ausgesetzt waren. Die Versuchsanordnung entspricht somit nicht denen einer Korrosionsermüdung, sondern mit ihr werden statistisch verteilte, geometrisch unbestimmte Korrosionsgrübchen erzeugt. Aufgrund des Kerbwirkungseffekts versagen die Proben mit entsprechend kürzerer Lebensdauer.

## 2.4 Mechanische Oberflächenbehandlungen

Mechanische Oberflächenbehandlungen sind nach [69] Verfahren, in denen oberflächennahe Schichten elastisch-plastisch kaltverformt werden. Die darunter liegenden Schichten werden rein elastisch verformt. Dies hat zur Folge, dass Verfestigungszonen und Druckeigenspannungen entstehen, die das Dauerschwingverhalten des Werkstoffs verbessern. In den oberflächennahen Schichten wird durch die Kaltverfestigung zumeist die Härte gesteigert. So kann mit mechanischen Oberflächenbehandlungen das Ziel erreicht werden, den Widerstand in der Randschicht gegen Schädigungsmechanismen wie Schwingungsrissbildung und -ausbreitung zu erhöhen. Mechanische Oberflächenbehandlungen wirken sich zudem auf die Topographie aus. Als vorteilhaft in Bezug auf die Zielstellung sind hier geringe Rauigkeiten anzusehen. Es werden verschiedene Verfahren verwendet, die je nach Einsatzzweck variiert und kombiniert werden können, um das optimale Ergebnis zu erreichen. Zur Anwendung kommen:

- Kugelstrahlen (Verfestigungs- oder Festigkeitsstrahlen)
- Festwalzen (Rollen, Prägepolieren)
- Aufdornen unter Verfestigung (engl. *coinen*)
- CBN-Schleifen (engl. *cubic bor nitrit*)
- Autofrettieren
- Stressing
- Hochdruck-Wasserstrahlen
- Laser-Shock-Peening (LSP)
- Hämmern
- Ultraschall-Schlagbehandlung

Um die Auswirkungen von mechanischen Oberflächenbehandlungen nachzuweisen bzw. zu charakterisieren, bieten sich konventionelle Werkstoffprüfungen an [70]. Mit taktilen oder optischen Verfahren kann die Rauheit gemessen werden. Angegeben werden üblicherweise die Rauigkeitskenngrößen:

- arithmetischen Mittenrauheitswert  $R_a$
- geometrischer Mittenrauheitswert  $R_z$
- maximale Rauhtiefe  $R_t$

Zur Bestimmung der Oberflächenhärte wird bei Aluminiumlegierungen das Härtemessverfahren nach BRINELL angewendet. Mit den üblichen Kombinationen aus Prüfkraft und Kugeldurchmesser entstehen zumeist Eindringtiefen, die den Gradienten in der Randschicht nicht wiedergeben. Es ist sinnvoller einen metallographischen Schliff zu erstellen und die Härte im Mikrobereich zu messen. Mit einer entsprechenden Anzahl von Härteeindrücken kann ein Härte-Tiefen-Verlauf aufgezeichnet werden. Besondere Beachtung in Bezug auf den Messort bedarf es bei zwei- oder mehrphasigen Werkstoffen, wenn der verbleibende Abdruck kleiner als die Korngröße ist. Nachteilig ist, dass es sich um ein zerstörendes Messverfahren handelt.

Zur Bestimmung des Eigenspannung-Tiefen-Verlaufs ist es ebenfalls notwendig eine Probe zu präparieren. Mit einem RÖNTGEN-Diffraktometer wird die Gitterdehnungsverteilung ermittelt, denen mit Hilfe der verallgemeinerten HOOKESchen Gesetze Spannungen zugeordnet werden. Hierbei wird der physikalische Effekt genutzt, dass RÖNTGEN-Strahlung an bestimmten Gitterebenen gebeugt wird. In einem Diffraktometer trifft ein gerichtetes Bündel von RÖNTGEN-Quanten der Intensität  $I_0$  unter dem Einfallswinkel  $\Theta$  auf die Probenoberfläche auf. Der abgebeugte Strahl tritt unter dem Beugungswinkels  $2\Theta$  aus, wenn die Bedingungen der Interferenz erfüllt werden. Diese Interferenzbedingung ist im BRAGGSchen Gesetz zusammengefasst.

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot D \cdot \sin\Theta \quad \text{Gl.(2.42)}$$

Die Dehnung wird dabei nach der Grundgleichung zur Spannungsermittlung ermittelt.

$$\varepsilon_{\varphi,\Psi} = \frac{1}{2} s_2 \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2\Psi + s_1(\sigma_1 + \sigma_2) \quad \text{Gl.(2.43)}$$

Dabei wird der Richtungswinkel der Azimutebene zu  $\sigma_1$  mit  $\varphi$  bezeichnet, der Distanzwinkel  $\Psi$  bezieht sich dabei auf die Richtung von der Dehnung  $\varepsilon_3$ . Mit  $\frac{1}{2}s_2$  und  $s_1$  werden die werkstoffspezifischen Röntgenographischen Elastizitätskonstanten (REK) angegeben. Um das Diffraktometerverfahren nutzen zu können, bedarf es eines kristallinen Werkstoffs und Kenntnisse über seine Elementarstruktur. Ausgewertet wird nach der so genannten  $\sin^2\Psi$ -Methode. Hierbei handelt es sich um ein statistisches Verfahren, d.h. das RÖNTGEN-Quantbündel muss mehrere Körner (Kristallite) erfassen und der Distanzwinkel  $\Psi$  muss variiert werden. Um ein Tiefenprofil zu erstellen, wird ein Teil Randschicht der Probe elektrolytisch um einen bestimmten Wert abgetragen und die Probe erneut vermessen. Ausführliche Beschreibungen der RÖNTGEN-Beugung finden sich in [23,70-72]. Bei Eigenspannungen handelt es sich um mechanische Spannungen, die



in einem Werkstoff ohne Einwirkung äußerer Kräfte und/oder Momente vorhanden sind und die in einem Gleichgewicht stehen. Nach [70] werden sie zweckmäßig in drei Arten eingeteilt und wie folgt definiert:

**Eigenspannungen I. Art** sind über größere Werkstoffbereiche (mehrere Körner) nahezu homogen. Die ihnen zukommenden inneren Kräfte sind bezüglich jeder Schnittfläche durch den ganzen Körper im Gleichgewicht. Ebenso verschwinden die mit ihnen verbundenen inneren Momente bezüglich jeder Achse. Bei Eingriffen in das Kräfte- und Momentengleichgewicht von Körpern, in denen Eigenspannungen I. Art vorliegen, treten immer makroskopische Maßänderungen auf.

**Eigenspannungen II. Art** sind über kleine Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereiche) nahezu homogen. Die mit ihnen verbundenen Kräfte und Momente sind über hinreichend viele Körner im Gleichgewicht. Bei Eingriffen in dieses Gleichgewicht können makroskopische Maßänderungen auftreten.

**Eigenspannungen III. Art** sind über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere Atomabstände) inhomogen. Die mit ihnen verbundenen inneren Kräfte und Momente sind in kleinen Bereichen (hinreichend großen Teilen eines Korns) im Gleichgewicht. Bei Eingriffen in dieses Gleichgewicht treten keine makroskopischen Maßänderungen auf.

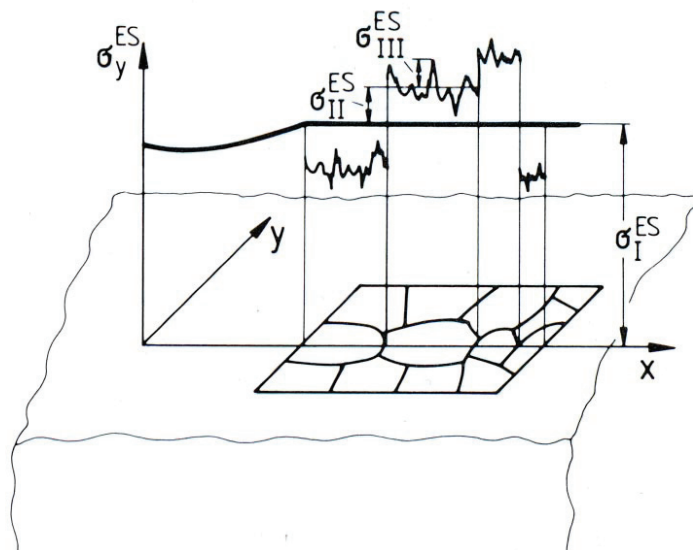


Abb. 2.27: Schematische Verteilung von Eigenspannungen I., II. und III. Art in den Körnern eines einphasigen, vielkristallinen Werkstoffs; aus [1]

Die Abb. 2.27 zeigt beispielhaft die schematische Verteilung der Eigenspannungsarten in den Körnern eines einphasigen, vielkristallinen Werkstoffs. Aus der Summe von allen Eigenspannungsanteilen wird die örtlich vorliegende Eigenspannung berechnet.

$$\sigma^{\text{ES}} = \sigma_{\text{I}}^{\text{ES}} + \sigma_{\text{II}}^{\text{ES}} + \sigma_{\text{III}}^{\text{ES}} \quad \text{Gl. (2.44)}$$

Zu Ursachen, Ermittlung und Bewertung von Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen finden sich in [1] detaillierte Informationen. In dieser Arbeit werden Untersuchungen von festgewalzten und kugelgestrahlten Randschichten vorgestellt. Im Folgenden werden diese beiden mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren näher betrachtet.

### 2.4.1 Kugelstrahlen

Strahlverfahren werden zum Reinigungsstrahlen und Entgraten, zum Oberflächenveredelungs- und Strukturstrahlen und zum Festigkeitsstrahlen eingesetzt. Das Hauptziel des Kugelstrahlens ist das Einbringen von Verfestigung und/oder Druckeigenspannungen in die Randschicht. Ein wesentlicher Nebeneffekt ist die Vergrößerung der Oberflächenrauheit. Dazu wird ein Strahlmittel beschleunigt und auf die Werkstückoberfläche geschleudert. Etabliert haben sich hier zwei Varianten, das Schleuderradverfahren und das Druckluftstrahlverfahren. Beim Schleuderradverfahren werden die Strahlmittelkörner durch die Zentrifugalkraft beschleunigt. So kann ein relativ breiter Strahlbereich realisiert werden, was von Vorteil bei der Bearbeitung großflächiger Teile ist. Bei dem Druckluftstrahlverfahren erfolgt die Beschleunigung des Strahlmittels pneumatisch und aufgrund der Beweglichkeit der Strahldüsen können auch kompliziert geformte Bauteile bearbeitet werden. Als Strahlmittel werden zum Festigkeitsstrahlen arondierte Stahldrahtkorn, Stahlgusskorn, Keramikperlen und Glasperlen eingesetzt. Dieses wird jeweils nach Art, Härte, Größe, Form und Verteilung in Kenngrößen eingeteilt. Außerdem können die Strahlparameter Strahl Druck und Abwurfgeschwindigkeit, Strahlmitteldurchsatz und Auftreffwinkel variiert werden. Weitere wichtige Parameter sind der Überdeckungsgrad und die Strahlzeit. Es gibt eine Vielzahl von Untersuchungen [54-56, 68, 69, 73], die eine Verbesserung des Dauerschwingverhalten von Proben und Bauteilen belegen, insbesondere auch unter den Bedingungen der SwRK [69, 73-79]. Dennoch kann durch eine unsachgemäße Kugelstrahlbehandlung in Bezug auf SpRK und SwRK auch eine Verkürzung der Bauteillebensdauer eintreten. Beim Aufprall des Strahlmittels auf die Oberfläche können kleine Splitter abplatzen und am zu strahlenden Werkstoff haften bleiben. Wenn Strahlmittel und Bauteil aus Werkstoffen mit jeweils unterschiedlichen elektrochemischen Spannungspotenzial bestehen, sind günstige Voraussetzungen zur Bildung von kleinen Lokalelementen gegeben, die ein frühzeitiges Bauteilversagen einleiten. Um diesen negativen Effekt zu vermeiden, wird häufig eine konsekutive Strahlbehandlung durchgeführt. Mit dem schweren Stahlkorn werden beispielsweise hohe Druckeigenspannungen erzeugt und anschließend erfolgt ein Reinigungsstrahlen der kontaminierten Oberflächen mit Glasperlen. Mittlerweile haben sich auch Keramikperlen etabliert. Hiermit können vergleichsweise hohe Druckeigenspannungen erzeugt werden und aufgrund der chemischen Zusammensetzung des Strahlmittels findet keine Kontamination statt. Damit kann

ein Arbeitsgang eingespart werden. Insbesondere bei dem Festigkeitsstrahlen von Leichtmetalllegierungen hat sich diese Vorgehensweise bewährt.

### 2.4.2 Festwalzen

Die mechanische Oberflächenbehandlung erfolgt beim Festwalzen durch mehrfaches Überrollen mit geeigneten Rollwerkzeugen. Hier kommt es ebenfalls zur elastisch-plastischen Verformung der Randschicht und das Hauptziel ist das Einbringen von Verfestigungen und Druckeigenstressen. Im Wesentlichen geschieht dabei keine makrogeometrische Formänderung der Bauteile, die Oberflächentopographie wird meistens günstig in Richtung geringerer Rautiefen verändert, da Rauigkeitsspitzen eingeebnet werden. Das Verfahren kann auf konventionellen Werkzeugmaschinen durchgeführt werden, wenn diese mit dem entsprechenden Walzwerkzeugen bestückt werden. Sehr gut geeignet zum Festwalzen sind rotationssymmetrische Bauteile. Sie können in herkömmliche Drehmaschinen eingespannt werden. Als Festwalzkörper können eine oder mehrere Rollen benutzt werden. Das Verwenden von mehreren Rollen hat den Vorteil, dass die Biegung durch hohe Festwalzkräfte aufgrund der Stützrollen verhindert wird. Für das Festwalzen von Profilen werden speziell geometrisch geformte Rollwerkzeuge verwendet. Eine weitere Variante von Festwalzkörpern sind Kugeln. Diese sind so gelagert, dass sie in allen Richtungen rotieren können, aber der Freiheitsgrad in die drei Raumrichtungen eingeschränkt ist. Die Kugel wird mittels einer Feder oder eines hydraulischen Druckes gegen die Oberfläche gepresst. Als hydraulische Flüssigkeit wird bei solchen Werkzeugen gebräuchliche Bohremulsion verwendet. Nicht rotationssymmetrische Bauteile können auf Bearbeitungszentren, die eine dreidimensionale Bewegung des Werkzeuges ermöglichen, festgewalzt werden. Als Festwalzparameter können die Festwalzkraft sowie die Relativbewegungen von Werkstück und Werkzeug mittels der Vorschub- und Geschwindigkeitswerte variiert werden. Es gibt Untersuchungen [81-83] in denen Proben und Bauteile aus Stählen bei erhöhten Temperaturen festgewalzt werden, um das Gefüge in der Randschicht gezielt einzustellen, mit dem Zweck, so eine weitere Optimierung des Dauerschwingverhaltens zu erreichen. In [63] wurde das Ermüdungsverhalten bei Nennspannungsregelung einer nicht aushärtbaren AA5083 (AlMg4,5Mn) und einer aushärtbaren AA6110 (AlMg1Si1Cu0,5) Aluminiumlegierung bei RT und bei erhöhten Temperaturen untersucht. Nachgewiesen wurde, dass die Ermüdungslebensdauern unterhalb eines Schwellenwertes der Spannungsamplitude signifikant gesteigert werden können. Oberhalb dieser Schwellenspannungsamplitude zeigte sich eine zyklische Instabilität der Verfestigung, so dass hier das Festwalzen ineffektiv ist. Weiteres Ergebnis ist, dass der thermomechanische Eigenspannungsabbau in die zwei Anteile, thermisch und mechanisch, unterteilt werden kann. Der thermische Abbau ist dabei auf Selbstdiffusionsprozesse zurückzuführen. Über die Zyklenzahl konnte der mechanische



Anteil charakterisiert werden. Für die AA6110 Legierung erfolgte des Weiteren eine Festwalzbehandlung mit anschließender Warmauslagerung. Dies führte zu einer signifikanten Härtesteigerung in der Randschicht, bei gleichzeitigem Abbau von Makrodruckeigenspannung und Verfestigung. Eine optimierte Auslagerung zeigte sich nach einer zwölfstündigen Wärmebehandlung mit einer Temperatur von 160 °C. Des Weiteren wurden Experimente zum Festwalzen mit erhöhter Temperatur durchgeführt. Es konnte gezeigt werden, dass die Ermüdungslebensdauer gegenüber dem Raumtemperaturfestwalzen ansteigt, wenn der Temperaturbereich von 160 °C bis 250 °C verwendet wird. Verantwortlich hierfür sind die sich einstellenden Härtesteigerungen in der Randschicht. Ein Festwalzen bei 250 °C führte hingegen zu schädlichen Effekten auf die Schwingfestigkeit, da es hier zur Überalterung der Legierung kommt. Einige Auszüge aus dieser Dissertation finden sich in [83-86]. In [87] wird der Einfluss des Festwalzens auf die Oberflächen- und Randschichteigenschaften der Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ91 untersucht. Interessant ist hier die Korrelation von Massenverlust durch anodische Reaktion in 0,01 molarer Schwefelsäure bzw. mit CO<sub>2</sub> begastem Leitungswasser in Bezug auf die Festwalzparameter.

## 2.5 Aluminium und seine Legierungen

In der Schmelzflusselektrolyse wird so genanntes Hüttenaluminium, man spricht hier auch von Primäraluminium, in Form von Masseln, Granalien oder Gieß produziert. Je nach Reinheitsgrad wird Aluminium in Rein- oder Reinstaluminium eingeteilt. Reinstaluminium weist dabei einen Aluminiumgehalt von 99,99 % für Masseln und von 99,98 % für Halbzeuge auf. Bei Reinaluminium handelt es sich um unlegiertes Aluminium mit einem Reinheitsgrad von 99 bis 99,9 %. Es kann auch aus dem Rücklauf, also aus recyceltem Schrott gewonnen werden und wird dann als Sekundäraluminium bezeichnet. Durch das Hinzufügen anderer Metalle erhält man Legierungen mit den entsprechenden Werkstoffeigenschaften. Je nach Weiterverarbeitung teilt man diese Legierungen in Guss- und Knetlegierungen ein, siehe [88-90]. Gusswerkstoffe werden zu fertigen Formwerkstücken verarbeitet. Dazu können unterschiedliche Verfahren verwendet werden, wie z.B. Sand-, Kokillen-, Druck-, oder Schleuderguss. Legierungen, die durch Walzen, Strangpressen, Ziehen oder Schmieden weiterverarbeitet werden, nennt man Knetlegierung. Weiterhin ist es üblich, die Legierungen nach der Möglichkeit ihrer Ausscheidungshärtbarkeit einzuteilen. Dazu müssen die Legierungselemente die Voraussetzung haben, bei erhöhter Temperatur mit den Al-Atomen ein Mischkristall zu bilden. Beim so genannten Lösungsglühen verteilen sich die Legierungselemente dispersiv in dem Matrixmaterial. Anschließend wird der Werkstoff abgeschreckt und der Mischkristall verharrt im metastabilen übersättigten und einphasigen Zustand. Der sich anschließende dritte Verfahrensschritt ist die Auslagerung. Aufgrund von Diffusion bildet sich eine zweite Phase, die so genannte Ausscheidungsphase, die eine von der Matrix abweichende

Kristallstruktur besitzt. Diese wirken als Hindernisse für Versetzungsbe-  
wegungen und führen somit zu einer Verbesserung der mechanischen  
Eigenschaften. Zur Ausscheidungshärtung fähige Al-Legierungen sind  
AlCuMg, AlMgSi, AlZnMg und AlSiCu. Zu den nicht aushärtbaren  
Legierungen zählen die Kombinationen AlMg, AlMgMn, AlMn und AlSi,  
siehe [89]. Das Auslagern kann sowohl kalt, also bei RT, als auch warm,  
bei erhöhter Temperatur, ein- oder mehrstufig ausgeführt werden. In den  
folgenden Kapiteln werden die wesentlichen Eigenschaften der untersuch-  
ten Legierungen zusammengefasst. Als Standardwerke für den deutschen  
Sprachraum empfehlen sich hier [5, 6, 7, 8, 91].

### **2.5.1 Legierungssystem Al-Zn-Mg**

In der Abb. 2.28 ist das Zustandsschaubild vom ternären System Al-Zn-Mg  
wiedergeben, aus der die Löslichkeiten von Zn und Mg im Al-Mischkristall  
entnommen werden können. Das System weist mit  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$  und  $\text{MgZn}_2$  zwei  
binäre Randphasen sowie eine ternäre Phase T auf. Die ternäre Phase hat  
die Zusammensetzung  $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$  und bildet damit einen weiteren  
Homogenitätsbereich. In der vorliegenden Arbeit wird die Knetlegierung  
 $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$  untersucht. Der Anteil an zu lösenden Legierungselementen  
ist also gegenüber den Möglichkeiten sehr gering. In den Al-Mischkristallen  
befindet sich der Zn in gelöstem Zustand. Der Mg-Anteil ist in dabei  
überwiegend in der Zusammensetzung  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$ , das entspricht der  $\beta$ -Phase  
des binären Al-Mg-Systems, gebunden.

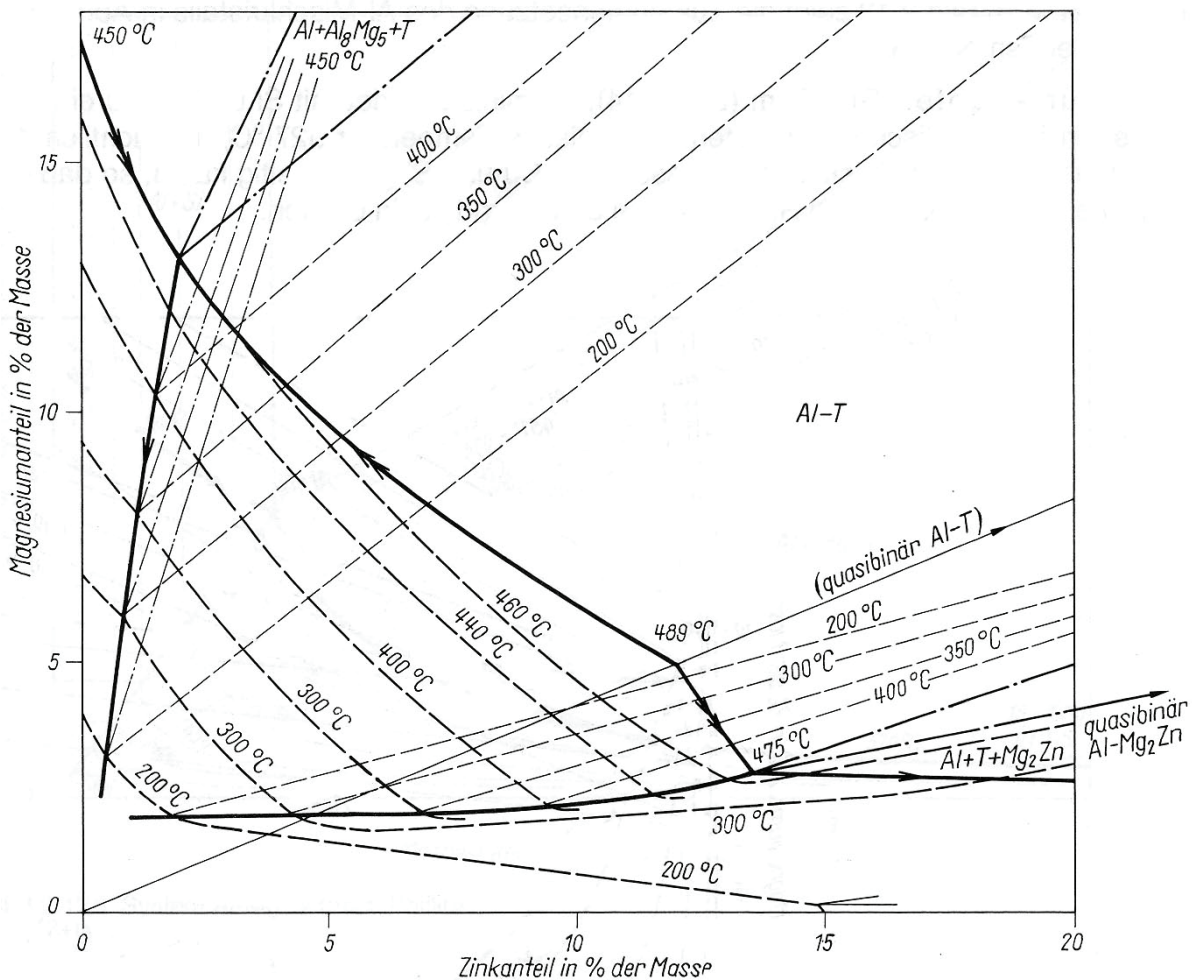


Abb. 2.28: System Al-Zn-Mg; aus [7]

### 2.5.2 Legierungssystem Al-Mg-Si

In der Abb. 2.29 ist das Zustandsschaubild für das System Al-Mg-Si dargestellt. Die ternären Legierungen sind aushärtbar. Die höchsten Steigerungen der mechanischen Festigkeit lassen sich erzielen, wenn warm ausgelagert wird und ein Si-Überschuss vorliegt. Dabei wird die Ausscheidungsphase von  $\text{Mg}_2\text{Si}$  gebildet. Das ternäre Eutektikum setzt sich zusammen aus  $\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si}+\text{Si}$ . Dabei hat Si einen Anteil von 12,95 % und Mg von 4,96 %. Die eutektische Temperatur wird bei 555 °C erreicht.

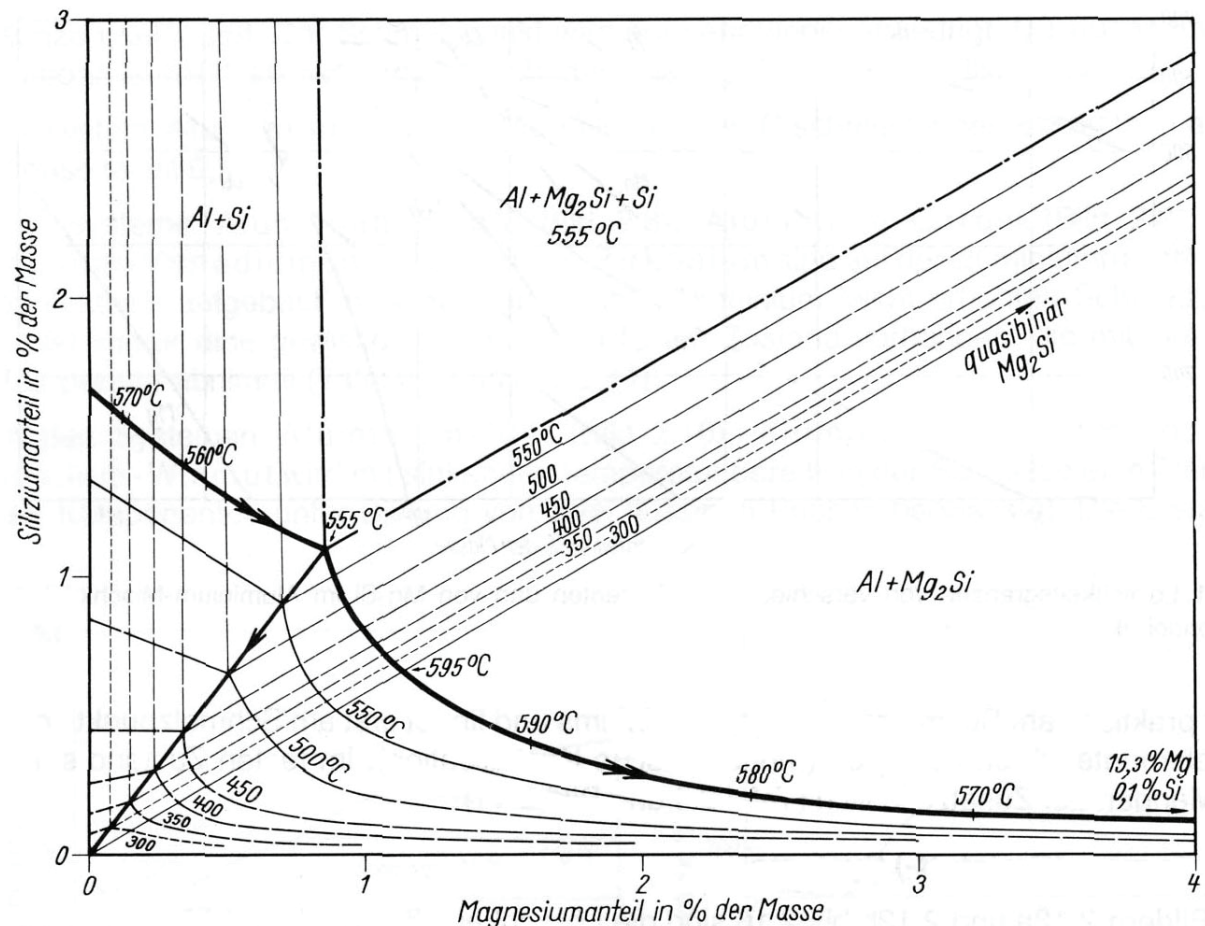


Abb. 2.29: System Al-Mg-Si (nach PHILLIPS), aus [7]

### 2.5.3 Legierungssystem Al-Si-Cu

In der Abb. 2.30 ist das einfach ternär eutektische Teilsystem Al-Si-Cu dargestellt. Die eutektische Temperatur beträgt 527 °C und ist zusammengesetzt aus Al+Si+Al<sub>2</sub>Cu. Aufgrund der unterschiedlichen Schmelz- bzw. Erstarrungstemperaturen beeinflussen sich die Elemente Si und Al hinsichtlich der Löslichkeit in der Al-Matrix kaum. Somit kann man die beiden binären Randsysteme Al-Si und Al-Cu getrennt voneinander betrachten, siehe Abb. 2.31 und 2.32. Für die in dieser Arbeit untersuchte G- $\text{AlSi9Cu3}$  Legierung ergeben sich hieraus wichtige Kenntnisse über den Aufbau der Mikrostruktur. Die Erstarrungstemperatur von einer Al-Legierung mit 9 % Si liegt bei etwa 610 °C, die einer Al-Legierung mit 3 % Cu liegt bei etwa 640 °C. Dementsprechend entstehen zuerst Körner mit der Zusammensetzung Al-Al<sub>2</sub>Cu. Die Kristallbildung beginnt würfelförmig, die Wärmeableitung erfolgt aber über die Schmelze, so dass es zu einem bevorzugten Kristallwachstum über die Ecken und Kanten kommt. Es entstehen stern- oder fiederförmige Kristalle, auch Dendriten genannt. In den Zwischenräumen erstarrt das Gefüge dann zumeist in eutektischer Zusammensetzung.

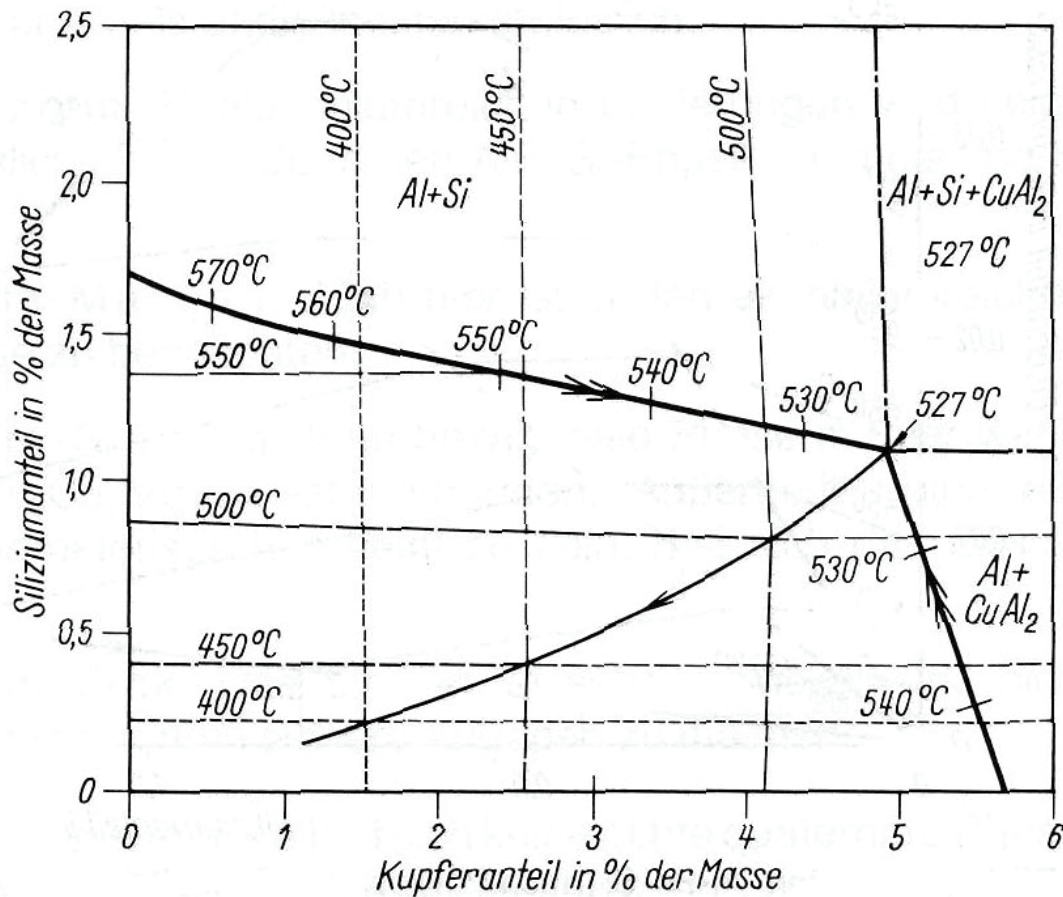


Abb. 2.30: System Al-Cu-Si (nach PHILLIPS und MONDOLFIO); aus [7]

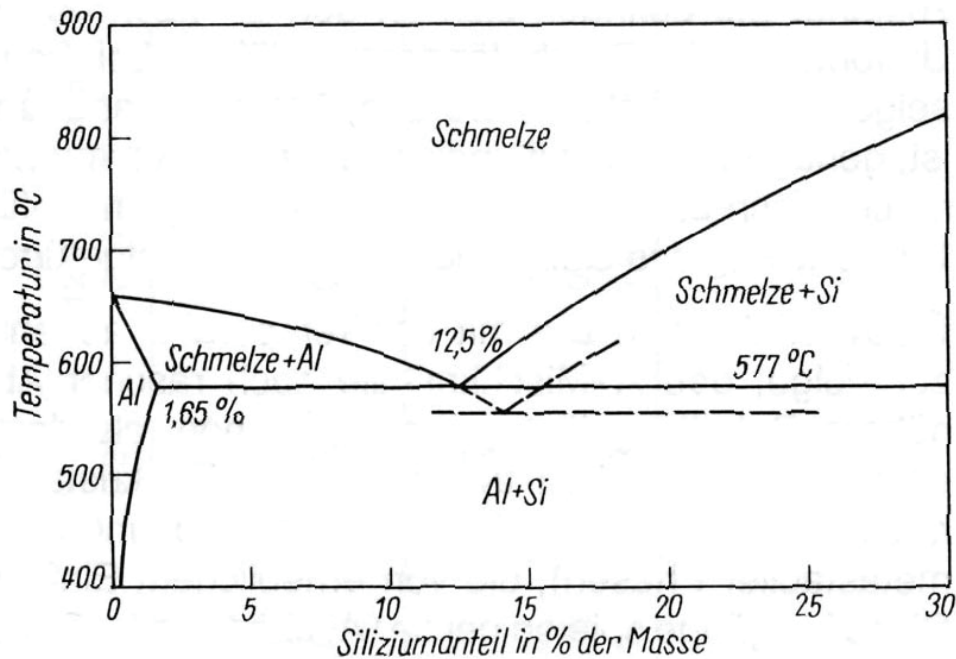


Abb. 2.31: System Al-Si bis 30 % Si (nach MONDOLFIO); die gestrichelten Linien deuten die Unterkühlbarkeit der veredelten Legierungen an; aus [7]



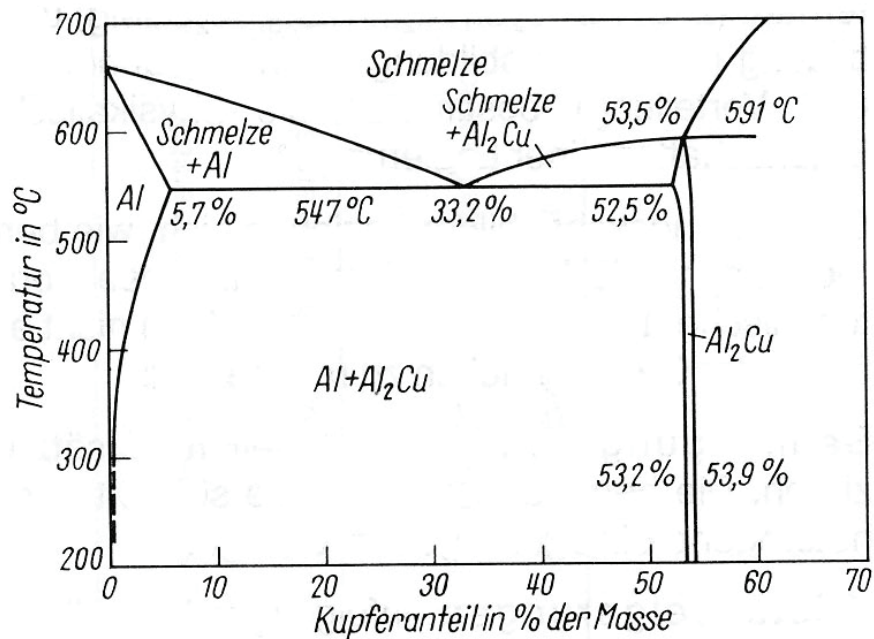


Abb. 2.32: System Al-Cu, Teilbereich Al-Al<sub>2</sub>Cu (nach MONDOLFIO); aus [7]

### 2.5.4 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften von aushärtbaren Aluminiumbasislegierungen werden von den Legierungselementen und dem entsprechenden Wärmebehandlungszustand geprägt. In der Abb. 2.33 ist der Einfluss des Verlaufs von Mindestzugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung von AlZn4,5Mg1 bei zwei unterschiedlichen Wärmebehandlungen aufgetragen. Insbesondere an den Festigkeitswerten ist zu erkennen, dass diese um den Faktor 2 gesteigert werden können. Aufgrund des Zinkgehaltes sollte die Lösungsglüh Temperatur mit 450 °C bis 480 °C vergleichsweise niedrig gewählt werden. Diese Legierung weist zudem eine geringe Abschreckempfindlichkeit aus. Dieser Effekt wirkt sich positiv beim Schweißen aus, da in der Wärmeeinflusszone einer Schweißnaht der entfestigte Werkstoff wieder in der Lage ist, auszuhärten. [vgl. auch 62]. Deswegen wird AlZn4,5Mg1 auch als naturharte Legierung bezeichnet. Allerdings kann der Aushärtungseffekt bei RT bis zu drei Monate dauern. Weiterhin gibt es eine Empfehlung im Hinblick auf die SpRK. Hier haben Erfahrungen gezeigt, dass der Werkstoff ein beständigeres Verhalten besitzt, wenn in warmem Wasser abgeschreckt wird und dann eine zweistufige Warmauslagerung erfolgt. Auf diese Weise kann eine Mindestzugfestigkeit von 340 MPa erreicht werden. Die Bruchdehnung wird dabei auf Werte bis zu 10 % vermindert. Der Werkstoff besitzt im Zustand F35 eine BRINELLHärte von etwa 100 HB<sub>2,5/62,5</sub>. Das Legierungselement Zn kann nur in Kombination mit dem Mg zur Festigkeitssteigerung beitragen. Wegen der Gefahr der SpRK wird der Summenanteil von Zn und Mg jedoch auf Werte von 6 bis 7 % begrenzt [7]. Durch den Zusatz von Cu könnte man diese Eigenschaften minimieren, jedoch führt die Zugabe von Cu zur Erhöhung der

Schweißrissneigung. Zur Verminderung der Rekristallisation werden Cr und Mn zugegeben. Diese erhöhen ebenfalls die Festigkeit.

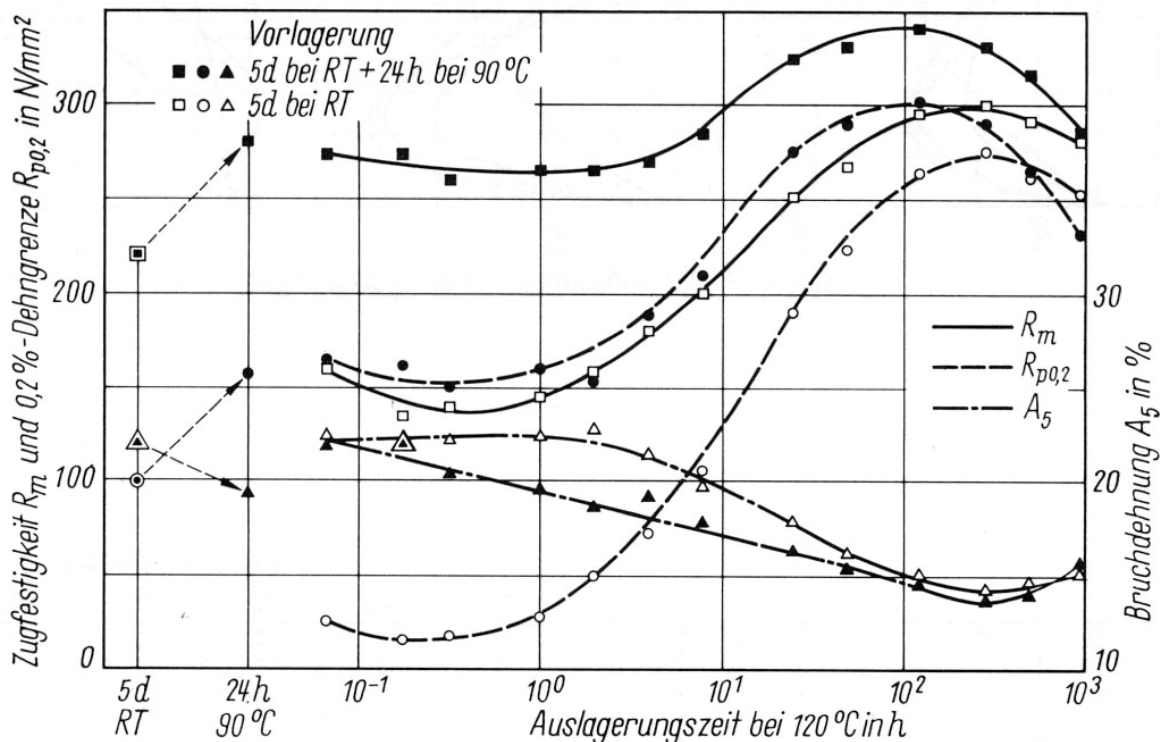


Abb. 2.33: Verlauf der Warmaushärtung bei AlZn4,5Mg1 (Blech 2 mm) nach 5 d RT- und 24 h 90 °C-Vorlagerung; Lösungsglühung 480 °C, Luftabkühlung (nach GRUHL und WAUSCHKUHN); aus [7]

Die AlMgSi-Knetlegierungen sind ebenfalls aushärtbar. Diese Eigenschaft ist auf die Phase  $Mg_2Si$  zurückzuführen. Die Abb. 2.34 zeigt den Einfluss dieser Phase auf die Zugfestigkeit nach entsprechenden Wärmebehandlungen. Liegt Si im Überschuss vor, führt dies ebenfalls zu einer signifikanten Festigkeitssteigerung. Das Mg bietet den Vorteil, dass es die Warmformbarkeit günstig beeinflusst. Geringe Zusätze von Cr und Cu erhöhen ebenfalls die Festigkeit. Die Elemente Cr und Mn werden auch hier zugegeben, um das Rekristallisations- und Ausscheidungsverhalten zu verbessern. Die Legierung AlMgSi0,5 ist sowohl warm- als auch kalt aushärtbar, wobei aber die größte Steigerung der Festigkeit mit dem Warmaushärten erzielt werden. Das Lösungsglühen sollte in einem Bereich von 520 bis 540 °C erfolgen. Beim Strangpressen erfolgt das Abkühlen häufig in einem Luftstrom oder in einem Wassernebel. Kleine Bauteile oder Proben können in kaltem Wasser abgeschreckt werden. Geschieht eine Warmauslagerung bei ca. 125 °C, so kann nach drei Tagen eine Mindestzugfestigkeit von 350 MPa erreicht werden. Die Bruchdehnung beträgt dann etwa 12 %, vgl. hierzu Abb 2.35. Der Werkstoff besitzt im Zustand F25 eine BRINELL-Härte von etwa 75 HB. Im Prinzip ist das Aushärtungsverhalten von Gusslegierungen gleich dem von Knetlegierungen. Lediglich die Lösungsglühzeiten sind länger, um eine Homogenisierung des Gussgefüges zu erreichen. Der Legierungstyp G-AlSiCu ist vom Prinzip ebenfalls

aushärtbar, jedoch wird häufig zu Gunsten einer Kaltaushärtung auf eine gesonderte Wärmebehandlung verzichtet. Cu wirkt bei einem Massenanteil von 1 bis 3 % festigkeitssteigernd. Im Bereich von 4 bis 7 % Massenanteil Si hängt die Festigkeit wenig vom Si ab. Hohe Anteile von Si werden verwendet, weil diese die Viskosität der Schmelze herabsetzt, was für Gießprozesse günstig ist. Häufig sind Mg (bis 0,4 %), Mn (bis zu 0,6 %) und Zn (bis 3 %) Bestandteil der Legierungen, um zur Festigkeitssteigerung beizutragen. Zn bietet einen weiteren Vorteil, da er die Neigung zur Selbstaushärtung fördert. In dieser Arbeit werden Untersuchungen an der G-AlSi9Cu3 Legierung vorgestellt. Die Mindestzugfestigkeit beträgt im Gusszustand ca. 140 MPa bei einer Bruchdehnung von 0,5 %. Der Werkstoff besitzt dabei eine Härte von etwa 60 HB5/250. In [92] werden Untersuchungen über den Einfluss der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften vorgestellt. Dabei wurde die Lösungsglüh-temperatur mit 505 °C, 515 °C und 525 °C über unterschiedliche Zeiträume variiert. Als vorteilhafte Kombination stellten sich 515 °C und eine Glühdauer von 8 h heraus. Im Mikroschliff ist dabei eine deutliche Verrundung der ansonsten scharfkantigen und plattenförmigen Siliziumphase zu erkennen. Der Werkstoff zeigte eine Mindestzugfestigkeit von  $R_m = 250$  MPa und eine BRINELL-Härte von 118 HBS 2,5/62,5/15.

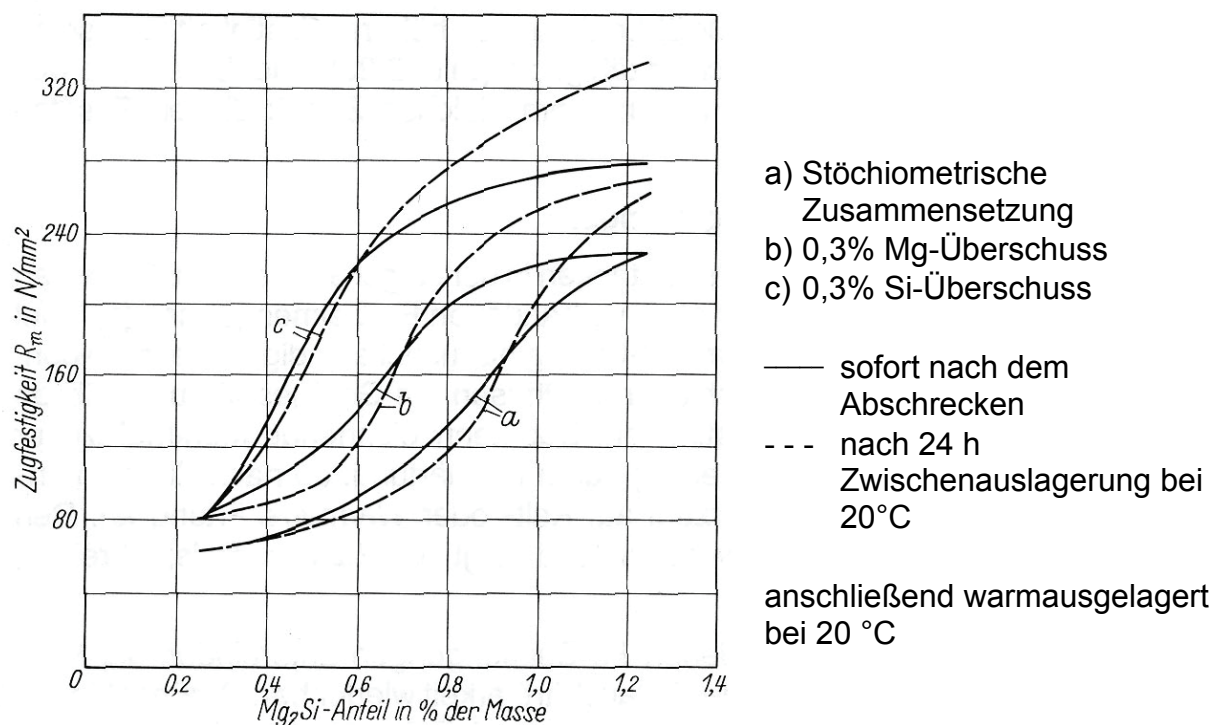


Abb. 2.34: Einfluss von  $Mg_2Si$  auf die Zugfestigkeit; aus [7]



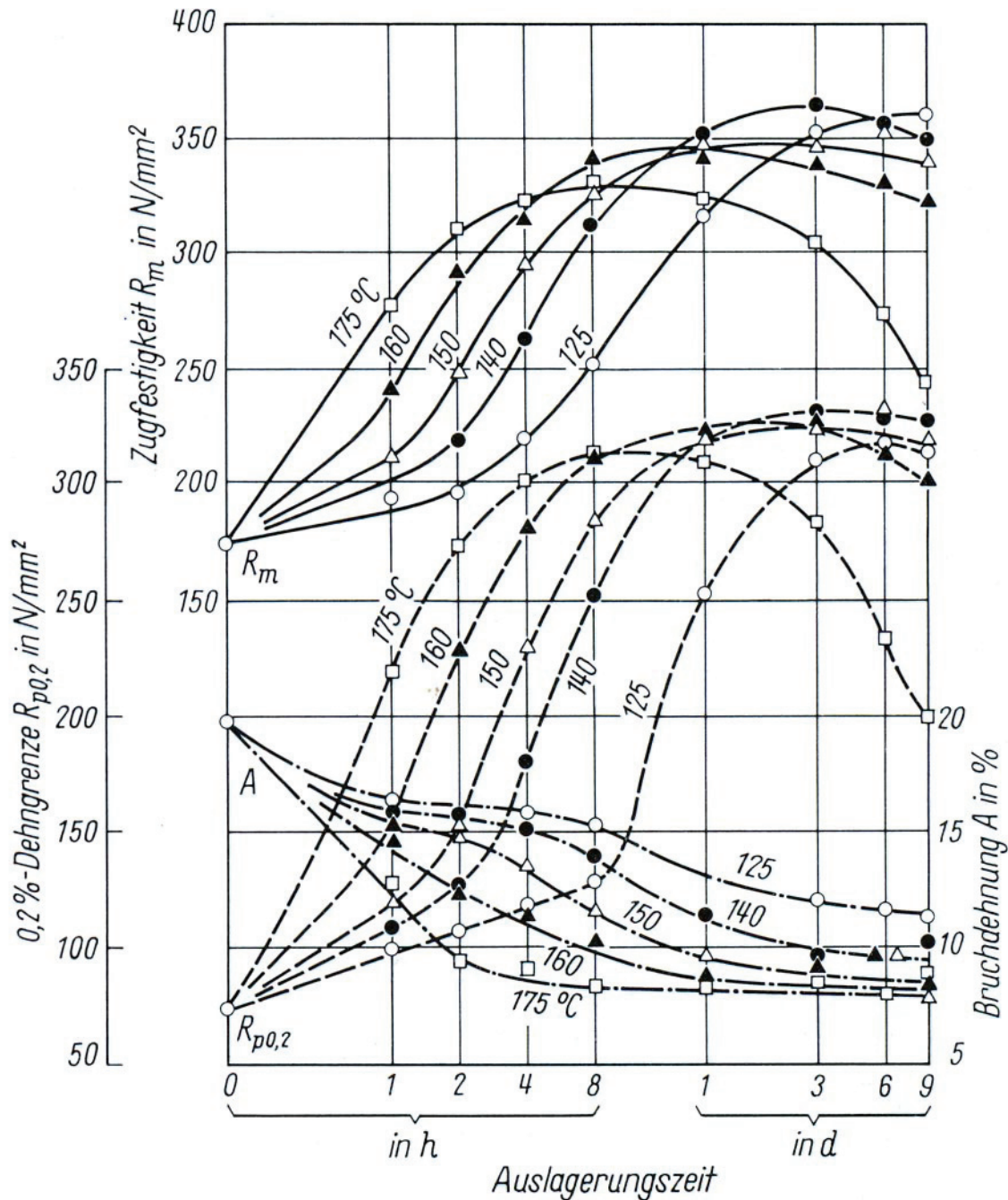


Abb. 2.35: Verlauf der Warmaushärtung bei AlMgSi1; Lösungsglühung 520 °C, Wasserabschreckung (nach BRENNER und KOSTRON); aus [7]

### 2.5.5 Korrosionsverhalten

Die korrosionsbeständige Eigenschaft von Aluminium an Luft ist auf die Bildung einer natürlichen Oxidschicht zurückzuführen. Diese dünne, aber sehr dichte Oxidschicht besteht aus amorphen  $Al_2O_3$  und bildet eine so genannte Sperrschicht. Unter dem Witterungseinfluss von feuchter Luft bildet sich eine wasserhaltige Deckschicht mit geringen kristallinen Anteilen aus Aluminiumhydroxid ( $Al(OH)_3$ , auch BAYERit genannt). Die natürliche Oxidschicht ist auch in Industrielatmosphäre sehr beständig, wenn keine

Feuchtigkeit vorhanden ist. In Meerwasser greifen die gelösten Chloride das Aluminium punktförmig an. Ebenfalls punktförmig, aber zügiger, erfolgt der Angriff, wenn als elektrolytisches Medium Schwefelsäure das Agens bildet. Eine Verstärkung der natürlichen Oxidschicht erfolgt unter Einwirkung von kochendem, entionisiertem Wasser oder Wasserdampf. Es bildet sich unter Ausscheidung von Wasserstoff eine Schicht  $\text{AlOOH}$ , auch BÖHMIT genannt, die den Korrosionsschutz verbessert. In Säuren und Laugen geht der Korrosionsschutz verloren, da diese die Oxidschicht auflösen. In wässrigen Natriumchloridlösungen kann es zur Bildung von örtlichem Korrosionsangriff in Abhängigkeit der Potenziallage kommen, wenn die Oxidschicht Fehlstellen oder Heterogenitäten aufweist. In Abb. 2.36 ist eine solche Schicht schematisch dargestellt und zeigt zudem die Entstehung von Lokalelementen.

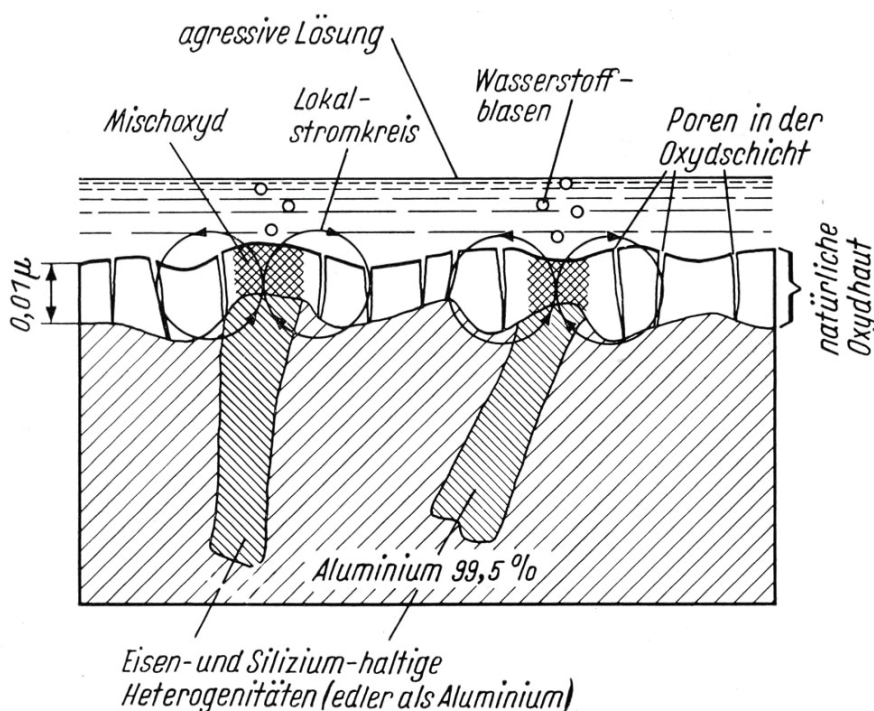
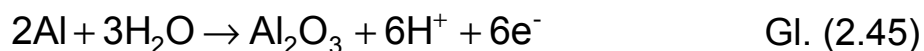
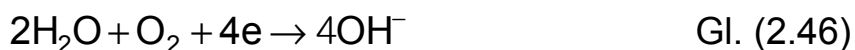


Abb. 2.36: Korrosion von Oxidschicht bedecktem Reinaluminium in einer aggressiven Lösung mit zwei Lokalelementen; aus [6]

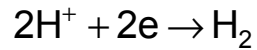
Das dreiwertige Aluminium gibt im anodischen Bereich die freiwerdenden Elektronen ab und geht als  $\text{Al}^{3+}$  in Lösung, wo es mit Wasser reagiert. In Gl. (2.45) ist die chemische Bruttoreaktionsgleichung wiedergegeben.



Entsprechend kommt es im kathodischen Bereich zu folgender Reaktion, wenn die Bedingungen der Sauerstoffkorrosion zutreffen:



Findet die Korrosion unter den Bedingungen der Säurekorrosion statt, so ergibt sich an der Kathode folgende Reaktion:



Gl. (2.47)

Kommt es zur Abscheidung von Aluminiumhydroxid, dann verzögert sich der Korrosionsprozess, bzw. unter günstigen Bedingungen erfolgt ein Stillstand. In [93] wird die reaktionskinetische Hemmung ebenfalls auf die Bildung von isolierenden Schutzschichten zurückgeführt. Demnach befindet sich unter der hydroxidreicheren Deckschicht, vgl. Abb. 2.37 noch eine direkt auf dem Aluminiumwerkstoff liegende „Grundschrift“ oder „Sperrschicht“. Das Wachsen der Deckschicht wird anhand eines Konzentrations- und Potenzialgefälles zwischen Grundschrift und angreifendem Medium beeinflusst. Dabei nimmt die Wachstumsgeschwindigkeit mit zunehmender Dicke ab. Die Korrosionsgeschwindigkeit wird dabei nicht über den Transport der  $\text{Al}^{3+}$ -Ionen durch die Grundschrift nach außen bestimmt, sondern vielmehr durch die Wanderung von sauerstoffhaltigen und schichtaufbauenden Elektrolytbestandteilen durch die poröse Deckschicht nach innen.

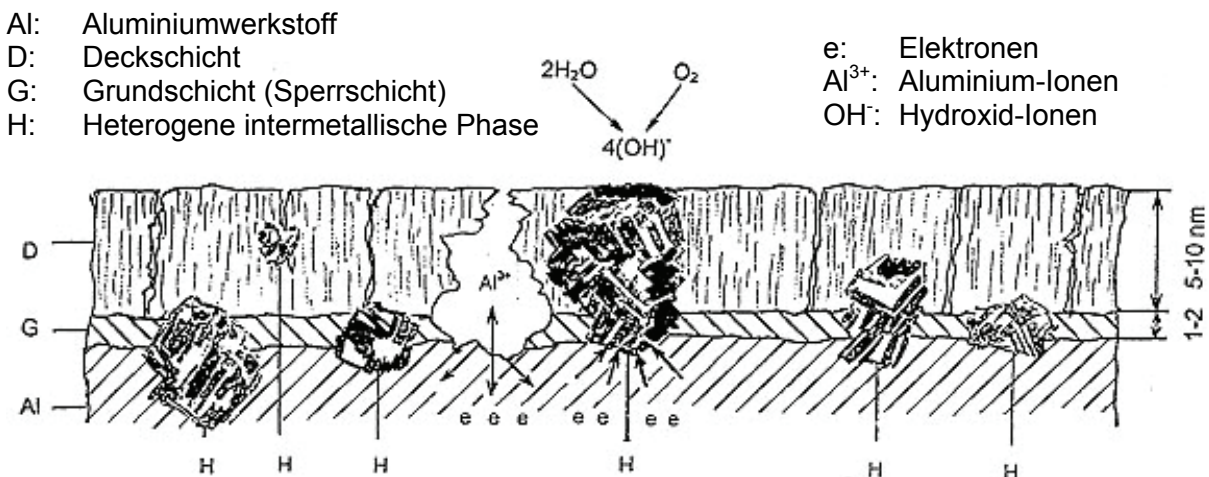


Abb. 2.37: Schema des Aufbaus der Aluminiumoxidschicht bei einem seewassergeeigneten Aluminiumwerkstoff; aus [93]

Die Knetlegierung  $\text{AlZn4,5Mg1}$  ist im Korrosionsverhalten den Legierungen der Gruppen  $\text{AlCuMg}$  überlegen, kann aber nicht die Beständigkeit der  $\text{AlMg}$  und  $\text{AlMgSi}$ -Legierungen erreichen. Insbesondere unter den Bedingungen der Kontaktkorrosion erweist sich der hohe Zinkgehalt als Nachteil, da Zn ein sehr unedles Potenzial in Bezug auf die elektro-chemische Spannungsreihe besitzt. In Kap. 2.5.4 ist bereits die Auswirkung einer Wärmebehandlung auf das Festigkeits- und SpRK-Verhalten erläutert worden. Untersuchungen in den 1950er Jahren haben bereits gezeigt, dass insbesondere die Empfindlichkeit gegen SpRK minimiert wird, wenn der Summenanteil von Zn und Mg 5,5 % nicht überschreitet [5]. Vermindernd wirkt auch die Zugabe von stabilisierend wirkenden Elementen wie Cr, Mn und V. Fe gilt ebenfalls als Stabilisator, hat aber einen negativen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit.

Die Knetlegierung AlMgSi0,5 zeigt eine hohe Korrosionsbeständigkeit und auch die Anfälligkeit gegenüber interkristalliner Korrosion ist sehr gering, da die Möglichkeit zu einem Si Überschuss nicht gegeben ist. Die Elemente Fe und Cu verschlechtern und die Elemente Mn und Cr verbessern das Korrosionsverhalten. Insbesondere wenn eine hohe Korrosionsbeständigkeit gefordert ist, darf der Kupfergehalt max. 0,02 % betragen. Als korrosionshemmender Zusatz zeigt Cr eine bessere Wirkung als Mn.

Die Gusslegierung G-AlSi9Cu3 lässt sich aufgrund des hohen Si-Gehaltes gut gießen. Der Cu-Gehalt bewirkt die hohe Festigkeit und gut Zerspanbarkeit des Werkstoffes. Auf das Korrosionsverhalten bezogen zeigt das Kupfer eine Besonderheit. Zwar geht es auch in Lösung, scheidet sich aber in metallischer Form wieder an der korrodierenden Oberfläche ab. Auf diese Weise können viele kleine Lokalelemente entstehen. In [7] wird darauf hingewiesen, dass bei Witterungs- oder chemischer Beanspruchung ein Oberflächenschutz angebracht ist. Des Weiteren hängt das Korrosionsverhalten nicht ausschließlich von den Legierungselementen ab. Negative Auswirkungen haben bis an die Oberfläche reichende Krätzeinschlüsse, Gasporen und Mikrolunker. Krätzeinschlüsse und Lunker sorgen für eine Heterogenität und begünstigen damit die Bildung von Lokalelementen. In die Hohlräume der Poren kann die angreifende Flüssigkeit eindringen und so die Korrosionsbeständigkeit vermindern. Bei Gusslegierungen wirkt sich die vergleichsweise große Rauigkeit der Oberfläche nachteilig auf das Korrosionsverhalten aus.

Weitere spezielle Fragestellungen zur Korrosion und elektrochemischen Messmethoden von Aluminiumbasislegierungen finden sich zudem in [94-107].



### 3 Versuche und Versuchsaufbauten

#### 3.1 Bestimmung der Randschichteigenschaften

##### 3.1.1 Metallographie und Mikroskopie

Zur Begutachtung des Gefüges wurden Mikroschliffbilder aus den entsprechenden Proben präpariert, d.h. sie wurden in eine kalt aushärtende transparente Masse (Handelsbezeichnungen: Araldit oder Clarofix) eingebettet und unter Vakuum ausgehärtet. Anschließend wurden die Proben geschliffen und poliert. Dazu wurde ein Polierautomat (Hersteller: Bühler Typ Phönix 4000) mit einem synthetischen Poliertuch (Hersteller: Bühler Typ F) bestrückt. Als Poliermittel (Typ Mastermet 2) wurde eine basische Suspension (pH-Wert 9) aus kolloidalem Siliziumoxid mit 50 % Zusatz von demineralisiertem Wasser verwendet. Zur Anätzung empfiehlt [109] diverse Mischlösungen, je nach Art der Legierung und Zweck der Betrachtung. Den Legierungsgruppen sind in diesem Standardwerk des metallographischen Ätzens Rezepturen zugeordnet (Nr. Alm10 => AlMgSi<sub>0,5</sub>, Nr. Alm13 => AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub>, Nr. Alm11 => G-AlSi<sub>9</sub>Cu<sub>3</sub>). Erfahrungsgemäß erzielt man aber auch mit einer einfachen 0,5 %igen Flusssäure bei Aluminiumbasislegierungen beachtliche Ergebnisse. Die Ätzzeit wurde bei Raumtemperatur sukzessive variiert, bis ein zufriedenstellendes Ergebnis unter dem Lichtmikroskop erkennbar war. Direkt nach dem Ätzen wurden die Proben mit demineralisiertem Wasser gespült und mit Warmluft getrocknet.

Die Aufnahmen sind mit einem langreichweitigen Lichtmikroskop (Hersteller: Keyence, Typ VHX-600) mit einem ultrakleinen und hoch auflösenden Zoom Objektiv Typ VH-Z20 entstanden. Hiermit sind 20- bis 200-fache Vergrößerungen möglich. Für die Aufnahmen mit 300-facher Vergrößerung wurde das oben genannte Lichtmikroskop mit einem Zoom Objektiv Typ VH-Z100 verwendet. Hiermit sind 100- bis 1000-fache Vergrößerungen möglich.

Die Begutachtung der Bruchflächen erfolgte an einem Rasterelektronenmikroskop (REM, Hersteller: CamScan, Typ MV100), welches mit einer energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX, engl. *energy dispersive X-ray spectroscopy*) ausgestattet ist. Mit der EDX-Analyse können Elemente qualitativ und semiquantitativ erfasst werden. Da nur eine Referenzdatei über reine Elemente vorliegt, können keine Aussagen über die tatsächlich vorhandenen chemischen Verbindungen gefolgert werden.

##### 3.1.2 Rautiefenmessung

Zur Erfassung der Mikrotopographie stand ein Weißlichtinterferometer (Hersteller: Veeco, Typ WYKO-NT1100) mit 3D-Auswerte Software zur Verfügung. Bestimmt wurden die Rauheitswerte  $R_a$ ,  $R_z$  und  $R_t$  bei einer vermessenen Fläche von 1,2 mm x 0,88 mm. Die Wiedergabe der Oberflächentopographie erfolgt in 3D-Darstellung unter Verwendung eines Farbspektrums.

### 3.1.3 Röntgenographische Spannungsanalyse

Zur Ermittlung der Eigenspannungen wurde ein Röntgendiffraktometer (Hersteller: Siemens; Typ 500), ausgestattet mit einer Kupferanode, verwendet. Es ergeben sich somit unter Verwendung von  $\text{CuK}\alpha$ -Strahlung Interferenzen bei dem Beugungswinkel  $2\Theta = 162,487^\circ$  an den Gitterebenen  $\{333\}$  und  $\{511\}$ . Die Berechnung der Eigenspannung erfolgte mit der  $\sin^2\psi$ -Methode. Dabei wurde die röntgenographische Elastizitätskonstante  $\frac{1}{2}S_2 = 1,865 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$  benutzt. Durch schrittweises elektrolytisches Abtragen wurden die Eigenspannung-Tiefen-Verläufe erstellt. Das Abtragen erfolgte mit einem laborüblichen Poliergerät (Hersteller: Struers, Typ LectroPol-5, Elektrolyt Typ A2-I) im Bereich des Messortes. Zur Abschätzung der Mikroeigenspannung 2. Art, welche durch eine Kaltverfestigung verursacht werden kann, ist zudem die Integralbreite aus den Interferenzkurven ausgewertet worden. Im Folgenden sind die wichtigen Parameter von Diffraktometer und Auswertung aufgelistet.

#### Diffraktometer:

Strahlungsart:	$\text{CuK}\alpha$
vermessene Gitterebene:	$\{333\}, \{511\}$
Kippwinkel:	$0^\circ, \pm 18^\circ, \pm 27^\circ, \pm 33^\circ, \pm 39^\circ, \pm 45^\circ$
Beugungswinkelbereich:	$157^\circ - 169^\circ$
Stützstellenschrittweite:	$0,1^\circ$
Primärstrahlblende:	Durchmesser 2,0 mm (Rundproben) und 3,0 mm (Flachproben)
Detektorblende:	$1^\circ$ -Schlitz

#### Auswertung:

Linienlagebestimmung:	Schwerelinienmethode
Eigenspannungsberechnung:	$\sin^2\psi$ -Verfahren
Werkstoffkonstanten:	
Beugungswinkel des unverspannten Gitters:	$\Theta_0 = 81,2435^\circ$
röntg. Elastizitätskonstante:	$\frac{1}{2}S_2 = 1,865 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$

### 3.1.4 Mikrohärtemessung

Des Weiteren wurde die Mikrohärte an verschiedenen Schnittflächen ermittelt. Die Härte wurde hier nach dem Vickers-Verfahren (pyramidenförmiger Indenter) gemessen. Je Probe wurden 3 Eindrücke durchgeführt, aus denen das arithmetische Mittel sowohl der Diagonalen als auch der Anzahl berechnet wurden. Die Prüfkraft betrug 0,25 N und die Einwirkdauer 30 s, kurz HV0,025/30. Von jedem Randschichtzustand wurden eine Quer- und eine Längsschnittfläche präpariert. Die Eindrücke erfolgten in einem Abstand von ca. 25  $\mu\text{m}$  beginnend von der Randschicht. Als Referenzwert erfolgten zudem Messungen in der Probenmitte.

### 3.2 Elektrochemische Korrosionsversuche

Für die elektrochemischen Untersuchungen standen zwei Potentiostaten zur Verfügung (Hersteller: Gamry Instruments, Typ Reference 3000 und Typ Reference 600). Gegenüber dem Reference 600 bietet der Reference 3000 eine verbesserte Leistung in Bezug auf den Ausgangsstroms von 600 mA auf 3 A, was aber für die Bereiche der vorgenommenen Versuche unerheblich ist. Die Steuerung der Potentiostaten erfolgt mittels eines PCs. Verwendet wurde die Messsoftware Gamry Framework Version 5.58 und die Auswertesoftware Echem Analyst Version 5.58. Die Messdaten werden im ASCII-Format gespeichert, so dass sie in andere Analyse- und Datendarstellungssoftware importiert werden können.

Alle Versuche erfolgten bei RT in so genannten elektrochemischen Messzellen, die mit 5 %igen NaCl-Lösung befüllt wurden. Aus unbenutzten Umlaufbiege- und Zug-Druck-Proben wurden Rundproben präpariert. Diese hatten eine Länge von 10 mm und erhielten an einer Stirnseite eine M2,5 Gewindesacklochbohrung. Beide Stirnseiten wurden mit einem salzwasserbeständigen Acryl-Lack versiegelt. Auf diese Weise wird sichergestellt, dass der korrosive Angriff ausschließlich im Bereich der randschichtbehandelten Mantelfläche erfolgt. Der Durchmesser einer Umlaufbiegeprobe beträgt 9,48 mm und damit ergibt sich eine Mantelfläche von  $298 \text{ mm}^2$ . Die Zug-Druck-Proben haben einen Durchmesser von 7 mm und eine Mantelfläche von  $220 \text{ mm}^2$ . Die Rundproben wurden in einer Messzelle (Hersteller: Gamry Instruments, Typ Jacketed EuroCell<sup>TM</sup>, Elektrolytvolumen 200 ml) untersucht.

Die verschiedenen Randschichtzustände der Flachbiegeproben wurden ebenfalls elektrochemisch untersucht. Dazu standen eine Messzelle und ein Flachprobenhalter (beides Eigenentwicklung IfW) zur Verfügung. Das Füllvolumen der Messzelle beträgt ca. 1,5 l, die der Korrosion ausgesetzte Kreisfläche beträgt  $314 \text{ mm}^2$ . Alle Proben sind vor der Untersuchung mit Aceton entfettet und gereinigt worden. Die Gegenelektrode bestand bei den Rundprobenversuchen aus einem Graphitstab, bei den Flachprobenversuchen wurde ein Platindrahtnetz verwendet. Alle Experimente wurden mit einer gesättigten Kalomelelektrode (Hersteller: Gamry Instruments, Typ SCE, engl. *saturated calomel electrode*) durchgeführt. Dieses Referenzsystem besteht aus einer mit  $\text{Hg}_2\text{Cl}_2$  überzogenen Quecksilberelektrode, welche in eine gesättigte Kaliumchlorid-Lösung getaucht ist. Zum Standardwasserstoffpotenzial  $U_H$  ergibt sich so ein Bezugspotenzial  $U_{\text{Bez}}$  von 243 mV.

#### 3.2.1 Freies Korrosionspotenzial

Das Freie Korrosionspotenzial wurde jeweils über einen Zeitraum von 24 h (engl. *total time*) mit dem oben beschriebenen Equipment durchgeführt. Der Abstand zwischen zwei Messpunkten beträgt 5 s (engl. *sample period*). Das Korrosionssystem wurde nicht konditioniert, lediglich eine IR-Kom-

pensation erfolgte zu Beginn des Versuches. Eine Skizze des Versuchsaufbaus befindet sich in Kap. 2.1.2.1.

### 3.2.2 Elektrochemisches Rauschen

Das Elektrochemische Rauschen wurde ebenfalls über einen Zeitraum von 24 h (engl. *total time*) im ZRA (engl. *zero resistance mode*) Modus gemessen. In diesem Modus funktioniert der Potentiostat wie ein Null-OHM-Widerstandsmessgerät, d.h. es können sowohl das Potenzial als auch der Strom, verursacht durch die Korrosion, gemessen werden. Für einen Zeitraum von 4 s (engl. *block time*) werden die Messgrößen mit einer Aufzeichnungsrate von 0,05 s (engl. *sample period*) erfasst. Dieser Vorgang wiederholt sich alle 15 s (engl. *repeat time*). Diese Einstellungen gelten sowohl für die stationären Versuche in 5 %iger NaCl-Lösung als auch für die Experimente in der Salzsprühnebelkammer. Der Zeitraum wurde bei letzterem vom Dauerschwingversuch limitiert.

### 3.2.3 Stromdichte-Potenzial-Messung

Die Stromdichte-Potenzial-Messung erfolgte in potentiodynamischer Anordnung (engl. *potentiodynamic scan*). Dabei wurde das Potenzial gegenüber der Referenzelektrode geregelt. Das Startpotenzial betrug - 0,5 V (engl. *initial E*), der Versuch wurde spätestens nach Erreichen eines Potenzials von 1,5 V gestoppt (engl. *final E*). Die Vorschubgeschwindigkeit betrug 5 mV/s (engl. *scan rate*), jede Sekunde wurde dabei ein Messpunkt aufgezeichnet (engl. *sample period*). Auf eine Konditionierung des Korrosionssystems wurde verzichtet, dafür aber die IR-Kompensierung aktiviert. Eine Skizze des Versuchsaufbaus befindet sich in Kap. 2.1.2.1.

### 3.2.4 Impedanzspektroskopie

Die Impedanzmessung erfolgte im galvanostatischen Modus (engl. *galvanostatic EIS*). Gestartet wurden die Versuche bei 100.000 Hz (engl. *initial frequency*), sie endeten bei 0,1 Hz (engl. *final frequency*). Damit wurde das technisch mögliche Spektrum voll ausgenutzt. Pro Dekade wurden 50 Messpunkte aufgezeichnet. Die Amplitude des Wechselstroms betrug dabei 0,0001 A, was der geringstmöglichen Regelgröße des Potentiostaten entspricht. Damit wurde die Kleinsignalstörung auf ein Minimum reduziert und für unbeschichtete Metalloberflächen hat sich das gut bewährt. Dem Wechselstromsignal wurde kein Gleichstromsignal überlagert. Vor der EIS-Messung wurde das Freie-Korrosionspotenzial für einen Zeitraum von 10 min aufgezeichnet (engl. *initial delay*).

In Vorversuchen wurde ebenfalls mit dem potentiostatischen Modus (engl. *potentiostatic EIS*) experimentiert. Eine Erkenntnis ist, dass sich bei unbeschichteten Metalloberflächen eine Regelung der Wechselspannung nicht hinreichend gut realisieren ließ. Eine weitere Regelmöglichkeit, welche die Framework-Software bietet, ist der so genannte Hybrid Modus (engl. *hybrid*



E/S). Hierbei wird zwischen den Regelgrößen gewechselt, wenn gewisse Stabilitätskriterien über- oder unterschritten werden.

### 3.3 Dauerschwingversuche

Die Dauerschwingversuche wurden mit einem Spannungsverhältnis von  $\kappa = -1$  durchgeführt. Dies gilt sowohl für die Versuche in Laboratmosphäre als auch im Salzsprühnebel. Zur Ermittlung der Zeitfestigkeitsgeraden der Wöhlerkurven wurden mindestens fünf Horizonte von Randspannungsamplituden verwendet. Auf jedem Belastungshorizont wurden fünf Proben bis zum Bruch beansprucht. Zur Auswertung wurde die  $\arcsin \sqrt{P}$ -Methode angewendet. Die in den folgenden Kap. dargestellten Diagramme zeigen den Bereich der Zeitfestigkeit. Die Ausgleichsgeraden sind für eine Bruchwahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$  mittels der linearen Regression berechnet worden. Die Begrenzungen wurden jeweils bei den Wahrscheinlichkeiten  $P = 10\%$  und  $P = 90\%$  berechnet. Die Frequenz betrug bei den Flachbiege- und den Zug-Druck-Versuchen 50 Hz und bei den Umlaufbiegeversuchen 46 Hz.

#### 3.3.1 Flachbiegeversuche

In der Abb. 3.1 sind die geometrischen Abmessungen der Flachbiegeproben angegeben. Die Proben der Knetlegierung sind aus gewalztem Blech entnommen, welches herstellungsbedingt eine Textur aufweist. Um gleiche Voraussetzungen zu schaffen, wurde bei der Fertigung die Walzrichtung berücksichtigt.

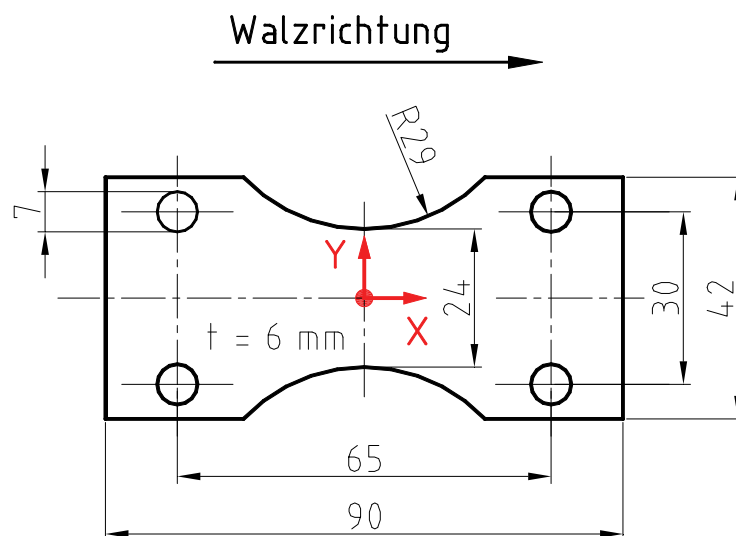


Abb. 3.1: Geometrische Abmessung der Flachbiegeproben

Der rote Punkt in Probenmitte kennzeichnet den Messpunkt für die röntgenographischen Untersuchungen. Mit den Pfeilen wird die X- bzw. Y-Richtung angezeigt. Die Proben mit der gefrästen Randschicht wurden aus 12 mm starken Halbzeug gefertigt. Aus G-AlSi9Cu3 sind sowohl Proben

mit 6 mm, als auch 10 mm Dicke im Sandgussverfahren hergestellt worden. Die 6 mm starken Proben sind in symmetrisch geteilter Form produziert worden, damit der Radius an den Kanten überall gleich ist. Die Rundungen an den Kanten sind bei gegossenen Werkstücken notwendig, damit man sie aus der Form entnehmen kann. Für die Proben mit der gefrästen Randschicht sind von den 10 mm starken Proben von jeder Seite 2 mm Gushaut abgearbeitet worden. Alle Proben wurden im Bereich des Radius R29 mit einem Rundstahl vor Versuchsbeginn verfestigt. Hiermit sollte eine Rissentstehung im Bereich der Ecken vermieden werden.

Nr.	Typ	max. Biegemoment	max. Schwingwinkel
1	PK79	$\pm 160 \text{ Nm}$	$\pm 15^\circ$
2	PWQN	$\pm 160 \text{ Nm}$	$\pm 15^\circ$
3	PWXN	$\pm 400 \text{ Nm}$	$\pm 7,5^\circ$
4	PWSN	$\pm 80 \text{ Nm}$	$\pm 7,5^\circ$
5	PWQN	$\pm 30 \text{ Nm}$	$\pm 15^\circ$

Tab. 3.1: Typbezeichnungen und technische Daten der verwendeten FlaTos

Für die Versuche standen fünf Flachbiege- und Torsionsmaschinen (FlaTo) zur Verfügung. Der Hersteller dieser Prüfmaschinen ist die Fa. Schenck. Die Tabelle 3.1 gibt die Typenbezeichnung sowie wesentliche technische Daten wieder.

Die Biegespannung berechnet sich aus dem Quotienten von Biegemoment und Widerstandsmoment.

$$\sigma_B = \frac{M}{W} \quad \text{Gl. (3.1)}$$

Das Widerstandsmoment für den rechteckigen Querschnitt ist in Gl. (3.2) wiedergegeben.

$$W = \frac{b \cdot h^2}{6} \quad \text{Gl. (3.2)}$$

Die Breite des Sollbruchquerschnitts ist 24 mm, die Höhe ist 6 mm. Bei der Biegebelastung wird eine Seite auf Zug und eine auf Druck beansprucht. Findet die Beanspruchung im elastischen Bereich statt, verhalten sich sowohl die Dehnung, als auch die Spannung linear. Bei einer mittelspannungsfreien Beanspruchung liegt die neutrale Faser auf der Mittellinie. Kommt es zum Anriss der Probe, verkleinert sich die Querschnittsfläche und somit ändert sich auch das Widerstandsmoment, vgl. Abb. 3.2. Erfolgt der

Anriss einseitig oder verlaufen die Rissfronten asymmetrisch, verschiebt sich auch die neutrale Faser.

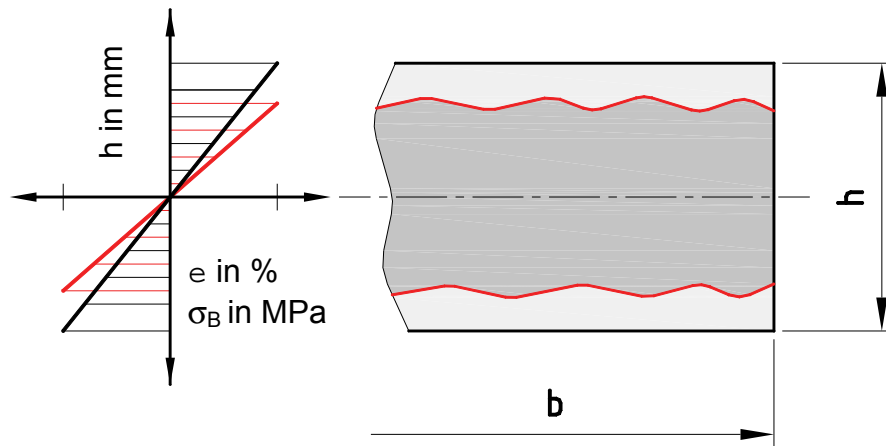


Abb. 3.2: Spannungs- bzw. Dehnungsverlauf bei elastischer mittelspannungsfreier Biegebelastung

Auf einer FlaTo wird die Biegespannung in der Probe durch ein aufgeprägtes Moment erreicht. Dazu wird die Probe auf der Antriebsseite um einen definierten Winkel ausgelenkt. Diese Auslenkung bleibt über die Versuchsdauer konstant. An der abtriebseitigen Einspannung muss ein gleichgroßes Reaktionsmoment aufgenommen werden. Damit am Gegenhalter eine minimale Verdrehung möglich ist, wird dieser an eine Welle montiert, die am anderen Ende fest eingespannt ist. Damit erhält die Welle die Eigenschaften einer Torsionsfeder. Diese wird mit einem sinusförmigen Momentenverlauf beansprucht. Verkleinert sich aufgrund des Rissfortschritts die Querschnittsfläche, werden entsprechend die Amplituden kleiner.

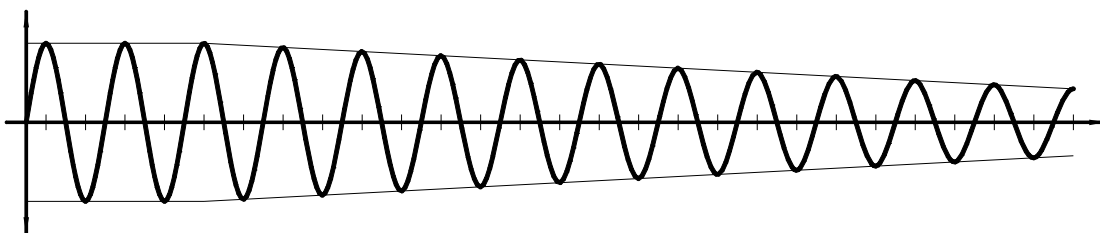


Abb. 3.3: Schematischer Verlauf einer Sinuskurve mit abnehmender Amplitude bei gleich bleibender Frequenz mit dazugehöriger Hüllkurve

In Abb. 3.3 ist beispielhaft ein solcher Verlauf mit zusätzlichen Hüllkurven wiedergegeben. Aus dem Verlauf der Hüllkurve könnten zusätzliche Informationen über die Schädigungsentwicklung gewonnen werden. In [73] werden Versuche beschrieben, die auf der FlaTo Typ PK79 stattfanden. Hierzu wurde die Torsionsfeder mit einem Dehnungsmessstreifen (DMS) bestückt. Ein ähnlicher Ansatz zur Ermittlung von Ermüdungskennwerten wird in [110] beschrieben. Hier wurden Wechselbiegemaschinen (WeBi)

konstruktiv umgestaltet und mit DMS ergänzt. Diese Ideen wurden auch für die vorliegenden Arbeiten aufgegriffen und weiterverfolgt.

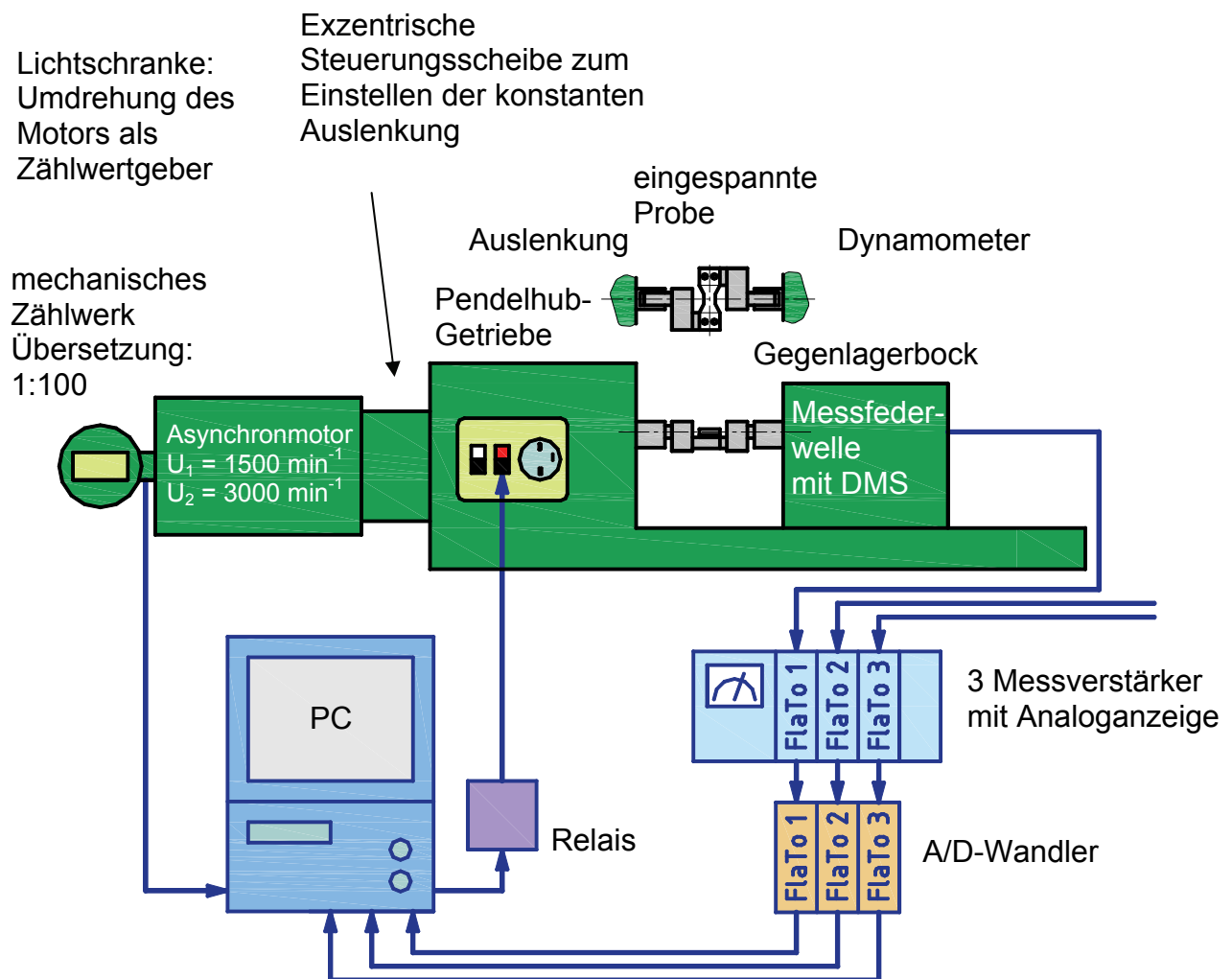


Abb. 3.4: Schematischer Aufbau einer FlaTo mit applizierter Messtechnik

Alle verwendeten FlaTos sind mit zusätzlicher Messtechnik ausgerüstet worden. Die Abb. 3.4 gibt den schematischen Aufbau einer FlaTo mit applizierter Messtechnik wieder. Angetrieben werden die FlaTos von Asynchronmotoren, welche in zwei Drehzahlstufen laufen. Dabei entspricht eine Drehzahl von  $1500 \text{ min}^{-1}$  einer Frequenz von 25 Hz. Die zweite mögliche Drehzahlstufe beträgt  $3000 \text{ min}^{-1}$ , was einer Frequenz von 50 Hz gleichkommt. Über eine Exzenter Scheibe mit Schneckenradgetriebe ist der Asynchronmotor mit einem Pendelhubgetriebe verbunden. Die Auslenkung des Pendelhubgetriebe wird über die Verstellung des Exzenters bestimmt. Die Flachbiegeprobe wird mit vier Schrauben eingespannt. Die Anordnung der beiden Momente sollen in der verjüngten Probenmitte einen gleichmäßigen Spannungszustand erzeugen. Auf der Antriebsseite erfolgt eine definierte Auslenkung, welche über die Versuchsdauer konstant bleibt. Das Abtriebsmoment wird von einem Gegenlagerbock aufgenommen. Hierbei handelt es sich um eine einseitig eingespannte Torsionsfederwelle in zwei ineinander drehbaren Gehäusen. Durch eine Verdrehung kann die Torsions-

federwelle vorgespannt werden, wenn eine Mittelspannung ungleich Null gewünscht ist. Die Torsionsfederwellen wurden zusätzlich mit DMS in Vollbrückenordnung appliziert. Die Brückenspeisespannung beträgt 5 V. Die Signale der DMS werden mit analogen Messverstärkern (Hersteller: HBM, Typ KWS 3073 bzw. KWS 50) verstärkt. Zur Bestimmung der Lastwechselzahl wurde am mechanischen Zählwerk des Antriebmotors eine Lichtschranke montiert. Die Signale (für Lastwechselzahl, positives und negatives Moment) werden in einem A/D-Wandler (Eigenentwicklung IfW) verknüpft und einem konventionellen PC zugeführt und in einer dafür entwickelten Software weiterverarbeitet. Auf der Antriebseite erfolgt eine gleich bleibende Auslenkung der Flachbiegeprobe.

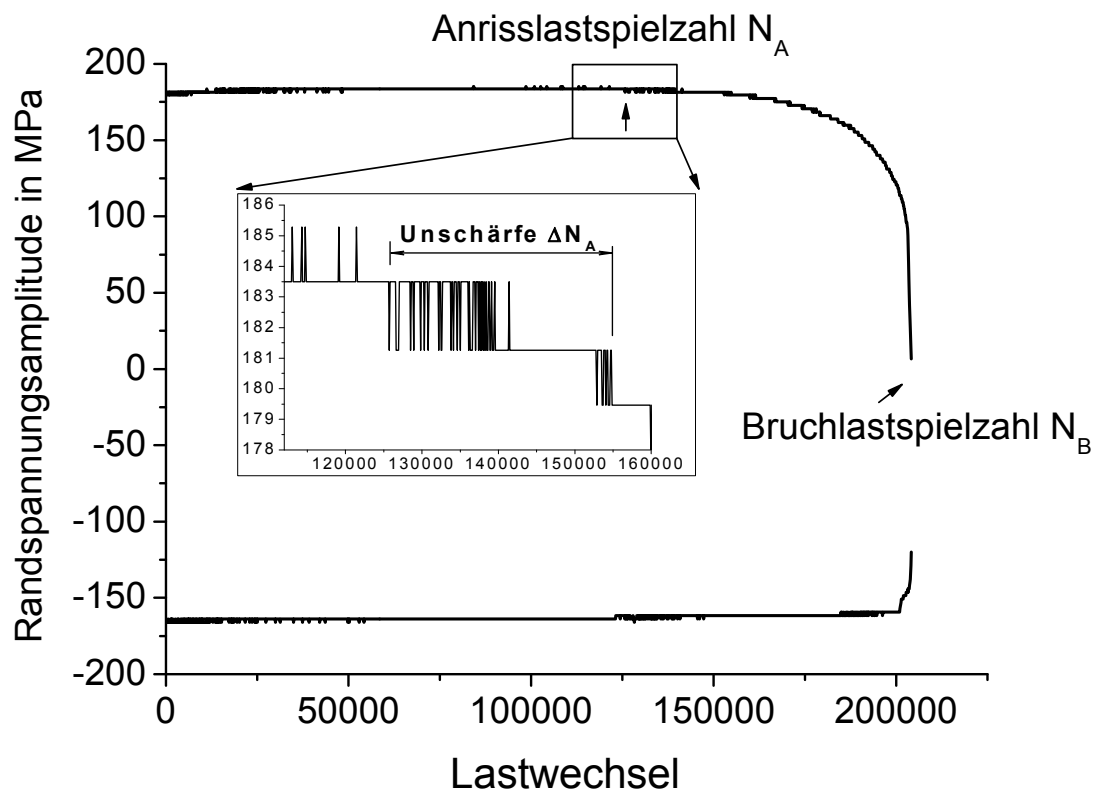


Abb. 3.5: Aufgezeichnete Hüllkurve bis zum Bruch

Somit wird auf der Abtriebseite eine sinusförmige Momentenbelastung auf die Torsionsfederwelle gegeben. Von Interesse sind hier die oberen und unteren Wendepunkte, da so auf die Konstanz der Randspannungsamplitude geschlossen werden kann. Von jedem hundertsten Lastwechsel wird ein Sinusdurchgang aufgenommen. Der A/D-Wandler ist in der Lage, alle 0,0002 s Werte aufzunehmen. Das entspricht bei einer Frequenz von 25 Hz pro Schwingung 200 Messwerten und bei einer Frequenz von 50 Hz pro Schwingung werden 100 Messwerte aufgezeichnet, aus denen der größte und der kleinste Wert gefiltert und abgespeichert werden. Mit diesen Minimum- und Maximumwerten wird eine Hüllkurve der Sinusschwingung über der Lastwechselzahl erstellt, vgl. Abb. 3.3. Die Momente wurden mit Gl. (3.5) in Spannungswerte umgerechnet. Die Abnahme der Spannungs-

amplitude kann nach erfolgtem Anriss aufgrund des unbekannt abnehmenden Widerstandsmomentes eigentlich nur tendenziell gezeigt werden. In Folge eines Probenanrisses kommt es zu einem Absinken der Randspannungsamplitude und somit verringern sich auch die Momente an der Torsionsfederwelle. Im vorliegenden Fall erfolgte der Anriss zuerst an der oberen Probenseite. Da die Messwerte digitalisiert werden, ergeben sich entsprechende Abstufungen. Für die Ermittlung der Anrisszahl  $N_A$  kann somit noch ein Unschärfebereich  $\Delta N_A$  zugeordnet werden. Die Torsionsfederwelle wurde mittels eines Hebels und Gewichten statisch kalibriert. Um das Verfahren zu überprüfen, wurde zusätzlich eine dynamische Kalibrierung durchgeführt. Hierzu wurden zwei nicht verjüngte Proben mit 42 mm Breite aus Federstahl 55Si7 ebenfalls mit DMS appliziert. Diese Proben wurden zuvor einer Wärmebehandlung unterzogen und anschließend auf ihr Endmaß von 5 mm bzw. 10 mm Dicke geschliffen, so dass sich Widerstandsmomente von  $175 \text{ mm}^3$  bzw.  $700 \text{ mm}^3$  bezogen auf den rechteckigen Querschnitt ergeben. In einer konventionellen Zugprüfmaschine wurde in Kombination mit einer für diesen Zweck konstruierten Vierpunktbiegevorrichtung Kalibrierkurven angefertigt. Dabei erreichte die 5 mm Probe (P05) einen max. Fehler von 1,15 % und die 10 mm dicke Probe (P10) von 1,07 %, siehe Tab. 3.2.

Probe	Max.Biegemoment in Nm	Messbereich in MV/V	Empfindlichkeit in Nm/V	Fehler in %
P05	15	1	1,728	1,15
P05	30	2	3,485	0,29
P05	80	5	8,766	0,42
P10	160	1,5	10,269	1,07
P10	300	4,5	30,816	0,55

Abb. 3.2: Kalibriergenauigkeit der Proben P05 und P10

Anschließend wurden die Kalibrierproben in die Flachbiege- und Torsionsmaschinen eingespannt und mit diversen Randspannungsamplituden belastet. Die Abb. 3.6 zeigt am Beispiel einer FlaTo mit einem Einsatzbereich von  $\pm 160 \text{ Nm}$  den Verlauf der so ermittelten Randspannungen aus den Messdaten der Torsionsfeder und den zwei Kalibrierproben. Die Gerade der dünnen Kalibrierprobe P05 ist nahezu deckungsgleich mit der Bezugsgeraden. Für die Probe P10 zeigt sich insbesondere bei höheren Momenten bzw. Randspannungsamplituden eine größer werdende Abweichung. Erklärt werden kann dieses Verhalten mit den größeren Verdrehwinkeln der Torsionswelle, welche durch die biegesteifere Probe verursacht werden.

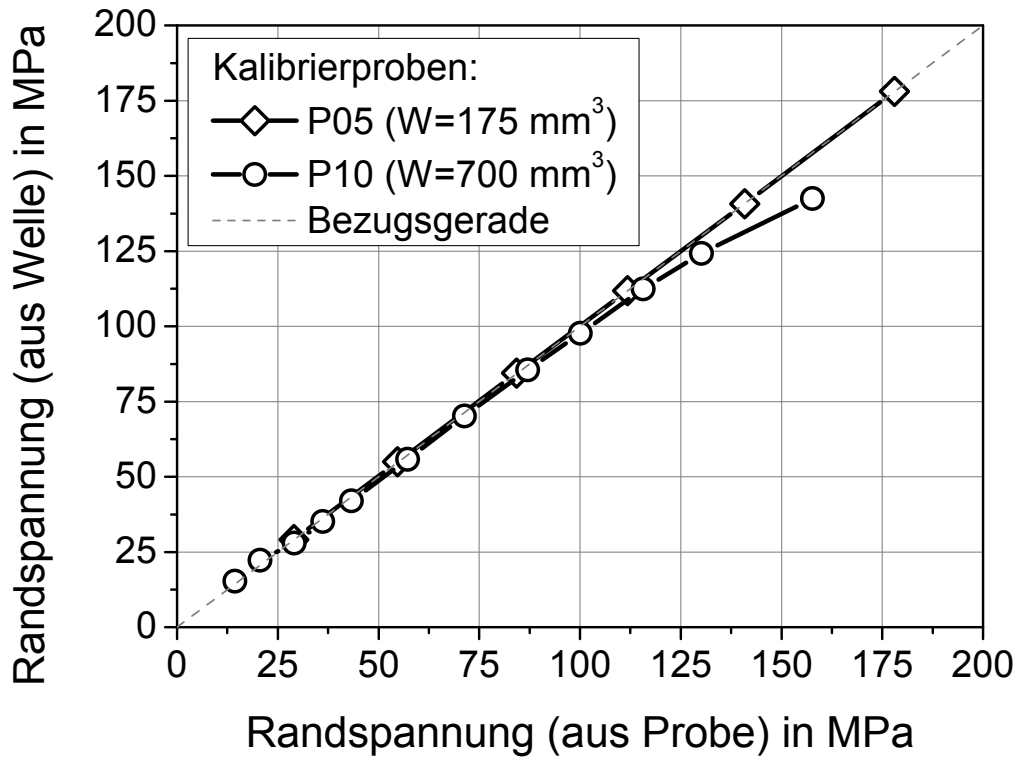


Abb. 3.6: Vergleich der mit Kalibrierproben und Torsionsfeder ermittelten Randspannungen

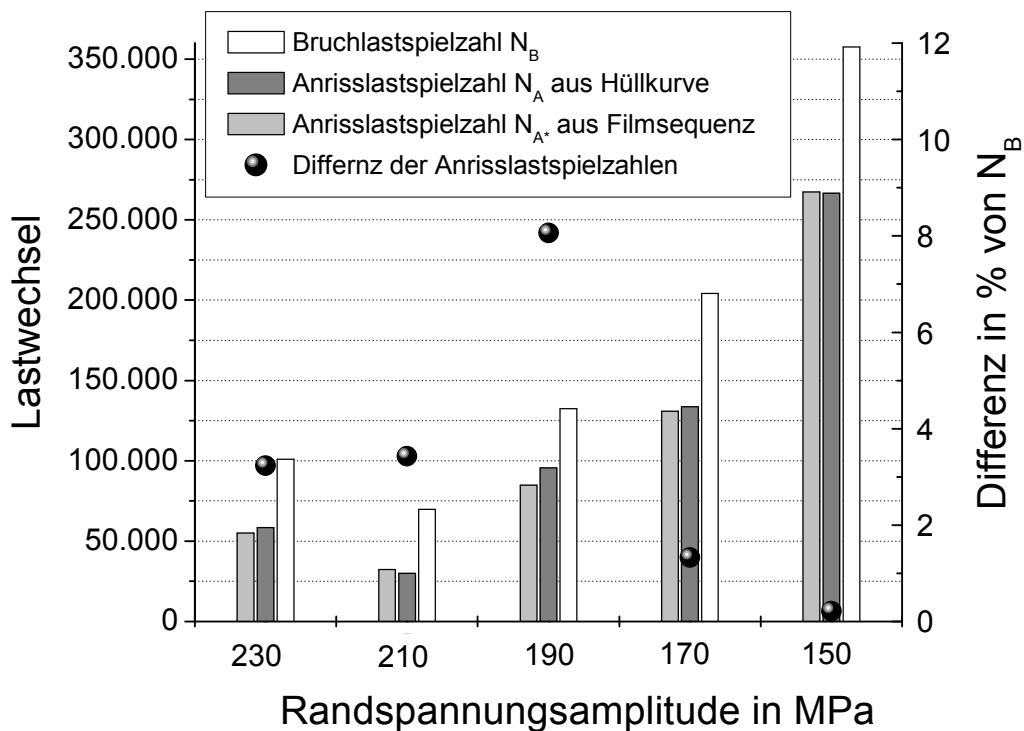


Abb. 3.7: Vergleich der Anrisslastspielzahlen ermittelt aus der Hüllkurve und der Filmaufnahme

Mechanisch betrachtet, liegt also ein leichter Anstieg des Momentenverlaufs in Richtung der quasi festen Einspannung, also der Reactio-Seite vor. Dies bestätigen auch die Versuche mit verjüngten Flachbiegeproben, die insbesondere bei hohen Lasten außermittig anreißen. Die Bestimmung der Anrissgenauigkeit wurde zusätzlich visuell überprüft. Hierzu wurden hochauflösende Filmaufnahmen (Kamera Fa. Sony HDV mit Vario-Sonnar-Teleobjektiv) zu mechanisch polierten Flachbiegeproben gemacht. Unter Einsatz eines Stroboskops konnte ein stehendes Bild erzeugt werden. Vorgegeben wurde außerdem eine geringfügige Mittelspannung, um zu gewährleisten, dass die Proben an der Kamera zu gewandten Seite anreißen. Durchgeführt wurden Versuche bei verschiedenen Randspannungsamplituden. Einen Auszug der Auswertungen von Hüllkurven und Filmaufnahmen zeigt das Diagramm in Abb. 3.7. Bezugspunkte bilden dabei die Bruchlastspielzahlen (weiße Säulen). Die hellgrauen bzw. dunkelgrauen Säulen geben die Anrisslastspielzahlen wieder. Insgesamt konnte eine gute Übereinstimmung festgestellt werden.

Das Programm für die FlaTos wurde mit HP View geschrieben. Die Möglichkeiten und Aufgaben lassen sich wie folgt zusammenfassen:

#### Input:

- Signale des Lichtschrankenimpulsgebers.
- Verstärktes Signal der DMS / Messbrücke der Torsionsfederwelle

#### Output:

- Anzeige der Einrichtungsparameter
- Visuelle online Darstellung des vermessenen Sinuskurvenabschnitts
- Visuelle online Darstellung der Hüllkurven
- Daten in ASCII-Code von Lastspielzahl und Drehmoment der Messfederwelle zur weiteren Bearbeitung mit Tabellenkalkulations- oder Datendarstellungsprogramm

#### Abschaltkriterien:

- Bei Probenbruch (Für die Aufnahme von WÖHLER-Kurven)
- Wenn eine vorher bestimmte Lastspielzahl erreicht wird
- Wenn die Amplitude einen vorher bestimmten Wert unterschreitet
- Manuelle Abschaltung (z. B. Not-Aus)

### **3.3.2 Umlaufbiegeversuche**

In der Abb. 3.8 sind die geometrischen Abmessungen der verwendeten Umlaufbiegeproben dargestellt. Der rote Punkt in Probenmitte kennzeichnet den Messpunkt für die röntgenographischen Untersuchungen. Mit den Pfeilen wird die X- bzw. Y-Richtung angezeigt. Die Versuche erfolgten auf einer Umlaufbiegemaschine (Hersteller: Schenck, Typ Simplex) bei der



einzig möglichen Frequenz von 46 Hz. Die Motordrehzahl beträgt  $2760 \text{ min}^{-1}$ . Über eine flexible Stahlwelle wird die Probe unmittelbar angetrieben. Es erfolgt keine Übersetzung. Das max. Biegemoment von  $\pm 36 \text{ Nm}$  wird über ein Hebelsystem aufgebracht. Der Motor leistet  $320 \text{ W}$  und besitzt ein max. Drehmoment von  $1,1 \text{ Nm}$ . Die Belastung der Probe erfolgt in Vierpunkt-Biege-Anordnung. In der Abb. 3.9 ist die Umlaufbiegeprobe in belastetem Zustand dargestellt. Das System besitzt ein Fest- und ein Loslager mit axialem Freiheitsgrad, der durch Federbleche ermöglicht wird. Die Kräfte werden über zwei Pendelkugellager eingeleitet. Erzeugt werden diese über Gewichte an einem Hebelsystem. Um weitere Informationen über die Schädigungsentwicklung zu bekommen, ist die Umlaufbiegemaschine mit Messtechnik ergänzt worden. An dem mechanischen Zählwerk wurde eine Lichtschranke montiert. Mit einem laseroptischen Wegsensor wird die Absenkung an einer Kräfteinleitungsstelle über den kompletten Versuch gemessen.

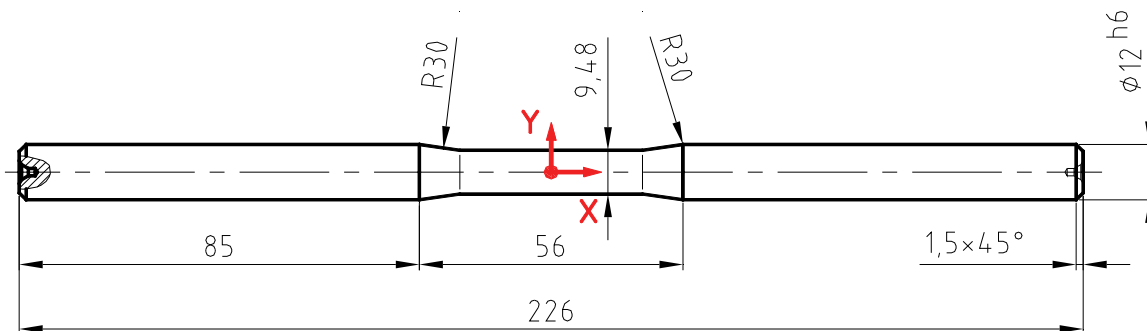


Abb. 3.8: Geometrische Abmessung der Umlaufbiegeproben

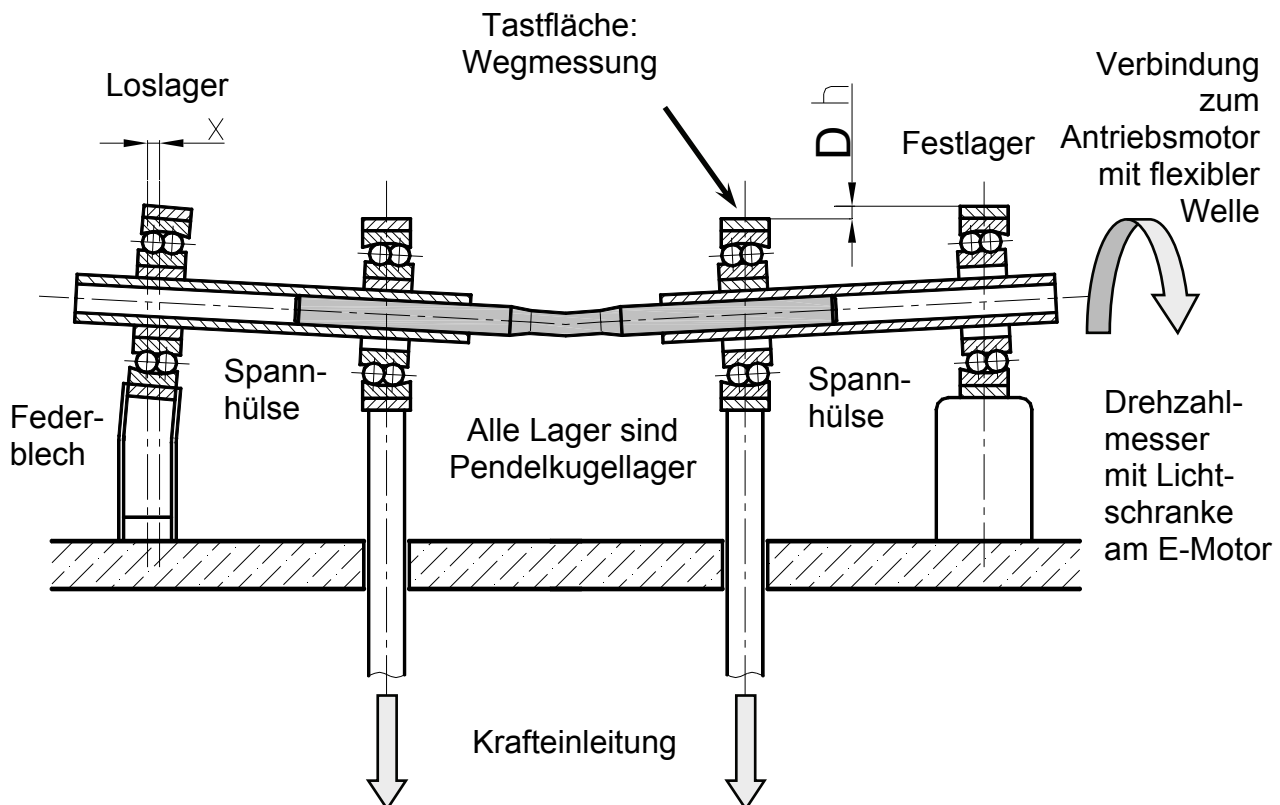


Abb. 3.9: Schematische Darstellung der Umlaufbiegeprobe unter Last

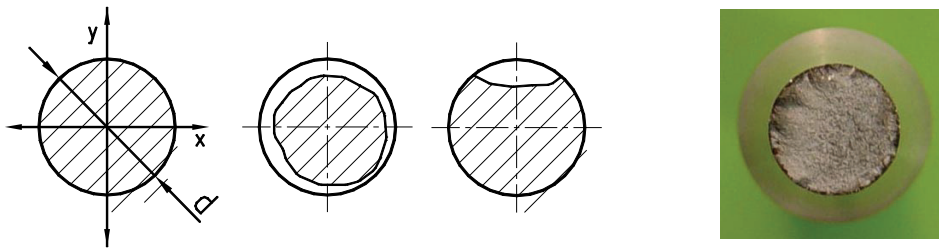


Abb. 3.10: Beanspruchte Querschnittfläche (links), schematische Flächenverkleinerung durch Rissfortschritt (Mitte) und reales Bruchbild (rechts)

Durch den Rissfortschritt erfolgt eine Verkleinerung der beanspruchten Fläche. Die Abb. 3.10 zeigt schematisch zwei typische Rissverläufe. Ist die Nennspannung sehr klein, bildet sich häufig nur eine Rissfront, die sich ausbreitet. Bei hohen Nennspannungen werden über den Umfang verteilt mehrere Risse initiiert, so dass sich die Dauerbruchfläche zu einem geschlossenen Kreisring ausbilden kann. Das Bild auf der rechten Seite zeigt beispielhaft eine Ermüdungsbruchfläche. Deutlich zu erkennen ist, dass über den Umfang verteilt mehrere Anrisse stattfanden. Trotzdem sind die Rissfronten asymmetrisch verlaufen. Solche Bruchflächenverteilungen sind häufig bei mittleren Nennbelastungen zu finden.

Die Biegespannung berechnet sich nach Gl. (3.1). Für das Widerstandsmoment einer kreisförmigen Querschnittfläche gilt:

$$W = \frac{\pi}{32} \cdot d^3 = \frac{\pi}{4} \cdot r^3 \quad \text{Gl. (3.3)}$$

Das Trägheitsmoment entspricht dabei:

$$I = \frac{\pi}{64} \cdot d^4 = \frac{\pi}{4} \cdot r^4 \quad \text{Gl. (3.4)}$$

Das Biegemoment bleibt während des gesamten Versuchs konstant. Verkleinert sich der belastete Querschnitt aufgrund des Rissfortschritts, dann nehmen auch Widerstands- und Trägheitsmoment ab. In Gl. (3.5) ist die Differentialgleichung der Biegelinie beschrieben.

$$y'' = \frac{d^2 y}{dx^2} = -\frac{M_b}{E \cdot I} \quad \text{Gl. (3.5)}$$

Die 1. Integration liefert den Neigungswinkel  $y' = \varphi$ .

$$y' = \int y'' dx = -\int \frac{M_b}{E \cdot I} dx = -\frac{M_b}{E \cdot I} \cdot x + C_1 \quad \text{Gl. (3.6)}$$

Die 2. Integration liefert Durchbiegung  $y$  an der Stelle  $x$ :

$$y = \int -\frac{M_b}{E \cdot I} \cdot x + C_1 \, dx = -\frac{M_b}{E \cdot I} \cdot \frac{1}{2} x^2 + C_1 \cdot x + C_2 \quad \text{Gl. (3.7)}$$

Die Abstände vom Los- bzw. Festlager zur nächsten Krafteinleitungsstelle betragen  $a = 100 \text{ mm}$ . Zwischen den beiden Krafteinleitungsstellen ist ein fester Abstand von  $150 \text{ mm}$  gegeben. Damit beträgt der Abstand von der Mitte des Loslagers bis zur Mitte des Festlagers  $L = 350 \text{ mm}$ . Zur Bestimmung der Integrationskonstanten  $C_1$  und  $C_2$  werden zwei Randbedingungen zu Hilfe genommen. In den Lagerstellen findet keine Absenkung statt.

$$y = f(x = 0) = 0 = -\frac{M_b}{E \cdot I} \cdot \frac{1}{2} x^2 + C_1 \cdot x + C_2 \quad \text{Gl. (3.8)}$$

Somit berechnet sich die Integrationskonstante  $C_2 = 0$ . Die max. Durchbiegung  $y_{\max}$  wird bei  $L/2 = 175 \text{ mm}$  angenommen. Dieses ist auch der Scheitelpunkt der Biegelinie, an der die Steigung der Tangente und somit der Biegewinkel  $y'$  den Wert Null ergeben muss. Die zweite Randbedingung lautet demnach:

$$y' = f\left(x = \frac{L}{2}\right) = 0 = -\frac{M_b}{E \cdot I} \cdot x + C_1 \quad \text{Gl. (3.9)}$$

Damit kann die Integrationskonstante  $C_1$  bestimmt werden. In der Vierpunktbiegung berechnet sich das Biegemoment mit Gl. (3.10):

$$M_b = F \cdot a = \sigma_b \cdot W \quad \text{Gl. (3.10)}$$

Für die max. Durchbiegung an der Stelle  $x = \frac{L}{2}$  ergibt sich somit die Gl. (3.11)

$$y = f\left(x = \frac{L}{2}\right) = \frac{F \cdot a \cdot L^2}{8 \cdot E \cdot I_{\text{Prüfquerschnitt}}} \quad \text{Gl. (3.11)}$$

Die Durchbiegung an der vorgeschlagenen Messstelle ( $x = a$ ), vgl. Abb. 3.9 unter Berücksichtigung der geometrischen Verhältnisse der Umlaufbiegemaschine entspricht:

$$y = f(x = a) = \frac{F \cdot a^3}{2 \cdot E \cdot I_{\text{Prüfquerschnitt}}} \quad \text{Gl. (3.12)}$$

Um den Effekt abzuschätzen, wurden vorab Berechnungen zur Durchbiegung vorgenommen. Die Abb. 3.11 zeigt beispielhaft das Ergebnis für eine Randspannungsamplitude von  $130 \text{ MPa}$ . Hypothetisch wird vorausgesetzt, dass die Rissfront gleichmäßig von außen nach innen wächst und somit der Durchmesser abnimmt. Erwartungsgemäß nimmt die Durchbiegung zu und das Trägheitsmoment verkleinert sich. Die Berechnungen

dienten lediglich zur Auslegung des Sensors. Es ist beispielsweise nicht berücksichtigt, dass die Rissflanken unter Zugbeanspruchung frei aufklappen können, sich bei Druckbeanspruchung aber abstützen.

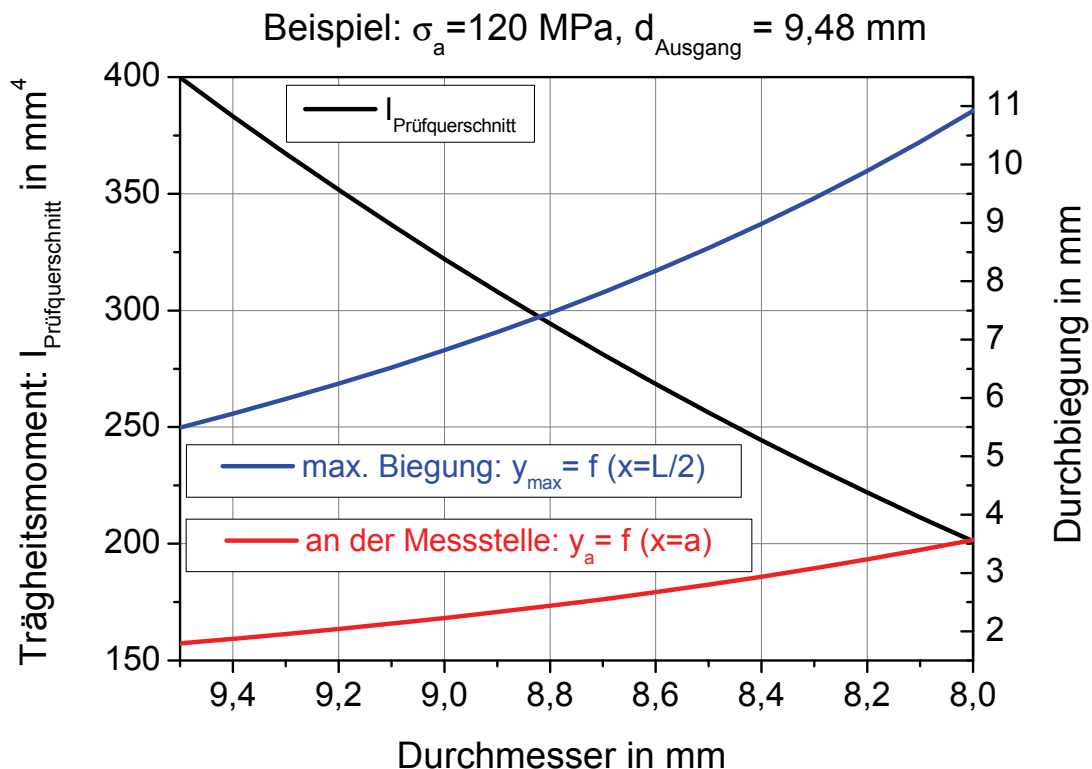


Abb. 3.11: Zu erwartende Durchbiegung bei abnehmendem Durchmesser und Trägheitsmoment bei Biegung in Vierpunktanordnung

Für die Wegmessung wurde ein laseroptischer Sensor (Hersteller: Micro-Epsilon Typ optoNCDT1700) verwendet. Dieser hat einen Messbereich von 10 mm, der Messbereichsanfang liegt bei 30 mm. Die Linearität beträgt  $\pm 0,08 \%$  des Messbereichs. Damit kann eine Auflösung von  $1 \mu\text{m}$  erreicht werden. Die Messrate ist in einem Bereich von 2,5 kHz bis 312,5 Hz programmierbar. Die Datenausgabe kann sowohl digital, als auch analog erfolgen. Genutzt wird das analoge Signal. Dieses wird in einem speziellen A/D-Wandler (Eigenentwicklung IfW) mit dem Signal der Lichtschranke verknüpft und an einem PC in ASCII-Format weitergeleitet. Die Aufnahme der Messpunkte geschieht alle 5 s. Das entspricht ca. 230 Lastwechseln. Mit HP View wurde ein Programm kreiert, das online eine Graphik anzeigt, in der die Entwicklung der Durchbiegung zu sehen ist. Der Messpunkt wird als arithmetischer Mittelwert aus 150 Signalwerten des laseroptischen Sensors berechnet. Dies ist notwendig, da die Umlaufbiegemaschine in Betrieb ihrer Anregung und Eigenfrequenz gemäß vibriert und somit die Abtastfläche ebenfalls leicht schwingt.

### 3.3.3 Zug-Druck-Anordnung

Die Abb. 3.12 zeigt die geometrischen Abmessungen einer Zug-Druck-Probe. Der rote Punkt in Probenmitte kennzeichnet den Messpunkt für die röntgenographischen Untersuchungen. Mit den Pfeilen wird die X- bzw. Y-Richtung angezeigt. Für die Versuche stand eine servohydraulische Prüfmaschine (Hersteller: Zwick/Röll Amsler, Typ HC 30/20) mit einer max. Prüfkraft von 30 kN. Alle Experimente erfolgten spannungskontrolliert bei einer Frequenz von 25 Hz. Der Hydropulser ist mit einem Servoregler (Hersteller: MTS, Typ FlexTest<sup>TM</sup> GT) und der dazugehörigen Software ausgestattet.

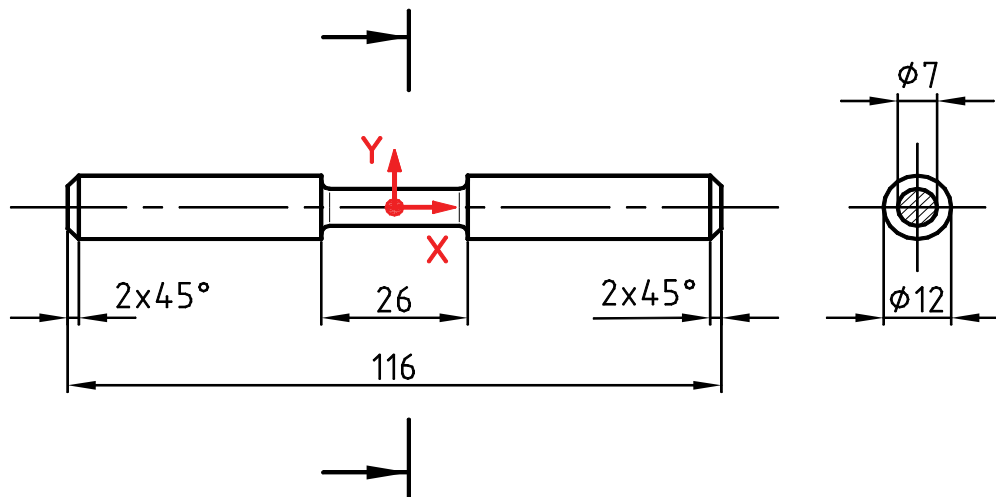


Abb. 3.12: Geometrische Abmessung der Zug-Druck-Proben

### 3.4 Dauerschwingversuche unter korrosiven Bedingungen

Für die Versuche zur Korrosionsermüdung wurden zwei Flachbiege- und Torsionsmaschine, eine Umlaufbiegemaschine und eine Zug-Druck-Prüfmaschine mit Salzsprühnebelkammern bestückt. Die Salzsprühnebelkammern und Aufbereitungsanlagen (beides Eigenentwicklung IfW) wurden in Anlehnung an die DIN EN ISO 9227 (Korrosionsprüfung in künstlichen Atmosphären – Salzsprühnebelprüfungen und Vorgängerversion DIN 50021 (Sprühnebelprüfungen mit verschiedenen Natriumchloridlösungen), siehe [110], und mit entsprechenden Versorgungseinrichtungen aufgebaut. Eine schematische Darstellung zeigt die Abb. 3.13. Hierbei wird der Salzsprühnebel mit einer Düse erzeugt, welche mit unter Druck stehendem Nassdampf (grün) und einer 5 %-igen NaCl-Lösung beschickt wird. Die Salzlösung (cyan) wird in einem Fass bevorratet. Über eine Schlauchleitung wird die Salzlösung spiralförmig durch einen Wärmetauscher geleitet. Im Wärmetauscher sind drei in Serie verbundene Behälter untergebracht, welche in einem Wärme übertragenden Wasser-Glykol-Gemisch (rot) stehen. In diesem befindet sich Leitungswasser (blau). Durch die Behälter wird getrocknete und entölte Druckluft (gelb) geleitet. So kann die Düse mit unter Druck ( $p = 1,8$  bar am Manometer der Wartungseinheit) stehendem Nassdampf beschickt werden. Dass die Salzlösung die gleiche

Temperatur besitzt, ist beim Zusammenführen wichtig, damit die Medien ohne Kondensierungseffekt gemischt werden können.

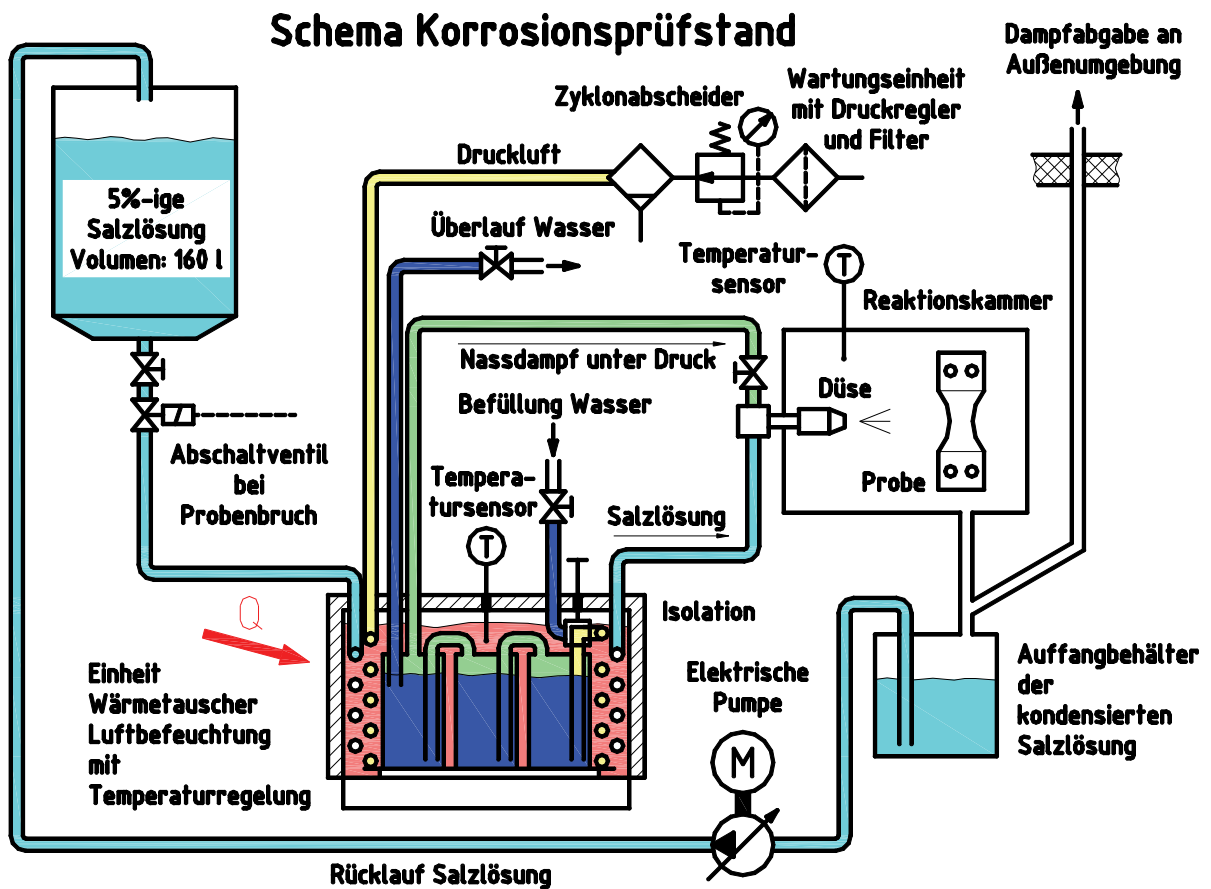


Abb. 3.13: Schematische Darstellung der Salzsprühnebel-Erzeugung

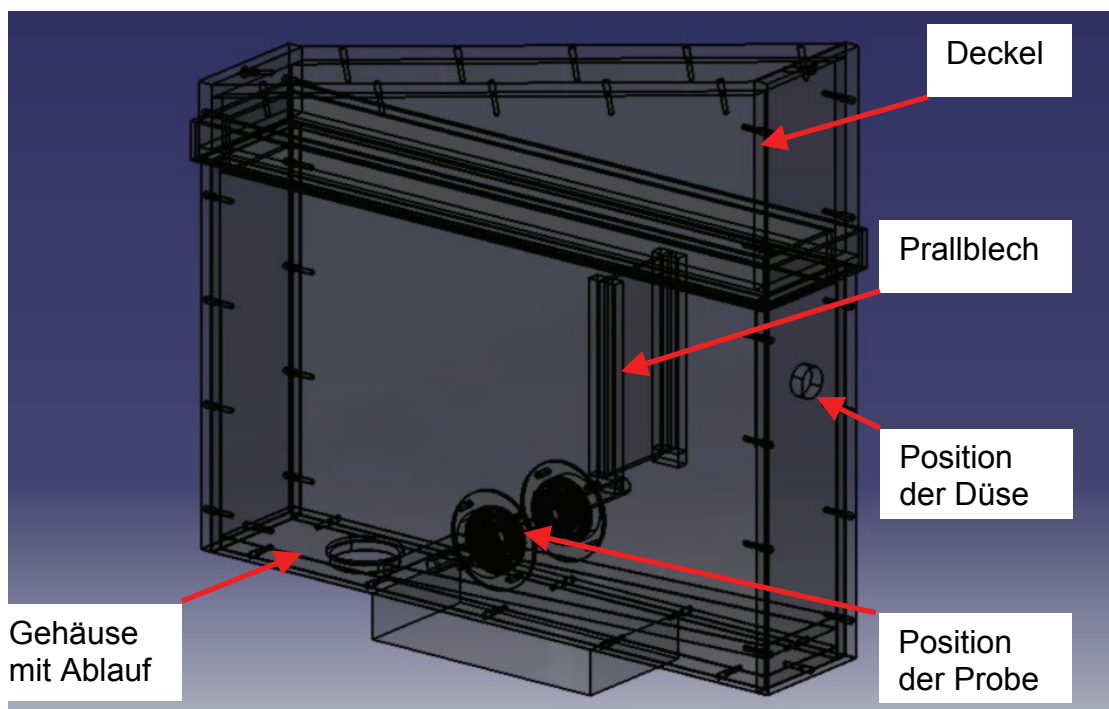


Abb. 3.14: 3D-Zeichnung der Salzsprühnebelkammer für die Umlaufbiegemaschine

Die Versuche wurden bei einer Kammertemperatur von  $T_{\text{Kammer}} = 35 \text{ °C} \pm 2 \text{ °C}$  durchgeführt. Lediglich das Kammervolumen entspricht mit 27 l (Flatos), 9 l (Umlaufbiegemaschine) und 6,5 l (Zug-Druck-Prüfmaschine) nicht den in der Norm geforderten 400 l, da dies aus baulichen Gründen nicht möglich ist. Damit der Strahl nicht direkt auf die Probe trifft, wurde zusätzlich ein Prallblech eingebaut; bzw. die Düse in einer anderen Ebene montiert. Kammer und Prallblech sind aus Kunststoff (Polymethylmethacrylat, Kurzzeichen PMMA, ugs. Acryl- oder Plexiglas) gefertigt. Die Kammer besitzt einen Ablauf für das Kondensat. Dieses wird in einem geschlossenen Behälter gesammelt und mittels einer Tauchpumpe zurück in den Vorratsbehälter gefördert. Die Temperatur wird im Wärmetauscher und in der Salzsprühnebelkammer gemessen. Dem Wärmetauscher ist eine Regelung mit Temperatursensor für die elektrische Leistung vorgeschaltet. Um die thermischen Verluste zu minimieren, sind Wärmetauscher und die Schlauchleitung bis zur Düse isoliert.

Die Abb. 3.14 und 3.15 zeigen beispielhaft den Aufbau der Salzsprühnebelkammern. Die Kammern bestehen aus Gehäuse und Deckel. Am oberen Rand der Gehäuse ist jeweils eine Nut vorgesehen, die eine Weichgummidichtung aufnimmt. Die Dichtung beim Durchtritt der Proben erfolgt mit Radialwellendichtringen. Bei der Konstruktion für die Umlaufbiegemaschine sitzen diese in einer Gummimembran, damit die Probe durchbiegen kann. Für die Zug-Druck-Prüfmaschine ist zusätzlich ein Gehäuse gebaut worden, welches die Erprobung in einer Salzlösung ermöglicht. Dieses Gehäuse besitzt eine Halterung, mit der eine HABER-LUGGIN-Kapillare mit Referenzelektrode in Probennähe positioniert werden kann, so dass elektrochemische Messungen im Dauerschwingversuch möglich sind. Für die Salzsprühnebelkammer der FlaTo wurde ebenfalls eine Halterung mit Referenzelektrode konstruiert. Diese sitzt oberhalb der Flachbiegeprobe. Zwischen der Probe und der HABER-LUGGIN-Kapillare wurde ein Glasvlies fixiert. Die Dauerschwingversuche mit elektrochemischer Messung wurden mit einer geringen Mittelspannung durchgeführt, da die Anrisse oben beginnen sollten. Die Abb. 3.16 zeigt die Referenzelektrode über der Flachbiegeprobe. Die Probe bildet auch hier die Arbeitselektrode und wird über ein Messkabel mit Spitze an den Potentiostaten angeschlossen. Die Probe erhält hierfür stirnseitig eine Sacklochbohrung. Die Verbindung wurde zusätzlich mit Plastilin abgedichtet.

In der Literatur [111-113] finden sich einige interessante Beispiele, in denen elektrochemische Messmethoden in Kombination mit Dauerschwingprüfungen durchgeführt wurden.



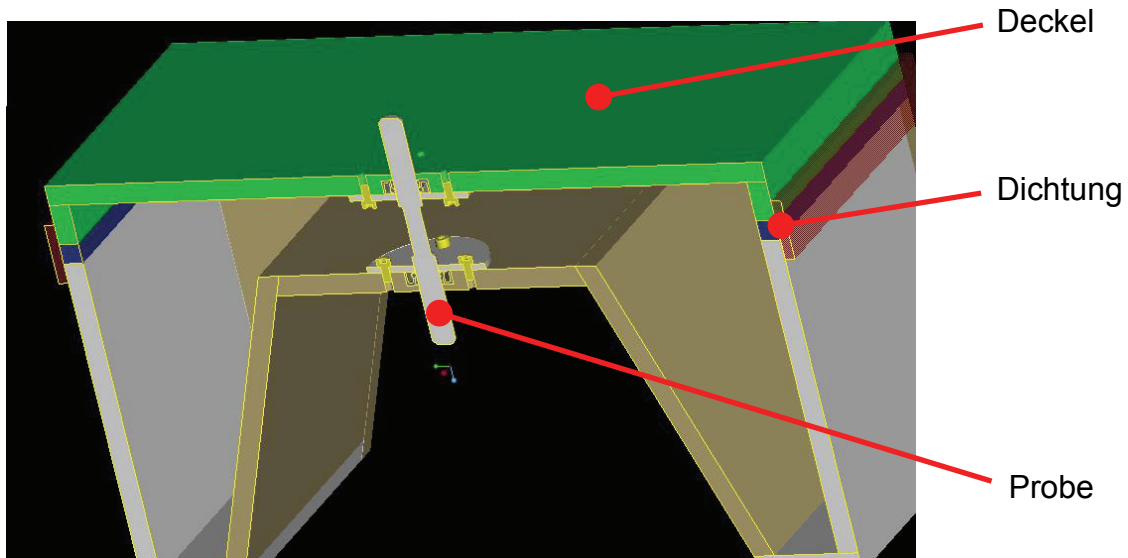


Abb. 3.15: 3D-Zeichnung der Salzsprühnebelkammer für die Zug-Druck-Prüfmaschine mit eingebauter Probe im Schnitt

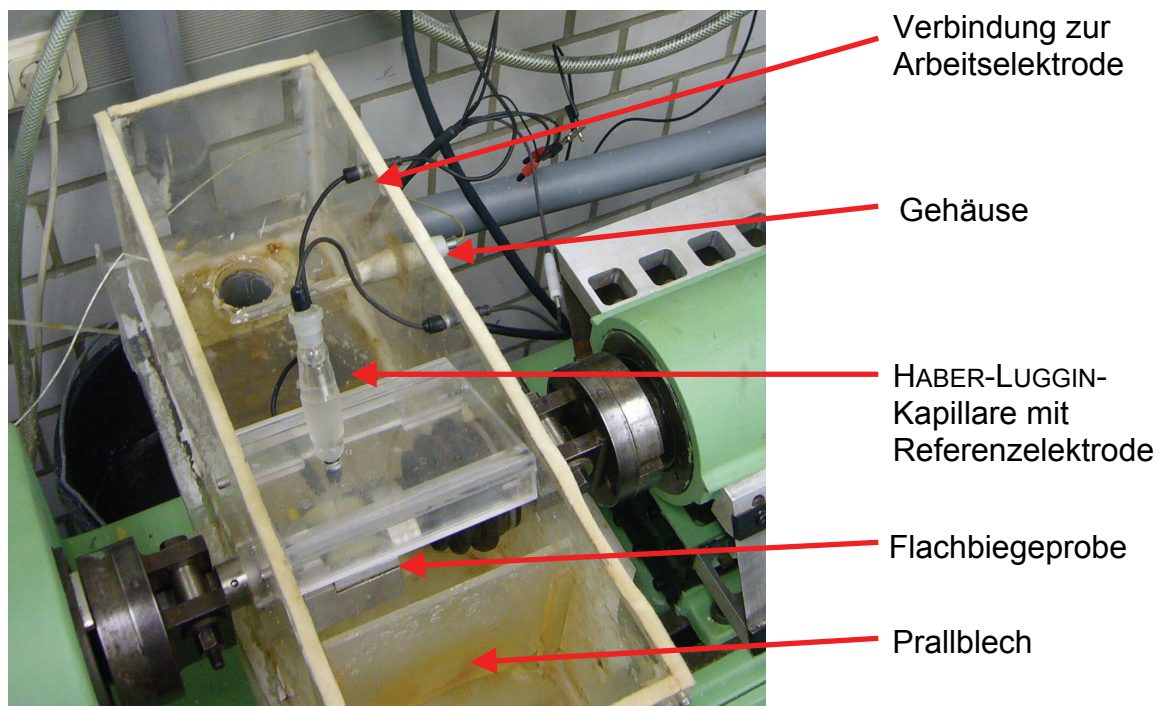


Abb. 3.16: Salzsprühnebelkammer für die Flachbiegung mit eingebauter Referenzelektrode



## 4 Werkstoff- und Randschichteigenschaften

In den Tab. 4.1 bis 4.5 sind die verschiedenen erprobten Randschichtzustände zu finden. Die Einteilung erfolgt sowohl nach Probenform, als auch nach Art der Legierung. Im Anschluss werden die wesentlichen Parameter, die zum Einstellen eines entsprechenden Randschichtzustandes notwendig sind, zusammengefasst. Abschließend sind die Bedingungen aufgeführt, unter denen je nach Legierung eine Wärmebehandlung durchgeführt wurde. Für die Parameter wurde auf Literaturwerte [11, 12, 13] zurückgegriffen. In der angloamerikanischen Literatur werden Kürzel für den Zustand nach einer Wärmebehandlung der Legierungsbezeichnung angehängt. Der Zustand „lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert“ wird mit T6 abgekürzt. Dies entspräche nach der DIN 17007 (Blatt 4 – Werkstoffnummern; Systematik der Hauptgruppen 2 und 3: Nichteisenmetalle) dem Kürzel .67. Häufig wird auch einfach nur die erreichte Mindestzugfestigkeit verschlüsselt angegeben. Im Zustand F35 bedeutet demnach, dass der Werkstoff eine Mindestzugfestigkeit  $R_m$  von 350 MPa besitzt.

Nr.	Randschichtzustände
1	Unbehandelt, Walzhaut durch Umformprozess, keine Wärmebehandlung
2	Wärmebehandelt, Walzhaut durch Umformprozess
3	Wärmebehandelt und anschließend elektrolytisch poliert
4	Wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt mit Keramikperlen
5	Abgefräst, aus 12 mm dicken Blech, keine Wärmebehandlung

Tab. 4.1: Randschichtzustände für die Flachbiegeproben aus dem Halbzeug der Knetlegierung AlZn<sub>4</sub>,5Mg<sub>1</sub>

Nr.	Randschichtzustände
1	Gedreht und wärmebehandelt
2	Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt
3	Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt mit Keramikperlen

Tab. 4.2: Randschichtzustände für die Umlaufbiegeproben aus dem Halbzeug der Knetlegierung AlMg<sub>1</sub>Si<sub>0,5</sub>

Nr.	Randschichtzustände
1	Gusshaut durch Urformprozess, anschließend wärmebehandelt
2	Gusshaut durch Urformprozess, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt mit Keramikperlen
3	Abgefräste Gusshaut, anschließend wärmebehandelt
4	Abgefräste Gusshaut, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt mit Keramikperlen

Tab. 4.3: Randschichtzustände für die Flachbiegeproben, hergestellt im Sandgussverfahren mit der Legierung G-AlSi9Cu3

Nr.	Randschichtzustände
1	Gedreht und wärmebehandelt
2	Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt
3	Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt mit Keramikperlen

Tab. 4.4: Randschichtzustände für die Umlaufbiegeproben, hergestellt im Sandgussverfahren mit der Legierung G-AlSi9Cu3

Nr.	Randschichtzustände
1	Gedreht und wärmebehandelt
2	Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt
3	Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt mit Keramikperlen

Tab. 4.5: Randschichtzustände für die Zug-Druck-Proben, hergestellt im Sandgussverfahren mit der Legierung G-AlSi9Cu3

### Parameter Drehen

Zum Drehen der Rundproben wurden sowohl für die Knet- als auch die Gusslegierungen Wendeschneidplatten der Fa. Arno vom Typ VCGT 16 04 04 FN-ASF Qualität AK 10 verwendet. Die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  betrug 45 m/min bei einem Vorschub von  $f = 0,05$  mm pro Umdrehung. Die Drehzahl  $n$  wurde mit  $2000 \text{ min}^{-1}$  und die Schnitttiefe  $a$  mit 0,2 mm gewählt. Für die Umlaufbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 mit dem gedrehten Randschichtzustand wurden HM-Wendeschneidplatten der Fa. Sandvik vom Typ DCMW 11T3 04 F Qualität CD10 benutzt. Diese sind speziell für Alumin-

iumgusslegierungen ausgelegt. Es wurden die gleichen Parameter verwendet. Sowohl optisch als auch haptisch zeigten die Oberflächen eine Verbesserung.

### **Parameter Fräsen**

Für das schlichtende Planfräsen der Flachbiegeprobenoberfläche wurde ein Fräswerkzeug vom Typ B390-063 Q22-11M der Fa. Sandvik verwendet. Der Fräskörper war ausgestattet mit HM-Wendeschnidplatten vom Typ B390 11T3 08 E-KL in der Qualität H13 A. Die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  betrug 550 m/min bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v_f = 720$  mm/min (entspricht  $f_z = 0,04$  mm Vorschub je Fräserzahn). Die Drehzahl  $n$  betrug  $3000 \text{ min}^{-1}$  und die Spannungtiefe  $a = 2$  mm.

### **Parameter Festwalzen**

Das Festwalzen erfolgte mit einem hydrostatischen Werkzeug der Fa. EcoRoll auf einer konventionellen Drehmaschine. Die Kugel besitzt einen Durchmesser von 6,35 mm (entspricht  $\frac{1}{4}$  Zoll). Als Druck übertragendes Medium wurde eine handelsübliche Bohremulsion verwendet. Dabei wurde ein Festwalzdruck von 80 bar eingestellt. Der Vorschub betrug 0,1 mm pro Umdrehung, bei einer Drehzahl von  $75 \text{ min}^{-1}$ . In den Arbeiten von [8, 107, 108, 109, 111] wurden Untersuchungen über das Festwalzen von div. Aluminiumlegierungen durchgeführt. In Anlehnung an diese Arbeiten sind die hier verwendeten Parameter ausgesucht worden. Hier ging es um einen charakteristischen Zustand einer festgewalzten Randschicht. In Bezug auf die Parameter ist sicherlich noch Potenzial zur Optimierung vorhanden.

### **Parameter Kugelstrahlen**

Das Kugelstrahlen erfolgte mit einer Überdeckungsrate von 200 % und einer Almenintensität von 0,2 mmA. Hierfür wurden Keramikperlen mit  $\varnothing 0,6$  mm verwendet, um eine Kontamination in Bezug auf Kontaktkorrosion zu vermeiden. Das Kugelstrahlen wurde von der Fa. Metal Improvement Company (MIC, Standort Unna) durchgeführt. Die Parameter wurden aufgrund der Erfahrungswerte von MIC ausgesucht. Auch hier liegt der Aspekt auf den typischen Zustand einer kugelgestrahlten Randschicht.

### **Parameter Elektrolytisches Polieren**

Ein weiterer Teil der Proben wurde mit einem laborüblichen Abtragegerät (Fa. Struehrs, Typ LectroPol-5, Elektrolyt Typ A2 I) im Bereich der Verjüngung elektrolytisch poliert. Hierzu wurden die Parameter  $I = 2$  A und  $t = 20$  s verwendet. Ein Teil der Proben wurde keiner weiteren Oberflächenbehandlung unterzogen, so dass hier die Oberflächentopographie derjenigen eines gewalzten Bleches entspricht.

### Wärmebehandlung der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

Die Abb. 4.1 zeigt den Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung für die Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Das Lösungsglühen erfolgte unter einer inerten Ar-Atmosphäre. Anschließend wurden die Proben in Wasser auf RT abgeschreckt. Das Warmauslagern wurde in zwei Stufen durchgeführt. Dazu wurden die Proben auf 100 °C für eine Dauer von 8 h erwärmt. Nachfolgend wurde die Temperatur auf 150 °C erhöht und auf diesem Niveau 20 h gehalten. Abschließend kühlten die Proben an Luft auf RT ab.

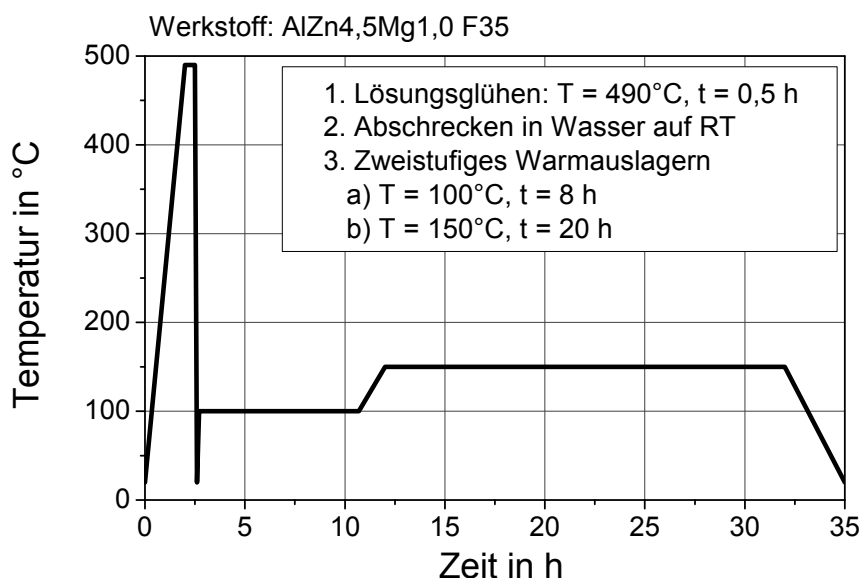


Abb. 4.1: Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung für AlZn4,5Mg1

### Wärmebehandlung der Knetlegierung AlMgSi0,5

Das Lösungsglühen der Proben aus AlMgSi0,5 unter Ar-Atmosphäre erfolgte bei einer Temperatur von 530 °C. Auf diesem Niveau wurden sie mindestens 30 min gehalten. Anschließend erfolgte eine Abschreckung in Wasser auf RT. Zur Erlangung der höchsten Mindestzugfestigkeit fand eine achtstündige Warmauslagerung bei 160 °C statt. Abschließend kühlten die Proben an Luft auf RT ab.

### Wärmebehandlung der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die Proben aus G-AlSi9Cu3 sind im Sandgussverfahren hergestellt worden. Je nach Form kann es zu unterschiedlich schneller Wärmeabgabe beim Erstarren kommen. Um gleiche Voraussetzungen zu schaffen, sind auch diese Proben einer einheitlichen Wärmebehandlung unterzogen worden. Das Lösungsglühen erfolgte bei einer Temperatur von 520 °C ebenfalls unter Ar-Atmosphäre. Auf diesem Niveau wurden sie mindestens 60 min gehalten. Anschließend erfolgte eine Abschreckung in Wasser auf RT. Zur Erlangung der höchsten Mindestzugfestigkeit fand eine Warmauslagerung bei 150 °C für die Dauer von 20 h statt. Abschließend kühlten die Proben an Luft auf RT ab.

### 4.1 Chemische Zusammensetzung

Durchgeführt wurden die chemischen Analysen mit einem optischen Emissionsspektrometer (OES). Die Ergebnisse sind in den Tab. 4.6 bis 4.7 aufgeführt. Alle Angaben sind prozentual in Bezug auf die Masse angegeben und werden mit den Werten aus [13, siehe auch DIN 1725 - Teil 1 und 2] als Vergleich dargestellt. Für die Legierungen sind noch andere Beimengungen zulässig, wenn sie den Einzelwert 0,05 Ma.-% bzw. den Summenwert von 0,15 Ma.-% nicht überschreiten.

Element		Messwert in Ma.-%	Sollwert in Ma.-%
Zink	Zn	4,76	4,0 – 5,0
Magnesium	Mg	1,26	1,0 – 1,4
Silizium	Si	0,23	≤ 0,35
Kupfer	Cu	0,17	≤ 0,20
Mangan	Mn	0,24	0,05 – 0,50
Eisen	Fe	0,32	≤ 0,40
Chrom	Cr	0,206	0,10 – 0,35

Tab. 4.6: Knetlegierung AlZn4,5Mg1 (Wst-Nr. 3.4335, AA *Int. Rec.* 7020); Zusammensetzung in Prozent der Masse, Rest Aluminium

Element		Messwert in Ma.-%	Sollwert in Ma.-%
Magnesium	Mg	0,568	0,35 – 0,60
Silizium	Si	0,648	0,30 – 0,60
Eisen	Fe	0,224	0,10 – 0,30
Kupfer	Cu	0,01	≤ 0,10
Mangan	Mn	0,022	≤ 0,10
Chrom	Cr	0,003	≤ 0,05
Zink	Zn	0,046	≤ 0,15
Titan	Ti	0,016	≤ 0,10

Tab. 4.7: Knetlegierung AlMgSi0,5 (Wst-Nr. 3.3206, AA *Int. Rec.* 6060); Zusammensetzung in Prozent der Masse, Rest Aluminium; Mittelwerte aus 5 Messungen

Element		Messwert in Ma.-%	Sollwert in Ma.-%
Silizium	Si	8,530	7,50 – 9,50
Kupfer	Cu	2,836	2,00 – 3,50
Eisen	Fe	0,395	≤ 1,30
Mangan	Mn	0,207	0,20 – 0,5
Magnesium	Mg	0,191	0,10 – 0,3
Nickel	Ni	0,016	≤ 0,30
Zink	Zn	0,755	≤ 1,20
Titan	Ti	0,076	≤ 0,15

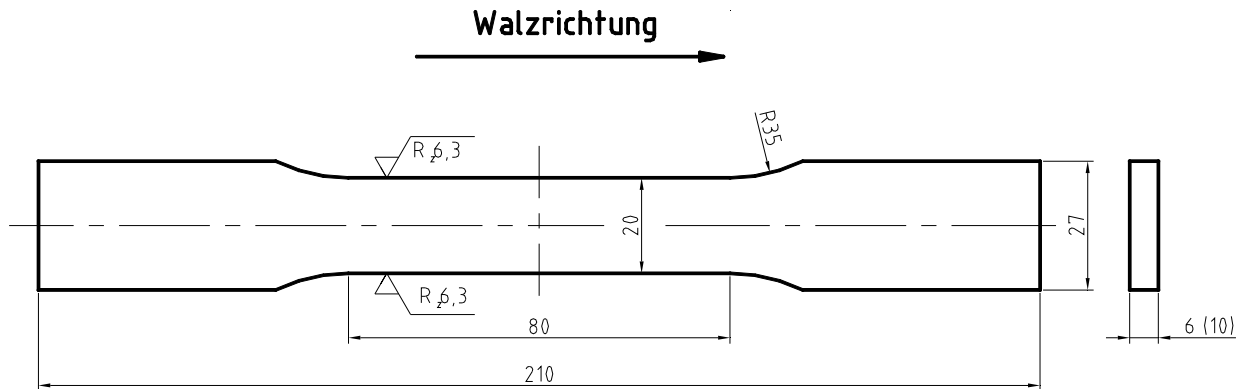
Tab. 4.8: Gusslegierung G-AlSi9Cu3 (Wst-Nr. 3.2161, AA Cast. Rec. 359.0); Zusammensetzung in Prozent der Masse, Rest Aluminium

Die Ergebnisse zeigen, dass die Massenanteile der Elemente in der Größenordnung der von der DIN [99, 124] geforderten Werten liegen. Lediglich der Siliziumwert der AlMgSi0,5 liegt unwesentlich über dem oberen Grenzwert. Dies ist vermutlich auf das Anschleifen bei der Probenpräparation zurückzuführen, welches mit sandhaltigem Schleifpapier durchgeführt wurde.

## 4.2 Mechanische Festigkeitskennwerte

Zur Ermittlung der mechanischen Festigkeitskennwerte der Legierungen wurden Zugversuche nach DIN EN 10002 – Metallische Werkstoffe durchgeführt. Berücksichtigt wurden dabei auch die Wärmebehandlungszustände. Den Randbedingungen entsprechend, ergeben sich für die Proben verschiedene Geometrieformen, die in den Abb. 4.2 bis 4.4 zu sehen sind. Die Zugproben der Knetlegierungen sind aus den Halbzeugen entnommen. Die Rundproben der Gusslegierungen wurden aus einem Rohling einer 10 mm dicken Flachbiegeprobe herausgearbeitet. Alle Spannung-Dehnungs-Verläufe sind in der Abb. 4.5 dargestellt. In der Tab. 4.9 sind die Ergebnisse vergleichend zusammengefasst. Die größten Zugfestigkeiten sind bei der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 vorhanden. Auffallend ist hier, dass die Festigkeitskennwerte nach einer Wärmebehandlung leicht abnehmen. Ursache dürfte hierfür sein, dass die naturharte Legierung beim Herstellungsprozess des Walzens eine zusätzliche Verfestigung erfährt. Die größte Bruchdehnung weist mit 18,5 % die Knetlegierung AlMgSi0,5 auf. In Bezug auf die Festigkeit ist hier kein signifikanter Unterschied zwischen dem unbehandelten Auslieferungszustand (F22) und dem Zustand nach der Wärmebehandlung zu erkennen. Im Gegensatz zum gewalzten Blechhalbzeug, wird Rundhalbzeug im Herstellungsprozess durch eine Matrize gezogen. Der Grad der Verfestigung ist bei diesem

Umformprozess also geringer. Erwartungsgemäß zeigt die Gusslegierung die geringsten Festigkeiten und die kleinsten Bruchdehnungen. Zwar konnte eine Wärmebehandlung die Festigkeit steigern, jedoch verringert sich die Bruchdehnung dergestalt, dass eine Bestimmung der 0,2 % Dehngrenze nicht möglich ist.



Probe mit  $t = 6$  mm: Seitenfläche unbearbeitet

Probe mit  $t = 10$  mm: Seitenfläche jeweils 1 mm abgefräst aus Blech mit 12 mm Dicke

Abb. 4.2: Geometrie der Zugprobe aus dem Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1

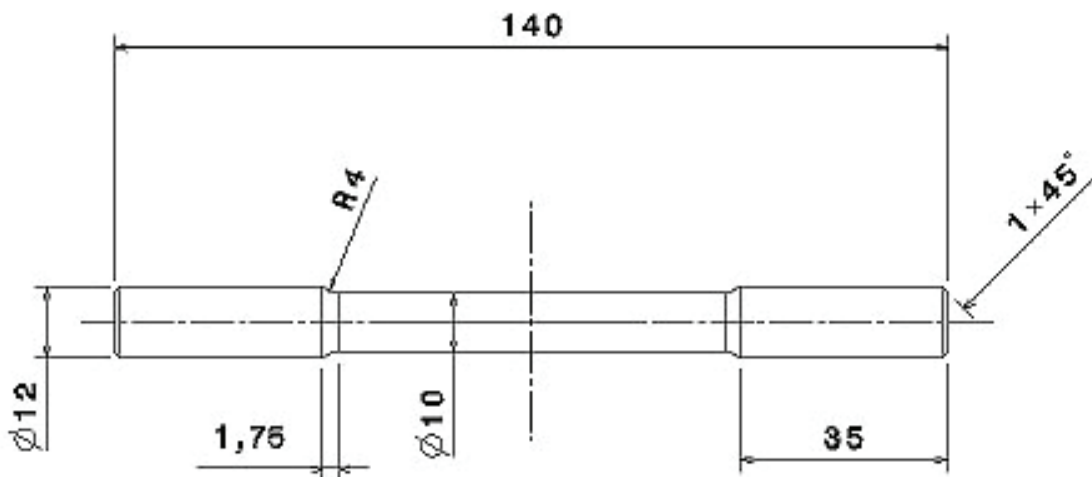


Abb. 4.3: Geometrie der Zugprobe aus dem Rundhalbzeug AlMgSi0,5

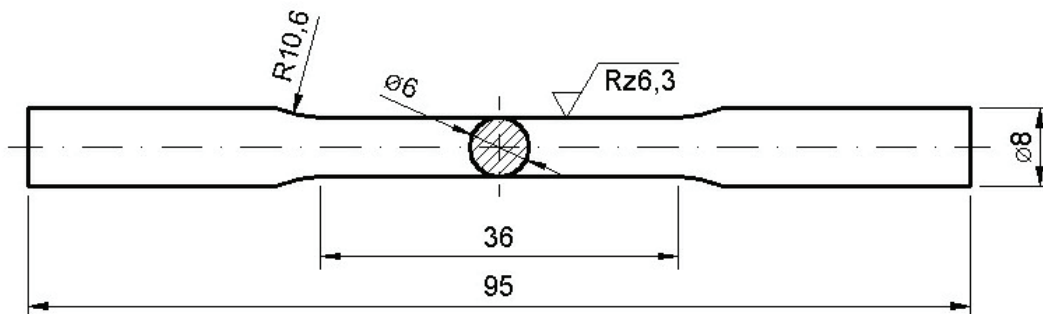


Abb. 4.4: Geometrie der Zugprobe aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3



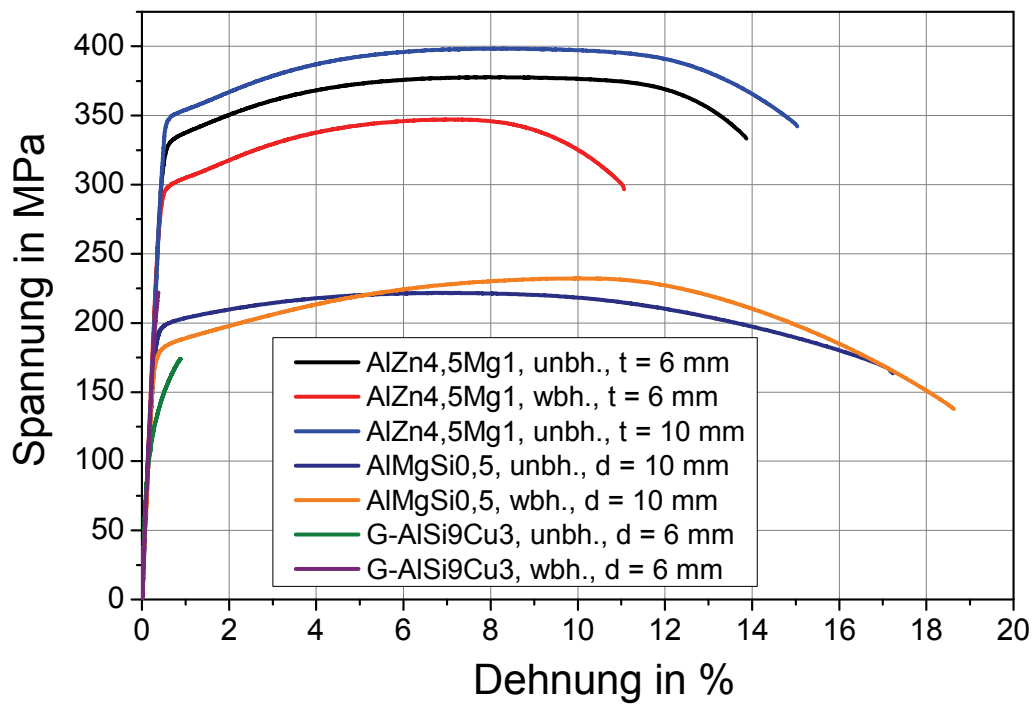


Abb. 4.5: Spannung-Dehnung-Verläufe der verschiedenen Legierungen mit unterschiedlichen Behandlungszuständen

	<b>R<sub>m</sub></b> in MPa	<b>R<sub>p0,2</sub></b> in MPa	<b>E</b> in GPa	<b>A</b> in %
<b>AlZn4,5Mg1</b>				
➤ unbehandelt (6 mm)	380	333	71,86	13,3
➤ wärmebehandelt (6 mm)	350	302	69,91	10,8
➤ Zustand F35 (10 mm)	400	352	69,30	15,0
<b>AlMgSi0,5</b>				
➤ unbehandelt (F22)	222	197	64,67	17,0
➤ wärmebehandelt	232	182	64,54	18,5
<b>G-AlSi9Cu3</b>				
➤ unbehandelt	174	146	80,04	0,7
➤ wärmebehandelt	222	---	76,76	0,1

Tab. 4.9: Mechanische Festigkeitskennwerte der untersuchten Legierungen

### 4.3 Mikrostruktur

Die Abb. 4.6 bis 4.16 zeigen lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur der Legierungen. Da die Mikrostruktur aufgrund der Herstellungsprozesse entsprechend Walz-, Zieh- oder Gusstexturen aufweisen können, sind sowohl Längs- als Querschliffe präpariert worden. Außerdem wurde der Wärmebehandlungszustand berücksichtigt, indem auch hiervon Proben



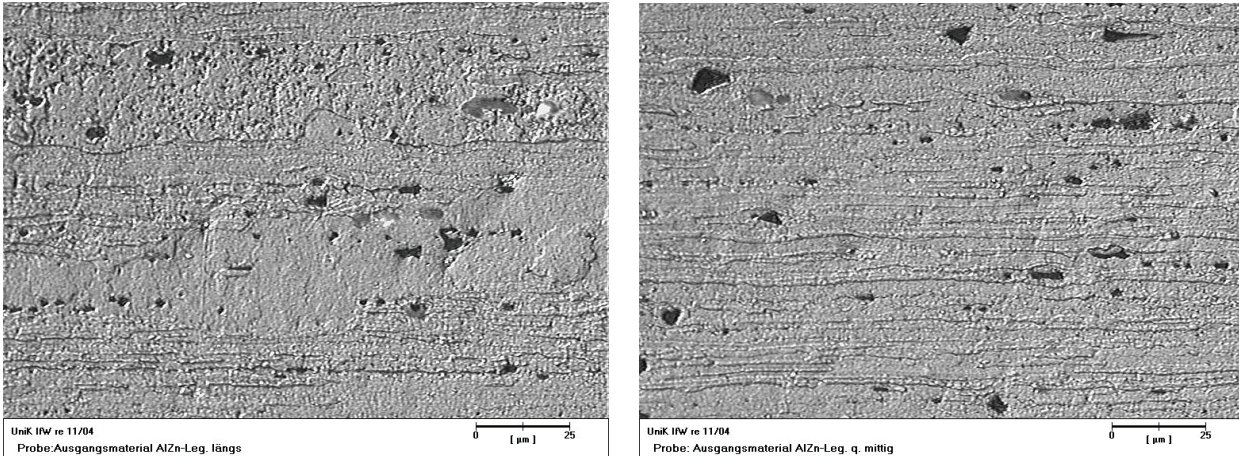
**Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1**

Abb. 4.6: Mikrostruktur von Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1 ( $t = 6$  mm); Längs zur Walzrichtung (links), Quer zur Walzrichtung (rechts), unbehandelt im Anlieferungszustand

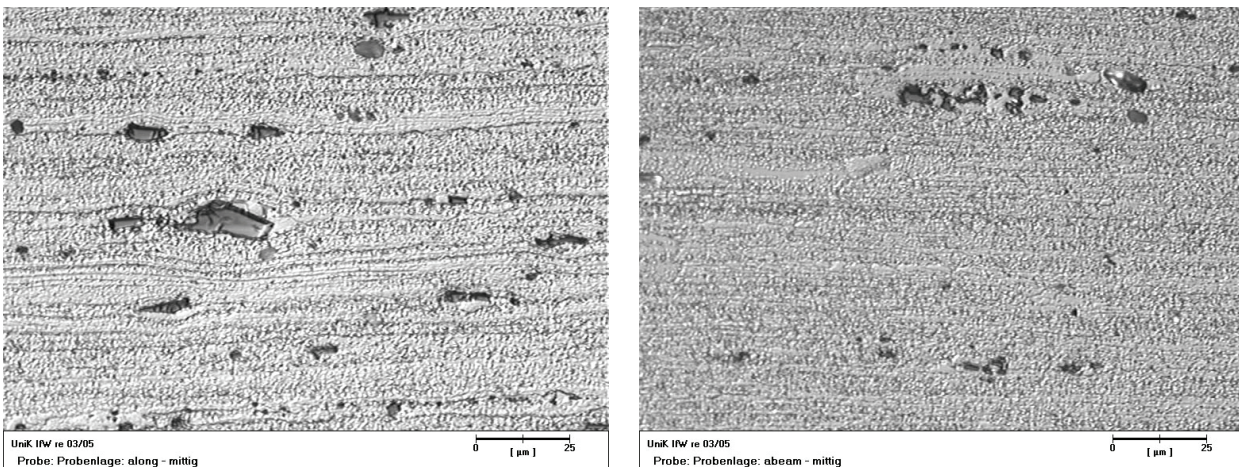


Abb. 4.7: Mikrostruktur von Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1 ( $t = 6$  mm); Längs zur Walzrichtung (links), Quer zur Walzrichtung (rechts), wärmebehandelt

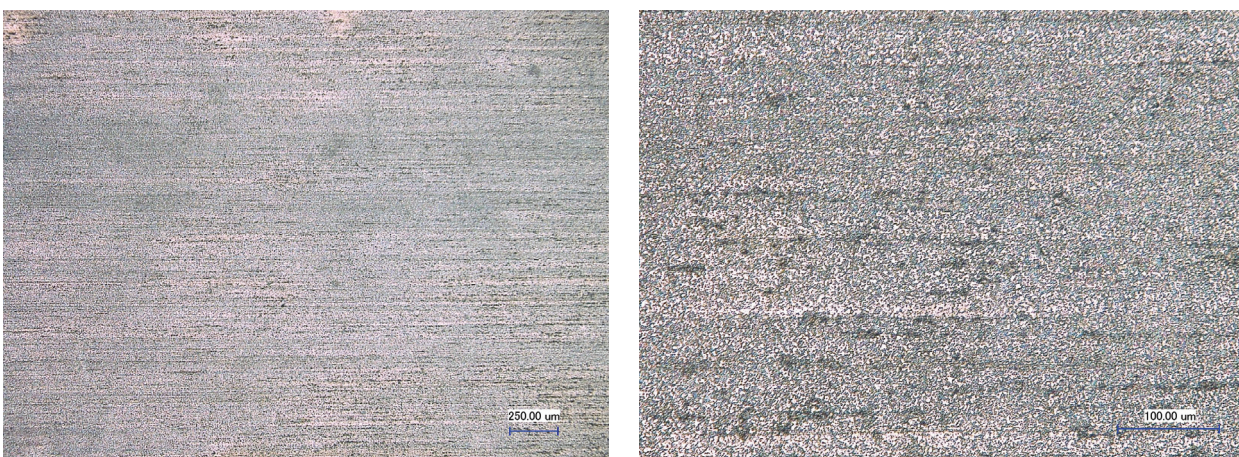


Abb. 4.8: Mikrostruktur von Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1 ( $t = 12$  mm); Quer zur Walzrichtung, V 100:1 (links) und V 500:1 (rechts), unbehandelt im Anlieferungszustand



angefertigt wurden. Die Mikroschliffbilder der Blechhalbzeuge weisen aufgrund des Walzprozesses eine ausgeprägte Zeiligkeit auf. Diese wird auch durch eine Wärmebehandlung nicht aufgehoben. Insbesondere die Proben aus dem 6 mm dicken Blech zeigen im Gegensatz zu den Proben aus dem 12 mm dicken Blech einen hohen Grad an Verunreinigungen. Diese rühren daher, dass solche Halbzeuge mit Zuschlägen aus recyceltem Material produziert werden. Dies trifft auch auf die Knetlegierung  $\text{AlMgSi}_{0,5}$  zu. Die feinen Linien im Gefüge sind Korngrenzen.

### **Rundhalbzeug $\text{AlMgSi}_{0,5}$**

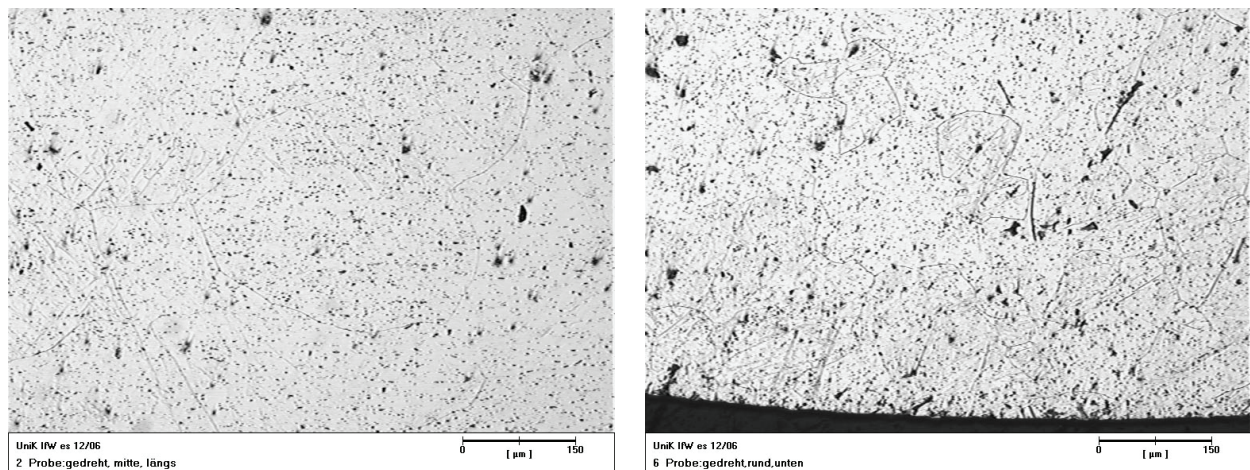


Abb. 4.9: Mikrostruktur von wärmebehandeltem Rundhalbzeug  $\text{AlMgSi}_{0,5}$  ( $\varnothing = 12$  mm); Längs zur Walzrichtung (links), Quer zur Walzrichtung (rechts), Randschicht: festgewalzt

### **Sandguss G-AlSi9Cu3**

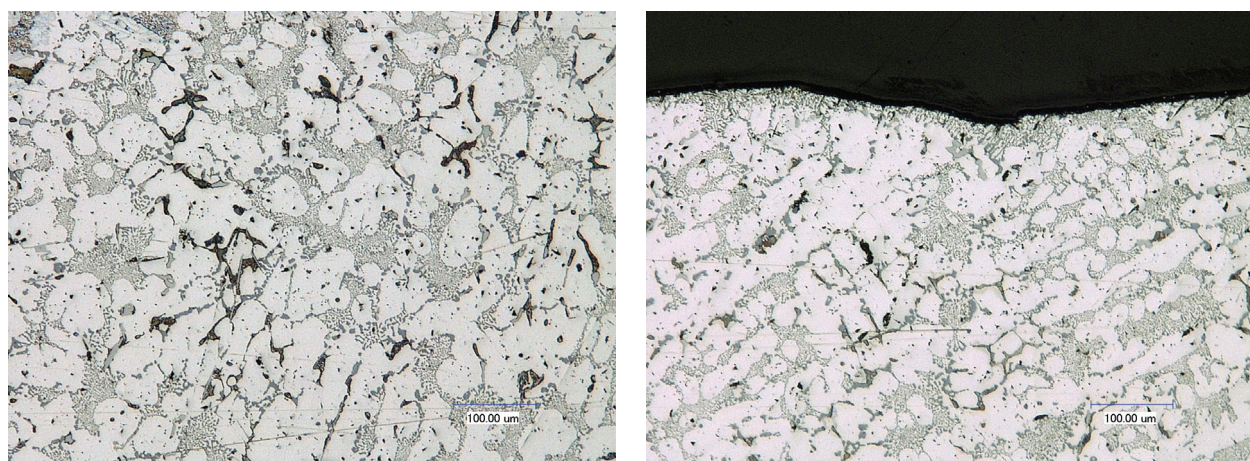


Abb. 4.10: Mikrostruktur der Flachbiegeproben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; in Probenmitte (links), Gushaut (rechts), ohne Wärmebehandlung



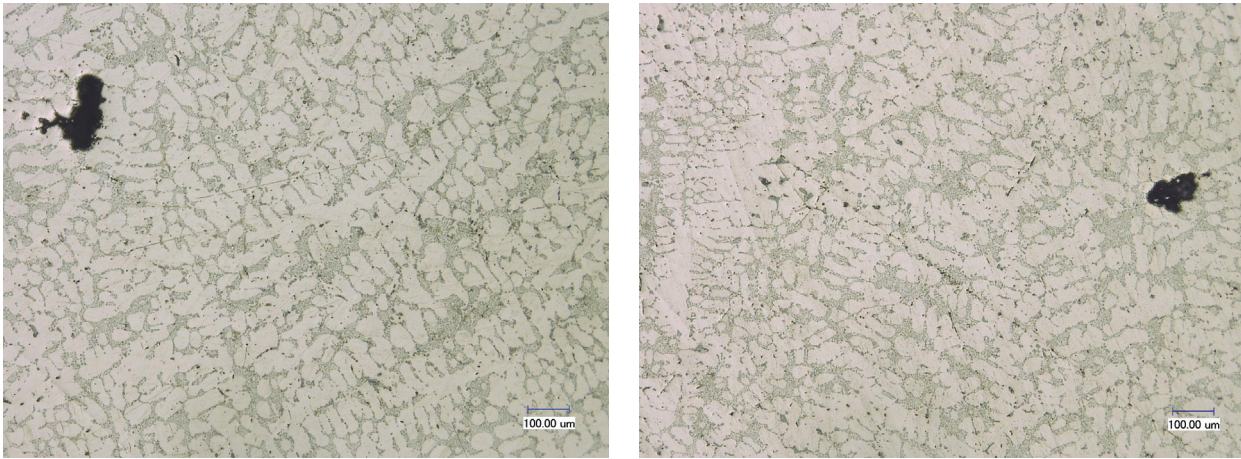


Abb. 4.11: Mikrostruktur der Flachbiegeproben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; Probenlängsrichtung (links), Probenquerrichtung (rechts), mit Wärmebehandlung

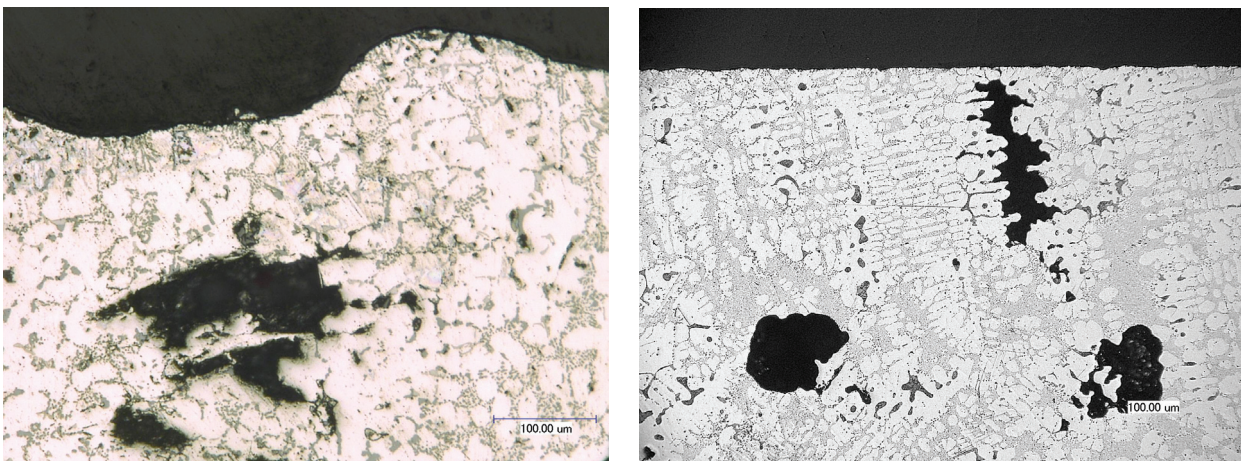


Abb. 4.12: Mikrostruktur der Flachbiegeproben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschicht mit Gusschaut (links), Gusschaut abgefräst (rechts)

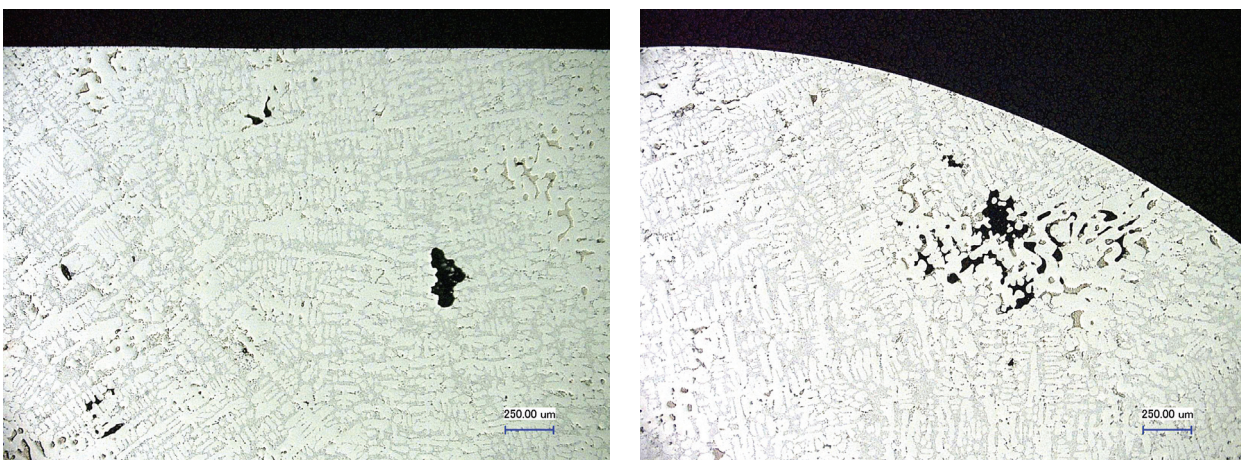


Abb. 4.13: Mikrostruktur der Umlaufbiegeproben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; Probenlängsrichtung (links), Probenquerrichtung (rechts)



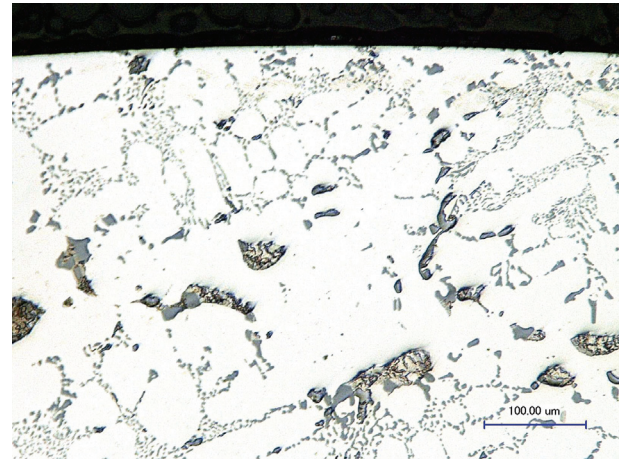
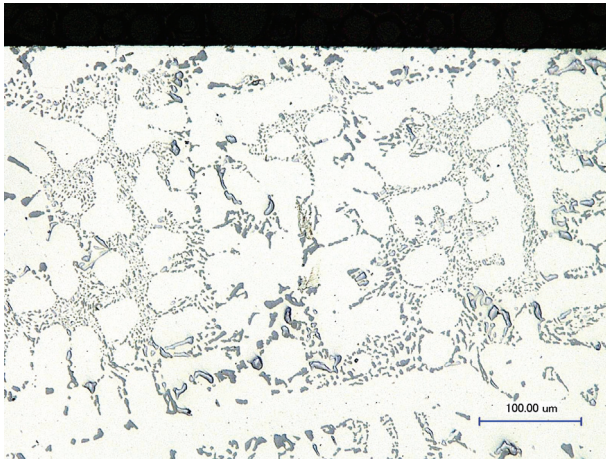


Abb. 4.14: Mikrostruktur der Umlaufbiegeproben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; Probenlängsrichtung (links), Probenquerrichtung (rechts)

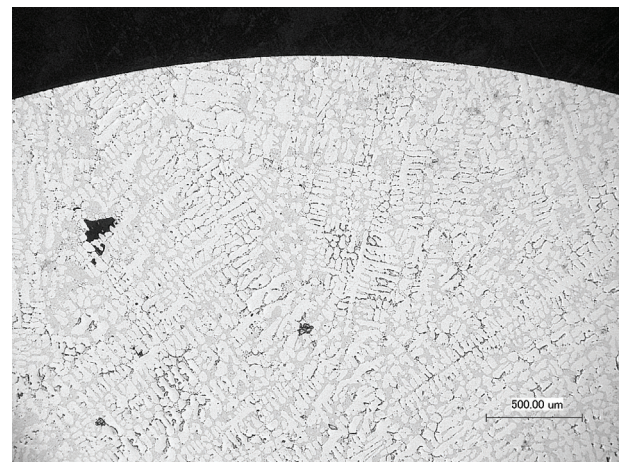
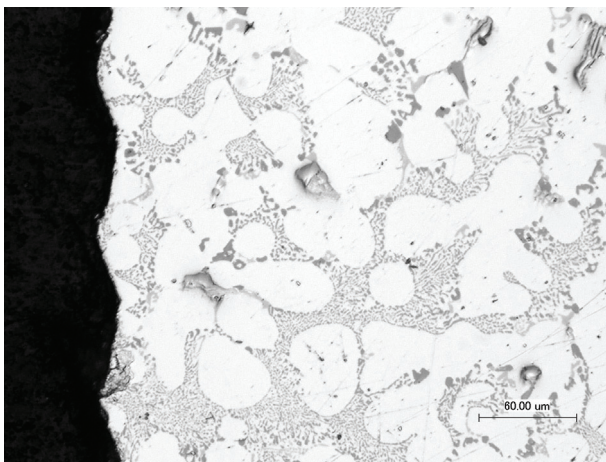


Abb. 4.15: Mikrostruktur der Zug- Druck-Proben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; Probenlängsrichtung (links), Probenquerrichtung (rechts), mit gedrehter Randschicht ohne Wärmebehandlung

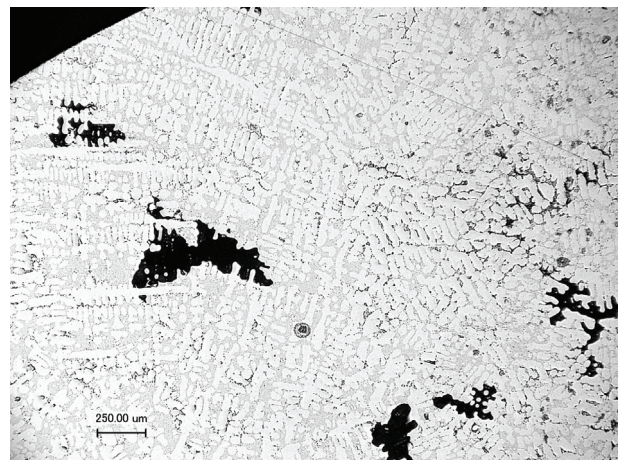
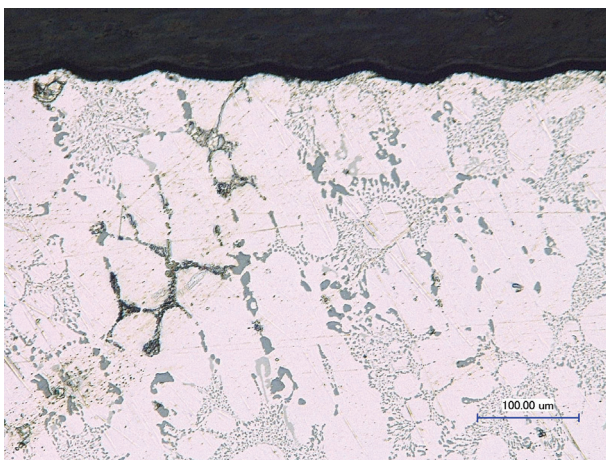


Abb. 4.16: Mikrostruktur der Zug- Druck-Proben aus Sandguss G-AlSi9Cu3; Probenlängsrichtung (links), Probenquerrichtung (rechts), gedrehte Randschicht mit Wärmebehandlung

Erwartungsgemäß weist die Gusslegierung G-AlSi9Cu3 eine dendritenförmige Struktur auf. Eine Gusstextur, die sich an der Probenform ausrichtet, ist wenn man Längs- und Querschliff miteinander vergleicht, nicht zu erkennen. Die Dendriten bestehen aus der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase. In den Zwischenräumen und in der äußeren Randschicht, also der Gushaut befindet sich die AlSi-Phase. Diese Randschicht, vgl. Abb. 4.10, ist nur wenige  $\mu\text{m}$  dick, deckt aber fast geschlossen die  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase an der Oberfläche ab. Bei der gefrästen Randschicht sind von jeder Seite 2 mm entfernt worden, so dass sich auch die geschnittenen Körner der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase direkt an der Oberfläche befinden. Bei allen Probenformen zeigt die Mikrostruktur makroskopisch große Poren. In diesen Poren ist die Luft eingeschlossen, welche beim Füllen der Sandgussform nicht entweichen konnte. Poren finden sich dabei über dem gesamten Querschnitt verteilt, aber auch direkt unter Randschicht sind welche vorhanden, vgl. Abb. 4.12, die nach Abfräsen der Gushaut nun auch direkt an der Oberfläche liegen können. Wenn die Poren in einer Ebene liegen, wie es in Abb. 4.16 zu sehen ist, wird die nominelle Querschnittsfläche beträchtlich verringert. Den Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlungen kann man zum Teil an der Schnittkontur erkennen, wie die Abb. 4.15 am Beispiel einer gedrehten Randschicht zeigt.

#### 4.4 Oberflächentopographie

Die Abb. 4.17 und 4.18 zeigen beispielhaft zwei Bilder der Oberflächentopographie in Falschfarbendarstellung, welche mit einem Weißlichtinterferometer erzeugt wurden. Weitere Aufnahmen befinden sich im Anhang. In der Tab. 4.10 sind die arithmetischen und geometrischen Mittenrauheitswerte  $R_a$  und  $R_z$  sowie die maximalen Rautiefen  $R_t$  aller Randschichtzustände vergleichend zusammengefasst.

Bei den Flachbiegeproben der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 zeigt erwartungsgemäß die polierte Probe die kleinsten Rauheitswerte. Anzumerken ist aber, dass sich beim Abtragen Lokalelemente bilden. Durch die elektrochemischen Prozesse entstehen kleinere Vertiefungen. Die raueste Oberfläche hingegen wird durch Kugelstrahlen erzeugt. Die gefrästen Proben weisen entsprechende Fräsriefen auf. Die Fräsrichtung erfolgte dabei in Walz- bzw. X-Richtung. Die Rauheitswerte sind größer als bei der gewalzten Randschicht, jedoch deutlich kleiner als bei der kugelgestrahlten Randschicht.

Die Umlaufbiegeproben der Knetlegierung AlMgSi0,5 besitzen im gedrehten Zustand die geringste Rauheit. Das Festwalzen ebnet Spitzen, die aufgrund der zerspanenden Bearbeitung des Drehens vorhanden sind, ein. Die durch die Kugel verursachten Rillen sind aber deutlich zu sehen und verändern damit die Oberflächentopographie. Die größten Rauheitswerte zeigt auch hier die kugelgestrahlte Oberfläche. Die Werte liegen in der gleichen Größenordnung wie bei den Flachbiegeproben.



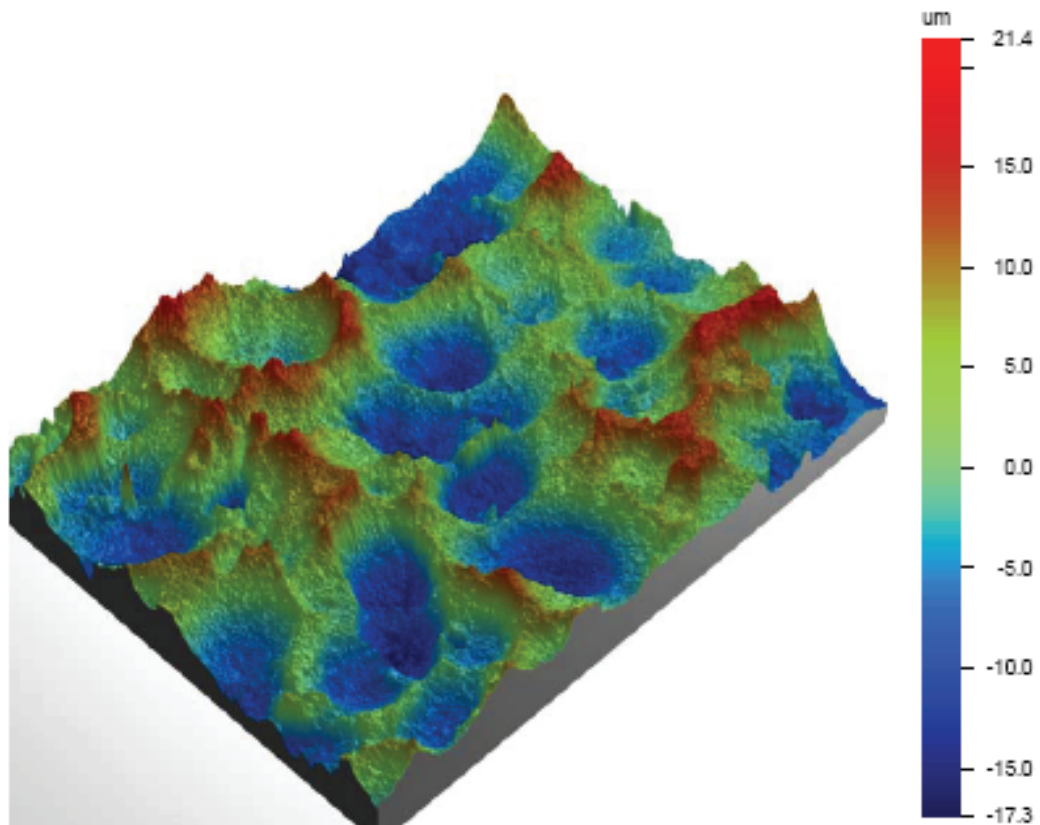


Abb. 4.17: Flachbiegeprobe aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1, Randschichtzustand: Kugelgestrahlt

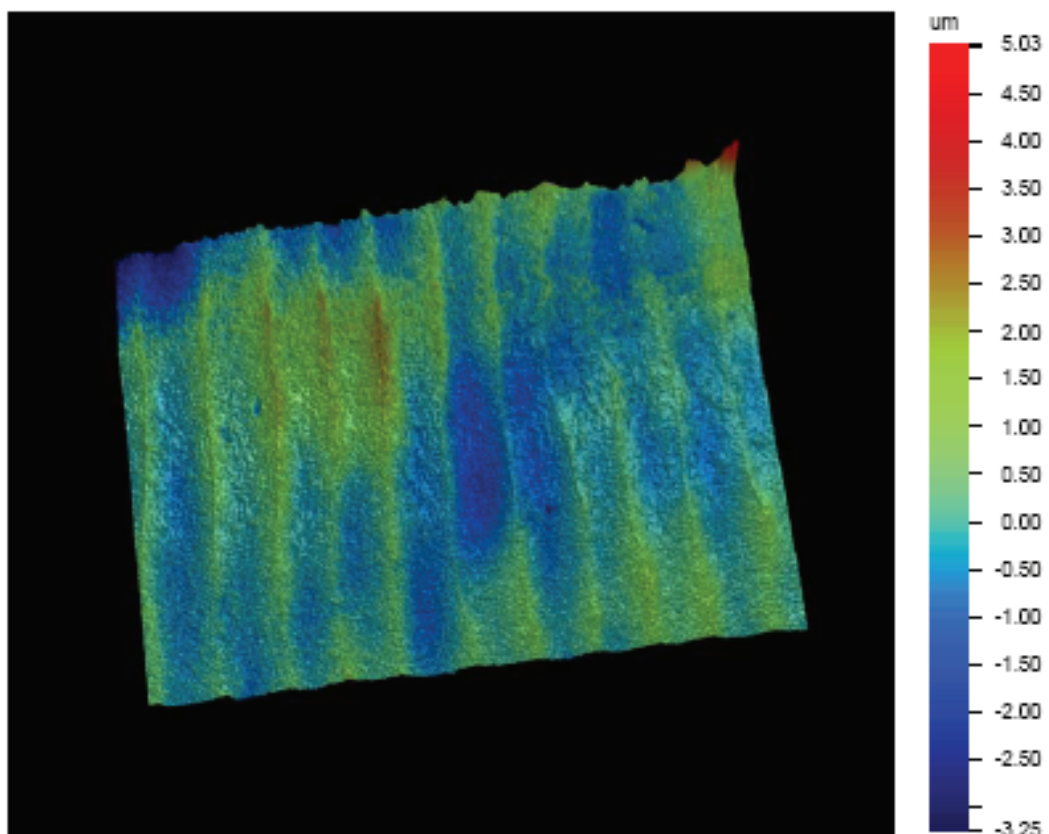


Abb. 4.18: Zug-Druck-Probe aus G-AlSi9Cu3, Randschichtzustand: Gusschicht abgedreht und anschließend festgewalzt



	X-Richtung			Y-Richtung		
	R <sub>a</sub> in µm	R <sub>z</sub> in µm	R <sub>t</sub> in µm	R <sub>a</sub> in µm	R <sub>z</sub> in µm	R <sub>t</sub> in µm
<b>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1</b>						
Walzhaut durch Umformprozess	0,410	5,48	8,20	0,45	1,32	2,85
Wärmebehandelt und anschließend elektrolytisch poliert	0,401	3,67	4,79	0,42	0,81	2,06
Wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	5,61	35,73	38,75	6,33	15,59	28,13
Abgefräste Walzhaut, aus 12 mm Blech, keine Wbh.	1,04	5,58	5,74			
<b>Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus Rundhalbzeug AlMgSi0,5</b>						
Gedreht und wärmebehandelt	0,308	2,18	2,20			
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	0,551	4,69	5,56			
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	5,09	30,34	30,50			
<b>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3</b>						
Gusshaut durch Urformprozess, anschließend wärmebehandelt	12,30	24,95	50,20	8,76	16,73	39,03
Gusshaut durch Urformprozess, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	17,34	49,34	56,09	11,72	28,49	44,89
Abgefräste Gusshaut, anschließend wärmebehandelt	1,51	5,69	12,14	1,77	5,29	9,78
Abgefräste Gusshaut, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	3,66	31,63	33,88	2,52	16,18	11,38
<b>Randschichtzustände der Umlaufbiegeprobe aus G-AlSi9Cu3</b>						
Gedreht und wärmebehandelt	0,576	5,74	15,06	0,16	1,28	1,28
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	5,89	31,75	33,10	5,38	7,95	21,81
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	6,44	43,36	44,94	4,94	7,23	23,69
<b>Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3</b>						
Gedreht und wärmebehandelt	0,611	7,99	10,87	0,52	2,23	3,43
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	0,503	6,48	8,28	0,74	2,13	3,54

Tab. 4.10: Arithmetische und geometr. Mittenrauheitswerte R<sub>a</sub> und R<sub>z</sub> sowie die max. Rauhtiefen R<sub>t</sub> aller Randschichtzustände im Vergleich

Bei den Flachbiegeproben der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 weist die kugelgestrahlte Gusshaut die rauesten Oberflächen auf. Dabei erhöht das Kugelstrahlen die geometrische Mittenrauheit deutlich, aber auch die arithmetischen Mittenrauwerte und die Rautiefen sind größer. Die natürliche Gusshaut zeigt leichte Unterschiede wenn man die Werte von X- und Y-Richtung miteinander vergleicht. Die Y-Richtung weist auf allen drei Positionen kleinere Werte auf. Die geringste Rauheit weist hier die gefräste Randschicht auf. Einen Unterschied in der Messrichtung ist nicht erkennbar. Eine anschließende Kugelstrahlbehandlung sorgt für eine Aufrauhung der Oberflächentopographie. Auffallend ist hier aber der deutliche Unterschied in Bezug auf die Messrichtung. In Y-Richtung werden die kleineren Werte gemessen. Die Form der Fräsriefen hat hier vermutlich einen Einfluss auf die plastische Verformung welche durch den Aufprall der Kugeln verursacht wird.

Die Umlaufbiegeproben der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 besitzen ebenfalls im gedrehten Zustand die geringste Rauheit. Das Festwalzen verursacht eine Aufrauhung der Topographie, aber auch hier ist ein Unterschied in X- und Y-Richtung auszumachen. Die größten Rauheitswerte zeigt auch hier die kugelgestrahlte Oberfläche mit deutlichen Unterschieden in der Messrichtung. Die Drehriefen zeigen hier den ähnlichen Effekt auf die plastische Verformung wie die Fräsriefen bei den Flachproben.

Bei den Zug-Druck-Proben liegen die Rauheitswerte der gedrehten und festgewalzten Zustände in der gleichen Größenordnung. Die Festwalzparameter entsprechen denen der Umlaufbiegeproben, allerdings ist der Durchmesser des Prüfquerschnitts mit 7 mm etwa 2,5 mm kleiner und somit der Umfang geringer. Dies führt zu einer besseren Überlappung der Festwalzbahnen.

#### 4.5 Eigenspannungen

Die Eigenspannungen wurden jeweils in Probenmitte gemessen. Die Messrichtung stimmte dabei mit der X-Richtung überein. Die Abb. 4.19 bis 4.24 geben die Verteilungen nach Häufigkeit wieder. Dazu wurde eine Häufigkeitszählung mit der Klassenbreite 5 MPa durchgeführt. Die Proben aus dem 6 mm dicken Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1 zeigen eine Normalverteilung. Dies trifft aber nicht für die Proben zu, welche aus dem 12 mm dicken Halbzeug gefertigt wurden, also für den gefrästen Randschichtzustand. Dieser wurde aufgrund seiner Fräsriefen, vgl. Abb. 4.20, sowohl in X- als auch Y-Richtung vermessen. In Bezug auf die Eigenspannungen, vergleicht man hier die Mittelwerte, Standardabweichungen, Streubreite, Minimal- und Maximalwerte, zeigen sich dort aber keine signifikanten Unterschiede. Für die Proben aus dem Rundhalbzeug AlMgSi0,5 und dem Sandguss G-AlSi9Cu3 ergibt sich keine Normalverteilung. Zwar ist hier die Anzahl N der untersuchten Proben auch geringer, dennoch weisen diese Zustände wesentlich größere Streubreiten auf und auch die Häufigkeit, aufgetragen über die Eigenspannung, zeigt zumeist eher das Verhalten von diskreten denn stetigen Zufallsgrößen in einem Intervall. Dennoch

wurden auch diese Ergebnisse auf eine Normalverteilung hin mit dem Test nach SHAPIRO-WILK überprüft. Hierbei findet eine Überprüfung anhand einer Nullhypothese statt, ob die Stichproben aus einer normalverteilten Grundgesamtheit entstammen. Die meisten Randschichtzustände genügen dieser Annahme nicht. Selbst da, wo die Kriterien des SHAPIRO-WILK-Tests gerade noch erfüllt sind, zeigen die berechneten Glockenkurven keine gute Übereinstimmung. Aus diesem Grund wurden die Mittelwerte und die Standardabweichung mit dem Mittelwertsatz berechnet und in Tab. 4.11 miteinander verglichen. Die Tab. 4.12 gibt zusätzlich die Mittelwerte und Standardabweichungen berechnet nach der Normalverteilung für das 6 mm dicke Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1 wieder. In der Tab. 4.13 befinden sich die Minimal- und Maximalwerte sowie die Streubreite zum Vergleich. In den Abb. 4.25 bis 4.34 sind die Eigenspannung-Tiefe-Verläufe und die Integralbreite-Tiefen-Verläufe nach Legierung und Probenform sortiert sowohl in X- als auch Y-Richtung dargestellt. Für die Erstellung der Tiefenverläufe wurden stets Proben ausgewählt, die an der Oberfläche einen für den Randschichtzustand typischen Mittelwert aufwiesen. Die Abb. 4.25 und 4.26 zeigen die Ergebnisse der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1.

### ***Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1***

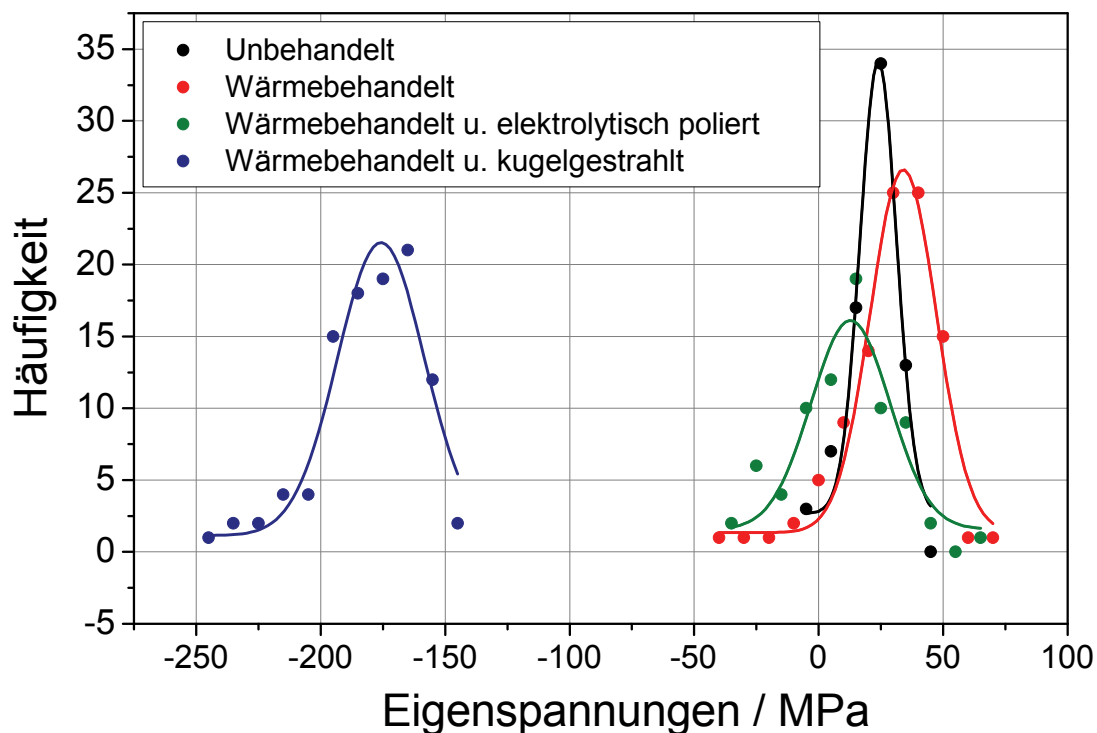


Abb. 4.19: Häufigkeit-Eigenspannung-Verteilung der Flachbiegeproben aus dem Blechhalbzeug ( $t = 6 \text{ mm}$ ) AlZn4,5Mg1

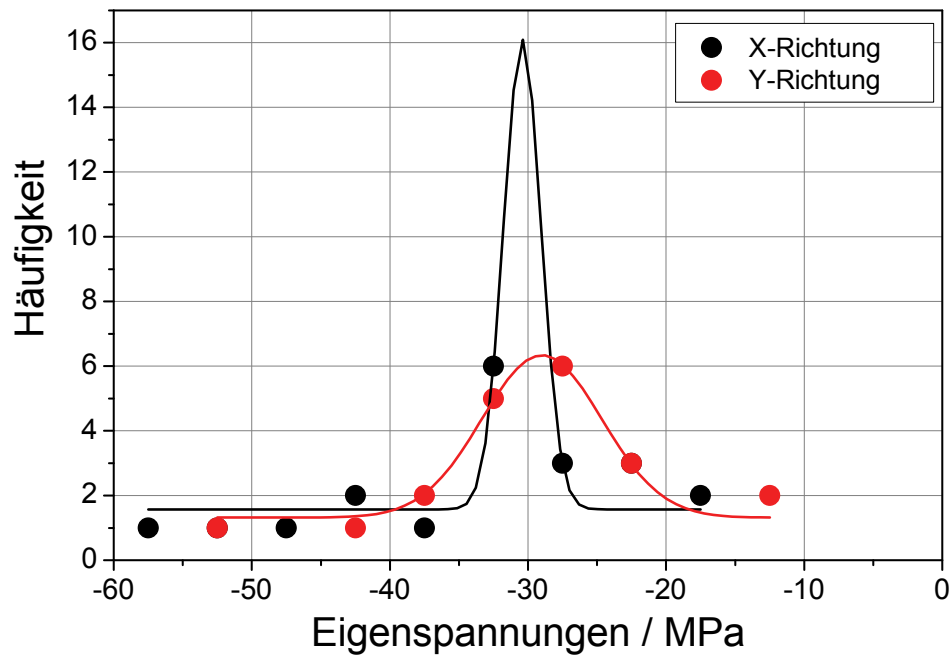


Abb. 4.20: Häufigkeit-Eigenstress-Verteilung der Flachbiegeproben aus dem Blechhalbzeug ( $t = 12 \text{ mm}$ ) AlZn4,5Mg1, X- und Y-Richtung des gefrästen Randschichtzustandes

***Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus Rundhalbzeug AlMgSi0,5***

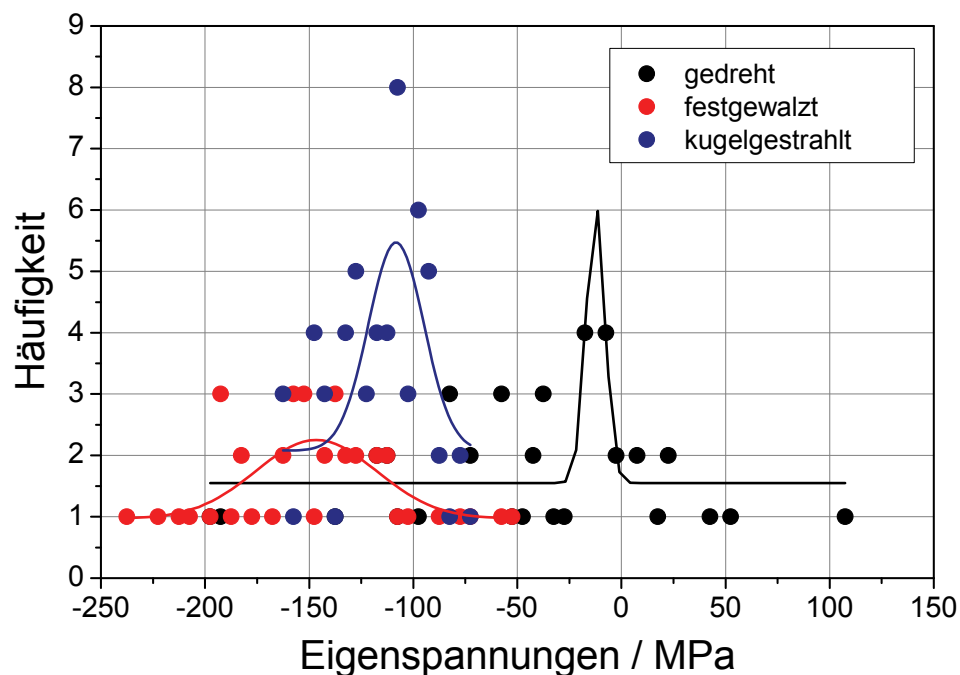


Abb. 4.21: Häufigkeit-Eigenstress-Verteilung der Umlaufbiegeproben aus dem Rundhalbzeug AlMgSi0,5, alle Randschichtzustände

### ***Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3***

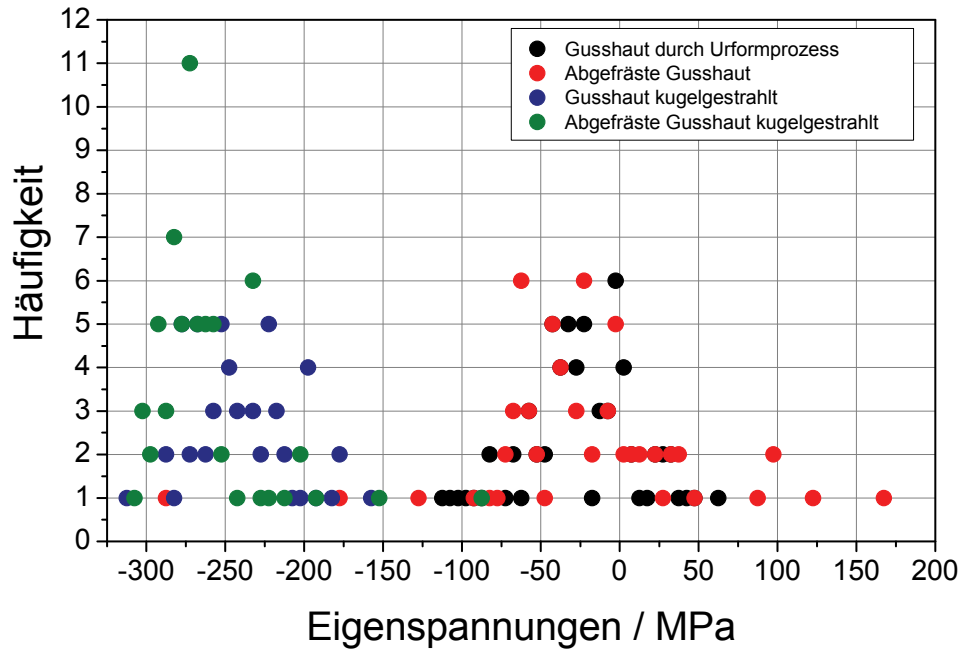


Abb. 4.22: Häufigkeit-Eigenspannung-Verteilung der Flachbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3, alle Randschichtzustände

### ***Randschichtzustände der Umlaufbiegeprobe aus G-AlSi9Cu3***

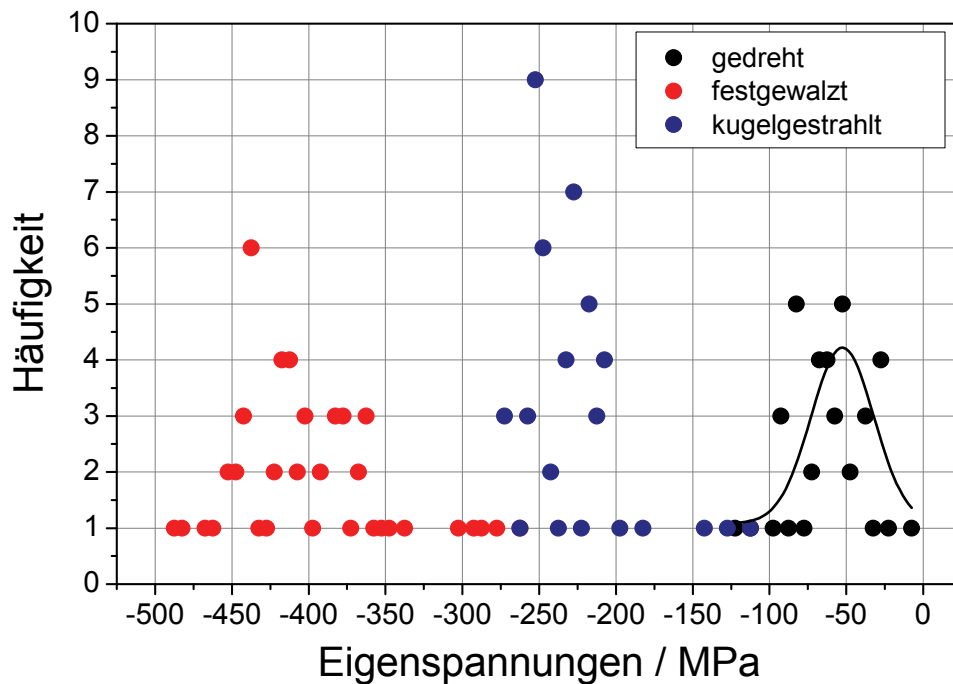


Abb. 4.23: Häufigkeit-Eigenspannung-Verteilung der Umlaufbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3, alle Randschichtzustände

### Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3

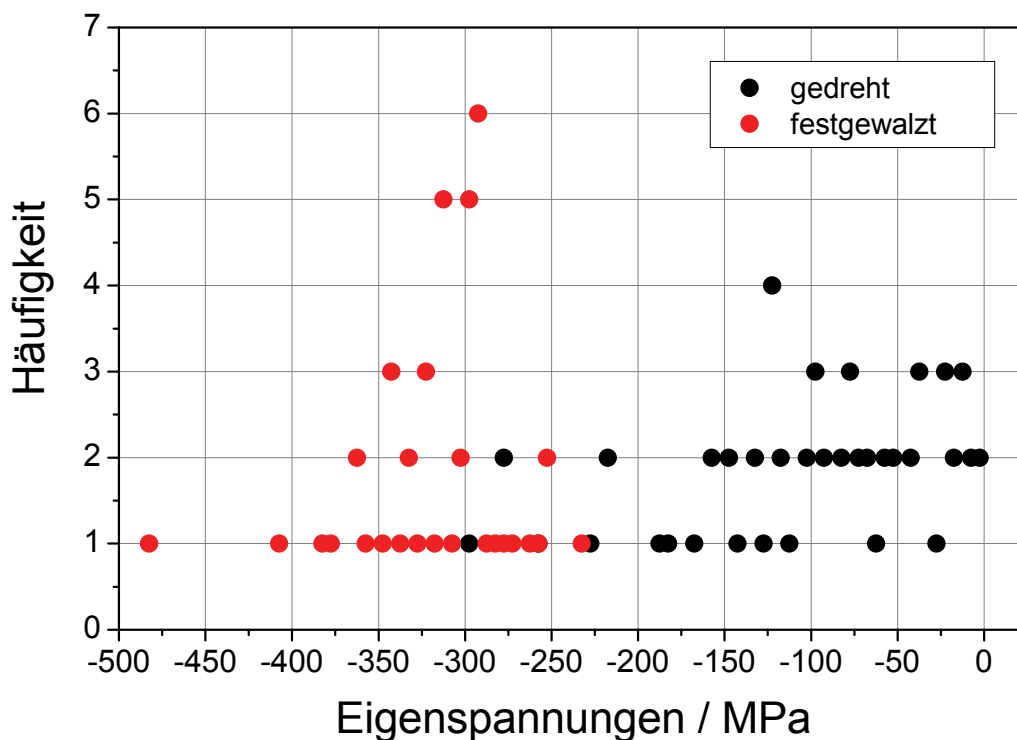


Abb. 4.24: Häufigkeit-Eigenspannung-Verteilung der Zug-Druck-Proben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3, alle Randschichtzustände

	Mittelwert in MPa	Standardab- weichung in MPa	Anzahl der Proben
<b>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1</b>			
Walzhaut durch Umformprozess	+ 22	± 10	75
Walzhaut durch Umformprozess und anschließend wbh.	+ 29	± 18	100
Wärmebehandelt und anschließend elektrolytisch poliert	+9	± 21	75
Wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	- 180	± 20	100
Abgefräste Walzhaut, aus 12 mm dicken Blech, keine Wbh.	- 34 in Y-Richtung - 30	± 11 in Y-Richtung ± 9	20 in Y- Richtung 20
<b>Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus Rundhalbzeug AlMgSi0,5</b>			
Gedreht und wärmebehandelt	- 44	± 61	44
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	- 148	± 43	42
Gedreht, wbh. und anschließend kugelgestrahlt	- 116	± 22	60

<b><i>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3</i></b>			
Gusshaut durch Urformprozess, anschließend wärmebehandelt	- 28	± 39	73
Gusshaut durch Urformprozess, wbh. und anschließend kugelgestrahlt	- 240	± 33	59
Abgefräste Gusshaut, anschließend wärmebehandelt	- 24	± 64	70
Abgefräste Gusshaut, wbh. und anschließend kugelgestrahlt	- 262	± 36	69
<b><i>Randschichtzustände der Umlaufbiegeprobe aus G-AlSi9Cu3</i></b>			
Gedreht und wärmebehandelt	- 60	± 24	51
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	- 400	± 50	58
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	- 230	± 32	54
<b><i>Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3</i></b>			
Gedreht und wärmebehandelt	- 101	± 73	64
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	- 315	± 44	47

Tab. 4.11: Mittelwertsatz: Mittelwert, Standardabweichung, Anzahl der Proben; Messort: Probenmitte; Messrichtung: X-Richtung

	<b>Mittelwert in MPa</b>	<b>Standardab- weichung in MPa</b>	<b>Anzahl der Proben</b>
<b><i>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1</i></b>			
Walzhaut durch Umformprozess	+ 24	± 10	75
Walzhaut durch Umformprozess und anschließend wbh.	+ 34	± 18	100
Wärmebehandelt und anschließend elektrolytisch poliert	+ 13	± 21	75
Wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	- 176	± 20	100

Tab. 4.12: Normalverteilung: Mittelwert, Standardabweichung, Anzahl der Proben; Messort: Probenmitte; Messrichtung: X-Richtung



	Minimalwert in MPa	Maximalwert in MPa	Streubreite in MPa
<b><i>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1</i></b>			
Walzhaut durch Umformprozess	- 8	+ 50	58
Walzhaut durch Umformprozess und anschließend wbh.	- 41	+ 67	108
Wärmebehandelt und anschließend elektrolytisch poliert	- 40	+ 68	108
Wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	- 246	- 145	101
Abgefräste Walzhaut, aus 12 mm dicken Blech, keine Wbh.	- 58 in Y-Richtung - 52	- 17 in Y-Richtung - 12	41 in Y-Richtung 40
<b><i>Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus Rundhalbzeug AlMgSi0,5</i></b>			
Gedreht und wärmebehandelt	- 199	+ 106	305
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	- 240	- 54	186
Gedreht, wbh. und anschließend kugelgestrahlt	- 163	- 74	89
<b><i>Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3</i></b>			
Gusshaut durch Urformprozess, anschließend wärmebehandelt	- 115	+ 60	175
Gusshaut durch Urformprozess, wbh. und anschließend kugelgestrahlt	- 311	- 159	152
Abgefräste Gusshaut, anschließend wärmebehandelt	- 290	+ 166	456
Abgefräste Gusshaut, wbh. und anschließend kugelgestrahlt	- 306	- 87	219
<b><i>Randschichtzustände der Umlaufbiegeprobe aus G-AlSi9Cu3</i></b>			
Gedreht und wärmebehandelt	- 123	- 9	114
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	- 490	- 261	229
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend kugelgestrahlt	- 274	- 115	159
<b><i>Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3</i></b>			
Gedreht und wärmebehandelt	- 300	- 5	295
Gedreht, wärmebehandelt und anschließend festgewalzt	- 483	- 232	251

Tab. 4.13: Minimal- und Maximalwert, Spannungsbreite  
Messort: Probenmitte; Messrichtung: X-Richtung

Die unbehandelten, wärmebehandelten und gefrästen Proben sind an der Oberfläche spannungsarm. Dieses betrifft einen etwa 0,15 mm tiefen Randschichtbereich. Durch die Wärmebehandlung fand keine Rekristallisation statt. Unterhalb der vermessenen Randschicht konnten nur in wenigen  $\psi$ -Kippwinkeln Interferenzbeugungen gefunden werden, was auf eine entsprechende Textur, verursacht durch den Walzvorgang beim Herstellen der Blechtafeln, hinweist. Daher ist es nicht sinnvoll, ab dieser Tiefe weiterhin mit der  $\sin^2 \psi$ -Methode Eigenspannungen auszuwerten. Die kugelgestrahlte Probe erreicht an der Oberfläche Werte von etwa -250 MPa. Deutlich zeichnet sich ein Maximum an Druckeigenspannungen mit Werten zwischen -350 MPa und -400 MPa ab. Druckeigenspannungen sind bis in eine Tiefe von 0,25 mm zu finden. In Abb. 4.26 sind die Tiefenverläufe der Integralbreiten dargestellt. Erwartungsgemäß zeigen die Integralbreiten der kugelgestrahlten Probe aufgrund der Kaltverfestigung höhere Werte als die der unbehandelten, wärmebehandelten oder gefrästen Probe. Anzumerken ist, dass sich insbesondere bei den Tiefenverläufen, welche quer zur Walzrichtung aufgenommen wurde, eine größere Streuung ergab. Die Ergebnisse der X- und Y-Richtung befinden sich ansonsten in der gleichen Größenordnung.

Die Randschichten der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 lagen in gedrehter, festgewalzter und kugelgestrahlter Ausführung vor. Die Abb. 4.27 zeigt die Eigenspannung-Tiefe-Verläufe. Der gedrehte Zustand weist mit -50 MPa nur geringe Druckeigenspannungen an der Oberfläche auf. In den unter der Oberfläche liegenden Messpunkten konnten nur in wenigen  $\psi$ -Kippwinkeln Interferenzbeugungen gefunden werden, was auf eine entsprechende Ziehtextur deutet. Die berechneten Werte weisen eine große Streuung sowohl mit Druck- als auch Zugeigenspannungen auf. Die Verläufe des festgewalzten und des kugelgestrahlten Randschichtzustandes zeigen in allen Bereichen Werte in nahezu gleicher Größenordnung. An der Oberfläche beträgt die Druckeigenspannung etwa -100 MPa. Beide Verläufe zeigen ein Druckeigenspannungsmaximum von ca. -150 MPa bis -200 MPa im Bereich von 0,05 mm bis 0,15 mm unter der Oberfläche. Die Abb. 4.28 zeigen die dazugehörigen Verläufe der Integralbreiten. Die Werte des gedrehten Zustandes streuen dabei in einem Bereich zwischen  $0,5^\circ$  und  $1,3^\circ$ . Der Einfluss der Kaltverfestigung erzeugt für den festgewalzten und den kugelgestrahlten Zustand nahezu gleiche Integralbreiten-Tiefe-Verläufe. Die Werte betragen an der Oberfläche ca.  $2,7^\circ$ , welche dann kontinuierlich auf einen Grundwert von  $1^\circ$  bei etwa 0,25 mm abfallen. Damit kann die Breite der beeinflussten Randschicht durch die mechanische Oberflächenbehandlung festgelegt werden. In Bezug auf die Messrichtung kann festgehalten werden, dass die Werte in X- und Y-Richtung sich ihrem Randschichtzustand entsprechend in gleicher Größenordnung befinden.

Die Abb. 4.29 gibt die Eigenspannung-Tiefe-Verläufe der sandgegossen-en Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 wieder. Hier zeigen die Randschichtzustände Gushaut und gefräst spannungsarme Verläufe welche

sowohl in Druck- als auch Zugbereich streuen. Bereits ab 0,05 mm liegen nicht mehr genügend Interferenzbeugungen vor. Der Grund hierfür ist die relative Größe der Körner. Diese sind so groß, dass auch mit einer bestrahlten Fläche 7 mm<sup>2</sup> (Durchmesser des Kollimators: Ø 3 mm) nicht mehr hinreichend viele Körner für das statistische Auswerteverfahren vorliegen. Für die Randschichtzustände mit anschließender Kugelstrahlbehandlung wurden fast identische Eigenspannung-Tiefe-Verläufe gemessen. An der Oberfläche werden etwa -250 MPa Druckeigenspannungen erreicht. Die Maximalwerte unter der Oberfläche liegen bei ca. -350 MPa. Die Dicke der beeinflussten Randschicht beträgt ungefähr 0,15 mm. Die Abb. 4.30 zeigt die dazugehörigen Integralbreite-Tiefe-Verläufe. Für die Randschichtzustände Gusshaut und gefräst wurden Werte in einem Streubereich von 1° bis 2,5° gemessen. Die aufgrund des Kugelstrahlens kaltverfestigten Zustände weisen deutlich größere Integralbreiten an der Oberfläche auf. Die kugelgestrahlte Gusshaut erreicht Werte von ca. 4,5°. Die gefräste und anschließend kugelgestrahlte Randschicht zeigt mit 5° die größten Integralbreiten. Auch die Tiefenverläufe zeigen für diesen Zustand in allen Bereichen etwas höhere Werte. Die Kaltverfestigung aus der Fräsbearbeitung und der Kugelstrahlbehandlung scheinen sich hier addierend zu ergänzen. Die Abb. 4.31 gibt die Eigenspannung-Tiefe-Verläufe der sandgegossenen Umlaufbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 wieder. Hier zeigt der Randschichtzustand gedreht einen spannungsarmen Verlauf, welcher sowohl im Druck- als auch Zugbereich streut. Tendenziell zeigt die festgewalzte Randschicht die größten Druckeigenspannungen. In allen Verläufen sind infolge der Grobkörnigkeit große Streuungen vorhanden. Insbesondere wenn die Interferenzbeugungen nur bei den  $\psi$ -Kippwinkeln 27° und / oder 33° vorkommen, wird der Betrag der Eigenspannung überschätzt. Die Abb. 4.32 zeigt den dazugehörigen Integralbreite-Tiefe-Verlauf. Der festgewalzte und der kugelgestrahlte Zustand liegen mit ihren Werten in etwa der gleichen Größenordnung. Die Integralbreiten fallen von Oberflächenwerten zwischen 4° und 5° auf ca. 2° in einer Tiefe von 0,2 mm ab. Der gedrehte Randschichtzustand erreicht 3,7° an der Oberfläche, fällt aber direkt nach dem ersten Abtragschritt von 0,01 mm auf das Niveau von 2°. Die Abb. 4.33 gibt die Eigenspannung-Tiefe-Verläufe der sandgegossenen Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3 wieder. Bei dem gedrehten Randschichtzustand wurden hier zusätzliche Untersuchungen durchgeführt, so dass in gedreht und nicht wärmebehandelt und gedreht mit anschließender Wärmebehandlung unterschieden wird. Beide Zustände streuen im Druck- und Zugbereich von -150 MPa bis +200 MPa. Ein Einfluss der Wärmebehandlung ist hier somit nicht auszumachen. Die größten Druckeigenspannungswerte mit -150 MPa bis -200 MPa weist erwartungsgemäß der festgewalzte Randschichtzustand auf. In X-Richtung zeigt sich aber bereits in einer Tiefe von 0,08 mm ein Anstieg in den Zugeigenspannungsbereich. Die Abb. 4.34 gibt die dazugehörigen Integralbreite-Tiefe-Verläufe wieder. Die größten Integralbreiten besitzt mit 3,6° bzw. 3,9° der festgewalzte Randschichtzustand an der Oberfläche. Aber auch hier ist

eine Delle im Bereich von 0,08 mm und 0,10 mm zu erkennen. Der wärmebehandelte Zustand zeigt in Bezug auf den nur gedrehten Zustand in der X-Richtung höhere Integralbreiten in einer Tiefe bis 0,02 mm auf, die vermutlich auf verbliebene Verzugsspannungen durch das Abschrecken zurückzuführen sind.

### Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1

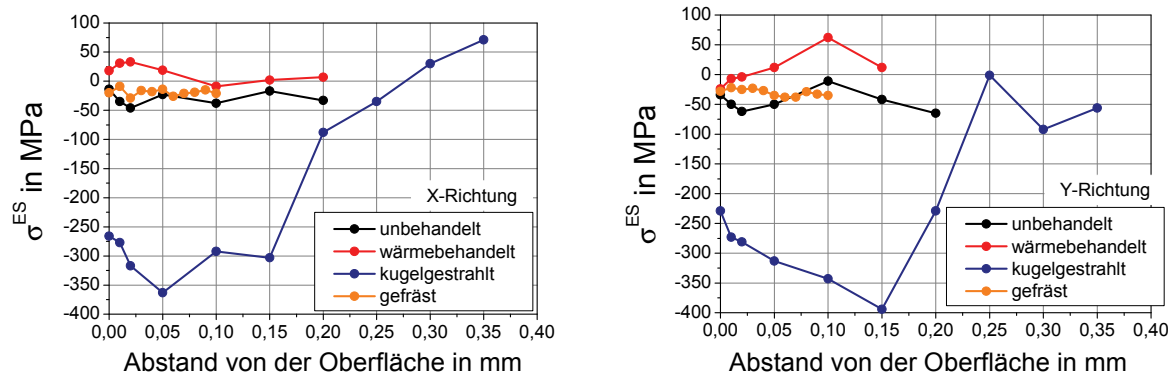


Abb. 4.25: Eigenspannung-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Flachbiegeproben aus dem Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1; Randschichtzustände: unbehandelt, wärmebehandelt, kugelgestrahlt und gefräst

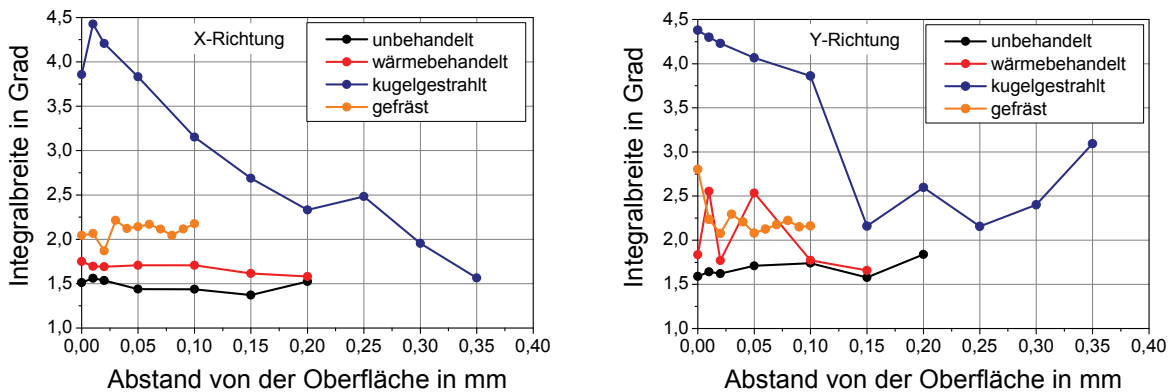


Abb. 4.26: Integralbreite-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Flachbiegeproben aus dem Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1; Randschichtzustände: unbehandelt, wärmebehandelt, kugelgestrahlt und gefräst

### Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus Rundhalbzeug AlMgSi0,5

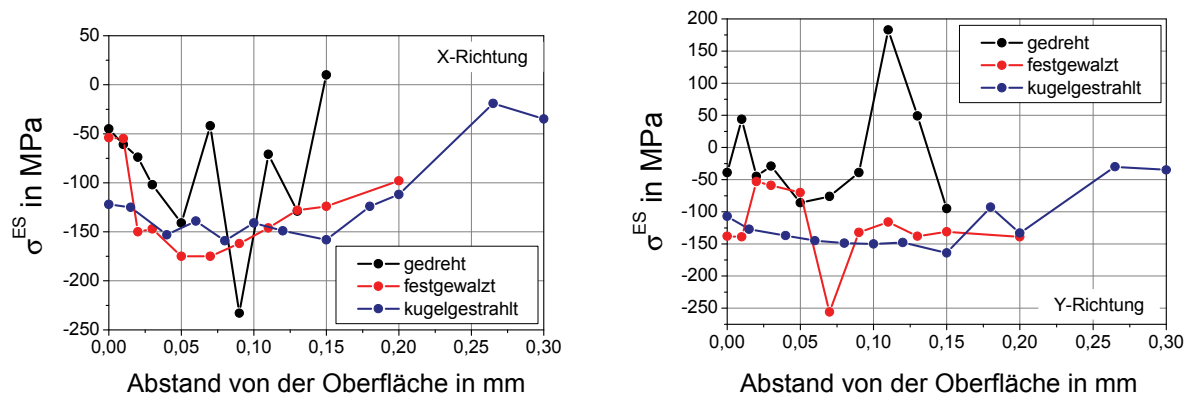


Abb. 4.27: Eigenspannung-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Umlaufbiegeproben aus dem Rundhalbzeug AlMgSi0,5; Randschichtzustände: gedreht, festgewalzt und kugelgestrahlt

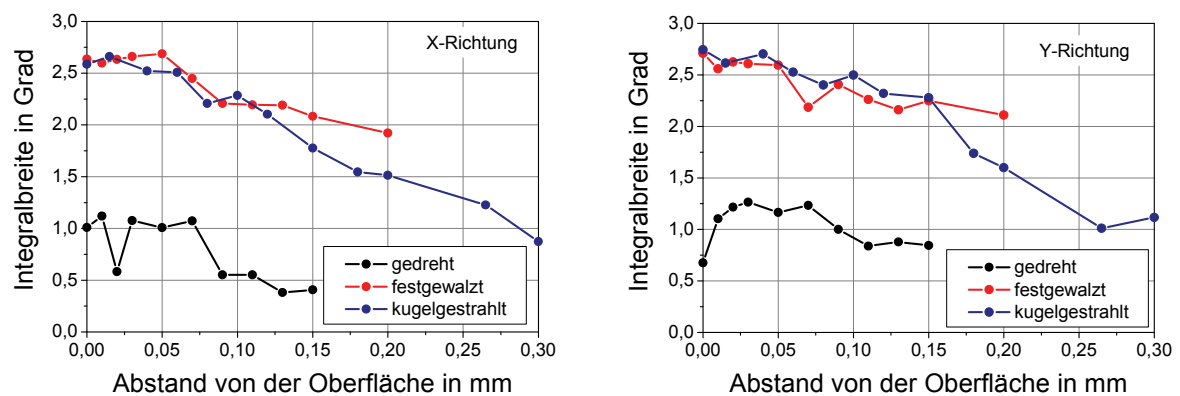


Abb. 4.28: Integralbreite-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Umlaufbiegeproben aus dem Rundhalbzeug AlMgSi0,5; Randschichtzustände: gedreht, festgewalzt und kugelgestrahlt

### Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3

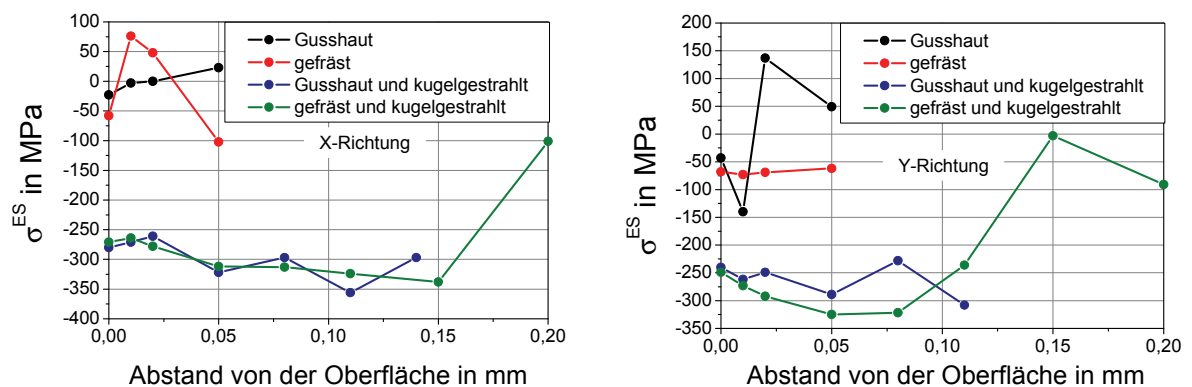


Abb. 4.29: Eigenspannung-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Flachbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschicht-zustände: Gushhaut, gefräst, Gushhaut und kugelgestrahlt, gefräst und kugelgestrahlt

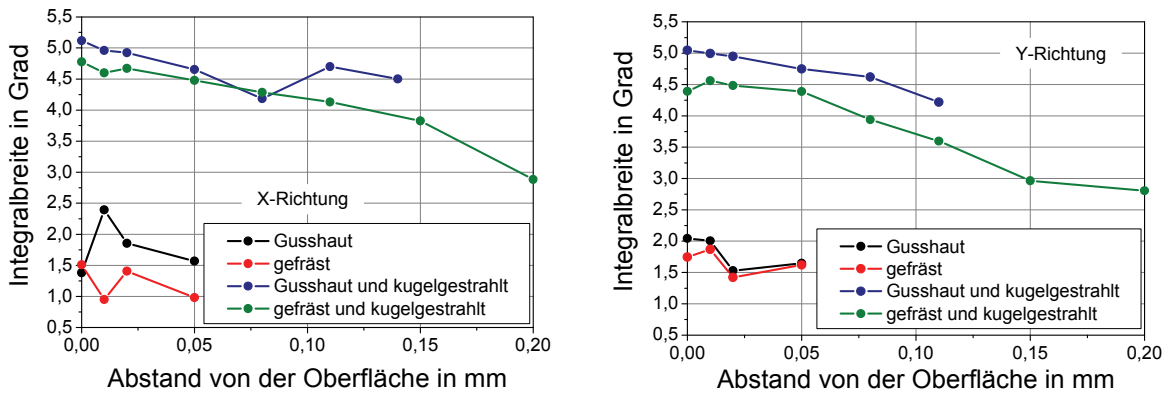


Abb. 4.30: Integralbreite-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Flachbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: Gusschaut, gefräst, Gusschaut und kugelgestrahlt, gefräst und kugelgestrahlt

### Randschichtzustände der Umlaufbiegeprobe aus G-AlSi9Cu3

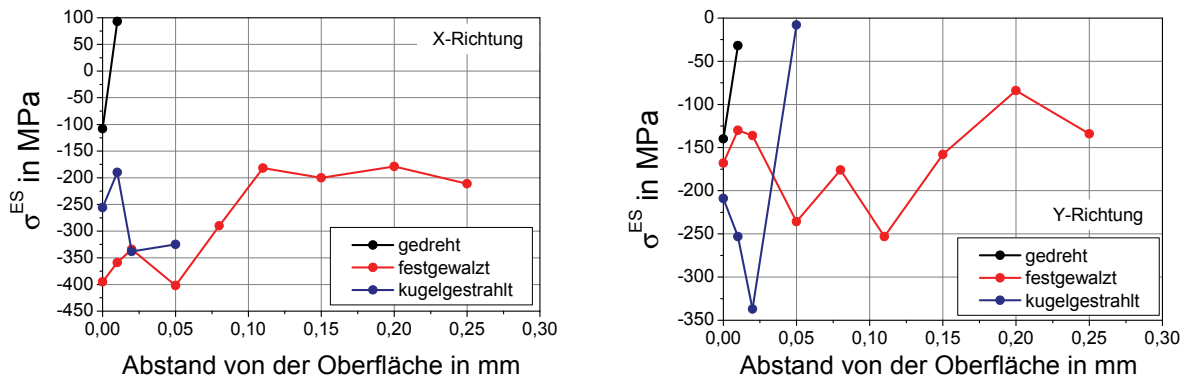


Abb. 4.31: Eigenspannung-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Umlaufbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht, festgewalzt und kugelgestrahlt

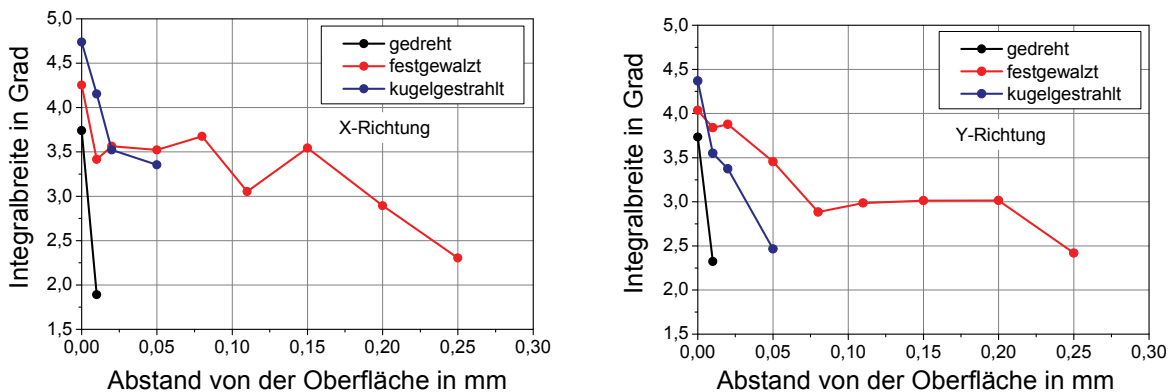


Abb. 4.32: Integralbreite-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Umlaufbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht, festgewalzt und kugelgestrahlt

### Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3

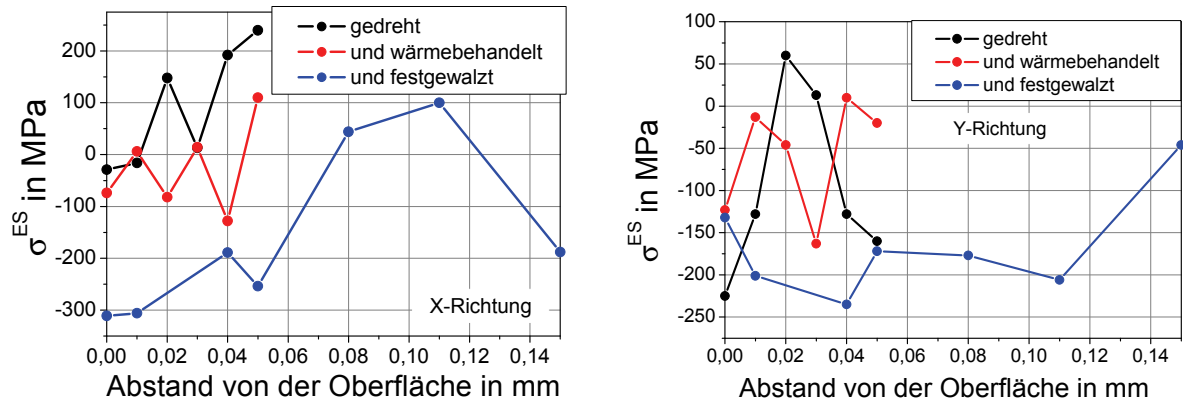


Abb. 4.33: Eigenspannung-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Zug-Druck-Proben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht und festgewalzt

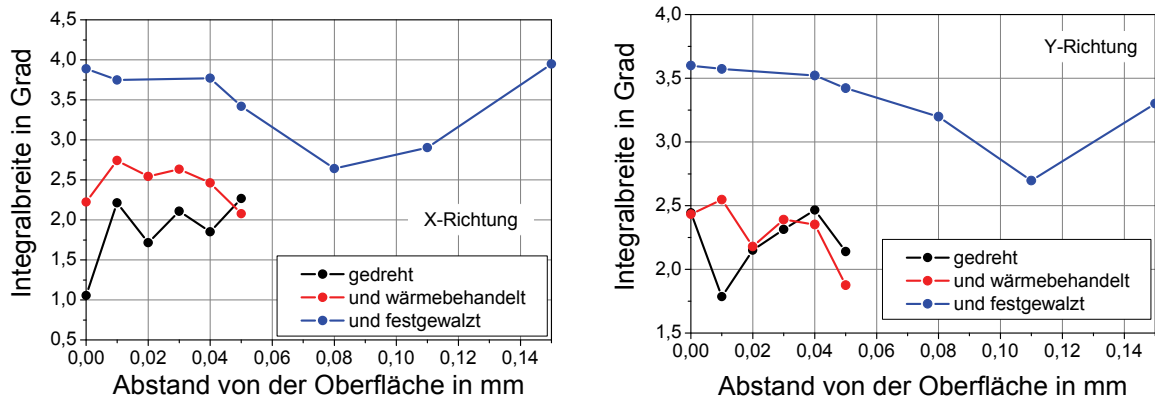


Abb. 4.34: Integralbreite-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Zug-Druck-Proben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht und festgewalzt

### 4.6 Härte

In den Abb. 4.35 bis 4.39 sind die Härte-Tiefe-Verläufe nach Legierung und Probenform sortiert sowohl in X- als auch Y-Richtung dargestellt. Alle in den Diagrammen eingezeichneten Punkte sind arithmetische Mittelwerte aus drei Messungen. Die Ergebnisse zu den Flachbiegeproben der Knetlegierung befinden sich in der Abb. 4.35. Hier findet ein Vergleich der Härte vom Rand bis in die Probenmitte statt. In 25  $\mu\text{m}$  Abstand von der Oberfläche beträgt die Härte für die Zustände unbehandelt und wärmebehandelt etwa 115 HV<sub>0,025/30</sub>. Dieser Wert steigt für den wärmebehandelten Zustand auf 130 HV<sub>0,025/30</sub> an und bleibt bis zur Probenmitte auf diesem Niveau. Die Verläufe des unbehandelten Zustandes erreichen mit etwa 135 HV<sub>0,025/30</sub> sowohl in X- als auch in Y-Richtung durchgehend eine höhere Härte, was auf die Verfestigung beim Walzen zurückzuführen ist. Die kugelgestrahlte Probe zeigt sowohl in X- als auch Y-Richtung die höchsten Härtewerte. Die Verläufe zeigen aber bei etwa 50  $\mu\text{m}$  ein Minimum. Die gefräste Probe, aus dem Material einer anderen Charge, zeigt gegenüber



den anderen Proben geringfügig größere Härtewerte. Die Abb. 4.36 zeigt die Härte-Tiefen-Verläufe der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 in der Randschicht bis zu einem Abstand von 300 µm von der Oberfläche. Zu sehen sind die Randschichtzustände gedreht mit und ohne Wärmebehandlung, im Diagramm abgekürzt mit gedreht und unbehandelt.

### **Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1**

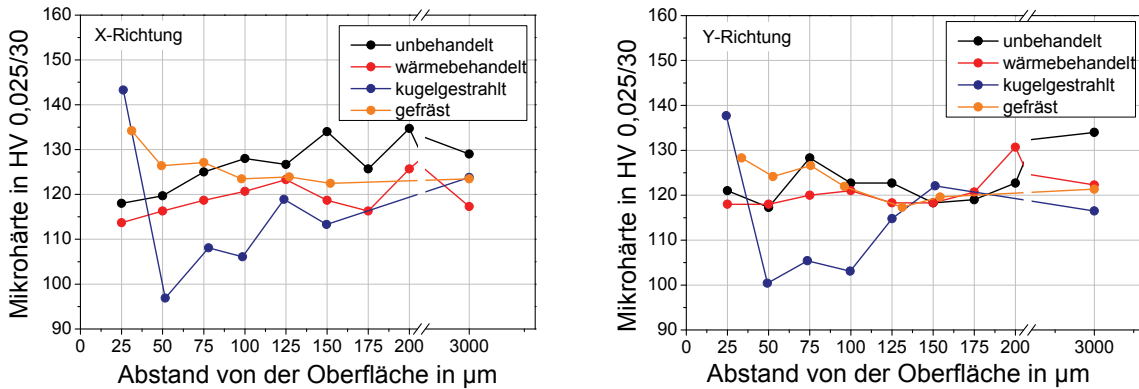


Abb. 4.35: Härte-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Flachbiegeproben aus dem Blechhalbzeug AlZn4,5Mg1; Randschichtzustände: unbehandelt und wärmebehandelt, kugelgestrahlt und gefräst

### **Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus Rundhalbzeug AlMgSi0,5**

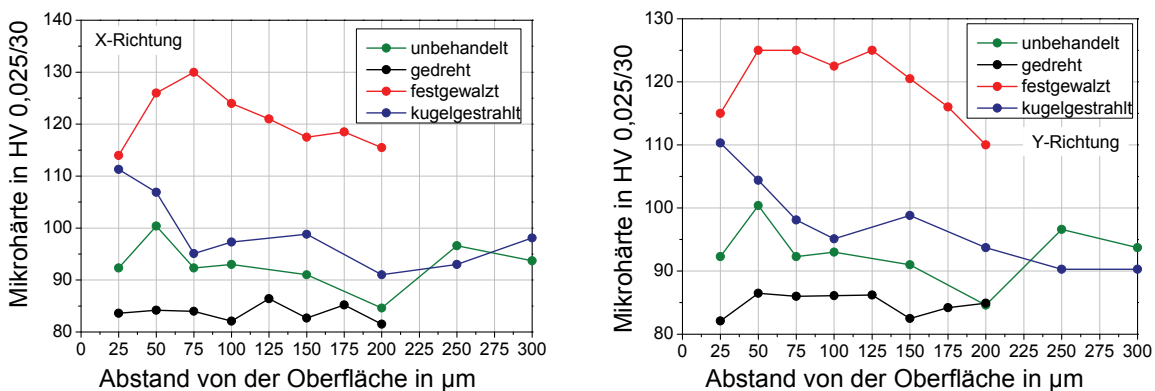


Abb. 4.36: Härte-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Flachbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: Gusshaut, gefräst, Gusshaut und kugelgestrahlt, gefräst und kugelgestrahlt

Der unbehandelte Zustand erreicht durchgehend etwa 90 HV<sub>0,025/30</sub> und ist damit härter als der wärmebehandelte Zustand der ca. 85 HV<sub>0,025/30</sub> erreicht. In den Diagrammen sind außerdem die Verläufe vom festgewalzten und kugelgestrahlten Zustand zu sehen. In einer Tiefe von 25 µm weisen diese beiden kaltverfestigten Randschichten Härtewerte von 110 bis 115 HV<sub>0,025/30</sub> auf. Der festgewalzte Zustand besitzt mit 130 HV<sub>0,025/30</sub> ein Maximum in der Region von 75 bis 100 µm. Der kugelgestrahlte

Zustand hingegen fällt kontinuierlich ab und besitzt nach 300  $\mu\text{m}$  eine Härte von 90 HV<sub>0,025/30</sub>. In den Diagrammen der Abb. 4.37 sind die Härte-Tiefe-Verläufe der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 dargestellt. Auch hier wurde der Einfluss der Wärmebehandlung untersucht. Dazu wurden Proben des gefrästen Randschichtzustandes verwendet. In einem Abstand von 25  $\mu\text{m}$  von der Oberfläche hat der unbehandelte Zustand eine Härte von 128 HV<sub>0,025/30</sub>, der wärmebehandelte Zustand von 170 HV<sub>0,025/30</sub>. Dieser Unterschied bleibt auch in der Probenmitte bestehen. Die Kernhärte des unbehandelten Zustandes erreicht 90 HV<sub>0,025/30</sub>, die des wärmebehandelten Zustandes hingegen ca. 150 HV<sub>0,025/30</sub>. Der Randschichtzustand mit Gusschaut zeigt in 25  $\mu\text{m}$  Tiefe eine Härte von 120 HV<sub>0,025/30</sub>, steigt aber in dem Bereich bis etwa 100  $\mu\text{m}$  auf den Wert der Kernhärte, der 160 HV<sub>0,025/30</sub> beträgt. Außerdem wurden die Zustände Gusschaut und anschließend kugelgestrahlt sowie gefräst und anschließend kugelgestrahlt untersucht. Diese weisen in einer Tiefe von 25  $\mu\text{m}$  die größten Härtewerte auf. Besonders ausgeprägt ist dies in der Y-Richtung zusehen. Hier wurden Härten von über 200 HV<sub>0,025/30</sub> gemessen. Der Verlauf fällt dann bis 100  $\mu\text{m}$  Abstand von der Oberfläche auf den Wert der Kernhärte ab. Die Abb. 4.38 zeigt die Härte-Tiefe-Verläufe der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die nicht wärmebehandelte und gedrehte Randschicht weist in einer Tiefe von 25  $\mu\text{m}$  eine Härte von 90 HV<sub>0,025/30</sub> auf. In dieser Größenordnung liegt auch der Wert der Kernhärte. Der Verlauf der kugelgestrahlten Probe liegt in gleicher Größenordnung. Der festgewalzte Zustand besitzt in der Tiefe von 25  $\mu\text{m}$  eine Härte von etwa 190 HV<sub>0,025/30</sub>. Im weiteren Verlauf fällt die Härte bei einer Tiefe von 75  $\mu\text{m}$  auf den Wert der Kernhärte, welcher hier ca. 120 HV<sub>0,025/30</sub> beträgt.

### ***Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3***

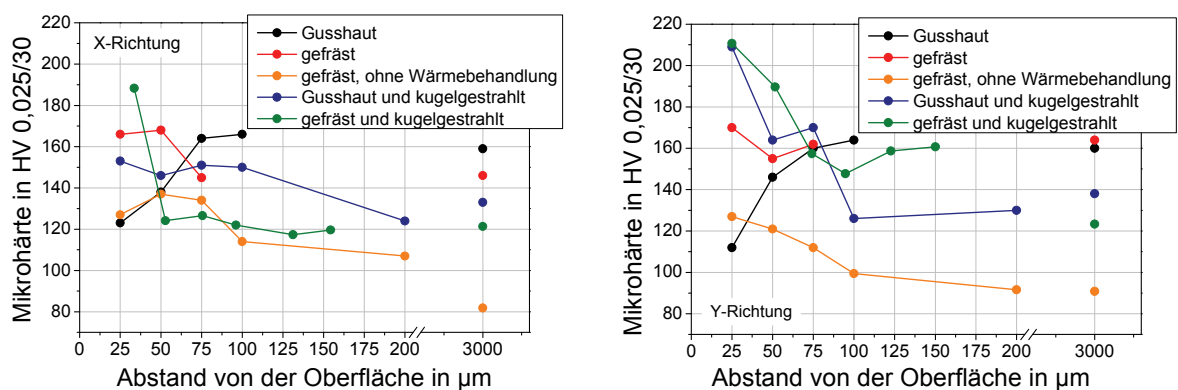


Abb. 4.37: Härte-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Umlaufbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht, festgewalzt und kugelgestrahlt

### Randschichtzustände der Umlaufbiegeprobe aus G-AlSi9Cu3

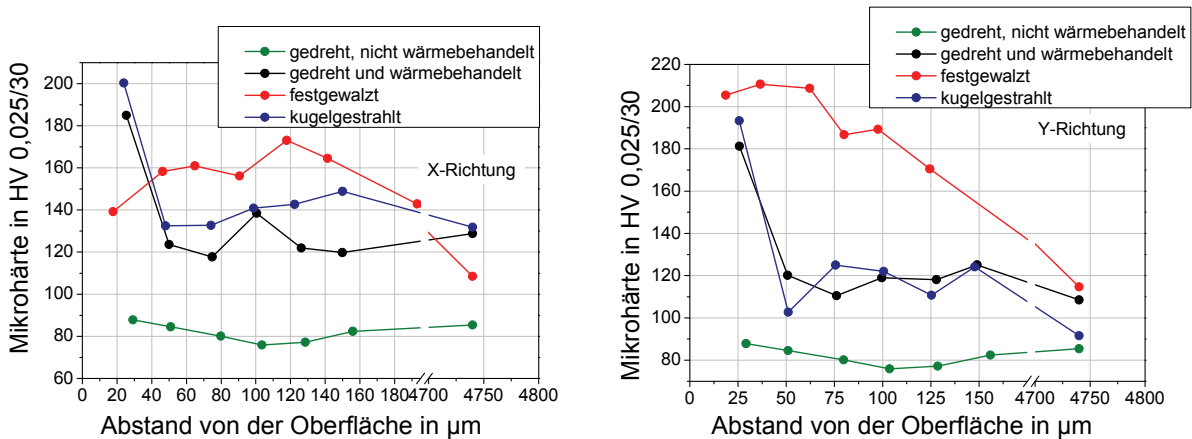


Abb. 4.38: Härte-Tiefe-Verläufe in X- (links) und Y-Richtung (rechts) der Umlaufbiegeproben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht, festgewalzt und kugelgestrahlt

### Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus G-AlSi9Cu3

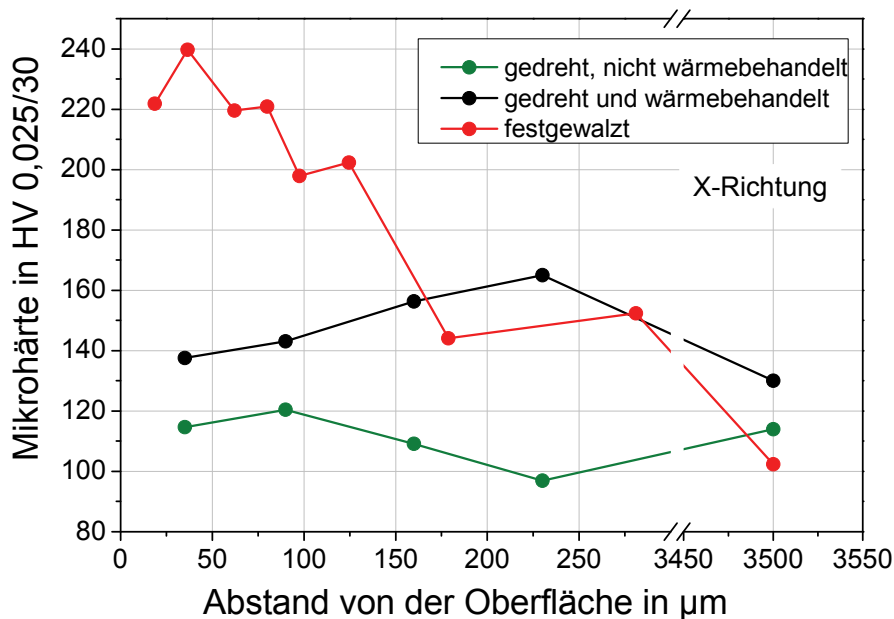


Abb. 4.39: Härte-Tiefe-Verläufe in X-Richtung der Zug-Druck-Proben aus dem Sandguss G-AlSi9Cu3; Randschichtzustände: gedreht und festgewalzt

In der Abb. 4.39 sind die Härte-Tiefe-Verläufe der Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 dargestellt. Auch hier wurde der Einfluss der Wärmebehandlung anhand des gedrehten Randschichtzustandes untersucht. Beim nicht wärmebehandeltem Zustand streuen die Härte-werte zwischen 100 und 120 HV<sub>0,025/30</sub>, beim wärmebehandelten Zu-stand zwischen 130 bis 160 HV<sub>0,025/30</sub>. Die größten Randschicht-härtewerte weist auch hier der festgewalzte Zustand auf.

## 5 Ergebnisse aus den Korrosions- und Dauerschwingversuchen

### 5.1 Elektrochemische Korrosionsversuche

Die elektrochemischen Untersuchungen wurden sowohl an Rund- als auch Flachproben durchgeführt. Der Korrosion ausgesetzt waren nominell gleich große Probenoberflächen. Auf Grund der unterschiedlichen Oberflächentopographie ist die „wahre“ Probenoberfläche mit zunehmender Rauigkeit entsprechend größer. Dieser Umstand sollte bei Betrachtung und Interpretation der Ergebnisse berücksichtigt werden.

#### 5.1.1 Freies Korrosionspotenzial

Die Abb. 5.1 bis 5.4 zeigen die Verläufe des Freien Korrosionspotenzials. Die Diagramme sind nach Werkstoff sortiert und ermöglichen somit den Vergleich der unterschiedlichen Randschichtzustände. Alle Verläufe sind auf das Standardpotenzial umgerechnet worden. Abb. 5.1 gibt die Verläufe für die Knetlegierung AlZ4,5Mg1 wieder. Der unbehandelte Zustand kann als Referenz angesehen werden. Das Potenzial startet bei etwa -600 mV und erreicht nach ca. 2 h ein Niveau von -570 mV, auf dem es über den weiteren Versuchsablauf verbleibt. Dieses Niveau erreicht auch der elektrolytisch polierte Randschichtzustand, benötigt dafür aber 6 h. Grund hierfür dürfte sein, dass das Polieren ein elektrochemischer Prozess ist. Gemäß der elektrochemischen Spannungsreihe gehen bevorzugt die unedleren Legierungsbestandteile in Lösung. Es verbleibt somit ein höherer Anteil an edleren Legierungsbestandteilen an der Oberfläche, was eine erhöhte Aktivität zur Folge hat. Der wärmebehandelte Randschichtzustand erreicht noch zügiger ein konstantes Niveau. Dieses lässt sich durch die Folgen des Lösungsglühens erklären.

Der kugelgestrahlte Zustand startet bei -650 mV und steigt sehr langsam an. Durch die Plastizierung des randschichtnahen Bereichs scheinen sich die Anzahl der Lokalelemente zu erhöhen. Der gefräste Randschichtzustand verbleibt von Beginn an etwa auf dem gleichen Niveau, welches jedoch deutlich geringer ist, als das der anderen Zustände. Hier ist anzumerken, dass die gefrästen Proben aus einem 12 mm dicken Blechhalbzeug gefertigt wurden, die anderen Proben jedoch aus einem 6 mm dicken Blechhalbzeug. Dementsprechend ist das Material aus unterschiedlichen Chargen.

In der Abb. 5.2 sind die Verläufe des Freien Korrosionspotenzials der Flachbiegeproben aus dem Gusswerkstoff G-AlSi9Cu3 dargestellt. Als Referenz kann hier der unbehandelte Gusszustand angesehen werden. Der Verlauf startet bei einem Potenzial von -467 mV und erreicht dann ein Niveau von etwa -460 mV. Im wärmebehandelten Zustand zeigt sich vor allem zu Beginn ein aktiverer Verlauf, der bei -487 mV startet. Es wird zwar annähernd das gleiche Niveau erreicht, aber der Verlauf ist mit kleinen Peaks im negativen Potenzial deutlich unstetiger. Ursache dürfte hier auch

die Folgen des Lösungsglühens sein. Die ursprüngliche Walzhaut besteht überwiegend aus der Phase AlSi. Die Dendriten aus der Phase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  haben bei dem unbehandelten Zustand kaum Kontakt mit dem Elektrolyten. Durch das Lösungsglühen diffundieren Cu-Atome in die Gushaut, wo sie nach dem Abschreckvorgang verbleiben. Dies führt schließlich zu einer vermehrten Bildung von Lokalelementen. Wird die Randschicht abgefräst, ist die Bedingung zur Lokalelementbildung noch komfortabler. Der Verlauf startet bei einem Potenzial von -550 mV und steigt bis zum Versuchsende bis auf -500 mV an. Das Kugelstrahlen der Randschicht führt ebenfalls zu einem un stetigen Verlauf. Wird hingegen die gefräste Randschicht zusätzlich kugelgestrahlt, stellt sich nach ca. 1 h das Potenzial ein, auf das der nur gefräste Zustand zustrebt. Auch hier scheint das Plastizieren eine homogene Verteilung der Lokalelemente zu bewirken.

Abb. 5.3 zeigt die Verläufe des Freien Korrosionspotenzials der Knetlegierung AlMgSi0,5. Als Referenz ist hier zusätzlich eine unbehandelte Probe mit der Walzhaut von der Halbzeugherstellung untersucht worden. Auffällig ist hier, dass alle Verläufe in einem Bereich liegen und dass das Niveau von Beginn an gehalten wird. Dabei sind die größten Schwankungen bei der festgewalzten Randschicht gemessen worden. Die Streubreite bei den Proben mit der gedrehten bzw. der unbehandelten Randschicht sind etwa gleich groß. Die geringste Schwankung im Potenzial-Zeit-Verlauf zeigt dabei die Probe mit der kugelgestrahlten Randschicht.

In Abb. 5.4 sind die Verläufe des Freien Korrosionspotenzials der Umlaufbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 zu sehen. Die gedrehte Randschicht wurde in drei Varianten untersucht. Als Referenz kann hier der nicht wärmebehandelte Zustand angesehen werden. Das Potenzial zu Beginn der Aufzeichnung beträgt -528 mV und steigt auf einen Wert von -514 mV. Die beiden anderen Zustände unterscheiden sich dadurch, dass bei Ihrer Herstellung unterschiedliche Schneidplatten verwendet wurden. Wie bereits in Kap. 4 beschrieben, sind die Proben aus der Gusslegierung mit speziellen Schneidplatten der Fa. Sandvik gefertigt worden, da mit ihnen eine optisch bessere Oberflächengüte erzielt werden konnte. Auf die Potenzialverläufe hatte das hingegen keinen gravierenden Einfluss. Durch die Wärmebehandlung verlaufen die Kurven mit etwas niedrigerem Potenzial als der nicht wärmebehandelte Zustand. Die niedrigsten Potenziale zu Versuchsbeginn besitzen die verfestigten Randschichtzustände. Insbesondere der festgewalzte Zustand erreicht mit -625 mV ein deutlich negativeres Startpotenzial. Die größten Schwankungen im Verlauf waren bei der Probe mit der kugelgestrahlten Randschicht zu beobachten. Nach einer Versuchsdauer von 24 h befinden sich die Verläufe aller 5 Randschichtzustände in einem Bereich von -525 mV bis -500 mV.

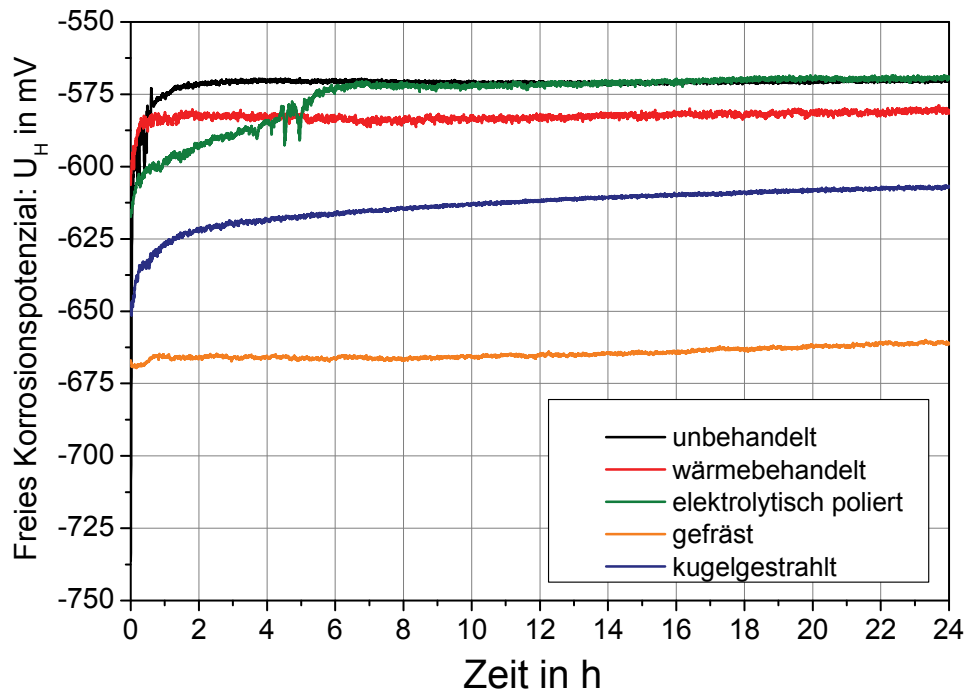


Abb. 5.1: Freies Korrosionspotenzial-Zeit-Verläufe der Flachbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

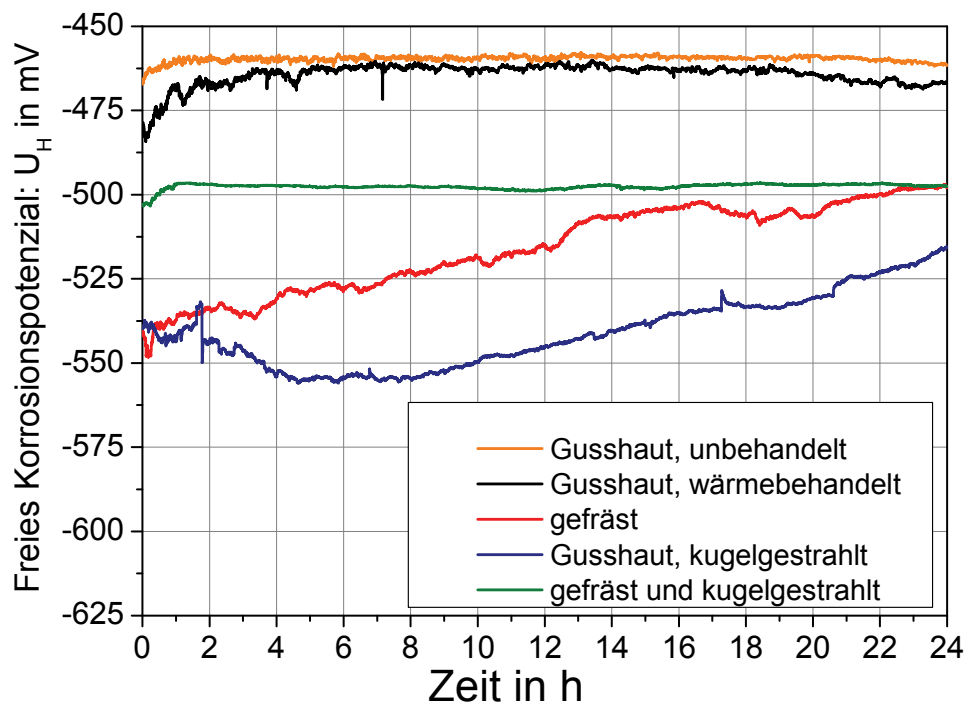


Abb. 5.2: Freies Korrosionspotenzial-Zeit-Verläufe der Flachbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3



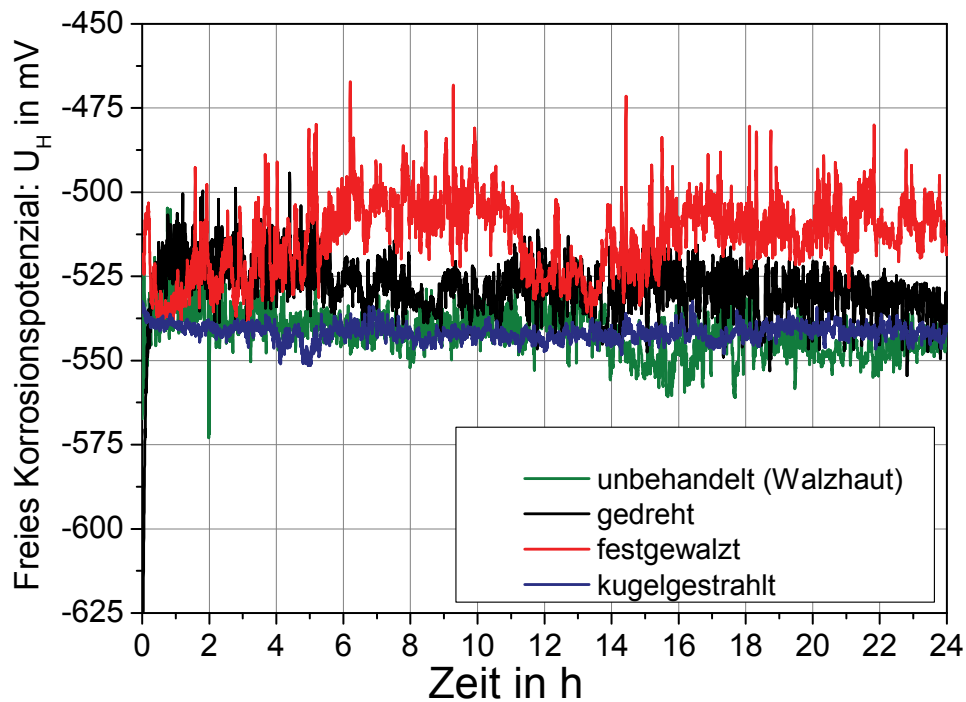


Abb. 5.3: Freies Korrosionspotenzial-Zeit-Verläufe der Umlaufbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Knetlegierung AlMgSi0,5

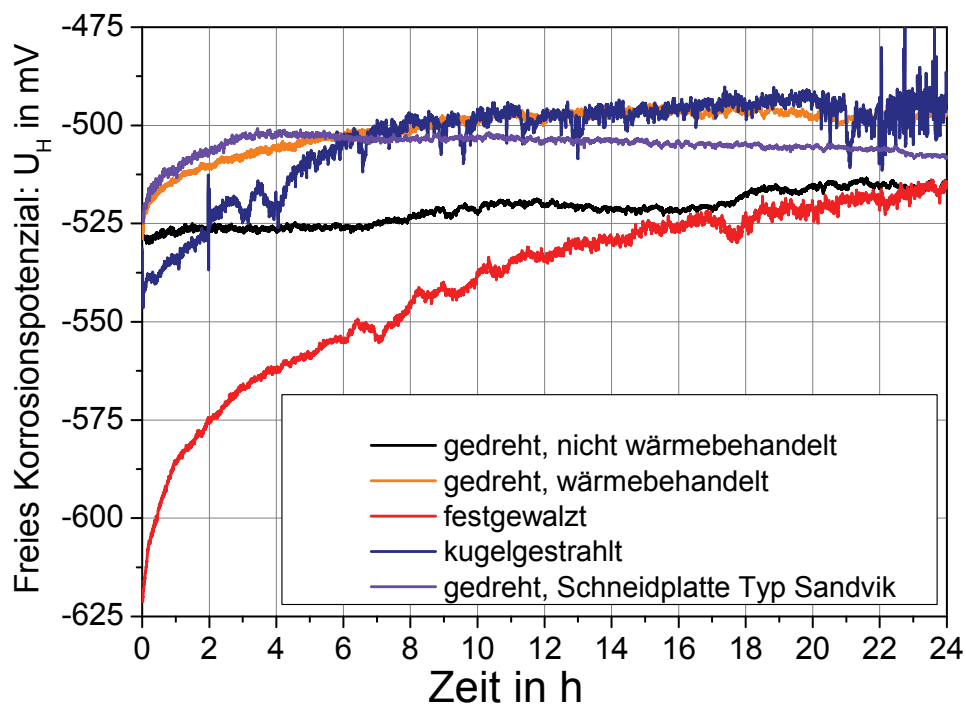


Abb. 5.4: Freies Korrosionspotenzial-Zeit-Verläufe der Umlaufbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

### 5.1.2 Elektrochemisches Rauschen

Von allen Proben mit unterschiedlichen Werkstoffen und Randschichtzuständen sind Untersuchungen durchgeführt worden, in denen das Strom- und Spannungsrauschen über einen Zeitraum von 24 h aufgezeichnet wurde. Die einzelnen Verläufe sind im Anhang zu sehen. In Abb. 5.5 ist exemplarisch das Rauschverhalten von einem Zustand dargestellt. Alle Verläufe sind in Bezug auf ihre elektrische Ladung  $Q$ , den mittleren Strom  $I_{\text{mittel}}$  und ihre mittlere Spannung  $U_{\text{mittel}}$  berechnet worden. Außerdem wurden die kleinsten und die größten gemessenen Werte ermittelt. Diese Informationen sind für alle Werkstoffe mit ihren Randschichtzuständen in der Tab. 5.1 für einen überschaubaren Vergleich zusammengefasst.

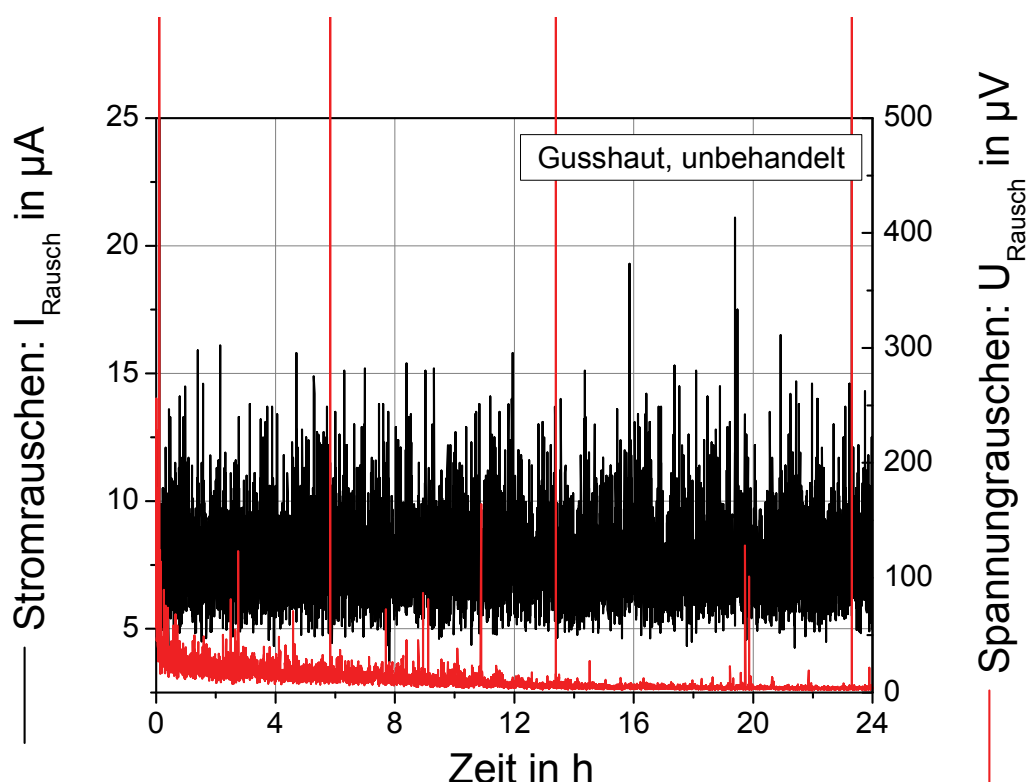


Abb. 5.5: Strom- und Spannungsrauschen über der Zeit, Flachbiegeprobe aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 im unbehandelten Zustand

Die Verläufe der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 zeigen im unbehandelten Zustand in den ersten zwei Stunden zwei deutliche Peaks. Größere Peaks sind auch innerhalb der ersten 5 h bei dem elektrolytisch polierten Zustand aufgetreten. Die Flachproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 haben auf Grund der Randschichtzustände ebenfalls ein unterschiedliches Verhalten. Die wärmebehandelten Proben mit Gusshaut zeigen wenige auffällig große Peaks. Die Häufigkeit der größeren Peaks ist im unbehandelten Zustand höher. Sie treten auch über der gesamten Versuchsdauer auf. Die kugelgestrahlte Gusshaut besitzt vor allem große Einzelpeaks beim Spannungsrauschen. Deutlich steigen die Anzahl und die Größe der Einzelpeaks, wenn die Gusshaut durch Fräsen entfernt wurde. Das Kugelstrahlen

einer gefrästen Oberfläche führt zu einem weiteren Auftreten von größeren Einzelpeaks. Die Rundproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 zeigen ein größeres Spannungsrauschen zu Beginn des Versuches. Für den gedrehten Randschichtzustand trifft dies auf die ersten 8 h zu. Das betragsmäßig größte Spannungs- und Stromrauschen zeigte der kugelgestrahlte Randschichtzustand. Sowohl der unbehandelte als auch der festgewalzte Zustand zeigen nur für eine relativ kurze Dauer zu Versuchsbeginn ein erhöhtes Spannungsrauschen. Auch die Rundproben aus der Gusslegierung zeigen ein erhöhtes Spannungsrauschen zu Beginn der Aufzeichnung. Der festgewalzte Randschichtzustand zeigt zum Versuchsende hin das geringste Spannungsrauschen. Bei dem kugelgestrahlten Randschichtzustand ist sogar ein geringes Zunehmen des Spannungsrauschens zu beobachten.

Das Stromrauschen ist für alle Werkstoffe und Randschichtzustände nahezu gleich groß. Dies wird besonders deutlich, wenn man die Beträge für die elektrische Ladung und den mittleren Strom in der Tab. 5.1 betrachtet. Diese liegen alle in einer ähnlichen Größenordnung und die Einzelpeaks verändern den Durchschnitt nicht signifikant. Die anodische Metallauflösung ist, wie in Kap. 2.1 beschrieben, dem Stromfluss proportional. Von den Hauptlegierungselementen hat nur das Magnesium in der elektrochemischen Spannungsreihe einen negativeren Wert als Aluminium. Dieser Aspekt findet sich in den Werten der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 wieder, die mit z.T. 8,0  $\mu\text{A}$  den größten mittleren Strom aufweist. Hier finden sich ebenfalls die größten Beträge für die mittleren Spannungswerte. Somit ist hier die erbrachte elektrische Leistung durch die Korrosion größer als bei den anderen untersuchten Legierungen.

<b>Randschichtzustände</b>	<b>Q</b> in C	<b>I<sub>min</sub></b> in $\mu\text{A}$	<b>I<sub>max</sub></b> in $\mu\text{A}$	<b>V<sub>min</sub></b> in $\mu\text{V}$	<b>V<sub>max</sub></b> in $\mu\text{V}$	<b>I<sub>Mittel</sub></b> in $\mu\text{A}$	<b>U<sub>Mittel</sub></b> in $\mu\text{V}$
<b>Flachbiegeproben AlZn4,5Mg1</b>							
Gewalzt, ohne Wbh.	689,3	3,9	326,0	51,2	9487,0	8,0	210,6
Wärmebehandelt	678,2	4,3	33,9	96,5	1978,0	7,9	253,3
Elektrolytisch poliert	693,0	4,1	63,2	49,5	952,9	8,0	177,8
Gefräst, ohne Wbh.	670,2	4,3	17,4	70,6	429,5	7,8	174,2
Kugelgestrahlt	658,6	3,5	39,5	12,7	1292,0	7,6	50,0
<b>Flachbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>							
Gusshaut, ohne Wbh.	666,9	3,7	31,3	1,9	3389,0	7,7	12,3
Gusshaut, mit Wbh.	653,1	4,2	20,7	2,4	1155,0	7,6	11,4
Gefräst und mit Wbh.	656,8	4,0	47,2	2,1	3564,0	7,6	12,5

Gusshaut, kugelgestrahlt	649,8	4,0	31,6	2,1	2949,0	7,5	9,0
Gefräst und kugelgestrahlt	667,9	4,2	62,1	2,2	4031,0	7,7	14,5
<b>Umlaufbiegeproben AlMgSi0,5</b>							
Unbehandelt	654,4	3,9	32,1	2,3	56,5	7,6	5,3
Gedreht	673,5	3,8	17,9	3,0	206,3	7,8	24,3
Festgewalzt	661,4	4,0	19,9	4,9	136,5	7,7	16,2
Kugelgestrahlt	674,4	4,2	23,2	7,0	164,8	7,8	38,3
<b>Umlaufbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>							
Gedreht	663,4	3,8	18,2	2,2	76,6	7,7	10,9
Festgewalzt	653,2	4,0	18,8	2,0	103,2	7,6	9,4
Kugelgestrahlt	658,6	3,8	23,6	1,7	191,3	7,6	5,2

Tab. 5.1: Vergleich der elektrischen Größen, ermittelt aus den Rauschversuchen für alle Legierungen und Randschichtzustände

### 5.1.3 Stromdichte-Potenzial-Verhalten

In Tab. 5.2 sind zum Vergleich wichtige chemische Größen für die einzelnen Elemente zusammengefasst. Tab. 5.3 gibt die chemischen Größen wieder, welche aus den stöchiometrischen Zusammensetzungen der untersuchten Legierungen berechnet wurden.

Mit diesen Werten erfolgten die Auswertungen der Stromdichte-Potenzial-Kurven. Diese sind in den Abb. 5.6 bis 5.9 dargestellt. Die Aufteilung erfolgt auch hier nach Probenform und Werkstoff, um die entsprechenden Randschichtzustände direkt vergleichen zu können. Abb. 5.6 zeigt die Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Flachbiegeproben aus AlZn4,5Mg1. Mit dem unbehandelten Zustand als Referenz ist zu erkennen, dass die Durchbruchpotenziale der elektrolytisch polierten, wärmebehandelten und kugelgestrahlten Zustände höher liegen. Dem elektrochemischen System muss also mehr Energie, einhergehend mit der Potenzialerhöhung, zugeführt werden, bis überwiegend und später ausschließlich anodische Reaktionen vorliegen. Das niedrigste Durchbruchpotenzial zeigte die Probe mit der gefrästen Randschicht. Ursache dürfte hier, wie in Kap. 5.1.1 bereits erwähnt, sein, dass das Material einer anderen Charge entnommen wurde. In Abb. 5.7 sind die Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 zu sehen. Das höchste Durchtrittspotenzial besitzt der Referenzzustand der Gusshaut ohne Wärmebehandlung. Das Lösungsglühen und die damit verbundene Diffusion von Cu-Atomen in den Gusshautbereich verursacht eine deutliche Verringerung des Durchbruchpotenzials. Wird die Gusshaut kugelgestrahlt und damit die Randschicht verfestigt, verbessert

sich das Verhalten geringfügig. Das niedrigste Durchbruchpotenzial weist die gefräste Randschicht auf. Wird die gefräste Randschicht kugelgestrahlt, ist in Bezug auf das Durchbruchpotenzial auch hier eine Verbesserung zu erkennen. Die Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Umlaufbiegeproben aus AlMgSi0,5 sind in der Abb. 5.8 wiedergegeben. Als Referenz gilt auch hier wieder der unbehandelte Zustand einer Walzhaut. Wird diese abgedreht, hat das ein deutliches Absinken des Durchtrittspotenzials zur Folge. Die mechanischen Oberflächenbehandlungen Kugelstrahlen und Festwalzen verbessern auch hier das elektrochemische Verhalten in Bezug auf das Durchbruchpotenzial. Für die Umlaufbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 trifft dieser Trend ebenso zu. Vergleicht man die Stromdichte-Potenzial-Verläufe aus Abb. 5.9, so besitzt der gedrehte Zustand das niedrigste Durchbruchpotenzial mit -578,6 mV. Dieses wird mit zunehmender Plastizierung, für die kugelgestrahlte Randschicht -538,2 mV und für die festgewalzte Randschicht -504,5 mV, deutlich höher.

Elemente	Al	Zn	Mg	Si	Cu
Ordnungszahl	13	30	12	14	29
Wertigkeit	+3	+2	+2	+4	+2
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	2,70	7,14	1,75	2,33	8,95
Molare Masse in g/mol	26,9815	65,38	24,305	28,0855	63,546
Molares Volumen in cm <sup>3</sup> /mol	9,993	9,157	13,888	12,054	7,100

Tab. 5.2: Vergleich der chemischen Größen für die einzelnen Elemente

Legierungen	AlZn4,5Mg1	AlMg1Si0,5	G-AlSi9Cu3
Wertigkeit	+2,945	+2,995	+3,060
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	2,762	2,683	2,718
Molare Masse in g/mol	28,6827	26,9602	28,1778
Molares Volumen in cm <sup>3</sup> /mol	9,9943	10,0423	10,0917
Äquivalente Masse in g/mol	9,739	9,002	9,208

Tab. 5.3: Vergleich der chemischen Größen berechnet für die stöchiometrischen Zusammensetzungen der Legierungen

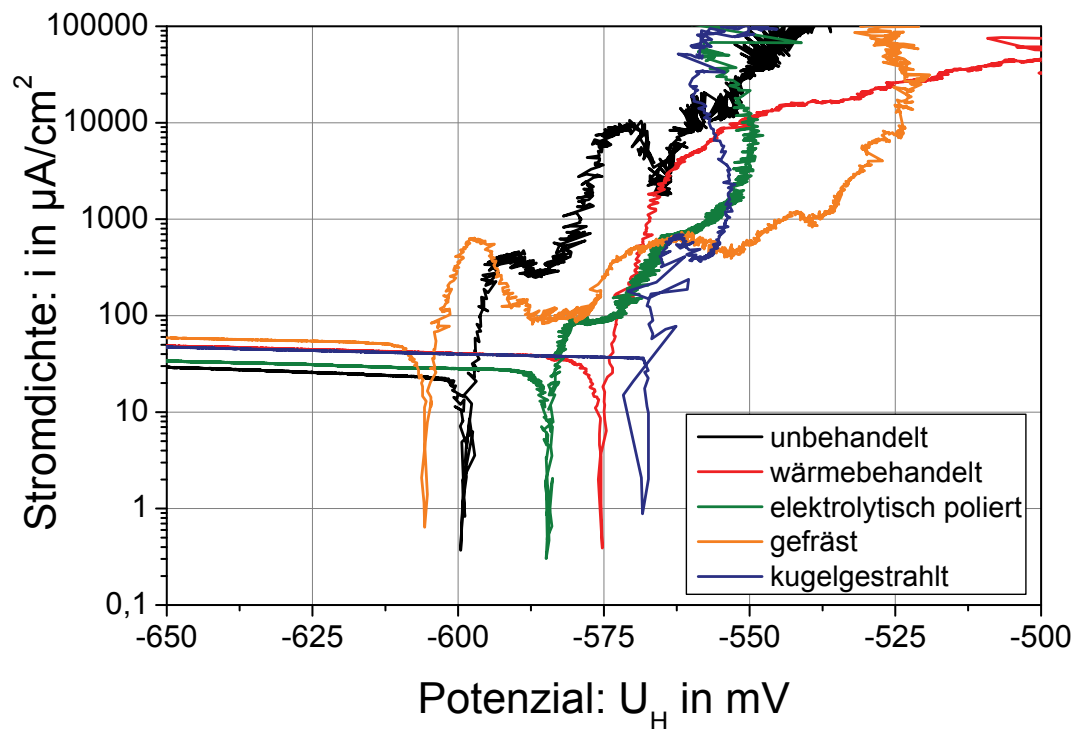


Abb. 5.6: Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Flachbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

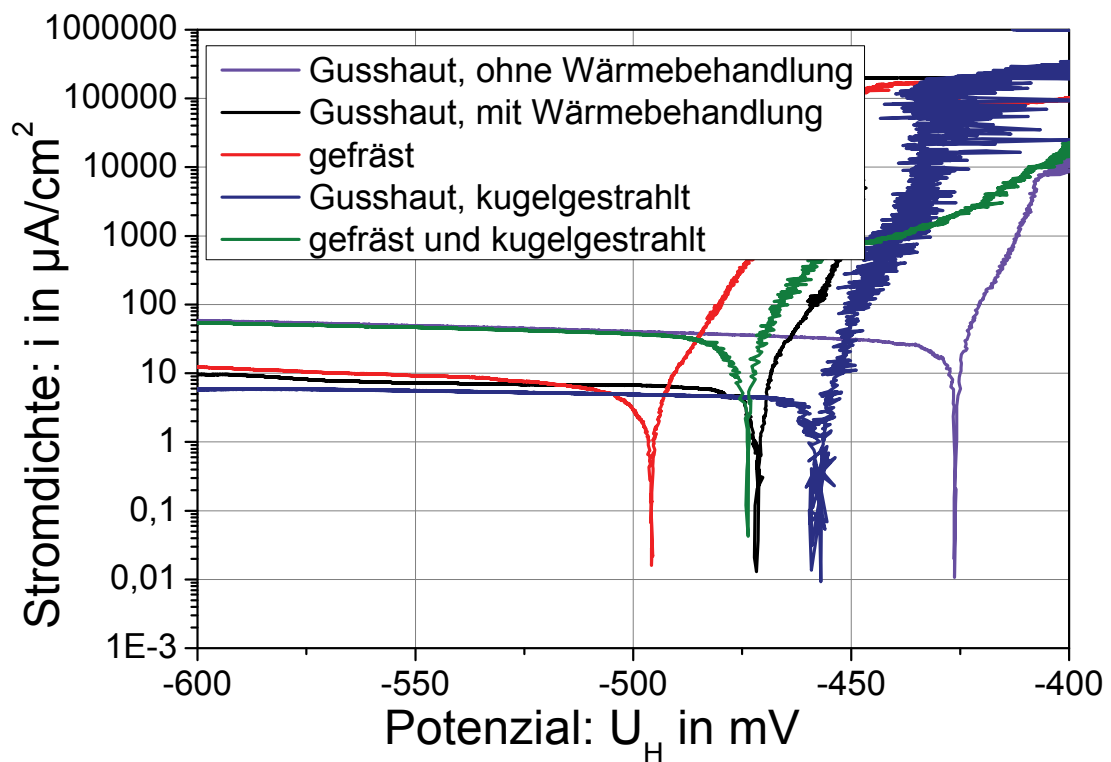


Abb. 5.7: Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Flachbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3



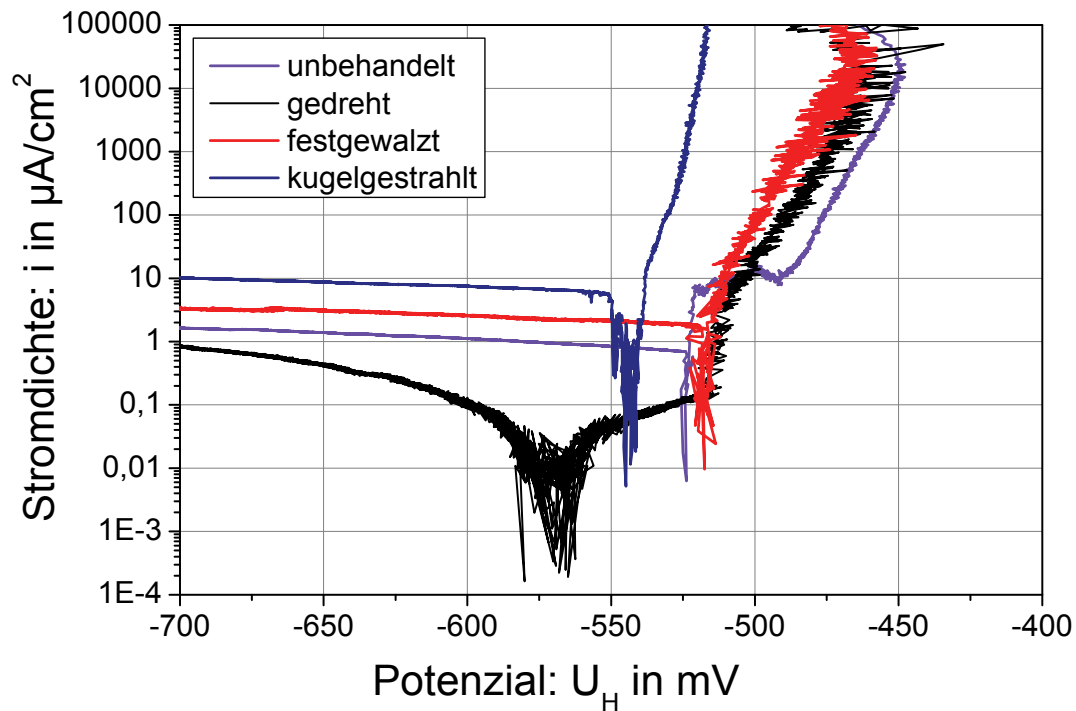


Abb. 5.8: Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Umlaufbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Knetlegierung AlMgSi0,5

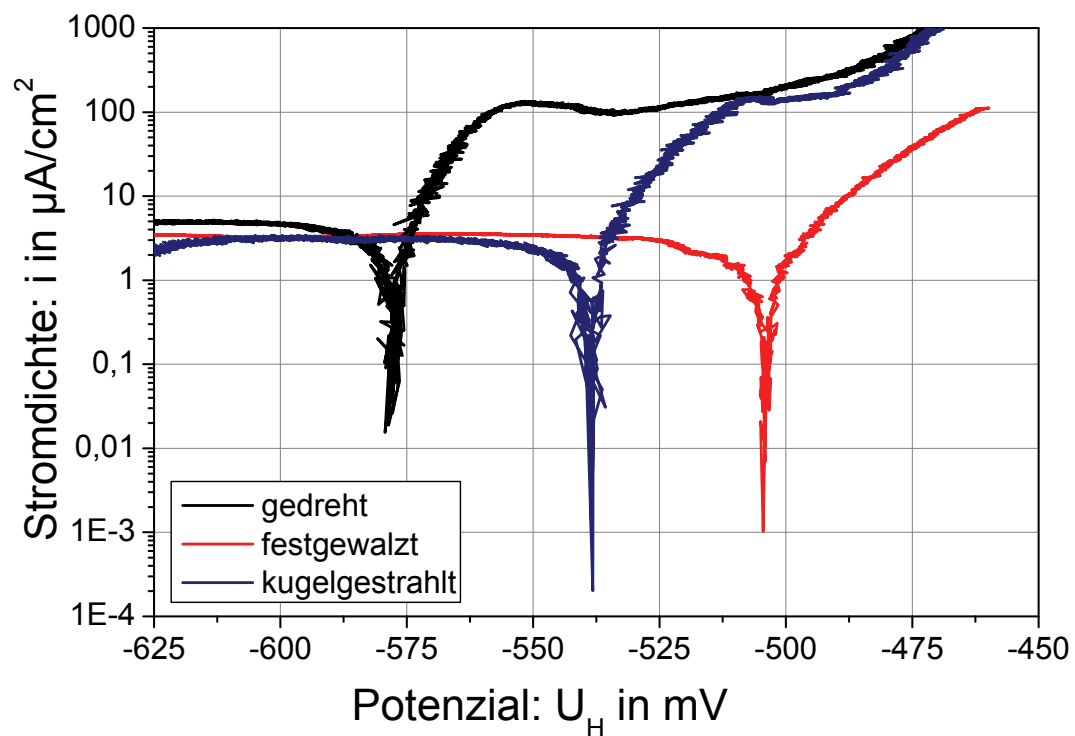


Abb. 5.9: Stromdichte-Potenzial-Verläufe der Umlaufbiegeproben mit definierten Randschichtzuständen aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

<b>Randschichtzustände</b>	<b>Durchbruch- potenzial</b> $U_D$ in mV	<b>Steigung der Tafelgeraden</b> $b_k$ in V/Dekade	<b>Steigung der Tafelgeraden</b> $b_a$ in V/Dekade
<b>Flachbiegeproben AlZn4,5Mg1</b>			
Gewalzt, ohne Wbh.	-599,6	-0,4709	0,002078
Wärmebehandelt	-575,3	-0,7662	0,005463
Elektrolytisch poliert	-585,0	-0,7221	0,007824
Gefräst, ohne Wbh.	-606,3	-0,8131	0,005047
Kugelgestrahlt	-571,7	-0,6941	0,005157
<b>Flachbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>			
Gusshaut, ohne Wbh.	-426,4	-0,5097	0,007734
Gusshaut, mit Wbh.	-472,2	-1,3630	0,007264
Gefräst und mit Wbh.	-495,8	-0,4710	0,010260
Gusshaut, kugelgestrahlt	-460,3	-0,9135	0,004601
Gefräst und kugelge- strahlt	-473,7	-0,6242	0,010700
<b>Umlaufbiegeproben AlMgSi0,5</b>			
Unbehandelt	-523,8	-0,3663	0,001788
Gedreht	-565,0	-0,4795	0,006493
Festgewalzt	-517,2	-0,5629	0,011790
Kugelgestrahlt	-544,8	-0,7325	0,007472
<b>Umlaufbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>			
Gedreht	-578,6	-0,8378	0,025070
Festgewalzt	-504,5	-0,5979	0,010110
Kugelgestrahlt	-538,2	-0,1123	0,015060

Tab. 5.4: Vergleich der Durchbruchpotenziale und der Steigungen aus den Tafelgeraden

In der Tab. 5.4 sind die Durchbruchpotenziale aller Werkstoffe und Randschichten zu einem übersichtlichen Vergleich zusammengefasst. Des Weiteren sind die aus den experimentell ermittelten Verläufen die Steigungen der Tafelgeraden entnommen worden und in der Tab. 5.4 aufgeführt. Diese Daten sind notwendig, um die Korrosionspotenziale, die Korrosionsstromdichten, die Polarisationswiderstände und die Korrosionsraten zu berechnen. Die Ergebnisse sind in der Tab. 5.5 zusammengefasst.

Für den Werkstoff AlZn4,5Mg1 gilt, dass die unbehandelte Randschicht mit  $18,42 \Omega\text{cm}^2$  den größten Polarisationswiderstand und mit  $0,5677 \text{ mm/a}$  eine sehr geringe Korrosionsrate aufweist.

In einer ähnlichen Größenordnung liegen die Beträge des elektrolytisch polierten Randschichtzustandes. Für den wärmebehandelten und den kugelgestrahlten Zustand fällt die Korrosionsrate mit ca.  $1,6 \text{ mm/a}$  deutlich höher aus. Den geringsten Polarisationswiderstand mit  $11,94 \Omega\text{cm}^2$  und die größte Korrosionsrate mit  $2,13 \text{ mm/a}$  besitzt der gefräste Randschichtzustand. Demnach ist die natürliche Passivschicht beim unbehandelten Zustand am effektivsten. Die mechanische Oberflächenbehandlung Kugelstrahlen zeigt zwar eine Verbesserung in Bezug auf das Durchbruchpotenzial, wenn dieses aber erreicht ist, schreitet die Korrosion zügiger voran.

Die Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 weisen mit  $188 \Omega\text{cm}^2$  den größten Polarisationswiderstand und mit  $0,187 \text{ mm/a}$  die geringste Korrosionsrate auf. Durch das Kugelstrahlen verringert sich der Polarisationswiderstand, die Korrosionsrate bleibt aber in der gleichen Größenordnung. Deutlich geringer werden die Polarisationswiderstände für die wärmebehandelten und gefrästen Randschichten. Die Korrosionsraten sind um den Faktor 5 bzw. 6 größer. Auch das Kugelstrahlen der gefrästen Randschicht bringt im Hinblick auf diese Werte keine Verbesserung.

Die bereits erwähnte gut ausgebildete Passivschicht bei dem unbehandelten Halbzeug aus AlMgSi0,5 zeigt mit  $985,6 \Omega\text{cm}^2$  einen außerordentlich hohen Polarisierungswiderstand. Entsprechend niedrig fällt mit  $0,0087 \text{ mm/a}$  die Korrosionsrate aus. Befindet sich die Randschicht im gedrehten Zustand, wie es für die Umlaufbiegeproben der Fall ist, dann verringert sich der Polarisationswiderstand und die Korrosionsrate steigt an. Mit zunehmender Verfestigung fallen die Polarisierungswiderstände weiter ab. Die kugelgestrahlte Randschicht erreicht  $130,5 \Omega\text{cm}^2$  und die festgewalzte Randschicht  $109,5 \Omega\text{cm}^2$ . Entsprechend steigen die Korrosionsraten auf  $0,28 \text{ mm/a}$  bzw. auf  $0,52 \text{ mm/a}$ . Bei den Umlaufbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 verhält es sich umgekehrt. Einhergehend mit der Verfestigung steigen die Polarisationswiderstände und die Korrosionsraten werden geringer.

Ob eine mechanische Oberflächenbehandlung einen günstigen Einfluss auf die Korrosionsrate hat, scheint mit den Legierungselementen zu korrelieren. Befinden sich Elemente wie Mg oder Zn in der Legierung, dann erhöht sich die Korrosionsrate. Beide Elemente besitzen negative Werte in der elektrochemischen Spannungsreihe. Cu hingegen besitzt einen positiven Wert in der elektrochemischen Spannungsreihe und von den hier genannten Metallen die größte elektrische Leitfähigkeit. Das Halbmetall Si hat die mit deutlichem Abstand kleinste elektrische Leitfähigkeit. In der Kombination der untersuchten Gusslegierung scheint sich durch die Plastizierung der Aufbau einer guten Passivschicht zu verbessern.

<b>Randschichtzustände</b>	<b><math>U_{\text{Korr}}</math> in mV</b>	<b><math>i_{\text{Korr}}</math> in <math>\mu\text{A}/\text{cm}^2</math></b>	<b><math>R_{\text{Pol}}</math> in <math>\Omega\text{cm}^2</math></b>	<b><math>w</math> in mm/a</b>
<b>Flachbiegeproben AlZn4,5Mg1</b>				
Gewalzt, ohne Wbh.	-16,55	49,20	18,42	0,5677
Wärmebehandelt	12,76	140,10	17,06	1,6160
Elektrolytisch poliert	-3,61	45,56	15,39	0,5256
Gefräst, ohne Wbh.	10,95	184,80	11,94	2,1320
Kugelgestrahlt	9,07	141,10	15,99	1,6280
<b>Flachbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>				
Gusshaut, ohne Wbh.	-20,11	16,87	188,00	0,1870
Gusshaut, mit Wbh.	10,84	98,33	34,68	1,0900
Gefräst und mit Wbh.	84,33	109,30	41,66	1,2120
Gusshaut, kugelgestrahlt	28,68	17,52	114,60	0,1942
Gefräst und kugelgestrahlt	48,23	94,64	49,95	1,0490
<b>Umlaufbiegeproben AlMgSi0,5</b>				
Unbehandelt	36,87	0,79	985,60	0,0087
Gedreht	69,62	1,53	10,87	0,1680
Festgewalzt	20,20	47,75	109,50	0,5242
Kugelgestrahlt	45,81	25,12	130,50	0,2758
<b>Umlaufbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>				
Gedreht	-0,08	67,46	166,30	0,7478
Festgewalzt	5,87	22,28	200,40	0,2470
Kugelgestrahlt	2,33	27,78	271,90	0,3079

Tab. 5.5: Vergleich der berechneten Korrosionspotenziale, Korrosionsstromdichten, Polarisationswiderstände und der Korrosionsraten

### 5.1.4 Elektrochemische Impedanzspektroskopie

Im Folgenden werden die Ergebnisse aus den Experimenten mit der Elektrochemischen Impedanzspektroskopie (EIS) vorgestellt. Untersucht wurden alle Werkstoffe und Randschichtzustände. In den Abb. 5.10 bis Abb. 5.12 sind die Ergebnisse eines Zustandes dargestellt. Die restlichen finden sich im Anhang wieder. Die Messwerte, in den Diagrammen als kleine schwarze Kreise dargestellt, wurden mit der KRAMER-KRONIG-Transformation (rote Kurven) auf ihre Kausalität hin überprüft. Anschließend erfolgte eine Berechnung des analogen Ersatzsystems mit dem Aufbau einer RANDLE-Zelle, siehe hierzu Kap. 2.1.2.4. Diese Verläufe sind in den Abbildungen mit blauer Farbe dargestellt. Da die berechneten Kurven keine gute Übereinstimmung mit den Messwerten ergaben, wurde in dem klassischen RANDLE-Modell der konventionelle Kondensator gegen ein Konstant-Phasen-Element (engl. *constant phase element*; kurz: CPE) ausgetauscht. Dieses Modell zeigte eine bessere Übereinstimmung mit den Messwerten, teilweise sind sie deckungsgleich. In einigen Fällen sind hin zu kleinen Frequenzen Abweichungen vorhanden, was insbesondere in der NYQUIST-Darstellung zu sehen ist. Die Ergebnisse aus diesen Berechnungen entsprechen den schwarz gezeichneten Kurven in den Diagrammen. Abschließend wurden aus diesen Kurven, bzw. aus dem Modell mit CPE, die Beträge der einzelnen Elemente berechnet. Zur besseren Übersicht sind die Ergebnisse in der Tab. 5.6 zusammengefasst.

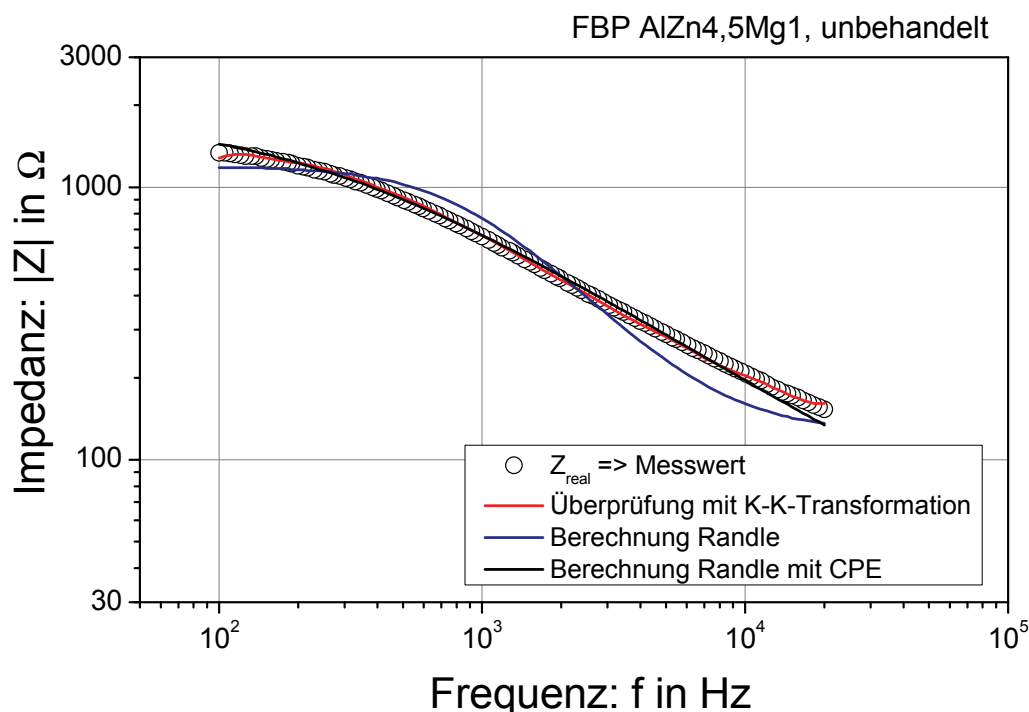


Abb. 5.10: Impedanz-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Flachbiegeprobe aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 im unbehandelten Zustand

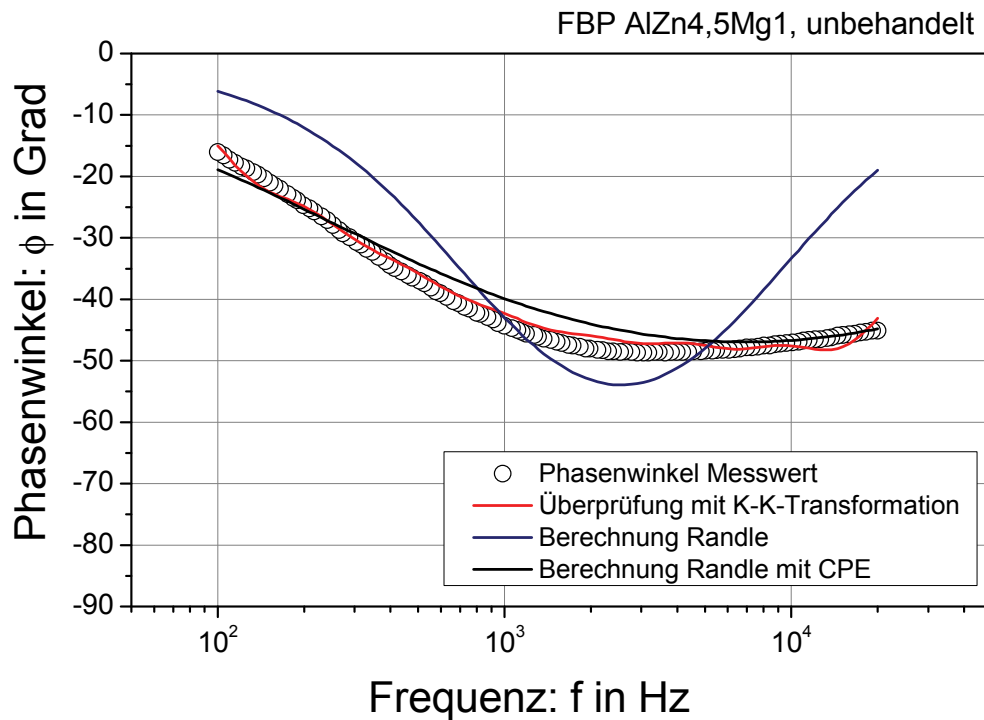


Abb. 5.11: Phasenwinkel-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Flachbiegeprobe aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 im unbehandelten Zustand

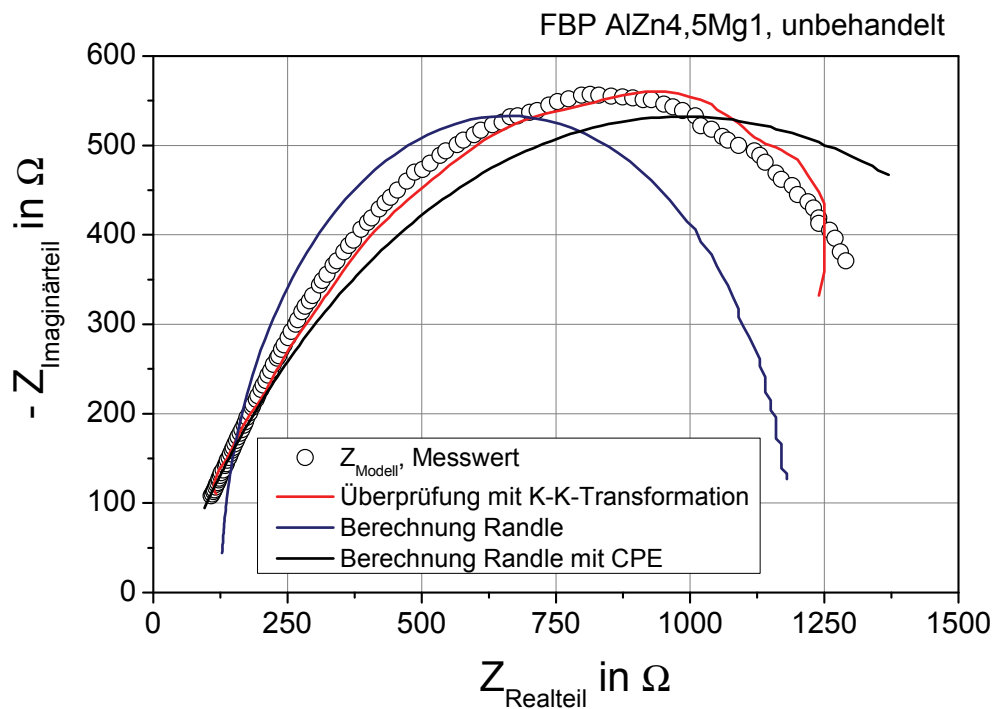


Abb. 5.12: Verläufe der realen und imaginären Impedanzen im NYQUIST-Diagramm, Flachbiegeprobe aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 im unbehandelten Zustand



	$Z_{\text{ges}}$ in $\Omega$	$Z_{\text{real}}$ in $\Omega$	$-Z_{\text{imag}}$ in $\Omega$	$R_{\text{ct}}$ in $\Omega$	$C_{\text{dl}}$ in $\mu\text{F}$	$Y_0$	$\alpha$
<b>Flachbiegeproben AlZn4,5Mg1</b>							
Gewalzt, ohne Wbh.	1340	1290	371	1913	0,3	4,25E-06	0,647
Wärmebehandelt	484	380	301	1416	13,3	3,88E-05	0,732
Elektrolytisch poliert	501	438	243	701	17,6	4,13E-05	0,806
Gefräst, ohne Wbh.	697	576	392	1085	4,4	2,85E-05	0,848
Kugelgestrahlt	172	98	141	554	103,9	1,77E-04	0,813
<b>Flachbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>							
Gusshaut, ohne Wbh.	1550	976	1200	8214	109,9	1,13E-04	0,731
Gusshaut, mit Wbh.	1280	1190	484	1979	277,5	3,18E-04	0,774
Gefräst und mit Wbh.	1470	1400	431	2293	116,7	1,67E-04	0,729
Gusshaut, kugelgestrahlt	1390	1250	601	2706	18,1	2,21E-04	0,721
Gefräst und kugelgestrahlt	1320	990	877	3790	100,2	1,32E-04	0,717
<b>Umlaufbiegeproben AlMgSi0,5</b>							
Unbehandelt	3190	1620	2750	7036	22,9	2,60E-05	0,930
Gedreht	3380	1400	3070	19440	0,9	1,17E-05	0,873
Festgewalzt	4180	1860	3750	36810	25,1	2,54E-05	0,857
Kugelgestrahlt	2130	1390	1610	4835	90,7	1,07E-04	0,800
<b>Umlaufbiegeproben G-AlSi9Cu3</b>							
Gedreht	1730	1070	1360	5147	38,0	5,29E-05	0,798
Festgewalzt	1580	1190	1040	2266	7,3	8,95E-05	0,890
Kugelgestrahlt	1350	981	928	2158	100,5	1,19E-04	0,889

Tab. 5.6: Vergleich der elektrischen Größen, ermittelt aus den EIS-Versuchen für alle Legierungen und Randschichtzustände

In der Tab. 5.6 sind die Werte der Doppelschichtkapazitäten  $C_{\text{dl}}$  aufgeführt. Diese wurden aus den  $Y_0$  Werten berechnet. Wie in Kap. 2.1.2.4 beschrieben, ist der Exponent  $\alpha$  ein Indiz für die Qualität einer Schicht. Die Doppelschichtkapazität wird an der Phasengrenzfläche Metall / Elektrolyt aufgrund von Überschussladungen aufgebaut, wenn der Elektronenleiter (Metall) durch Ionen gebildete inhomogene Ladungsverteilung nicht schnell ausgleichen kann. Wird der Ladungsdurchtritt an der Phasengrenzfläche vollzogen, dann ergibt sich ein Übergang von Ionenleitung zur Elektronenlei-

tung, welcher mit dem Durchtrittswiderstand  $R_{ct}$  quantifiziert wird. Der Durchtrittswiderstand korreliert somit direkt mit der Austauschstromdichte. Die Ergebnisse zu den Untersuchungen an den Flachbiegeproben aus AlZn4,5Mg1 zeigen, dass die unbehandelte gewalzte Randschicht mit  $1913\ \Omega$  über den größten Durchtrittswiderstand und mit  $0,3\ \mu F$  über die kleinste Doppelschichtkapazität verfügt. Auffallend ist weiterhin, dass der Anteil der realen Impedanz sehr viel größer ist, als der imaginäre Anteil. Somit ist die HELMHOLTZfläche gering ausgeprägt. Der betragsmäßig kleine Wert von 0,647 für den exponentiellen Faktor  $\alpha$  zeigt, dass diese Kapazität zum „Abfließen“ oder stetigem Entladen neigt. Auf Grund des hohen Durchtrittswiderstandes dürfte diese Entladung aber in Richtung des Elektrolyten über die beweglichen Ionen erfolgen. Die Randschichtzustände wärmebehandelt, elektrolytisch poliert und gefräst zeigen demgegenüber größere Doppelschichtkapazitäten, aber geringere Durchtrittswiderstände. Mit  $554\ \Omega$  zeigt die kugelgestrahlte Randschicht den kleinsten Durchtrittswiderstand und besitzt  $103,9\ \mu F$  auch die größte Doppelschichtkapazität. An dieser Stelle sei aber auch nochmal daran erinnert, dass die wahre Oberfläche bei der rauen Topographie größer ist. Weiterhin ist ersichtlich, dass die imaginäre Impedanz in diesem Fall größer ist, als der reale Anteil. Bei den Flachbiegeproben aus G-AlSi9Cu3 besitzt die unbehandelte Walzhaut mit  $1550\ \Omega$  die größte Gesamtimpedanz und mit  $8214\ \Omega$  auch den größten Durchtrittswiderstand. Auffallend ist, dass der imaginäre Anteil größer als der reale Anteil ist. Auch die beiden kugelgestrahlten Randschichten zeigen hohe Durchtrittswiderstände, aber bei der kugelgestrahlten Gusschicht ist die Doppelschichtkapazität deutlich geringer. Der exponentielle Faktor  $\alpha$  unterscheidet sich für alle Zustände erst ab der zweiten Nachkommastelle.

Die Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 weisen alle sehr hohe Durchtrittswiderstände und Gesamtimpedanzen auf. Dabei ist der imaginäre Anteil an der Impedanz bei allen Zuständen größer als der reale Anteil. Die elektrisch nichtleitende Passivschicht der keramischen Zusammensetzung  $Al_2O_3$  dürfte somit sehr gut ausgebildet sein. Der exponentielle Faktor  $\alpha$  ist bei der unbehandelten Walzhaut am Größten. Dafür fallen die Doppelschichtkapazitäten eher moderat aus.

Bei den Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 fällt es schwierig, anhand der Ergebnisse aus den drei Messungen einen deutlichen Unterschied in Bezug auf die mechanischen Oberflächenbehandlungen zu finden. Dies ist umso erstaunlicher, da die Auswertung mit dem CPE-Modell eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten ergeben hat, wie die Abb. 5.68 bis 5.76 zeigen. Zumal sich zudem bei diesen Kombinationen eine deutliche Verschiebung in den Stromdichte-Potenzial-Verläufen zeigte.

## 5.2 Dauerschwingversuche

In den Abb. 5.13 bis 5.17 sind die Ergebnisse zu den Untersuchungen im Zeitfestigkeitsbereich in WÖHLER-Diagrammen dargestellt. Gezeigt werden die Verteilungen der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen. Diese werden mit einem hohlen Kreissymbol für die unter Laboratmosphäre geprüften Proben und mit einem hohlen Sternsymbol für die Experimente unter Salzsprühnebel dargestellt. Neben diesen Diagrammen befinden sich die Darstellungen der Zeitfestigkeitsgeraden. Die hier verwendeten Vollsymbole sind die mit dem  $\arcsin-\sqrt{P}$ -Transformation berechneten Stützstellen, die für die anschließende Ausgleichsrechnung benötigt werden. In einem weiteren Diagramm werden die Zeitfestigkeitsgeraden aus den Untersuchungen in Laboratmosphäre mit denjenigen aus dem Salzsprühnebel verglichen, so dass der Einfluss der korrosiven Beanspruchung anhand der Bruchlastspielzahlen abgelesen werden kann.

### 5.2.1 Flachbiegeversuche

#### 5.2.1.1 Knetlegierung AlZn4,5Mg1

Die Abb. 5.13 bis 5.15 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die unbehandelten Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Bei allen Randspannungsamplituden wird die Streubreite der Einzelversuche deutlich kleiner. So beträgt die Streubreite für Versuche bei  $\sigma_a = 150$  MPa in Laboratmosphäre (LA) 140.000 Lastwechsel (LW), bei Salzsprühnebel (SSN) hingegen 76.900 LW.

#### Verhalten der unbehandelten Proben in Laboratmosphäre

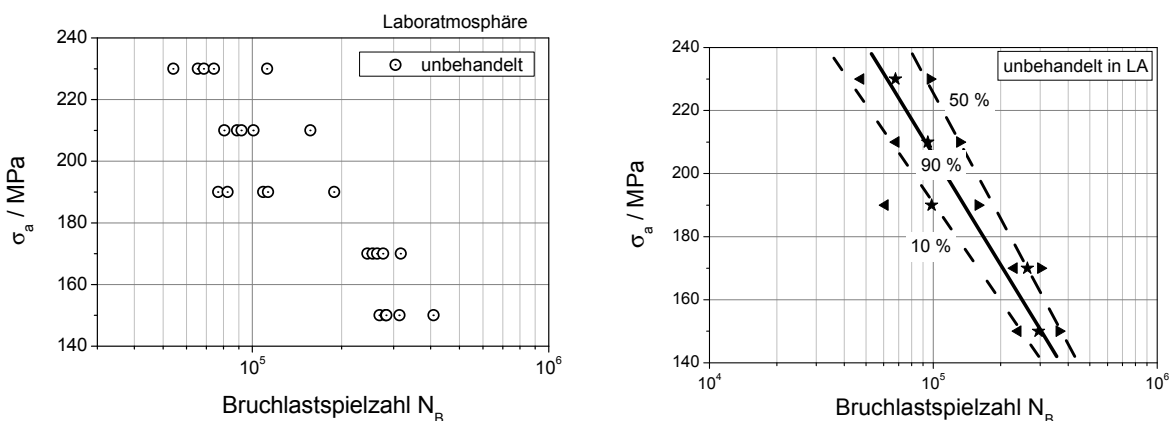


Abb. 5.13: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre mit unbehandelten Proben

### Verhalten der unbehandelten Proben im Salzsprühnebel

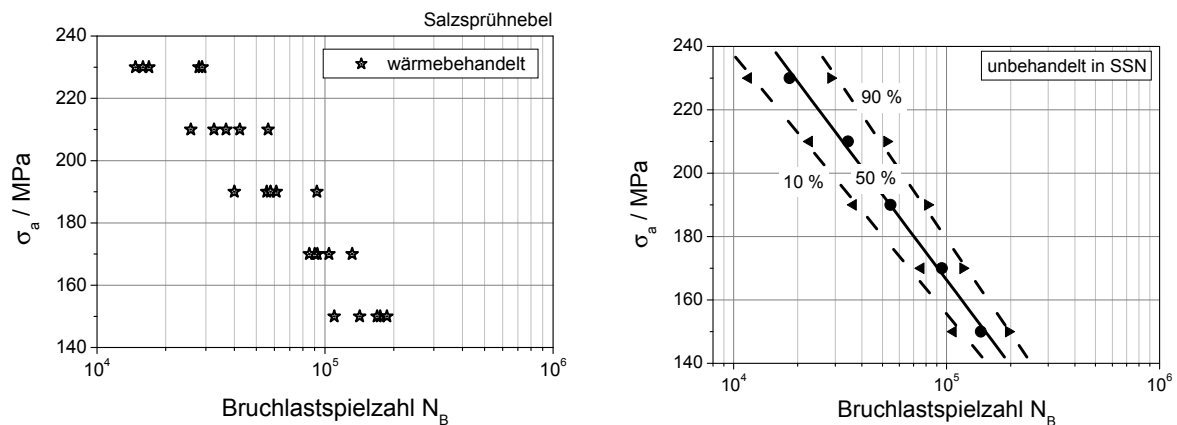


Abb. 5.14: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel mit unbehandelten Proben

### Vergleich der unbehandelten Proben

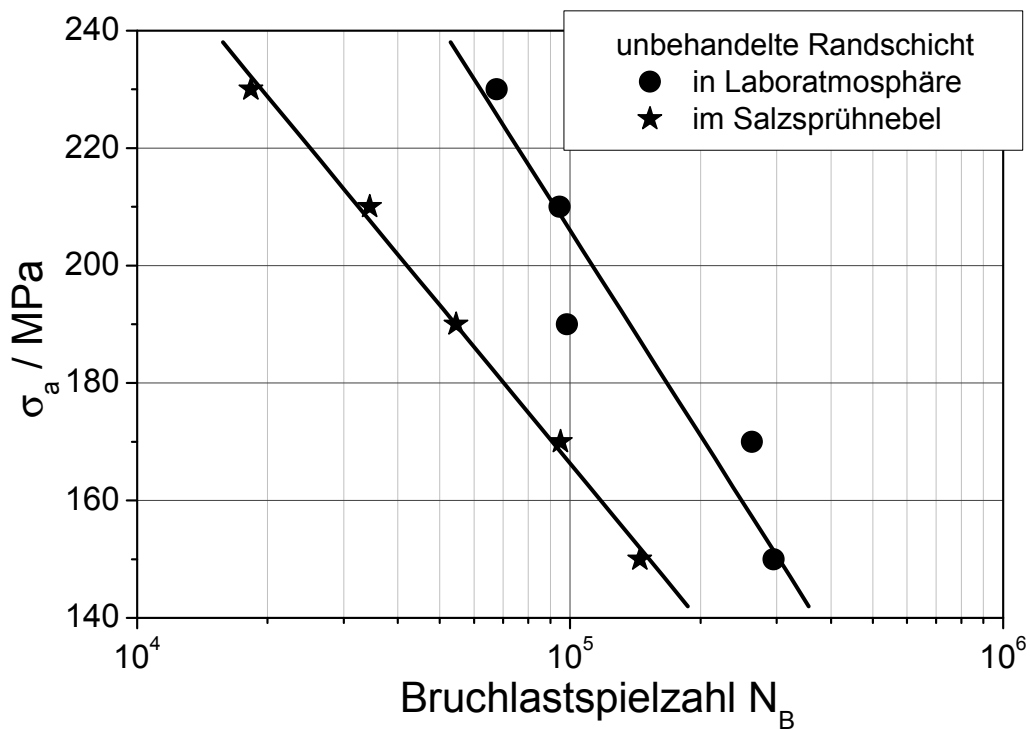


Abb. 5.15: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50\%$ ; Proben mit unbehandelter Randschicht

Je niedriger die Randspannungsamplitude ist, desto länger fallen die Versuchsdauern aus und somit haben auch die elektrochemischen Reaktionen mehr Zeit, um den Werkstoff zu beanspruchen. Deswegen ist ein Vergleich mit kurzen Versuchsdauern ebenso sinnvoll. Bei einer Randspannungs-

amplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 58.100 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 14.150 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 49.407 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 67.714 LW und unter SSN 18.307 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 45 min bzw. 12 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 150.276 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 295.101 LW und bei SSN 144.825 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 3 h 16 min bzw. von 1 h 37 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 27 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 49 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln. Die korrosive Belastung übt somit unter allen Randspannungsamplituden einen gravierenden Einfluss aus.

### Verhalten der wärmebehandelten Proben in Laboratmosphäre

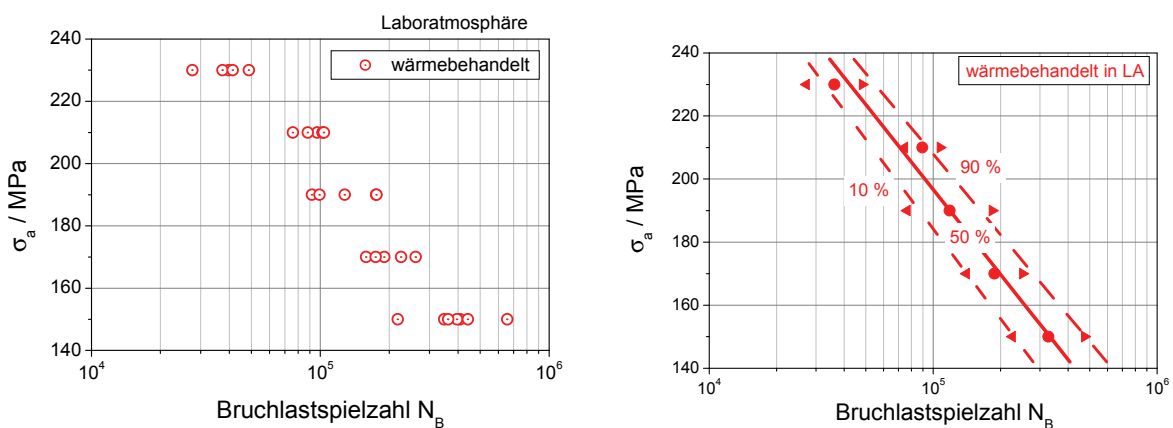


Abb. 5.16: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre mit wärmebehandelten Proben

Die Abb. 5.16 bis 5.18 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die wärmebehandelten Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Bei allen Randspannungsamplituden wird die Streubreite der Einzelversuche deutlich kleiner. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 150$  MPa in LA 438.800 LW, bei SSN hingegen 201.280 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 21.158 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 11.000 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 8.468 LW.

### Verhalten der wärmebehandelten Proben im Salzsprühnebel

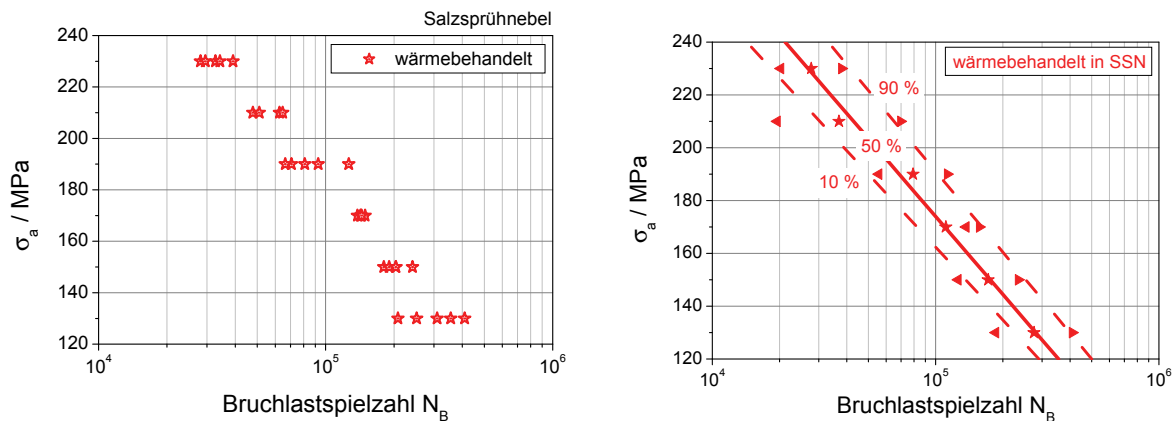


Abb. 5.17: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel mit wärmebehandelten Proben

### Vergleich der wärmebehandelten Proben

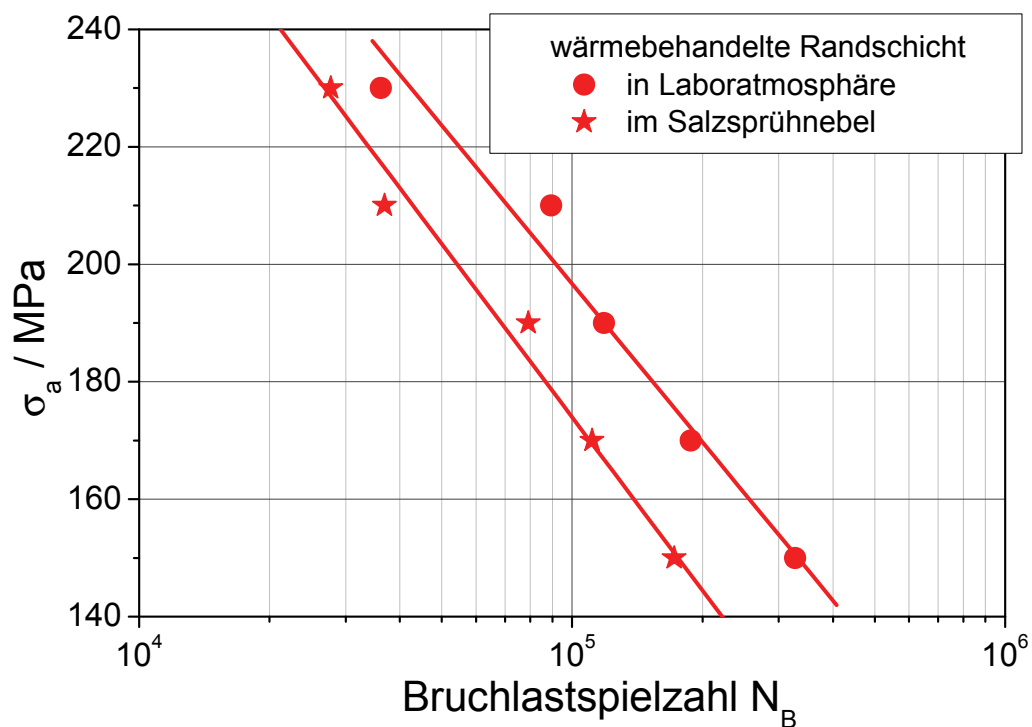


Abb. 5.18: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50\%$ ; wärmebehandelte Proben

Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 36.198 LW und unter SSN 27.730 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 24 min bzw. 19 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 155.093 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 327.078 LW und bei SSN 171.985 LW.



Hier ergeben sich Versuchsdauern von 3 h 38 min bzw. von 1 h 55 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 76,6 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 52,6 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### Verhalten der Proben mit elektrolytisch polierter Randschicht in Laboratmosphäre

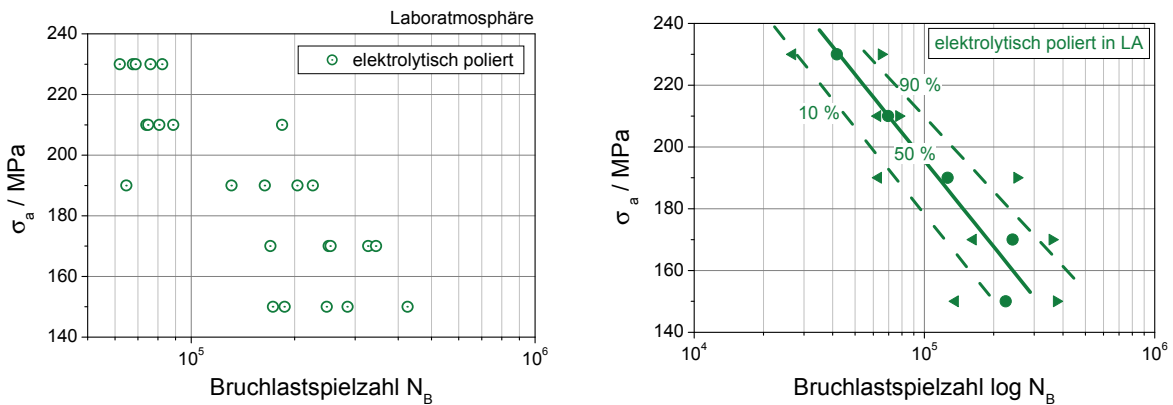


Abb. 5.19: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre mit elektrolytisch polierten Proben

### Verhalten der Proben mit elektrolytisch polierter Randschicht in Salzsprühnebel

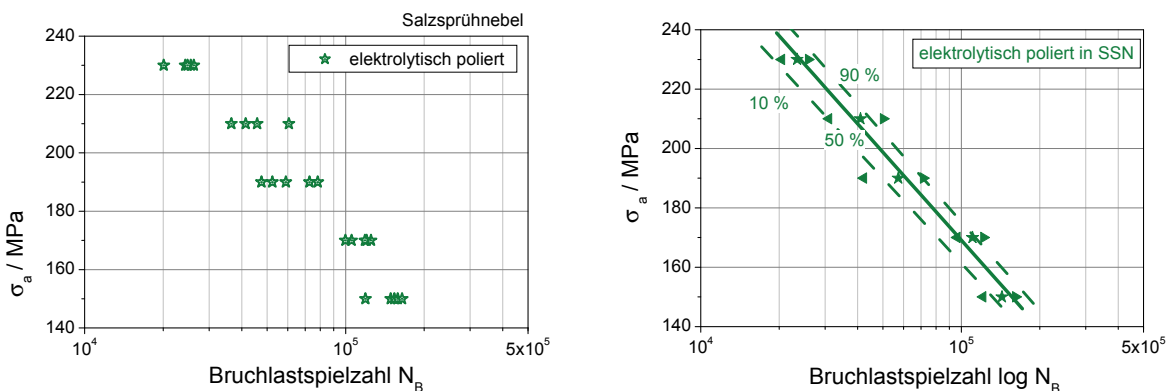


Abb. 5.20: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel mit elektrolytisch polierten Proben

### Vergleich der Proben mit elektrolytisch polierter Randschicht

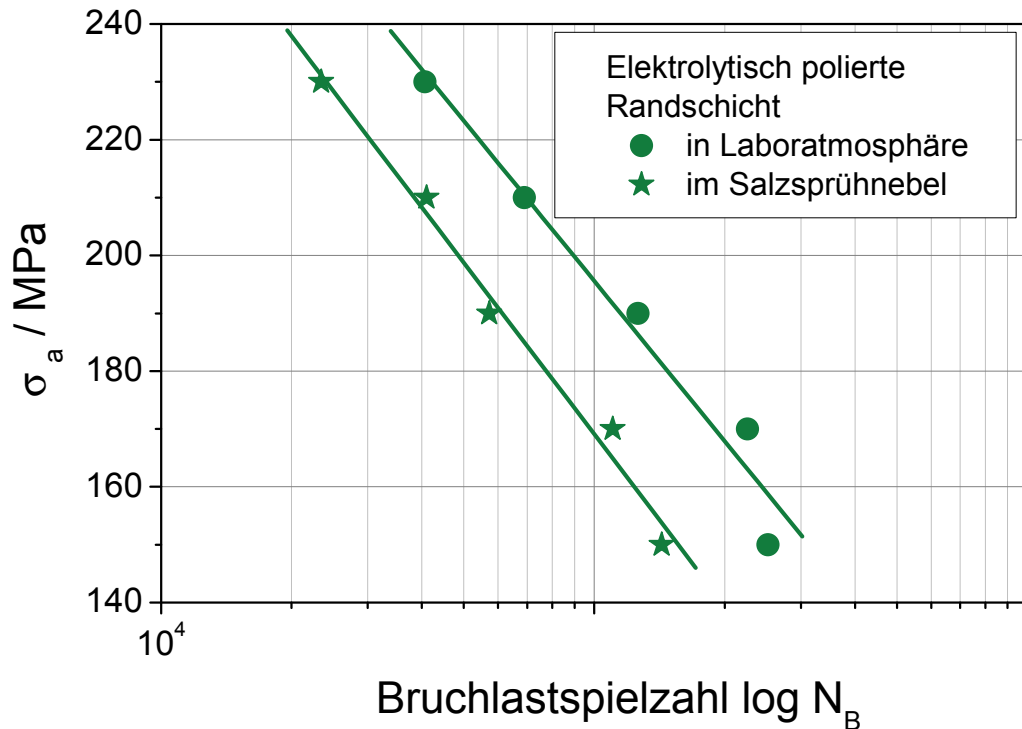


Abb. 5.21: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit elektrolytisch polierter Randschicht

Die Abb. 5.19 bis 5.21 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die elektrolytisch polierten Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Bei allen Randspannungsamplituden wird die Streubreite der Einzelversuche deutlich kleiner. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 150$  MPa in LA 408.700 LW, bei SSN hingegen 45.500 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 109.853 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 6.100 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 17.250 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 40.678 LW und unter SSN 23.428 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 27 min bzw. 16 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 108.587 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 251.725 LW und bei SSN 143.138 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 2 h 48 min bzw. von 1 h 35 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 57,6 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 56,8 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

Die Abb. 5.22 bis 5.24 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die kugelgestrahlten Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Bei allen Randspannungsamplituden wird die Streubreite der Einzelversuche auf Grund der Korrosion deutlich kleiner. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a =$

150 MPa in LA 2.294.900 LW, bei SSN hingegen 853.720 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 108.953 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 29.306 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 16.807 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 61.448 LW und unter SSN 44.641 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 41 min bzw. 30 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 410.407 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 1.081.900 LW und bei SSN 671.493 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 12 h bzw. von 7 h 28 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 72,6 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 62,1 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht in Laboratmosphäre

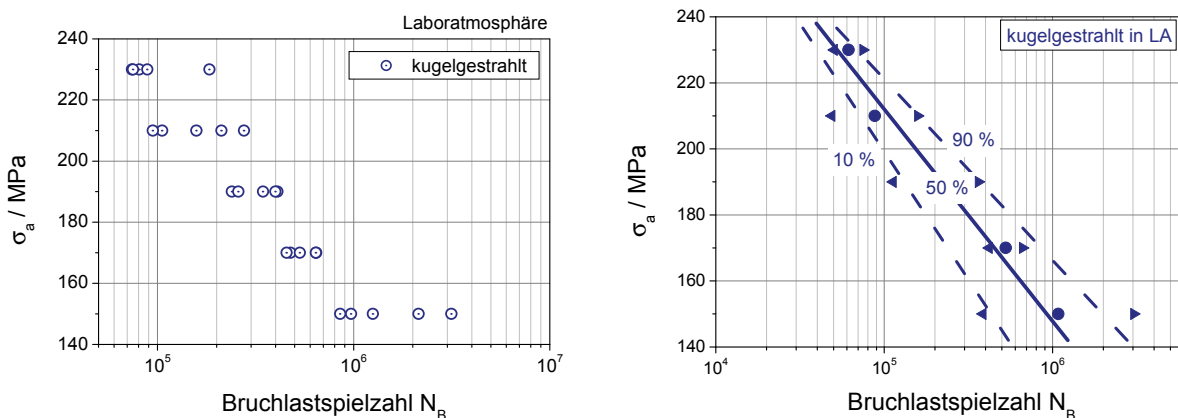


Abb. 5.22: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre mit kugelgestrahlten Proben

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht in Salzsprühnebel

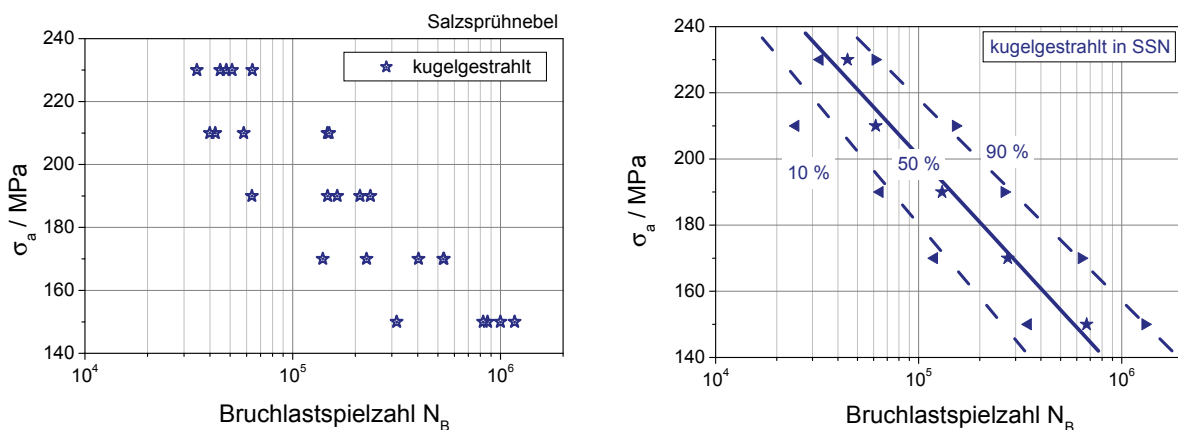


Abb. 5.23: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel mit kugelgestrahlten Proben

### Vergleich der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

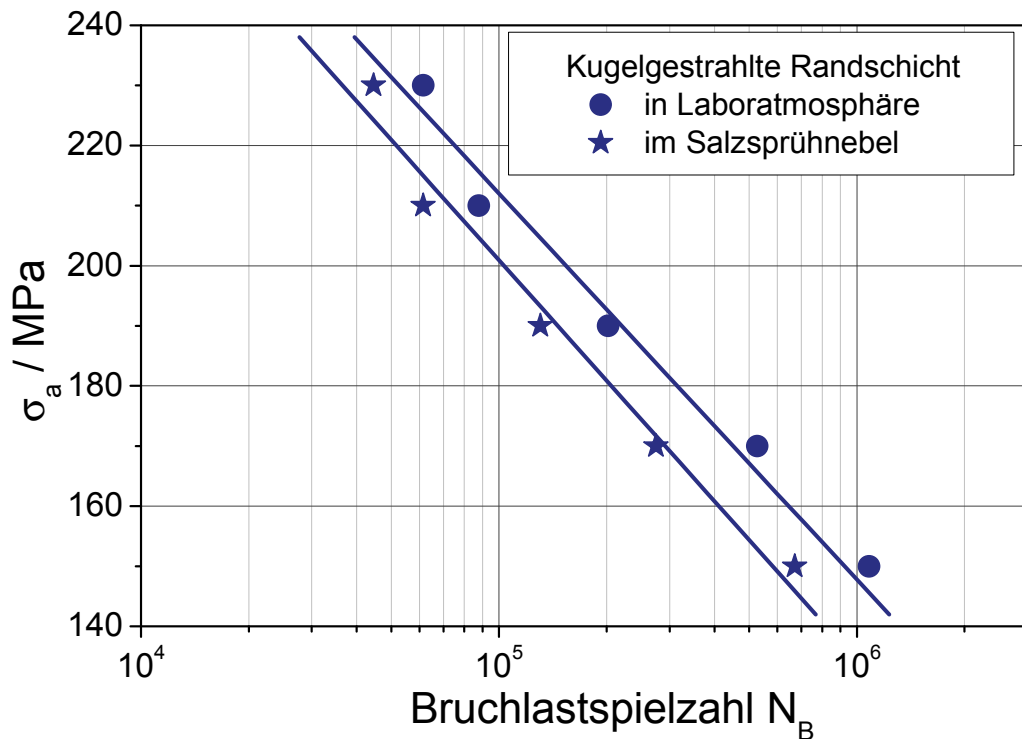


Abb. 5.24: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50\%$ ; Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

### Verhalten der Proben mit gefräster Randschicht in Laboratmosphäre

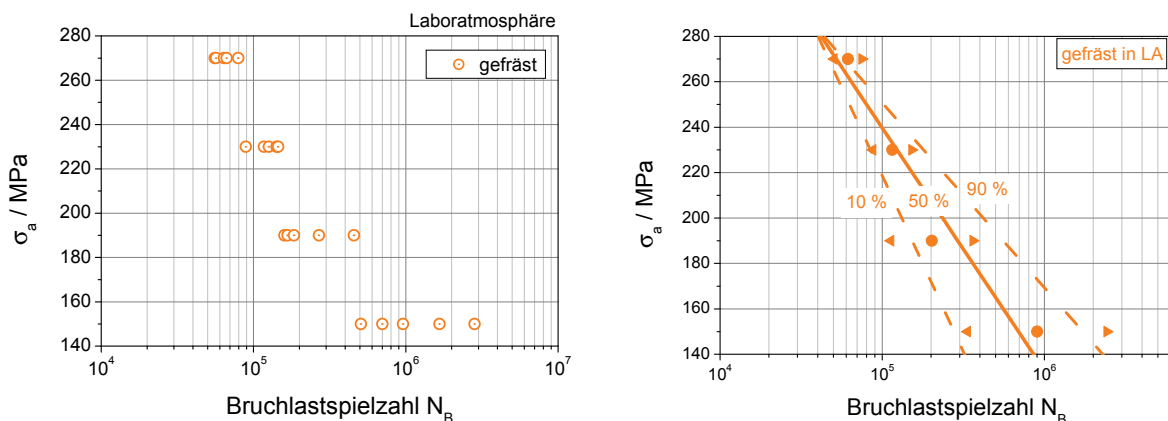


Abb. 5.25: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre mit gefrästen Proben

Die Abb. 5.25 bis 5.27 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die gefrästen Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Bei allen Spannungsamplituden wird die Streubreite der Einzelversuche auf Grund der Korrosion deutlich kleiner. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 150$  MPa in LA

2.322.326 LW, bei SSN hingegen 79.371 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 52.894 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 7.280 LW.

### Verhalten der Proben mit gefräster Randschicht in Salzsprühnebel

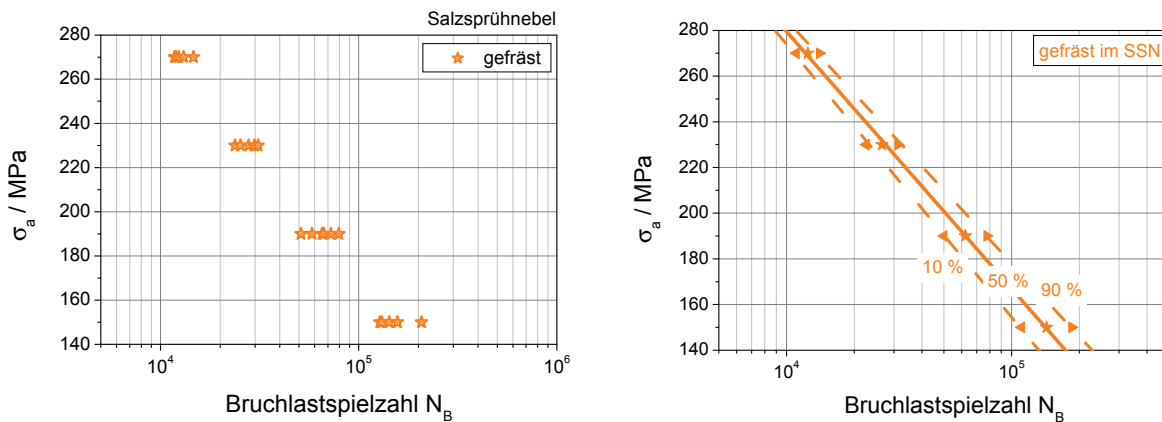


Abb. 5.26: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel mit gefrästen Proben

### Vergleich der Proben mit gefräster Randschicht

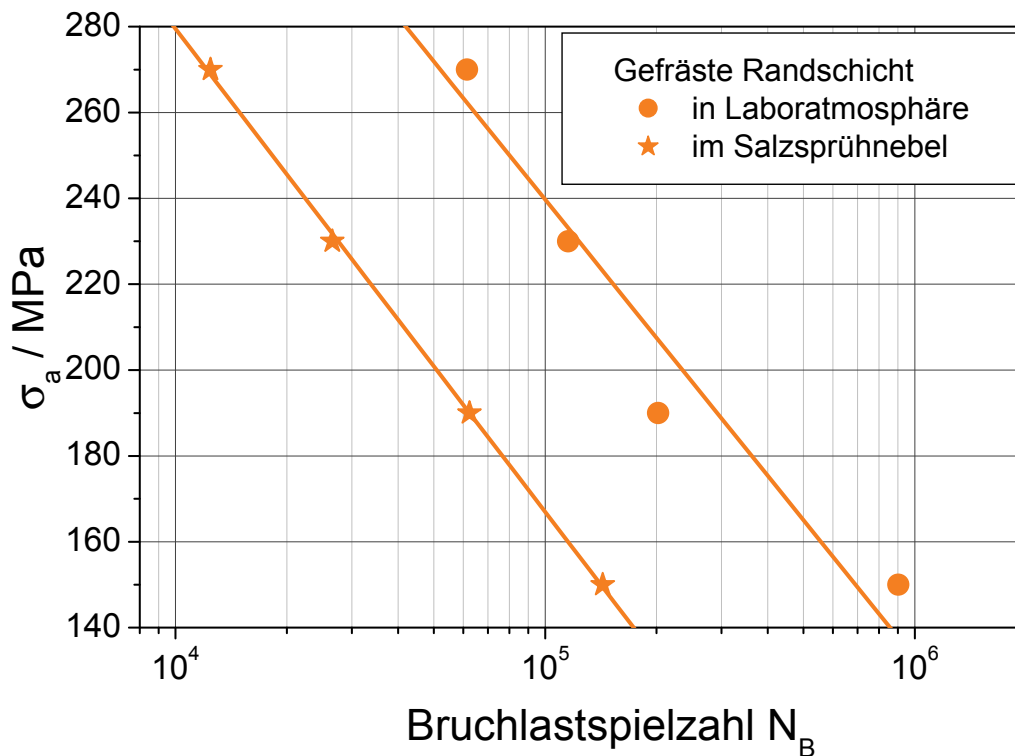


Abb. 5.27: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50\%$ ; Proben mit gefräster Randschicht

Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 49.012 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 61.450 LW und unter SSN 12.436 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 41 min bzw. 8 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 759.147 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 902.342 LW und bei SSN 143.195 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 10 h bzw. von 1 h 35 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 20,2 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 15,9 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### 5.2.1.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die Abb. 5.28 bis 5.30 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die Flachbiegeproben mit der ursprünglichen Gusschaut aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche wird vor allem bei der hohen Randspannungsamplitude kleiner, unter dem Einfluss des SSN fällt sie sogar größer aus. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 100$  MPa in LA 613.931 LW, bei SSN hingegen 810.410 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 49.889 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 18.840 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 22.566 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 35.516 LW und unter SSN 12.950 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 24 min bzw. 9 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 716.552 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 935.866 LW und bei SSN 219.314 LW.

#### Verhalten der Proben mit Gusschaut in Laboratmosphäre

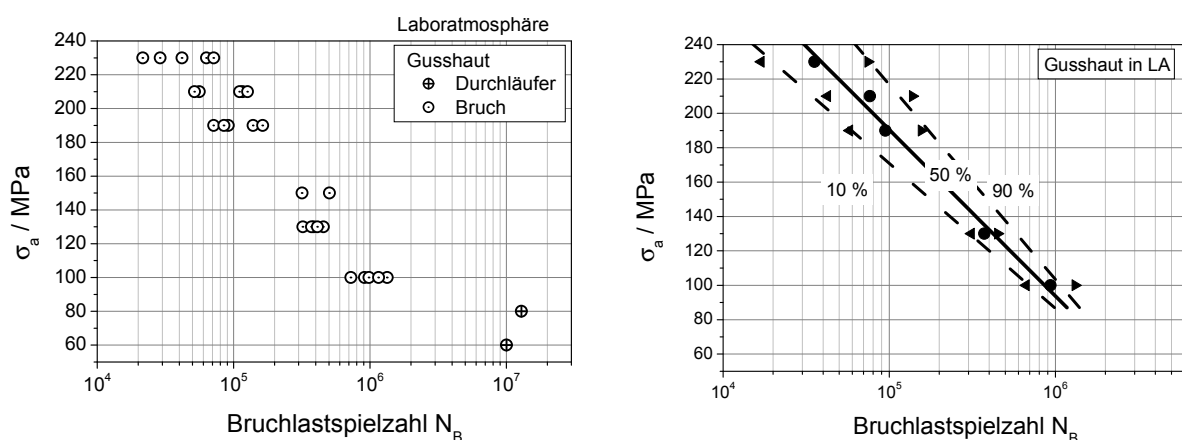


Abb. 5.28: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit Gusschaut

### Verhalten der Proben mit Gusshaut im Salzsprühnebel

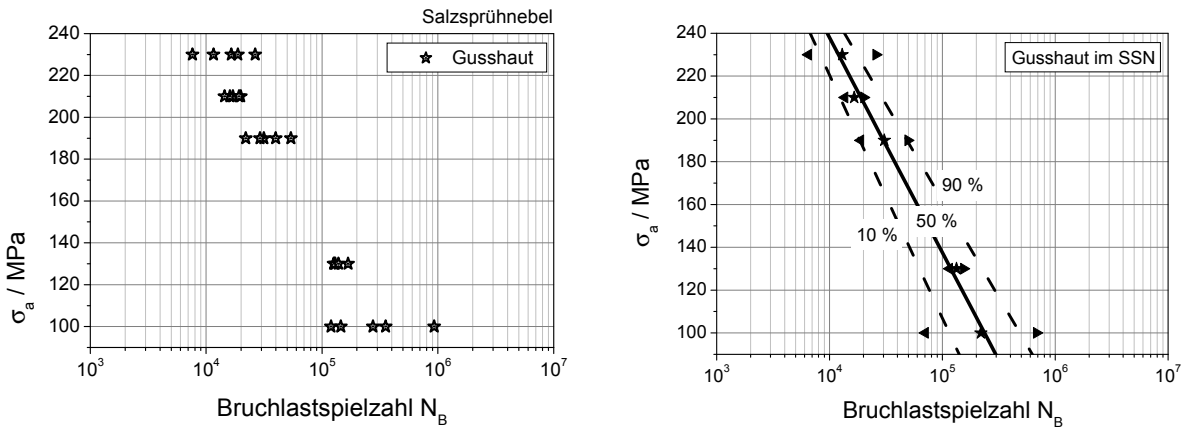


Abb. 5.29: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit Gusshaut

### Vergleich der Proben mit Gusshaut

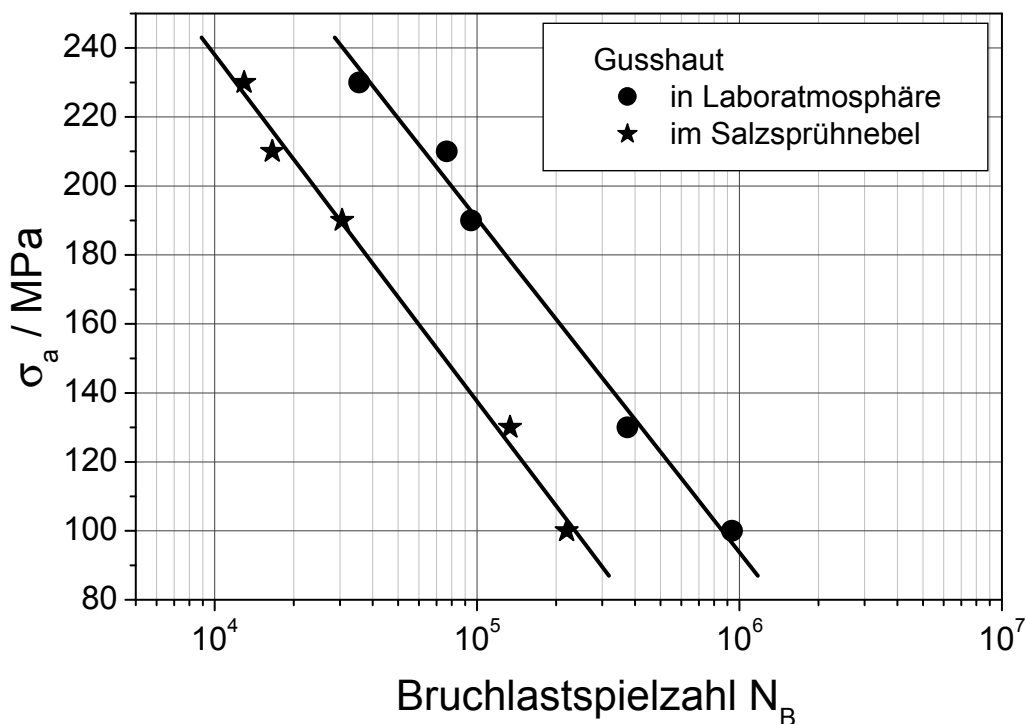


Abb. 5.30: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50\%$ ; Proben mit Gusshaut

Hier ergeben sich Versuchsdauern von 10 h 24 min bzw. von 2 h 26 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 36,5 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 23,4 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.



### Verhalten der Proben mit gefräster Randschicht in Laboratmosphäre

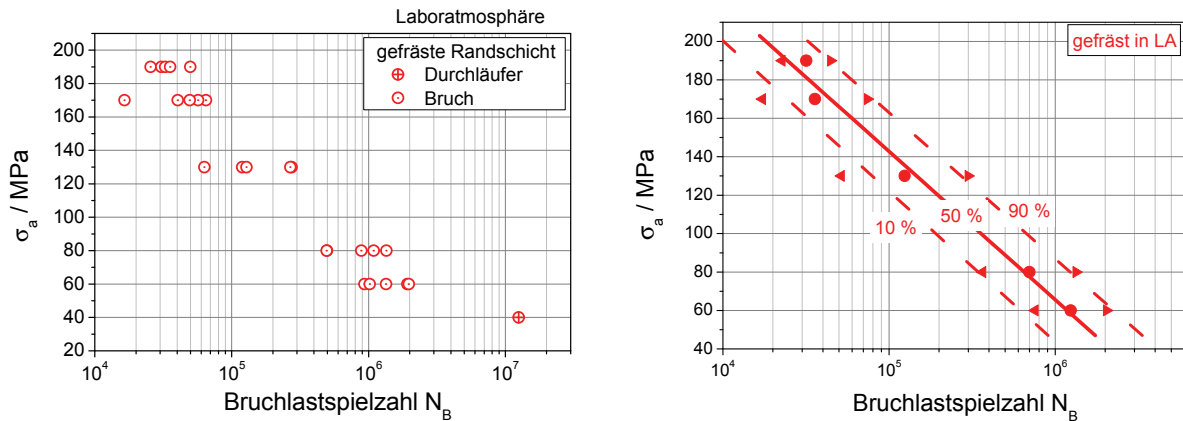


Abb. 5.31: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit gefräster Randschicht

### Verhalten der Proben mit gefräster Randschicht im Salzsprühnebel

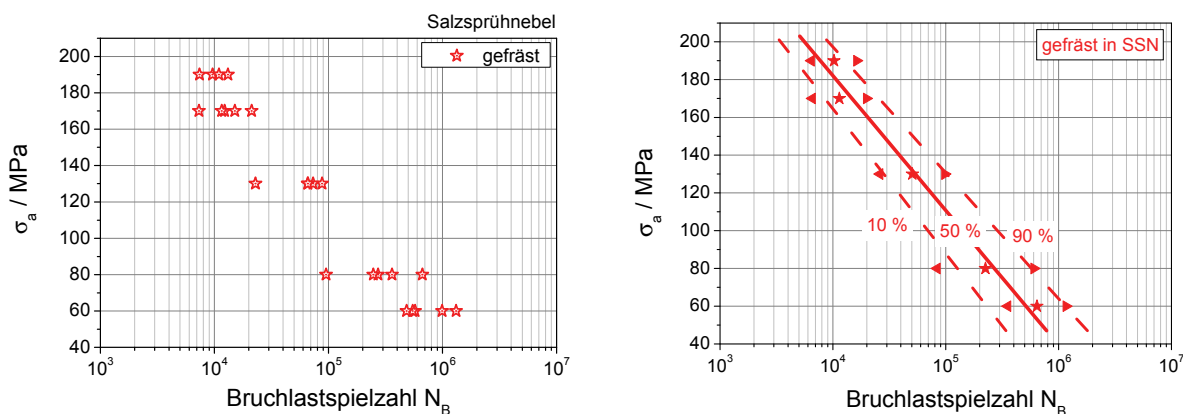


Abb. 5.32: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit gefräster Randschicht

Die Abb. 5.31 bis 5.33 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die gefrästen Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche wird vor allem bei der hohen Randspannungsamplitude kleiner, unter dem Einfluss des SSN fällt sie in gleicher Größenordnung aus. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 60$  MPa in LA 983.606 LW, bei SSN hingegen 859.617 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 190$  MPa beträgt die Streubreite 24.345 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 5.735 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 21.558 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 31.792 LW und unter SSN 10.234 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 24 min bzw. 9 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 598.768 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 1.241.380 LW und bei SSN 642.612 LW. Hier ergeben sich Versuchsdau-

ern von 13 h 48 min bzw. von 7 h 1 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 32,2 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 51,8 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### Vergleich der Proben mit gefräster Randschicht

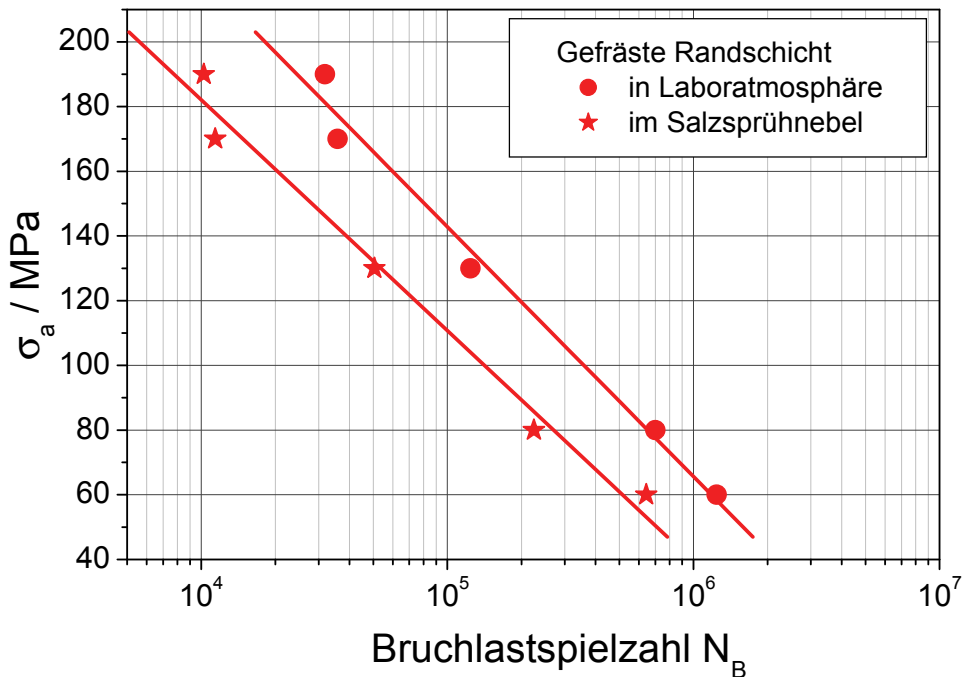


Abb. 5.33: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit gefräster Randschicht

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Gusshaut in Laboratmosphäre

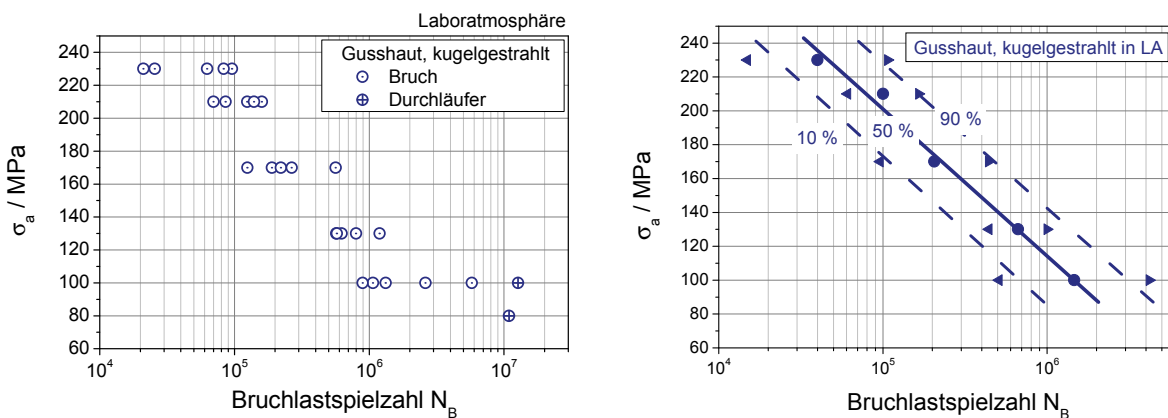


Abb. 5.34: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit Gusshaut und kugelgestrahlter Randschicht

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Gusshaut im Salzsprühnebel

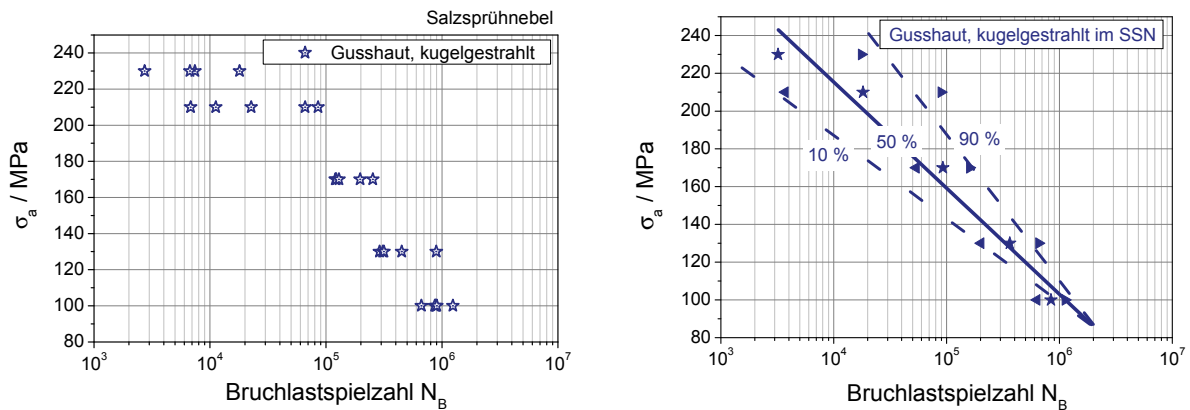


Abb. 5.35: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit Gusshaut und kugelgestrahlter Randschicht

### Vergleich der Proben mit kugelgestrahlter Gusshaut

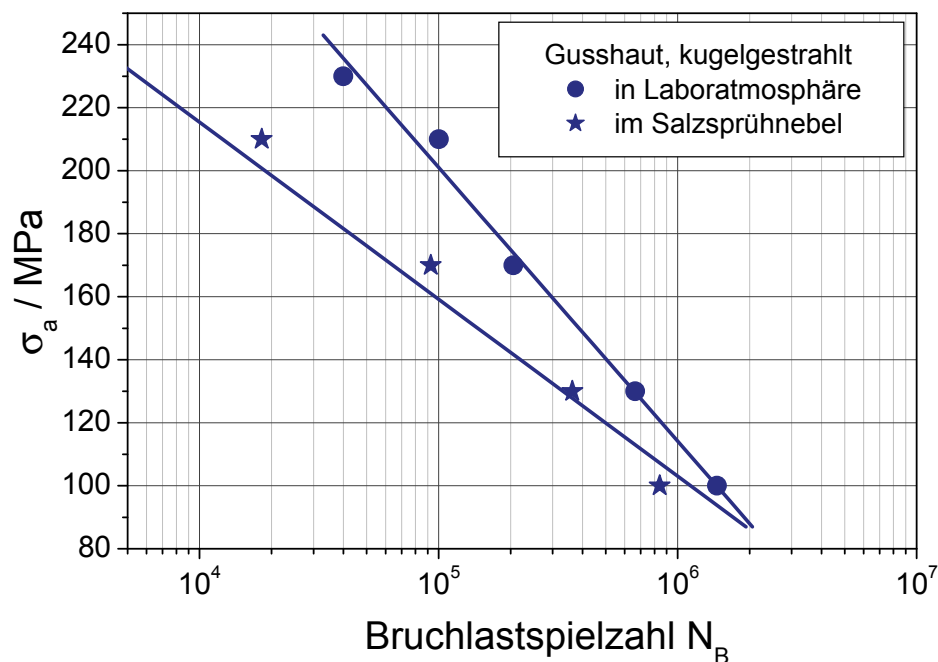


Abb. 5.36: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50\%$ ; Proben mit Gusshaut und kugelgestrahlter Randschicht

Die Abb. 5.34 bis 5.36 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die kugelgestrahlten Flachbiegeproben mit Gusshaut aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche wird bei allen Randspannungsamplitude auf Grund der korrosiven Belastung deutlich kleiner. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 100$  MPa in LA 11.831.121 LW, bei SSN hingegen 577.493 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa

beträgt die Streubreite 74.958 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 15.270 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 36.729 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 39.944 LW und unter SSN 3.215 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 27 min bzw. 2 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 618.844 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 1.460.390 LW und bei SSN 841.546 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 16 h 14 min bzw. von 9 h 21 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 8 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 57,6 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### Verhalten der Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht in LA

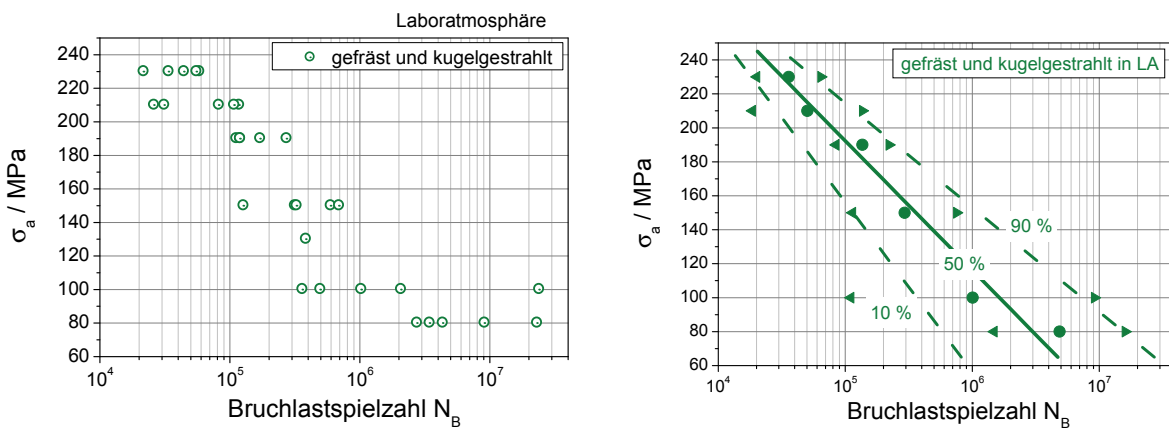


Abb. 5.37: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

### Verhalten der Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht SSN

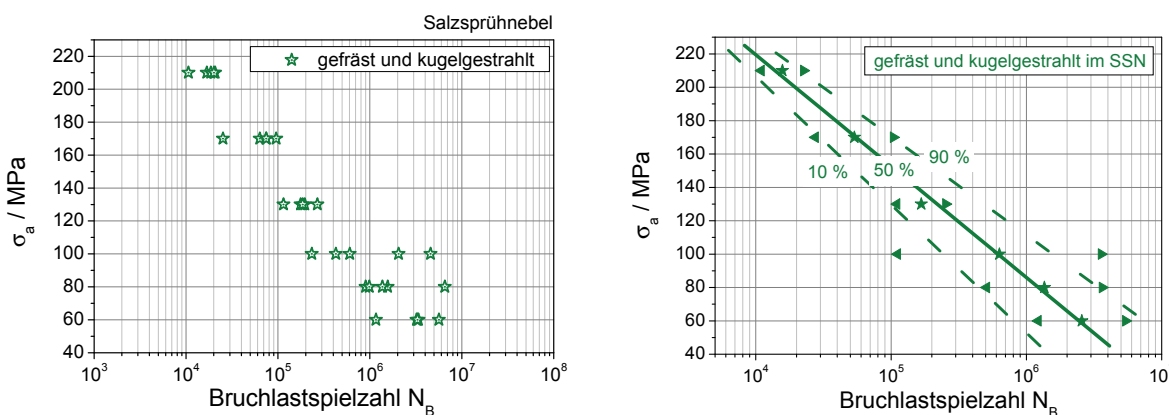


Abb. 5.38: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

Die Abb. 5.37 bis 5.39 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die gefrästen und anschließend kugelgestrahlten Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche wird bei allen Randspannungsamplituden auf Grund der korrosiven Belastung deutlich kleiner. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 80$  MPa in LA 20.496.491 LW, bei SSN hingegen 5.636.668 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 230$  MPa beträgt die Streubreite 36.785 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 10.092 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 20.241 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 35.971 LW und unter SSN 15.730 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 24 min bzw. 10 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 2.291.050 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 4.867.080 LW und bei SSN 2.570.630 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 54 h bzw. von 28 h 34 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 43,7 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 52,8 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln

#### Vergleich der Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

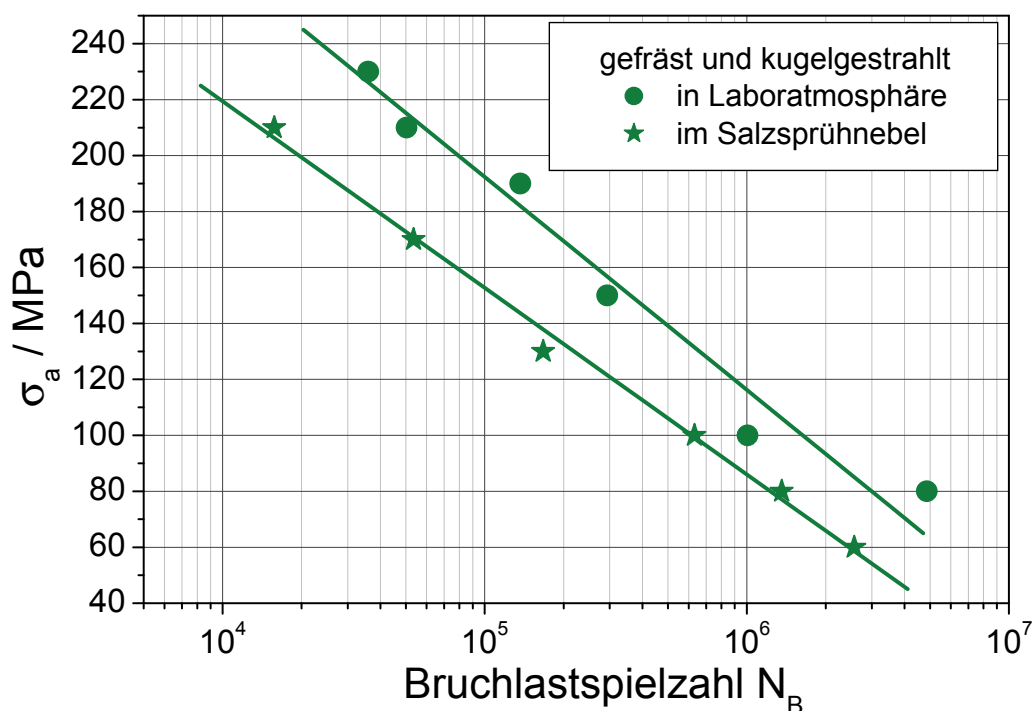


Abb. 5.39: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50$  %; Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

## 5.2.2 Umlaufbiegeversuche

### 5.2.2.1 Knetlegierung AlMgSi0,5

Die Abb. 5.40 bis 5.42 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die gedrehten Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5. Die Streubreite der Einzelversuche wird vor allem bei den niedrigen Randspannungsamplituden auf Grund der korrosiven Belastung deutlich kleiner. Bei den hohen Randspannungsamplituden liegen sie in einer Größenordnung. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 80$  MPa in LA 8.498.370 LW, bei SSN hingegen 1.739.150 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 200$  MPa beträgt die Streubreite 11.376 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 24.125 LW. Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 1.684 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 10.469 LW und unter SSN 12.153 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 7 min bzw. 8 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 3.998.691 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 4.483.120 LW und bei SSN 484.429 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 49 h 49 min bzw. von 5 h 23 min. In Bezug auf die Bruchlastspielzahlen unter LA und SSN ergibt sich bei den hohen Randspannungsamplituden kein Unterschied. Bei der niedrigen Randspannungsamplitude ergibt sich ein prozentualer Anteil von 10,8 % bezogen auf die Lastwechsel von LA und SSN.

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Laboratmosphäre

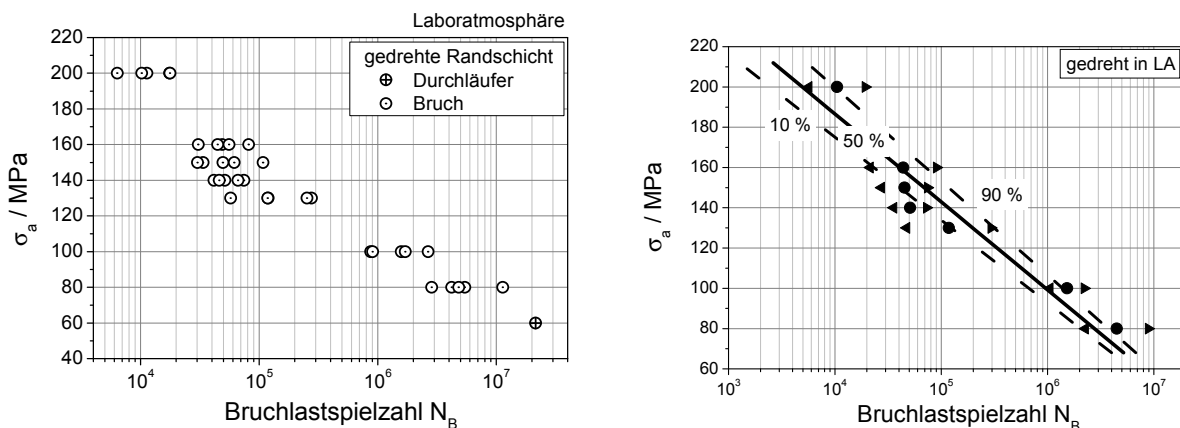


Abb. 5.40: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit gedrehter Randschicht

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht im Salzsprühnebel

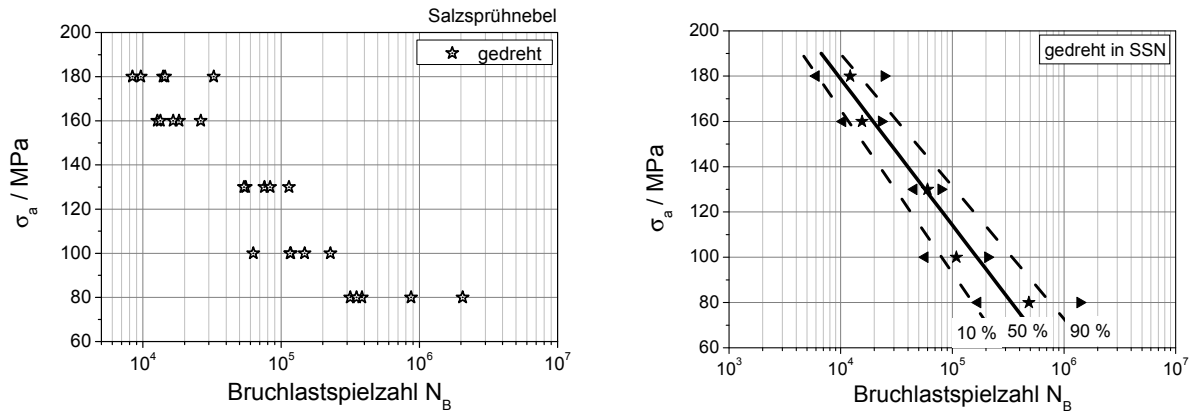


Abb. 5.41: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit gedrehter Randschicht

### Vergleich der Proben mit gedrehter Randschicht

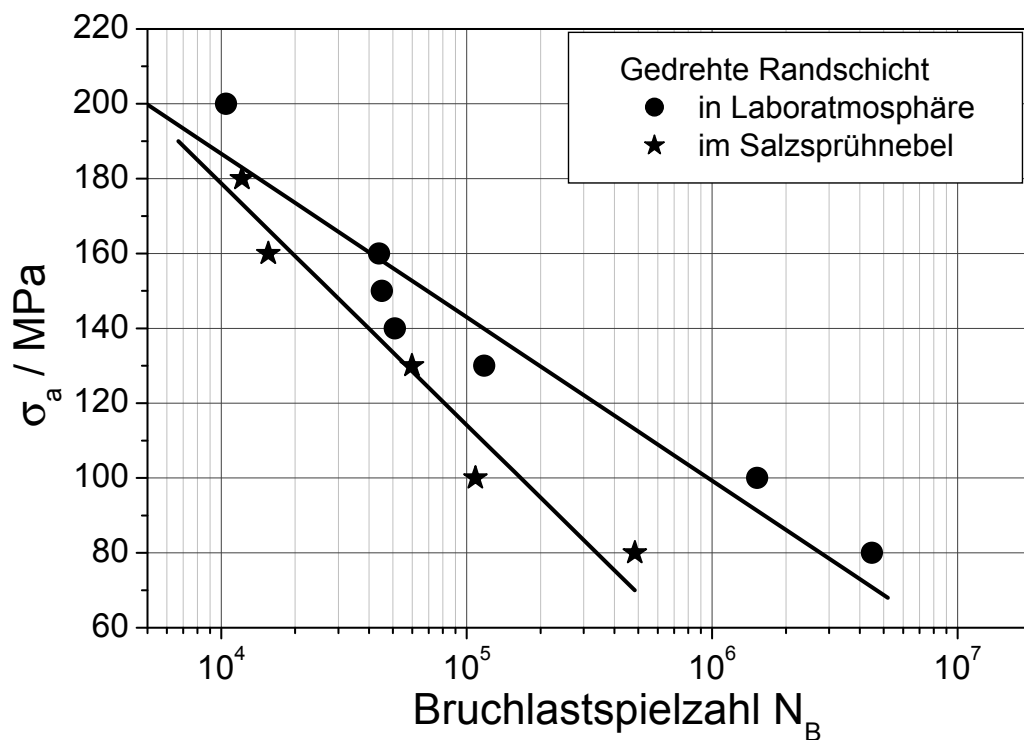


Abb. 5.42: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit gedrehter Randschicht

Die Abb. 5.43 bis 5.45 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die festgewalzten Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5. Die Streubreite der Einzelversuche wird vor allem bei den niedrigen Randspannungsamplituden auf Grund der korrosiven Belastung deutlich kleiner. Bei den hohen Randspannungsamplituden liegen sie in einer Größenordnung. Sie beträgt



für Versuche bei  $\sigma_a = 120$  MPa in LA 4.014.660 LW, bei  $\sigma_a = 80$  MPa in SSN hingegen 2.517.610 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 200$  MPa beträgt die Streubreite 43.935 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 6.976 LW.

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht in Laboratmosphäre

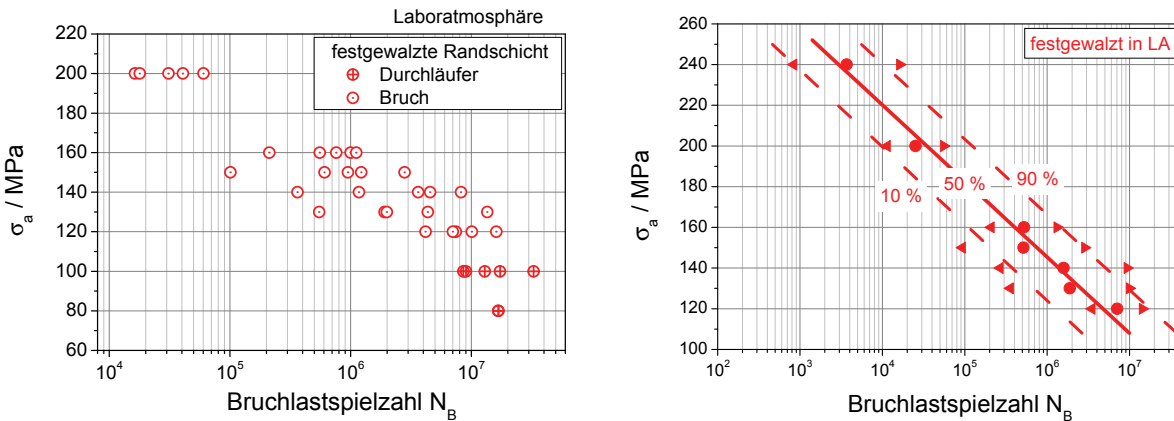


Abb. 5.43: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit festgewalzter Randschicht

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht im Salzsprühnebel

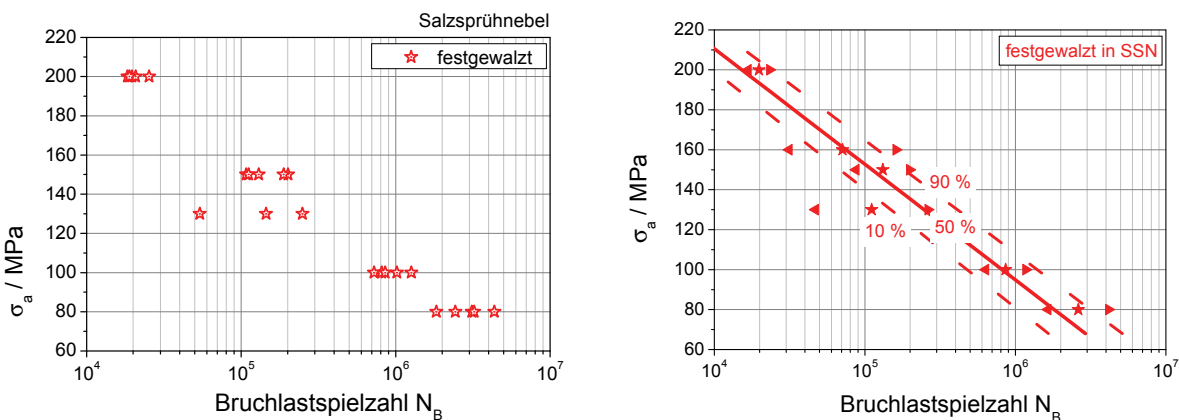


Abb. 5.44: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit festgewalzter Randschicht

Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 5.392 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 25.179 LW und unter SSN 19.787 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 17 min bzw. 13 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 6.716.225 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 7.069.130 LW und bei SSN 352.905 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 78 h 33 min bzw. von 3 h 55 min. In Bezug auf die Bruchlastspielzahlen unter LA und SSN ergibt sich bei den hohen Randspannungsamplituden kaum ein Unterschied. Bei der niedrigen

Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 120$  MPa ergibt sich ein prozentualer Anteil von 5 % bezogen auf die Lastwechsel von LA und SSN.

### Vergleich der Proben mit festgewalzter Randschicht

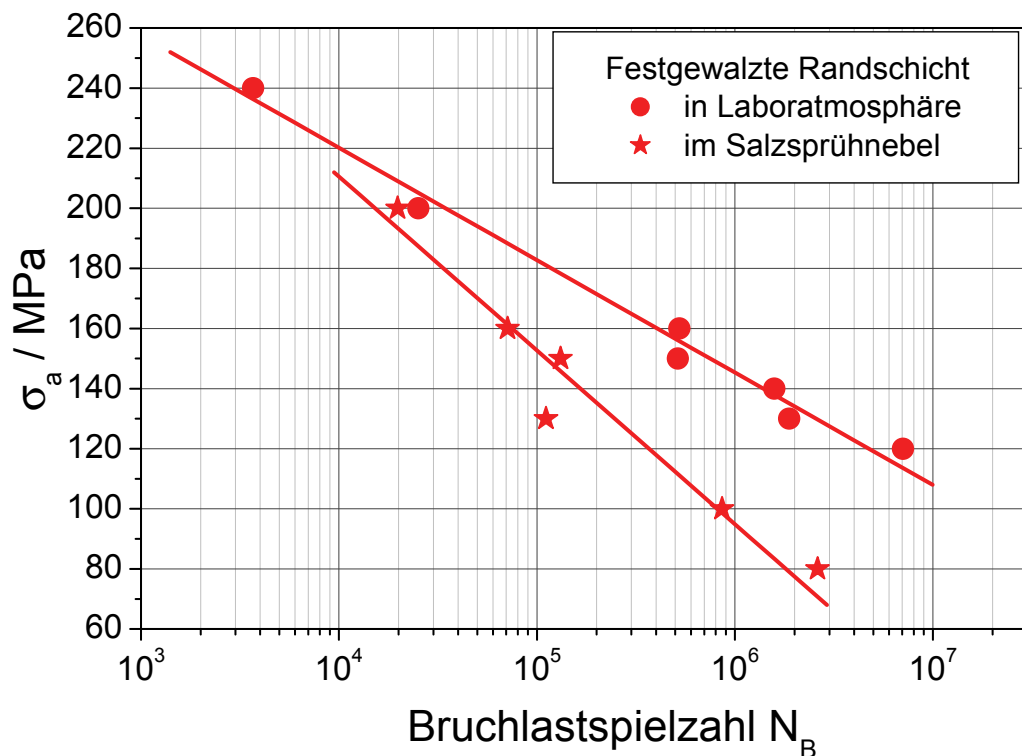


Abb. 5.45: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50$  %; Proben mit festgewalzter Randschicht

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht in Laboratmosphäre

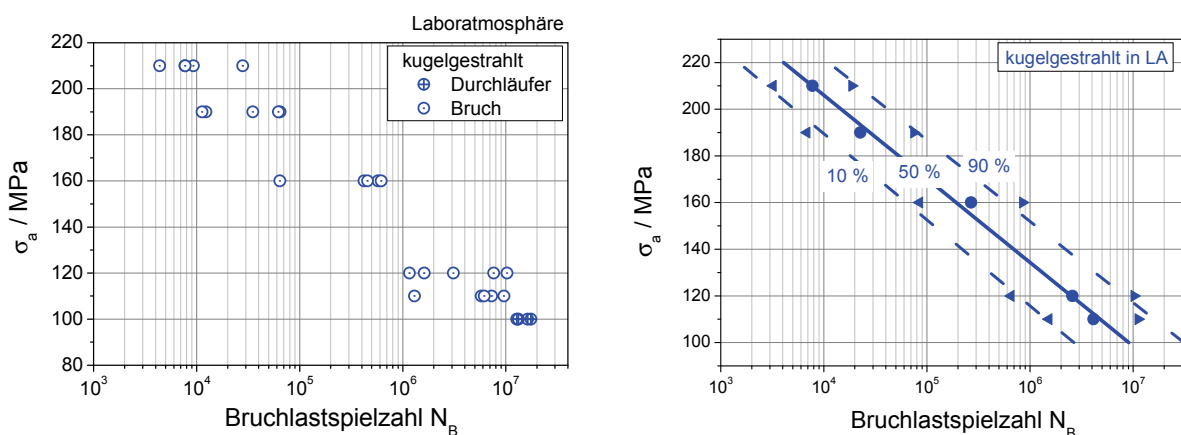


Abb. 5.46: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

Die Abb. 5.46 bis 5.48 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die kugelgestrahlten Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5. Die Streubreite der Einzelversuche wird vor allem bei den niedrigen Randspannungsamplituden auf Grund der korrosiven Belastung deutlich kleiner. Bei den hohen Randspannungsamplituden liegen sie auch etwa höher, wenn auch nicht so ausgeprägt. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 110$  MPa in LA 8.297.188 LW, in SSN hingegen 430.425 LW.

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht im Salzsprühnebel

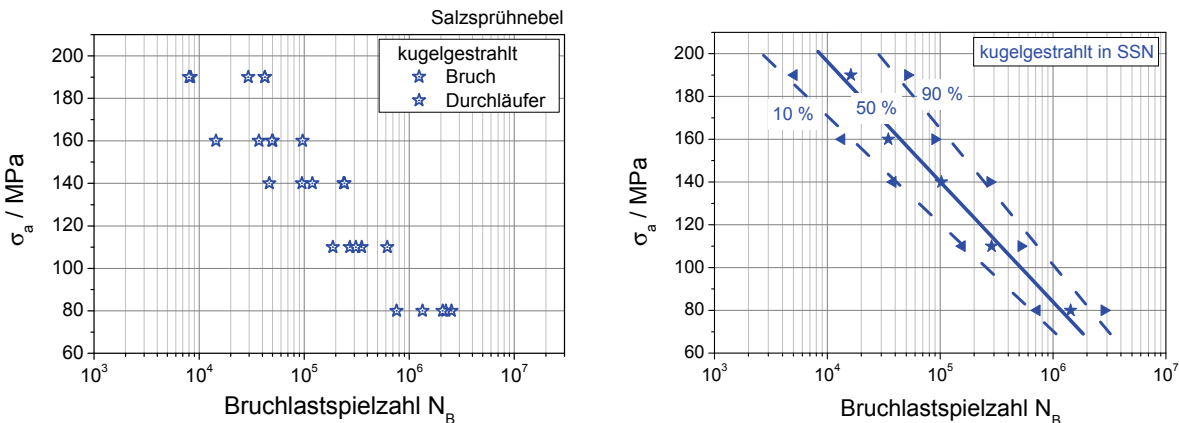


Abb. 5.47: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

### Vergleich der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

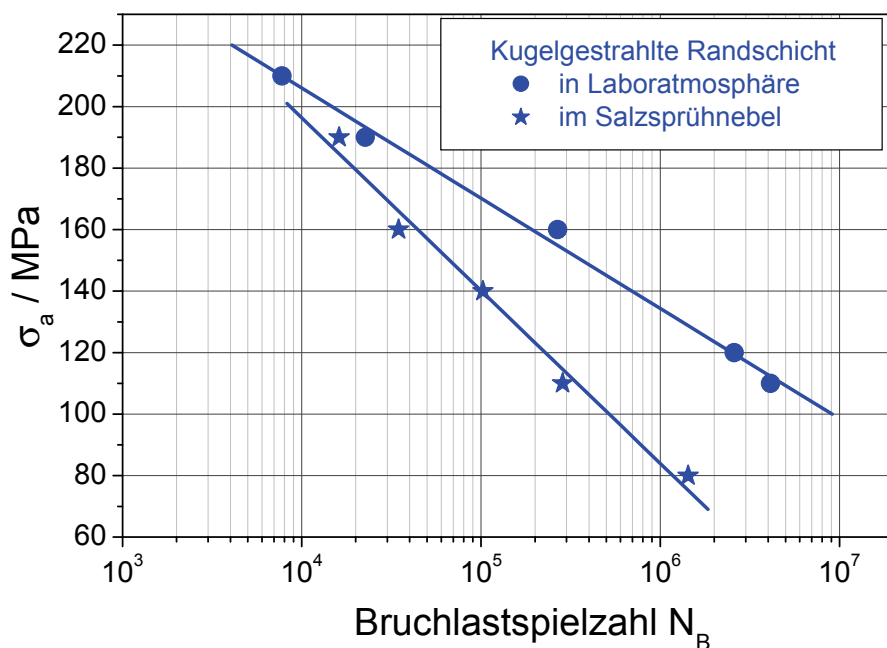


Abb. 5.48: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50$  %; Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 190$  MPa beträgt die Streubreite 52.245 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 34.156 LW.

Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 6.449 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 22.616 LW und unter SSN 16.167 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 15 min bzw. 11 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 2.701.420 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 4.131.780 LW und bei SSN 2.701.420 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 45 h 55 min bzw. von 30 h. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 71,5 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 65,4 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### 5.2.2.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die Abb. 5.49 bis 5.51 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die gedrehten Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche ist in diesem Fall bei alle Randspannungsamplituden bei der korrosiven Belastung deutlich größer. Dieses Phänomen wird in Kap. 6 bei der fraktographischen Begutachtung ausführlicher erläutert. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 60$  MPa in LA 1.988.327 LW, in SSN hingegen 2.635.498 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 160$  MPa beträgt die Streubreite 734 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 34.156 LW.

#### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Laboratmosphäre

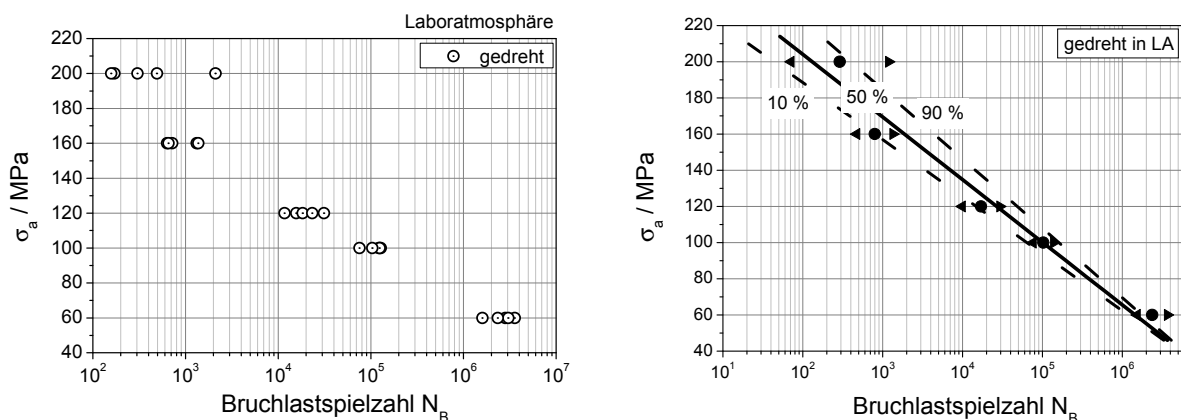


Abb. 5.49: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit gedrehter Randschicht

Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 492 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 799 LW und unter SSN 307 LW. Dieses entspricht in etwa Ver-

suchsdauern von 0,5 min bzw. 0,2 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 1.210.450 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 2.371.420 LW und bei SSN 1.160.970 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 26 h 21 min bzw. von 12 h 54. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 38,4 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 49 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht im Salzsprühnebel

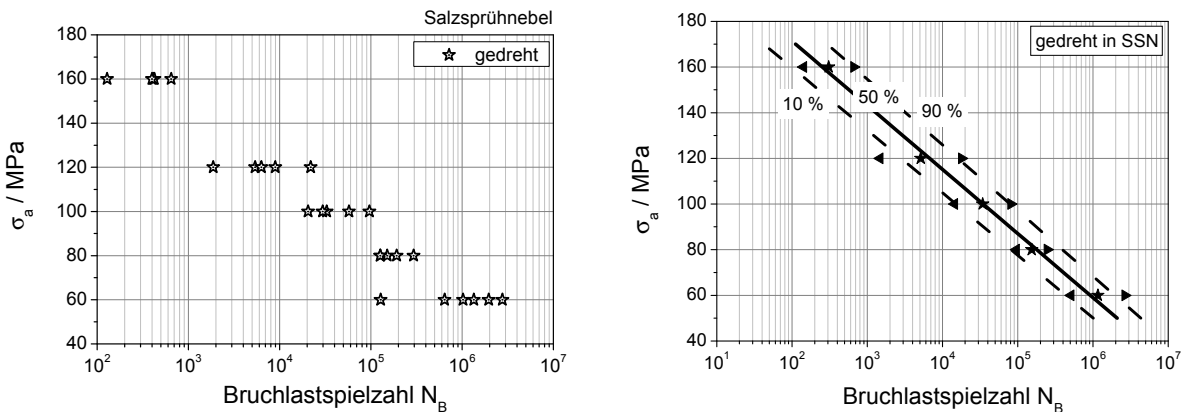


Abb. 5.50: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit gedrehter Randschicht

### Vergleich der Proben mit gedrehter Randschicht

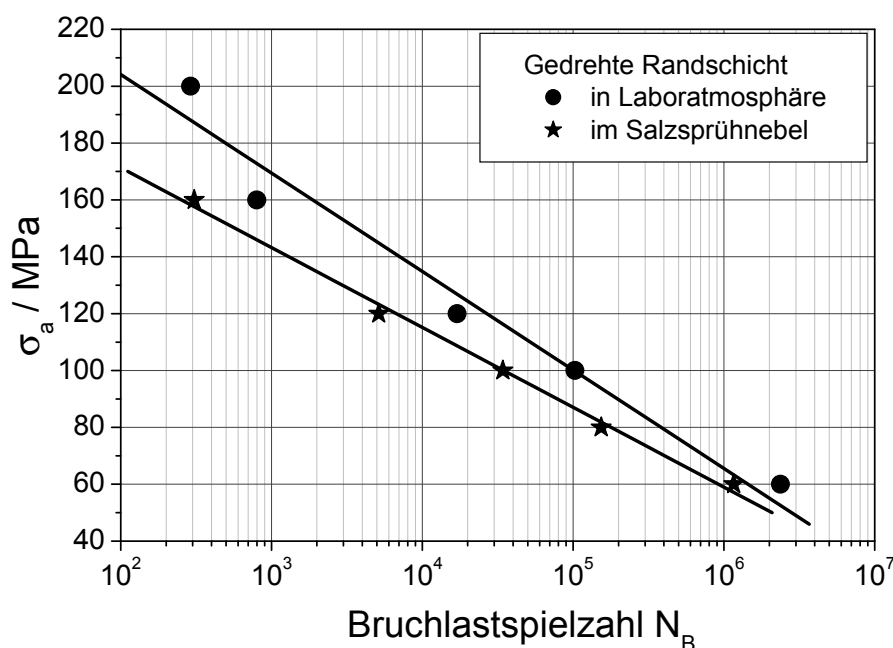


Abb. 5.51: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit gedrehter Randschicht

Die Abb. 5.52 bis 5.54 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die festgewalzten Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche wird vor allem bei den niedrigen Randspannungsamplituden auf Grund der korrosiven Belastung deutlich kleiner. Bei den hohen Randspannungsamplituden liegen sie auch deutlich höher, wenn auch nicht so ausgeprägt. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 60$  MPa in LA 1.138.556 LW, in SSN hingegen 523.743 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 200$  MPa beträgt die Streubreite 89.642 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 11.530 LW.

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht in Laboratmosphäre

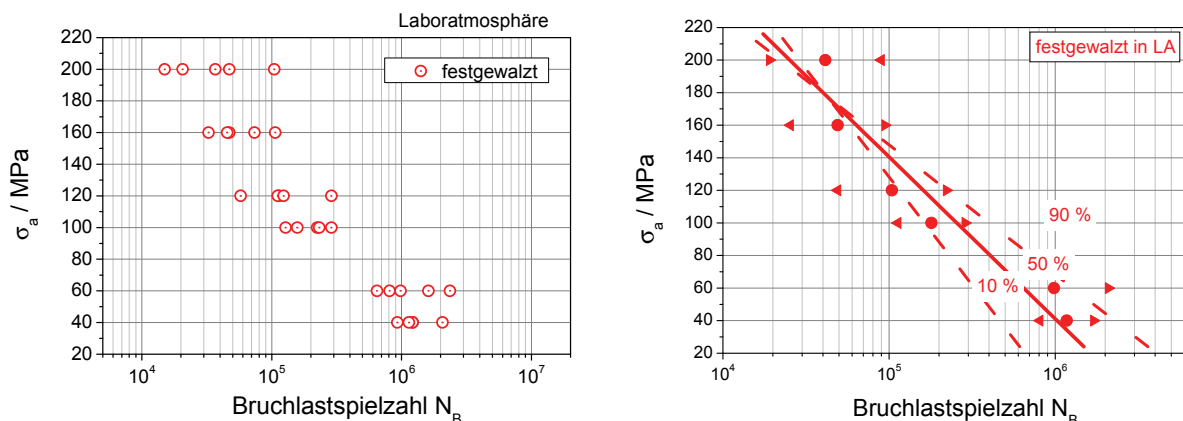


Abb. 5.52: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit festgewalzter Randschicht

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht im Salzsprühnebel

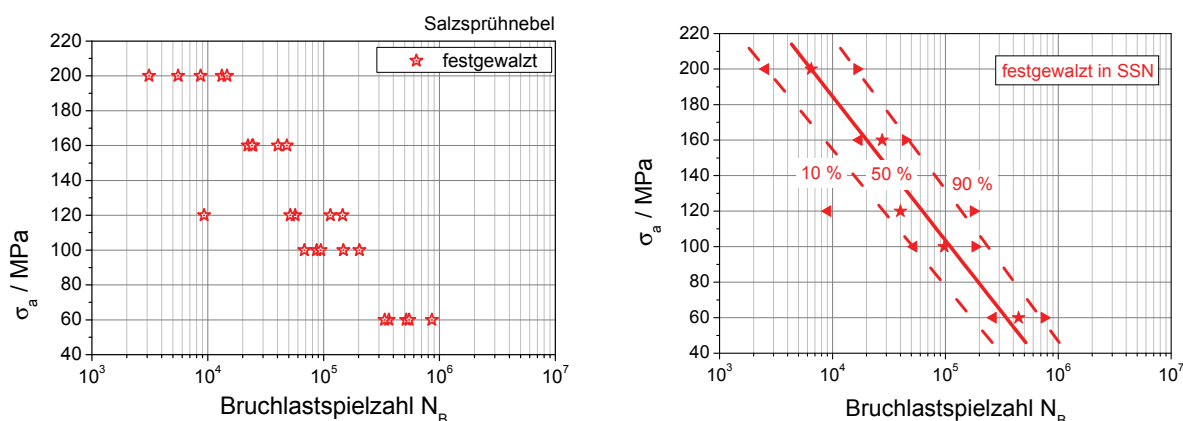


Abb. 5.53: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit festgewalzter Randschicht

Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 34.901 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 41.382 LW und unter SSN 6.481 LW. Dieses entspricht in

etwa Versuchsdauern von 28 min bzw. 11 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 939.511 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 984.141 LW und bei SSN 446.305 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 10 h 56 min bzw. von 4 h 58 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SSN 45,3 % mit den hohen Randspannungsamplituden und 15,7 % mit den niedrigen Randspannungsamplituden an Lastwechseln.

#### Vergleich der Proben mit festgewalzter Randschicht

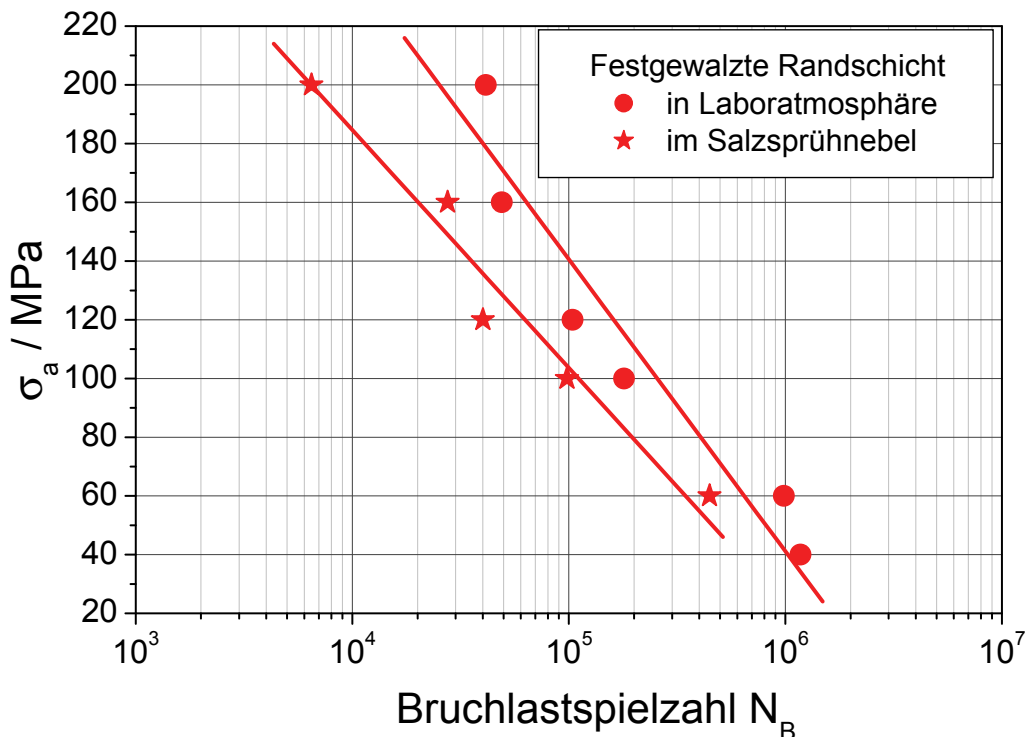


Abb. 5.54: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit festgewalzter Randschicht

Die Abb. 5.55 bis 5.57 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die kugelgestrahlten Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Streubreite der Einzelversuche ist in diesem Fall bei den niedrigen Randspannungsamplituden bei der korrosiven Belastung deutlich größer. Diesem Phänomen wird in Kap. 6 bei der fraktographischen Begutachtung ausführlicher nachgegangen. Bei den hohen Randspannungsamplituden ist die Streubreite deutlich größer. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 60$  MPa in LA 7.760.988 LW, in SSN hingegen 9.919.714 LW. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 200$  MPa beträgt die Streubreite 14.313 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 6.106 LW.



### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht in LA

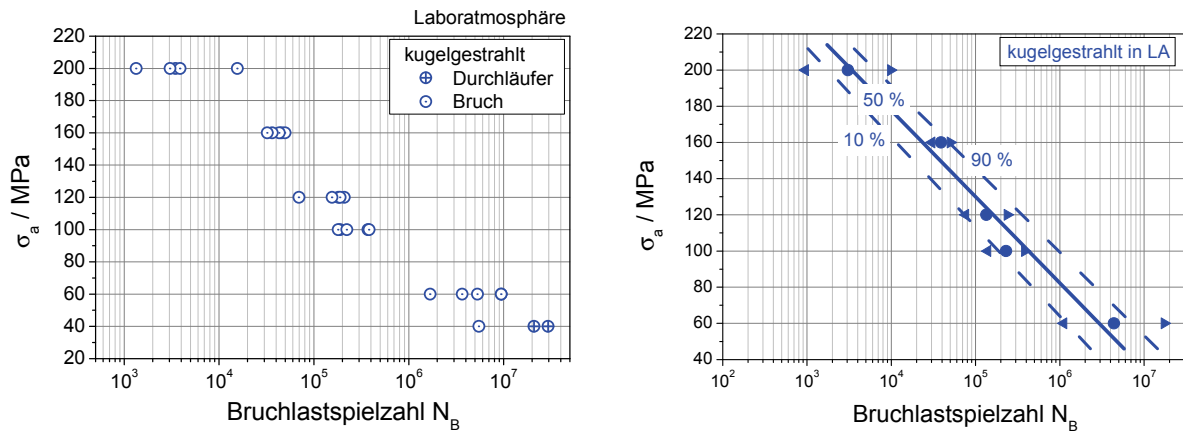


Abb. 5.55: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht im Salzsprühnebel

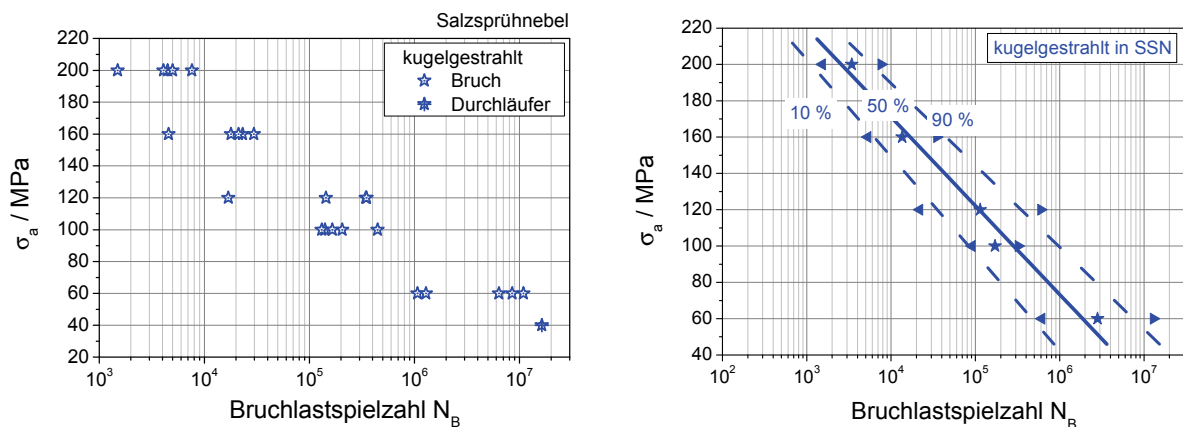


Abb. 5.56: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

Der direkte Vergleich bei den Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 353 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 3.064 LW und unter SSN 3.417 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 2 min bzw. 2,3 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 1.574.720 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 4.389.170 LW und bei SSN 2.814.500 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 48 h 46 min bzw. von 31 h 16 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen kaum einen Unterschied. Bei der niedrigen Randspannungsamplitude ergibt sich ein prozentualer Anteil von 64,1 % bezogen auf die Lastwechsel von LA und SSN.

### Vergleich der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

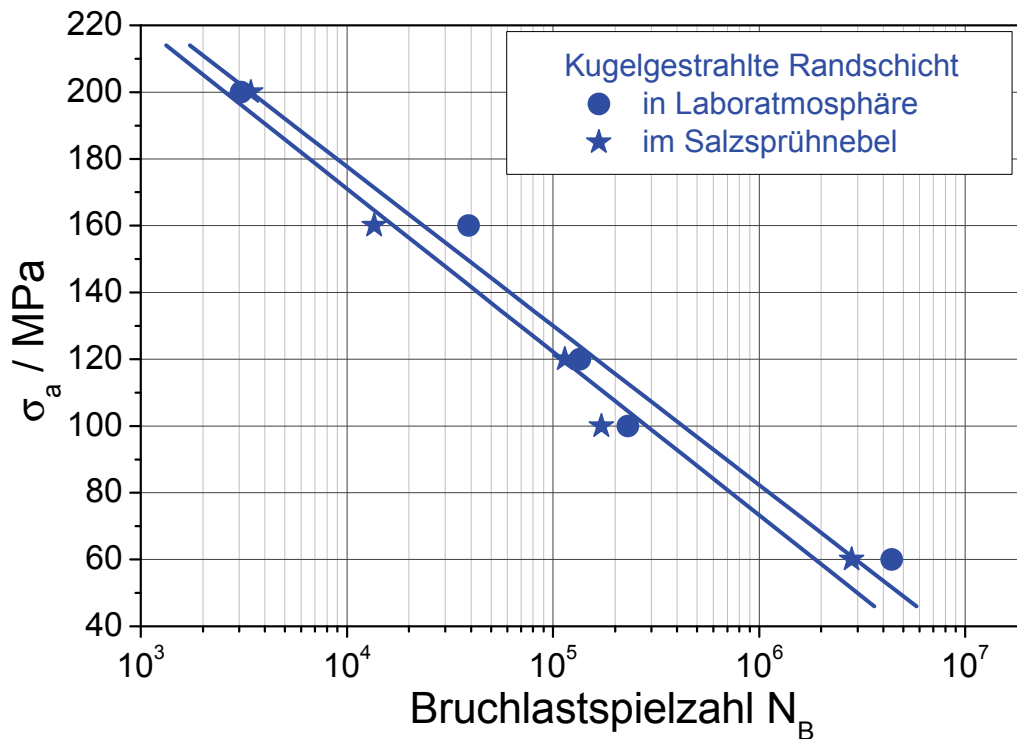


Abb. 5.57: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

## 5.2.3 Zug-Druck-Anordnung

### 5.2.3.1 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die Abb. 5.58 bis 5.60 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die gedrehten Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3, erprobt in LA und einer 5 %igen Salzlösung (SL). Die Streubreite der Einzelversuche ist in diesem Fall bei den niedrigen Spannungsamplituden bei der korrosiven Belastung deutlich größer. Dieses Phänomen wird in Kap. 6 bei der fraktographischen Begutachtung ausführlicher erläutert. Bei den hohen Spannungsamplituden ist die Streubreite deutlich größer. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 60$  MPa in LA 5.414.135 LW, in SL hingegen 708.129 LW. Bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = 180$  MPa beträgt die Streubreite 5.527 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SL 926 LW.

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Laboratmosphäre

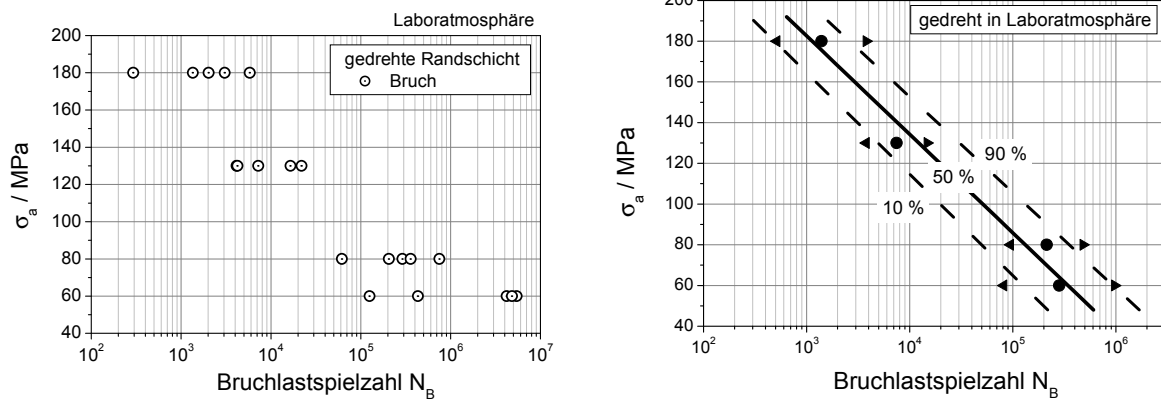


Abb. 5.58: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit gedrehter Randschicht

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Salzlösung

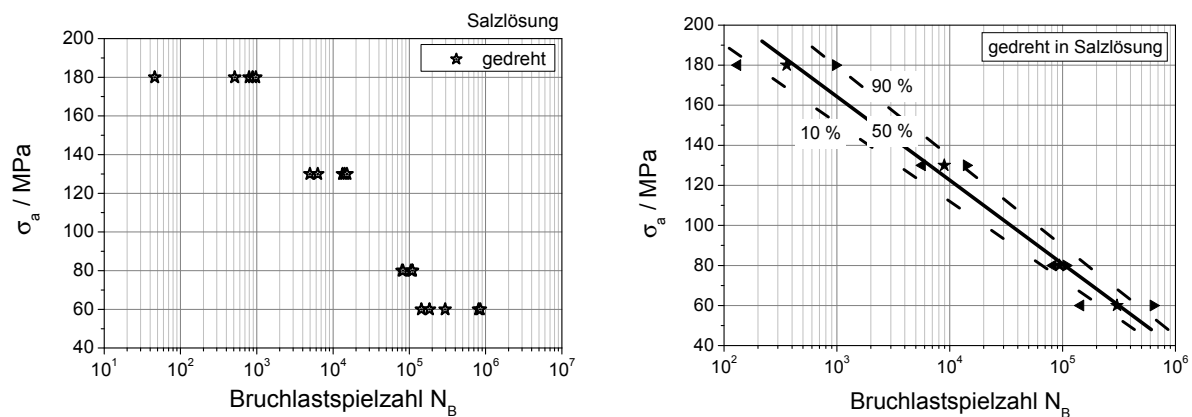


Abb. 5.59: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Salzlösung, Proben mit gedrehter Randschicht

Der direkte Vergleich der Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 1.035 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 1.394 LW und unter SL 359 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 0,9 min bzw. 0,24 min. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 1.574.720 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 282.023 LW und bei SL 303.230 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 3 h 8 min bzw. von 3 h 22 min. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen kaum einen Unterschied. In Bezug auf die LA erreichen die Bruchlastspielzahlen unter SL 25,8 % an Lastwechseln bei den hohen Spannungsamplituden. Bei den niedrigen Spannungsamplituden gibt es kaum einen Unterschied.

### Vergleich der Proben mit gedrehter Randschicht

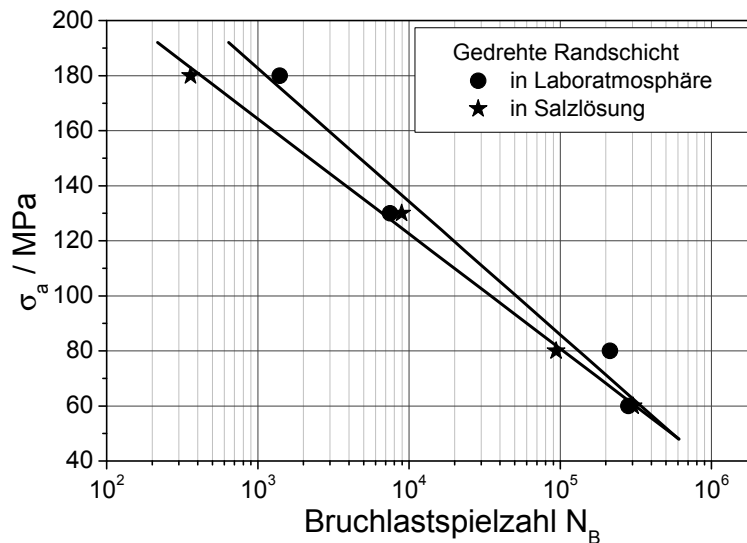


Abb. 5.60: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzlösung, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit gedrehter Randschicht

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht in Laboratmosphäre

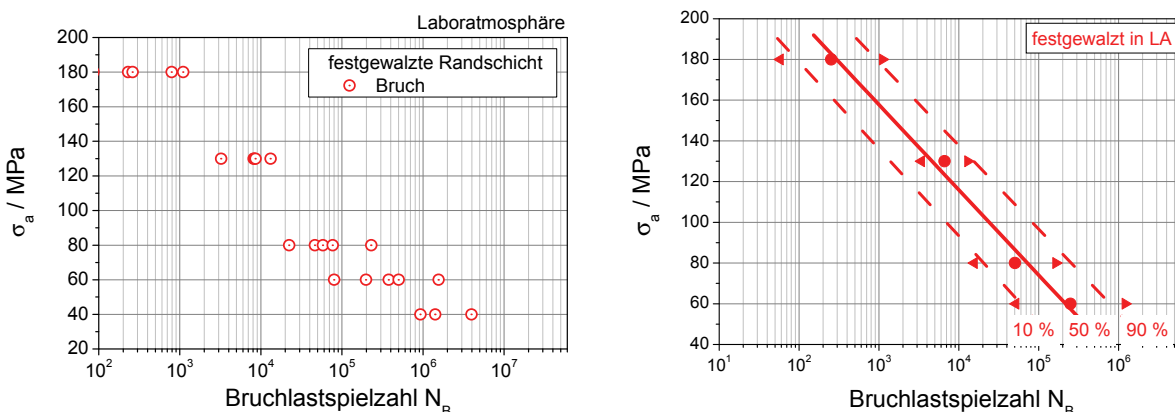


Abb. 5.61: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen in Laboratmosphäre, Proben mit festgewalzter Randschicht

Die Abb. 5.61 bis 5.63 zeigen die WÖHLER-Diagramme für die festgewalzten Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3, erprobt in LA und im SSN. Die Streubreite der Einzelversuche ist in diesem Fall bei den niedrigen Spannungsamplituden bei der korrosiven Belastung unwesentlich größer. Diesem Phänomen wird in Kap. 6 bei der fraktographischen Begutachtung ausführlicher nachgegangen. Bei den hohen Spannungsamplituden liegt die Streubreite in der gleichen Größenordnung. Sie beträgt für Versuche bei  $\sigma_a = 40 \text{ MPa}$  in LA 3.024.375 LW, in SSN hingegen 4.663.197 LW. Bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = 180 \text{ MPa}$  beträgt

die Streubreite 870 LW bei Versuchen unter LA, und bei Versuchen im SSN 858 LW.

Der direkte Vergleich der Bruchwahrscheinlichkeiten von 50 % ergibt auf dem hohen Lasthorizont eine Differenz von 281 LW. Dabei beträgt  $N_{B50}$  unter LA 253 LW und unter SSN 534 LW. Dieses entspricht in etwa Versuchsdauern von 10 s bzw. 21 s. Auf dem niedrigen Lasthorizont beträgt die Differenz 771.254 LW, berechnet aus den Bruchlastspielzahlen  $N_{B50}$  bei LA 249.936 LW und bei SSN 1.021.190 LW. Hier ergeben sich Versuchsdauern von 2 h 47 min bzw. von 11 h 21 min. Die Zeitfestigkeitsgeraden sind nahezu deckungsgleich.

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht im Salzsprühnebel

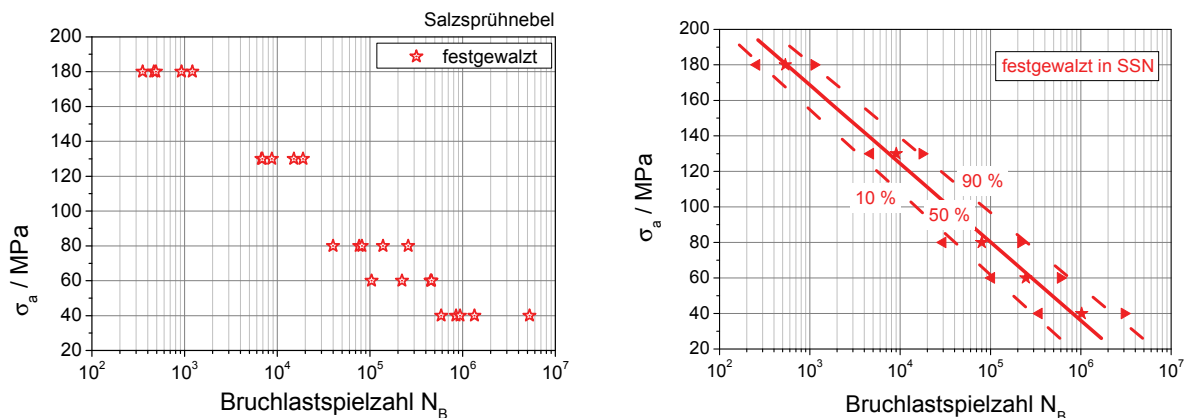


Abb. 5.62: Verteilung der Bruchlastspielzahlen (links) und Darstellung der berechneten Zeitfestigkeitsgeraden (rechts) aus den Versuchen im Salzsprühnebel, Proben mit festgewalzter Randschicht

### Vergleich der Proben mit festgewalzter Randschicht

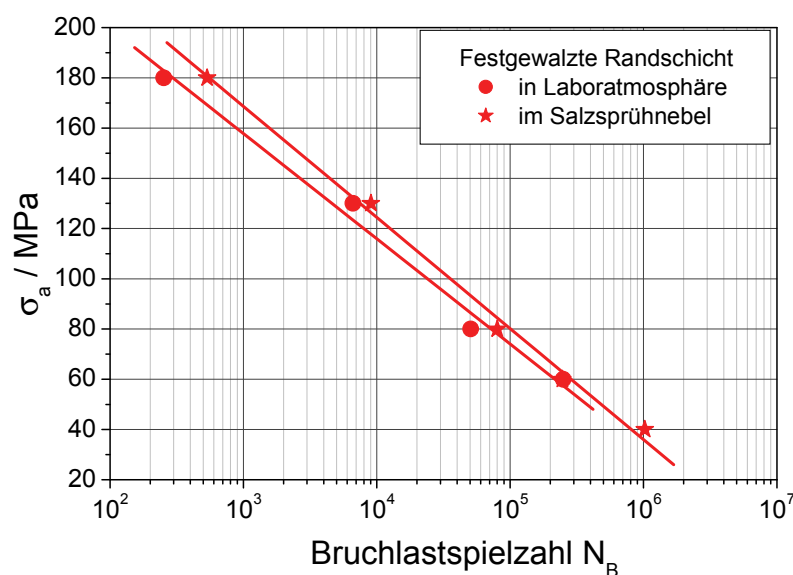


Abb. 5.63: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aus Laboratmosphäre und Salzsprühnebel, berechnet für  $P = 50 \%$ ; Proben mit festgewalzter Randschicht

## 6 Bewertungen, Folgerungen und Diskussion

Im vorherigen Kapitel wurden die Ergebnisse aus den Korrosions- und Dauerschwingversuchen vorgestellt und sind dort bereits zum Teil kommentiert worden. Hier werden die Ergebnisse bewertet und diskutiert, um möglichst Folgerungen für ein allgemeingültiges Verhalten abzuleiten und somit das Verständnis zu den werkstofftechnischen Abläufen zu erweitern. Dabei kann es sinnvoll sein, soweit dieselben Versuchsbedingungen vorlagen, die bereits gezeigten Ergebnisse in vergleichenden Darstellungen zu zeigen. Interessant ist es aber auch, die Versuche im Hinblick auf die zusätzlichen Informationen hin auszuwerten, die durch den Gebrauch der speziellen Messtechnik gewonnen wurden. Dies wird bspw. an den Flachbiegeversuchen gezeigt, die anhand der Anrisslastspielzahlen analog der Bruchlastspielzahlen ausgewertet werden. Ein weiteres Beispiel sind die Verläufe der Durchbiegung (eigentlich Absenkung an der Krafteinleitungsstelle) über der Zeit bei den Umlaufbiegeversuchen. Um zum besseren Verständnis zu gelangen, war es hilfreich, weitere ergänzende Versuche durchzuführen. Diese Ergebnisse werden ebenfalls in diesem Kapitel vorgestellt. Als Beispiel kann hier die Bearbeitung der Fragestellung nach der Stabilität von Eigenspannungen, aber auch das elektrochemische Verhalten im Dauerschwingversuch genannt werden. Um den Rissbeginn bzw. den Rissfortschritt bewerten zu können, ist die Begutachtung der Bruchflächen unabdingbar. Aus diesem Grund werden die Ergebnisse in diesem Abschnitt um zahlreiche mikroskopische Aufnahmen ergänzt. Hilfreiche Beispiele zum besseren Verständnis von REM-Aufnahmen finden sich in [58, 114, 115].

### 6.1 Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung

Im Kapitel 4 wurden die Werkstoff- und Randschichteigenschaften der verschiedenen Legierungen in den unterschiedlichen Zuständen vorgestellt. Es konnte gezeigt werden, dass mechanische Oberflächenbehandlungen diverse Auswirkungen auf den Randschichtzustand ausüben. Durch das Plastizieren der verfestigenden Verfahren Kugelstrahlen und Festwalzen können erhebliche Eigenspannungen in den randschichtnahen Bereich eingebracht werden. Diese Eigenspannungszustände wurden für den Oberflächenwert auch mit umfangreichen statistischen Untersuchungen belegt und es konnte gezeigt werden, dass mit zunehmender Plastizierung die Beträge an Druckeigenspannungen zunehmen. Anzumerken ist, dass teilweise sehr große Streubreiten auftraten. Exemplarisch wurden an einer Flachbiegeprobe aus der Knetlegierung  $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$  mit kugelgestrahlter Randschicht weitere Eigenspannungsmessungen durchgeführt. Die Messpunkte lagen auf der Symmetrieachse in Längsrichtung auf einer Linie von 30 mm Länge, jeweils bis zu 15 mm vom Messpunkt entfernt. Auf der 15 mm langen Strecke wurden 11 Eigenspannungsmessungen durchgeführt. Diese Messreihe wurde noch zweimal wiederholt, dazu aber die Probe um  $45^\circ$  bzw.  $90^\circ$  gedreht, so dass sich der Azimutwinkel entsprech-

end verändert. Die Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen sind im Diagramm der Abb. 6.1 wiedergegeben. Die Eigenspannungen befinden sich in einem Streuband zwischen -118 MPa und -148 MPa regellos verteilt. Eine Richtungsabhängigkeit auf Grund des Kugelstrahlens ist somit nicht gegeben. Die Verfestigung dürfte dementsprechend in allen parallelen Oberflächenrichtungen einen ähnlich großen Anteil besitzen. Für diese Messungen wurde ein Kollimator mit dem  $\varnothing$  2,0 mm verwendet, so dass sich eine große Anzahl von Kugeleindrücken in einem Messbereich befand. Die lokalen Unterschiede dürften deshalb auf mikroskopische Inhomogenitäten im Werkstoffgefüge zurückzuführen sein, so dass sich auf Grund der Plastizierung lokal unterschiedliche Verformungsgrade ergeben können, die die Unterschiede in den Makroeigenspannungen erklären.

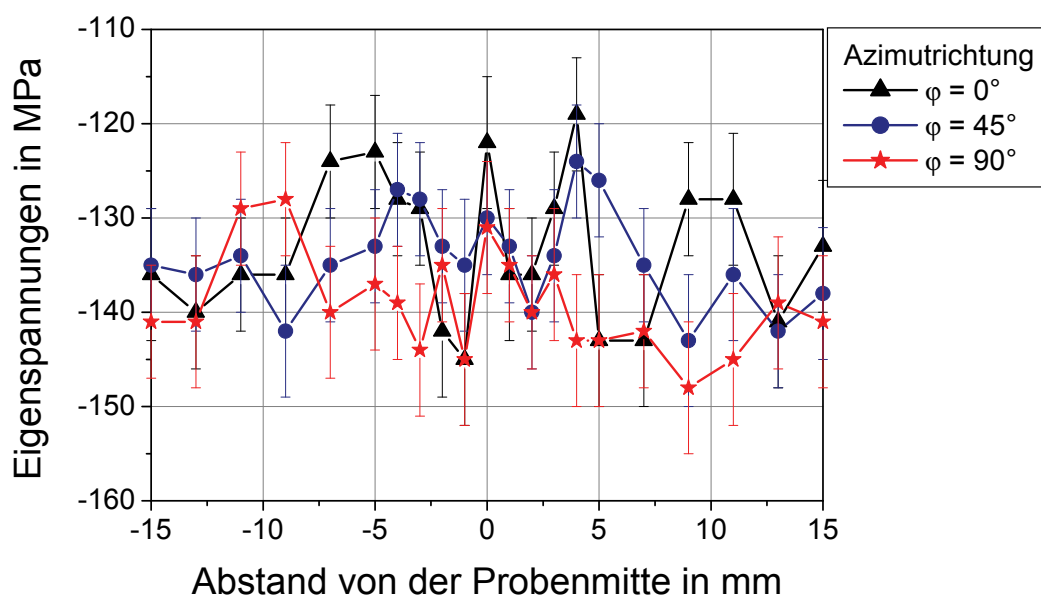


Abb. 6.1: Verteilung der Eigenspannungen, gemessen auf einer 30 mm langen Strecke und unter drei verschiedenen Azimutwinkeln am Beispiel einer kugelgestrahlten Probe aus der Knetlegierung  $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$

Besondere Aufmerksamkeit gilt den Druckeigenspannungen hinsichtlich ihrer Stabilität in Bezug auf die erfolgenden Lastwechsel im Dauerschwingversuch. Um hierzu Kenntnisse zu erlangen, wurden sechs Proben mit ähnlichen Eigenspannungswerten an der Oberfläche, orientiert am Mittelwert von -176 MPa, auf sechs verschiedenen Lastniveaus beansprucht. Die Beanspruchung erfolgte dabei durch manuelles Drehen der Schwungscheibe von der Flachbiege- und Torsionsmaschine. Nach 10, 20 und 30 Lastwechseln wurden die Proben ausgespannt und erneut der Oberflächenwert röntgenographisch bestimmt. Die Ergebnisse sind in den Diagrammen der Abb. 6.2 und 6.3 zusammengefasst. Deutlich ist zu erkennen, dass es zu einer großen Relaxation der Eigenspannungen nach wenigen Lastwechseln kommt, wenn die Randspannungsamplitude hin-



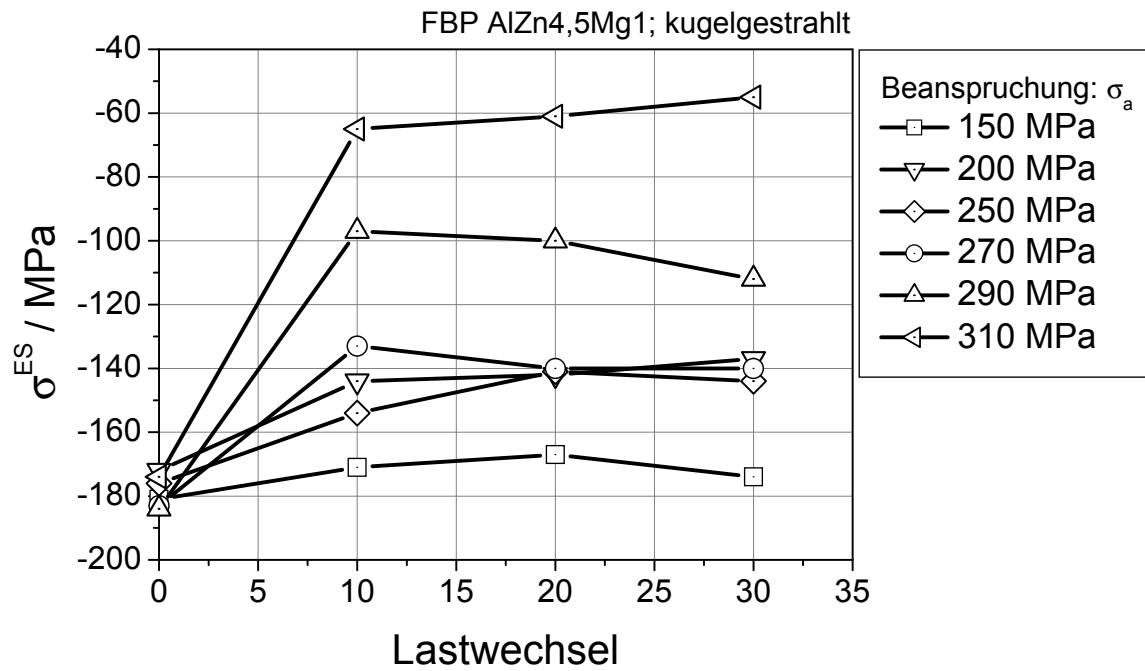


Abb. 6.2: Relaxation der Eigenspannungen in Abhängigkeit der Lastwechselzahl am Beispiel einer kugelgestrahlten Probe aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

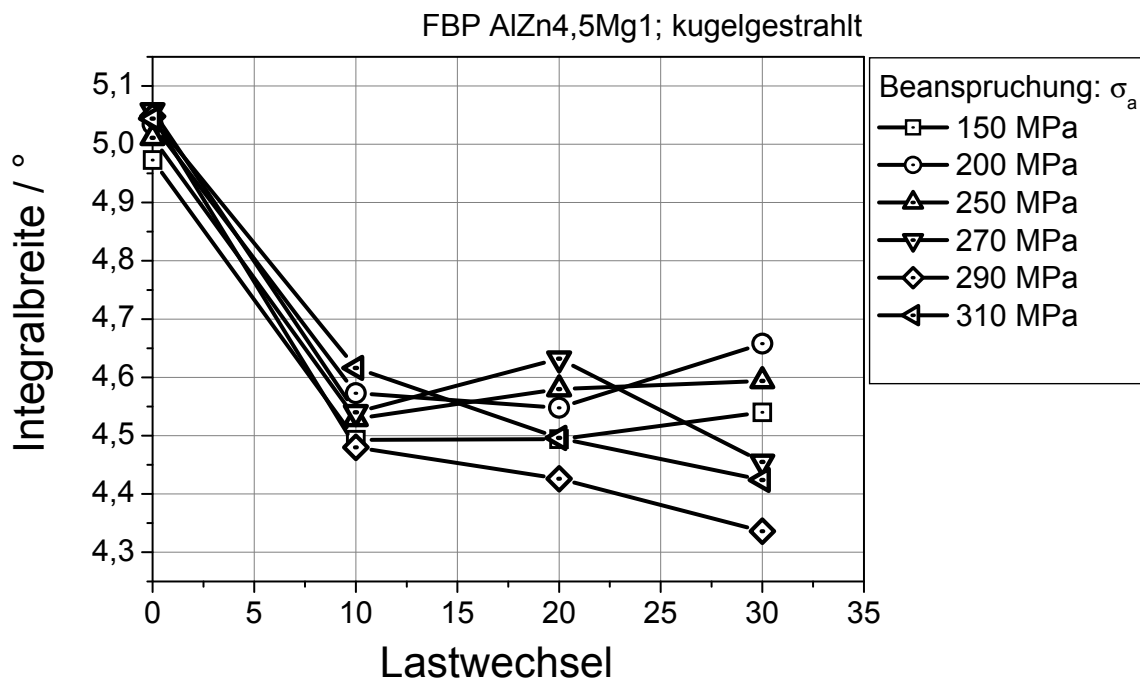


Abb. 6.3: Relaxation der Integralbreiten in Abhängigkeit der Lastwechselzahl am Beispiel einer kugelgestrahlten Probe aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

reichend groß ist, d.h. wenn Last- und Eigenspannungen in Summe (Totalspannungen in der Randschicht) wesentlich größer als die Fließgrenze des Werkstoffs sind. Entsprechend stabil bleibt der Eigenspannungszustand, wenn die Totalspannung kleiner  $R_{p0,2}$  bleibt. Für die Randspannungsamplitude von 150 MPa sind stichprobenartig auch Messungen bei höheren Lastwechselzahlen durchgeführt worden. Auch hier zeigte sich, dass das Eigenspannungsniveau erhalten blieb. Ebenso ist ein Rückgang bei den Integralbreiten in Abhängigkeit der Randspannungsamplitude zu erkennen. Allerdings sind diese nach 30 Lastwechseln bei einer Randspannungsamplitude von 310 MPa mit einer Integralbreite von min.  $4,4^\circ$  noch erheblich größer, als die  $2,5^\circ$ , welche beim Eigenspannung-Tiefe-Verlauf ermittelt wurden (Vergleich bei z.B.:  $\sigma^{ES} = -60$  MPa). Hieraus kann geschlossen werden, dass insbesondere die Mikroeigenspannungen, hervorgerufen durch die Kaltverfestigung des Kugelstrahlens, lange erhalten bleiben.

Bei den Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 wurden für alle Randschichtzustände große Streubreiten in der Häufigkeitsverteilung gefunden. Auffallend ist hier, dass diese keiner Normalverteilung unterliegen. Ein wesentlicher Grund dürften die relativ großen Lunker sein, die sich unter anderem auch in der Randschicht befinden, wie die metallographischen Mikroschliffbilder unter dem Lichtmikroskop ergaben.

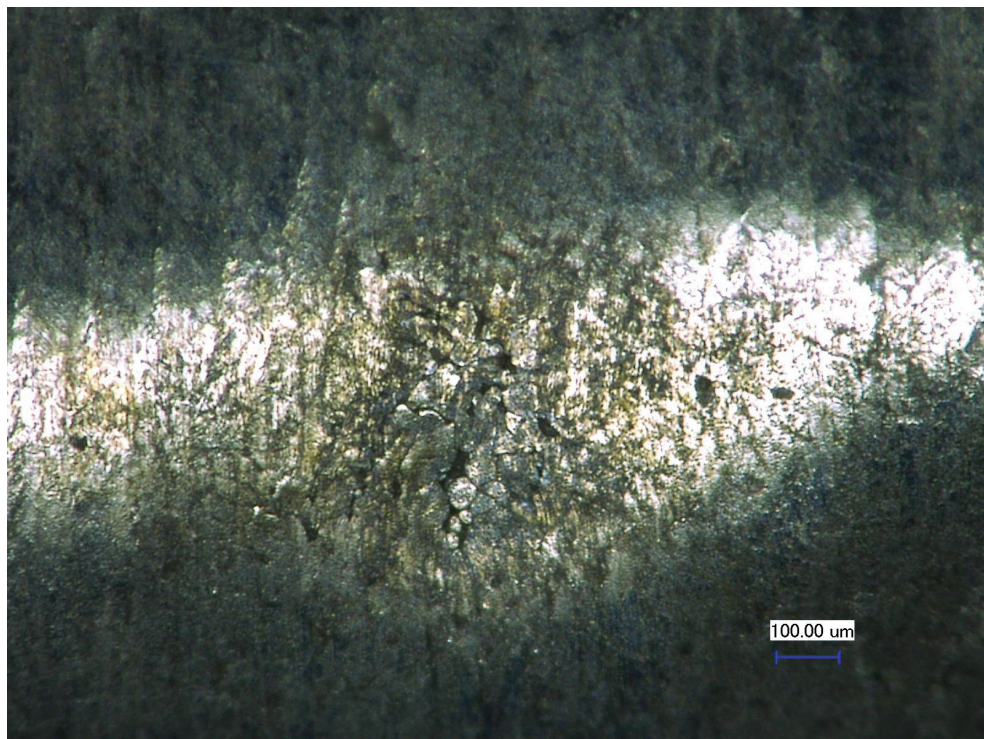


Abb. 6.4: Blick auf die Oberfläche einer festgewalzten Zug-Druck-Probe aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Lunker in der Randschicht werden zu Mikrokerben

Weder die Kaltverfestigung des Kugelstrahlens, noch die des Festwalzens erzeugten eine hinreichend große Plastizierung, welche die Lunker aus-

merzten. Dieser Umstand ist in der Abb. 6.4 zu sehen, die exemplarisch die Oberfläche einer Zug-Druck-Probe mit festgewalzter Randschicht zeigt. Deutlich ist zu erkennen, dass trotz der stattgefundenen Plastizierung noch kleine Löcher bzw. Vertiefungen verbleiben, die als Mikrokerben angesehen werden können. Dieser Aspekt wird auch bei der Bewertung der Ergebnisse zu den Dauerschwingversuchen zu berücksichtigen sein.

Allgemein kann aber in Bezug auf die Druckeigenspannungen festgehalten werden, dass diese mit höherem Verformungsgrad ansteigen. Dadurch ist erklärbar, dass das Festwalzen gegenüber dem Kugelstrahlen höhere Druckeigenspannungen an der Oberfläche erzeugt, aber auch eine größere Auswirkung in die Tiefe besitzen, wie anhand der Eigenspannung-Tiefe-Verläufe belegt werden kann. Diese Aussagen treffen sowohl für die Knet- als auch die Gusslegierungen zu.

### **6.1.1 Verhalten in der Elektrochemischen Messzelle**

Von allen Legierungen mit ihren unterschiedlichen Randschichtzuständen wurden diverse Versuche in der Elektrochemischen Messzelle durchgeführt. Diese wurden zumeist dreimal wiederholt, um die Reproduzierbarkeit sicherzustellen. Für die Versuche in der elektrochemischen Messzelle kann dies mit gewissen statistischen Abweichungen gewährleistet werden, dabei ist eine penible Einhaltung der Randbedingungen aber unabdingbar. Dargestellt wird in den Diagrammen der besseren Übersichtlichkeit aber jeweils ein beispielhafter Verlauf pro Variante.

#### **6.1.1.1 Freies Korrosionspotenzial**

Die Abb. 5.1 bis 5.4 zeigen die Freies Korrosionspotenzial-Zeit-Verläufe je Legierungsart für die Flach- und Rundproben. Für die Knetlegierung  $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$  und die Gusslegierung  $\text{G-AlSi}_9\text{Cu}_3$  hat die mechanische Oberflächenbehandlung dergestalt einen Einfluss auf den Verlauf, dass das Freie Korrosionspotenzial mit zunehmender Plastizierung größer wird. Nach 24 h scheinen die Verläufe gegen einen gemeinsamen Wert zu konvergieren. Die Verläufe der Proben aus der Knetlegierung  $\text{AlMgSi}_{0,5}$  befinden sich hingegen schon zu Versuchsbeginn auf einem gleichwertigen Niveau. Es ist also so, dass die Legierungselemente mit stark unterschiedlichen Standardpotenzialen ( $-0,14\text{ V}$  für Zn und  $+0,35\text{ V}$  für Cu) zum Basiselement ( $-1,66\text{ V}$  für Al) effektivere Lokalelemente ausbilden können. Die Plastizierung im Randschichtbereich scheint diesen Bildungsprozess zu begünstigen. Der Werkstoff  $\text{AlMgSi}_{0,5}$  hat mit nur  $0,35\text{--}0,6\text{ Ma.-%}$  Magnesium (Bezug zum Standardpotenzial:  $-2,372\text{ V}$ ) deutlich weniger Legierungsanteile in der Matrix. Das Halbmetall Si spielt für die Bildung von Lokalelementen eine untergeordnete Rolle und ist zudem nur in etwa der gleichen Größenordnung vertreten.

Sporadisch sind Versuche mit einem größeren Zeitabschnitt, über 100 h durchgeführt worden. Dabei zeigte sich, dass das Freie Korrosionspotenzial wieder deutlich zu negativeren Werten ansteigt. Dieses Phänomen ist

auch in der Literatur [57] zu finden. Hier wurde es aber nicht weiter untersucht, da die Dauerschwingversuche im Zeitfestigkeitsbereich durchgeführt wurden. Mit einer Lastfrequenz von 25 Hz werden bei einer Versuchsdauer von 100 h  $9 \cdot 10^6$  Lastspiele erreicht.

#### 6.1.1.2 Elektrochemisches Rauschen

Die Versuche haben in Bezug auf das Stromrauschen ergeben, dass dieses über den gesamten Zeitraum nahezu gleich bleibt. Betrachtet man für alle Legierungen und Randschichtzustände den mittleren Rauschstrom  $I_{\text{Mittel}}$ , so stellt man fest, dass dieser betragsmäßig in gleicher Größenordnung liegt. Unterschiede sind in dem Auftauchen von großen Einzelpeaks und zwar hinsichtlich ihrer Häufigkeit, aber auch der Beträge zu machen. Je größer das Mittlere Rauschpotenzial  $U_{\text{Mittel}}$  ist, desto größer kann auch die elektrochemische Aktivität angenommen werden. Für die Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub> kann in Bezug auf die Randschichtzustände festgestellt werden, dass die Aktivität mit  $U_{\text{Mittel}} = 50 \mu\text{V}$ , vgl. Tab. 5.1, für die kugelgestrahlte Probe am geringsten ausfiel. Für die Knetlegierung AlMgSi<sub>0,5</sub> weist der unbehandelte Zustand die geringste Aktivität auf. Vermutlich ist hier die Passivschicht am deutlichsten ausgeprägt. Das mittlere Rauschpotenzial ist für die Gusslegierung G-AlSi<sub>9</sub>Cu<sub>3</sub> bei allen Randschichtzuständen in nahezu gleicher Größenordnung. Die elektrochemische Aktivität scheint hier also mehr durch das Vorhandensein des edleren Legierungselements Kupfer, denn durch die mechanische Oberflächenbehandlung motiviert zu sein.

#### 6.1.1.3 Stromdichte-Potenzial-Verhalten

Der Einfluss der mechanischen Oberflächenverfahren ist bereits in Kap. 5.1.3 vergleichend je Legierungstyp zusammengefasst und bewertet worden. In den Tab. 5.4 und 5.5 sind die Ergebnisse für alle Varianten aufgeführt. Für alle Legierungen konnte eine Verschiebung des Durchbruchpotenzials in positiver Richtung nachgewiesen werden, wenn eine Kaltverfestigung der Randschicht stattgefunden hat. In der Praxis bedeutet dies, dass dadurch der Korrosionsbeginn verzögert wird. Der weitere Korrosionsverlauf kann mit den Kenngrößen Polarisationswiderstand und Korrosionsrate bewertet werden. Die Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub> zeigt in Bezug auf den Randschichtzustand keine signifikanten Unterschiede. Demgemäß sind die weiteren Korrosionsverläufe in gleicher Größenordnung zu erwarten. Anders verhält es sich bei der Knetlegierung AlMgSi<sub>0,5</sub>. Hier fällt mit zunehmender Verfestigung der Polarisationswiderstand und die Korrosionsrate steigt. Es scheint also so zu sein, dass durch die Plastizierung die Bildung von Lokalelementen begünstigt wird. Bei der Gusslegierung G-AlSi<sub>9</sub>Cu<sub>3</sub> wiederum steigt der Polarisationswiderstand mit zunehmender Verfestigung und die Korrosionsrate wird geringer. Anzumerken ist hier allerdings, dass dieser Legierungstyp auf Grund seiner edleren,

dendritischen  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Phase zur interkristallinen Korrosion neigt. Demgemäß ist eine Auswertung in Bezug auf die Korrosionsrate eher kritisch zu sehen, da die Berechnungen den gleichmäßigen flächigen Abtrag als Randbedingung haben.

#### 6.1.1.4 Impedanzspektroskopie

Im Kap. 5.1.4 werden die Ergebnisse für die jeweilige Variante in einzelnen Diagrammen gezeigt und die aus dem Ersatzmodell berechneten Kenngrößen vergleichend tabelliert. Die Abb. 6.5 bis 6.16 zeigen die BODE- und NYQUIST-Diagramme. Hierbei sind die Verläufe, welche aus den Messwerten resultieren und die in Kap. 5.1.4 mit Kreisen symbolisiert sind, der jeweiligen Legierung dargestellt. Für die Knetlegierung  $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$  zeigt die unbehandelte Probe die größte Gesamtimpedanz. Die Verläufe für die wärmebehandelte, die elektrolytisch polierte und die gefräste Probe sind nahezu gleich. Eine deutlich geringere Gesamtimpedanz zeigt die kugelgestrahlte Randschicht. Hier ist demnach die elektrolytische Doppelschicht am wenigsten ausgeprägt. Das Phasen-Diagramm in Abb. 6.5 zeigt zudem, dass die kugelgestrahlte Randschicht bei hohen Frequenzen große Schwankungen im Übertragungsverhalten besitzt. Ursache könnte hier die rauere Oberfläche sein. Aus dem NYQUIST-Diagramm, vgl. Abb. 6.7, geht hervor, dass je kleiner die Frequenzen werden, desto unterschiedlichere Werte ergeben sich für die Real- und die Imaginärimpedanz.

Die Gesamtimpedanz-Verläufe für die Flachproben aus  $\text{G-AlSi}_9\text{Cu}_3$ , siehe Abb. 6.8, sind für alle Randschichtzustände in ähnlicher Größenordnung. Dies trifft ebenso auf die Phasenverschiebung zu. Bei hohen Frequenzen zeigen alle Varianten große Schwankungen im Übertragungsverhalten, wie Abb. 6.9 zeigt. Unterschiede sind bei den Real- und Imaginärimpedanzen auszumachen, vgl. Abb. 6.10. Dabei besitzt die gefräste Randschicht die größte Realimpedanz, aber eine geringe imaginäre Impedanz. Die größte imaginäre Impedanz wurde bei der wärmebehandelten Probe mit Gusshaut gefunden. Die unbehandelte Probe mit Gusshaut hingegen zeigt wieder einen großen Realteil aber einen kleinen Imaginäranteil. Damit ist ein eindeutiges Verhaltensmuster auf Grund des Randschichtzustandes so nicht abzuleiten. Hilfreich könnte es hier sein, von jeder Variante deutlich mehr zu erproben, um anschließend über die Statistik eine Tendenz auszumachen.

Die Gesamtimpedanz-Verläufe der Rundproben aus der Knetlegierung  $\text{AlMgSi}_{0,5}$  sind in der Abb. 6.11 dargestellt. Diese liegen dicht beisammen, wobei die kugelgestrahlte Randschicht die niedrigsten Impedanzen über den kleinen Frequenzen aufweist. Dieser Zustand besitzt auch im Phasen-Diagramm, vgl. Abb. 6.12, die größten Schwankungen im Übertragungsverhalten in dem Frequenzbereich von  $10^3$  bis  $10^4$  Hz auf. Die größten Imaginäranteile zeigt die festgewalzte Probe, siehe Abb. 6.13, die Kleinsten hingegen die kugelgestrahlte Probe. Die gedrehte und die unbehandelte Randschicht liegen von ihren Werten dazwischen.

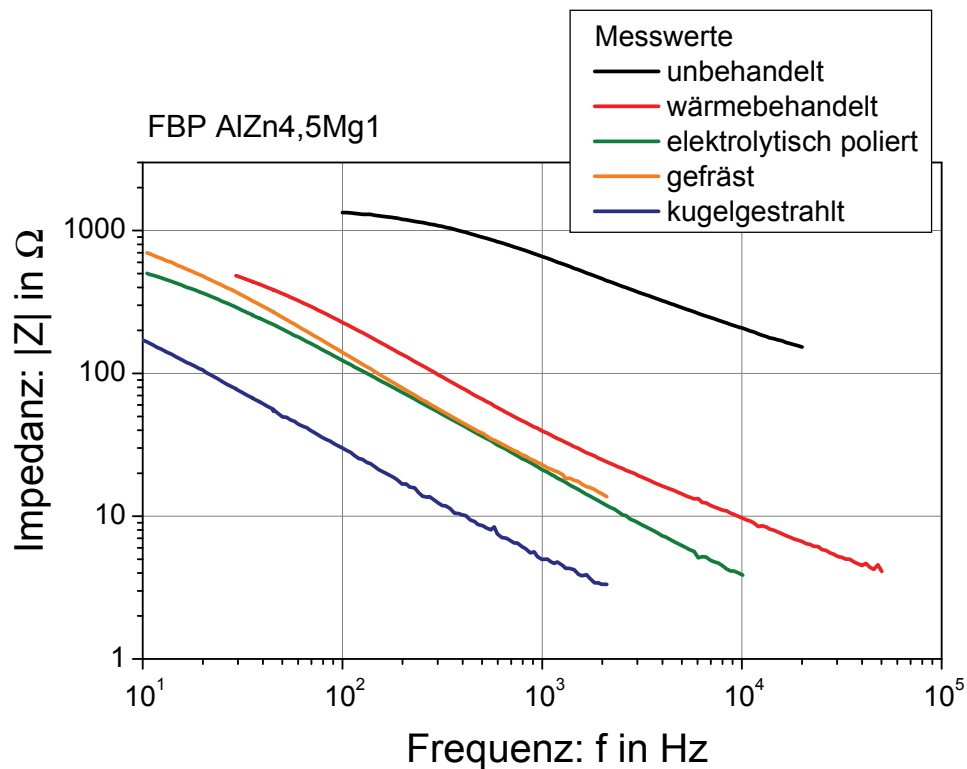


Abb. 6.5: Impedanz-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

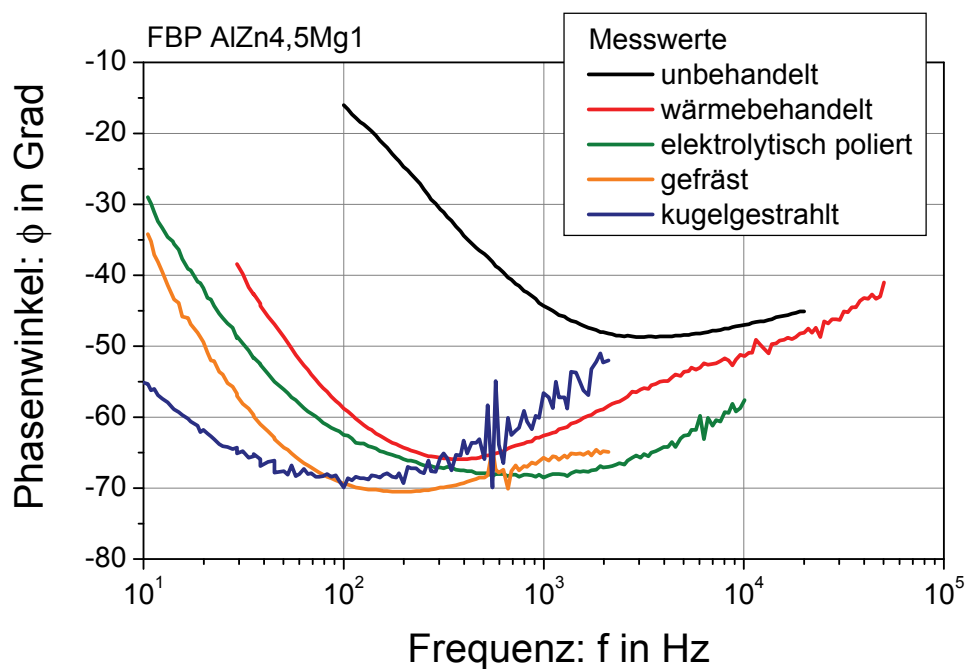


Abb. 6.6: Phasen-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

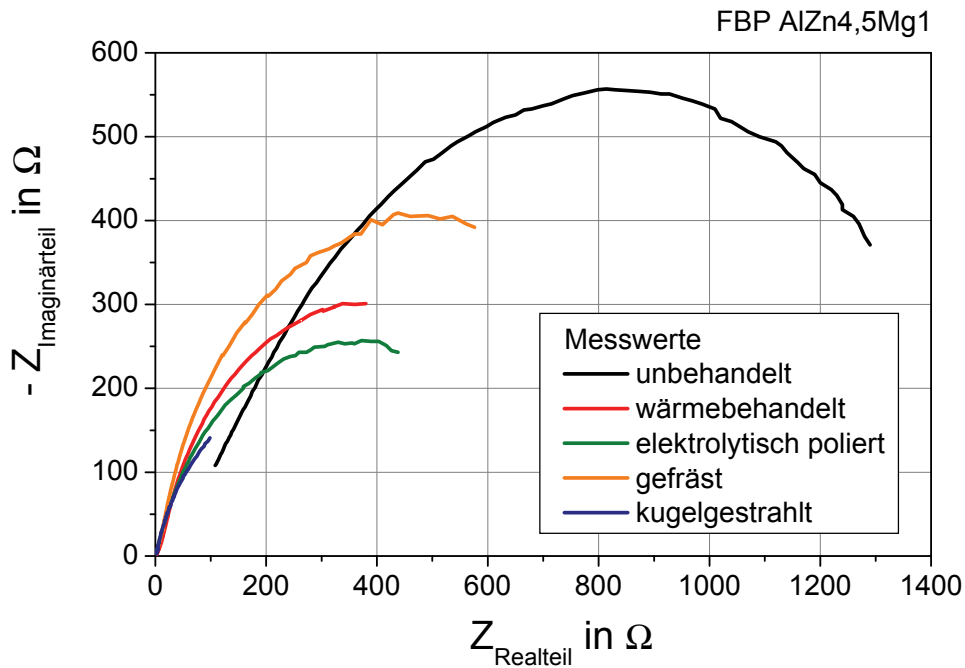


Abb. 6.7: Verläufe der realen und imaginären Impedanzen im NYQUIST-Diagramm, Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

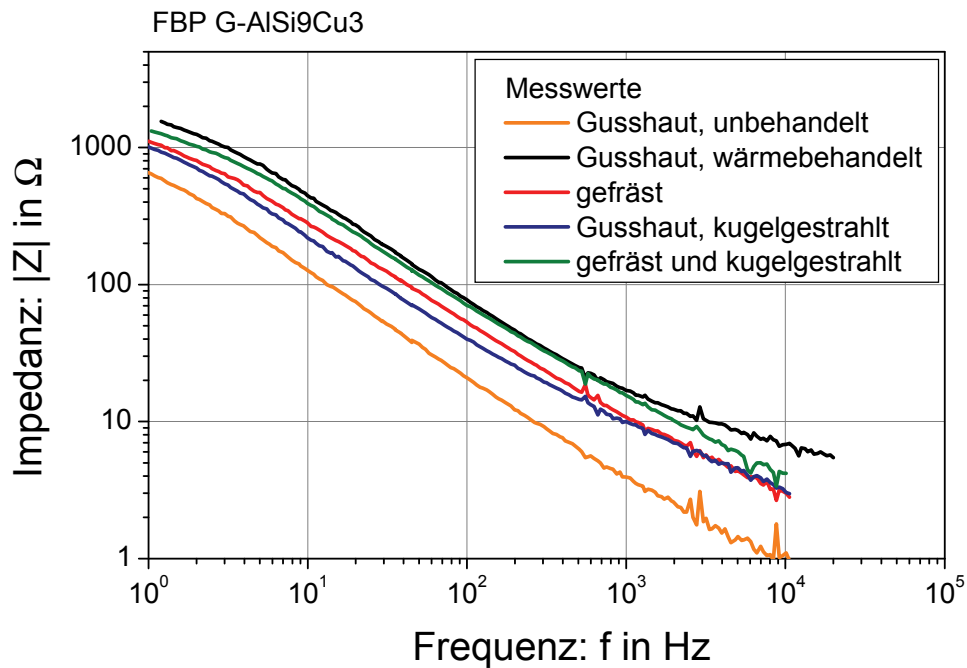


Abb. 6.8: Impedanz-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi<sub>9</sub>Cu<sub>3</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich



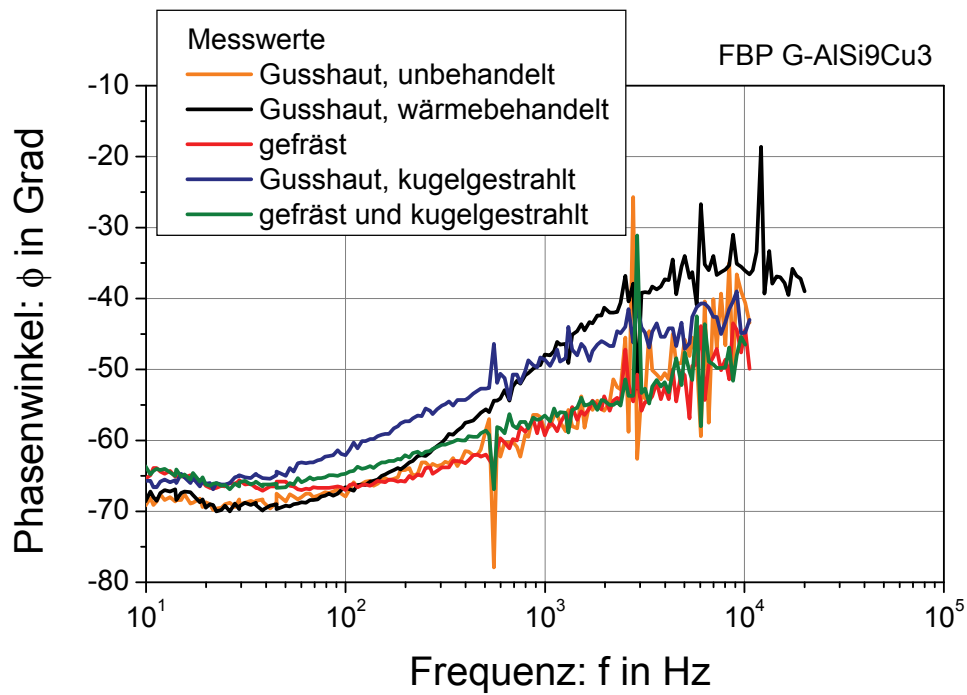


Abb. 6.9: Phasen-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

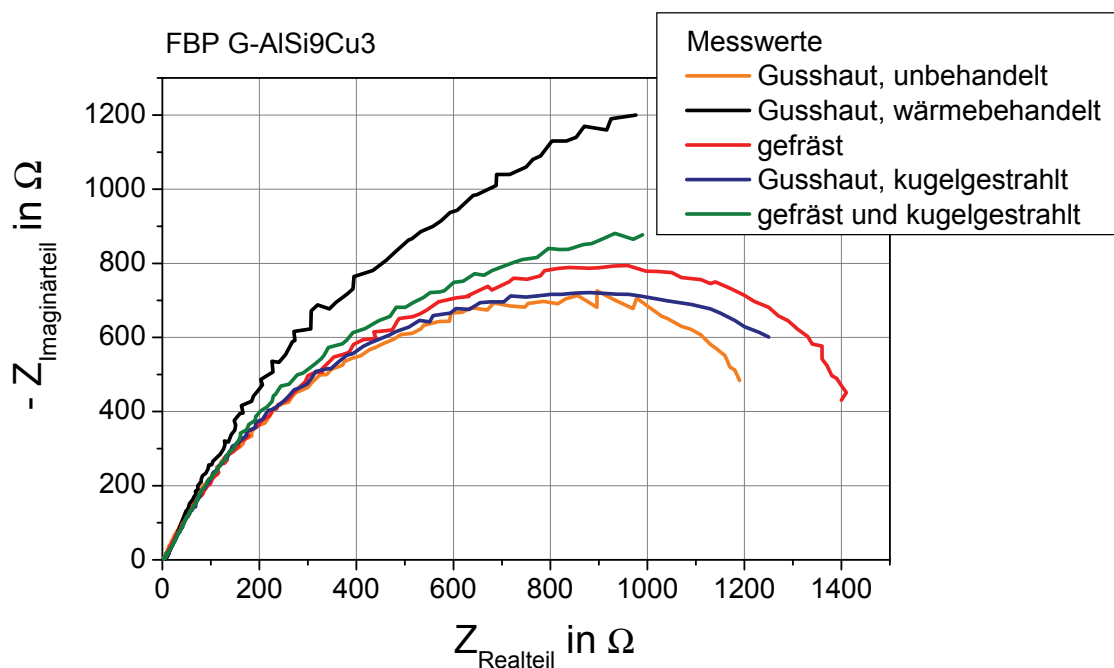


Abb. 6.10: Verläufe der realen und imaginären Impedanzen im NYQUIST-Diagramm, Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

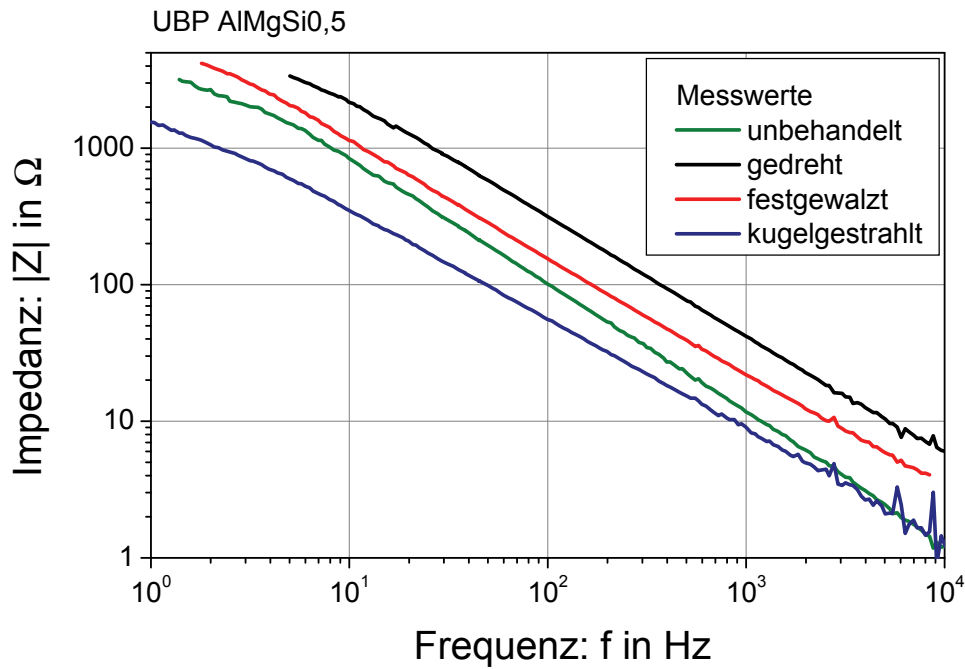


Abb. 6.11: Impedanz-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi<sub>0,5</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

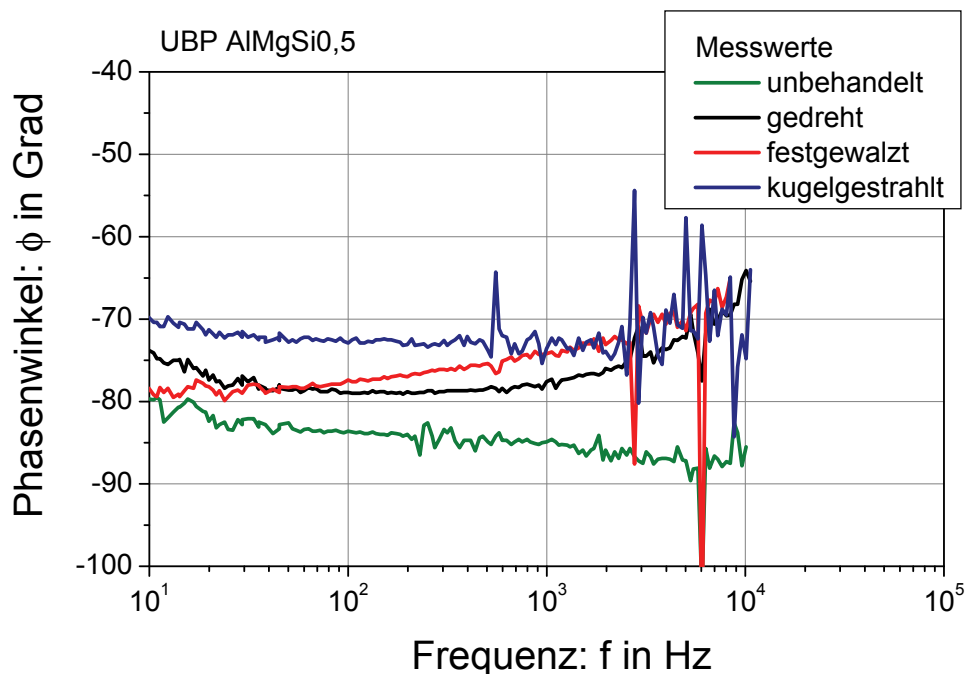


Abb. 6.12: Phasen-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi<sub>0,5</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

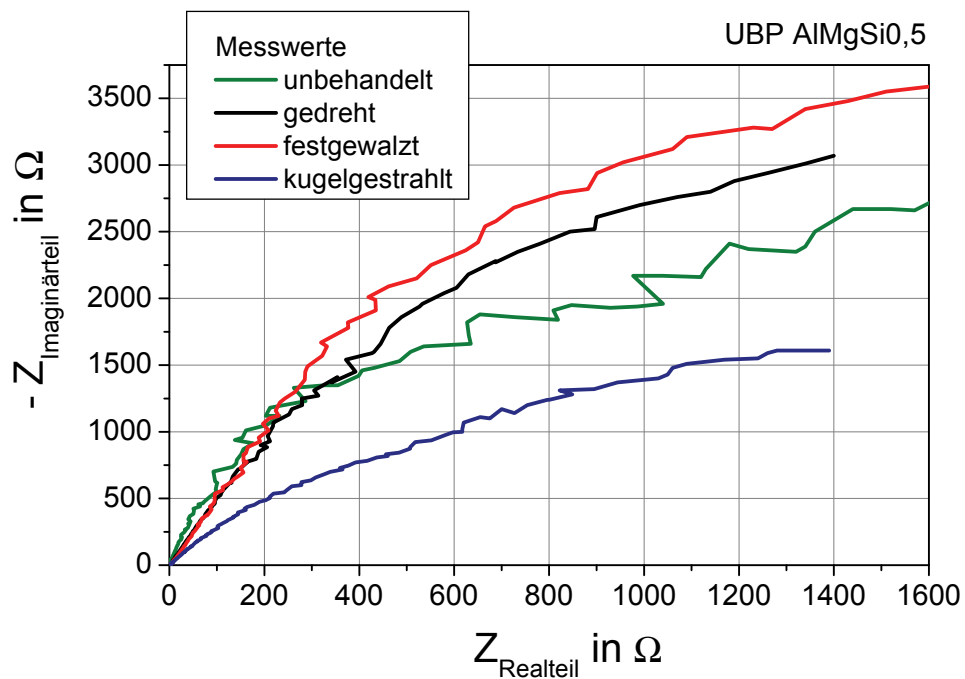


Abb. 6.13: Verläufe der realen und imaginären Impedanzen im NYQUIST-Diagramm, Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi<sub>0,5</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

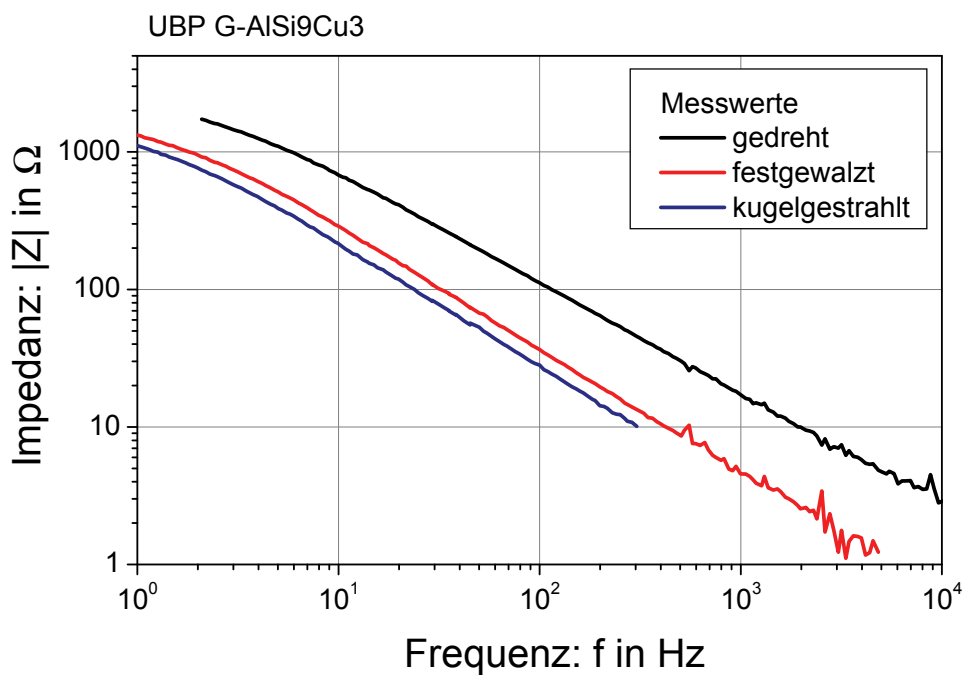


Abb. 6.14: Impedanz-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi<sub>9</sub>Cu<sub>3</sub> mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

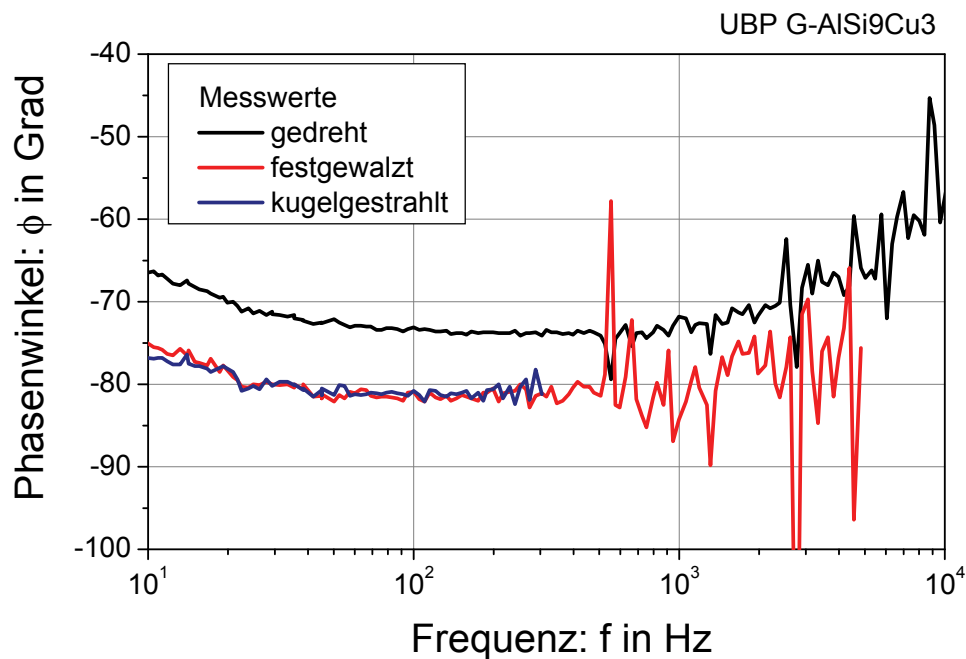


Abb. 6.15: Phasen-Frequenz-Verläufe im BODE-Diagramm, Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-ALSi9Cu3 mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

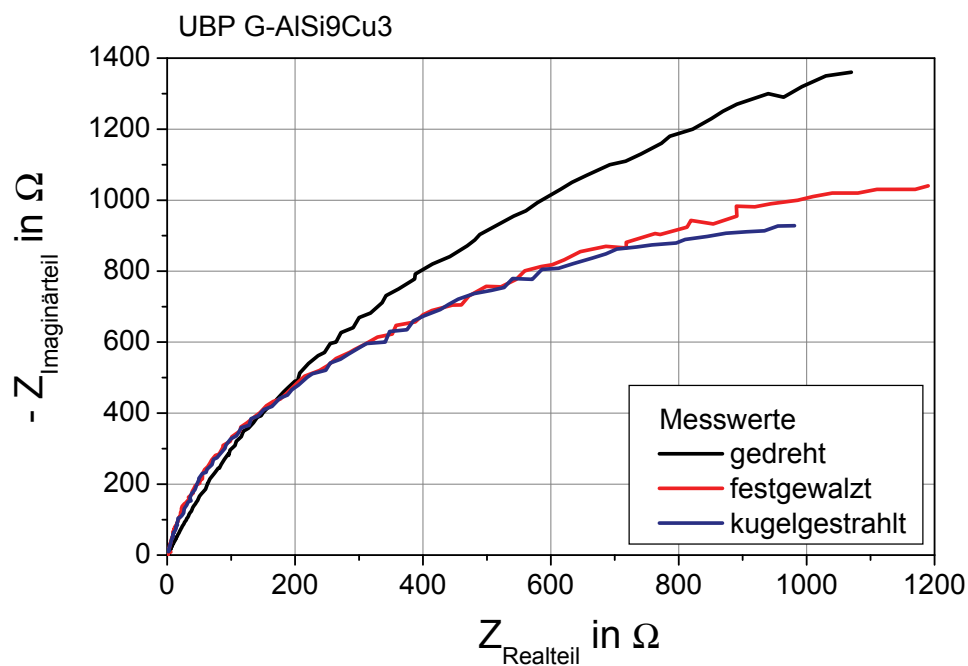


Abb. 6.16: Verläufe der realen und imaginären Impedanzen im NYQUIST-Diagramm, Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-ALSi9Cu3 mit unterschiedlichen Randschichten im Vergleich

Diese Versuche sind jeweils dreimal durchgeführt worden, eine Tendenz konnte aber nicht gefunden werden. Das bedeutet auch hier, dass das Verhalten mit einer größeren Versuchsreihe tendenziell bestimmt werden muss oder aber dass die Messwerte zu den Real- und Imaginäranteilen nicht hinreichend geeignet sind, die Randschichtzustände auf Grund ihrer Verfestigung überhaupt zu klassifizieren.

Die Gesamtimpedanz-Verläufe der Rundproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 sind in der Abb. 6.14 wiedergegeben. Die Abb. 6.15 zeigen die Phasen-Verläufe und die Abb. 6.16 das NYQUIST-Diagramm. In allen drei Diagrammen sind die beiden kaltverfestigten Zustände nahezu deckungsgleich. Im Übertragungsverhalten zeigen alle Varianten große Schwankungen ab einer Frequenz von 500 Hz. Dennoch ist bei der Folgerung von allgemeingültigen Schlüssen auch hier Vorsicht geboten, wie es bereits zuvor bei den anderen Zustandsvarianten angemerkt wurde.

## 6.2 Verhalten im Dauerschwingversuch

Um den positiven Einfluss von mechanischen Oberflächenbehandlungen deutlich zu machen, ist es sinnvoll, die Lebensdauerlinien in einem WÖHLER-Diagramm vergleichend zusammenzufassen. Aus diesem Grund werden die bereits vorgestellten Zeitfestigkeitsgeraden in einem Diagramm je Legierungstyp eingefügt. Wie schon gezeigt, unterliegen die Bruchlastspielzahlen naturgemäß einer Streuung. Bei Aluminiumbasislegierungen ist dieses Verhalten besonders ausgeprägt. Um hier einen vertiefenden Einblick zu erhalten, werden auch alle Einzelversuche nach Legierungstyp in ein Diagramm sortiert. Wegen der Übersichtlichkeit ist eine Trennung für die Versuche in Laboratmosphäre und die im Salzsprühnebel vorgenommen worden.

### 6.2.2.1 Laboratmosphäre

Die Abb. 6.17 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen in Laboratmosphäre der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Typisch für Dauerschwingversuche ist, dass je höher die Randspannungsamplitude, desto kleiner ist die Streubreite. Dies ist hier besonders für die Proben mit der gefrästen Randschicht zu sehen. Insgesamt ist die Tendenz einer Gruppierung der Varianten zu erkennen. Dennoch gibt es in dem mittleren Bereich ein gemischtes Auftreten. Die statistische Bewertung nach der  $\arcsin\sqrt{P}$ -Transformation zeigt die Abb. 6.18 für eine Bruchwahrscheinlichkeit von 50 %. Der Kurvenverlauf der nur wärmebehandelten und der elektrolytisch polierten Proben ist nahezu deckungsgleich. Obwohl die Rauigkeit der polierten Proben im Mittel wesentlich günstiger ist, scheint hier der Kerbwirkungseffekt von den bereits in Kap. 4.4 erwähnten Grübchen zu überwiegen. Die Lebensdauern der kugelgestrahlten Proben hingegen erreichen beträchtlich größere Werte. Vergleicht man beispielsweise die Bruchlastspielzahlen bei einer Randspannungsamplitude von 200 MPa, so erreichen die eigenspann-

ungsarmen Zustände  $9 \cdot 10^4$  und die mit Druckeigenspannung behafteten  $2 \cdot 10^5$  Lastspiele. Trotz der größeren Rauigkeit ist die WÖHLER-Kurve im Zeitfestigkeitsbereich insgesamt parallel zu Gunsten höherer Bruchlastspielzahlen verschoben. Das Verhalten der unbehandelten Proben ist gegenüber den wärmebehandelten und elektrolytisch polierten Proben bei größeren Randspannungsamplituden besser. Dies dürfte auf die Verfestigung des Walzens im Herstellungsprozess des Halbzeugs zurückzuführen sein. Die gefrästen Proben sind wie bereits mehrfach erwähnt, aus einer anderen Charge und verhalten sich dementsprechend anders.

Die Abb. 6.19 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen in Laboratmosphäre der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Am Schlechtesten, siehe auch Abb. 6.20, schneidet hier der gefräste Randschichtzustand ab. Hierbei ist die Gusshaut abgetragen und es sind mit bloßem Auge die ersten Lunker zu sehen. Dieser Zustand der Mikrostruktur ist schon in Kap. 4.3 beschrieben worden und im anschließenden Kap. 6.2. finden sich auch in der Fraktographie weitere Belege, dass der Rissbeginn an diesen Kerben beginnt. Findet nach dem Fräsen eine Kugelstrahlbehandlung statt, werden wieder Lebensdauern wie beim Randschichtzustand mit intakter Gusshaut erreicht. Allerdings ist die Plastizierung und Verfestigung nicht so stark ausgeprägt, dass die Lunker komplett ausheilen. Wird die Gusshaut zusätzlich einer Kugelstrahlbehandlung unterzogen, stellen sich erwartungsgemäß die größten Bruchlastspielzahlen ein.

Die Abb. 6.21 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen in Laboratmosphäre der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5. Eine Gruppierung der Einzelversuche nach Randschichtzuständen ist klar erkennbar. Eine festgewalzte Probe, welche mit  $\sigma_a = 100$  MPa beansprucht wurde, erreicht sogar als Durchläufer eine Lastspielzahl von  $3,28 \cdot 10^7$ . Die Zeitfestigkeitsgeraden, vgl. Abb. 6.22 sind mit dem Grad der Verfestigung hin zu höheren Lebensdauern bzw. Randspannungsamplituden nahezu parallel verschoben. Vergleicht man beispielsweise die berechneten wahrscheinlichen Bruchlastspielzahlen auf dem Niveau von  $\sigma_a = 160$  MPa, so erreicht der gedrehte Randschichtzustand 43.965 Lastwechsel. Die kugelgestrahlte Variante kommt auf 267.943, die festgewalzte Variante 524.464 Lastwechsel. Das ergibt einen Faktor von 6,09 für den kugelgestrahlten, und einen Faktor 11,9 für den festgewalzten Zustand.

Die Abb. 6.23 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen in Laboratmosphäre der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Bei der Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 200$  MPa ist deutlich zu erkennen, dass die verfestigten Proben eine wesentlich größere Lebensdauer aufweisen, siehe auch Abb. 6.24. Dieser Effekt findet sich aber nicht mehr bei  $\sigma_a = 60$  MPa. Insbesondere die festgewalzten Proben versagen hier früher. Eine mögliche Erklärung könnte in der Art der Festwalzbehandlung liegen. Die Proben sind, wie in Kap. 4 beschrieben, mit einem hydrostatischen Werkzeug verfestigt worden. Dazu wird die

Probe auf der einen Seite in das Dreibackenfutter einer konventionellen Drehmaschine gespannt und auf der anderen Seite mit der Spitze und Pinole eines Reitstocks fixiert. Während des Festwalzens wird die Probe quasi schon auf Umlaufbiegung beansprucht. Möglicherweise entstehen so bereits in der Mikrostruktur im Bereich von Lunkern kleine Schädigungen in Form von Anrissen. Die fraktographische Begutachtung zeigt, vgl. 6.2.2.2, dass es Risszentren an Lunkern unterhalb der verfestigten Randschicht gibt. Allerdings kann der Zeitpunkt der Entstehung nicht an den Bruchbildern festgemacht werden. Eine Möglichkeit, diese These zu erhärten, könnte dergestalt erfolgen, dass man Proben mit einer Dreipunkt-festwalzeinrichtung verfestigt. Hierbei walzen drei um  $120^\circ$  versetzte hydrostatische Werkzeuge die Randschicht, so dass keine Biegung stattfindet. Selbstverständlich muss darauf geachtet werden, dass die sich einstellende Druckeigenspannung in der gleichen Größenordnung liegen, wie bei den bereits untersuchten Proben. Wenn die These stimmt, müssten die Proben bei einer Beanspruchung auf  $\sigma_a = 60$  MPa deutlich größere Bruchlastspielzahlen als die kugelgestrahlten Proben ergeben.

Die Abb. 6.25 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen in Laboratmosphäre der Zug-Duck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Hier sind keine Gruppierungen nach Randschichtzuständen auszumachen. Auf allen Lastniveaus gibt es eine Durchmischung der Bruchlastspielzahlen.

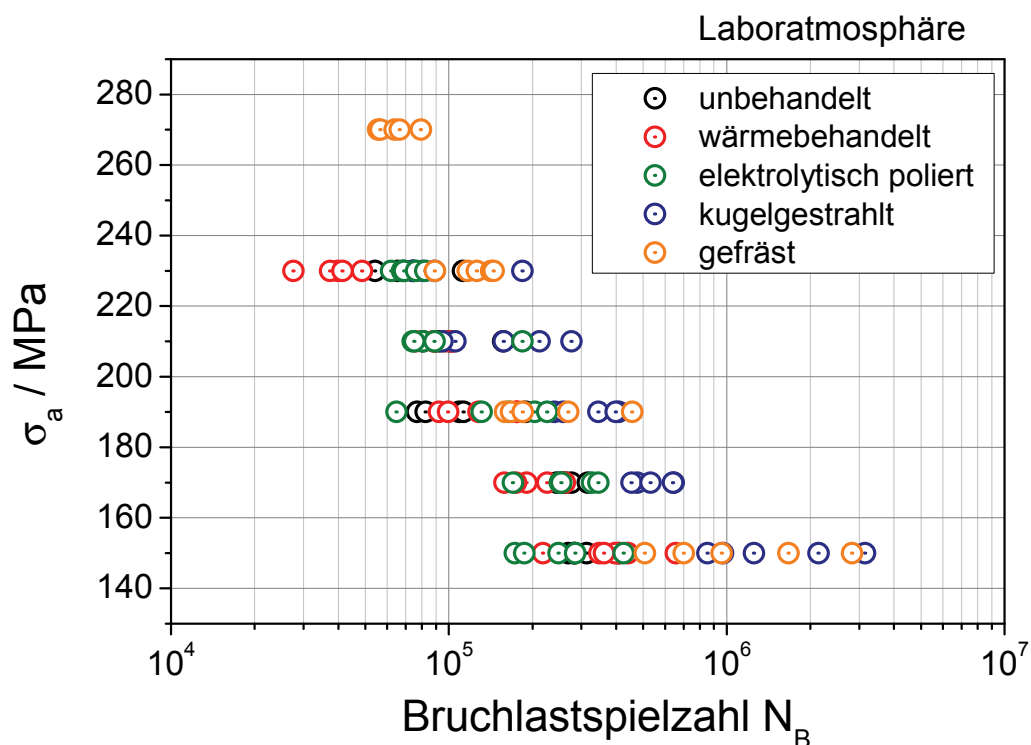


Abb. 6.17: Vergleich aller Einzelversuche in Laboratmosphäre der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1



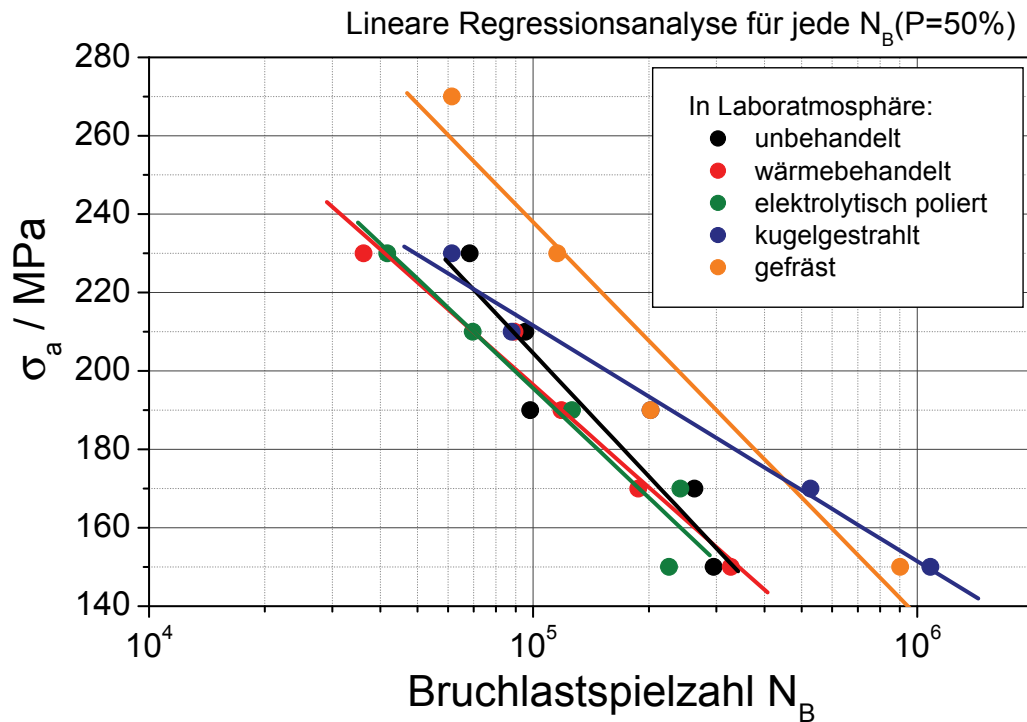


Abb. 6.18: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 in Laboratmosphäre

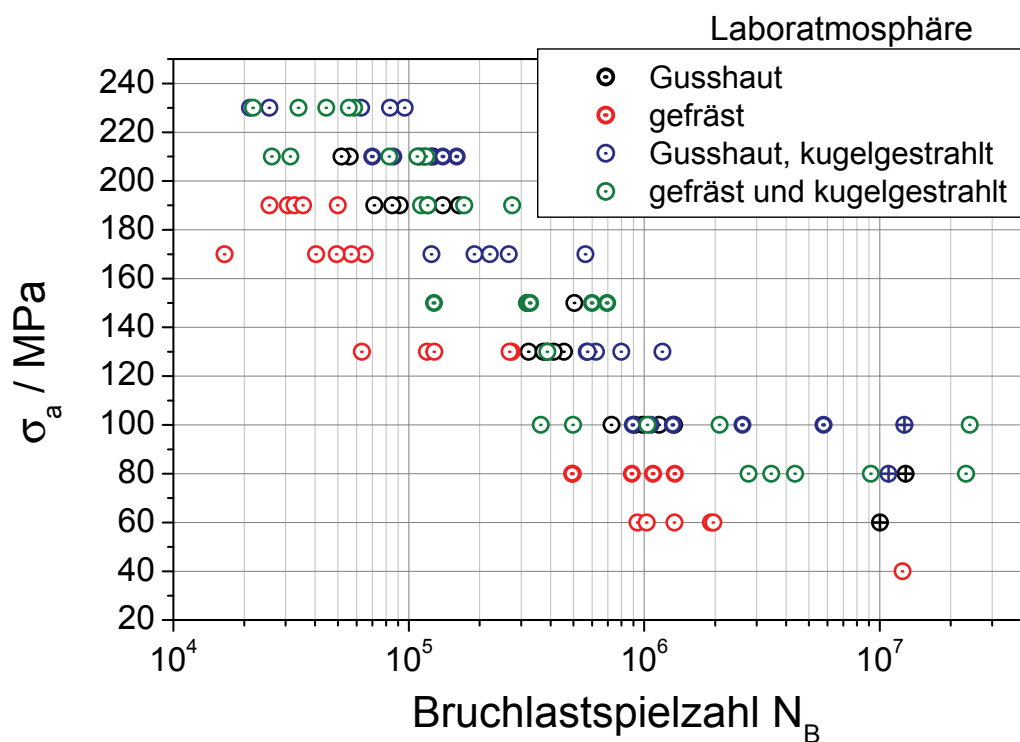


Abb. 6.19: Vergleich aller Einzelversuche in Laboratmosphäre der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

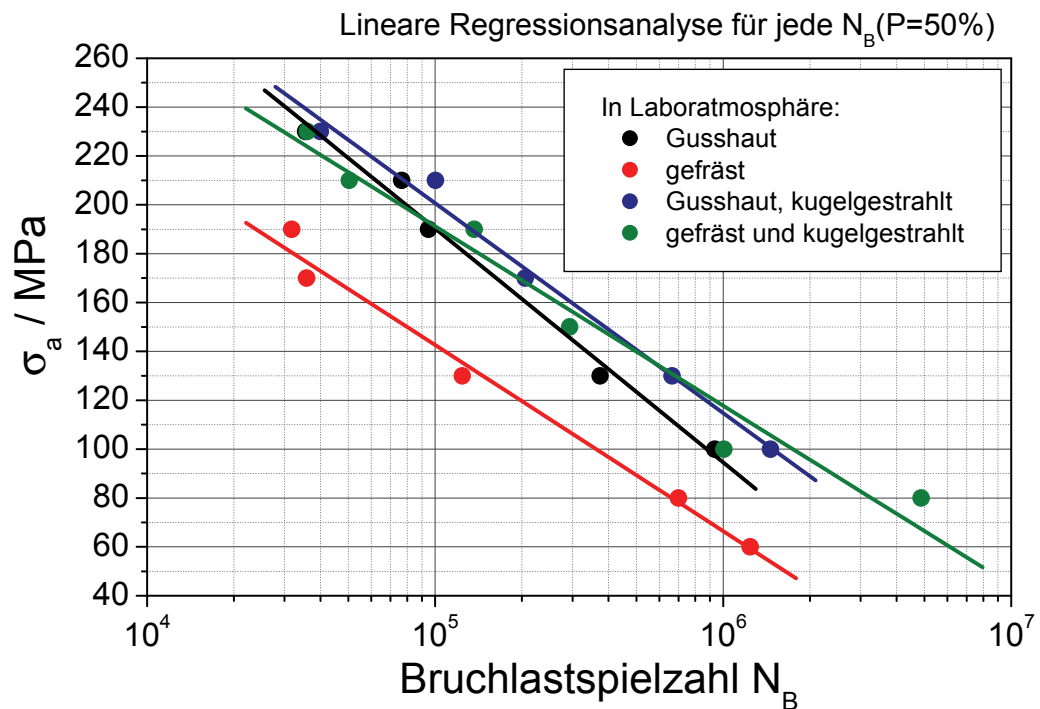


Abb. 6.20: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 in Laboratmosphäre

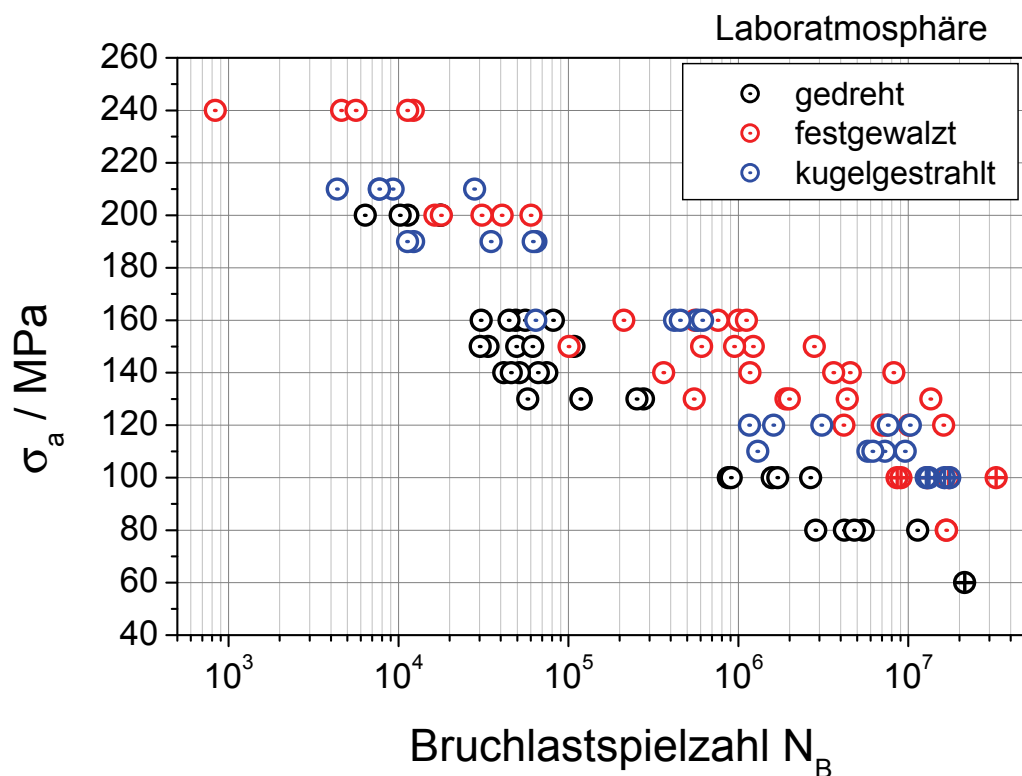


Abb. 6.21: Vergleich aller Einzelversuche in Laboratmosphäre der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5

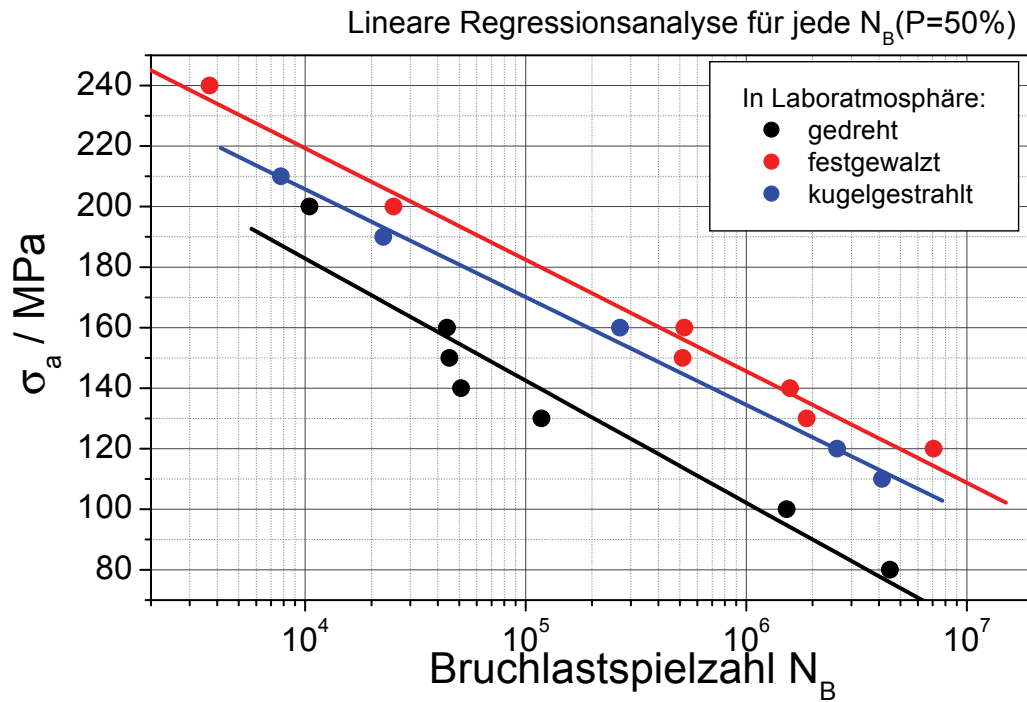


Abb. 6.22: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 in Laboratmosphäre

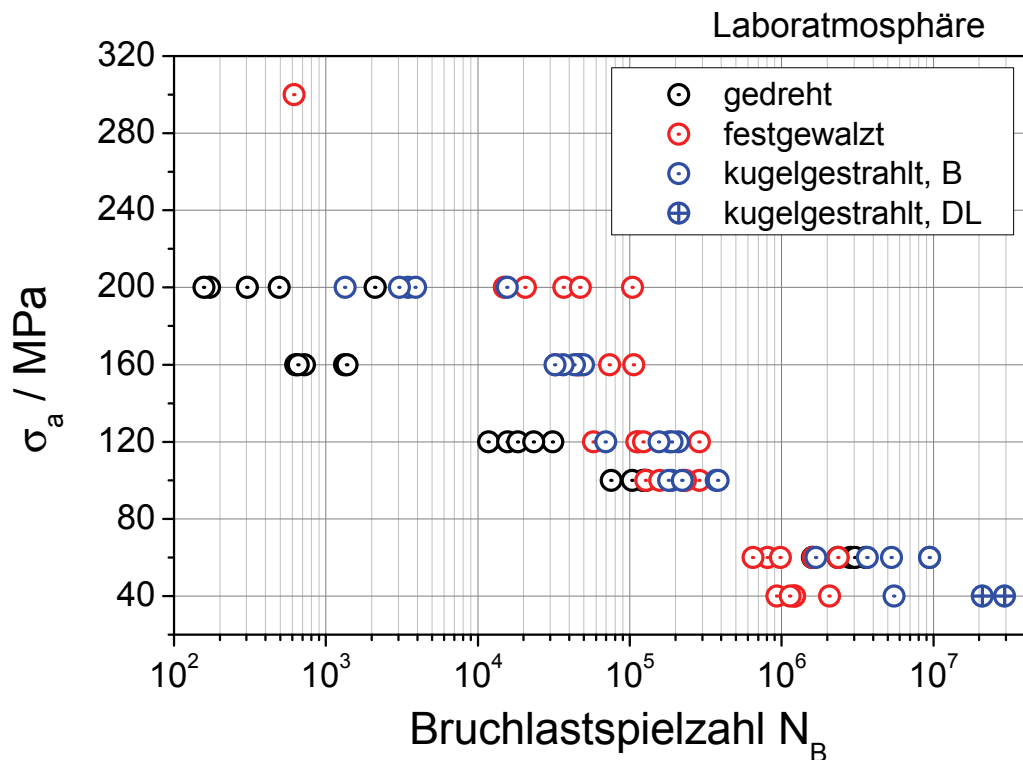


Abb. 6.23: Vergleich aller Einzelversuche in Laboratmosphäre der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

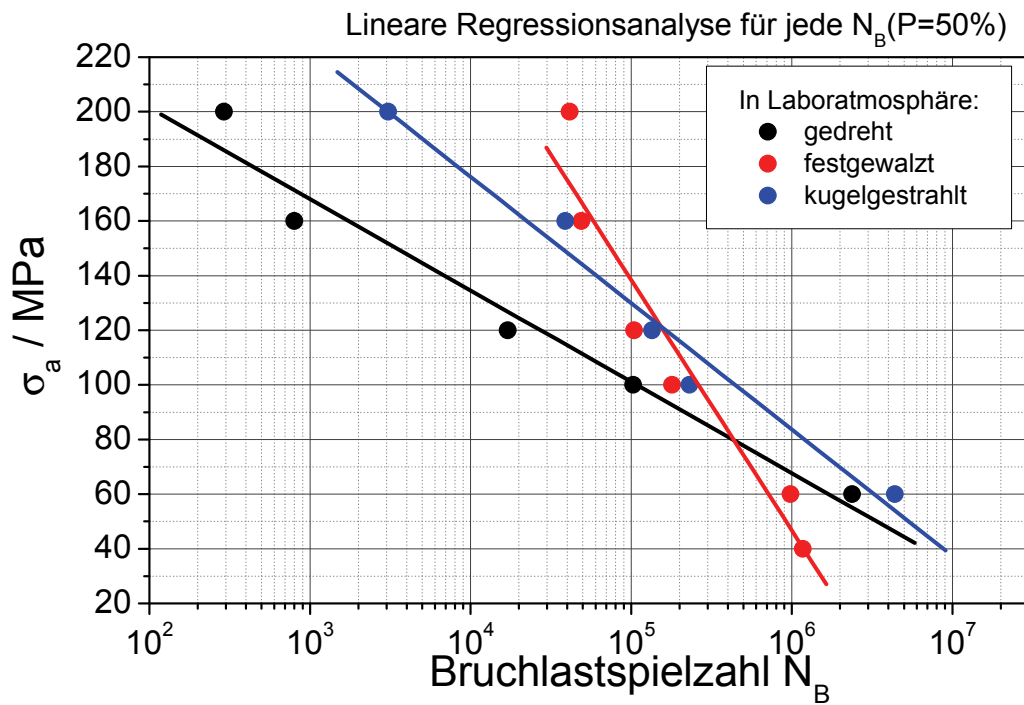


Abb. 6.24: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 in Laboratmosphäre

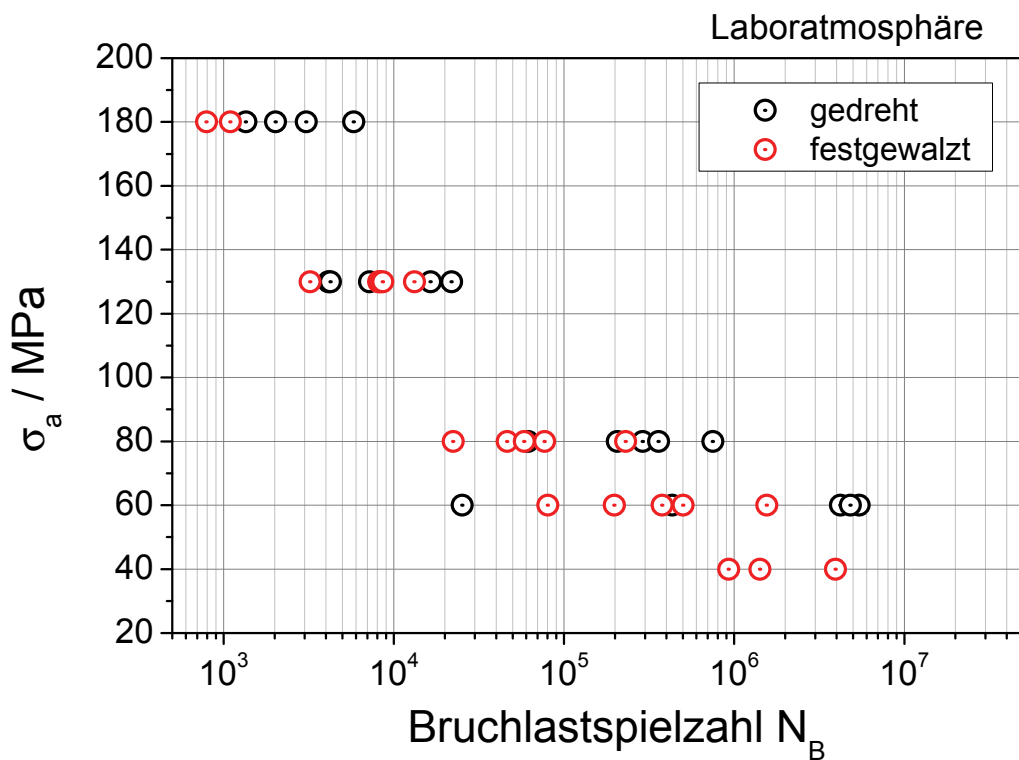


Abb. 6.25: Vergleich aller Einzelversuche in Laboratmosphäre der Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

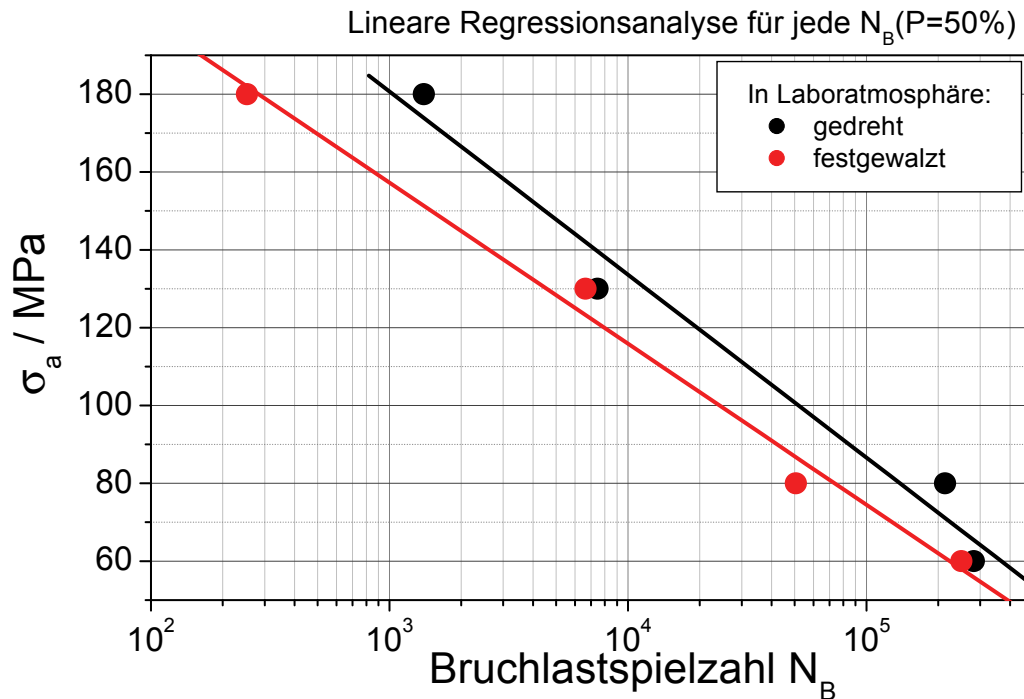


Abb. 6.26: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 in Laboratmosphäre

Aus der Abb. 6.26 ist sogar ersichtlich, dass die Zeitfestigkeitsgerade für die festgewalzten Proben zu geringerer Lebensdauer hin verschoben ist. Ursache hierfür sind ebenfalls die Lunker in der Mikrostruktur. Dies wird ersichtlich, wenn man die fraktographischen Aufnahmen in Kap. 6.2.3.1 betrachtet. Zum einen kann man Rissinitiierungsstellen unterhalb der festgewalzten Randschicht ausmachen. Weiterhin wurden großflächig Dendriten ausgemacht, die kaum bis keine Verbindungen zur Matrix aufweisen und die zudem normal zur aufgeprägten Spannung orientiert sind. So ist ein Aufbau einer homogenen Normalspannungsverteilung auf keinen Fall gegeben. Die in Relation zum Probendurchmesser sehr dünne Randschichtverfestigung kann somit keinen positiven Einfluss auf die Lebensdauer haben. Würde man die Zahl der Proben pro Lasthorizont erhöhen, dann dürften die Zeitfestigkeitsgeraden deckungsgleich werden. Im Allgemeinen ist der Einfluss der festgewalzten Randzone bei Zug-Druck-Beanspruchung nicht so ausgeprägt wie bei der Biegebeanspruchung.

### 6.2.2.2 Salzsprühnebel und Salzlösung

Die Abb. 6.27 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen im Salzsprühnebel der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1. Auffallend an den im Salzsprühnebel ermittelten WÖHLER-Kurven ist, dass die Zustände wärmebehandelt und elektrolytisch poliert nicht deckungsgleich sind. Die elektrolytisch polierten Proben zeigen im ge-

samten Bereich kürzere Lebensdauern. Erklärt werden kann dieser Umstand damit, dass das Polieren ein elektrochemischer Prozess ist und dadurch bereits so genannte Lokalelemente (anodisch und kathodisch wirkende Bereiche im Gefüge) heraus gearbeitet sind. Bei einem hohen Lastniveau versagen zuerst die unbehandelten Proben. Im unteren Bereich erreichen sie in etwa Lastwechselzahlen wie die elektrolytisch polierten Proben und sind somit ebenso kurzlebiger als die wärmebehandelten Proben, welche die gleiche Oberflächentopographie besitzen. Die mit der Wärmebehandlung einhergehenden Gefügeänderungen scheinen also die Bedingungen für das Entstehen von Lokalelementen zu erschweren. Bei einer Frequenz von 25 Hz ergibt sich für  $2 \cdot 10^5$  Lastwechsel etwa 2 h 13 min Versuchsdauer, vgl. Abb. 6.28. Die Zeitfestigkeitsgerade für den gefrästen Zustand befindet sich in ähnlicher Größenordnung, was deswegen bemerkenswert ist, da sie sich in der Laboratmosphäre deutlich von ihnen absetzt. Die korrosive Belastung scheint hier eine bedeutendere Rolle für den Versagensmechanismus zu spielen. Diese erhöhte elektrochemische Aktivität ist bereits bei den Messungen des Freien Korrosionspotenzials, vgl. Abb. 5.1, aufgefallen, wo sie das mit Abstand größte negative Potenzial aufwies. Die Proben mit der kugelgestrahlten Randschicht erzielen auch im Salzsprühnebel die besten Werte. Die Zeitfestigkeitsgerade ist dabei keineswegs parallel verschoben. Der Abstand wird dabei umso größer, je niedriger die Randspannungsamplitude wird. Generell kann also festgestellt werden, dass der durch Druckeigenspannungen verursachte positive Effekt der Lebensdauersteigerung auch unter korrosiven Bedingungen erhalten bleibt. Die Bruchlastspielzahl erreicht in etwa  $10^6$ , was einer Versuchsdauer von ca. 11 h und 7 min entspricht. Für die mit Druckeigenspannungen behafteten Proben scheint im Gegensatz zu den spannungsarmen Proben die Korrosionsdauer nicht die ausschlaggebende Rolle zu spielen. Besondere Aufmerksamkeit muss also den Druckeigenspannungen und ihrer Stabilität in Bezug auf die erfolgten Lastwechsel gelegt werden. Wie bereits in Abb. 6.1 gezeigt wurde, erfolgt der Abbau der Eigenspannungen umso schneller und ausgeprägter, je höher die Randspannungsamplitude ist. Bei  $\sigma_a = 140$  MPa bleiben sie auch nach vielen Lastwechseln unter Laboratmosphäre erhalten. Dies träfe somit auch unter korrosiven Bedingungen zu.

Die Abb. 6.29 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen im Salzsprühnebel der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Auch hier kommen auf dem hohen Lasthorizont die Druckeigenspannungen nicht zur Geltung. Ab einer Belastung von 190 MPa abwärts wird die Gruppierung nach Zuständen deutlich. In Abb. 6.30 werden die Zeitfestigkeitsgeraden verglichen. Die gefräste Variante zeigt dabei das schlechteste Ergebnis. Die kugelgestrahlten Varianten liegen im mittleren Lastbereich in etwa gleich auf. Bei sehr niedrigen Randspannungsamplituden, also Versuchen mit langer Dauer zeigt die gestrahlte Gushaut leichte Vorteile. Offensichtlich wirkt sich auch hier die

chemische Zusammensetzung der AlSi-Phase mit Existenz von Druckeigenstressen in der Randschicht positiv aus und verzögert die Rissinitiierung. Wie groß der Einfluss der Druckeigenstressen dabei ist, kann man erkennen, wenn man die berechneten Bruchlastspielzahlen bei  $\sigma_a = 140$  MPa vergleicht. Die Variante mit Gushaut erreicht ein  $N_{B50}$  von 219.314 Lastwechsel, die kugelgestrahlte Gushaut 841.546 Lastwechsel und der gefräste Randschichtzustand 142.298 Lastwechsel. Erfolgt eine anschließende Kugelstrahlbehandlung, kann die Lebensdauer auf 620.357 Lastwechsel gesteigert werden. Beachtenswert sind auch die hohen Bruchlastwechselzahlen der Variante Gushaut bei sehr hohen Randspannungsamplituden. Sie sind deutlich höher als die kugelgestrahlte Variante. Eine Ursache könnte sein, dass die nicht verfestigte Randschicht aufgrund ihrer Duktilität mehr elastische Energie aufnehmen bzw. umlagern kann und somit eine Rissinitiierung erschwert.

Die Abb. 6.31 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen im Salzsprühnebel der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5. Hier sind bereits die Vorteile der kaltverfestigten Randschichten, anhand ihrer Häufigkeit die hohen Bruchlastspielzahlen, zu erkennen. Wie bei den Versuchen in Laboratmosphäre sind die Zeitfestigkeitsgeraden parallel verschoben, vgl. Abb. 6.22 und 6.24. Somit ist eine Verbesserung der Lebensdauern auf allen Lasthorizonten gegeben.

Die Abb. 6.33 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen im Salzsprühnebel der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Wie bei den Versuchen in Laboratmosphäre, fallen die Bruchlastspielzahlen der festgewalzten Proben bei geringen Lasthorizonten kleiner aus als bei den gedrehten bzw. kugelgestrahlten Proben, siehe auch Abb. 6.34. Eine Vermutung über die Ursache ist bereits im vorherigen Kap. geäußert worden. Insgesamt sind alle Lebensdauerwahrscheinlichkeiten, die Einzelabschätzungen sind in Kap. 5.2.2.2 zu finden, mit der zusätzlichen korrosiven Belastung geringer geworden.

Die Abb. 6.35 zeigt die Verteilung der Bruchlastspielzahlen aus den Einzelversuchen im Salzsprühnebel bzw. in Salzlösung der Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die Bruchlastspielzahlen sind auf allen Lasthorizonten vermischt. Auch die Zeitfestigkeitsgeraden, vgl. 6.36 liegen fast deckungsgleich übereinander. Die Versuche unter Laboratmosphäre haben bereits ergeben, dass der Randschichtzustand bei solch einer mit Lunker behafteten Mikrostruktur keinen Einfluss auf die Lebensdauer ausübt. Bei einer Lastwechselzahl von  $10^6$  beträgt die Versuchsdauer 11 h 11 min. Wie bereits die Einzelvergleiche in Kap. 5.2.3.1 gezeigt haben, führt die korrosive Belastung zu keiner nennenswerten Lebensdauerverkürzung. Um hier den Einfluss der Randschicht beurteilen zu können, wären Proben mit einer weniger defekten Mikrostruktur notwendig. Diese Proben könnten im Druckgussverfahren hergestellt werden, da hier erfahrungsgemäß wenig bis keine Lunker in der Mikrostruktur auftreten.



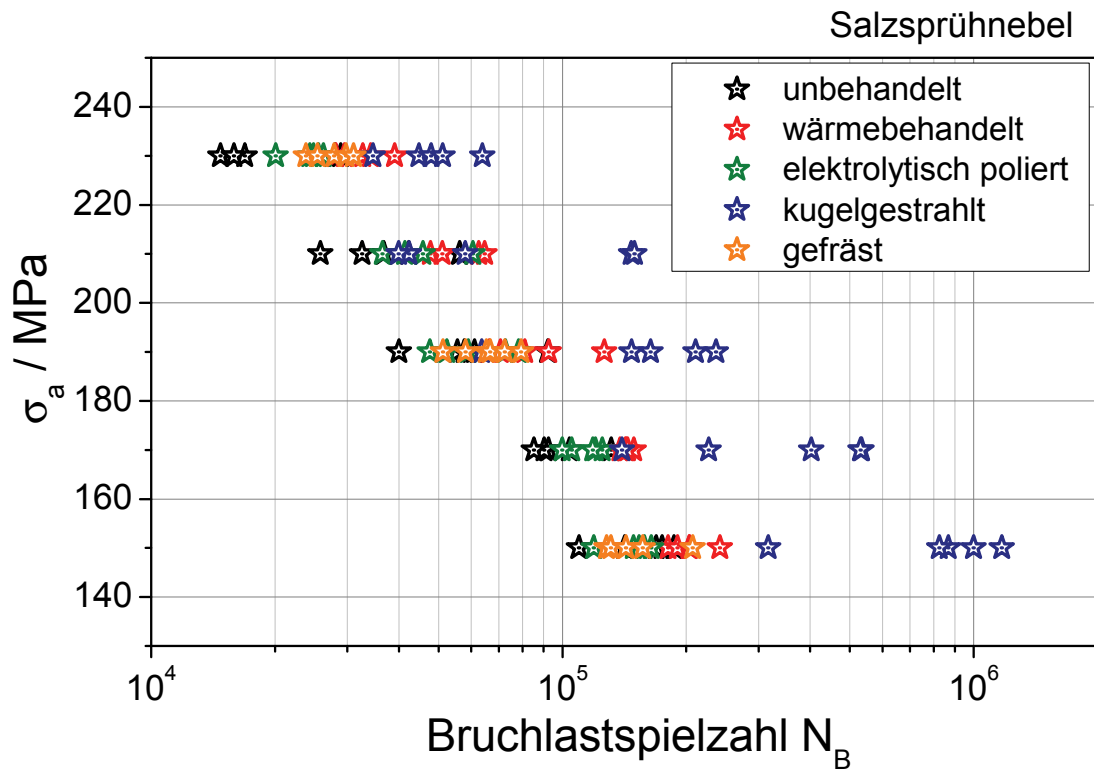


Abb. 6.27: Vergleich aller Einzelversuche im Salzsprühnebel der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

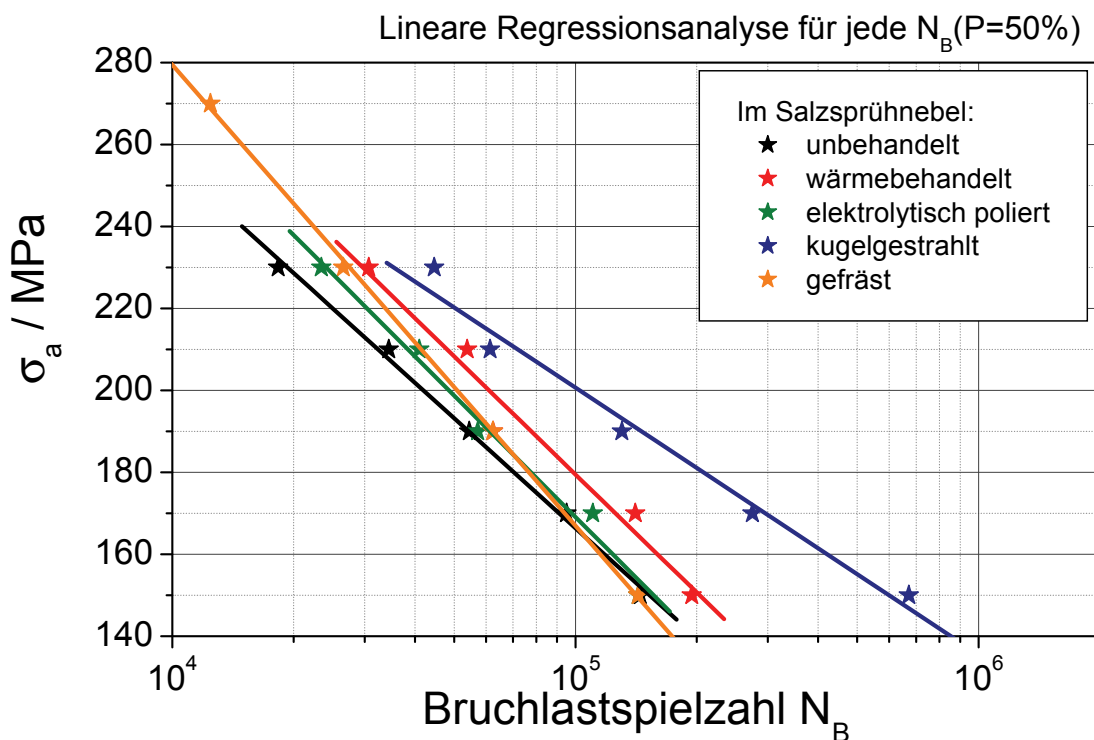


Abb. 6.28: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1 im Salzsprühnebel

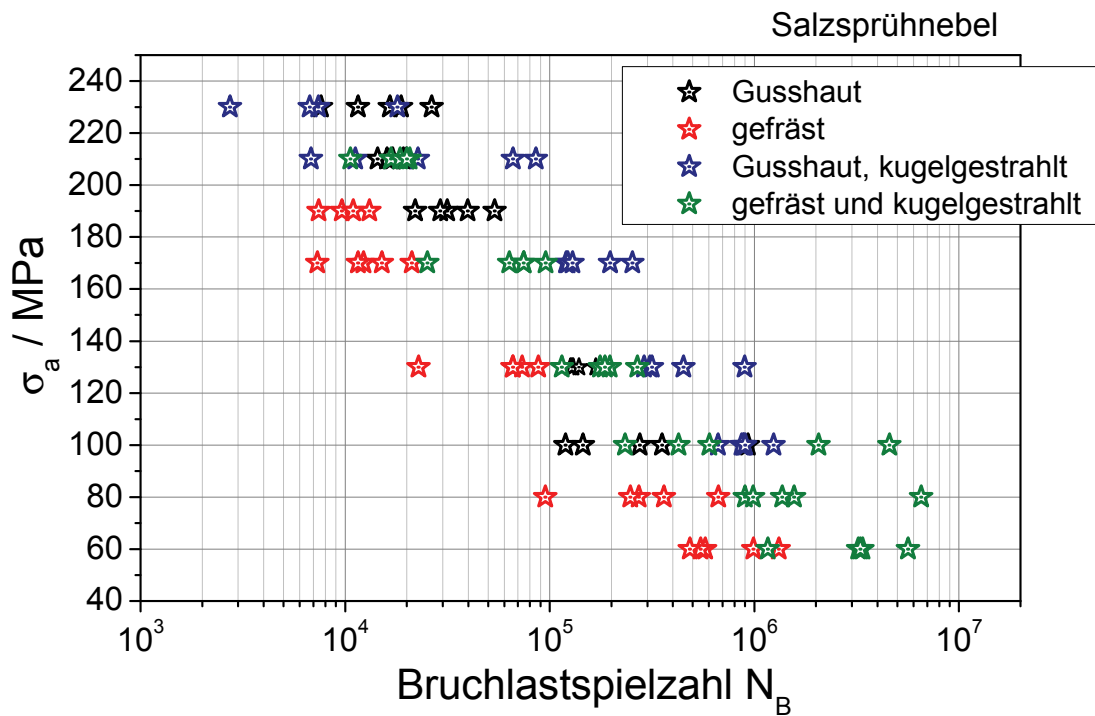


Abb. 6.29: Vergleich aller Einzelversuche im Salzsprühnebel der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

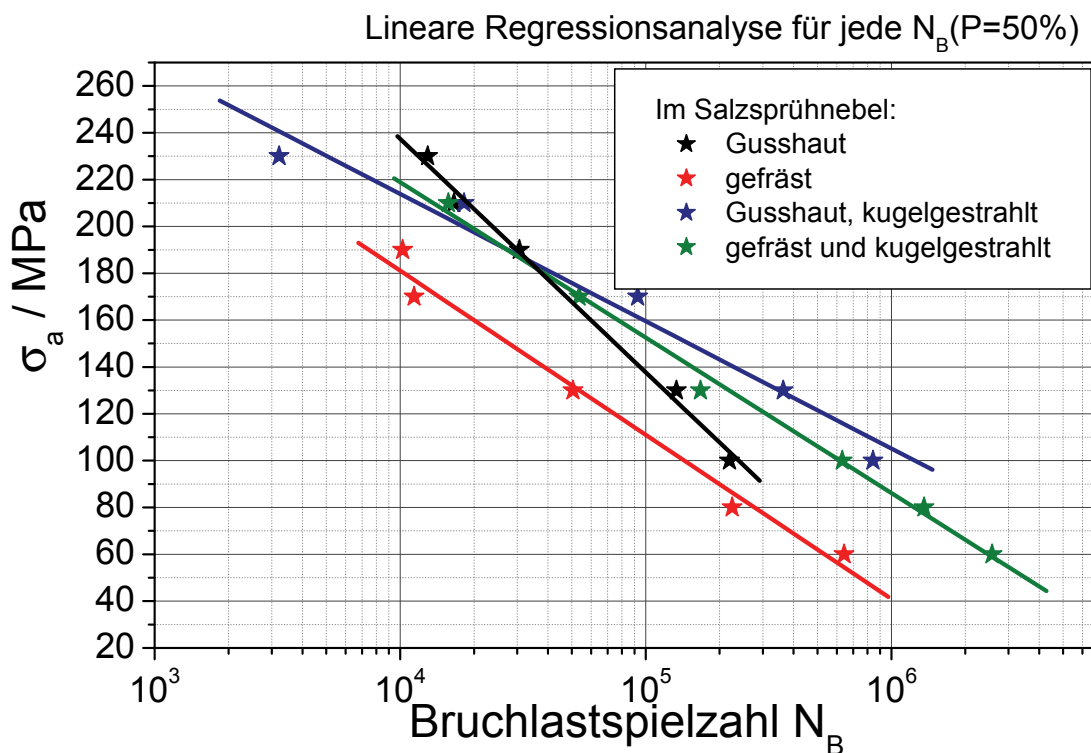


Abb. 6.30: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Flachbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 im Salzsprühnebel

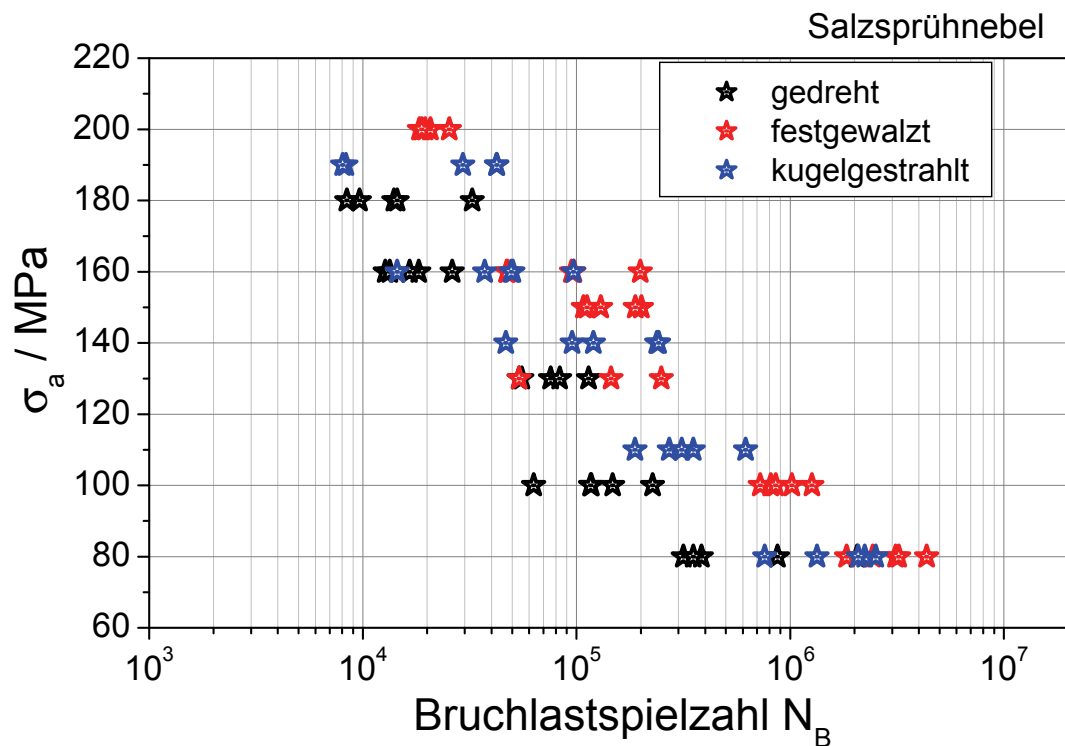


Abb. 6.31: Vergleich aller Einzelversuche im Salzsprühnebel der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5

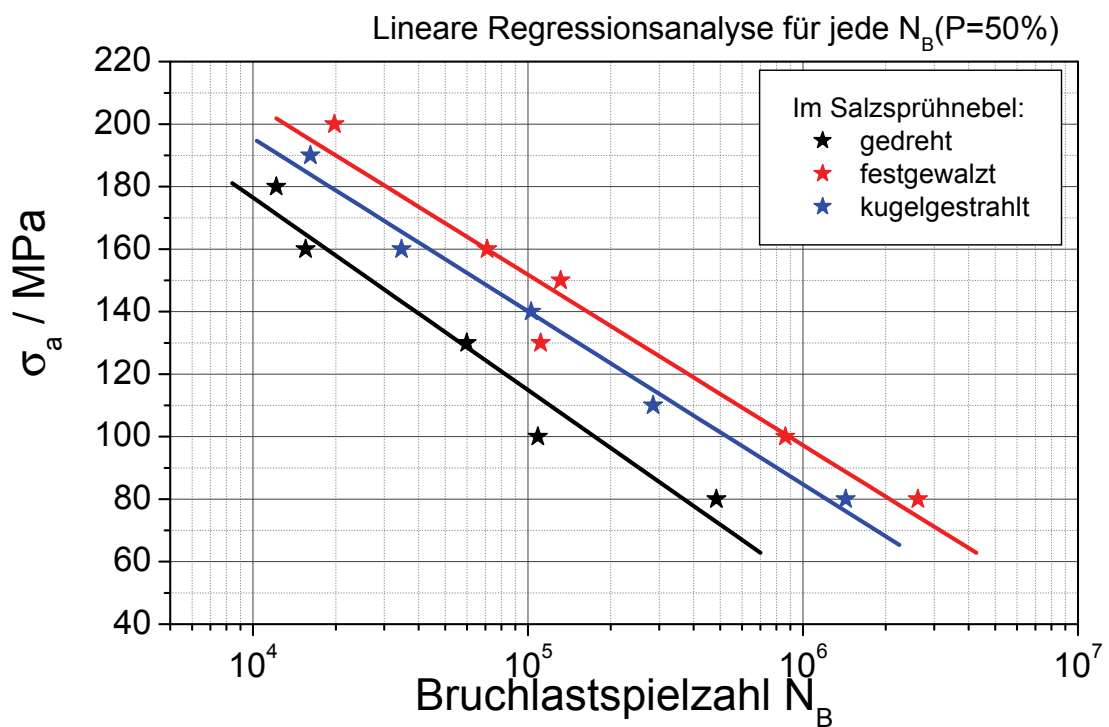


Abb. 6.32: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 im Salzsprühnebel

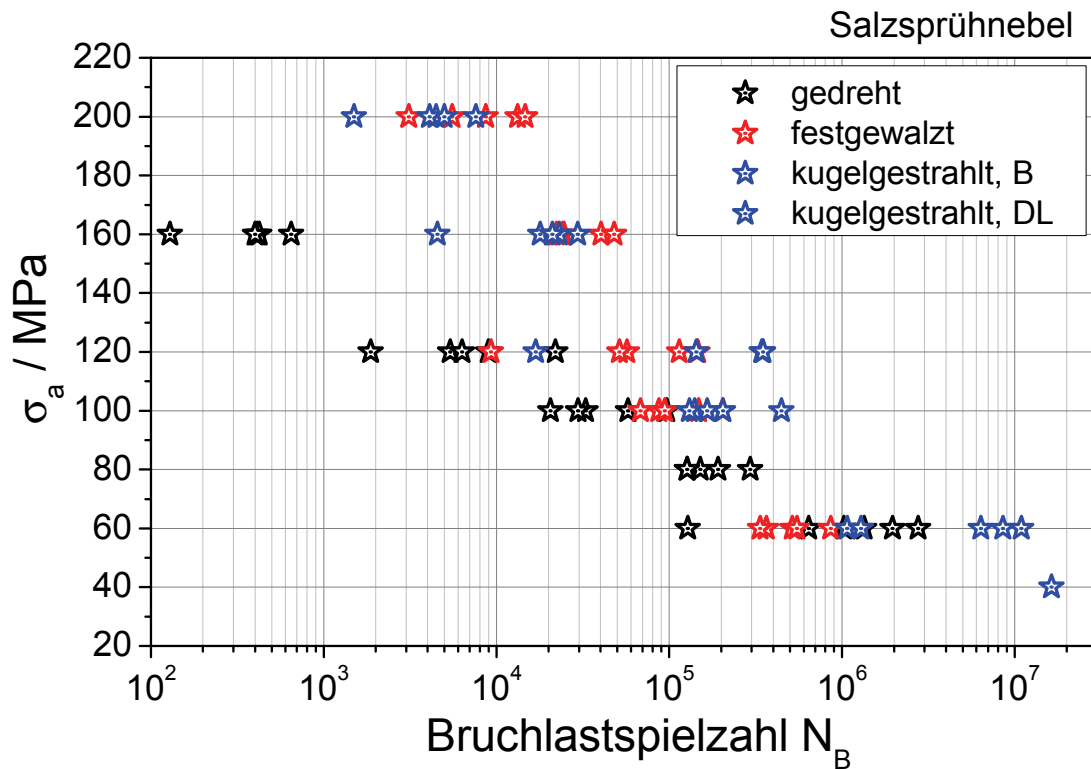


Abb. 6.33: Vergleich aller Einzelversuche im Salzsprühnebel der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

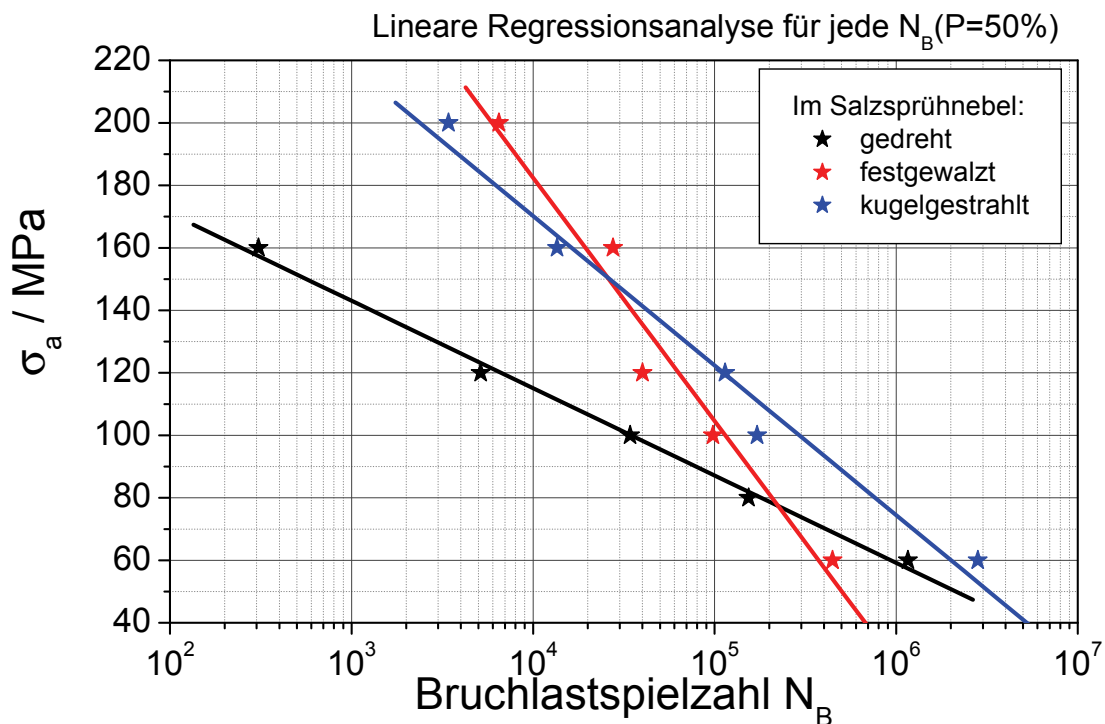


Abb. 6.34: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Umlaufbiegeproben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 im Salzsprühnebel

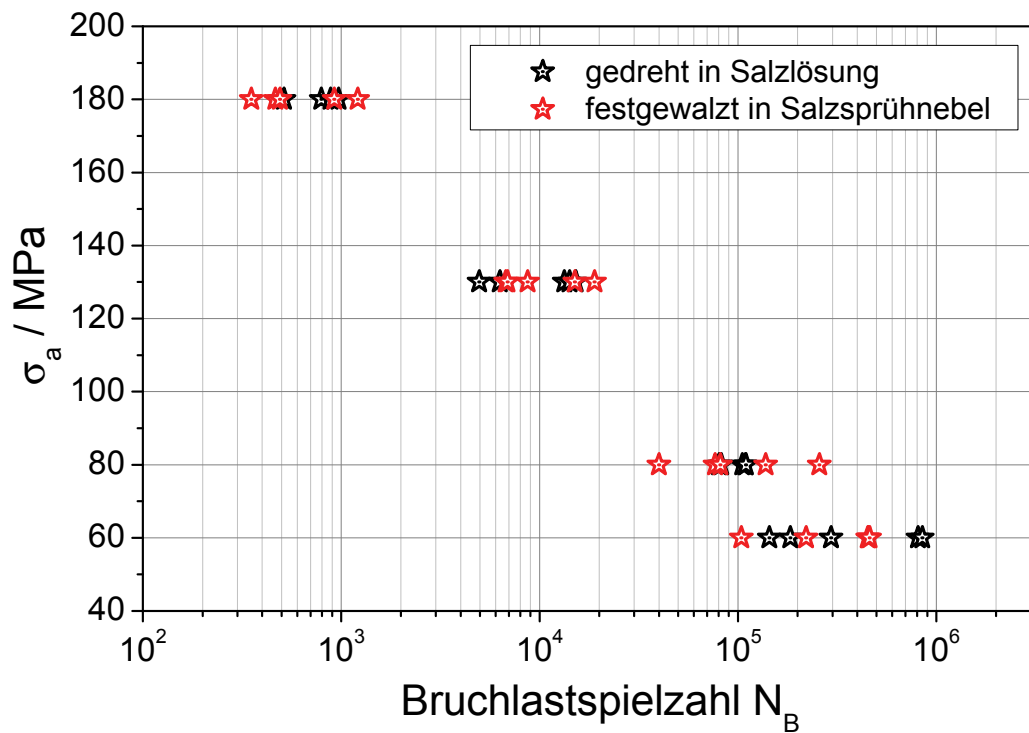


Abb. 6.35: Vergleich aller Einzelversuche im Salzsprühnebel bzw. in Salzlösung der Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3

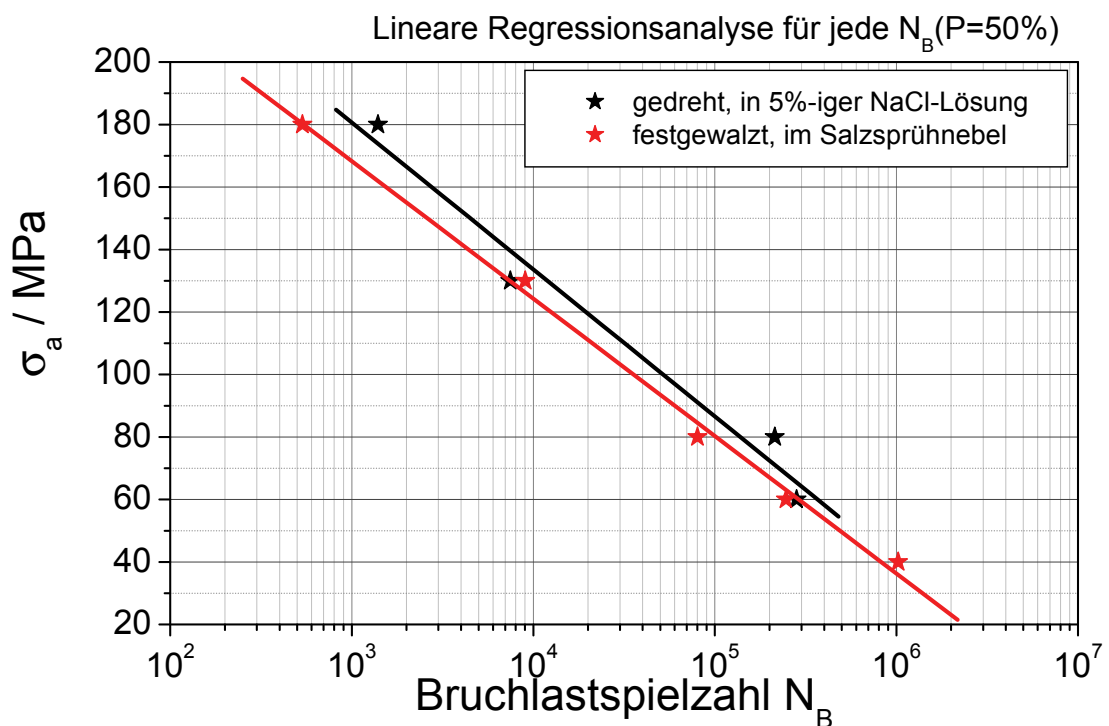


Abb. 6.36: Vergleich der Zeitfestigkeitsgeraden aller Randschichtzustände der Zug-Druck-Proben aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 im Salzsprühnebel bzw. in Salzlösung

## 6.2 Rissbeginn und Rissfortschritt

Anhand der fraktographischen Begutachtung können die Ausgangstellen von Rissen ausgemacht werden. Auch der weitere Verlauf der Rissfronten ist durch die Art der duktilen Ziehungen sichtbar. Hinzu kommen beispielsweise Phänomene wie die Gleitbandbildung, Schwingstreifen und Rastlinien. Hohlräume oder Einschlüsse harter Silizide üben ebenfalls einen Einfluss auf den Verlauf aus. Aufgrund der räumlichen Lage der Bruchflächen kann teilweise auf die Art der Beanspruchung geschlossen werden. Hier ist es zudem von Interesse, inwieweit eine mechanische Oberflächenbehandlung wie Festwalzen oder Kugelstrahlen die Rissinitiierung verzögern bzw. sie die Rissausbreitung verlangsamen. Die Verzögerung des Rissfortschritts kann dargestellt werden, indem man die Anzahl der Lastwechsel bis zum Bruch miteinander vergleicht. Hierzu wurden bei den Flachbiegeversuchen die Hüllkurven, vgl. Kap. 3.3.1, ausgewertet. Mit der  $\arcsin\sqrt{P}$ -Transformation wurden die Bruch- und Anrisslastspielzahlen gebildet. Die Differenz der beiden Kenngrößen  $N_{A50}$  und  $N_{B50}$  ist die Anzahl der Lastwechsel, die die Probe vom detektierten Anriss bis zum Bruch wahrscheinlich zu ertragen im Stande ist und wird im Folgenden mit  $N_{D50}$  abgekürzt. Bei den Umlaufbiegeversuchen wurde die Absenkung an einer Krafteinleitungsstelle, vgl. Kap. 3.3.2 gemessen. Hier ist eine Detektierung des Anrisses nicht ohne weiteres möglich, wie die Ergebnisse im Abschnitt 6.2.2. belegen. Im vorhergehenden Kap. wurde gezeigt, dass ein positiver Einfluss der Randschichtverfestigung bei den Zug-Druck-Dauerschwingversuchen nicht auszumachen ist. Eine Auswertung hinsichtlich des Anrisses erfolgte hier nicht.

### 6.2.1 Flachbiegeanordnung

Für alle Randschichtvarianten werden die berechneten Streubereiche der Anrisslastspielzahlen aus den Versuchen in Laboratmosphäre und im Salzsprühnebel nebeneinander präsentiert. Hier kann man direkt vergleichen, wie groß der Einfluss bei zusätzlicher korrosiver Belastung auf die Streuung ist. Weiterhin erfolgt jeweils ein Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen in eigenen Diagrammen. Der prozentuale Anteil der Lastzyklen vor und nach dem Anriss wird mit Säulendiagrammen visualisiert, die mittels einer linearen Regressionsanalyse berechnet wurde. In einer Tabelle werden die berechneten Werte für  $N_{A50}$ ,  $N_{B50}$  und  $N_{D50}$  mit ihren jeweiligen Randspannungsamplituden zusammengefasst und ermöglichen so einen guten numerischen Überblick. Zu jeder Randschichtvariante werden fraktographische Aufnahmen gezeigt, die sowohl am Licht- als auch Rasterelektronenmikroskop entstanden sind. In der Bildunterschrift werden die wesentlichen Informationen stichpunktartig zusammengefasst.

#### 6.2.1.1 Knetlegierung AlZn4,5Mg1

Die Abb. 6.43, 6.44, 6.48, 6.55 und 6.56 zeigen metallographische Mikroschliffbilder, die von Proben stammen, welche nicht bis zum Bruch belastet

wurden. Nach Absinken des Messausgangssignals auf einen vorher festgelegten prozentualen Wert, also dem detektierten Anriss, erfolgte eine automatische Abschaltung. Die Bilder geben eine Vorstellung, wie der Rissverlauf im Probeninneren von Statten geht. Außerdem wird so ein anderer Blickpunkt auf die Rissausgangsstelle ermöglicht.

### Verhalten der unbehandelten Proben

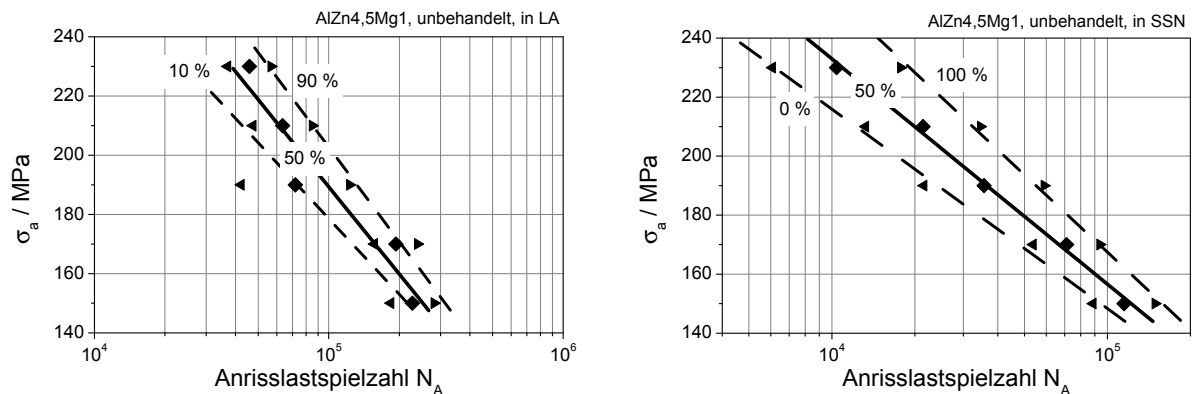


Abb. 6.37: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit unbehandelter Randschicht

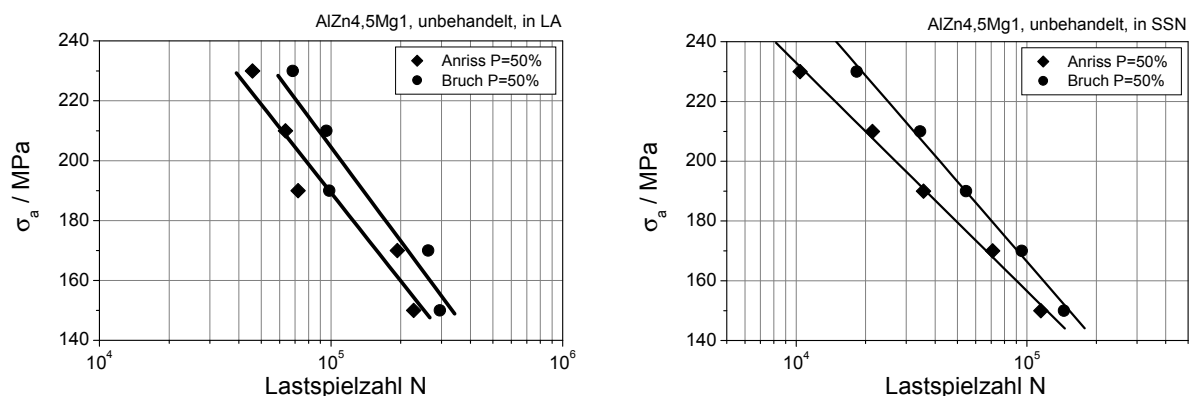


Abb. 6.38: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit unbehandelter Randschicht

Um einen Eindruck über den Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung zu gewinnen, ist es sinnvoll, die Lastspielzahlen auf gleichen Lasthorizonten zu vergleichen. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 150$  MPa beträgt  $N_{A50}$  in Laboratmosphäre für den unbehandelten Zustand 227.447 Lastwechsel. Die wärmebehandelten Proben erreichen 271.279, die elektrolytisch polierten Proben 178.624, die kugelgestrahlten Proben 485.355 und die gefrästen Proben 1.829.340 Lastwechsel. Von den Proben aus der gleichen Materialcharge setzt also beim kaltverfestigten Zustand der Anriss am spätesten ein. Mit der zusätzlichen korrosiven Belastung wird der Vorteil der verfestigten Randschicht noch größer. Ver-



gleichet man hier die Anrisslastspielzahlen bei  $\sigma_a = 150$  MPa, so erhält man für die unbehandelten Proben 114.941, für die wärmebehandelten Proben 150.739, für die elektrolytisch polierten Proben 108.696, für die kugelgestrahlten Proben 535.530 und für die Proben mit gefräster Randschicht 108.101 Lastwechsel. Bemerkenswert sind die korrosiven Empfindlichkeiten der gefrästen und der elektrolytisch polierten Randschichten. Vergleicht man die Anzahl der Lastwechsel nach dem Anriss bei  $\sigma_a = 150$  MPa, so ergibt sich folgendes Bild. In Laboratmosphäre (in Klammern befinden sich die  $N_{D50}$  für die Versuche in Salzsprühnebel) erhält man für die unbehandelten Proben 67.662 (29.884), für die wärmebehandelten Proben 55.799 (21.246), für die elektrolytisch polierten Proben 73.101 (34.442), für die kugelgestrahlten Proben 280.467 (135.955) und für die Proben mit gefräster Randschicht 464.660 (35.094) Lastwechsel. Für die anderen Lasthorizonte ergeben sich ähnliche Verhältnisse.

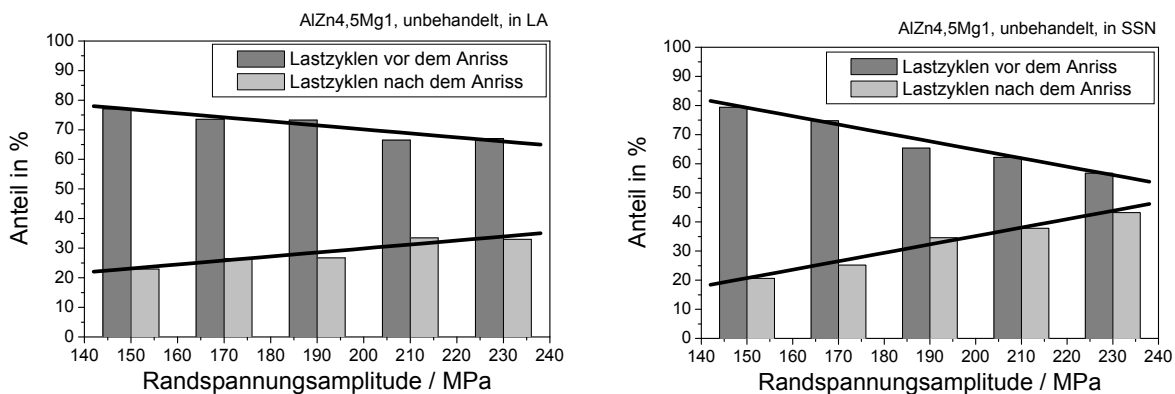


Abb. 6.39: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit unbehandelter Randschicht

	$N_{A50}$		$N_{B50}$		$N_{D50}$	
$\sigma_a$	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
<b>150 MPa</b>	227.447	114.941	295.109	144.825	67.662	29.884
<b>170 MPa</b>	193.337	71.085	263.042	95.031	69.705	23.946
<b>190 MPa</b>	72.018	35.659	98.266	54.535	26.248	18.876
<b>210 MPa</b>	63.530	21.424	95.505	34.449	31.975	13.025
<b>230 MPa</b>	45.833	10.393	68.391	18.307	22.558	7.914

Tab. 6.1: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit unbehandelter Randschicht

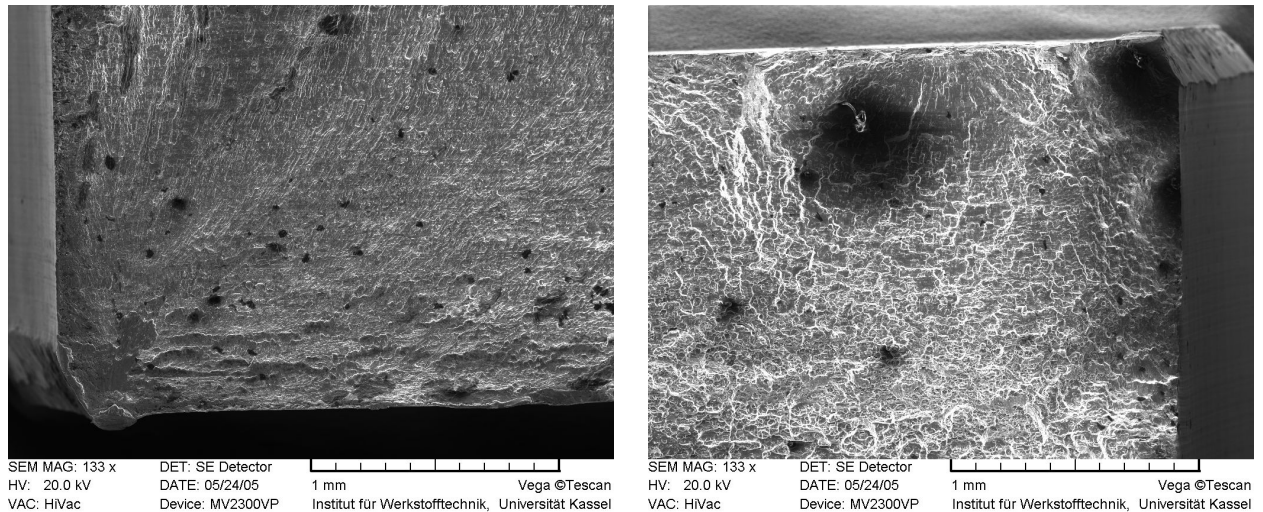


Abb. 6.40: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit unbehandelter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 150$  MPa; Rissbeginn in der Ecke (links) und an einem Einschluss (rechts), der weitere Rissverlauf wird ebenfalls durch Einschlüsse beeinflusst

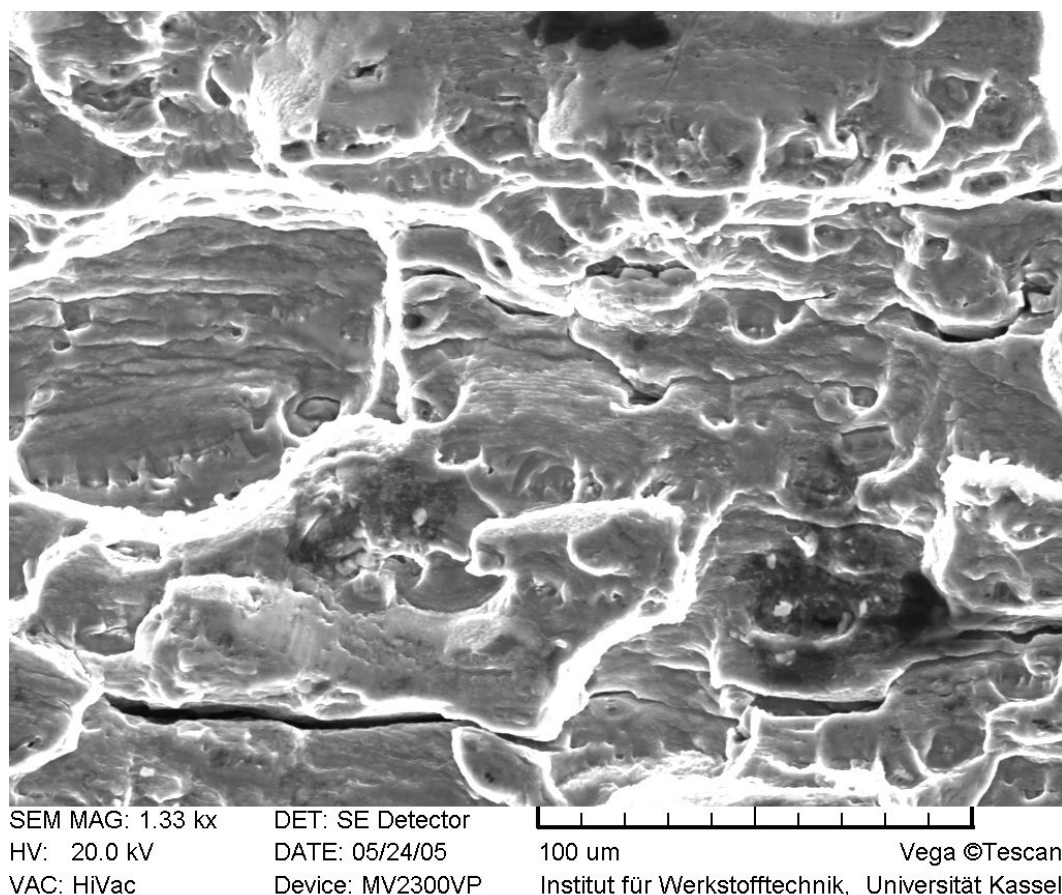


Abb. 6.41: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit unbehandelter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 230$  MPa; Ermüdungsbruchfläche mit duktilen Ziehungen an den Korngrenzen, teilweise mit interkristalliner Rissbildung in der normalen Richtung zur Bruchfläche (Nebenrisse)

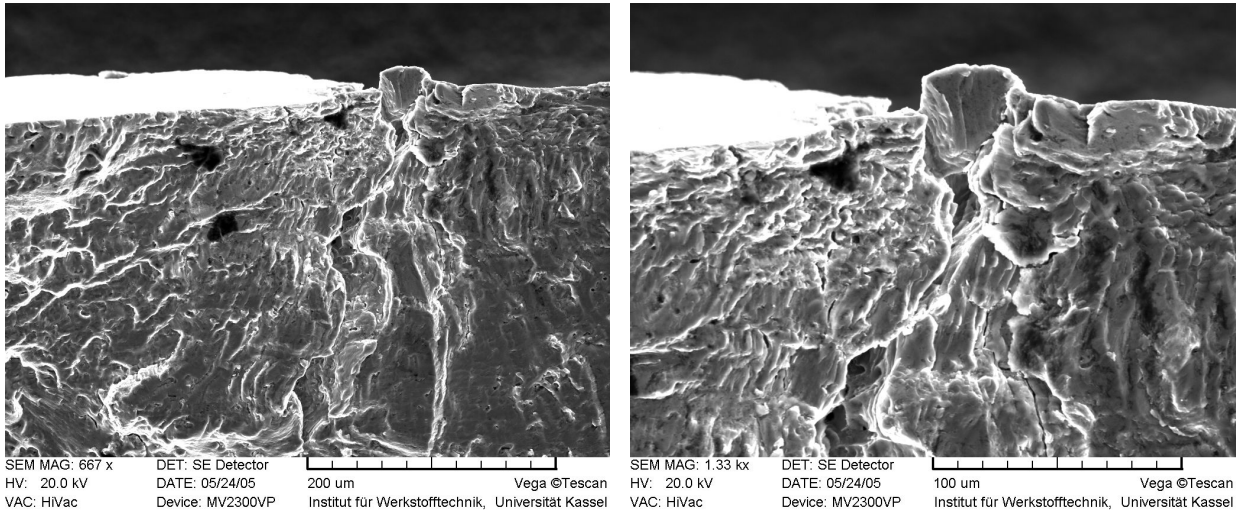


Abb. 6.42: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit unbehandelter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 230$  MPa; Rissbeginn durch Gleitbandbildung (links) und Detail Extrusion (rechts)

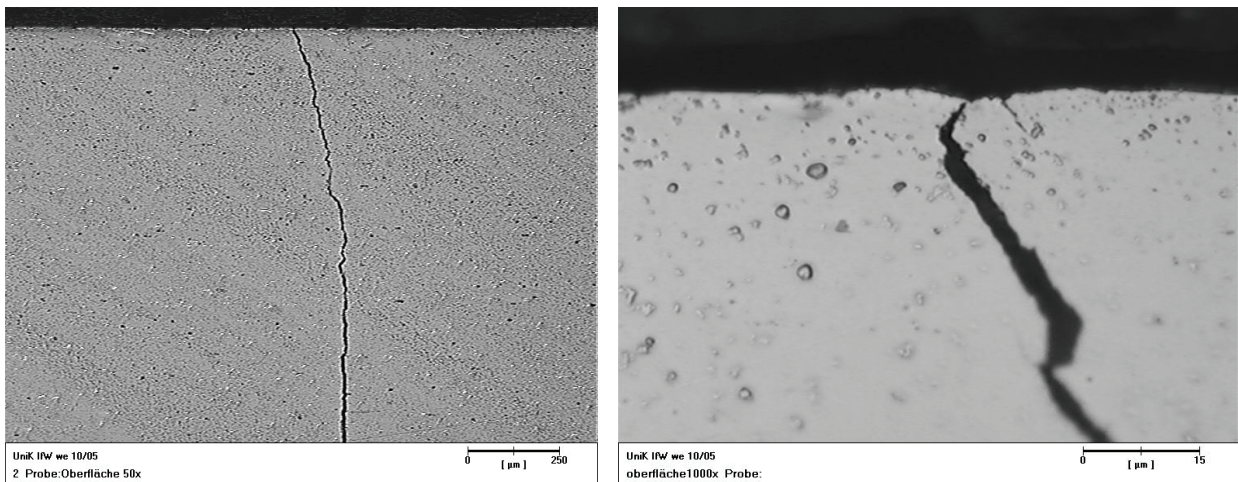


Abb. 6.43: Rissverlauf im Mikroschliff; Probe mit unbehandelter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 230$  MPa; Versuchsabbruch nach detektiertem Momentenabfall; Übersicht (links) und Rissanfang im Detail (rechts)

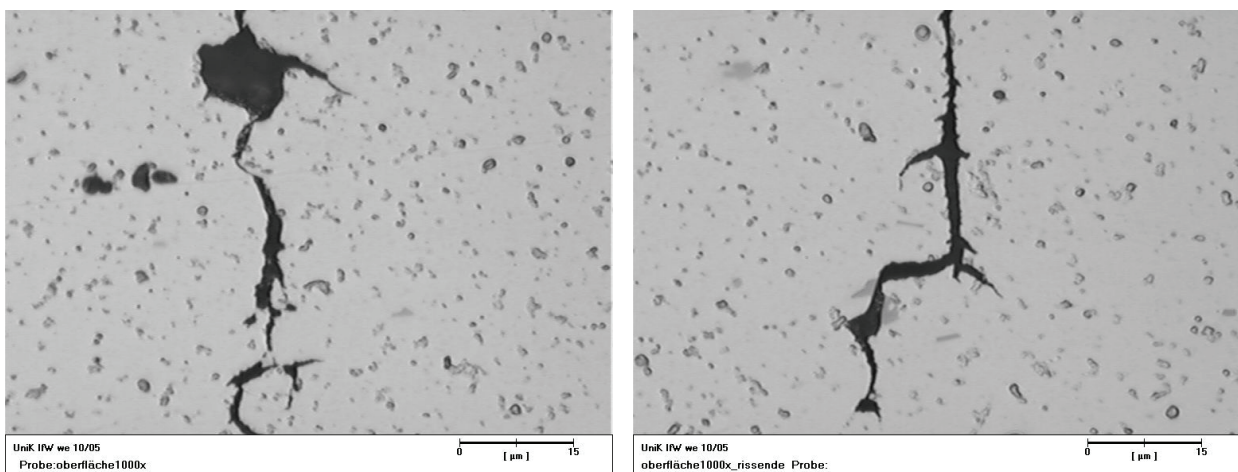


Abb. 6.44: Rissverlauf im Mikroschliff; Probe mit unbehandelter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 230$  MPa; Versuchsabbruch nach detektiertem Momentenabfall; Detailaufnahmen aus der Rissmitte (links) und an der Risspitze (rechts)



## Verhalten der wärmebehandelten Proben

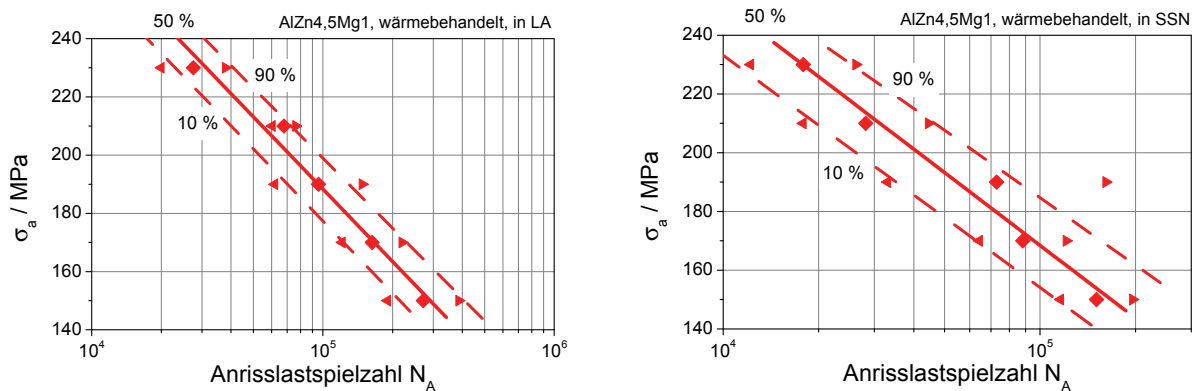


Abb. 6.45: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; wärmebehandelt

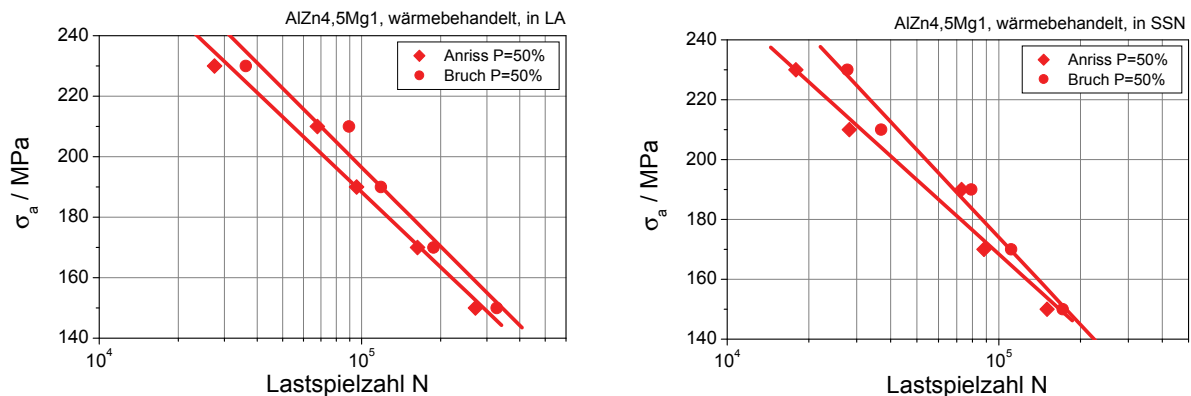


Abb. 6.46: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; wärmebehandelt

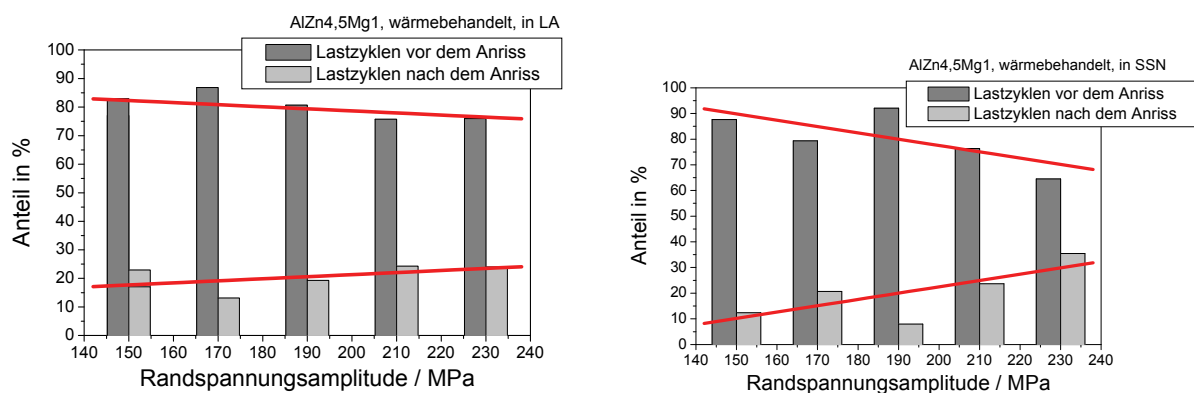


Abb. 6.47: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; wärmebehandelt

	$N_{A50}$		$N_{B50}$		$N_{D50}$	
$\sigma_a$	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
<b>150 MPa</b>	271.279	150.739	327.078	171.985	55.799	21.246
<b>170 MPa</b>	163.135	88.193	187.787	111.169	24.652	22.976
<b>190 MPa</b>	95.625	72.961	118.477	79.260	22.852	6.299
<b>210 MPa</b>	67.797	28.179	89.496	36.907	21.699	8.728
<b>230 MPa</b>	27.505	17.897	36.198	27.730	8.693	9.833

Tab. 6.2: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; wärmebehandelt

Daraus kann man ableiten, dass nach erfolgtem Anriss die verfestigten Proben bei allen Randspannungsamplituden in der Lage sind, die meisten Lastwechsel zu ertragen. Dies trifft sowohl für die Labor- als auch Salzsprühnebelatmosphäre zu. Unter zusätzlicher korrosiver Last werden die Differenzlastspielzahlen für alle Randschichtzustände geringer. Besonders ausgeprägt ist aber das Verhalten der gefrästen Oberfläche.

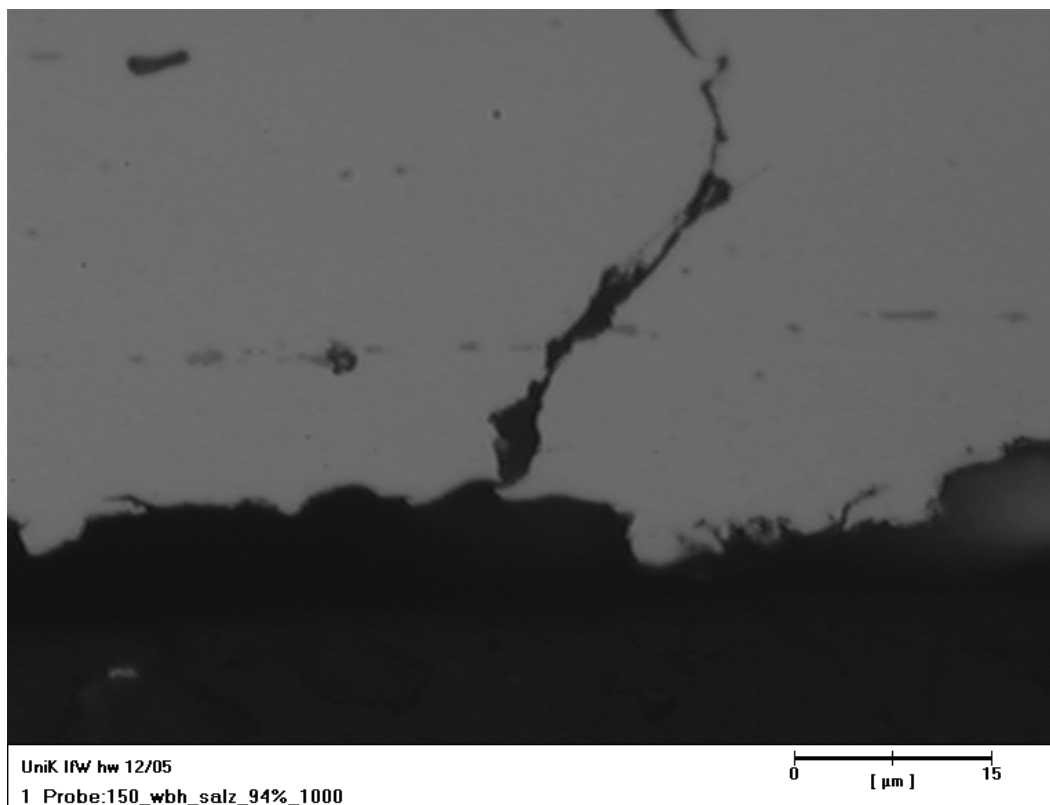


Abb. 6.48: Rissverlauf im Mikroschliff; wärmebehandelt Probe aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch im SSN mit  $\sigma_a = 150$  MPa; Versuchsabbruch nach detektiertem Momentenabfall; Rissbeginn an korrosiv angegriffener Randschicht

Die REM-Aufnahmen zeigen typische Bruchmerkmale einer duktilen Aluminiumlegierung. Zu sehen sind Gleitbänder im Randbereich aber auch Schwingstreifen in der Dauerbruchfläche. Anhand der duktilen Ziehungen kann man auch erkennen, wie der Rissverlauf sich geändert hat, wenn er beispielsweise auf Einschlüsse traf. Anzumerken ist noch, dass die Verfestigung der Probenkante, zu sehen z. B. in der Abb. 6.40, den ungewollten Anriss erschwert, aber nicht gänzlich verhindern kann. Die unter Salzsprühnebel zerstörten Proben, sind nicht vom auskristallisierten Salz gereinigt worden. Wenn diese zum Zeitpunkt unmittelbar nach Bruch aus der Korrosionskammer entnommen wurden, sind die Salzablagerungen selbstverständlich nur auf der Dauerbruchfläche zu sehen. Proben, welche nur einseitig angerissen sind, zeigen auf der gegenüberliegenden Seite einen besonderen Abrissgrat. Dieser entsteht, wenn mit dem Gewaltbruch die Probe endgültig getrennt wird. Gezeigt werden jeweils Aufnahmen von Proben auf einem hohen und niedrigen Niveau, also mit kurzer und langer Versuchsdauer.

Durch die Modifizierung der Flachbiege- und Torsionsmaschinen besteht die Möglichkeit, Proben bis zu einer vorgegebenen Lastwechselzahl oder bis zum Abfallen der Randspannungsamplitude zu belasten. Somit können Proben gewonnen werden, bei denen bereits der Anriss erfolgte, es aber noch nicht zum Bruch kam. Die Abb. 6.43 und 6.44 zeigen die Mikroschliffaufnahmen einer unbehandelten Probe, die Abb. 6.48 eine ausschließlich wärmebehandelten Probe und die Abb. 6.55 und 6.56 dass einer kugelgestrahlten Probe. Typischer Weise starten die Risse in Korrosionsgrübchen. Auffallend ist, dass der Korrosionsangriff an der gewalzten Randschicht sich weiter auf der Oberfläche ausbreitet und bei der kugelgestrahlten Randschicht halbrunde Grübchen bildeten. Hier scheint der Spannungszustand direkten Einfluss auf die elektrochemische Aktivität zu nehmen. Das so entstandene Grübchen verursacht letztendlich einen Kerbwirkungseffekt und ist somit die Rissausgangsstelle. Nach dem Anriss verlaufen die Risse unter etwa  $45^\circ$  zum Probenrand. Die Rissinitiation wird somit von Schubspannungen ausgelöst. Im Probeninneren schwenken sie auf die Ebene ein, die  $90^\circ$  zur Normalspannungsebene steht. In der Vergrößerung zeigt sich, dass es kleine Rissverästelungen gibt, von denen einige im frühen Stadium aufhören zu wachsen, wenn sich der Hauptriss durchgesetzt hat. Einige wachsen jedoch auch in Richtung der Normalspannung. Sie wachsen dabei an den durch Walzen orientierten Korngrenzen entlang. Dass dies häufig vorkommt, kann man auch an den REM-Detailaufnahmen erkennen, wo man in den klaffenden Riss hinein schaut.

## Verhalten der Proben mit elektrolytisch polierter Randschicht

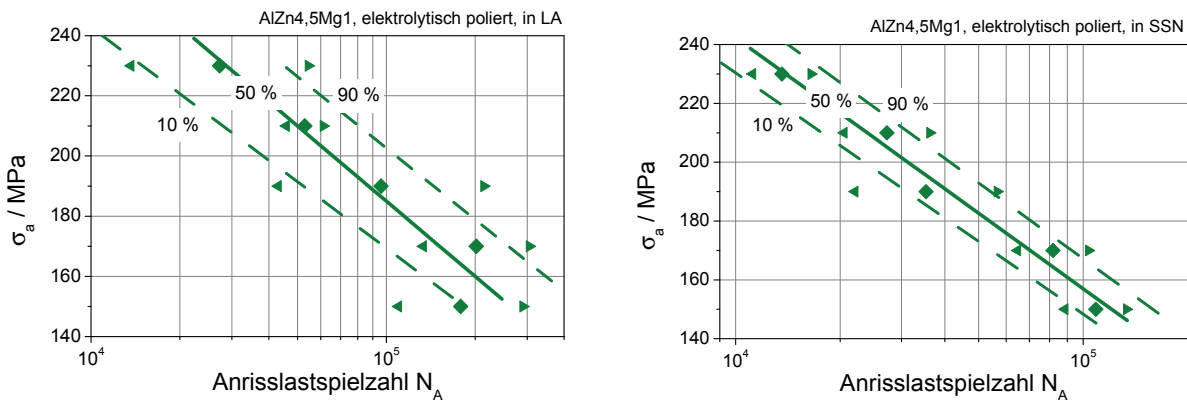


Abb. 6.49: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit elektrolytisch polierter Randschicht

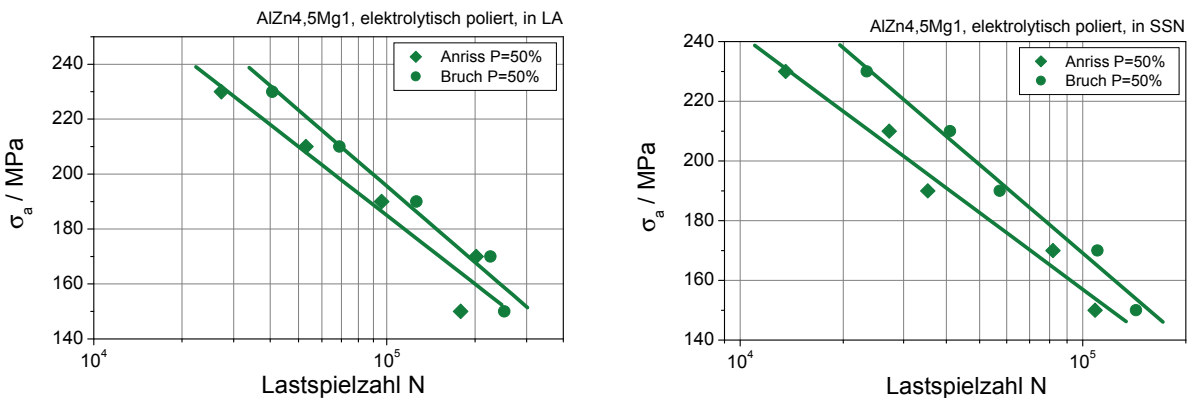


Abb. 6.50: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit elektrolytisch polierter Randschicht

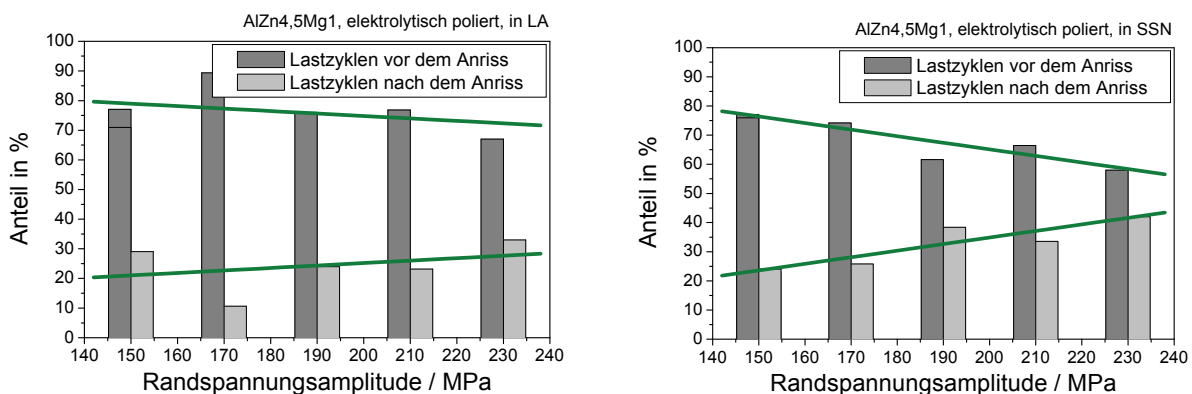


Abb. 6.51: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit elektrolytisch polierter Randschicht



	A50		$N_{B50}$		$N_{D50}$	
$\sigma_a$	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
150 MPa	178.624	108.696	251.725	143.138	73.101	34.442
170 MPa	201.738	81.879	225.790	110.366	24.052	28.487
190 MPa	95.942	35.296	126.221	57.260	30.279	21.964
210 MPa	52.936	27.236	68.892	40.990	15.956	13.754
230 MPa	27.255	13.578	40.678	23.428	13.423	9.850

Tab. 6.3: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit elektrolytisch polierter Randschicht

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht

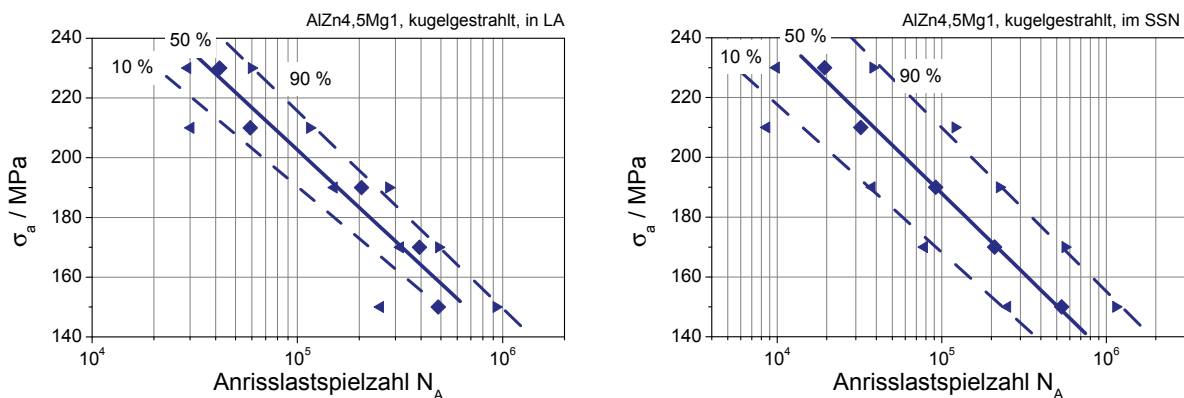


Abb. 6.52: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit kugelgestrahlter Randschicht

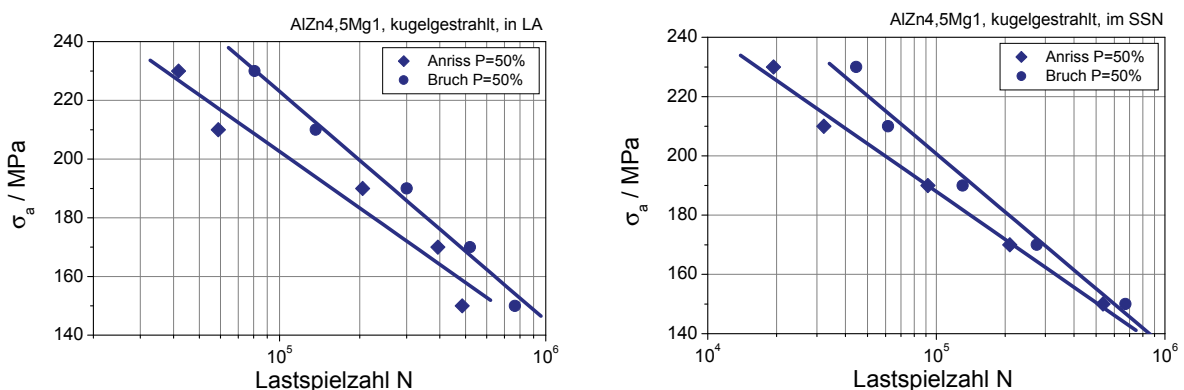


Abb. 6.53: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit kugelgestrahlter Randschicht

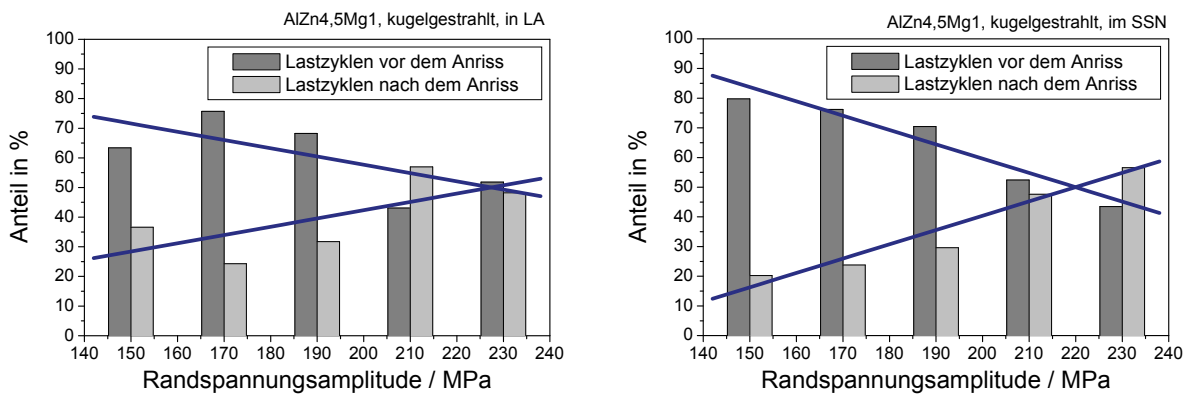


Abb. 6.54: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit kugelgestrahlter Randschicht

	N <sub>A50</sub>		N <sub>B50</sub>		N <sub>D50</sub>	
$\sigma_a$	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
<b>150 MPa</b>	485.355	535.538	765.822	671.493	280.467	135.955
<b>170 MPa</b>	393.219	209.532	519.389	274.924	126.170	65.392
<b>190 MPa</b>	205.165	91.828	300.546	130.456	95.381	38.628
<b>210 MPa</b>	58.920	32.195	136.808	61.443	77.888	29.248
<b>230 MPa</b>	41.763	19.389	80.605	44.641	38.842	25.252

Tab. 6.4: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit kugelgestrahlter Randschicht

Grundsätzlich konnte beobachtet werden, dass mit Zunahme der Randspannungsamplituden auch die Zahl der Anrisse steigt. Mit fortschreitender Lastspielzahl wachsen dann die Rissfronten zusammen. Filmisch dokumentierte Versuche, vgl. Kap. 3.3.1, die mit mechanisch polierten Proben durchgeführt wurden, zeigten, dass durchaus auch in Längs-richtung von der Probenkante im Bereich des Radius mehrere Risse ausgehen können. Auch hier setzt sich der am schnellsten wachsende Riss durch und schirmt die anderen Risse ab, so dass diese nicht mehr weiter wachsen. Weiterhin konnte dabei auch beobachtet werden, wie der Riss die Richtung änderte, wenn er auf harte Einschlüsse traf und umlief oder aber sich mit einem anderen Riss zusammenschloss. Nicht nur aus dieser praktischen Erfahrung heraus wird somit deutlich, dass die DMS bestückte Torsionsfederwelle zwar zum Detektieren von makroskopischen Anrissen geeignet ist, aber anhand der Hüllkurve kann keine Risttiefe oder

Rissfläche abgeleitet werden. Betrachtet man die Diagramme, welche den prozentualen Anteil der Lastwechsel vor und nach dem Anriss zeigen, so fällt auf, dass in Abhängigkeit der Randspannungsamplitude ein charakteristisches Verhalten für alle Randschichtzustände ausgemacht werden kann. Die eingezeichneten Trendlinien heben dies hervor: Mit zunehmender Randspannungsamplitude wird der prozentuale Anteil der Lastzyklen vor dem Anriss immer geringer bzw. der prozentuale Anteil der Lastzyklen nach dem Anriss nimmt zu.

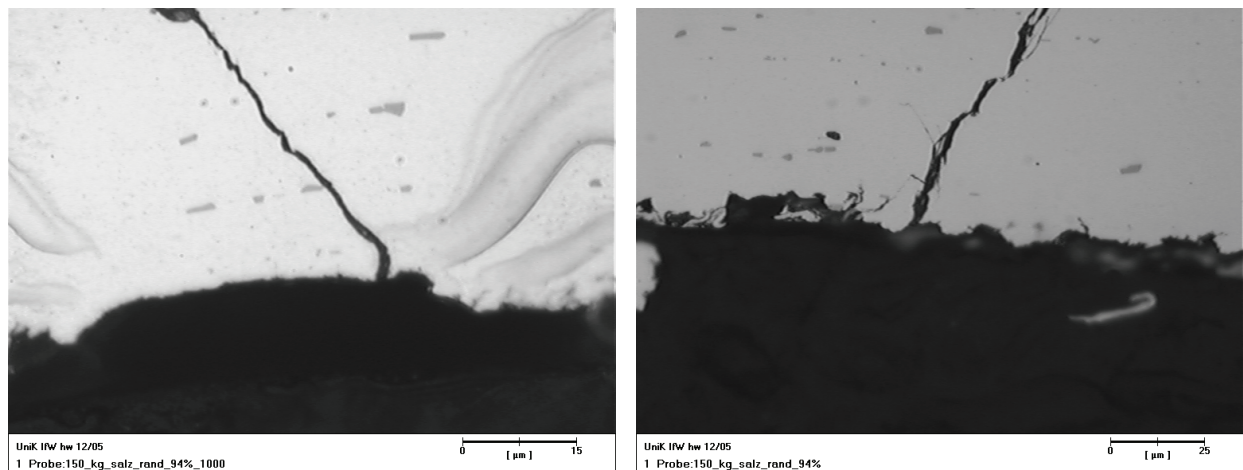


Abb. 6.55: Rissverlauf im Mikroschliff; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch im SSN mit  $\sigma_a = 150$  MPa; Versuchsabbruch nach detektiertem Momentenabfall; Rissanfänge im Detail

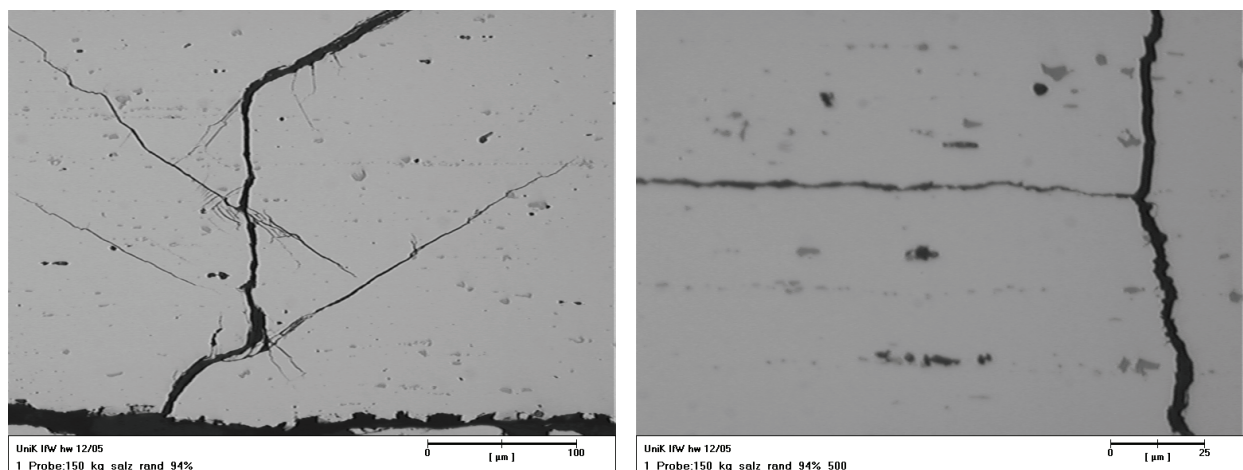


Abb. 6.56: Rissverlauf im Mikroschliff; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch im SSN mit  $\sigma_a = 150$  MPa; Versuchsabbruch nach detektiertem Momentenabfall; Rissanfang im Detail (links) und Rissverlauf in Probenmitte (rechts)

## Verhalten der Proben mit gefräster Randschicht

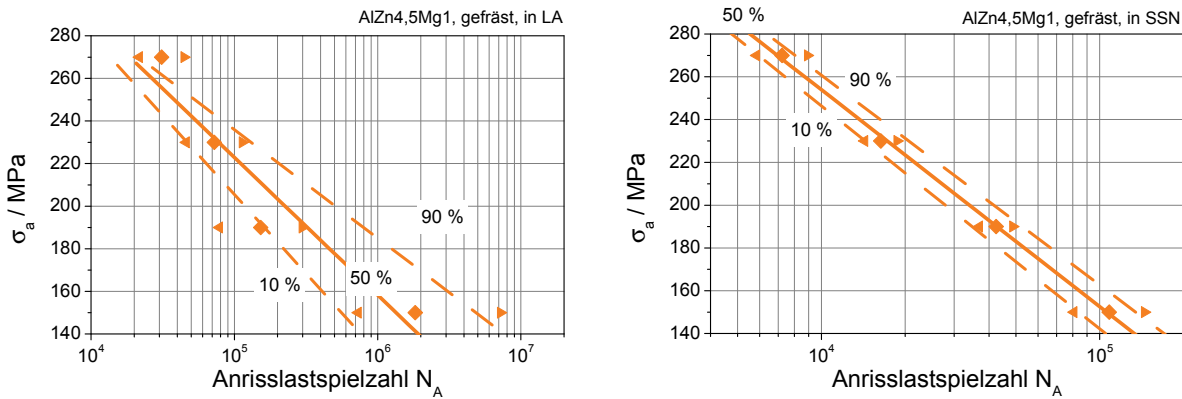


Abb. 6.57: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit gefräster Randschicht

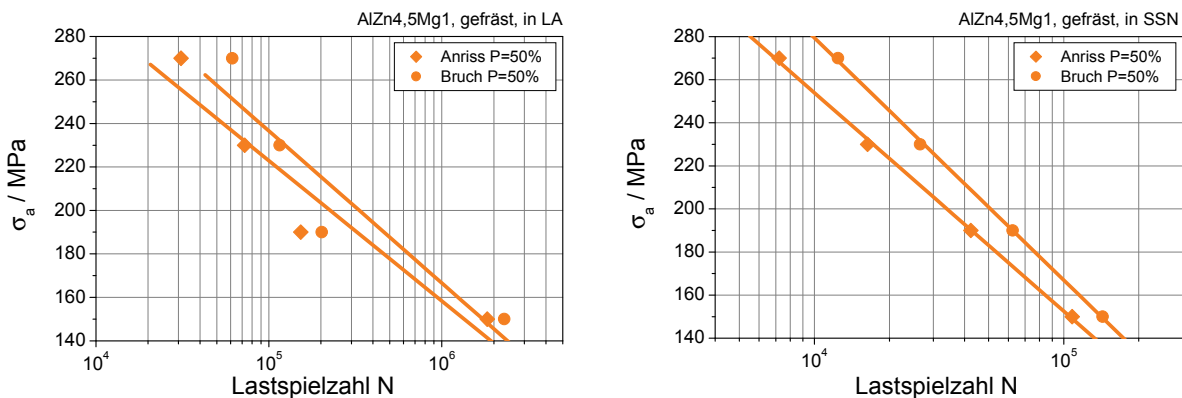


Abb. 6.58: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit gefräster Randschicht

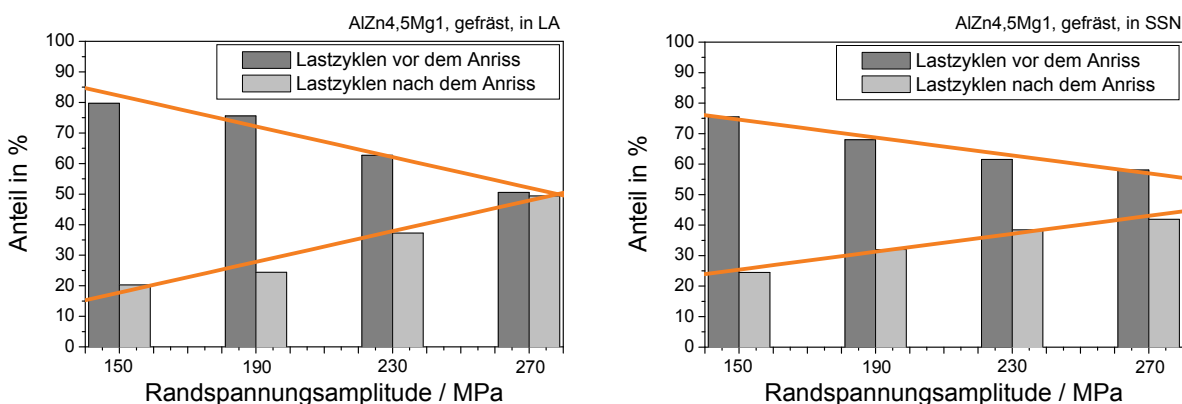


Abb. 6.59: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit gefräster Randschicht

	$N_{A50}$		$N_{B50}$		$N_{D50}$	
$\sigma_a$	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
<b>150 MPa</b>	1.829.340	108.101	2.294.000	143.195	464.660	35.094
<b>190 MPa</b>	152.814	42.431	202.184	62.391	49.370	19.960
<b>230 MPa</b>	72.425	16.345	115.468	26.565	43.043	10.220
<b>270 MPa</b>	31.072	7.224	61.448	12.436	30.376	5.212

Tab. 6.5: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1 mit gefräster Randschicht



Abb. 6.60: Übersichtsaufnahme von der Bruchfläche; Probe mit gefräster Randschicht aus Knetlegierung AlZn4,5Mg1; Versuch im SSN mit  $\sigma_a = 270$  MPa; Deutlich ist zu erkennen, dass es auf beiden Seiten mehrere Anrisse gab.

### 6.2.1.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Um auch hier einen Eindruck über den Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung zu gewinnen, werden Lastspielzahlen auf gleichen Lasthorizonten verglichen. Bei einer Randspannungsamplitude von  $\sigma_a = 100$  MPa beträgt  $N_{A50}$  in Laboratmosphäre für die Proben mit Guss Haut 500.332 Lastwechsel. Die gefrästen Proben erreichen 148.065, die Proben mit Guss Haut und Kugelstrahlbehandlung 1.041.380 und die gefrästen Proben mit kugelgestrahlter Randschicht 426.467 Lastwechsel. Ebenfalls setzt hier also auch bei den verfestigten Varianten der Anriss später ein.



## Verhalten der Proben mit Gusshaut

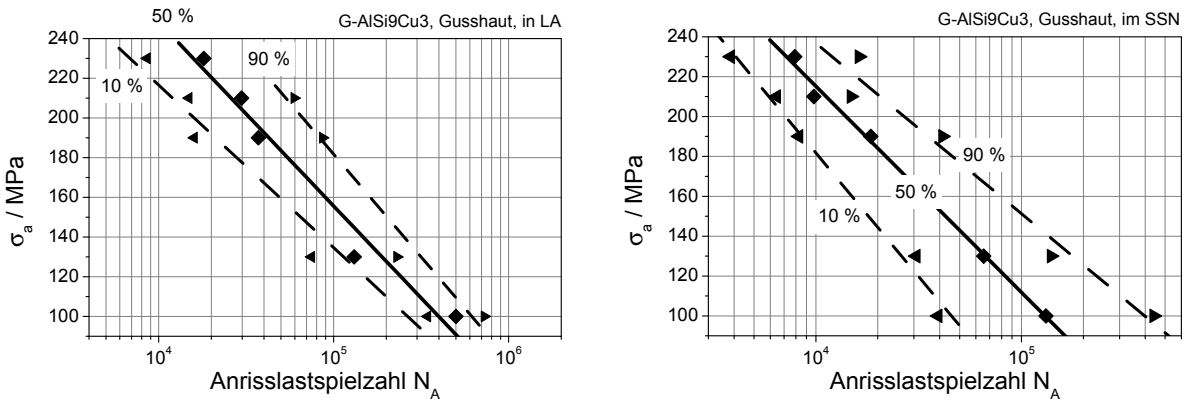


Abb. 6.61: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Gusshaut

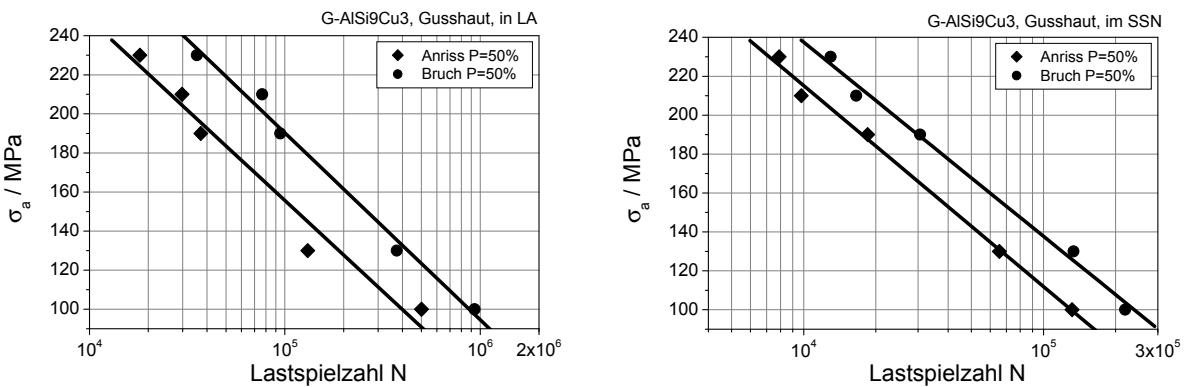


Abb. 6.62: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Gusshaut

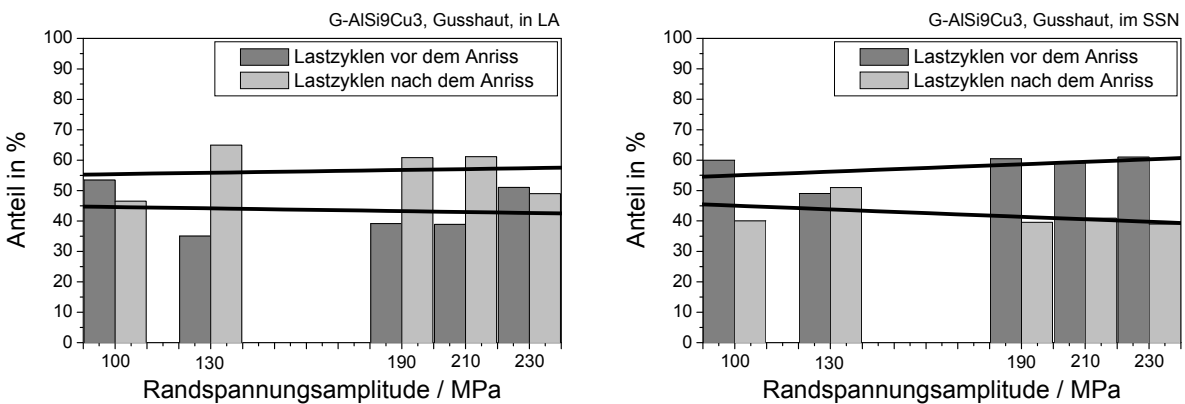


Abb. 6.63: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Gusshaut

	$N_{A50}$		$N_{B50}$		$N_{D50}$	
$\sigma_a$	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
<b>100 MPa</b>	500.332	131.533	935.866	219.314	435.534	87.781
<b>130 MPa</b>	131.096	65.464	373.937	133.466	242.841	68.002
<b>190 MPa</b>	37.162	18.485	94.916	30.590	57.754	12.105
<b>210 MPa</b>	29.771	9.775	76.588	16.557	46.817	6.782
<b>230 MPa</b>	18.117	7.903	35.516	12.950	17.399	5.047

Tab. 6.6: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Gusshaut

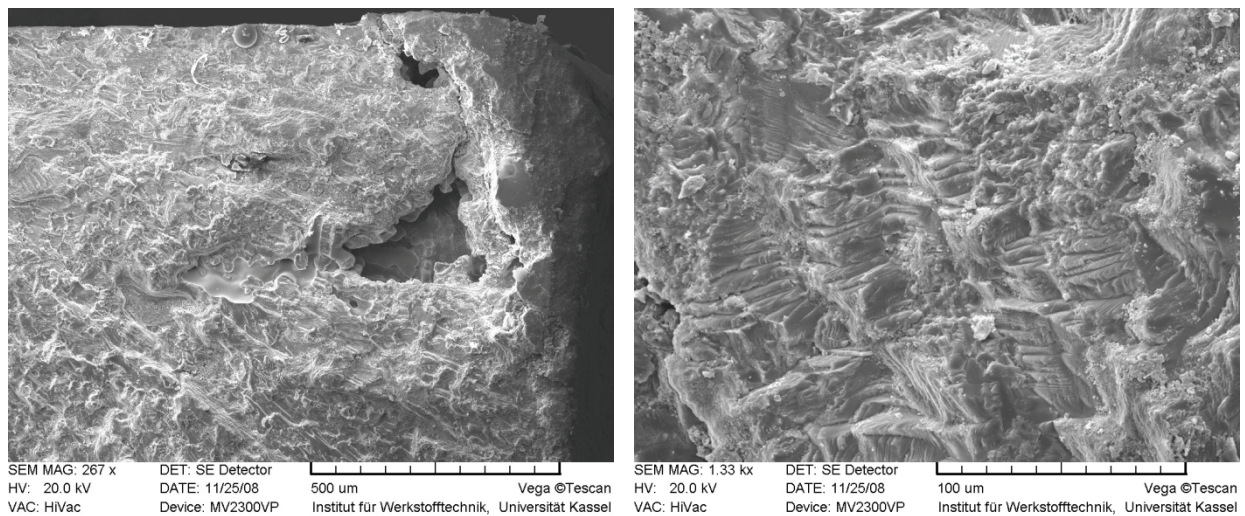


Abb. 6.64: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit Gusshaut aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 60$  MPa; Ermüdungsbruchfläche mit Lunker im Randschichtbereich (links) und mit Schwingstreifen (rechts)

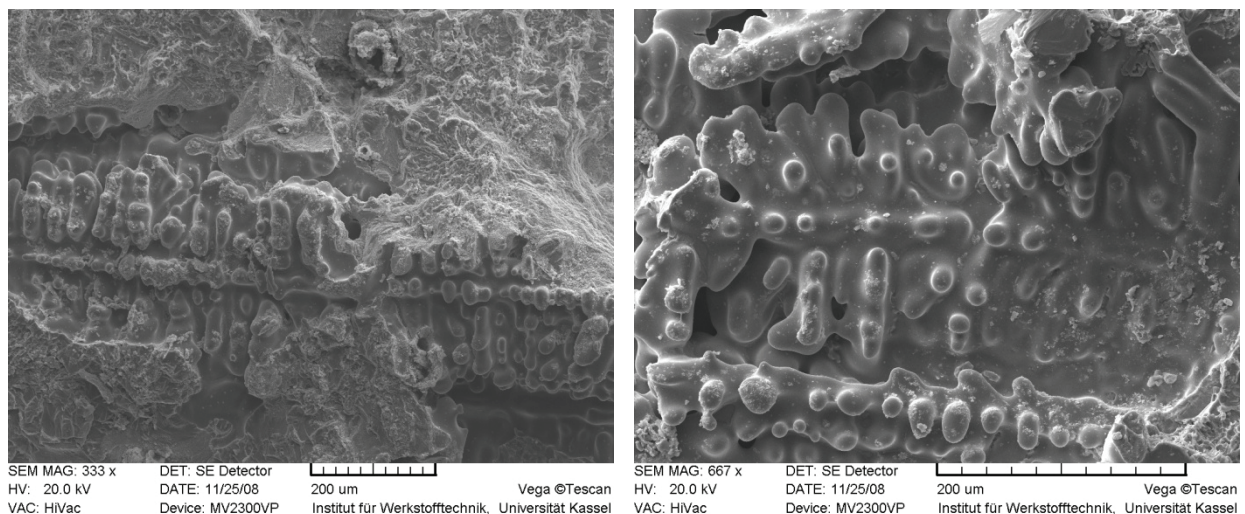


Abb. 6.65: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit Gusshaut aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 60$  MPa; Ermüdungsbruchfläche mit Dendriten (links) und mit Hohlräumen zwischen den Dendriten (rechts)



Mit der zusätzlichen korrosiven Belastung wird auch hier der Vorteil der verfestigten Randschicht noch größer. Vergleicht man hier die Anrisslastspielzahlen bei  $\sigma_a = 100$  MPa, so erhält man für die Proben mit Guss-haut 131.533, für die gefrästen Proben 76.070, für die Proben mit Guss-haut und Kugelstrahlbehandlung 531.254 und für die gefrästen Proben mit kugelgestrahlter Randschicht 292.818 Lastwechsel. Bemerkenswert sind die korrosiven Empfindlichkeiten der nicht verfestigten Randschichten.

Vergleicht man die Anzahl der Lastwechsel nach dem Anriss bei  $\sigma_a = 100$  MPa, so ergibt sich folgendes Bild: In Laboratmosphäre (in Klammern befinden sich die  $N_{D50}$  für die Versuche in Salzsprühnebel) erhält man für die Proben mit Guss-haut 435.534 (87.781), für die gefrästen Proben 210.514 (67.145), für die Proben mit Guss-haut und kugelgestrahlter Randschicht 419.008 (310.292) und für die Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht 580.290 (338.627) Lastwechsel. Für die anderen Lasthorizonte ergeben sich ähnliche Verhältnisse. Daraus kann man folgern, dass nach erfolgtem Anriss die verfestigten Proben bei allen Randspannungsamplituden in der Lage sind, signifikant mehr Lastwechsel zu ertragen, als die nicht verfestigten Randschichten. Dies trifft sowohl für die Labor- als auch die Salzsprühnebelatmosphäre zu. Unter zusätzlicher korrosiver Last werden die Differenzlastspielzahlen für alle Randschichtzustände geringer.

### Verhalten der Proben mit gefräster Randschicht

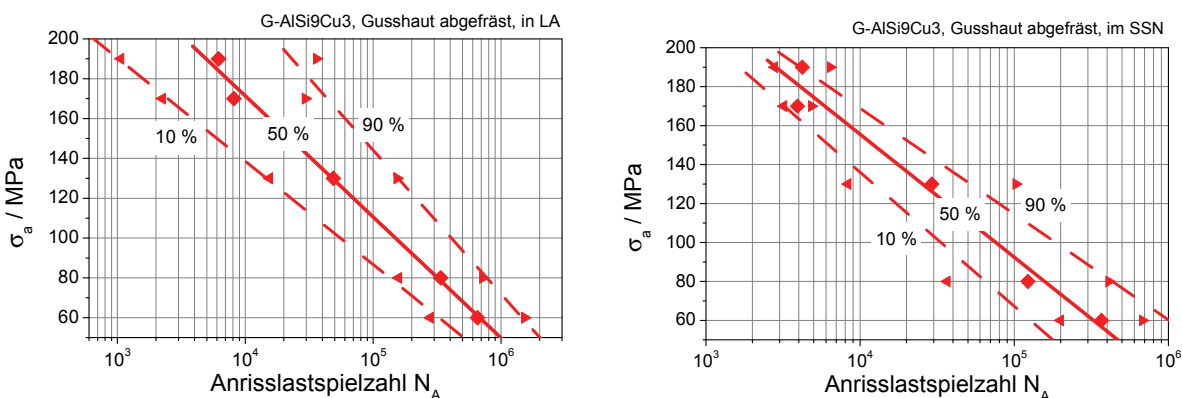


Abb. 6.66: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster Randschicht

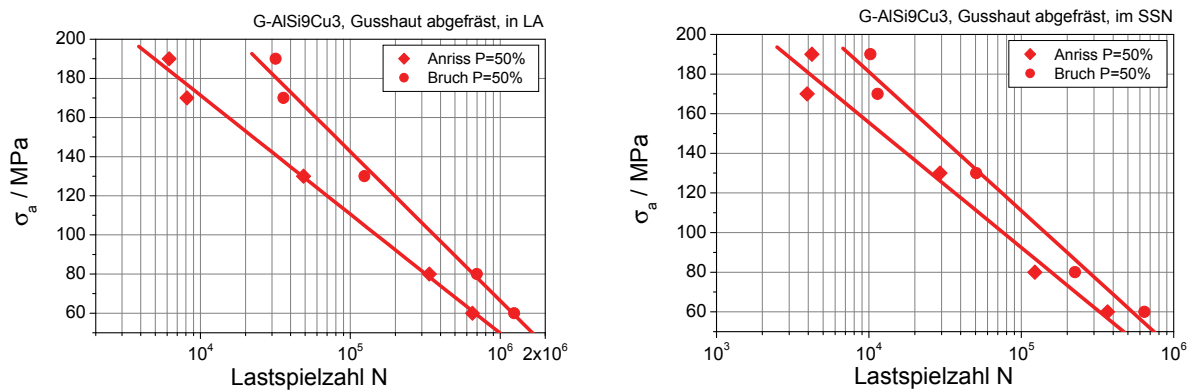


Abb. 6.67: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster Randschicht

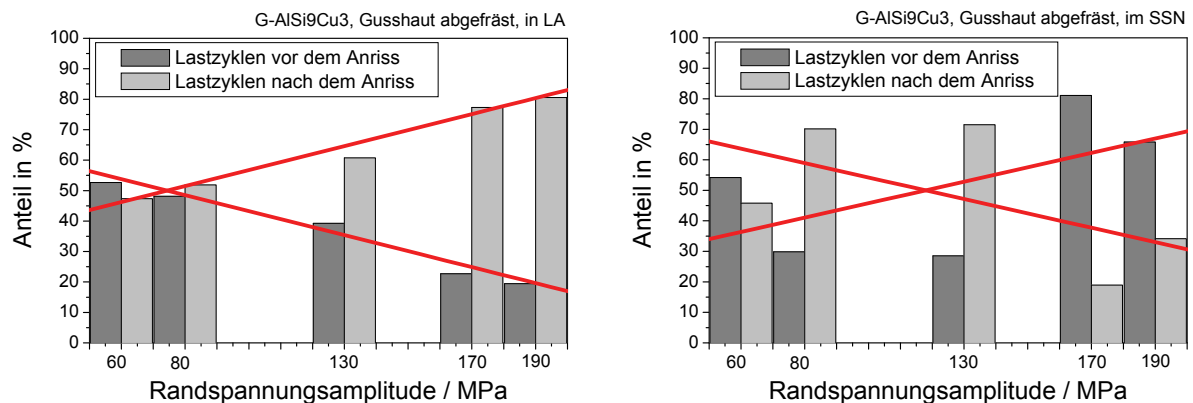


Abb. 6.68: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster Randschicht

$\sigma_a$	$N_{A50}$		$N_{B50}$		$N_{D50}$	
	LA	SSN	LA	SSN	LA	SSN
<b>60 MPa</b>	653.626	199.246	1.241.380	367.688	587.750	168.442
<b>80 MPa</b>	336.731	36.611	699.688	122.608	362.957	85.997
<b>130 MPa</b>	48.772	8.324	124.229	29.207	75.457	20.883
<b>170 MPa</b>	8.129	3.186	35.804	3.929	27.675	743
<b>190 MPa</b>	6.184	2.781	31.792	4.222	25.608	1.441

Tab. 6.7: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster Randschicht

Betrachtet man die Diagramme, welche den prozentualen Anteil der Lastwechsel vor und nach dem Anriss zeigen, so fällt auf, dass in Abhängigkeit der Randspannungsamplitude, im Gegensatz zu den Ergebnissen der Versuche mit Proben aus der Knetlegierung, kein charakteristisches Verhalten für alle Randschichtzustände ausgemacht werden kann. Die Werte streuen bei allen Varianten, so dass keine Trendlinien eingezeichnet werden können. Beim Betrachten der fraktographischen Aufnahmen wird der Grund ersichtlich. Zwar finden sich auch hier die typischen Merkmale eines Ermüdungsbruchs einer Aluminiumlegierung, jedoch muss im Vergleich mit der Knetlegierung der sprödere Ausgangszustand der Gusslegierung berücksichtigt werden. Der wesentliche Aspekt gilt aber den Lunkern in der Randschicht bzw. in unmittelbarer Randschichtnähe. Tritt der Lunker an die Oberfläche, so ergibt sich eine mikrostrukturelle Kerbe. Es kommt auch zur Erhöhung der Spannungsintensität bei Lunkern direkt unter der Oberfläche. Hier sind die Rissausgangsstellen zu finden.

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Gusschaut

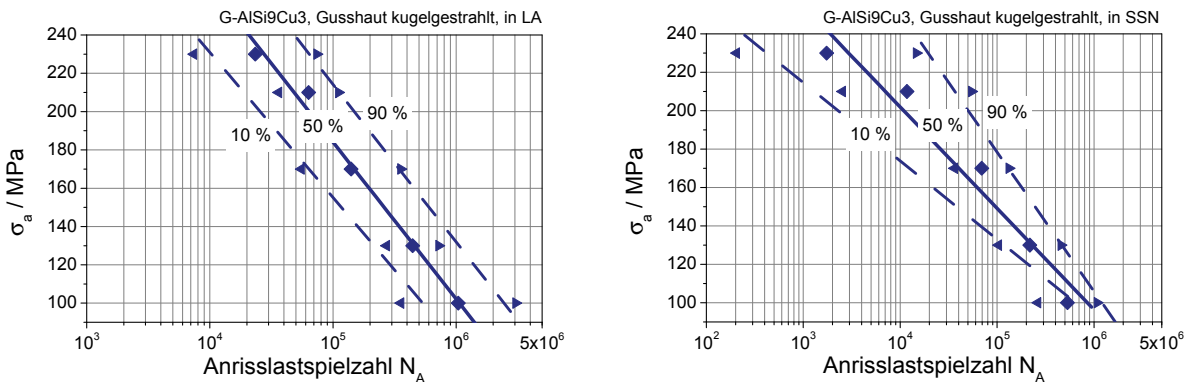


Abb. 6.69: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit kugelgestrahlter Gusschaut

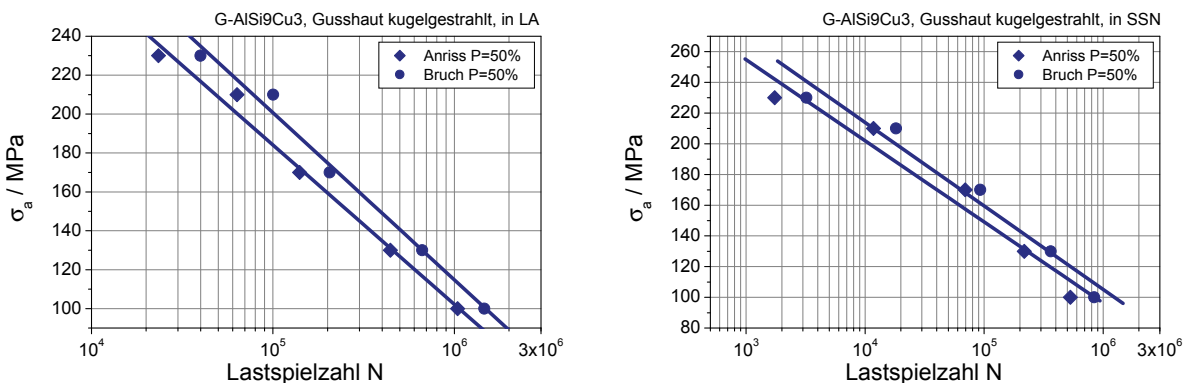


Abb. 6.70: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit kugelgestrahlter Gusschaut

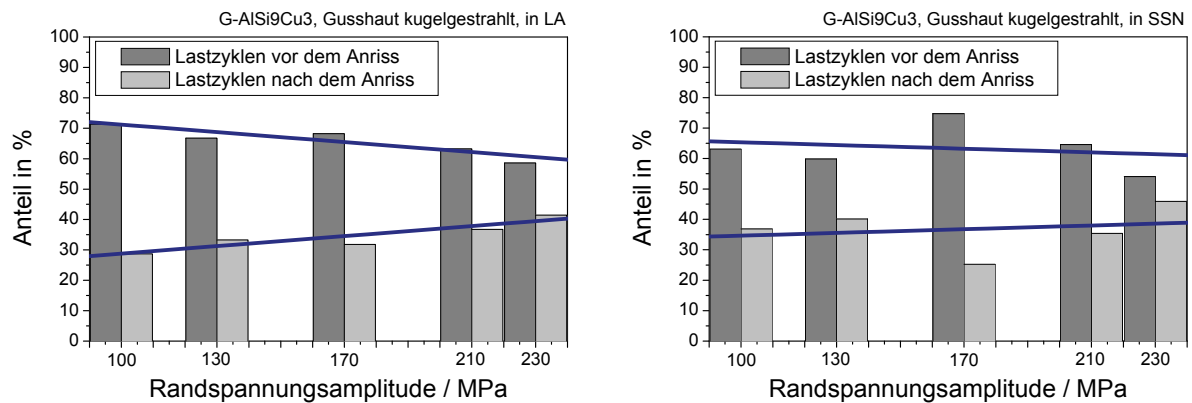


Abb. 6.71: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit kugelgestrahlter Gusschaut

	<b>N<sub>A50</sub></b>		<b>N<sub>B50</sub></b>		<b>N<sub>D50</sub></b>	
<b><math>\sigma_a</math></b>	<b>LA</b>	<b>SSN</b>	<b>LA</b>	<b>SSN</b>	<b>LA</b>	<b>SSN</b>
<b>100 MPa</b>	1.041.380	531.254	1.460.390	841.546	419.008	310.292
<b>130 MPa</b>	443.573	217.317	664.699	362.899	221.126	145.582
<b>170 MPa</b>	140.189	69.337	205.507	92.753	65.318	23.416
<b>210 MPa</b>	63.407	11.757	100.278	18.199	36.871	6.442
<b>230 MPa</b>	23.404	1.738	39.944	3.215	16.540	1.477

Tab. 6.8: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit kugelgestrahlter Gusschaut

### Verhalten der Proben mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

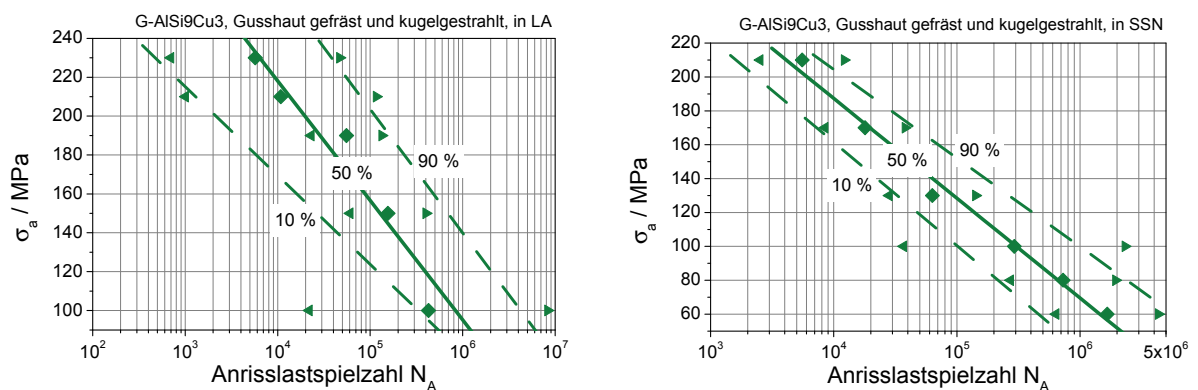


Abb. 6.72: Streubereich der Anrisslastspielzahlen aus Versuchen in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

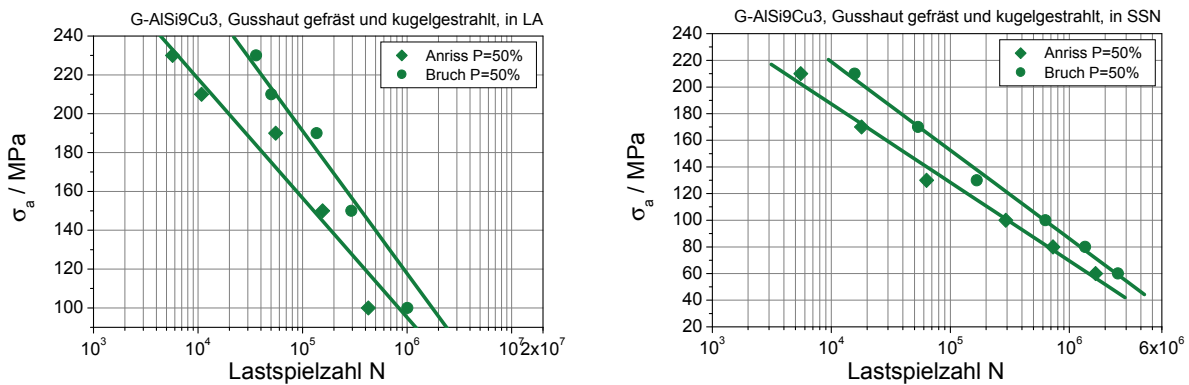


Abb. 6.73: Vergleich der Anriss- und Bruchlastspielzahlen für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

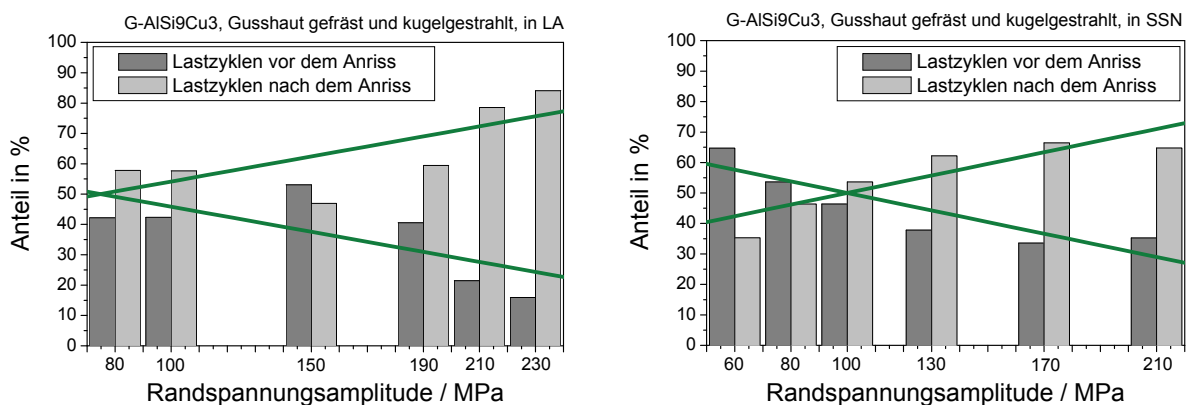


Abb. 6.74: Vergleich der prozentualen Anteile der Lastzyklen vor und nach dem Anriss für die Versuche in Laboratmosphäre (links) und im Salzsprühnebel (rechts); Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

	<b>N<sub>A50</sub></b>		<b>N<sub>B50</sub></b>		<b>N<sub>D50</sub></b>	
<b><math>\sigma_a</math></b>	<b>LA</b>	<b>SSN</b>	<b>LA</b>	<b>SSN</b>	<b>LA</b>	<b>SSN</b>
<b>60 MPa</b>	---	1.663.480	---	2.570.630	---	907.153
<b>80 MPa</b>	2.052.740	729.043	4.867.080	1.359.250	2.814.340	630.204
<b>100 MPa</b>	426.467	292.818	1.006.760	631.445	580.290	338.627
<b>130 MPa</b>	---	63.235	---	167.191	---	103.956
<b>150 MPa</b>	155.611	---	293.294	---	137.683	---
<b>170 MPa</b>	---	17.962	---	53.526	---	35.564
<b>190 MPa</b>	55.455	---	136.692	---	81.237	---
<b>210 MPa</b>	10.817	5.543	50.352	15.730	39.535	10.187
<b>230 MPa</b>	5.720	---	35.971	---	30.251	---

Tab. 6.9: Vergleich der berechneten Anriss- und Bruchlastspielzahlen sowie deren Differenz für die Wahrscheinlichkeit von  $P = 50\%$ ; Proben aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3 mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht

### 6.2.2 Umlaufbiegeanordnung

Im Folgenden wird die Absenkung an einem Krafteinleitungspunkt in Abhängigkeit der Lastspielzahl gezeigt, um die Qualität der Rissausbreitung in Bezug auf die mechanische Oberflächenbehandlung zu bewerten. Von jeder Randschichtvariante werden jeweils ein hoher und ein niedriger Lasthorizont dargestellt. In einem Diagramm sind somit die Verläufe von fünf Proben zu sehen. Die fraktographischen Aufnahmen stammen immer von Proben mit der zeitlich mittleren Versuchsdauer. Zu sehen ist jeweils eine Übersichtsaufnahme, die mit der lichtoptischen Apparatur des REMs aufgenommen wurde. Anschließend folgen elektronenmikroskopische Detailaufnahmen der Bruchflächen. Diese Vorgehensweise wurde sowohl für die Versuchsreihen in Laboratmosphäre als auch für die Versuche im Salzsprühnebel durchgeführt.

#### 6.2.2.1 Knetlegierung AlMgSi0,5

In Abb. 6.75 sind die Verläufe der Proben mit gedrehter Randschicht bei einer Belastung von  $\sigma_a = 80$  MPa abgebildet. Die anfängliche Absenkung liegt für die fünf Proben in einer Streubreite von 0,35 mm. Bei allen Proben nimmt die Absenkung über der Versuchsdauer zu, der Werkstoff scheint sich somit zu entfestigen. Die Durchbiegung wird vor Versuchsende deutlich größer. Die Probe Nr. 10 zeigte die größte Bruchlastspielzahl. Sie zeigt über weite Strecken eine größere Schwankung, wie auch die Probe Nr. 8 und Nr. 9. Die Abb. 6.76 gibt die Verläufe für  $\sigma_a = 160$  MPa wieder. Auch hier gibt es eine Streubreite von 0,3 mm in der anfänglichen Absenkung. Anschließend erfolgt für eine kurze Dauer ein Rückgang der Absenkung, als fände eine Verfestigung statt, worauf nach dem Durchlaufen eines Minimums aber wieder eine zügige Absenkung bis zum Bruch erfolgt. Größere Schwankungen sind in dem weiteren Verlauf nicht zu beobachten. Die Abb. 6.79 und 6.80 zeigen die gleichen Lastniveaus, die Versuche wurden jedoch in korrosiver Umgebung durchgeführt. Die Kurven zeigen eine ähnliche Charakteristik, es fehlen aber die Schwankung bei  $\sigma_a = 80$  MPa. Hier liegt die Vermutung nahe, dass unter Laboratmosphäre die Rissausbreitung verlangsamt abläuft und sie womöglich für kurze Dauern stagniert, was dann im Salzsprühnebel nicht der Fall wäre. Der Rissbeginn geht immer von der Randschicht aus. Dabei wächst der Riss sowohl transversal als auch interkristallin. Allgemein ist auch bei der Umlaufbiegebelastung zu finden, dass je höher die Beanspruchung der Probe ist, desto mehr Anrisse bilden sich auf dem Probenumfang verteilt aus.

Die Abb. 6.81 und 6.82 zeigen die Verläufe der Proben mit festgewalzter Randschicht aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 in Laboratmosphäre. Die Proben F37 und F57, belastet mit  $\sigma_a = 120$  MPa, zeigen über die Dauer von etlichen Lastzyklen einen verrauschten Verlauf. Bei gleicher Randspannungsamplitude ist dies auch für die Versuche unter korrosiver Belastung zu beobachten, wie Abb. 6.83 zeigt. Auch bei dem hohen Lasthorizont von  $\sigma_a = 200$  MPa sind Schwankungen auszumachen. Hier liegt

die Vermutung nahe, dass die verfestigte Randschicht einen höheren Widerstand gegen das Risswachstum aufbringt. Die Verläufe der Proben F29 und F30 in Abb. 6.82 zeigen ein sehr geringes entfestigendes Verhalten. Das trifft auch für die Proben in Abb. 6.84 zu, welche unter korrosiven Belastungen zerstört wurden. In den fraktographischen Aufnahmen ist zu sehen, dass das verfestigte Randschichtgefüge ein anderes Bruchbild besitzt. In der Ermüdungsbruchfläche sind Schwingstreifen aber auch wieder klaffende Risspalten vorhanden.

Die Abb. 6.85 und 6.86 zeigen die Verläufe der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Knetlegierung AlMgSi0,5 in Laboratmosphäre bei einer Belastung von  $\sigma_a = 120$  MPa bzw.  $\sigma_a = 190$  MPa. Alle Proben zeigen von Beginn an ein entfestigendes Verhalten. Die Zunahme der Absenkung steigt teilweise sehr zügig an. Speziell der Verlauf der Probe K27 besitzt einen ausgeprägten Rauschanteil. Die Abb. 6.87 und 6.88 zeigen die Verläufe der Proben in Salzsprühnebel bei einer Belastung von  $\sigma_a = 110$  MPa bzw.  $\sigma_a = 190$  MPa. Auffällig ist, dass einige Proben ein kleines Plateau im Kurvenverlauf kurz vor dem Bruch aufweisen. Vergleicht man die Verläufe aller Randschichtvarianten auf den hohen Lasthorizonten, so ist bemerkenswert, dass die kugelgestrahlten Proben keine Verfestigung zeigen. Die Absenkung geht nicht zurück in den ersten 5.000 Lastwechseln, wie es bei den gedrehten oder festgewalzten Proben der Fall war. Da die kugelgestrahlten Proben von ihrem Druckeigenspannungszuständen betragsmäßig zwischen den beiden anderen Klassen liegen, können diese nicht die Ursache sein. Es ist auch kein elektrochemisches Phänomen, da die Verfestigung sowohl in Labor- als auch Salzsprühnebelatmosphäre zu beobachten ist. Bei den kugelgestrahlten Proben ist die Oberflächentopographie deutlich anders. Eine Erklärung könnte sein, dass die Formänderungsarbeit im elastischen Bereich, die bei Biegung in der Randfaser bekanntlich am Größten ist, gleitfähige Versetzungen in Bewegung bringt. Um überhaupt eine Verfestigung zu erzeugen, müssten diese sich aufstauen. Mit zunehmender Versuchsdauer löst sich der Versetzungsaufstau wieder auf. Die Versetzungen treten dann längs ihrer Gleitebenen aus der Werkstoffoberfläche heraus. Es findet also eine Entfestigung statt. Die erhöhte Rauigkeit bei den kugelgestrahlten Proben hat natürlich eine größere wahre Oberfläche zur Folge. Außerdem kann die Umsetzung der Formänderungsarbeit in elastischer Energie nicht so effizient sein, wie bei ebenen Oberflächentopographien. Demnach bilden sich unter diesen Randbedingungen keine Versetzungsstaus und die Versetzungen können besser aus der Oberfläche heraustreten.

Wie die REM-Aufnahmen, vgl. Anhang, für die kugelgestrahlte Variante, und für die festgewalzte Variante zeigen, besitzt die Bruchfläche im verfestigten Randschichtbereich ein anderes Erscheinungsbild. Teilweise befinden sich hier interkristalline Bruchflächen, die entstehen, wenn der Riss sich langsam ausbreitet. Schnelles Risswachstum verläuft überwiegend transkristallin und es sind bei Aluminiumlegierungen duktile Ziehungen zu beobachten. Diese sind in den verfestigten Bereichen feiner



und ebener verteilt. Rissausgangsstellen bei festgewalzten Probe zeigen häufig eine Besonderheit. Das Zentrum der duktilen Ziehungen ist dicht unter dem verfestigten Randschichtbereich zu verorten. So etwas passiert überwiegend bei hohen Lastspannungen. Die Summe aus Lastspannungen und Eigenspannungen war hier am Größten. Die Randspannungsamplitude betrug hier 240 MPa.

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Laboratmosphäre

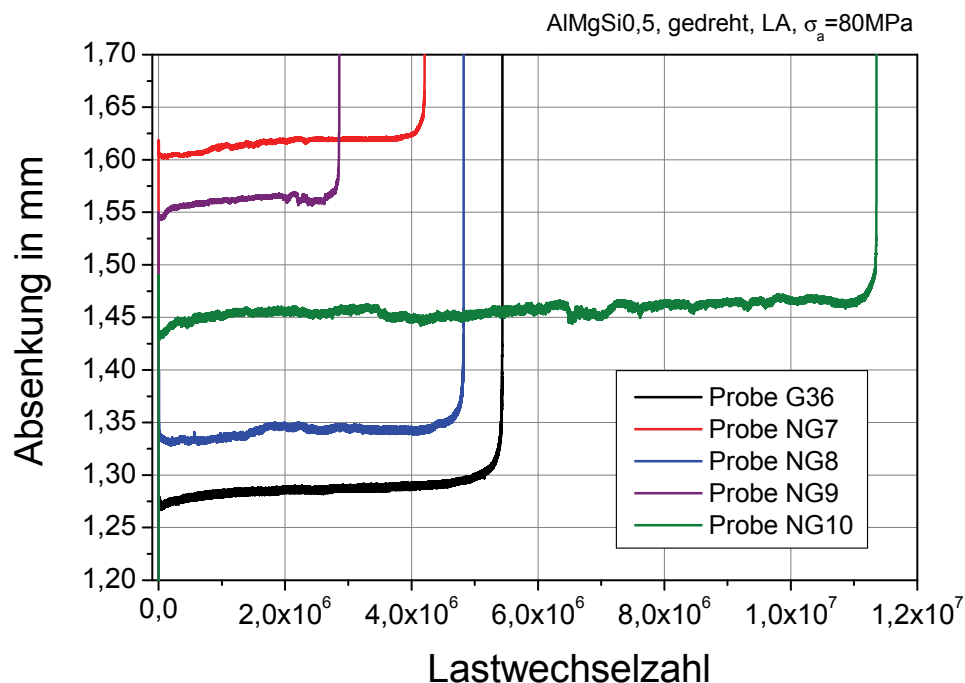


Abb. 6.75: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$

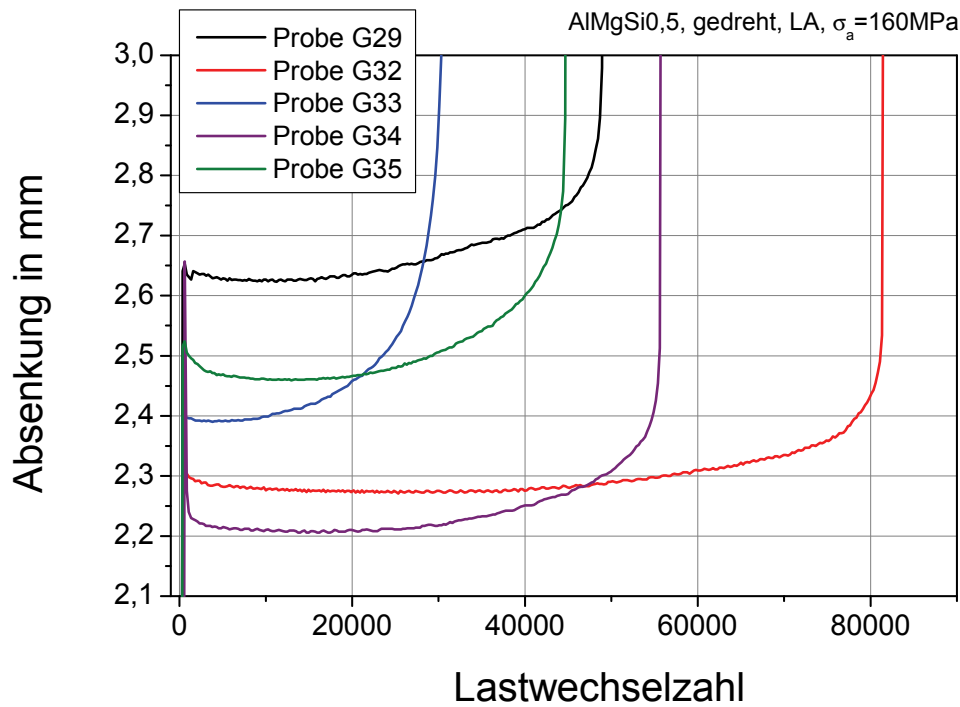


Abb. 6.76: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 160$  MPa

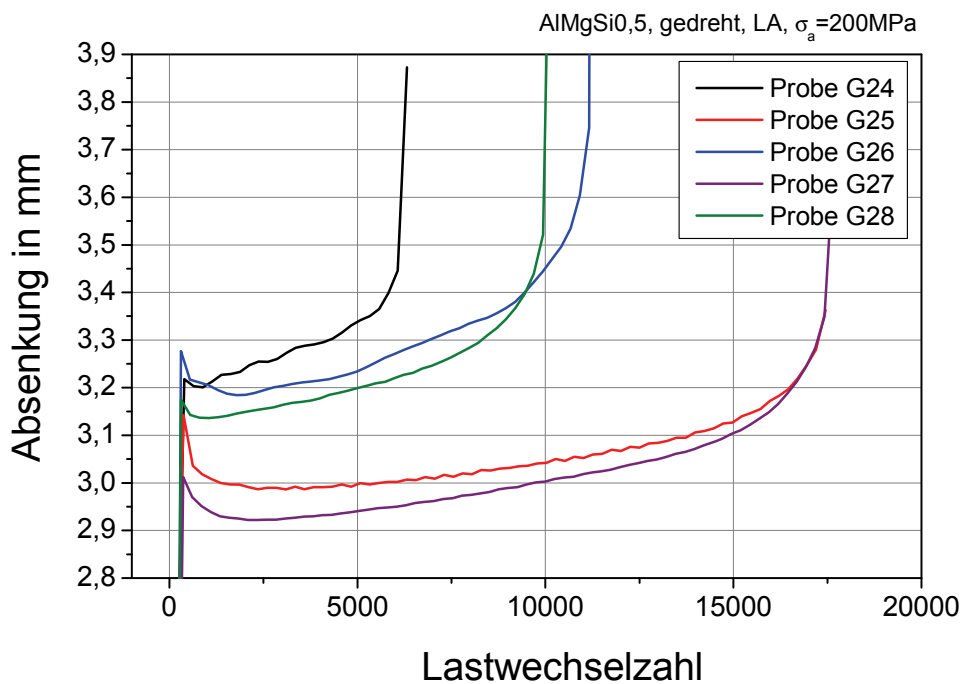


Abb. 6.77: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 160$  MPa

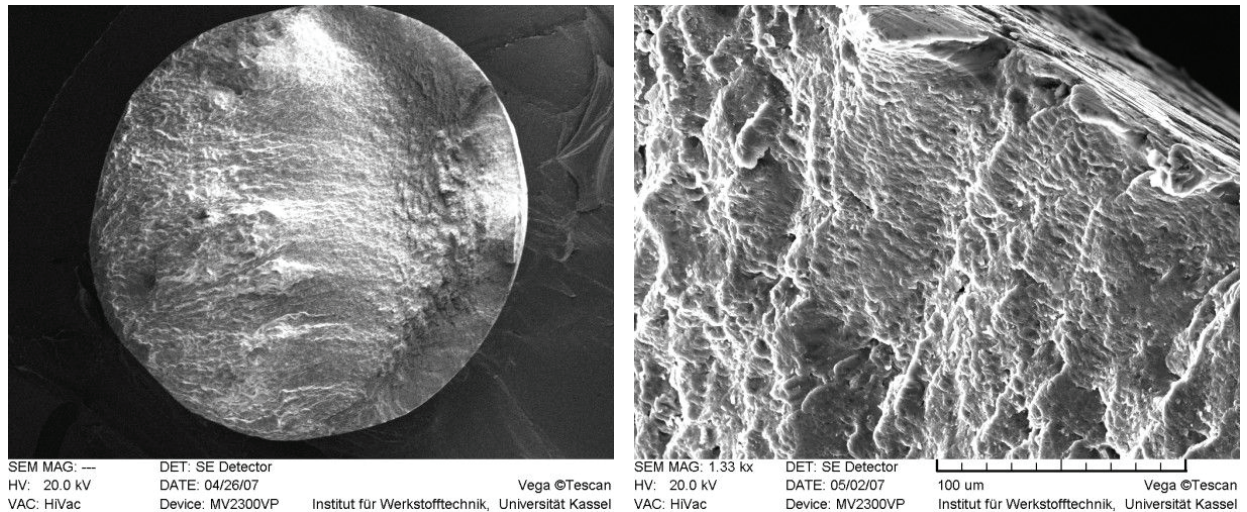


Abb. 6.78: Aufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit gedrehter Randschicht aus Knetlegierung AlMgSi0,5; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 80$  MPa; Übersicht (links) und Detailvergrößerung im Randschichtbereich (rechts)

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht im Salzsprühnebel

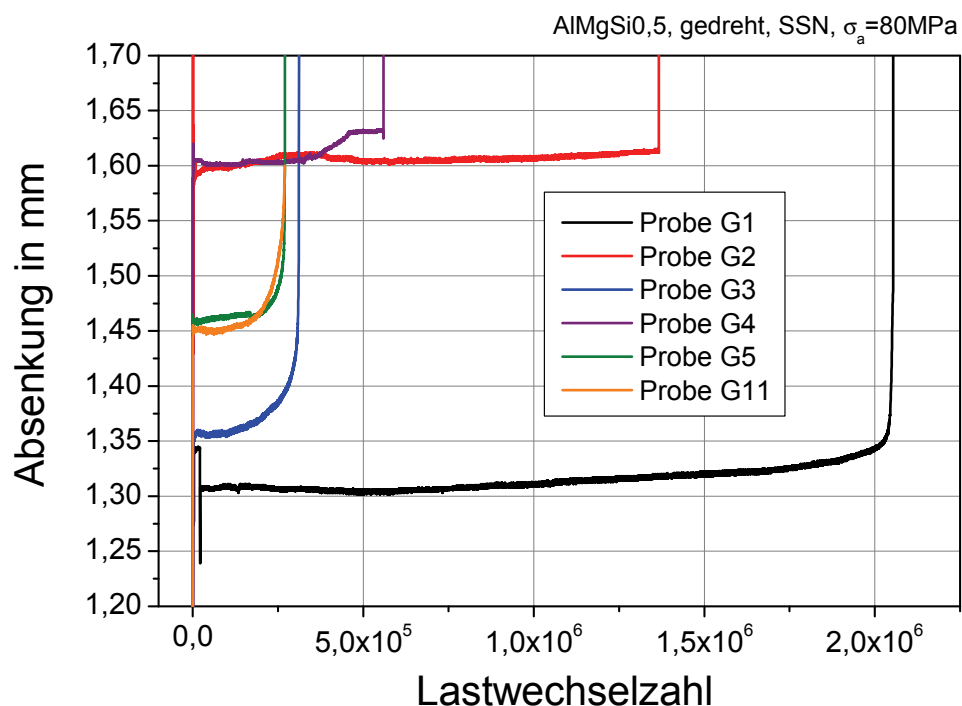


Abb. 6.79: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 80$  MPa

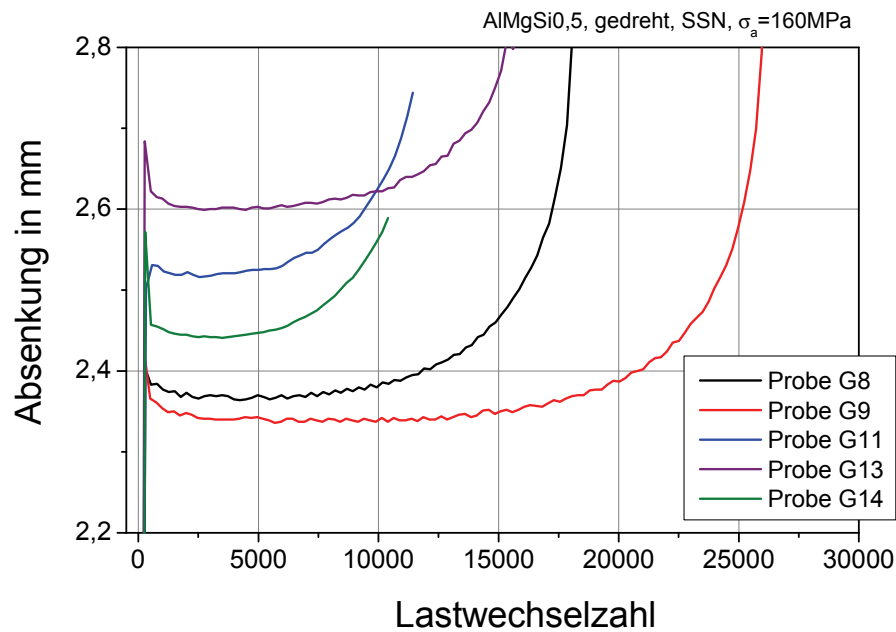


Abb. 6.80: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 160 \text{ MPa}$

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht in Laboratmosphäre

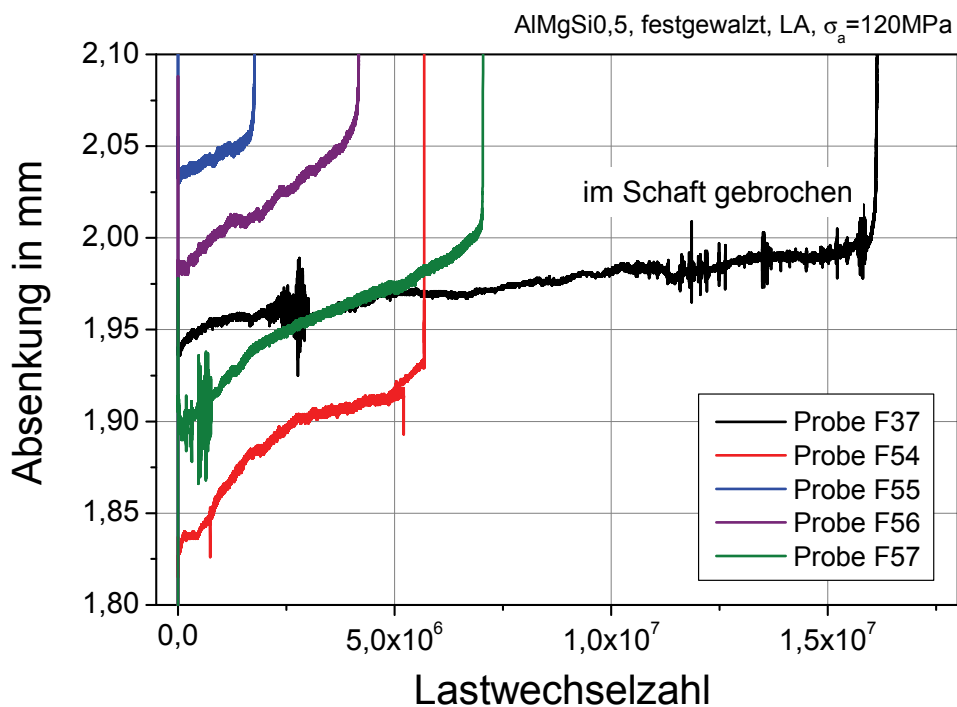


Abb. 6.81: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$

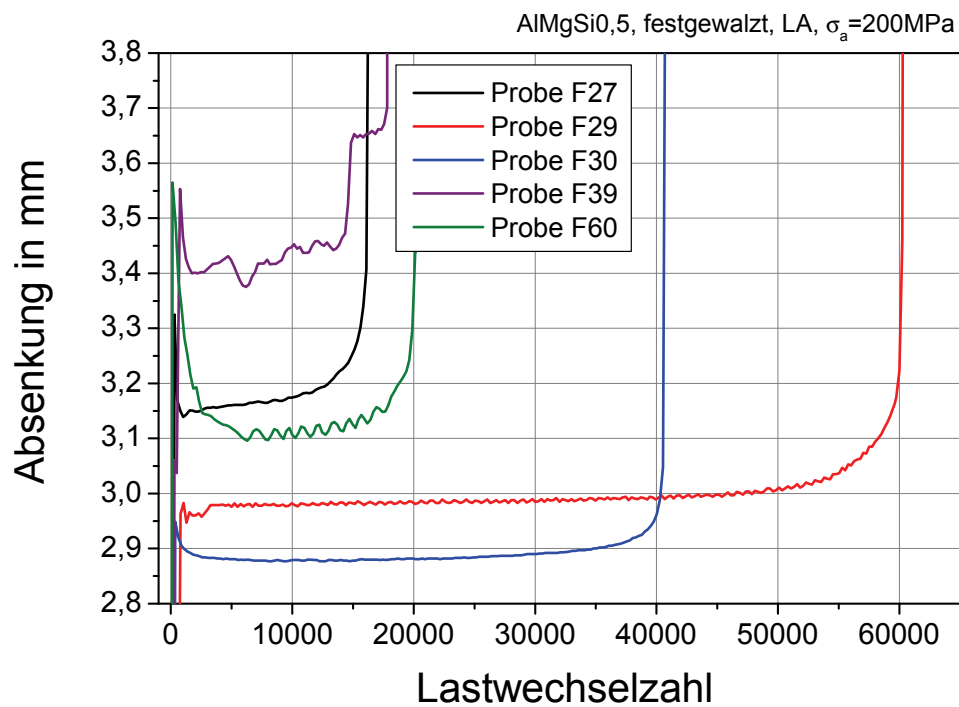


Abb. 6.82: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$

### Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht im Salzsprühnebel

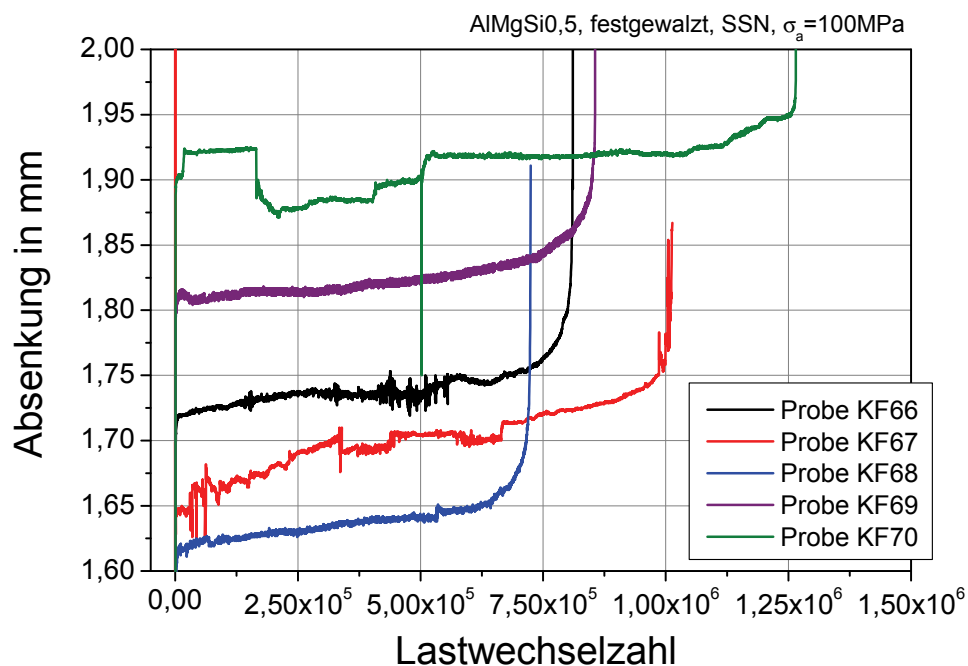


Abb. 6.83: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$

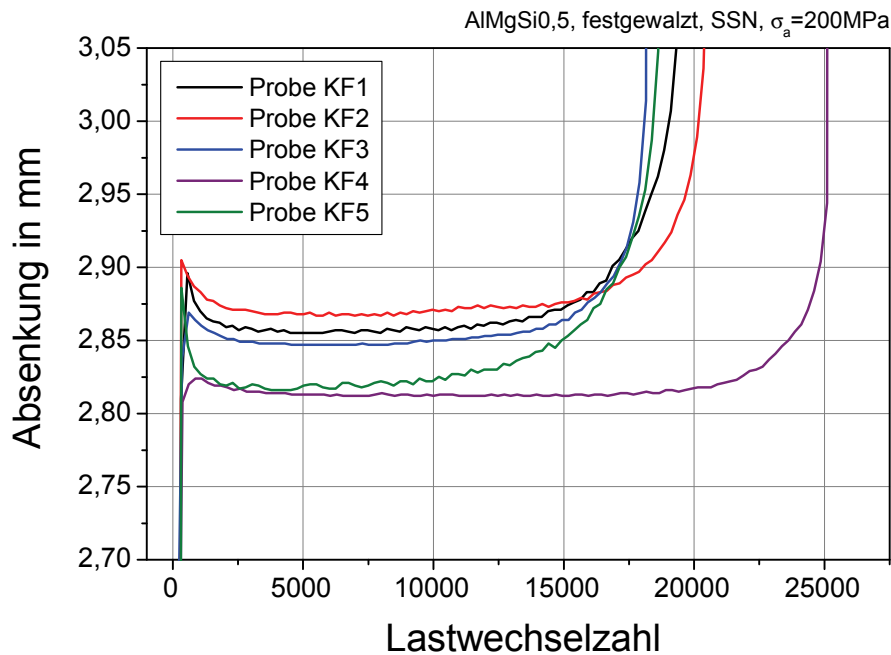


Abb. 6.84: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$

#### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht in Laboratmosphäre

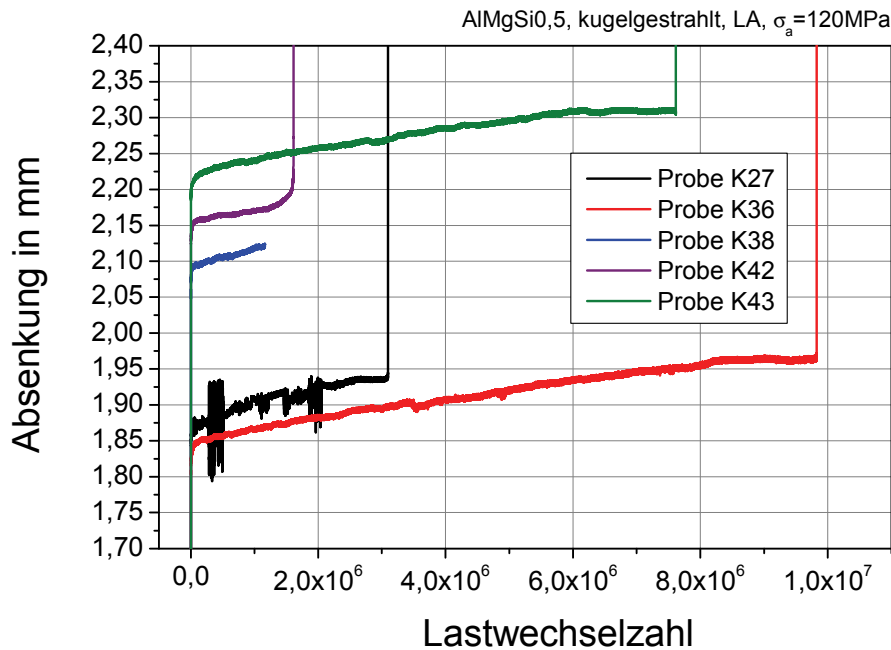


Abb. 6.85: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$

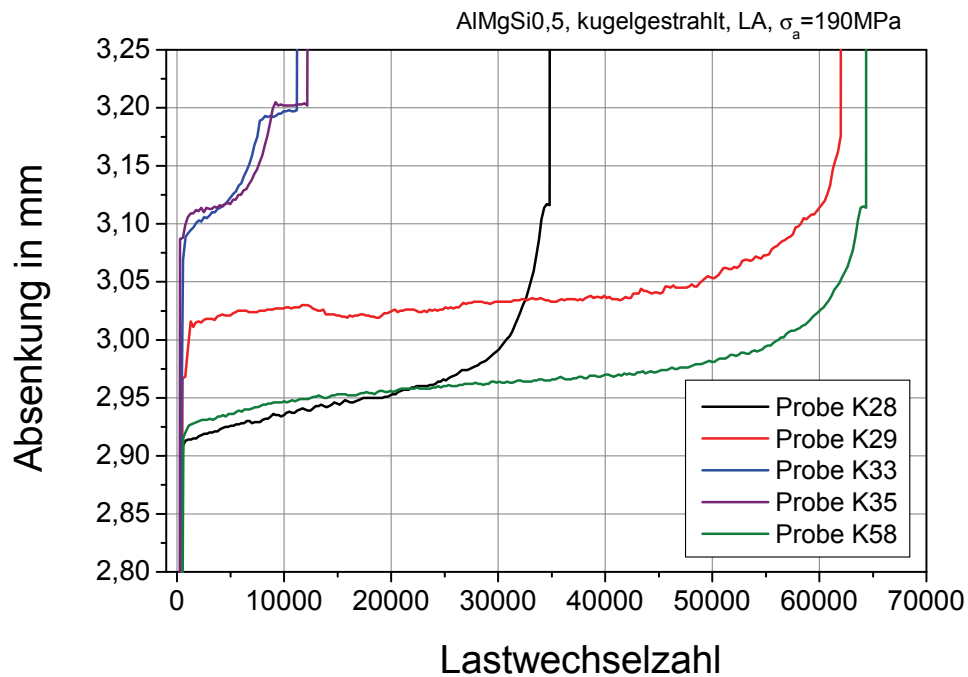


Abb. 6.86: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 190 \text{ MPa}$

### Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht im Salzsprühnebel

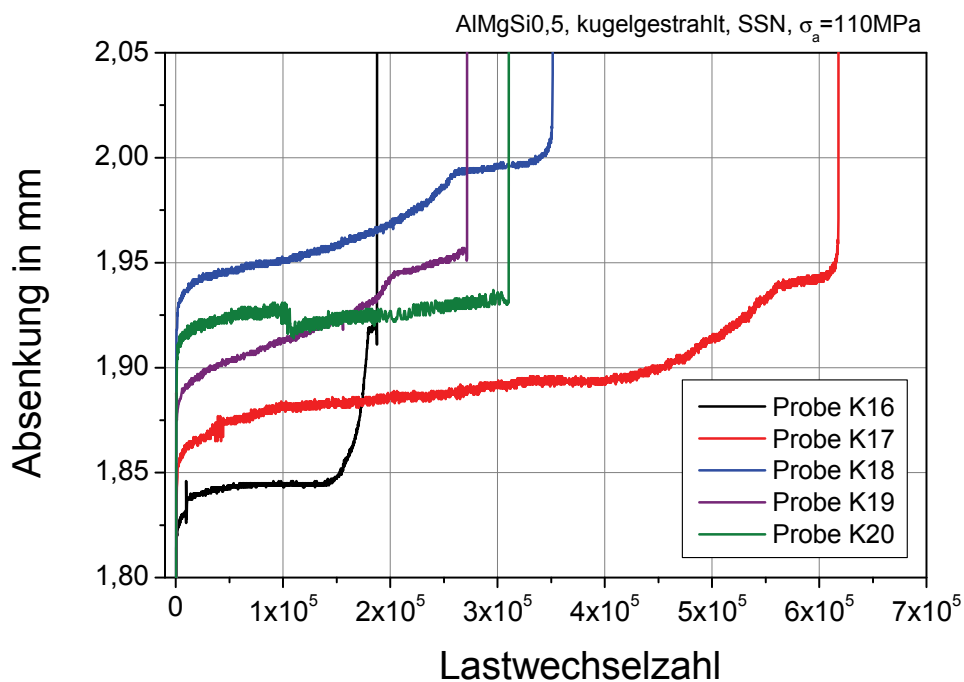


Abb. 6.87: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 110 \text{ MPa}$



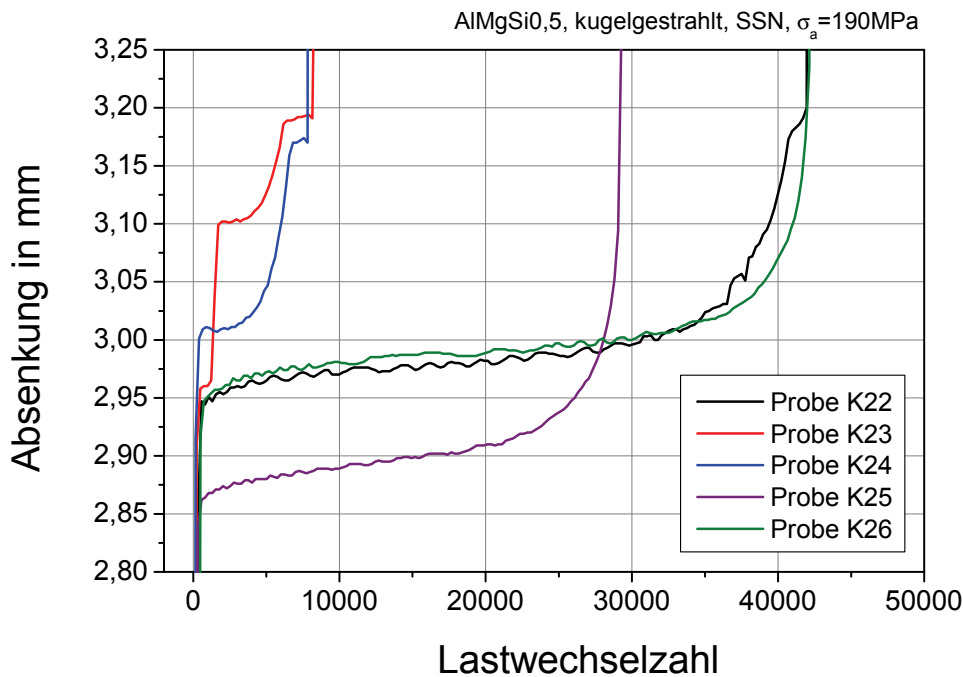


Abb. 6.88: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 190\text{ MPa}$

### 6.2.2.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die Abb. 6.89 und 6.90 zeigen die Verläufe der Proben mit gedrehter Randschicht aus der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 in Laboratmosphäre bei einer Belastung von  $\sigma_a = 60\text{ MPa}$  bzw.  $\sigma_a = 120\text{ MPa}$ . Alle Proben zeigen eine Zunahme der Absenkung mit zunehmender Versuchsdauer, die zum Versuchsende deutlich ansteigt. In den Abb. 6.91 und 6.92 sind die Versuche in Salzsprühnebel für gleiche Lasthorizonte wiedergegeben. Bei den Versuchen mit  $\sigma_a = 60\text{ MPa}$ , also den Versuchen mit längerer Dauer, ist auffällig, dass die Schwankungen zunehmen. Insbesondere die Probe 25 zeigt einen spontanen Impuls in der Absenkung. Vermutlich ist hier die Rissfront auf einen großen Lunker gestoßen. Auch die Proben 30 und 33 zeigen in ihrem Verlauf Schwankungen, die so in Laboratmosphäre nicht beobachtet wurden. Der Rissfortschritt wird hier also durch die Korrosion mal mehr, mal weniger beschleunigt. Auffallend ist weiterhin, dass zum Versuchsende die Absenkung bei deutlich weniger Lastzyklen stark zunimmt. Unter den Bedingungen der Korrosion tritt also auch der Bruch wesentlich abrupter ein.

Die REM-Aufnahmen belegen, dass wie bei den Flachbiegeproben auch, die Lunker und die Raumanordnung der Dendriten eine signifikante Rolle beim Rissbeginn und Rissfortschritt spielen. Dies trifft auch auf die beiden verfestigten Randschichtvarianten zu. Liegen diese Lunker in Oberflächen-nähe, dann ist die positive Wirkung der mechanischen Oberflächenbehandlung beeinträchtigt. Deshalb ist es durchaus möglich, dass die Zentren der

Risse unterhalb des verfestigten Bereichs anzutreffen sind. Diese willkürlich verteilten Defekte in der Mikrostruktur sind der Grund für die generell sehr große Streubreite der Bruchlastspielzahlen. Die Gusslegierung ist spröder als die Knetlegierungen und das findet sich auch in den fraktographischen Aufnahmen wieder. Durch die Verästelung der Dendritenfinger ist vermutlich die Spannungsverteilung wesentlich komplexer. Im REM konnte bspw. ein transkristallin getrennter Dendrit aufgenommen werden. Auf der Bruchfläche sind zusätzlich Gleitbänder aus der neu entstandenen Oberfläche getreten. Trotz des zuvor erfolgten transkristallinen Risses muss also noch so viel Formänderungsenergie in diesem Bereich gewesen sein, die hier das Versetzungsgleiten ausgelöst hat. Erstaunlich ist es auch deshalb, weil die Randspannungsamplitude lediglich 40 MPa betragen hat.

Die Abb. 6.93 und 6.94 zeigen die Verläufe der Proben mit festgewalzter Randschicht und die Abb. 6.97 und 6.98 die mit kugelgestrahlter Randschicht in Laboratmosphäre, jeweils bei einer Belastung von  $\sigma_a = 60$  MPa bzw.  $\sigma_a = 120$  MPa. Obwohl an der messtechnischen Einstellung des triangularen Lasersensors für die Wegmessung nichts geändert wurde, zeigen die Verläufe mit den verfestigten Randschichten ein größeres Rauschverhalten. Da auch die Absenkungen in vergleichbarer Größenordnung lagen, sollte das messtechnische Signal-Rausch-Verhältnis für alle gleich sein. Die Vermutung ist hier, dass die Formänderungsarbeit im elastischen Bereich effizienter aufgenommen und bei Entlastung wieder abgegeben werden kann. Dadurch überträgt die schwingende Probe auch wieder mehr Schwingungen auf die Lagerung der Umlaufbiegemaschine.

Die Abb. 6.95 und 6.96 zeigen die Verläufe der Proben mit festgewalzter Randschicht und die Abb. 6.99 und 6.100 die mit kugelgestrahlter Randschicht im Salzsprühnebel, ebenfalls bei einer Belastung von  $\sigma_a = 60$  MPa bzw.  $\sigma_a = 120$  MPa. Auch hier ist der Rauschanteil höher. Insbesondere die kugelgestrahlten Verläufe zeigen noch bemerkenswerte Auffälligkeiten. Bei einer Randspannungsamplitude von 60 MPa sind in den Verläufen der Proben 52, 77 und 94 deutliche Schwankungen zu erkennen, wo die Absenkung wieder leicht zunimmt. Bei einer Randspannungsamplitude von 120 MPa zeigen vier von fünf Proben eine leichte Verfestigung zu Versuchsbeginn. Anschließend ist der Verlauf nahezu horizontal und zu Versuchsende brechen die Proben ohne weitere Vorankündigung. Die fünfte Probe versagt ziemlich frühzeitig und der Blick auf die Bruchfläche mit einem Makroskop bestätigte den Verdacht, dass ein größerer Lunker vorlag, wo die Dendriten zusätzlich in den Bruchflächenebenen lagen. Somit ist es unwahrscheinlich, dass bei den anderen vier Verläufen Artefakte vorliegen. An der Oberflächentopographie und an dem Druckeigenspannungszustand kann es eigentlich nicht liegen, denn die sind bei der festgewalzten Variante günstiger und da war keine Verfestigung auszumachen. Ein Grund, warum bei den festgewalzten Proben keine Verfestigung stattfindet, könnte an der Biegebelastung und einer damit einhergehenden Vorschädigung liegen. Diese These ist bereits in Kap. 6.2.2.1 erläutert worden.

## Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Laboratmosphäre

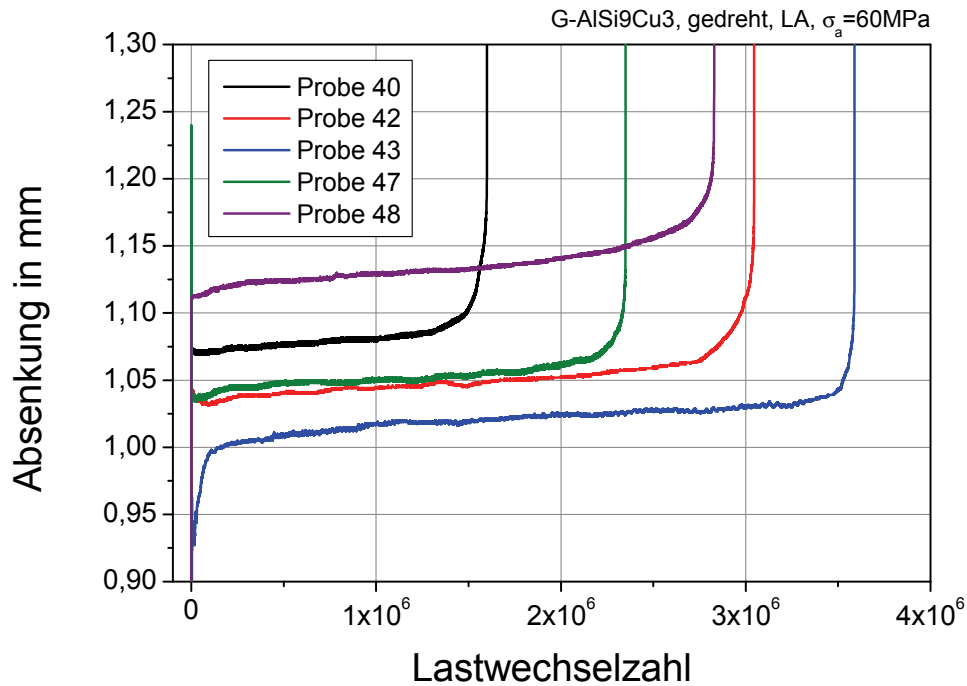


Abb. 6.89: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

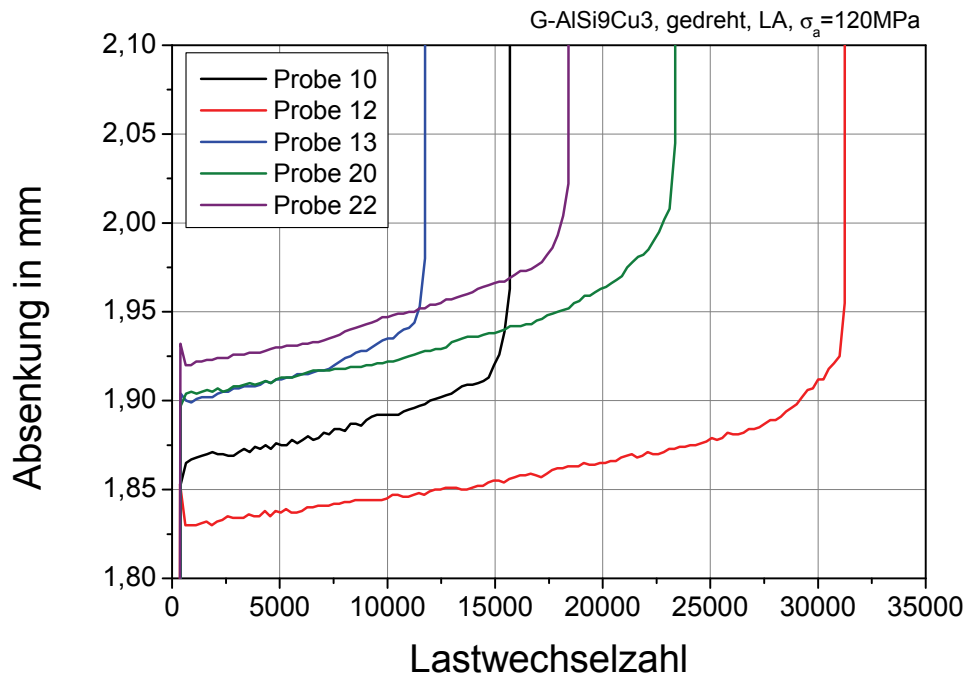


Abb. 6.90: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$

## Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht im Salzsprühnebel

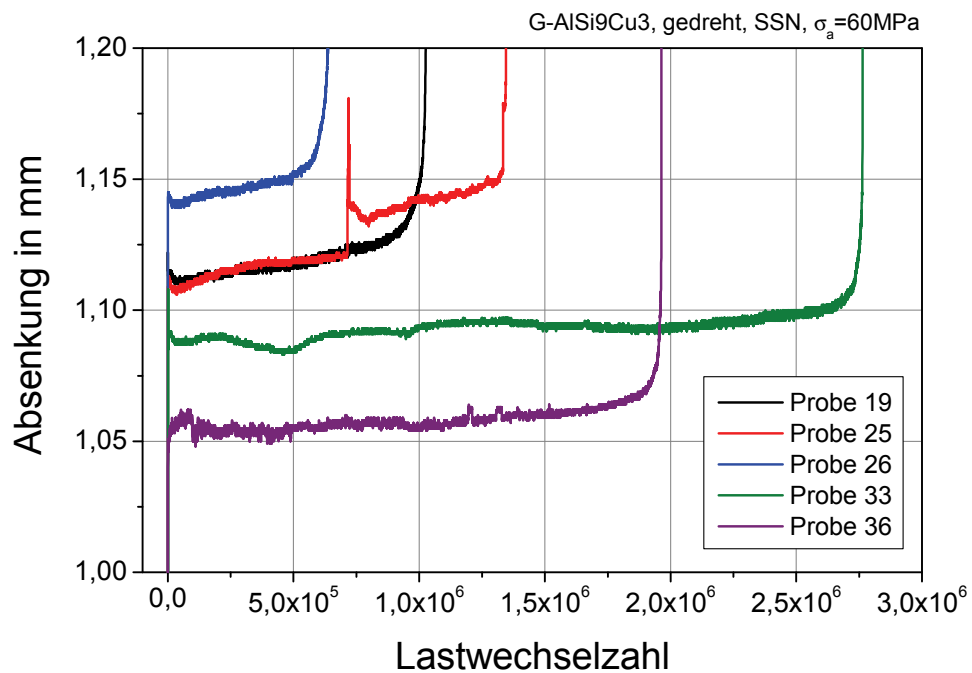


Abb. 6.91: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

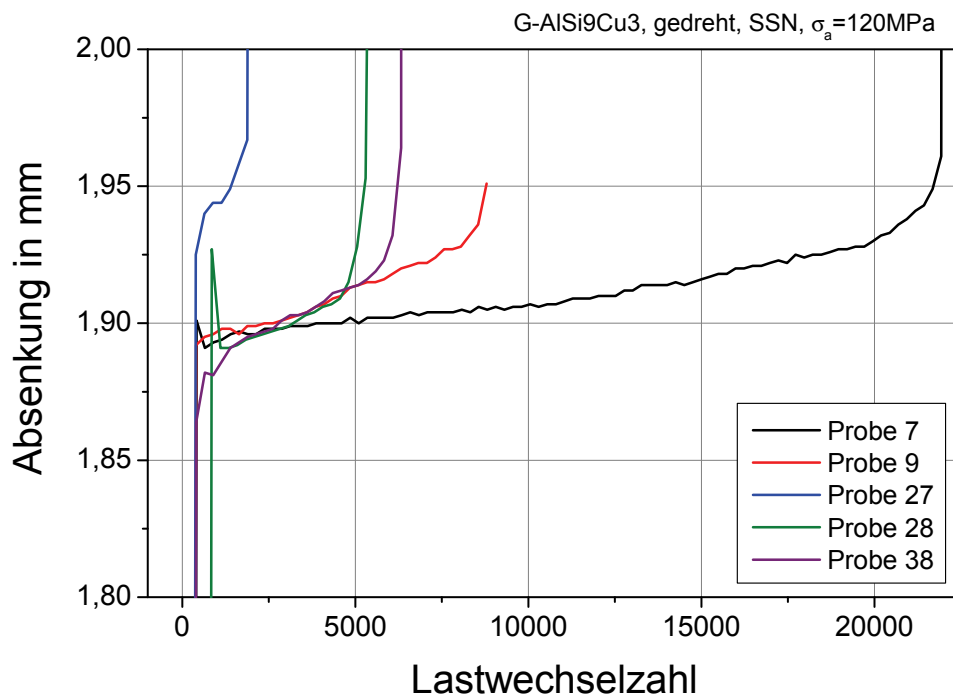


Abb. 6.92: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit gedrehter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

## Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht in Laboratmosphäre

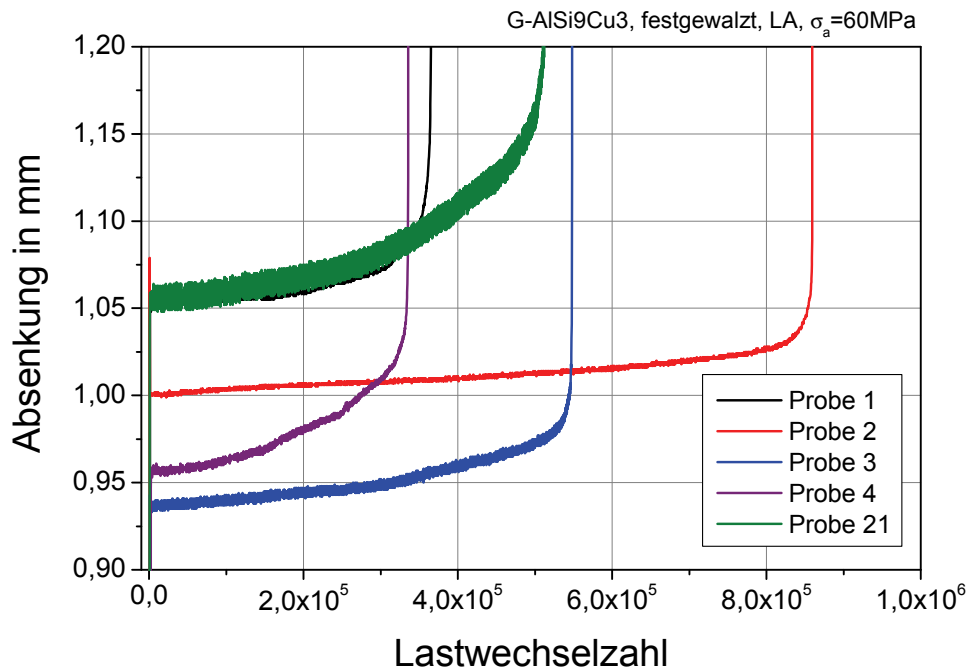


Abb. 6.93: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

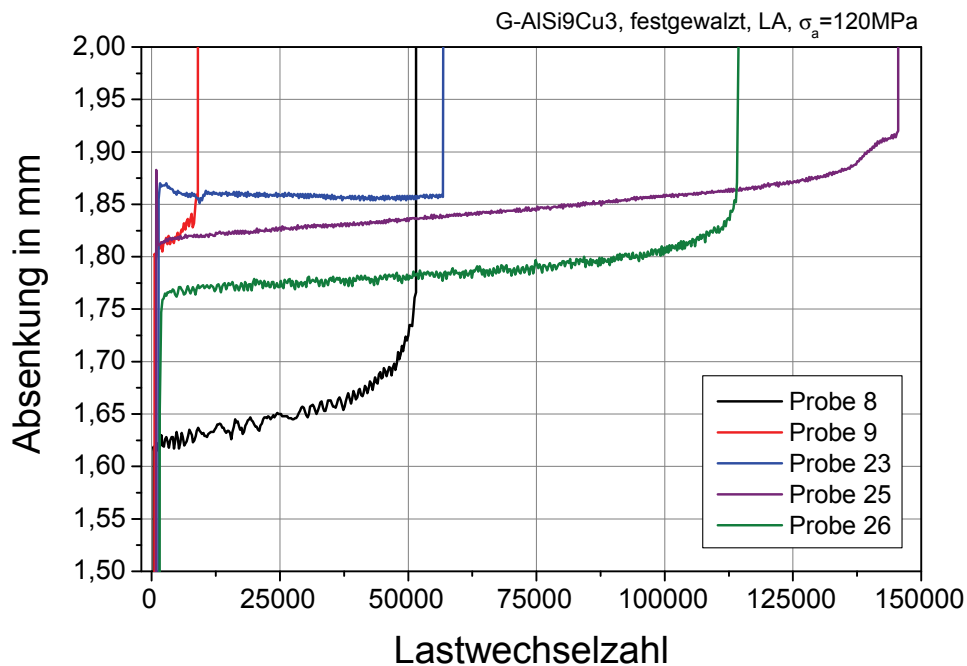


Abb. 6.94: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$

## Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht im Salzsprühnebel

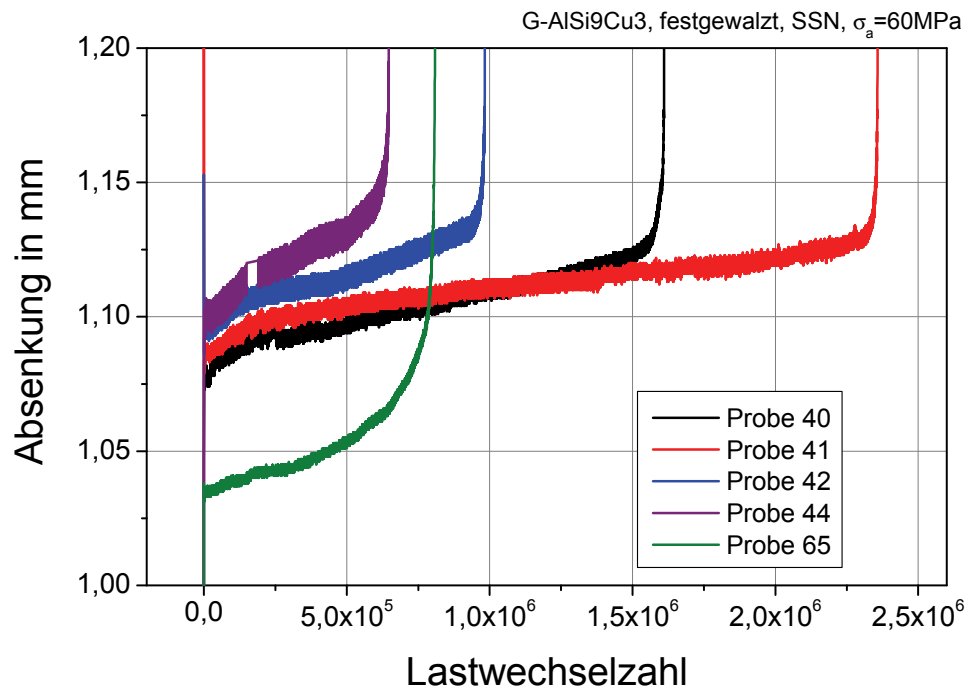


Abb. 6.95: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

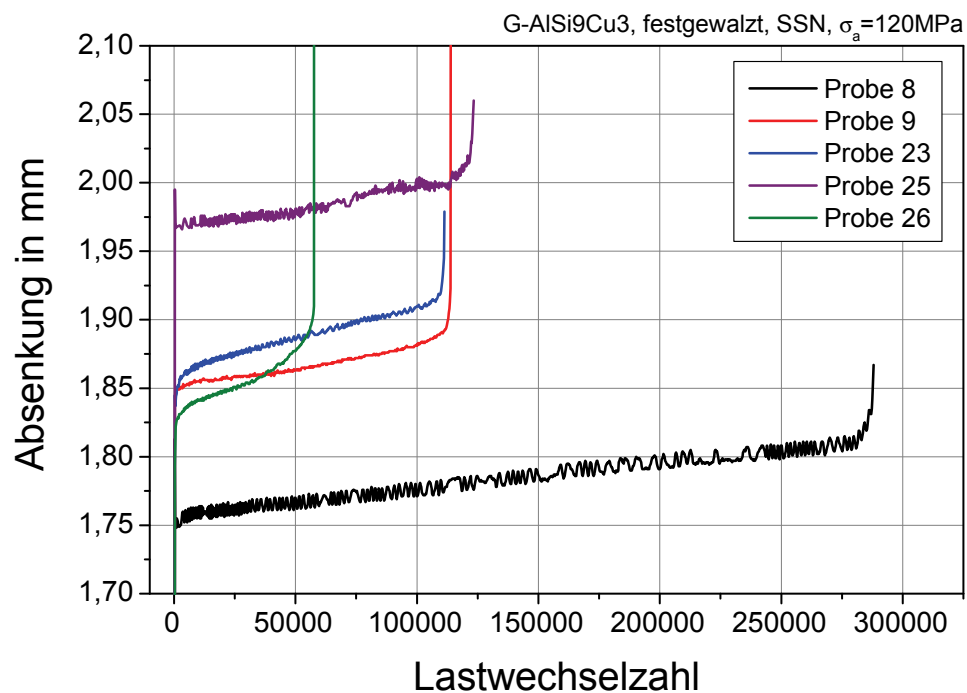


Abb. 6.96: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit festgewalzter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$

## Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht in Laboratmosphäre

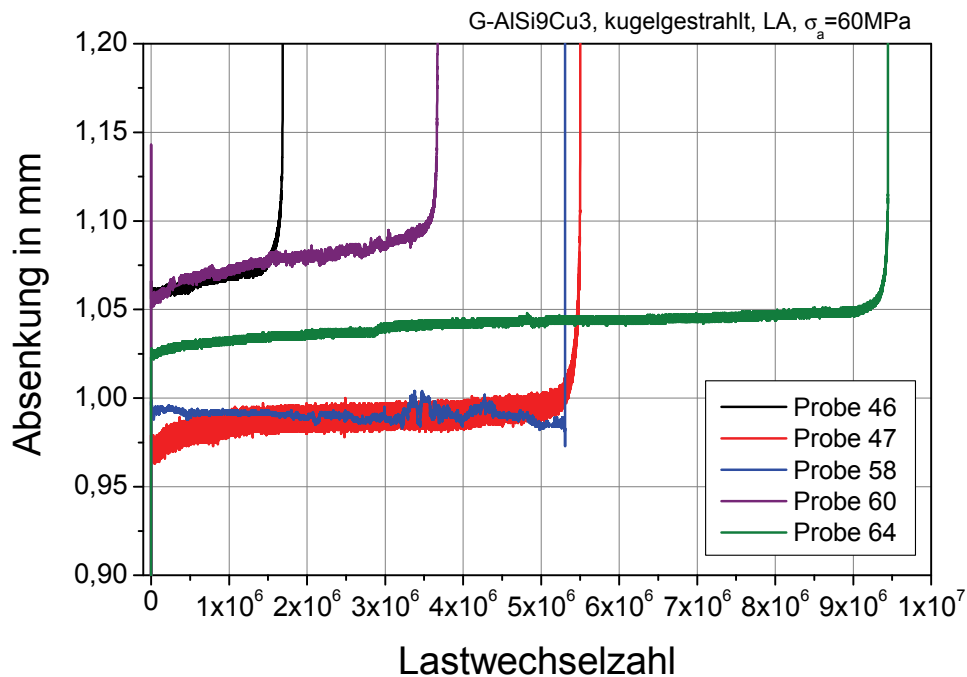


Abb. 6.97: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

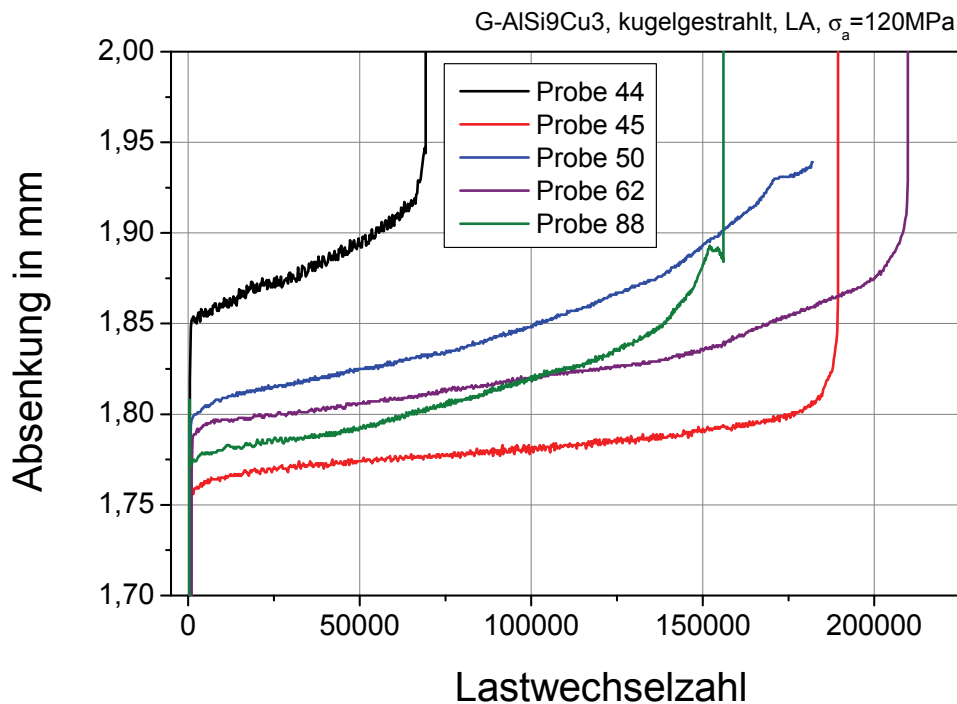


Abb. 6.98: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche in LA, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$



## Verhalten der Proben mit kugelgestrahlter Randschicht im Salzsprühnebel

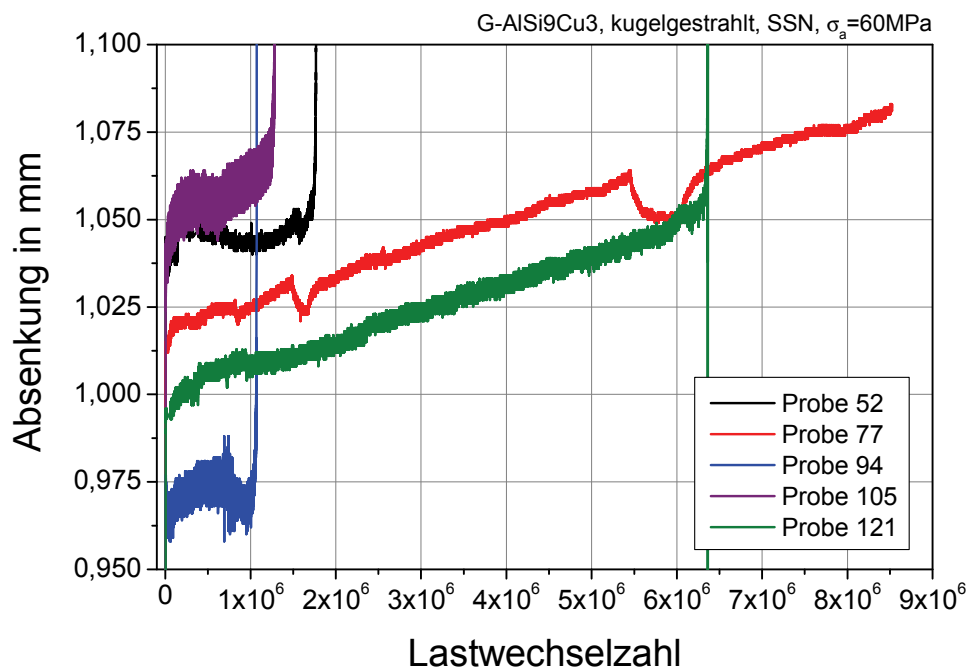


Abb. 6.99: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$

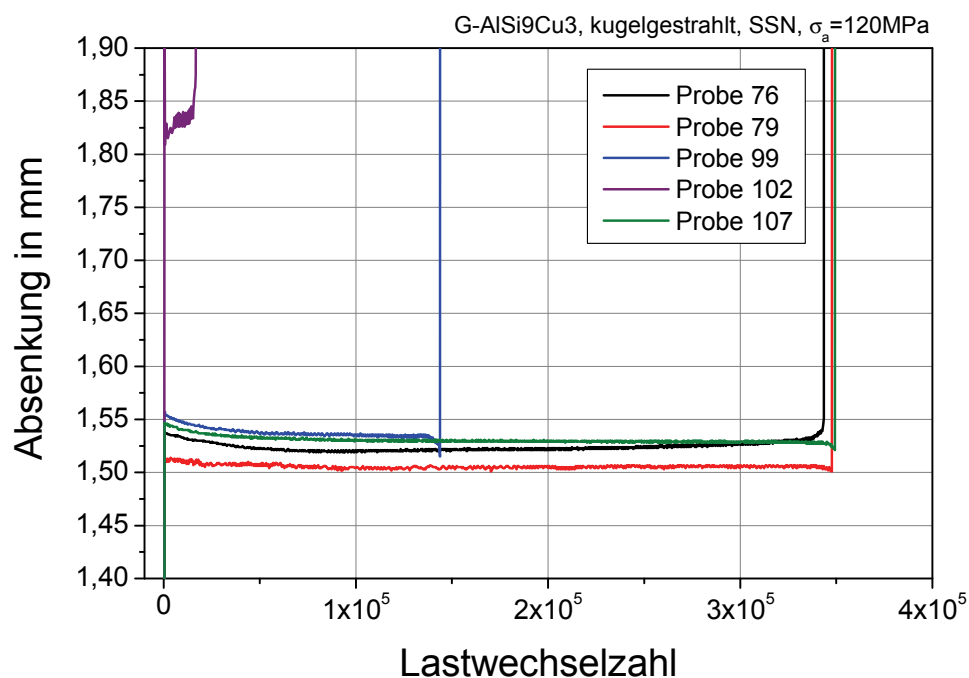


Abb. 6.100: Verläufe der Absenkung über der Lastwechselzahl bis zum Bruch, Versuche im SSN, Proben mit kugelgestrahlter Randschicht,  $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$

### Abschließende Anmerkungen zu den Umlaufbiegeversuchen

Wie die Ergebnisse gezeigt haben, ist bei den Umlaufbiegeversuchen anhand der Absenkung-Lastwechsel-Verläufe der Zeitpunkt des Anrisses nicht ersichtlich. Eine Anrissbetrachtung analog zur Flachbiegung kann hier also nicht erfolgen. In situ Aufnahmen mit Filmkamera und Stroboskop gestalten sich auch schwierig, da sich die zugspannungsbeanspruchte Seite, also die Seite, wo der Riss sich öffnet, unten befindet. Darunter befindet sich gleich das Maschinenbett. Außerdem dürfte es aufgrund der Rotation trotz Stroboskoplicht schwierig werden, ein wirklich stehendes Bild zu erzeugen. Eine Möglichkeit wäre, die Software um ein Abschaltkriterium zu erweitern. Dies könnte geschehen, indem man sich prozentual auf die anfängliche Absenkung, eine vorgegebene Lastwechselzahl oder eine vorgegebene Absenkungsdistanz bezieht. Anschließend kann die Probe lichtmikroskopisch, evtl. unter Zuhilfenahme eines Farbeindringverfahrens, untersucht werden. Tauchen die ersten Risse, im Idealfall auch Gleitbänder auf, könnte eine zielgerichtete Präparation in Form eines Mikroschliffs erfolgen. Sicherlich ist es hilfreich, zunächst mechanisch polierte Proben zu verwenden, da es schwierig ist, auf rauen Oberflächen Gleitbänder zu entdecken. Weiterhin stellt sich die Grundsatzfrage, wo das Materialversagen beginnt: Nimmt man bereits die Gleitbänder als Rissbeginn oder dem Zeitpunkt, wenn das Rissstadium I sichtbar wird? Vermutlich wird man erst im Rissstadium I Anrisse metallographisch sauber bestimmen können, aber auch das wäre interessant, da so evtl. eine Korrelation mit der Absenkung hergestellt werden kann. Wie bei der Flachbiegung auch, werden sich insbesondere bei großen Lasten mehrere Anrisse bilden, die dann ins Probeninnere wachsen. Zwei weitere bereits genannte Aspekte wären die Verwendung von Druckgussproben und für das Festwalzen ein Werkzeug mit drei hydrostatischen Kugeln.

#### **6.2.3 Zug-Druck-Anordnung**

In Kap. 6.1.2 ist bereits beschrieben worden, dass die Art der mechanischen Oberflächenbehandlung aufgrund der makroskopisch großen Fehlstellen im Gefüge keinen gravierenden Einfluss auf die Lebensdauer hat. Auch hier wäre es sinnvoll, Versuche an einer Druckguss oder Knetlegierung durchzuführen. Die hier durchgeführten Versuche waren spannungskontrolliert. An dieser Stelle wird auf eine Auswertung der Hystereseschleifen, welche einen Spannung-Totaldehnung-Zusammenhang wiedergeben, verzichtet. Im Folgenden werden REM-Aufnahmen von den Bruchflächen gezeigt. Untersucht wurden alle Randschichtvariationen und für die Mikroskopie wurden ebenfalls durchschnittliche Proben von niedrigen und hohen Lastniveaus verwendet. Hier können anhand der Bruchflächen die Vermutungen die bereits bei der Präsentation und der Bewertung der Ergebnisse zu den Dauerschwingversuchen geäußert worden sind, belegt werden. Die Abb. 6.102 zeigt bspw. eine Rissanfangsstelle, welche sich im Probeninneren befindet (rechts oben). In Abb. 6.104 ist ein makroskopisch

großer Lunker zu sehen. Aufgrund der Beanspruchungsart sind die duktilen Ziehungen überwiegend senkrecht zur Bruchfläche und bilden typische Reisswaben. Hiervon sind Beispiele in der Abb. 6.102 und in höherer Auflösung in Abb. 6.107 dargestellt. Die Abb. 6.103 ist mit der lichtoptischen Einrichtung des REMs entstanden und zeigt die Bruchfläche aus einer anderen Perspektive. Auch hier gilt die Regel, dass je höher die Spannungsamplitude ist, desto mehr Anrisse befinden sich am Probenumfang. Die dargestellte Probe wurde mit einer Spannungsamplitude von 180 MPa belastet. Bei der vorliegenden mit großen Lunkern behafteten Gusslegierung finden sich entsprechend auch im Probeninneren Anrisse. In der Abb. 6.104 ist ein relativ großflächiger Dendrit in unmittelbarer Randschichtnähe zu sehen. Da hier kein Verbund zur Matrix vorlag, entfaltet solch eine Fehlstelle die gleiche Wirkung wie eine angerissene Probe. Die Abb. 6.105 zeigt die Bruchfläche einer Probe mit gedrehter Randschicht, welche mit 180 MPa in Salzlösung belastet wurde. Das Salz ist bereits auskristallisiert und befindet sich in den dendritischen Hohlräumen. In der Abb. 6.106 sind die Übersichtsaufnahme (links) und Details (rechts) der Bruchfläche einer festgewalzten Probe welche bei einer Spannungsamplitude von 40 MPa in Laboratmosphäre belastet wurde. Ein Rissbeginn erfolgte an einem Lunker, welcher sich in Randschichtnähe unterhalb des verfestigten Bereichs befand. Außerdem konnte auch hier wieder das Phänomen der Gleitbandbildung in der Bruchfläche beobachtet werden. Auch in der Zug-Druck-Wechselbeanspruchung weist die festgewalzte Zone gegenüber der restlichen Dauerbruchfläche ein anderes Erscheinungsbild auf.

### 6.2.3.1 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

#### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Laboratmosphäre

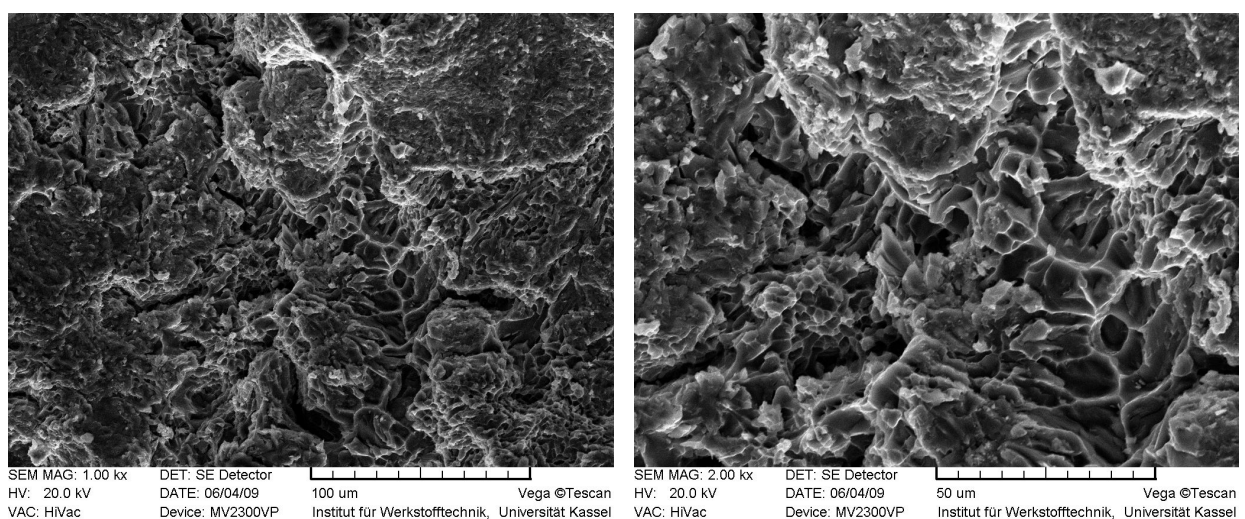


Abb. 6.101: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit gedrehter Randschicht aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 180$  MPa; Gewaltbruchfläche (links) und Reißwaben im Detail (rechts)

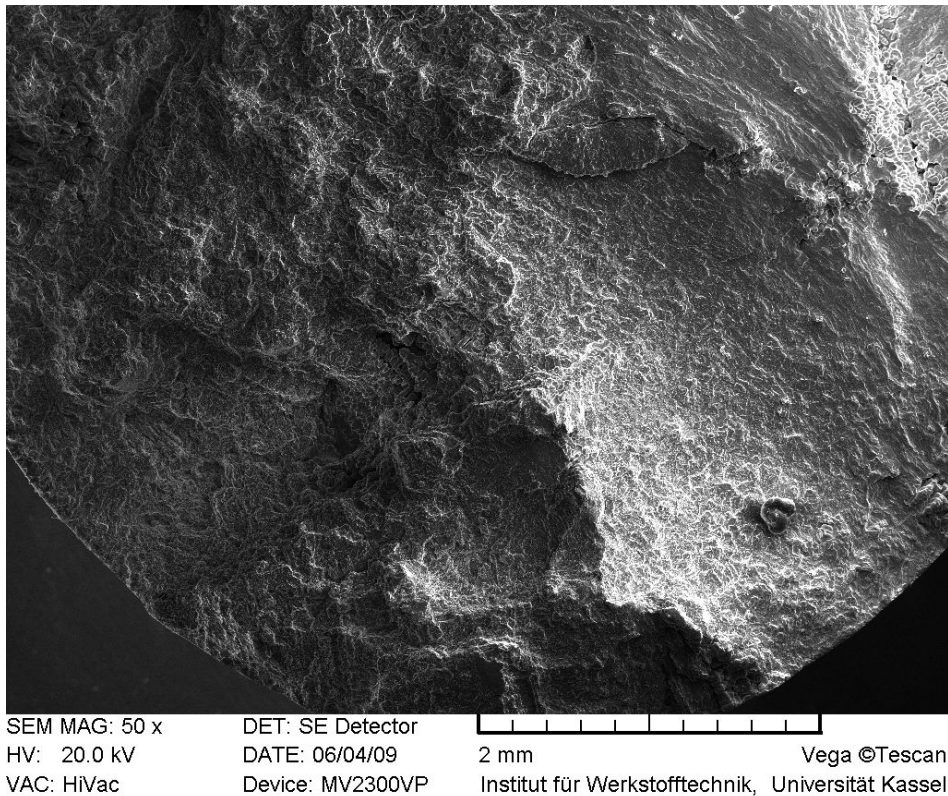


Abb. 6.102: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit gedrehter Randschicht aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 60$  MPa; Rissausgangsstelle im Probeninneren

### Verhalten der Proben mit gedrehter Randschicht in Salzlösung

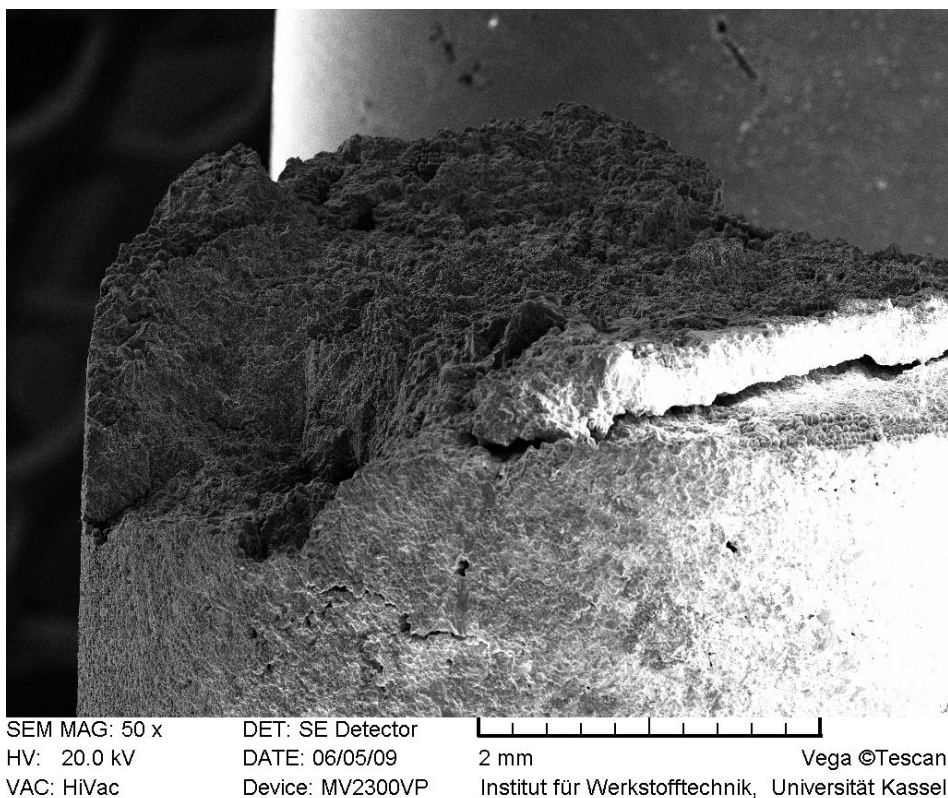


Abb. 6.103: Seitlicher Blick auf die Bruchfläche; Probe mit gedrehter Randschicht aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in SL mit  $\sigma_a = 180$  MPa; An der Probenaußenfläche sind deutlich mehrere Anrisse zu erkennen

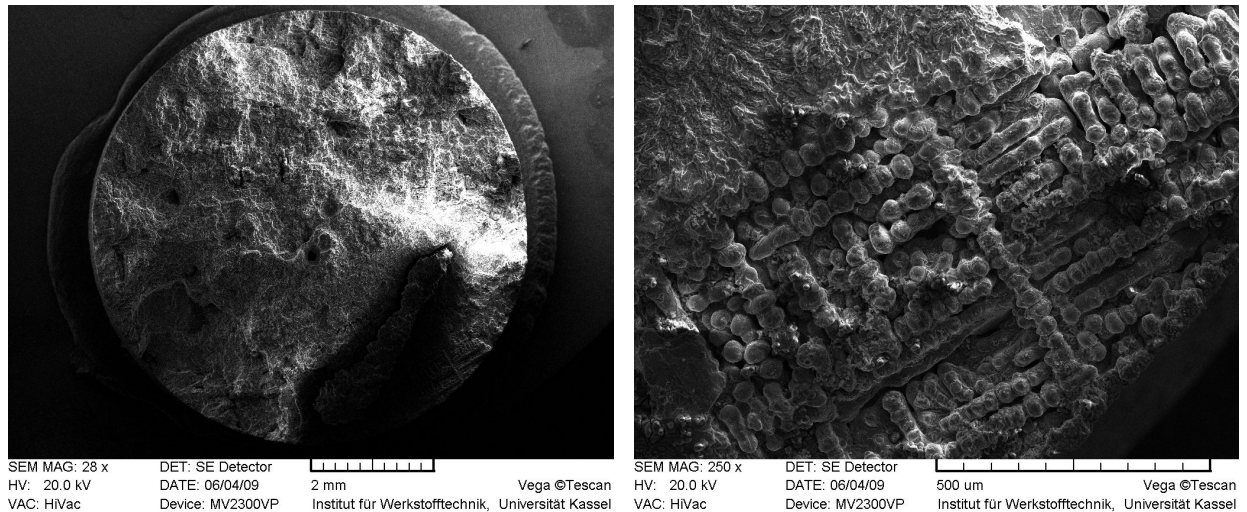


Abb. 6.104: Aufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit gedrehter Randschicht aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in SL mit  $\sigma_a = 180$  MPa; Übersicht (links) und Randschichtbereich mit Dendriten in der Rissausgangsstelle (rechts)

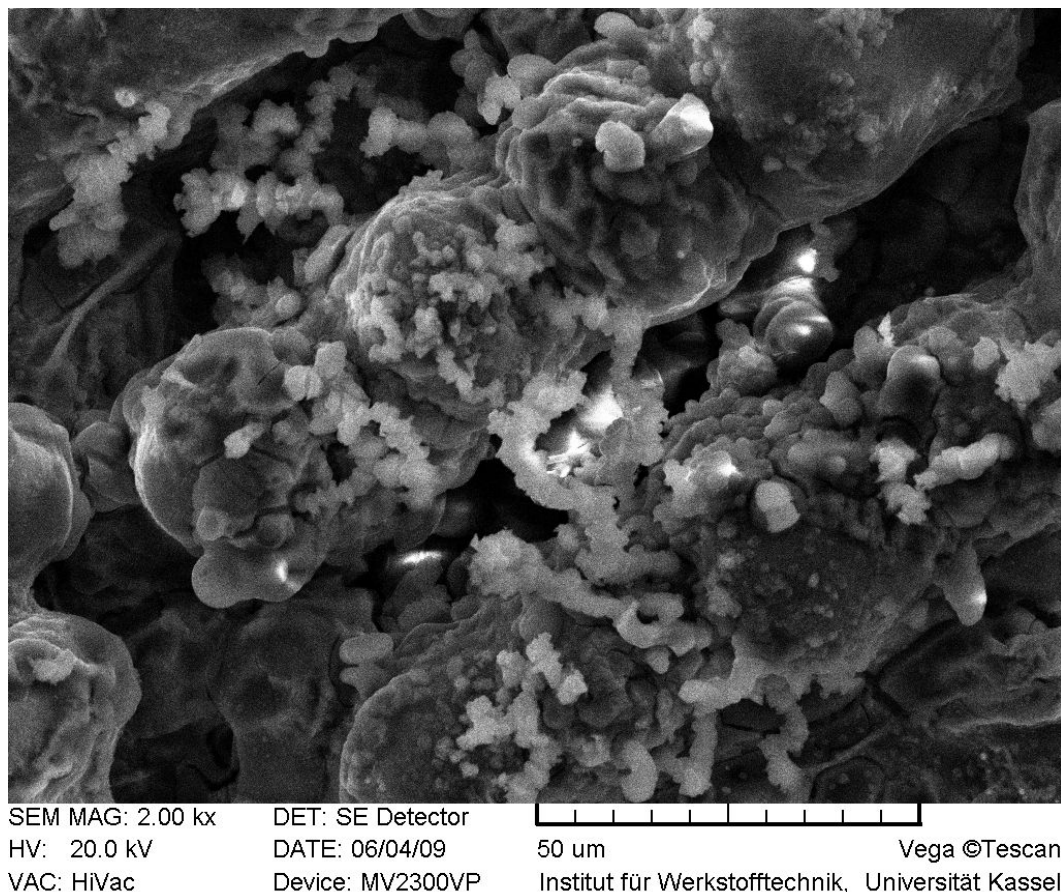


Abb. 6.105: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit gedrehter Randschicht aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch im SL mit  $\sigma_a = 180$  MPa; Salzkristalle haben sich in den Zwischenräumen (Lunkern) von Dendriten angesammelt



## Verhalten der Proben mit festgewalzter Randschicht in Laboratmosphäre

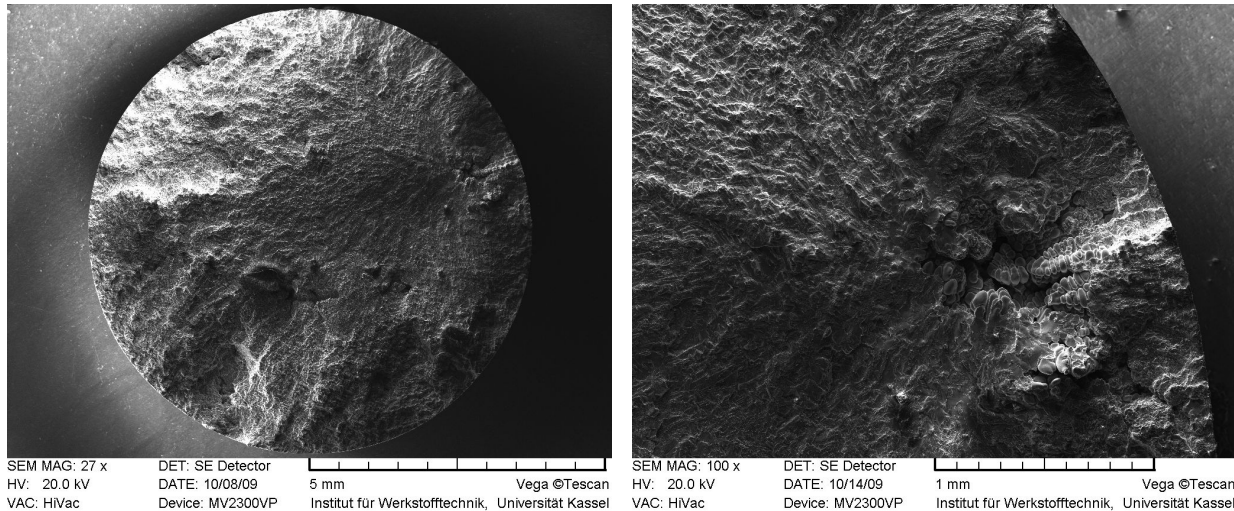


Abb. 6.106: Aufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit festgewalzter Randschicht aus Gusslegierung G-ALSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 40$  MPa; Übersicht (links) und Randschichtbereich mit Dendriten in der Rissausgangsstelle (rechts)

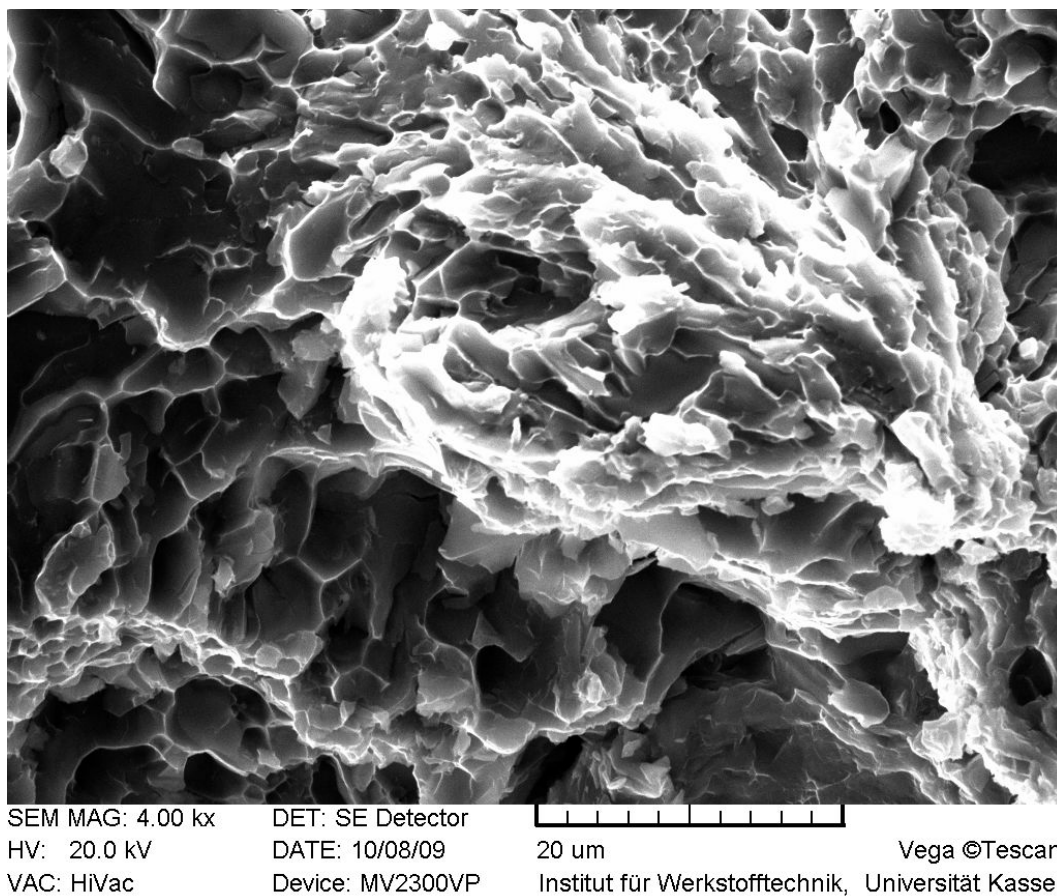


Abb. 6.107: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit festgewalzter Randschicht aus Gusslegierung G-ALSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 180$  MPa; Für eine Gewaltbruchfläche typische Reißwaben

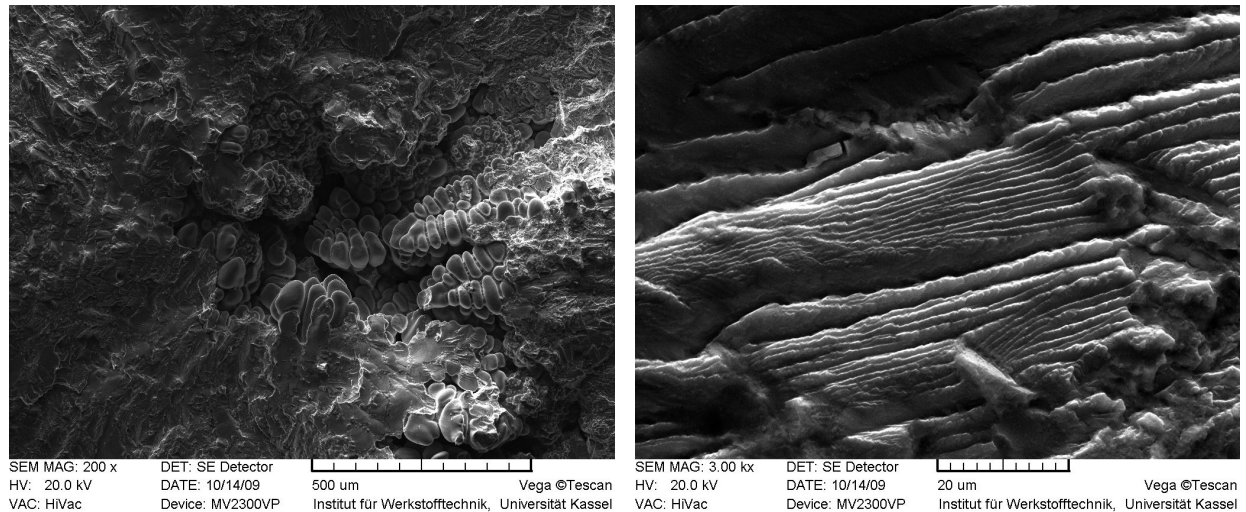


Abb. 6.108: Detailaufnahmen von der Bruchfläche; Probe mit festgewalzter Randschicht aus Gusslegierung G-AlSi9Cu3; Versuch in LA mit  $\sigma_a = 40$  MPa; Lunker im Detail (links) und Gleitbandbildung in der fraktographischen Fläche (rechts)

### 6.3 Elektrochemische Messungen im Dauerschwingversuch

Wie in Kap. 3.4 beschrieben, wurden Dauerschwingversuche mit elektrochemischem Messequipment durchgeführt. Hierbei handelt es sich um dieselben Gerätschaften, welche auch für die „stationären“ Versuche verwendet wurden. Eine Beschreibung befindet sich in Kap. 3.2. Die Erprobungen erfolgten dabei in Flachbiege- und Zug-Druck-Anordnung. Als korrosives Medium wurde bei der Flachbiegung Salzsprühnebel und bei den Zug-Druck-Versuchen eine 5 %ige Salzlösung verwendet. Außerdem wurden verschiedene Modi der Messmöglichkeiten der Fa. Gamry Instruments ausprobiert. Im Folgenden wird von derart gewonnen Ergebnissen eine Auswahl präsentiert.

#### 6.3.1 Flachbiegeanordnung

Die Ergebnisse und Bewertung sind nach Knet- und Gusslegierung unterteilt.

##### 6.3.1.1 Knetlegierung AlZn4,5Mg1

Die Abb. 6.109 bis 6.112 zeigen Versuche, in denen das Freie Korrosionspotenzial mit dem *CORPOT*-Modus gemessen wurde. Alle Versuche zeigen die Messdaten, die bei einer Randspannungsamplitude von ca. 170 MPa aufgezeichnet wurden. In den Diagrammen ist das Freie Korrosionspotenzial über der Zeit aufgetragen. Die rechte Ordinate zeigt den Verlauf der Randspannungsamplitude, welche aus der gemessenen Hüllkurve der Flato berechnet wurde. Auf der oberen Abszisse befinden sich die dazugehörigen Lastwechsel. Zeit- und Lastwechselachse sind aufeinander abgestimmt.



### Flachbiegeprobe mit unbehandelter Randschicht:

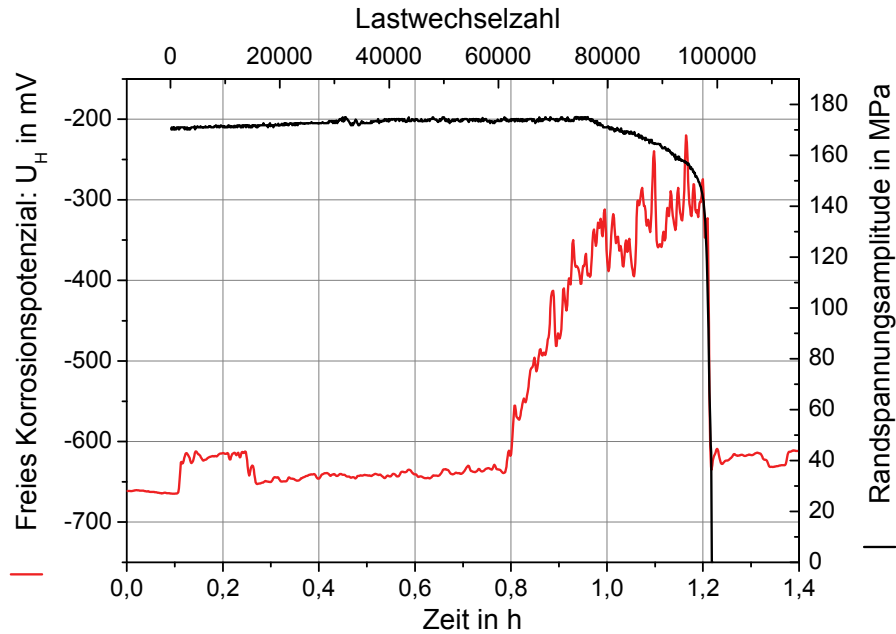


Abb. 6.109: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit unbehandelter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

### Flachbiegeprobe mit elektrolytisch polierter Randschicht:

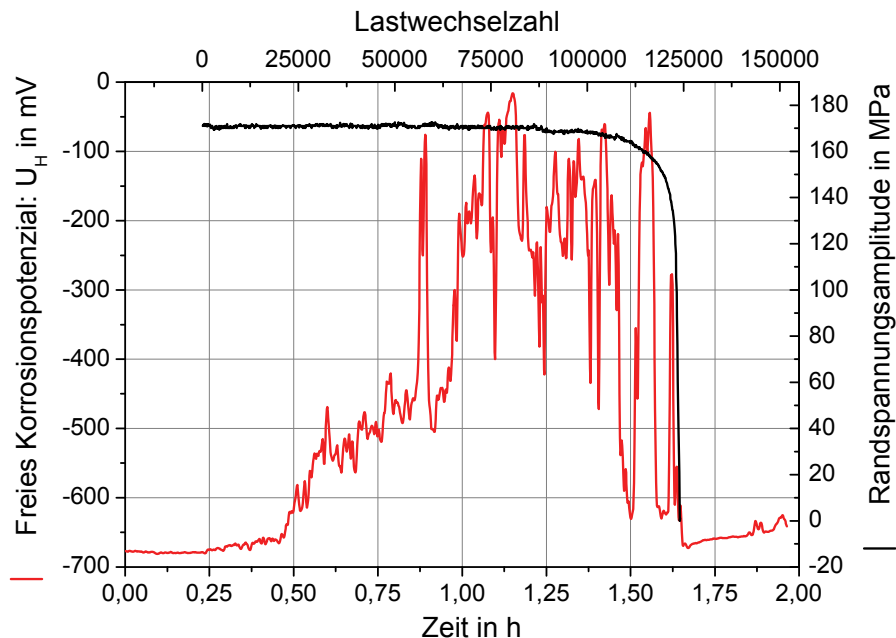


Abb. 6.110: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit elektrolytisch polierter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

### Flachbiegeprobe mit kugelgestrahlter Randschicht:

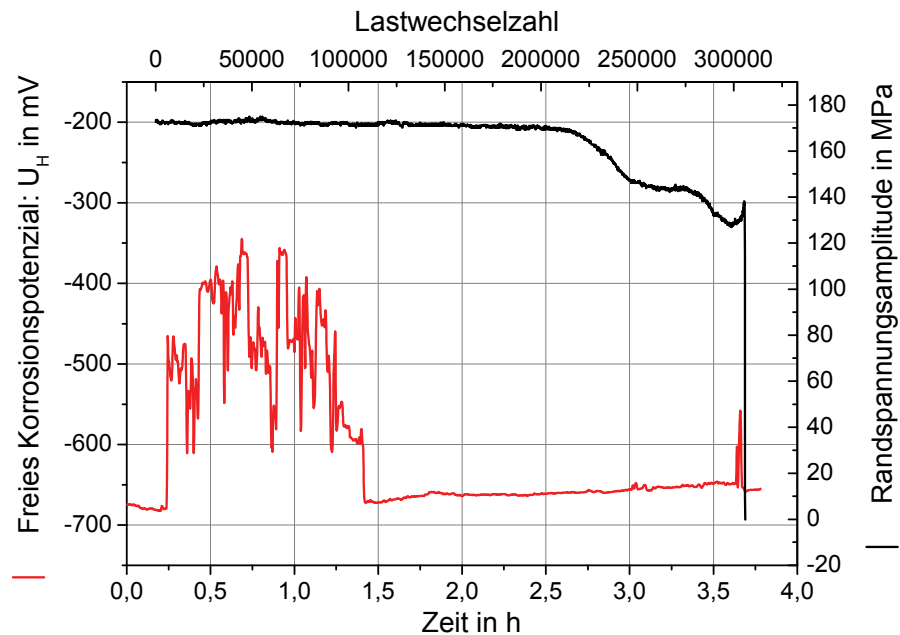


Abb. 6.111: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

### Flachbiegeprobe mit gefräster Randschicht:

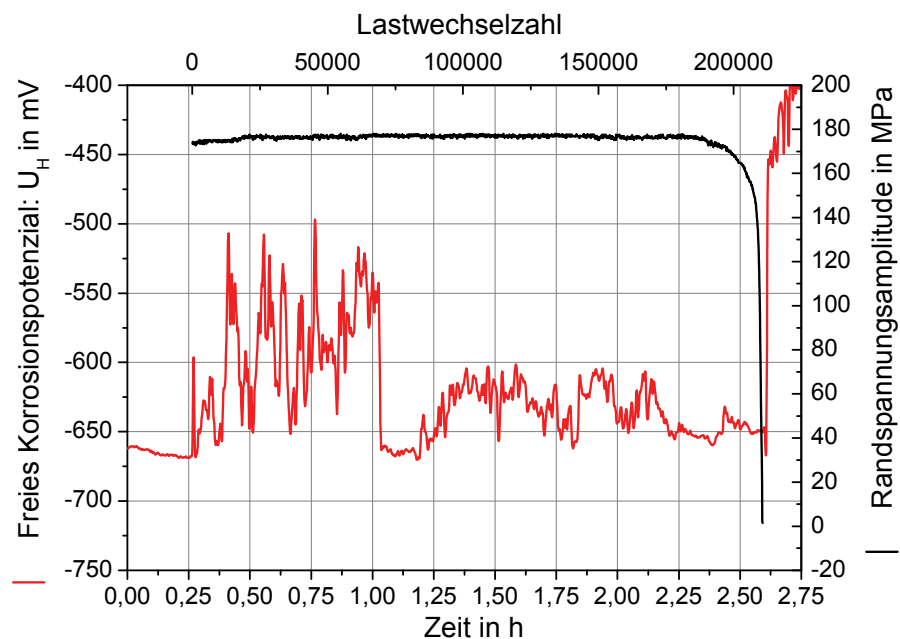


Abb. 6.112: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit gefräster Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

Beide fangen nicht immer bei Null an. Dieses liegt daran, dass das Freie Korrosionspotenzial bereits einige Minuten vor dem Anschalten der FlaTo aufgezeichnet wurde. So kann vorab der ordnungsgemäße Verlauf des Freien Korrosionspotenzials kontrolliert werden. Außerdem kann man die auftretenden Effekte auf das elektrochemische Verhalten bei zusätzlicher mechanischer Last verdeutlichen.

Abb. 6.109 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit unbehandelter Randschicht. Es startet bei ca. -660 mV und steigt an, wenn die Maschine angestellt wird. Nach 0,8 h steigt das Potenzial weiter an, mit einem Höchstwert von -220 mV, und fällt beim Bruch der Probe abrupt wieder auf das Niveau der unbelasteten Probe. Vergleicht man die Spannungsamplitudenhüllkurve mit dem Verlauf des Freien Korrosionspotenzials, so scheint die elektrochemische Messung sensibler auf die ersten Oberflächendefekte (Gleitbänder durchstoßen die schützende Aluminiumoxidschicht) zu reagieren.

Die Abb. 6.110 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit elektrolytisch polierter Randschicht. Ihr Anfangspotenzial liegt mit -675 mV etwas niedriger als die unbehandelte Randschicht, mit dem Anschalten steigt aber sogleich das Potenzial. In der ersten halben Stunde geschieht dies eher zögerlich, aber ab dem 50.000. Lastwechsel nimmt die elektrochemische Aktivität rapide zu und erreicht mit -20 mV in den Spitzen Höchstwerte. Im Vergleich dazu: Der an der Torsionsfeder gemessene Momentenabfall setzt erst bei 87.000 Lastwechseln ein. Durch die Vorschädigung der elektrolytischen Politur scheinen sich also nicht nur Grübchen zu bilden, welche das Dauerschwingverhalten negativ beeinflussen, sondern insgesamt scheint sich die Aluminiumoxidschicht nicht mehr in der Qualität wie vor dem Materialabtrag einzustellen.

Die Abb. 6.111 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit kugelgestrahlter Randschicht. Das Anfangspotenzial liegt in etwa bei -675 mV und mit dem Anschalten der FlaTo stellt sich sofort eine erhöht elektrochemische Aktivität ein. Diese dauert etwa 1,5 h und das Rauschen des Freien Korrosionspotenzials pendelt zwischen -600 mV und -350 mV. Danach fällt es abrupt wieder auf das ursprüngliche Niveau und steigt nur zögerlich an. Lediglich bei Probenbruch ist wieder ein Peak zu registrieren. Erst der Vergleich mit dem Rissverlauf der Probe und der Position der HABER-LUGGIN-Kapillare erklärt dieses Phänomen. Die Kapillare war von dem Riss, der sich letztendlich durchgesetzt hat, örtlich zu weit entfernt.

Die Abb. 6.112 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit gefräster Randschicht. Das Anfangspotenzial liegt in ca. -625 mV und ist damit etwas höher als bei den anderen Randschichtvarianten. Mit dem Einschalten der FlaTo stellt sich auch hier sofort eine erhöht elektrochemische Aktivität ein. Das Rauschen des Potenzials liegt in einer Streubreite von -650 mV und -500 mV. Für eine kurze Dauer fällt es wieder auf das Anfangsniveau, die elektrochemische Aktivität nimmt dann

aber wieder zu. Dabei pendelt es dann zwischen Werten von -650 mV und -600 mV. Bei Probenbruch ist wieder ein Peak erkennbar. Auch hier spielt die Messposition eine Rolle. Ein weiteres Problem ist, dass insbesondere bei hohen Randspannungsamplituden mehrere Anrisse auftauchen. Das Verhältnis von korrodierender Probenoberfläche zur Diaphragmafläche ist einfach zu groß und über das feuchte Glasvlies ist der Ionenaustausch nicht so gut, wie bspw. in elektrolytischer Flüssigkeit. Verbesserungsmöglichkeiten wären die Verkleinerung der Proben oder das Verwenden mehrerer Referenzelektroden, was aber wiederum eine Vervielfachung der Datenmenge nach sich zöge.

Im folgenden Abschnitt werden Ergebnisse präsentiert, die mit dem ECN-Modus, also das Elektrochemische Rauschen, gemessen wurden. Die Abb. 6.113 zeigt den Stromrauschen-Zeit- und den Spannungsrauschen-Zeit Verlauf einer Flachbiegeprobe mit unbehandelter Randschicht. Die Messmethode liefert außerdem noch die Daten für die Verläufe von der gemittelten Spannung und dem gemittelten Strom. Diese befinden sich der Übersicht halber in einem zweiten Diagramm, vgl. Abb. 6.114. In beiden Diagrammen sind ebenfalls die dazugehörigen Hüllkurven der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel eingetragen. Im Salzsprühnebel wird ein Stromrauschen im nA-Bereich gemessen. Dies ist das untere Limit vom Messbereich des Potentiostaten. Hier ist es noch wichtiger, dass die Referenzelektrode in Nähe des Risses platziert ist. Ist sie das nicht, so werden zwar Effekte der zusätzlichen mechanischen Last registriert, aber nicht die Auswirkungen des Risses. Lediglich bei Probenbruch stellt sich ein größerer Peak ein. Dies ist leider auch der Fall bei den Versuchen mit elektrolytisch polierter Randschicht, vgl. Abb. 6.115 und 6.116, und bei der gefrästen Randschicht, vgl. Abb. 6.119 und 6.120. Bemerkenswert ist die Auswertung für den Versuch mit der kugelgestrahlten Probe. Hier war die Referenzelektrode in der Nähe einer Rissausgangsstelle. Die Ergebnisse sind in den Diagrammen 6.117 und 6.118 wiedergegeben. Bei ca. 130.000 Lastwechseln registrieren die DMS der Torsionsfedermesswelle eine Schwankung im Verlauf der Hüllkurve. Anschließend stabilisiert sich der Verlauf. Kurz nach 130.000 Lastwechseln steigt prompt das Stromrauschen. Dieses nimmt dann nochmals beträchtlich zu und fällt bei Probenbruch abrupt ab. Wie Abb. 6.118 zeigt, finden sich diese Effekte auch in den Verläufen von der gemittelten Spannung bzw. Strom wieder.

### Flachbiegeprobe mit unbehandelter Randschicht:

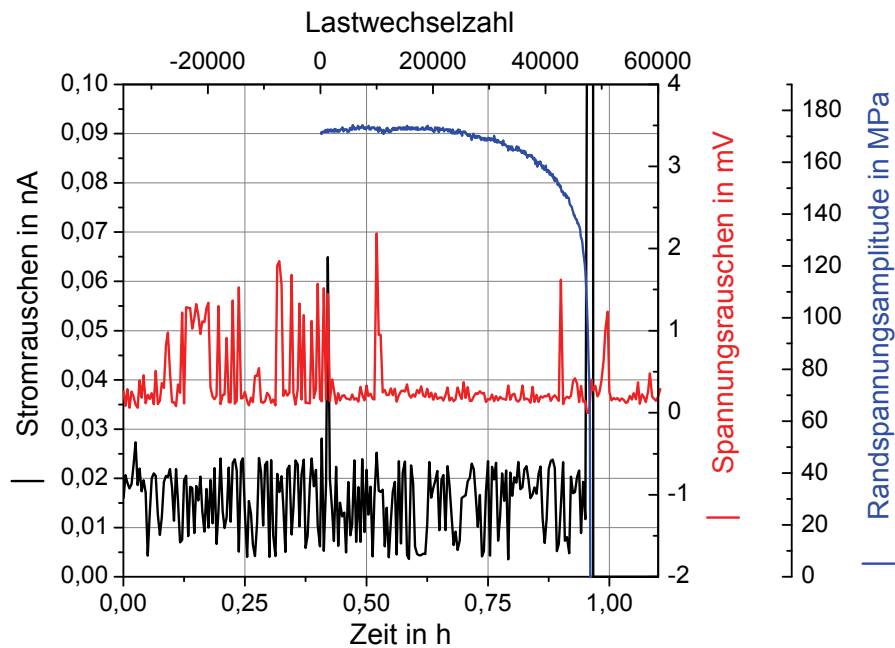


Abb. 6.113: Strom- und Spannungsrauschen sowie der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit unbehandelter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

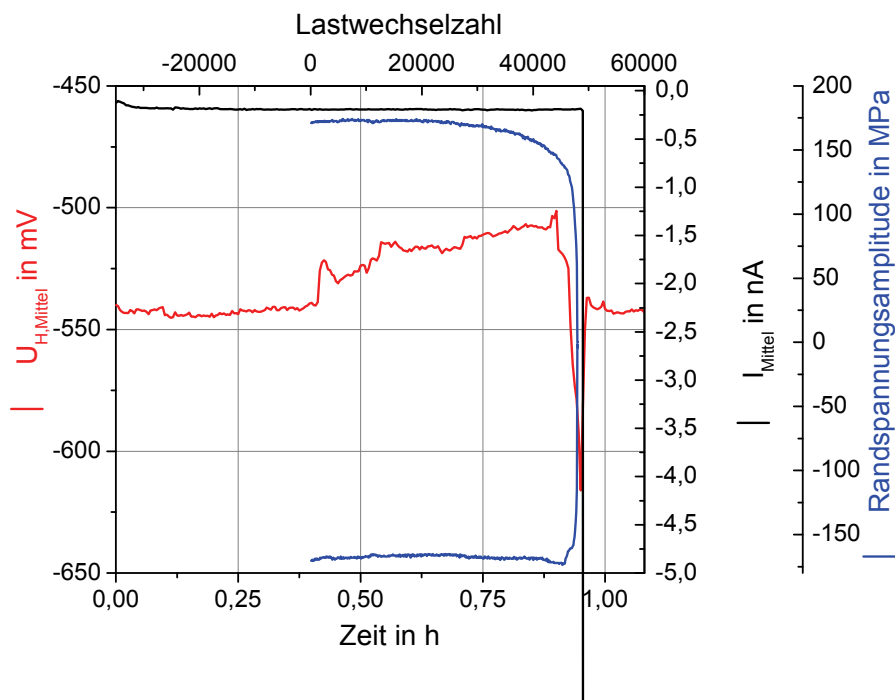


Abb. 6.114: Randspannungsamplitude, mittlerer Strom- und Potenzial-Verlauf in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit unbehandelter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

### Flachbiegeprobe mit elektrolytisch polierter Randschicht:

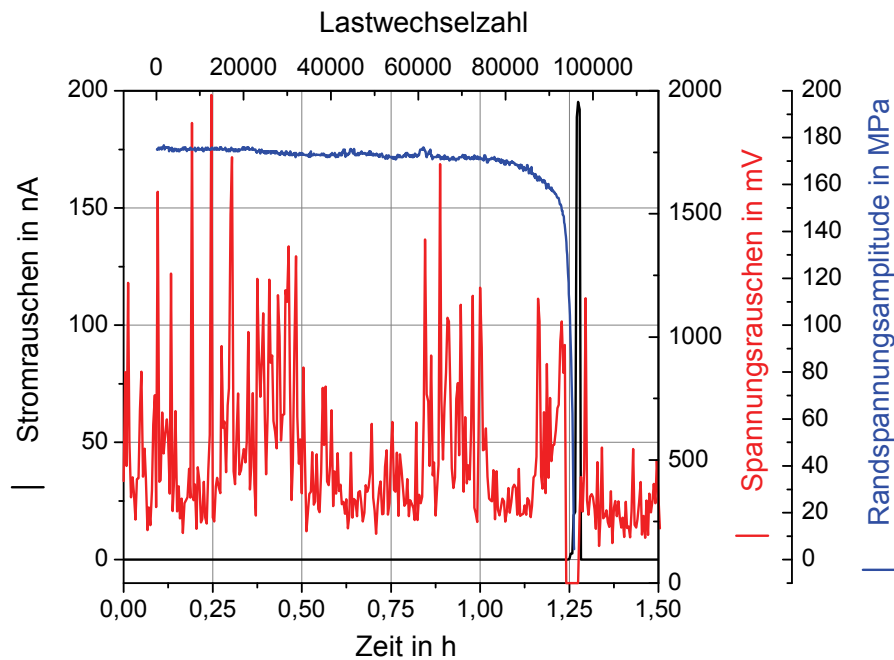


Abb. 6.115: Strom- und Spannungsrauschen sowie der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit elektrolytisch polierter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

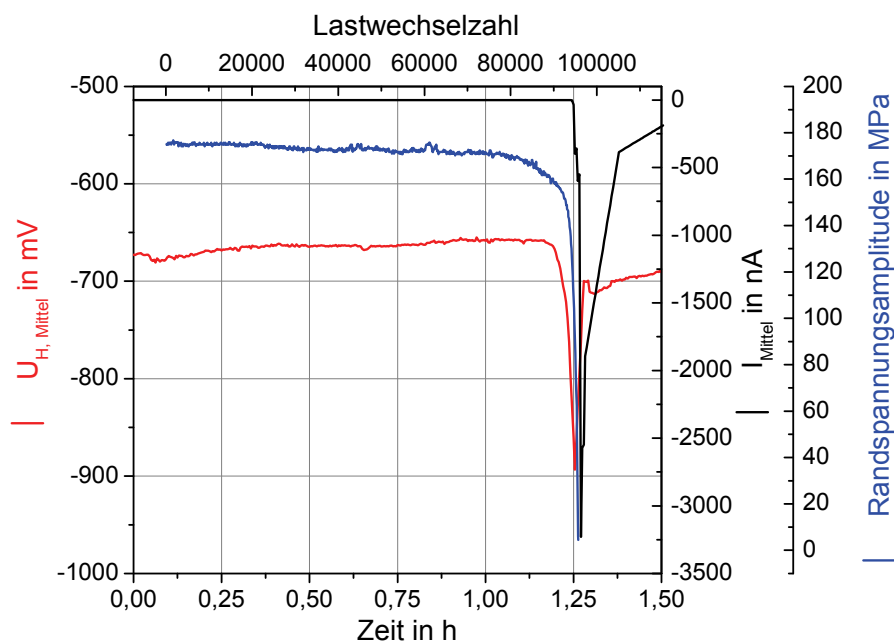


Abb. 6.116: Randspannungsamplitude, mittlerer Strom- und Potenzial-Verlauf in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit elektrolytisch polierter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn4,5Mg1

### Flachbiegeprobe mit kugelgestrahlter Randschicht:

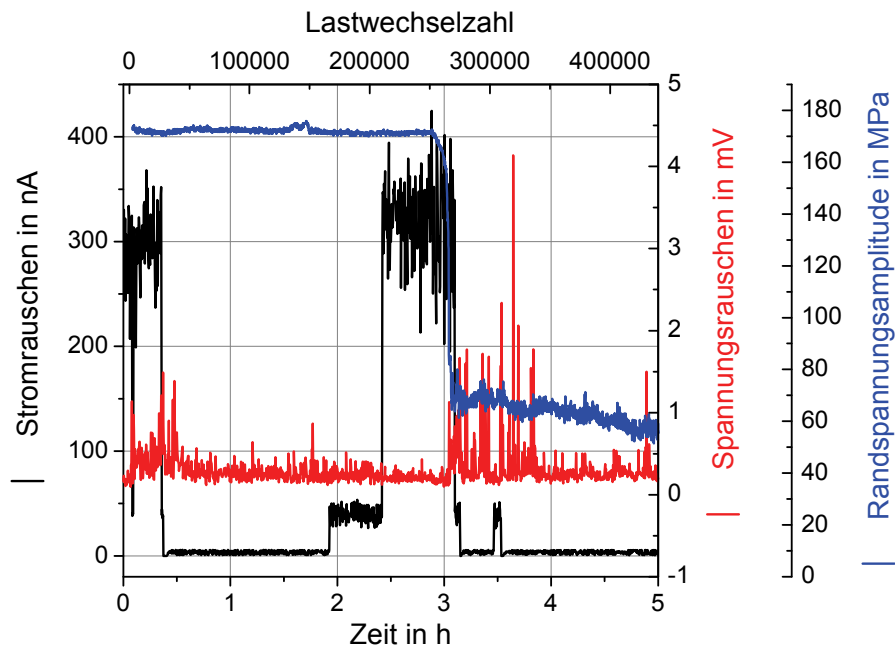


Abb. 6.117: Strom- und Spannungsrauschen sowie der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub>

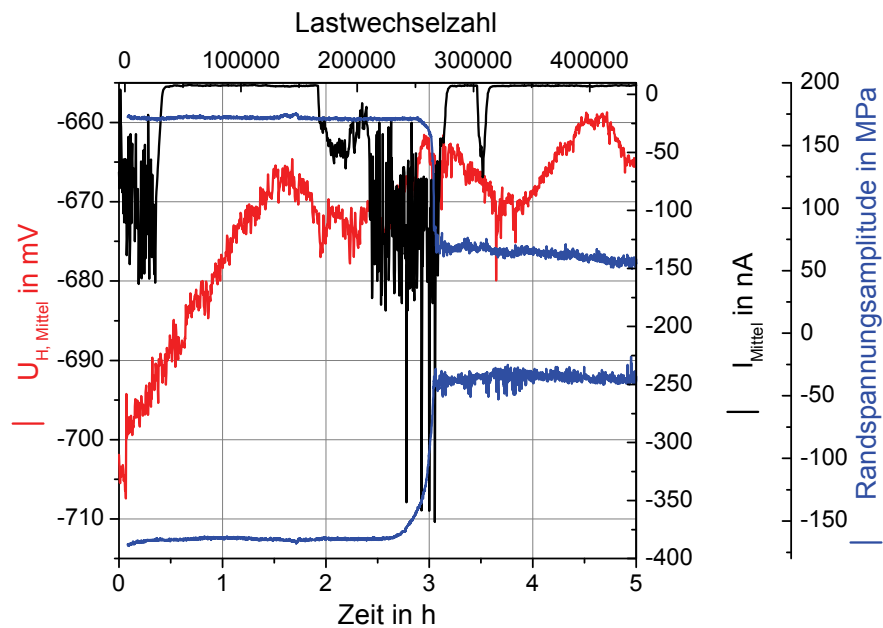


Abb. 6.118: Randspannungsamplitude, mittlerer Strom- und Potenzial-Verlauf in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Knetlegierung AlZn<sub>4,5</sub>Mg<sub>1</sub>



### Flachbiegeprobe mit gefräster Randschicht:

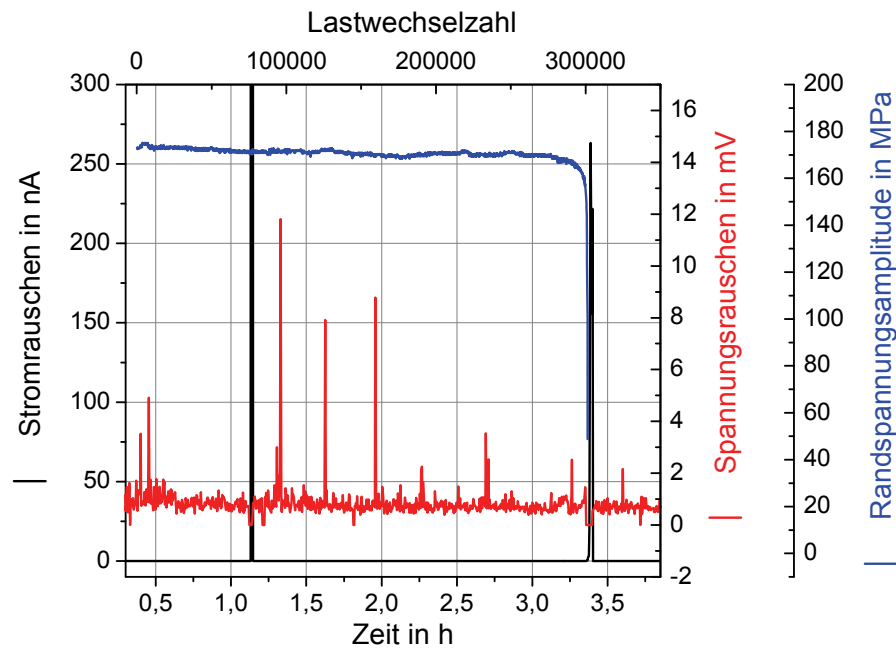


Abb. 6.119: Strom- und Spannungsrauschen sowie der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit gefräster Randschicht aus der Knetlegierung  $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$

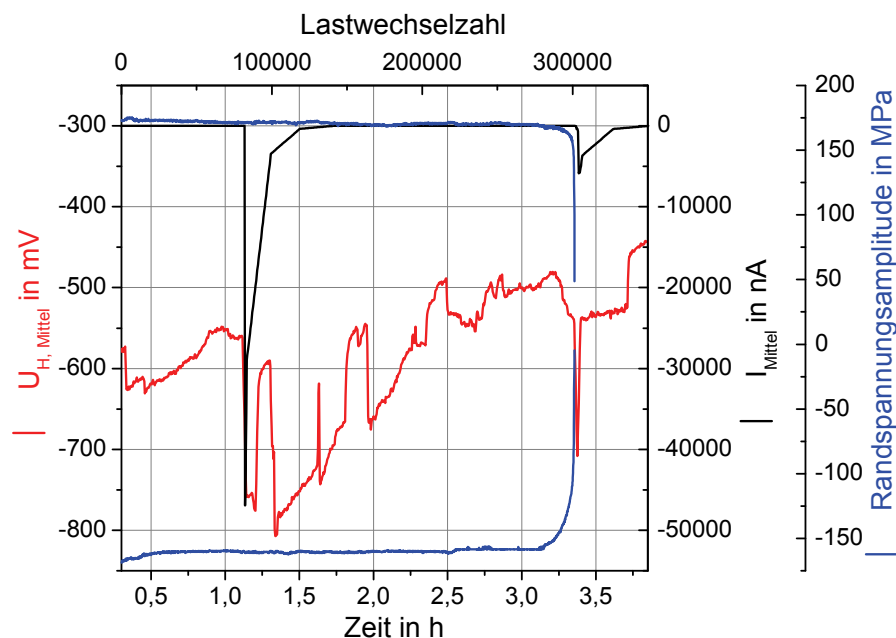


Abb. 6.120: Randspannungsamplitude, mittlerer Strom- und Potenzialverlauf in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Probe mit gefräster Randschicht aus der Knetlegierung  $\text{AlZn}_{4,5}\text{Mg}_1$

### 6.3.1.2 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die Abb. 6.121 bis 6.128 zeigen Versuche, in denen das Freie Korrosionspotenzial mit dem *CORPOT*-Modus gemessen wurde. Von allen Randschichtvarianten werden jeweils eine Erprobung auf niedrigem und eine auf hohem Niveau gezeigt, um am Verlauf des Freien Korrosionspotenzials den Einfluss der mechanischen Spannung deutlich zu machen. Die Abb. 6.121 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit Gusshaut bei einer Randspannungsamplitude von 100 MPa. Es startet bei ca. -515 mV und steigt steil an. Ebenso nimmt der Rauschanteil zu. Nach etwa 2 h 45 min fällt das Potenzial abrupt auf -520 mV und steigt dann wieder an. Die elektrochemische Aktivität nimmt dabei zu, wie an der Rauschstreubreite zu erkennen ist. An der Hüllkurve ist auffällig, dass sie von Beginn an fällt. Das könnte bedeuten, dass hier eine kontinuierliche Entfestigung vorliegt. Die Abb. 6.122 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit Gusshaut bei einer Randspannungsamplitude von 250 MPa. Auch hier scheint es von Beginn an eine Materialentfestigung zu geben. Für die FlaTos gelten: Je größer die Randspannungsamplitude, desto wahrscheinlicher ist es, dass die Proben außermittig anreißen, was auch hier vorgelegen hat. Dieses lässt sich ebenso an dem Verlauf des Freien Korrosionspotenzials ablesen. Es zeigt kaum Rauschen. Trotzdem lässt sich hier eine Information gewinnen. Mit zunehmender mechanischer Spannung fällt das Freie Korrosionspotenzial auf negativere Werte.

Die Abb. 6.123 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit einer gefrästen Randschicht bei einer Randspannungsamplitude von 70 MPa. Auch hier ist mit Beaufschlagung von mechanischer Last ein Abfall im Potenzialverlauf zu beobachten. Nach einer Dauer von ca. 70 h ist ein sprunghafter Anstieg zu sehen und die elektrochemische Aktivität nimmt deutlich zu. Bis dahin ertrug die Probe mehr als  $6 \cdot 10^6$  Lastwechsel. Der Anriss ist hier in der Hüllkurve etwas eher auszumachen. Die Abb. 6.124 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit einer gefrästen Randschicht bei einer Randspannungsamplitude von 190 MPa. Die Probe ertrug auf dem hohen Lasthorizont etwas mehr als 8.000 Lastwechsel und ist spontan gebrochen. Die Aufzeichnung mit der Referenzelektrode ergab eine größere Schwankung kurz vor dem Probenversagen.

Die Abb. 6.125 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit einer kugelgestrahlten Gusshaut bei einer Randspannungsamplitude von 100 MPa. Die Hüllkurve lässt auf ein entfestigendes Materialverhalten von Beginn an schließen. Das Freie Korrosionspotenzial zeigt über den gesamten Verlauf eine hohe Aktivität. Die Abb. 6.126 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit einer kugelgestrahlten Gusshaut bei einer Randspannungsamplitude von 200 MPa. Der Versuch dauerte nicht länger als 15 min. Ohne mechanische Belastung zeigte das Freie Korrosionspotenzial ein großes Rauschen. Nach dem Einschalten der Maschine fiel das Potenzial

ab. Eine Korrelation zum Anrissbeginn nach Interpretation der Hüllkurve ist nicht auszumachen.

Die Abb. 6.127 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit einer gefrästen und kugelgestrahlten Randschicht bei einer Randspannungsamplitude von 70 MPa. Die Probe zeigte von Beginn an ein entfestigendes Materialverhalten. Der Versuch dauerte knapp 60 h. Der Verlauf des Freien Korrosionspotenzials ist verrauscht und weist zudem große Schwankungen zwischen -490 mV und -560 mV auf. Die Abb. 6.128 zeigt den Verlauf des Freien Korrosionspotenzials einer Flachbiegeprobe mit einer gefrästen und kugelgestrahlten Randschicht bei einer Randspannungsamplitude von 220 MPa. Ohne mechanische Last weist das Freie Korrosionspotenzial ein Niveau von -518 mV auf. Beim Einschalten der FlaTo wurde mit dem Referenzsensor ein negativer Peak registriert. Das Materialverhalten war entfestigend und das Freie Korrosionspotenzial stieg an und legte nochmal zu, als die Hüllkurve abknickte.

#### Flachbiegeprobe mit Gusshaut:

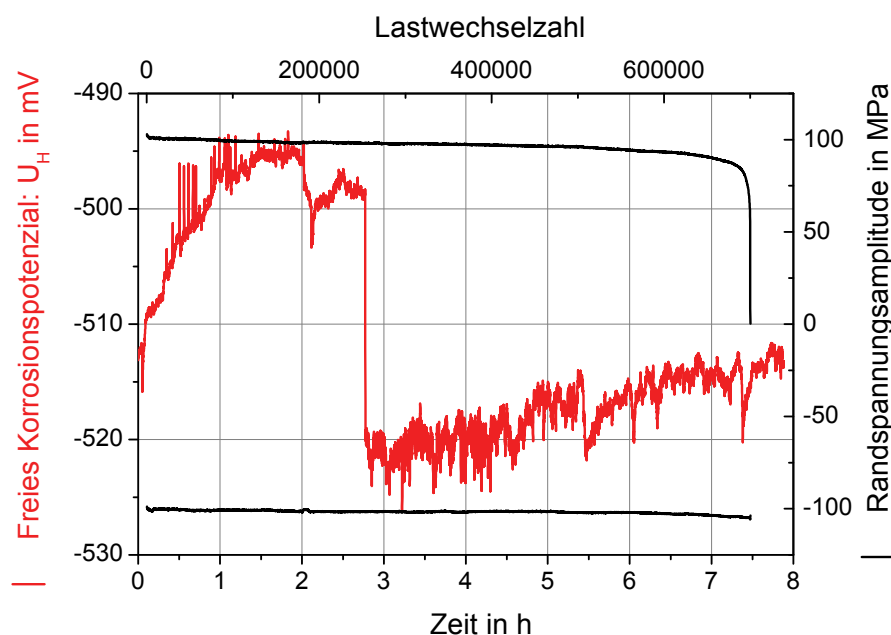


Abb. 6.121: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 100$  MPa; Probe mit Gusshaut aus der Legierung G-AlSi9Cu3

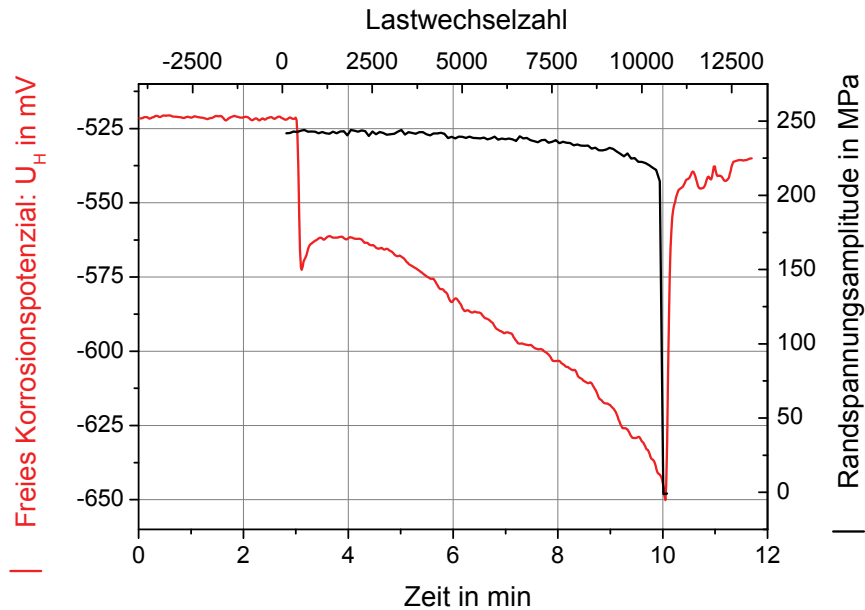


Abb. 6.122: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 250$  MPa; Probe mit Gusschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

Flachbiegeprobe mit gefräster Randschicht:

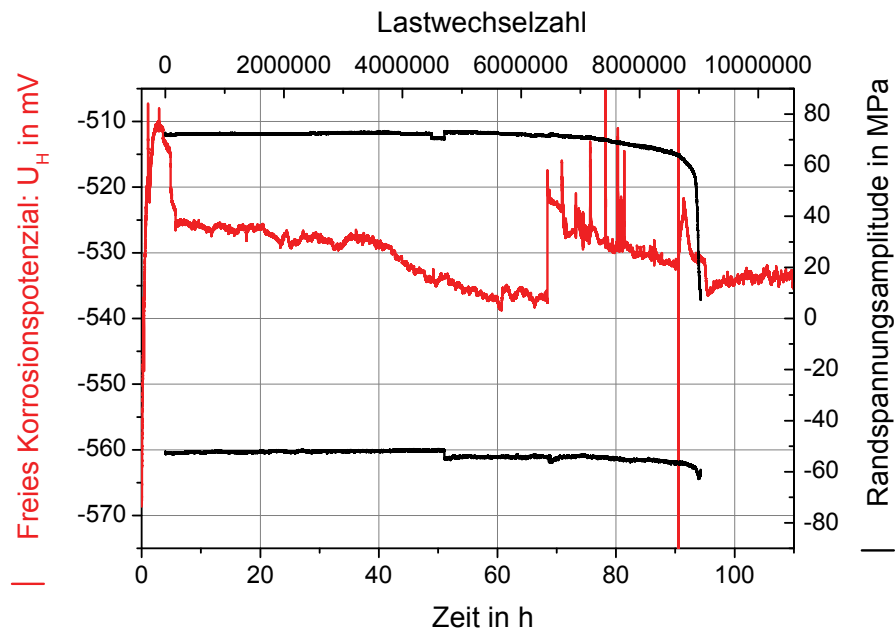


Abb. 6.123: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 70$  MPa; Probe mit gefräster Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

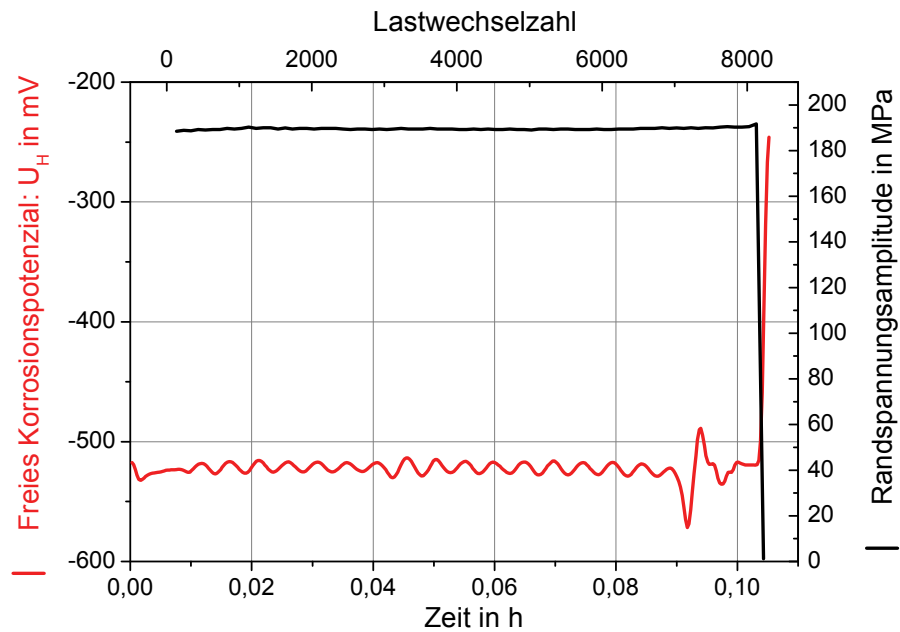


Abb. 6.124: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 190$  MPa; Probe mit gefräster Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

Flachbiegeprobe mit kugelgestrahlter Gusschaut:

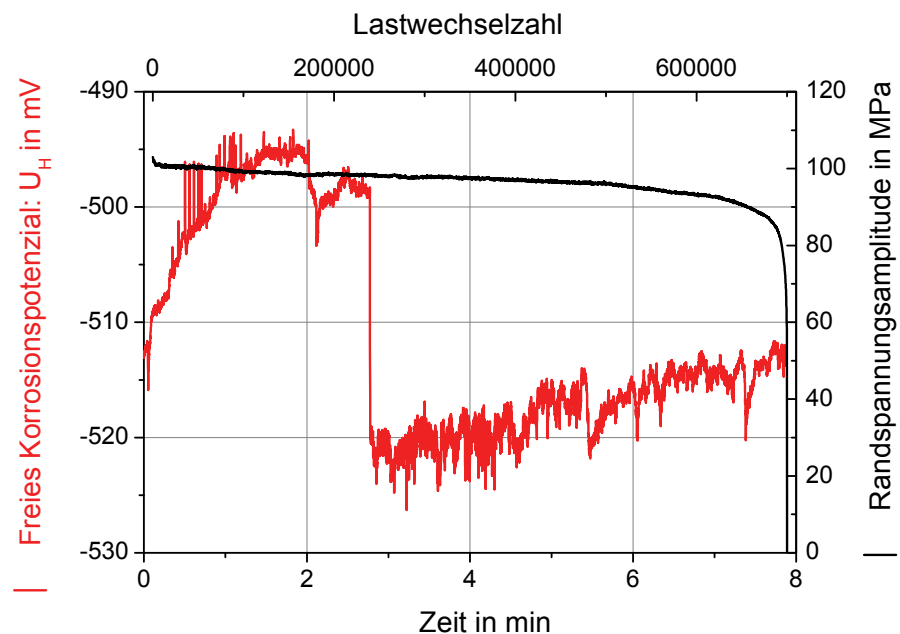


Abb. 6.125: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 100$  MPa; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

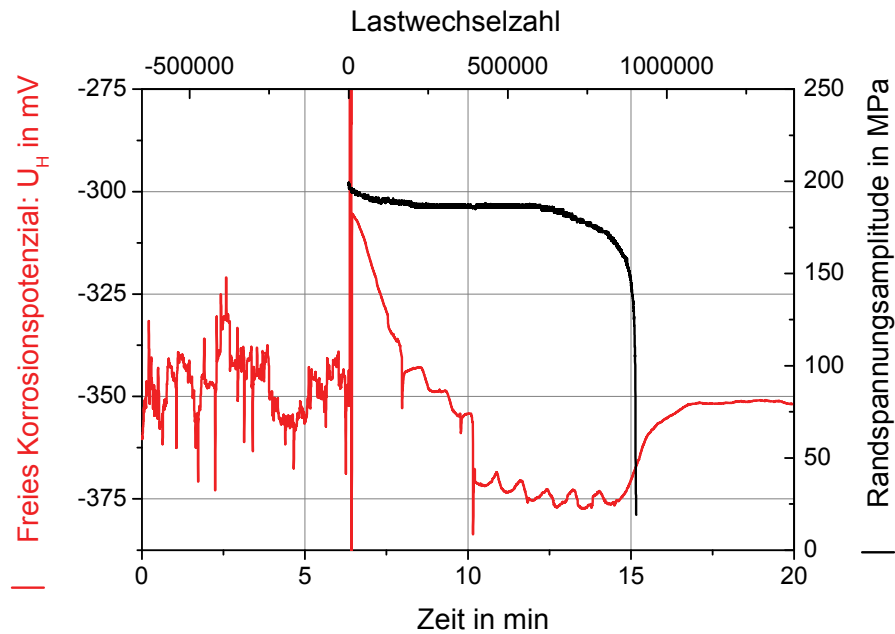


Abb. 6.126: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 200$  MPa; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

Flachbiegeprobe mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht:

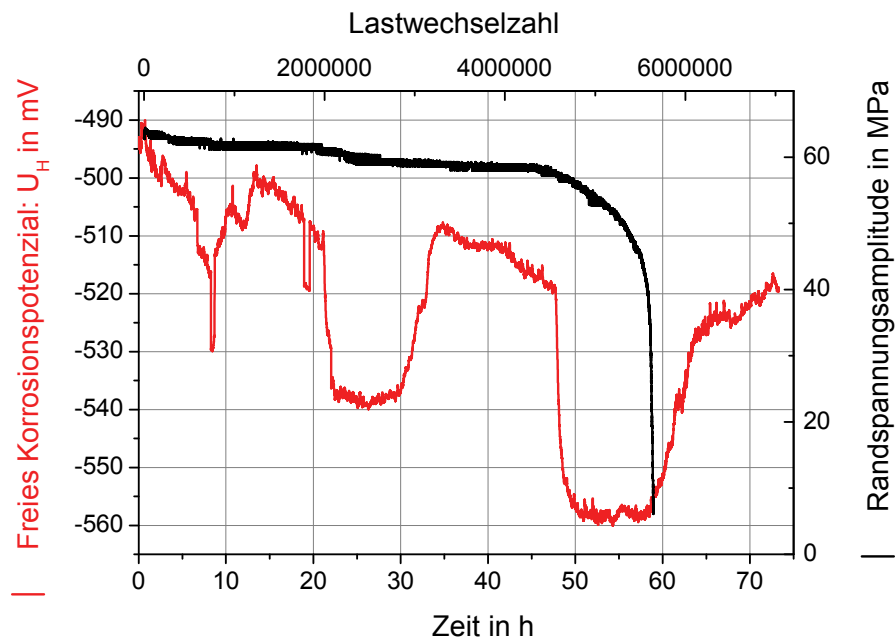


Abb. 6.127: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 70$  MPa; Probe mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

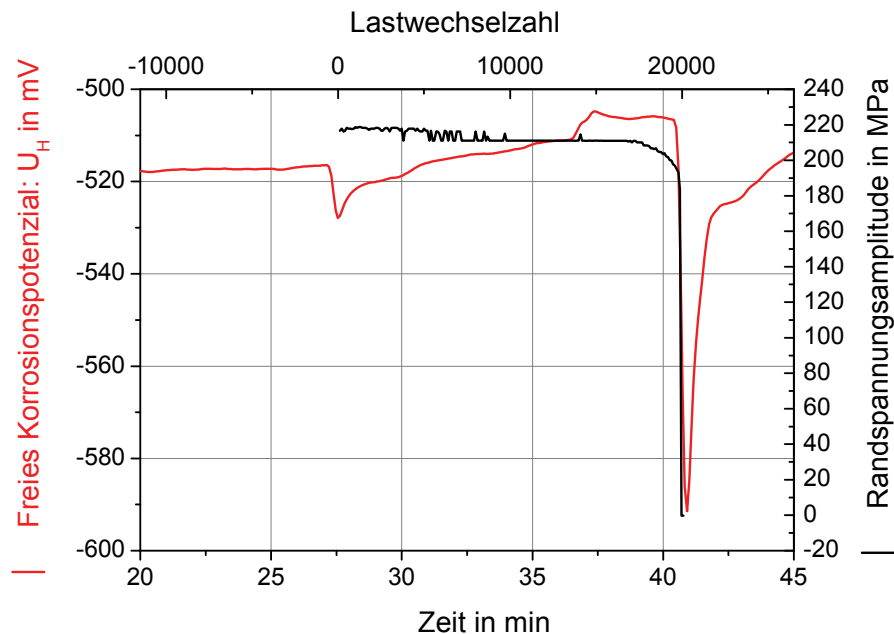


Abb. 6.128: Freies Korrosionspotenzial und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start  $\sigma_a = 220$  MPa; Probe mit gefräster und kugelgestrahlter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

Der Potentiostat verfügt über einen Elektrochemischen Signal Analysator. Mit diesem kann ebenfalls das Freie Korrosionspotenzial und das Stromrauschen gemessen werden. Dafür muss die Software ESA 410 von der Fa. Gamry Instruments verwendet werden. Hiermit kann man Elektrochemisches Rauschen noch feiner auflösen, entsprechend groß werden dann aber die Datensätze, die schnell herkömmliche Tabellenkalkulationsprogramme an ihre Grenzen bringen. Die Abb. 6.129 zeigt eine solche Versuchsauswertung am Beispiel einer Flachbiegeprobe mit kugelgestrahlter Gusschicht. Die Randspannungsamplitude betrug 220 MPa. Das Freie Korrosionspotenzial startet bei ca. -560 mV. Nach dem Einschalten der Maschine sank das Potenzial und die Probe zeigte entfestigendes Materialverhalten. Das Potenzial stieg kontinuierlich an und rauschte heftig, bevor die Probe brach. Bemerkenswert ist, dass das Stromrauschen sich über den ganzen Zeitraum konstant verhält. Es bewegt sich dabei in einem Bereich zwischen 40 nA und 80 nA. Demnach kann aus dem Stromrauschen kein Zusammenhang zum Anriss oder Rissfortschritt hergestellt werden.



### Flachbiegeprobe mit kugelgestrahlter Gusschaut:

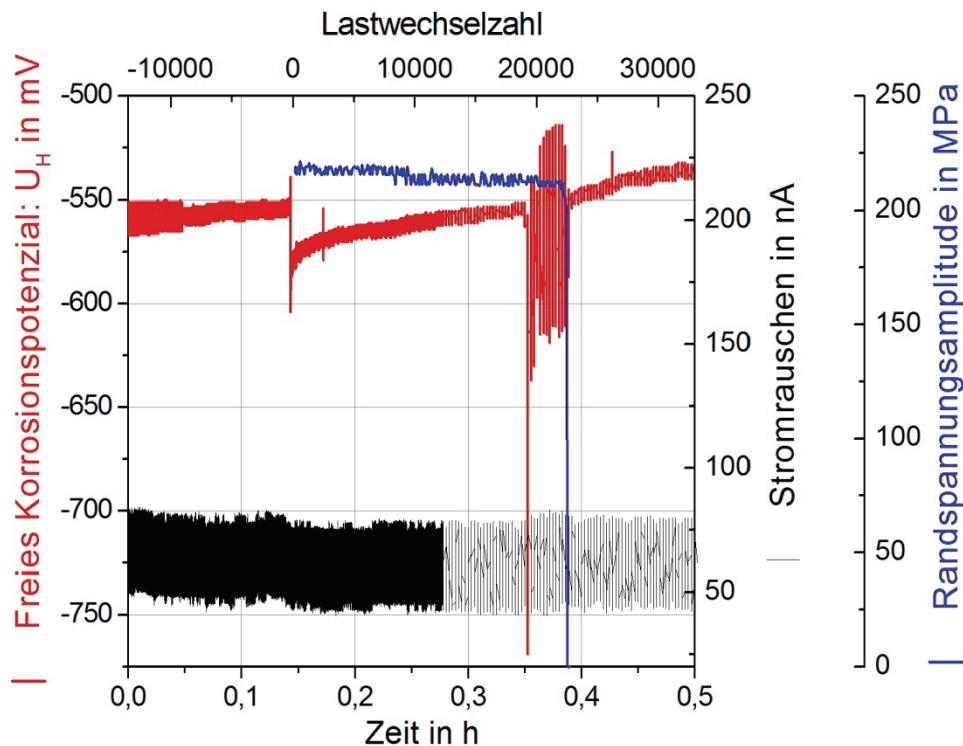


Abb. 6.129: Freies Korrosionspotenzial, Stromrauschen und der Verlauf der Randspannungsamplitude in Abhängigkeit von Zeit und Lastwechsel; Start bei  $\sigma_a = 220$  MPa; Probe mit kugelgestrahlter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

### 6.3.2 Zug-Druck-Anordnung

Die Dauerschwingversuche in Zug-Druck-Anordnung mit zusätzlicher korrosiver Belastung wurden an Proben mit gedrehter Randschicht durchgeführt. Als korrosives Medium wurde hier eine 5 %ige NaCl-Lösung verwendet, welches einen besseren Ladungsaustausch als ein Glasvlies in Salzsprühnebel ermöglicht.

#### 6.3.2.1 Gusslegierung G-AlSi9Cu3

Die hier gezeigten Ergebnisse sind mit dem *ESA 410*-Modus aufgenommen worden. Die Abb. 6.130 bis 6.135 zeigen das Stromrauschen und das Freie Korrosionspotenzial in Abhängigkeit der Zeit. Die Diagramme zeigen jeweils die Messdaten aus spannungskontrollierten Versuchen mit Amplituden von 40 MPa, 60 MPa, 80 MPa, 130 MPa und 180 MPa. Auf dem niedrigsten Lasthorizont bewegte sich das Stromrauschen zwischen 18,5  $\mu$ A und 25,5  $\mu$ A, auf dem höchsten Lasthorizont zwischen 80  $\mu$ A und 95  $\mu$ A. In der „stationären“ elektrochemischen Messzelle, also ohne mechanische Last, erreichte das Stromrauschen Werte zwischen 4  $\mu$ A und 18  $\mu$ A, vgl. Abb. im Anhang.

### Wärmebehandelte Zug-Druck-Probe mit gedrehter Randschicht:

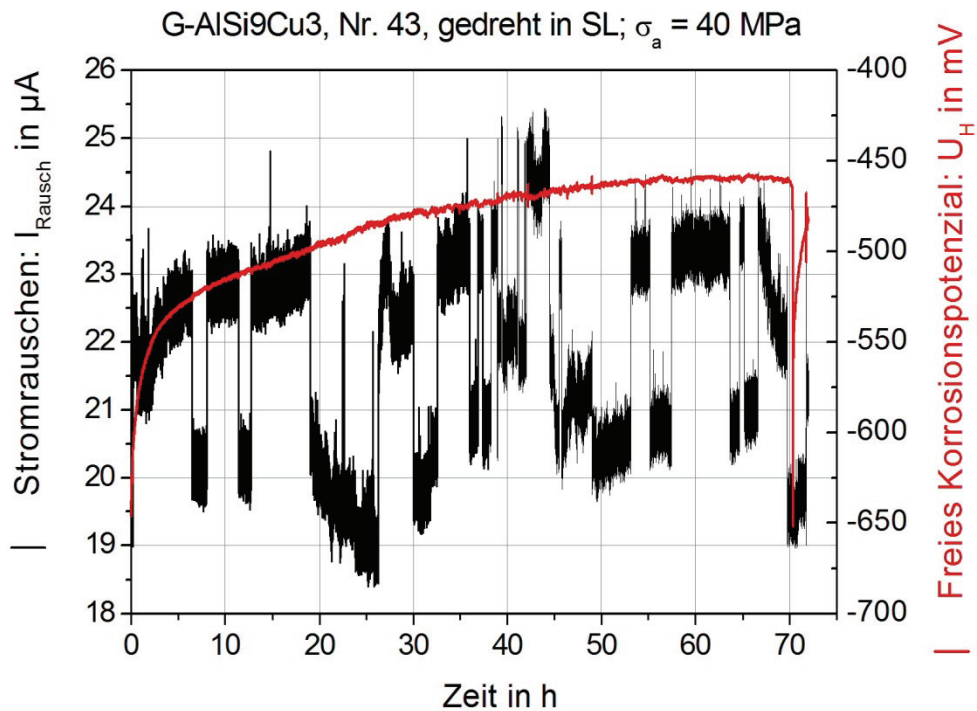


Abb. 6.130: Freies Korrosionspotenzial und Stromrauschen in Abhängigkeit der Zeit;  $\sigma_a = 40$  MPa; Probe mit gedrehter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

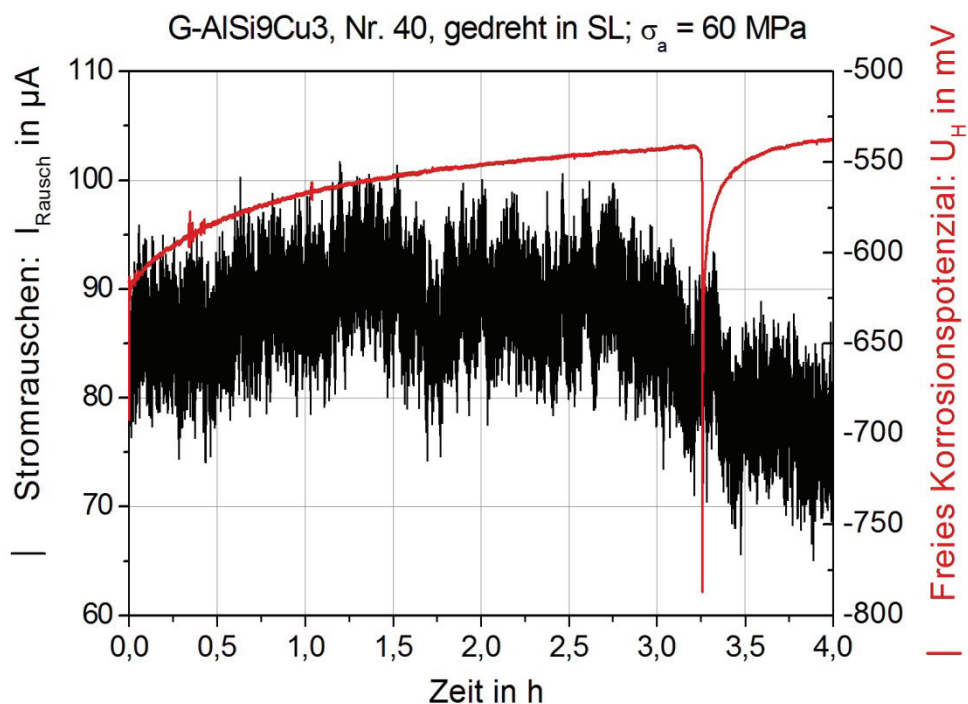


Abb. 6.131: Freies Korrosionspotenzial und Stromrauschen in Abhängigkeit der Zeit;  $\sigma_a = 60$  MPa; Probe mit gedrehter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

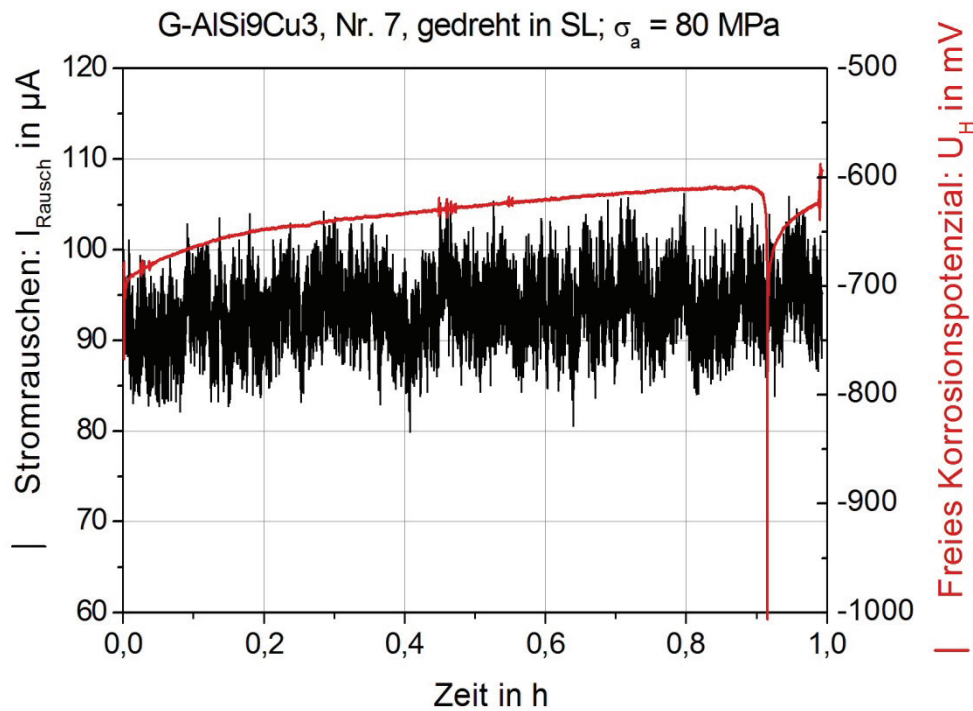


Abb. 6.132: Freies Korrosionspotenzial und Stromrauschen in Abhängigkeit der Zeit;  $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ ; Probe mit gedrehter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

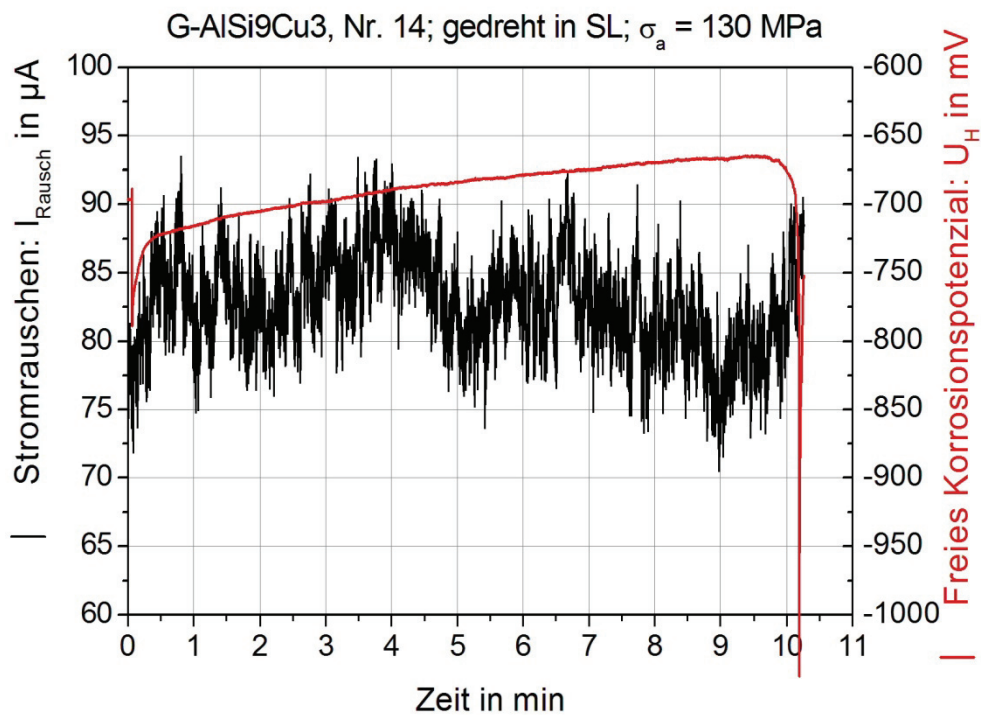


Abb. 6.133: Freies Korrosionspotenzial und Stromrauschen in Abhängigkeit der Zeit;  $\sigma_a = 130 \text{ MPa}$ ; Probe mit gedrehter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

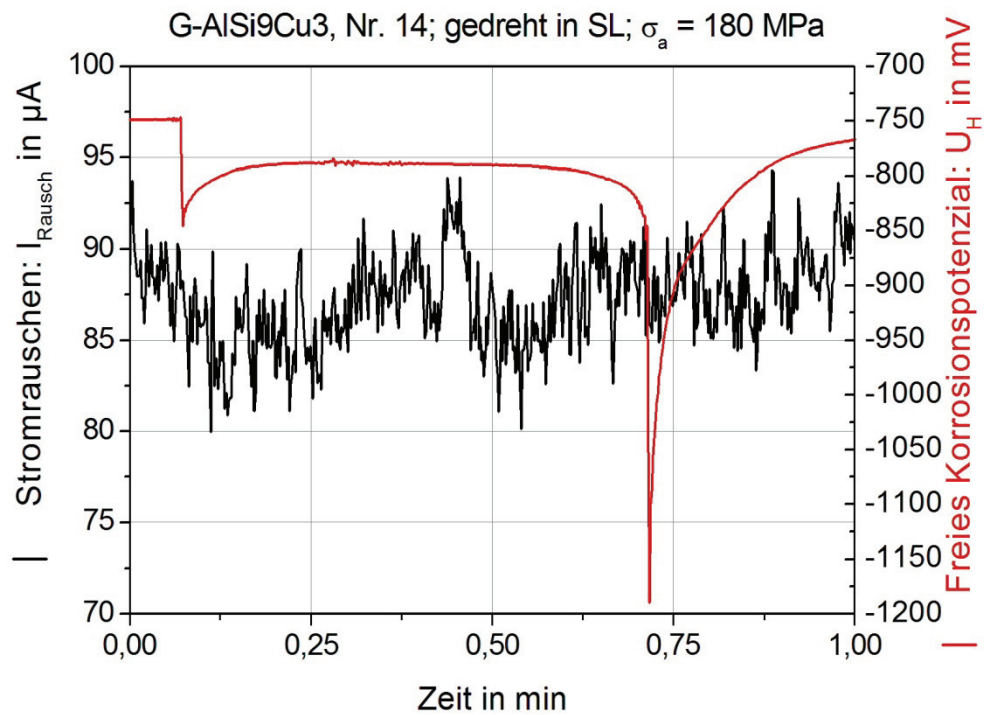


Abb. 6.134: Freies Korrosionspotenzial und Stromrauschen in Abhängigkeit der Zeit;  $\sigma_a = 180$  MPa; Probe mit gedrehter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

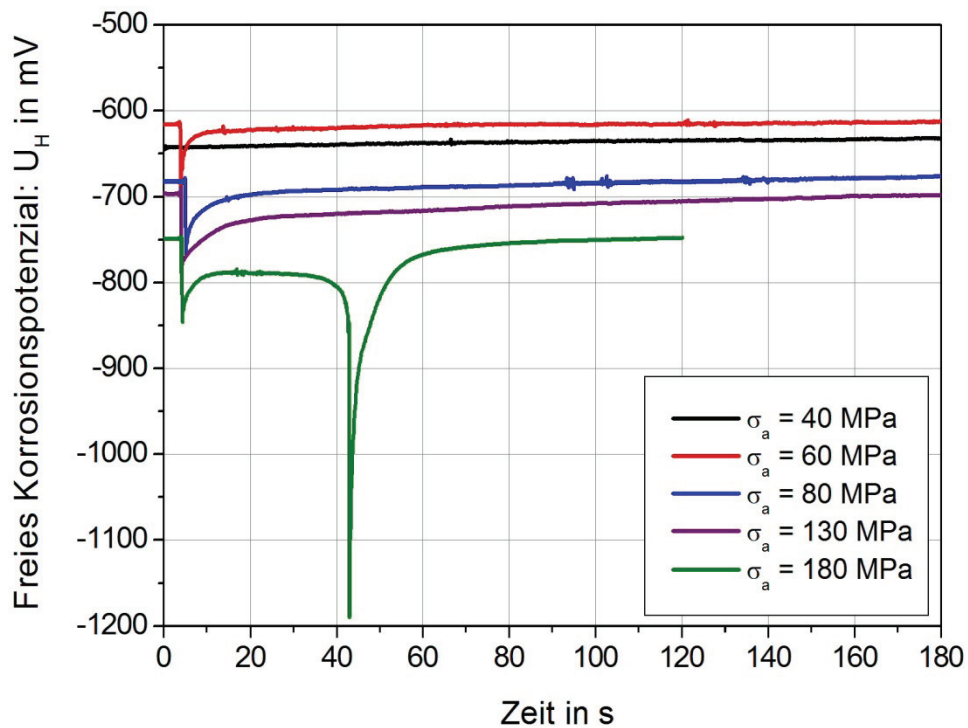


Abb. 6.135: Vergleich der Verläufe des Freien Korrosionspotenzials in Abhängigkeit der Zeit bei verschiedenen Randspannungsamplituden; Proben mit gedrehter Randschicht aus der Legierung G-AlSi9Cu3

Es scheint einen Zusammenhang zwischen der mechanischen Spannung und dem Stromrauschen und damit der anodischen Metallauflösung zu geben, der aber, wenn man die Diagramme aus den Abb. 6.130 bis 6.134 betrachtet, nicht linear sein kann. In der Abb. 6.135 werden die Verläufe der Freien Korrosionspotenziale aller Lasthorizonte im Anfangsstadium bis 120 s verglichen. Auffallend ist, dass mit zunehmender mechanischer Spannungsamplitude das Freie Korrosionspotenzial in negativere Richtung verschiebt.

#### Abschließende Anmerkungen zu den elektrochemischen Messungen im Dauerschwingversuch:

Von der Spannungsrißkorrosion ist bekannt, dass zunehmende Zugspannungen, unabhängig davon, ob es sich um Lastspannungen oder Zugschwingenspannungen handelt, das Versagen beschleunigen. Die vorliegenden Untersuchungen haben gezeigt, dass ein ähnlicher Zusammenhang hieraus auch für die Schwingungsrißkorrosion gefolgert werden kann. Mit den zusätzlichen elektrochemischen Messungen lassen sich Informationen gewinnen, die für die Interpretation und das Verständnis beim Ablauf von Ermüdungsversuchen hilfreich sind. Um die Situation aber richtig einschätzen zu können, sind ebenfalls die Versuche in einer elektrochemischen Messzelle notwendig. Prinzipiell funktioniert auch die Messung im Salzsprühnebel und mit einem Glasvlies zur Überbrückung von Probenoberfläche und Diaphragma der HABER-LUGGIN-Kapillare, wie sie in [25-27] vorgeschlagen wird. Zwei Dinge aber sind problematisch: Erstens ist die Entfernung der Messelektrode von den Oberflächendefekten (Gleitbandbildung, Rissbeginn) von großer Bedeutung auf die Qualität und Quantität des Signals. Damit kann es sehr schwer werden, Ergebnisse richtig zu interpretieren. Da der Rissbeginn bei den durchgeführten Dauerschwingversuchen nicht durch bewusste Kerben provoziert wurde, fällt dieser für jede Probe individuell aus. Hierin liegt der Grund, warum sich die elektrochemischen Messungen nur schwer reproduzieren lassen. Gültige Tendenzen in Bezug auf das Korrosionsverhalten lassen sich dennoch gewinnen. Der zweite Grund, warum der Einsatz eines Glasvlieses kritisch gesehen werden muss, ist, dass dadurch andere Verhältnisse an der Probenoberfläche herrschen, als im reinen Salzsprühnebel. Insbesondere bei den Versuchen mit großer Dauer konnte das an den Flachbiegeproben hervorragend beobachtet werden. Die Probenoberseite, wo das Glasvlies positioniert war, zeigte immer größere Spuren des korrosiven Angriffs, als die Probenunterseite, die nur mit dem Salzsprühnebel in Kontakt war. Im Glasvlies sammeln sich immer kondensierte Tröpfchen an, die letztendlich zu einem Flüssigkeitsfilm auf der Probenoberfläche führen.

Zu bevorzugen sind also Versuche mit einer elektrolytischen Flüssigkeit. Dies kann auch bei Umlaufbiegung geschehen und eine solche Versuchsanordnung wird in [78, 79, 112, 113] beschrieben. Der Ladungsaustausch

ist so einfach besser zu registrieren, was dort insbesondere an Potenzialmessungen gezeigt wird.

Interessant wäre es sicherlich, den Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Spannungsrisskorrosionsverhalten zu validieren. Dazu könnten Zeitstandsversuche mit konstanter Last an Rundproben durchgeführt werden. In dieser Anordnung kann auch die EIS dergestalt genutzt werden, dass man in bestimmten Zeitintervallen die Messungen wiederholt und dann vergleicht, ob anhand der Kenngrößen eine Tendenz auszumachen ist.

## 7 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden Untersuchungen zur Schädigungsentwicklung von Aluminiumbasislegierungen mit fertigungsbedingten definierten Randschichten vorgestellt. Besonderes Interesse galt dabei dem Aspekt der Korrosion. Dazu wurden systematisch Experimente in Laboratmosphäre, im Salzsprühnebel und in Salzlösung durchgeführt. Als Probenmaterial standen die Knetlegierungen AlZn4,5Mg1 und AlMgSi0,5 sowie die Gusslegierung G-AlSi9Cu3 zur Verfügung. Die dazu notwendigen Flach- und Rundproben wurden gefräst und gedreht und somit erhält man definierte Randschichten, die mittels zerspanender Fertigungsverfahren entstehen. Interessant sind weiterhin die Rohzustände der Halbzeuge. Zur Verfestigung der Randschichten wurden die mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren Festwalzen und Kugelstrahlen gewählt. Unter diesen Bedingungen war es möglich, eine Vielzahl von definierten Randschichten mit Druckeigenspannungen zu erzeugen. Begleitend zu den Dauerschwingversuchen wurden die Werkstoffe und Randschichten mit bewährten werkstoffkundlichen Untersuchungen wie etwa Zugversuch, Härtemessung, Rauheitsmessung und röntgenographischer Eigenspannungsmessung quantifiziert. Wie zu erwarten war, zeigten die verfestigten Randschichten Druckeigenspannungen und erhöhte Randschichthärten. Die Oberflächenrauheit ist nach dem Festwalzen geringer als nach dem Drehen. Kugelgestrahlte Oberflächen hingegen sind immer rauer gegenüber dem gedrehten Ausgangszustand.

Zudem erfolgten umfangreiche elektrochemische Experimente in einer Salzlösung, um den Einfluss der Oberflächenbehandlungsverfahren hinsichtlich ihrer Neigung zur Korrosion abzuschätzen. Verwendet wurden die Messmethoden Freies Korrosionspotenzial, Elektrochemisches Rauschen, Potentiodynamische Stromdichtemessung und die Elektrochemische Impedanzspektroskopie. Es konnte gezeigt werden, dass die mechanischen Oberflächenbehandlungen durchaus Einfluss auf die Bildung von Lokalelementen haben. Diese Rückschlüsse können aufgrund ihrer elektrochemischen Aktivität und der Quantifizierung von charakteristischen Potenzialen gezogen werden. Allerdings sind diese nicht zu verallgemeinern. Die Untersuchungen haben ergeben, dass dabei ebenso die Legierungselemente hinsichtlich ihrer edlen bzw. unedlen Eigenschaft eine wesentliche Rolle spielen. Hinzu kommt die Qualität der Mikrostruktur in der Randschicht. Damit ist eine Vielzahl von Parametern gegeben, die eine Vorhersage des Korrosionsverhaltens erschweren.

Um zusätzliche Informationen zur Schädigungsentwicklung zu erhalten, wurden die Torsionsfederwellen der Flachbiege- und Torsionsmaschinen mit DMS und der Antriebsmotor mit einer Lichtschranke bestückt. Diese Signale werden genutzt, um eine Hüllkurve zu erhalten, welche aus Lastwechselzahl und Randspannungsamplitude gebildet wird und aus deren Verlauf man den makroskopischen Rissbeginn, aber auch ver- oder entfestigendes Materialverhalten interpretieren kann.



Der Antriebsmotor einer Umlaufbiegemaschine wurde ebenfalls mit einer Lichtschranke ausgerüstet, um die Lastwechselzahlen zu erfassen. Des Weiteren misst ein Lasersensor die Absenkung an einer Krafteinleitungsstelle. Aus diesen Signalen wurde eine Absenkungskurve gebildet. Bekanntlich ist die Materialbeanspruchung bei Umlaufbiegung größer, als beispielsweise in Flachbiege- oder Zug-Druck-Anordnung. Die Zeitfestigkeitsgeraden im WÖHLER-Diagramm sind bei gleichen Spannungsamplituden zu kürzeren Lebensdauern verschoben. Hier zeigte sich anhand der Absenkungskurven zumeist über die gesamte Versuchsdauer ein entfestigendes Materialverhalten. Ein exakter Zeitpunkt für den makroskopischen Rissbeginn kann so nicht ohne weiteres ausgemacht werden und auch hier erscheinen weiterführende metallographische Untersuchungen sinnvoll. Bei der Knetlegierung AlMgSi0,5 zeigten die Umlaufbiegeproben mit gedrehter und gewalzter Randschicht anfänglich ein verfestigendes Materialverhalten. Ein solches Verhalten konnte bei der Gusslegierung G-AlSi9Cu3 nur bei der kugelgestrahlten Randschicht, und das weniger ausgeprägt, beobachtet werden.

Die Dauerschwingversuche haben ergeben, dass die Zeitfestigkeitsgeraden mit Zunahme der Verfestigung insbesondere bei den Knetlegierungen zu höheren Lebensdauern hin verschoben sind. Diese positive Eigenschaft bleibt auch bei der Ermüdung unter den Bedingungen der Korrosion im Salzsprühnebel bestehen. Insbesondere die Auswertung der Anrisslastspielzahlen der Flachbiegeversuche zeigt, dass die Anrisse wesentlich später beginnen und der Rissfortschritt durch den verfestigten Bereich stark gehemmt wird, was sich an der Differenz der Lastspiele von Rissbeginn bis zum Probenbruch festmachen lässt. Im Prinzip gilt diese Verallgemeinerung auch für die Gusslegierung G-AlSi9Cu3. Die hier untersuchten Proben wurden allerdings im Sandgussverfahren hergestellt und entsprechend viele Lunker ließen sich in der Mikrostruktur finden. Ihre nicht unerhebliche Größe und auch die Positionen in Randschichtnähe übten einen signifikanten negativen Einfluss auf Rissbeginn und Rissfortschritt aus und minderten beträchtlich die Wirkung der Verfestigung.

Einige Dauerschwingversuche wurden mit elektrochemischem Messequipment bestückt. Gemessen wurden unter anderem das Freie Korrosionspotential und das Elektrochemische Rauschen. Aus den Ergebnissen kann gefolgert werden, dass die korrosive Aktivität mit zunehmender mechanischer Belastung zunimmt. Dies trifft für alle Randschichtvarianten zu, wobei die Höhe der Totalspannungen, zusammengesetzt aus den Eigenspannungen und den Lastspannungen, hierbei entscheidend sind. Hier wirken sich vorhandene Druckeigenspannungen demgemäß ebenfalls positiv aus.

## Literaturverzeichnis

- [1] B. SCHOLTES; **Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen**; 1. Auflage, 1991; DGM Informationsgesellschaft Verlag
- [2] B. SCHOLTES, O. VÖHRINGER; **Mechanical Surface Treatment**; In: The Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier, Oxford, 2001, S. 5253-5262
- [3] B. SCHOLTES; **Randschichtveränderungen als Folge mechanischer Oberflächenbehandlungen**; HTM Zeitschrift für Werkstoffe • Wärmebehandlung • Fertigung; Nr. 50, 1995, S. 269 – 275
- [4] H. HOFMANN, J. SPINDLER; **Verfahren der Oberflächentechnik**; 1. Auflage, 2004; Fachbuchverlag Leipzig im Carl-Hanser-Verlag
- [5] D. ALTENPOHL; **Aluminium und Aluminiumlegierungen**; 1. Auflage, 1965; Springer-Verlag
- [6] D. ALTENPOHL; **Aluminium von innen: Das Profil eines modernen Metalles**; 5. Auflage, 1994; Aluminium-Verlag, Düsseldorf
- [7] W. HUFNAGEL (Hrsg.); **Aluminiumtaschenbuch**; 14. Auflage, 1984; Aluminium-Verlag, Düsseldorf
- [8] F. OSTERMANN; **Anwendungstechnologie Aluminium**; 2. Auflage, 2007; Springer Berlin Heidelberg
- [9] G. GOTTSTEIN; **Physikalische Grundlagen der Materialkunde**; 2. Auflage, 2001; Springer-Verlag Berlin Heidelberg
- [10] E. HORNBOGEN, H. WARLIMONT; **Metallkunde**; 4. Auflage, 2001; Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York
- [11] E. HORNBOGEN; **Werkstoffe, Aufbau und Eigenschaften**; 7. Auflage, 2002; Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York
- [12] DIN EN ISO 11782-1; **Korrosion von Metallen und Legierungen – Prüfung der Schwingungskorrosion – Teil 1: Prüfung unter Anwendung von Bruch-Schwingspielen**; August 2008, Beuth Verlag Berlin
- [13] H. KAESCHE; **Die Korrosion der Metalle**; 3. Auflage, 1990; Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York
- [14] D. LANDOLT; **Corrosion and Surface Chemistry of Metals**; 1. Auflage, 2007; EPFL Press Ch-Lausanne
- [15] W. SCHMICKLER; **Grundlagen der Elektrochemie**; 1. Auflage, 1996; Vieweg Lehrbuch Physikalische Chemie

- [16] E. WENDLER-KALSCH, H. GRÄFEN; **Korrosionsschadenskunde**; 1. Auflage, 1998; Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York
- [17] G. MOOK, J. GÖLLNER, O. KÖSER, B. MOOK, S. SCHULTZE; **Zum Nachweis der interkristallinen Korrosion mit Hilfe des Wirbelstromverfahrens**; Jahrestagung 2002; Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung (DGZfP)
- [18] H. GRÄFEN, A. RAHMEL (Hrsg.); **Korrosion verstehen – Korrosionsschäden vermeiden**; 1. Auflage, 1994, Band 1; Verlag Irene Kuron, Bonn
- [19] E. HEITZ, G. KREYSA; **Grundlagen der Technischen Elektrochemie**; 2. Auflage, 1977; Verlag Chemie, Weinheim
- [20] C. H. HAMANN, W. VIELSTICH; **Elektrochemie**; 4. Auflage; Verlag Wiley-VCH
- [21] DIN EN ISO 7539-1; **Prüfung der Spannungsrissskorrosion**; August 1995, Beuth Verlag Berlin
- [22] E. HEITZ, R. HENKHAUS, A. RAHMEL; **Korrosionskunde im Experiment**; 2. überarbeitete Auflage, 1990; Aluminium Verlag, Düsseldorf
- [23] H. CZICHOS, T. SAITO, L. SMITH (Hrsg.); **Handbook of Materials Measurements Methods**; 1. Auflage, 2007; Springer Verlag, Berlin
- [24] M. POURBAIX; **Ein Vergleich zwischen den Ergebnissen der elektrochemischen Korrosionsprüfmethoden und dem Verhalten der Werkstoffe in der Praxis**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, Jahrg. 1964, Nr. 10, S. 821-835
- [25] J. GÖLLNER, A. BURKERT, A. HEYN; **Elektrochemische Rauschmessung – Innovation in der Korrosionsprüfung**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 53, 2002, S. 656-662
- [26] J. GÖLLNER; **Elektrochemisches Rauschen bei der Korrosion**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 55, Nr. 10, 2004, S. 727-734
- [27] J. GÖLLNER, A. HEYN, A. BURKERT; **Instrumentierung von Salzsprühnebelverfahren**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 55, Nr. 10, 2004, S. 768-774
- [28] A. BURKERT, A. HEYN, J. GÖLLNER, I. GARZ, E. VERA, G. K. WOLF; **Untersuchung von IBAD-Aluminium-Schichten mittels elektrochemischer Rauschanalyse**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 29, 1998, S. 496-505
- [29] F. G. K. BAUCKE; **Standardpotentiale und Polarisationsverhalten der Thalamid-Bezugselektrode (3,5 mol/l und ges. KCl)**

- zwischen 5 und 90°C**; Zeitschrift: Chemie Ingenieur Technik, 46. Jahrg., Nr. 2, 1974, S. 72
- [30] H. LAJAIN; **Untersuchungen über die Einflüsse auf Stromdichte-Potenzial-Kurven und ihre Reproduzierbarkeit**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 21. Jahrg. 1970, Nr. 5, S. 325-332
- [31] D. ENDE, K.-M. MANGOLD; **Impedanzspektroskopie**; Zeitschrift: Chemie in unserer Zeit, 27. Jahrg. 1993, Nr. 3, S. 134-140
- [32] L. G. S. GRAY, B. R. APPLEMAN; **EIS: Electrochemical Impedance Spectroscopy**; Journal of Protective Coatings and Linings, Nr. 2, 2003, S. 66-74
- [33] R. W. BOSCH, J. HUBRECHT, W. F. BOGAERTS, B. C. SYRETT; **Electrochemical Frequency Modulation: A New Electrochemical Technique for Online Corrosion Monitoring**; Zeitschrift: Corrosions, Nr. 1, 2001, S. 60-70
- [34] D. LOVEDAY, P. PETERSON, B. RODGERS; **Evaluation of Organic Coatings with Electrochemical Impedance Spectroscopy, Part 1: Fundamentals of EIS**; Zeitschrift: JCT Coatings Tech, Nr. 8, 2004, S. 46-52
- [35] D. LOVEDAY, P. PETERSON, B. RODGERS; **Evaluation of Organic Coatings with Electrochemical Impedance Spectroscopy, Part 2: Application of EIS to Coatings**; Zeitschrift: JCT Coatings Tech, Nr. 10, 2004, S. 88-93
- [36] D. LOVEDAY, P. PETERSON, B. RODGERS; **Evaluation of Organic Coatings with Electrochemical Impedance Spectroscopy, Part 3: Protocols for Testing Coatings with EIS**; Zeitschrift: JCT Coatings Tech, Nr. 2, 2005, S. 22-27
- [37] F. MANSFELD, H. XIAO, Y. WANG; **Evaluation of localized corrosion phenomena with electrochemical impedance spectroscopy (EIS) and electrochemical noise analysis (ENA)**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 46. Jahrg., 1995, S. 3-12
- [38] G. D. SULKA, V. MOSHCHALOV, G. BORGHES, J.-P. CELIS; **Electrochemical impedance spectroscopic study of barrier layer thinning in nano-structured aluminium**; Zeitschrift: Journal of Applied Electrochemistry, 37. Jahrg., 2007, S. 789-797
- [39] K. JÜTTNER, W. J. LORENZ, W. PAATSCH, M. KENDIG, F. MANSFELD; **Bedeutung der dynamischen Systemanalyse für Korrosionsuntersuchungen in Forschung und Praxis**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 36. Jahrg., 1985, S. 120-130

- [40] J. R. KEARNS, J. R. SCULLY, P. R. ROBERGE, D. L. REICHERT, J. L. DAWSON (Hrsg.); **Electrochemical Noise Measurement for Corrosion Applications**; 1. Auflage, 1997; ASTM Special Technical Publication
- [41] C. MONTICELLI, G. TRABANELLI, G. MÉSZÁROS; **Investigation on copper corrosion behaviour in industrial waters by electrochemical noise analysis**; Journal of Applied Electrochemistry; Vol. 28, 1998, S. 963-969
- [42] P. R. ROBERGE; **Analysis of spontaneous electrochemical noise for corrosion studies**; Journal of Applied Electrochemistry; Vol. 23, 1993, S. 1223-1231
- [43] K. F. KHALED; **Evaluation of electrochemical frequency modulation as a new technique for monitoring corrosion and corrosion inhibition of carbon steel in perchloric acid using hydrazine carbodithioic acid derivatives**; Journal of Applied Electrochemistry; Vol. 39, 2009, S. 429-438
- [44] J. TITZ, G. H. WAGNER, W. J. LORENZ; **In-situ Untersuchung von Korrosionsvorgängen an inhomogenen Werkstoffoberflächen mit Hilfe von EIS**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 22, 1991, S. 153-167
- [45] F. MANSFELD, S. LIN, S. KIM, H. SHIH; **Elektrochemical impedance spectroscopy as a monitoring tool for passivation and localized corrosion of aluminum alloys**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 39. Jahrg., 1988, S. 487-492
- [46] Y. Y. SHI, Z. ZHANG, J. X. SU, J. Q. ZHANG; **EIS study 2024-T3 aluminum alloy corrosion in simulated acid rain under cyclic wet-dry conditions**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 56. Jahrg., 2005, N. 10, S. 701-706
- [47] J. F. LI, Z. Q. JIA, C. X. LI, N. BIRBILIS, C. CAI; **Exfoliation corrosion of 7150 Al alloy with various tempers and its electrochemical impedance spectroscopy in EXCO solution**; Zeitschrift: Materials and Corrosion; Vol. 60, No. 6, 2009, S. 407-412
- [48] J. X. SU, Z. ZHANG, Y. Y. SHI, F. H. CAO, J. Q. ZHANG; **Exfoliation corrosion of Al-Li alloy 2090-T6 in EXCO solution: A study of electrochemical noise and electrochemical impedance spectroscopy**; Zeitschrift: Materials and Corrosion; Vol. 57, No. 6, 2006, S. 484-490
- [49] J. FILS, M. KUCZYNSKA; **Impedance of Cr18Ni10 stainless steel in sulphate solutions after a low-temperature plasma nitriding**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 54, Nr. 12, 2003, S. 953-957

- [50] J. M. DECKWART; **Impedanzspektroskopie bei schneller Korngrenzendiffusion am Beispiel des Silbertellurids**; Dissertation, Oktober 2007, Westfälische Wilhelms-Universität Münster
- [51] C. WICKEL, Z. ZHANG, H. D. LUTZ; **Kristallstruktur und elektrische Leitfähigkeit von  $\text{Li}_{2-2x}\text{Mn}_{1+x}\text{Cl}_4$ -Spinelltyp-Mischkristallen**; Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie Nr. 620, 1994, S. 1537-1542
- [52] W. HOFFMANN-WALBECK; **Anwendung der Impedanzspektroskopie für die Untersuchung von Biogasreformat in Brennstoffzellen**; Diplomarbeit, November 2007, TU Berlin
- [53] DIN 50100; **Werkstoffprüfung – Dauerschwingversuch; Begriffe, Zeichen, Durchführung, Ausführung**; Februar 1978, Beuth Verlag Berlin
- [54] D. RADAJ, M. VORMWALD; **Ermüdungsfestigkeit**; 3. Auflage, 2007; Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York
- [55] D. MUNZ, K. SCHWALBE, P. MAYR; **Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe**; 1. Auflage, 1971, Band 3; Vieweg Verlag, Braunschweig
- [56] H.-J. CHRIST (Hrsg.); **Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe**; 1. Auflage, 1998; DGM Werkstoff-Informationsgesellschaft
- [57] W. SCHÜTZ; **Zur Geschichte der Schwingfestigkeit**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 24, S. 203-232
- [58] L. ENGEL, H. KLINGELE; **Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden**; 2. Auflage, 1982; Carl Hanser Verlag, München
- [59] S. SÄHN, H. GÖLDNER; **Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre**; 2. Auflage, 1993; Fachbuchverlag, Leipzig
- [60] G. SCHOTT; **Lebensdauerberechnung mit Werkstoffermüdungsfunktionen**; 1. Auflage, 1990; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig; Carl Hanser Verlag, München
- [61] U. FUCHS, H. LIPOWSKY, H. MAYER, M. PAPAKYRIACOU, A. STICH, S. TSCHEGG; **Einfluss von Gussfehlern auf die Dauerfestigkeit in Aluminium- und Magnesiumlegierungen**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 33, 2002, S. 117-127
- [62] W. ZINN; **Untersuchungen zum Dauerschwingverhalten von Stumpfschweißverbindungen aus dem naturharten Aluminium-**

- legierungen AlMg3 und AlMg4,5Mn; Dissertation 1989; Gesamthochschule Kassel**
- [63] P. JUIJERM; **Fatigue Behavior and Residual Stress Stability of Deep-rolled Aluminum Alloys AA5083 and AA6110**; Dissertation 2007; Universität Kassel
- [64] K. H. KLOOS; **100 Jahre Materialforschung und –prüfung als Grundlage innovativer Produktentwicklung**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Nr. 28, 1997, S. 305-339
- [65] H. MAYER, M. PAPAKYRIACOU, S. STANZ-TSCHEGG, E. TSCHEGG, B. ZETTL, H. LIPOWSKY, R. RÖSCH, A. STICH; **Korrosionsermüdung von Aluminium- und Magnesium-Gußlegierungen**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 50, 1999, S. 81-89
- [66] W. BERGMANN; **Einfluß der Beanspruchungsamplitude auf die Korrosionszeitfestigkeit einer ausgehärteten Aluminium-Legierung im Bereich hoher Verformungen**; Zeitschrift für Werkstofftechnik, Nr. 7, 1976, S. 70-79
- [67] U. FUCHS, H. LIPOWSKY, H. MAYER, M. PAPAKYRIACOU, A. STICH, S. TSCHEGG; **Langsames Ermüdungsrisswachstum in Aluminium- und Magnesiumgusslegierungen**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 33, 2002, S. 15-23
- [68] C. DINDORF; **Ermüdung und Korrosion nach mechanischer Oberflächenbehandlung von Leichtmetallen**; Dissertation 2006; Technische Universität Darmstadt
- [69] H. WOHLFAHRT, P. KRULL (Hrsg.); **Mechanische Oberflächenbehandlungen**; 1. Auflage, 2000; WILEY-VCH Verlag, Weinheim
- [70] E. MACHERAUCH; **Praktikum in Werkstoffkunde**; 10. Auflage, 1992; Vieweg Verlag, Braunschweig
- [71] H. KRISCHNER, B. KOPPELHUBER-BITSCHNAU; **Röntgenstrukturanalyse und Rietveldmethode**; 5. Auflage, 1994; Vieweg Lehrbuch Analytische Chemie
- [72] L. SPIß, R. SCHWARZER, H. BEHNKEN, G. TEICHERT; **Moderne Röntgenbeugung**; 1. Auflage, 2005; Teubner Verlag, Wiesbaden
- [73] R. HERZOG; **Auswirkungen bearbeitungsbedingter Randschichteigenschaften auf das Schwingungsrißkorrosionsverhalten von Ck45 und X35CrMo17**; Dissertation 1997; Gesamthochschule Universität Kassel
- [74] S. A. CURTIS, E. R. DE LOS RIOS, C. A. RODOPOULOS, J. S. ROMERO, A. LEVERS; **Investigating the Benefits of Controlled Shot Peening on Corrosion Fatigue of Aluminium Alloy 2024 T351**; In: The



- 8<sup>th</sup> Int. Conference on Shot Peening (Hrsg. L. Wagner), 2002, S. 264-270, Verlag Wiley-VCH, Weinheim
- [75] K. LEHR; **Anriß und Rißfortschritt bei Schwingungsrißkorrosion**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, Jahrg. 1973, Nr. 9, S. 783-789
- [76] L. BERTOLINI, A. CIGADA, G. DONELLI, T. PASTORE, T. RANUCCI; **Fatigue behaviour of 8090-Al-Li alloy in chloride containing environments**; Zeitschrift: Materials and Corrosion, Nr. 47, 1996, S. 446-451
- [77] E. ROEDER, H.-J. BASSLER, M. HUBER, J. VOLLMER; **Schwingungsrißkorrosionsverhalten des austenitischen Stahles X 6 CrNiMoTi 17 12 2 in 3%iger NaCl-Lösung unter Umlaufbiegebelastung**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, Nr. 43, 1992, S. 426-431
- [78] C. LEINENBACH, C. FLECK, D. EIFLER; **Characterization of mechanically induced surface damage on the implant alloy TiAl6Nb7 in quasi-physiologischen Medien**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Nr. 33, 2002, S. 442-447
- [79] C. LEINENBACH, D. EIFLER; **Fatigue and cyclic deformation behaviour of surface modified titanium alloys in simulated physiological media**; Biomaterials 27 (2006), S. 1200-1208
- [80] I. NIKITIN; **Zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 im Temperaturbereich 25-600 °C durch mechanische Randverfestigungsverfahren**; Dissertation (2007), Institut für Werkstofftechnik, Universität Kassel
- [81] I. NIKITIN, I. ALTENBERGER, M. A. CHERIF, P. JUIJERM, H. J. MAIER, B. SCHOLTES; **Festwalzen bei erhöhter Temperatur zur Steigerung der Schwingfestigkeit**; HTM Zeitschrift für Werkstoffe • Wärmebehandlung • Fertigung ; Bd. 61 (2006), S. 289-295
- [82] I. NIKITIN, I. ALTENBERGER, H. J. MAIER, B. SCHOLTES; **Mechanical and thermal stability of mechanically induced near-surface microstructures**; Materials Science and Engineering; A 403 (2005), S. 318-327
- [83] P. JUIJERM, I. ALTENBERGER, B. SCHOLTES; **Influence of ageing on cyclic deformation behaviour and residual stress relaxation of deep rolled as-quenched aluminium AA6110**; International Journal of Fatigue; Bd. 29 (2007), S. 1374-1382
- [84] P. JUIJERM, I. ALTENBERGER, B. SCHOLTES; **High-temperature fatigue of deep rolled aluminium alloy AA6110-T6**; Zeitschrift: Materials Science Forum; 519-521 (2006), S. 1059-1064

- [85] P. JUIJERM, I. ALTENBERGER, B. SCHOLTES; **Fatigue and residual stress relaxation of deep rolled differently aged aluminium alloy AA6110**; Materials Science and Engineering; A 426 (2006), S. 4-10
- [86] P. JUIJERM, U. NOSTER, I. ALTENBERGER, B. SCHOLTES; **Fatigue of deep rolled AlMg4.5Mn (AA5083) in the temperature range 20 – 300 °C**; Materials Science and Engineering ; A 379 (2004), S. 286-292
- [87] H. K. TÖNSHOFF, T. FRIEMUTH, C. PODOLSKY, WINKLER, H. HAFERKAMP, M. NIEMEYER, V. KAESE, S. JANSSEN; **Einfluss des Festwalzens auf die Oberflächen- und Randzoneneigenschaften der Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ91**; Zeitschrift: Materialwissenschaft und Werkstoff-technik, Bd. 32, Ausgabe 1, Januar 2001, S. 62-67,
- [88] EN 122858-1; **Aluminium und Aluminiumlegierungen – Begriffe und Definitionen – Teil 1: Allgemeine Begriffe**; September 1998, Beuth Verlag Berlin
- [89] EN 122858-2; **Aluminium und Aluminiumlegierungen – Begriffe und Definitionen – Teil 12: Begriffe bezüglich der chemischen Analyse**; März 2005, Beuth Verlag Berlin
- [90] DIN EN 573; **Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug**; Februar 2005, Beuth Verlag Berlin
- [91] H. SCHUMANN, H. OETTEL (Hrsg.); **Metallografie**; 14. Auflage, 2005; WILEY-VCH Verlag, Weinheim
- [92] M. PANUSKOVÁ, E. TILLOVÁ, M. CHALUPOVÁ; **Relation between Mechanical Properties and Microstructure of Cast Aluminum Alloy AlSi9Cu3**; Strength of Materials; Vol. 40, No. 1, 2008, S. 98-101
- [93] W. HUPPATZ; **Bewährte Methoden der Korrosionsuntersuchung und der Korrosionsprüfung von Aluminiumwerkstoffen und Aluminiumbauteilen**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 53, 2002, S. 680-691
- [94] H. KAESCHE; **Untersuchungen über die Korrosion des Aluminiums**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, Nr. 7, 1963, S. 557-566
- [95] P. PREMENDRA, W. LOVEN, H. TERRY, J. H. W. DE WIT, L. KATGERMAN; **Consequences of Hot Rolling Recycled AA5050 on Filiform Corrosion**; Zeitschrift: Materials Science Forum Vols. 519-521, 2006, S. 687-692
- [96] K.M. MCHUGH, Y. LIN, Y. ZHOU, S.B. JOHNSON, J.-P. DELPLANQUE, E.J. LAVERNIA; **Microstructure evolution during spray rolling and**

- heat treatment of 2124 Al**; Zeitschrift: Materials Science and Engineering, A477, 2008, S. 26-34
- [97] V. S. SINYAVSKII, V. D. KALININ; **Marine Corrosion and Protection of Aluminum Alloys According to Their Composition and Structure**; Zeitschrift: Protection of Metals, Vol. 41, Nr. 4, 2005, S. 347-359
- [98] F.-C. ALTHOF, H. BUHL, H. VOIGT; **Zum Potentialverhalten der Oberfläche metallischer Werkstoffe bei milder und starker Schwingungskavitation – IV Aluminium-Werkstoffe**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, Jahrg. 1974, Nr. 1, S. 1-12
- [99] J. C. TING, F. V. LAWRENCE JR.; **Modeling the Long-life Fatigue Behavior of a Cast Aluminum Alloy**; Zeitschrift: Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure, Vol. 16, Nr. 6, 1993, S. 631-647
- [100] F. T. LEE, J. F. MAJOR, F. H. SAMUEL; **Fracture Behavior of Al<sub>12</sub>wt%Si<sub>0.35</sub>wt%Mg(0-0.02)wt%Sr Casting Alloys under Fracture Testing**; Zeitschrift: Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure, Vol. 18, Nr. 3, 1995, S. 385-396
- [101] J. RICHTER, H. KAESCHE; **Einfluß der Mikrostruktur und des Elektrodenpotenzials auf die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Spannungsrisskorrosionsrissen einer reinen AlZnMg<sub>3</sub>-Legierung in 1 M NaCl-Lösung**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, Nr. 32, 1992, S. 289-295
- [102] R. GRAUER, E. WIEDMER; **Untersuchungen zum Verhalten von Aluminium bei kathodischer Polarisation**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 24. Jahrg., Nr. 2, 1973, S. 128-130
- [103] K. NOCKE, F. BERGNER, H. BERSCH, I. HAASE, W. WORCH, G. TEMPUS, E. LOECHLT; **Environment-sensitive fracture of aluminium alloy 6013**; Zeitschrift: Materials and Corrosion 51, 2000, S. 628-634
- [104] A. ABALLE, M. BETHENCOURT, F. J. BOTANA, M. MARCOS, R. OSUNA; **Using EIS to study the electrochemical response of alloy AA5083 in solutions of NaCl**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 52. Jahrg., 2001, S. 185-192
- [105] K. BELMOKRE, N. AZZOUZ, A. HNANI; **Impedance measurements on oxide films on aluminium obtained by pulsed tensions**; Zeitschrift: Werkstoffe und Korrosion, 54. Jahrg., 2003, S. 12-18
- [106] Z. AHMAD, B. J. ABDUL ALEEM; **Corrosion Resistance of a New AL 6013-20 SiC(P) in Salt Spray Chamber**; Journal of Materials Engineering and Performance; Vol. 9(3), 2000, S. 338-343

- [107] M. METIKOS-HUKOVIC, R. BABIC, Z. GRUBAC; **The study of aluminium corrosion in acidic solution with non-toxic inhibitors**; Journal of Applied Electrochemistry; Vol. 32, 2002, S. 35-41
- [108] G. PETZOW; **Metallographisches Ätzen**; 5. Auflage, 1976; Gebrüder Bornträger Verlag, Berlin Stuttgart
- [109] D. DENGEL, W. BERGMANN; **Über die Eignung der Wechselbiegemaschine "WEBI" zur Ermittlung von Ermüdungskennwerten**; Zeitschrift: Material-wissenschaft und Werkstofftechnik 33, 2002, S. 117-127
- [110] DIN EN ISO 9227; **Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären – Salzsprühnebelprüfungen**; Oktober 2006, Beuth Verlag Berlin
- [111] R. SPÄHN, G. BLÜMMEL, H. SPECKHARDT; **Beanspruchungssynchrone elektrochemische Messungen an SwRK-beanspruchten Proben aus rost- und säurebeständigem Stahl**; Zeitschrift für Werkstofftechnik, Nr. 17, 1986, S. 154-163
- [112] P. GÖBBELER, D. EIFLER; **Potentialmessung an metallischen Implantatwerkstoffen zum Nachweis von Ermüdungsrissen unter simulierten Körperbedingungen**; Proc. DVM-Werkstoffprüfung 95, Bad Nauheim, DGM Informationsgesellschaft, (1995) S. 151-160
- [113] C. FLECK, D. EIFLER; **Characterization of the cyclic deformation behaviour of the implant alloy TiAl6V4 in air and Ringer's solution by temperature and corrosion potential measurements** Advanced Engineering Materials, Wiley-VCH 3 (2001) 7, S. 500-503
- [114] Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.); **Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe**; 2. Auflage, 1996; Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- [115] H. BETHGE, J. HEYDENREICH (Hrsg.); **Elektronenmikroskopie in der Festkörperphysik**; Daraus hier: Kap. 14; Elektronenmikroskopische Fraktographie; M. Möser; Auflage, 1982; VEB Deutscher Verlag der Wissenschaften, Berlin









## Danksagung

An dieser Stelle möchte ich die Gelegenheit nutzen, denjenigen meinen aufrichtigen Dank auszusprechen, welche mich in diesem Abschnitt meines beruflichen Werdegangs unterstützt, gefördert und motiviert haben.

An erster Stelle bedanke ich mich bei meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes, für das mir entgegengebrachte Vertrauen und die Möglichkeit, die Arbeit im Institut für Werkstofftechnik durchzuführen. Sein fachlicher Rat und die angeregten Diskussionen waren stets lehrreich und haben mir beim Erstellen der Dissertation sehr geholfen. Ein besonderer Dank gilt Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. Th. Hirsch für die Übernahme des Ko-referats. Die Herren Prof. Dr.-Ing. O. Wünsch und Prof. Dr.-Ing. A. Ricoeur waren Mitglieder meiner Prüfungskommission und ich danke für ihr Interesse an meiner Arbeit.

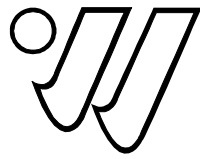
Bedanken möchte ich mich auch bei allen Kollegen im Institut für ihre Unterstützung und die angenehme Atmosphäre. Hervorheben möchte ich hier meinen leider viel zu früh verstorbenen Kollegen Dipl.-Ing. G. Fehrl, der beim messtechnischen Aufbau und der Datenaufzeichnung vieler Versuche mit Rat und Tat zur Verfügung stand. In punkto Konstruktion habe ich vom Erfahrungsschatz des Technikers, Herrn Ch. Franz, profitieren können. Außerdem sorgt er dafür, dass viele Geräte und Rechner zuverlässig funktionieren, was eine wichtige Basis schafft. In Sachen Probenpräparation habe ich mich über die Unterstützung vom Metallographen Herrn M. Rehbaum sehr gefreut. Herrn Dipl.-Ing. R. Diederich danke ich für die vielen vergnüglichen Stunden am Rasterelektronenmikroskop. Seine Sorgfalt und Akribie beim Absuchen der Bruchflächen erhalten meine volle Anerkennung. Zudem möchte ich mich bei Herrn Dr.-Ing. W. Zinn für die interessanten Diskussionen, Tipps und Tricks sowie die Durchsicht des Manuskripts bedanken. Dank gilt auch „meinen“ Studien- und Diplomarbeitern, namentlich H. Strotmann, M. Koziol, E. Suran, S. Malkomes, M. Reidelbach, St. Wille, F. Zeismann, Ch. Steuer, H. Rausch, Ch. Bindseil, H. Amado und L. C. Muschik für das mir entgegengebrachte Vertrauen in dem jeweiligen Abschnitt ihrer Ausbildung und ihrem Beitrag zum Projekt. Allesamt sind Dipl.-Ing. und ich wünsche ihnen weiterhin viel Erfolg.

Finanzielle Unterstützung erfuhr dieses Projekt durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft. Die Fa. Metal Improvement Company in Unna hat die Kugelstrahlbehandlungen kostenlos durchgeführt. Das Institut für Maschinenelemente und Konstruktionstechnik hat ein Weißlichtinterferometer für die topographischen Aufnahmen zur Verfügung gestellt. Auch diesen Institutionen möchte ich meinen verbindlichen Dank aussprechen.



In der Reihe

Forschungsberichte  
aus dem



**Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe**

der

**U N I K A S S E L  
V E R S I T Ä T**

ist bisher erschienen:

Stefan Jägg

Rissspitzennahe Eigenspannungen und  
Ermüdungsrissausbreitung des Stahls  
S690QL1 bei unterschiedlichen  
Beanspruchungsmoden

Martin Kornmeier

Analyse von Abschreck- und Verformungs-  
eigenspannungen mittels Bohrloch- und  
Röntgenverfahren

Igor Altenberger

Mikrostrukturelle Untersuchung mechanisch  
randschichtverfestigter Bereiche schwingend  
beanspruchter metallischer Werkstoffe

Gerd Zöltzer

Einfluss von Mikro- und Makroeigenspannung-  
en auf das Deformationsverhalten bauteilähn-  
licher Proben

Ulf Noster

Zum Verformungsverhalten der Magnesium-  
basislegierungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasistatischen Beanspruchungen  
im Temperaturbereich von 20 - 300°C

Jens Gibmeier

Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen  
auf die Ergebnisse instrumentierter Eindring-  
härteprüfungen

Juijerm Pathiphan

Fatigue behaviour and residual stress stability  
of deeprolled aluminium alloys AA5083 and  
AA6110 at elevated temperature

Martin Krauß	Zur thermischen Ermüdung der Magnesium-basislegierung AZ31 und AZ91
Enrique Garcia-Sobolevski	Residual Stress Analysis of Components with Real Geometries Using the Incremental Hole Drilling Technique and a Differential Evaluation Method
Ivan Nikitin	Zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 im Temperaturbereich 25 - 600 °C durch mechanische Randschichtverfestigungsverfahren
Thorsten Manns	Analyse oberflächennaher Eigenspannungszustände mittels komplementärer Beugungsverfahren
Anis Cherif	Analyse und Beurteilung gekoppelter thermisch-mechanischer Prozesse zur Randschichtverfestigung
Thomas Stange	Positionsgenaue Herstellung einer Fügeverbindung aus Stahl- und Sphärogussvierkant-hohlprofilen
Klaus Timmermann	Zur Schädigungsentwicklung bei der Korrosionsermüdung von Aluminiumbasislegierungen mit definierten fertigungsbedingten Randschichtzuständen
Arne Ellermann	Der Bauschingereffekt bei vergüteten, bainitischen und normalisierten Zuständen der Stähle 42CrMoS4 und 100Cr6

