Ermüdungsverhalten von Betonstahl unter dem Einfluss korrosiver Vorschädigung

Von der Fakultät für Bauingenieurwesen der
Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen
zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften
genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Kevin Kriescher

Berichter: Universitätsprofessor Dr.-Ing. Michael Raupach
Universitätsprofessor Dr.-Ing. Wolfgang Breit

Tag der mündlichen Prüfung: 10. Juli 2026

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar.

VORWORT

Mit der vorliegenden Dissertation schließe ich eine intensive und prägende Zeit am Institut für Baustoffforschung der RWTH Aachen (ibac) ab, in der ich fachlich wie persönlich wertvolle Erfahrungen sammeln durfte. An dieser Stelle möchte ich allen danken, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen und mich auf diesem Weg begleitet haben. Diese Arbeit entstand im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Projekts „Resttragverhalten von korrosionsgeschädigten Betonstählen unter dynamischen Beanspruchungen“. Für die finanzielle Förderung und die damit geschaffene Voraussetzung zur Durchführung der Untersuchungen danke ich der DFG ausdrücklich.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater *Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Raupach* für das entgegengebrachte Vertrauen, die Möglichkeit zur Promotion sowie den stets konstruktiven fachlichen Austausch. Seine Unterstützung und die kritischen Diskussionen haben wesentlich zum Fortschritt und Abschluss dieser Arbeit beigetragen. *Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Breit* danke ich herzlich für die Übernahme des Koreferats sowie für die damit verbundene Mühe und das Interesse an dieser Arbeit.

Darüber hinaus danke ich meinen *Kolleginnen und Kollegen* sowie den *studentischen Hilfskräften* für die Unterstützung in der praktischen Umsetzung, die angenehme Zusammenarbeit und die vielen hilfreichen Gespräche – fachlich wie persönlich. Besonders danken möchte ich meinem langjährigen Sitznachbarn *Dr.-Ing. Bernd Winkels*, der mir in dieser Zeit stets mit Rat und Tat zur Seite stand und maßgeblich dazu beigetragen hat, dass mir diese Jahre in bester Erinnerung bleiben.

Mein Dank gilt außerdem meiner *Familie*, insbesondere meinen *Eltern*, die mir diesen Weg überhaupt ermöglicht und mich über all die Jahre stets unterstützt haben. Ihr Rückhalt war für mich von unschätzbarem Wert. Ebenso möchte ich meinen *Freunden* danken, die mir in dieser Zeit immer wieder Ablenkung, Motivation und neue Energie geschenkt haben. Die gemeinsamen Gespräche und Unternehmungen waren für mich ein wichtiger Ausgleich und haben maßgeblich dazu beigetragen, auch in anspruchsvollen Phasen dranzubleiben.

Zu guter Letzt danke ich von ganzem Herzen meiner Partnerin und Verlobten *Anna* für ihre unendliche Geduld, ihre Unterstützung und ihr Vertrauen. Du hast mich durch alle Höhen und Tiefen dieser Zeit begleitet und mir immer wieder neue Zuversicht geschenkt - ohne dich wäre der Abschluss dieser Arbeit nicht möglich gewesen. Vielen Dank!

Kevin Kriescher

KURZFASSUNG

Ermüdungsbeanspruchte Stahlbetonbauwerke sind häufig korrosionsfördernden Umgebungsbedingungen ausgesetzt. Insbesondere im Bereich von Rissen kann durch den Eintrag korrosiver Medien Bewehrungskorrosion stark lokalisiert auftreten, wodurch der tragende Querschnitt reduziert und lokale Spannungsspitzen erzeugt werden. Für die Bestandsbewertung ergibt sich daraus die zentrale Fragestellung, wie sich ein bereits vorhandener Korrosionszustand auf die Ermüdungsfestigkeit von Betonstahl auswirkt und welche Schädigungskenngrößen in diesem Zusammenhang maßgebend sind.

Im Rahmen eines von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Forschungsprojekts wurde ein Verbundprüfkörperkonzept entwickelt, das eine realitätsnahe, räumlich begrenzte Korrosionsbeanspruchung im Bereich eines Trennrisses ermöglicht. Die korrosive Vorschädigung wurde in natürlichen und beschleunigten Varianten erzeugt und anschließend mittels hochauflösender 3D-Topografie quantifiziert. Durch die Gegenüberstellung einer linear-elastisch und einer plastisch vorbeanspruchten Prüfkörpervariante konnte zudem der Einfluss einer vorgelagerten Verformung bzw. eines veränderten Werkstoffzustands auf das Ermüdungsverhalten und die Versagenslokalität untersucht werden.

Die Ergebnisse der vorliegenden Forschungsarbeit zeigen, dass eine korrosive Vorschädigung die Ermüdungsfestigkeit von Betonstählen deutlich reduzieren kann und dass das Ausmaß und die Streuung der Restlebensdauer maßgeblich vom Beanspruchungszustand sowie von der lokalen Ausprägung der Korrosionsnarben beeinflusst werden. Im Vergleich wiesen plastisch vorbeanspruchte Prüfkörper eine stärkere Abminderung und eine höhere Versagenswahrscheinlichkeit auf als linear-elastisch vorbelastete Prüfkörper. Dies deutet darauf hin, dass die vorgelagerte plastische Verformung zusätzliche Schädigungsanteile begünstigt, wodurch rein querschnitts- oder narbengeometriebasierte Kenngrößen an Relevanz verlieren.

Für die linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörper erwies sich der lokale, maximale Querschnittsverlust grundsätzlich als geeigneter Skalierungsparameter. Allerdings verlief die Festigkeitsabnahme nicht proportional zum Querschnittsverlust. Insbesondere bei kleineren Querschnittsverlusten (≤ 5 %) nahm die Streuung deutlich zu, sodass eine ausschließlich querschnittsbasierte Ermüdungsbewertung in diesem Bereich nicht hinreichend war. Diese Überproportionalität ließ sich u. a. im Zusammenspiel mit der lokalen Narbenmorphologie, insbesondere im Rand- bzw. Einlaufbereich der Narbe, erklären.

Zudem deuten die Befunde darauf hin, dass unter okkludierten, sauerstoffarmen Randbedingungen, wie z. B. unter Beschichtungen, durch lokal verschärfte Milieus wasserstoffassistierte Versprödungsmechanismen wirksam werden können. Diese können eine Entkopplung der Rissinitiierungsstelle vom Ort des maximalen Querschnittsverlusts und eine Verschiebung von kerbrand- zu kerbgrunddominiertem Ermüdungsversagen begünstigen.

ABSTRACT

Reinforced concrete structures subjected to fatigue loading are often exposed to environmental conditions that promote corrosion. Particularly in cracked regions, the ingress of corrosive agents can lead to highly localised reinforcement corrosion, resulting in a reduction of the load-bearing cross-section and pronounced local stress concentrations. For the assessment of existing structures, this raises the fundamental question of how pre-existing corrosion damage affects the fatigue strength of reinforcing steel and which damage parameters govern this behaviour.

Within the framework of a research project funded by the German Research Foundation (DFG), a reinforced concrete test specimen concept was developed to reproduce realistic, spatially confined corrosion exposure in the region of a separation crack. Corrosion damage was generated under both natural and accelerated conditions and subsequently quantified using high-resolution 3D surface topography. By comparing a linearly elastically preloaded specimen configuration with a plastically prestrained configuration, the influence of prior deformation and the associated change in material state on fatigue behaviour and failure location was investigated.

The results show that corrosion damage can substantially reduce the fatigue strength of reinforcing steel and that both the level and scatter of the remaining fatigue life are strongly influenced by the loading condition and the local characteristics of the corrosion pits. Compared with the linearly elastically preloaded specimens, the plastically prestrained specimens exhibited a more pronounced reduction in fatigue strength and a higher probability of failure. This indicates that prior plastic deformation promotes additional damage mechanisms, thereby reducing the significance of parameters based solely on cross-sectional loss or pit geometry.

For the linearly elastically preloaded specimens, the local maximum cross-sectional loss generally proved to be a suitable scaling parameter. However, the reduction in fatigue strength was not proportional to the cross-sectional loss. In particular, at smaller cross-sectional losses (≤ 5%), the scatter increased markedly, indicating that an assessment based exclusively on cross-sectional loss is not sufficient in this range. This disproportionate reduction can, among other factors, be attributed to the interaction with the local pit morphology, particularly in the edge and transition regions of the corrosion pit.

Furthermore, the results indicate that under occluded, oxygen-depleted conditions, such as beneath coatings, locally more aggressive environments may promote hydrogen-assisted embrittlement mechanisms. These mechanisms may decouple the fatigue crack initiation site from the location of maximum cross-sectional loss and promote a shift from notch-edge-dominated to notch-base-dominated fatigue failure.

INHALTSVERZEICHNIS

Vorwort I
Kurzfassung II
Abstract III
Inhaltsverzeichnis IV
Abkürzungsverzeichnis VI
1 Einleitung 1
1.1 Motivation 1
1.2 Zielsetzung und Lösungsweg 2
2 Grundlagen 4
2.1 Tempcore-Stahl 4
2.1.1 Herstellverfahren und strukturelle Eigenschaften 4
2.1.2 Mechanische Eigenschaften und Vergleich zu konkurrierenden Betonstahlprodukten 6
2.2 Korrosion von Stahl in Beton 7
2.2.1 Thermodynamische und elektrochemische Grundlagen 7
2.2.2 Alkalischer Korrosionsschutz durch Passivität 9
2.2.3 Verlust der Passivität 10
2.2.4 Korrosionsphase 13
2.2.5 Korrosionsnarbenmorphologie 15
2.3 Ermüdungsverhalten von Betonstahl 21
2.3.1 Allgemeines 21
2.3.2 Mechanismen des Ermüdungsversagens 22
2.3.3 Schwingfestigkeit 28
2.3.4 Wöhler-Versuch und Wöhler-Linien 29
2.3.5 Statistische Auswertung 30
2.3.6 Einflüsse auf die Schwingfestigkeit 32
2.3.7 Kerbwirkung 37
2.4 Bruchmechanische Betrachtung des Ermüdungsverhaltens 42
2.4.1 Allgemeines 42
2.4.2 Langrissbruchmechanik 42
2.4.3 Kurzrissbruchmechanik 51
2.5 Einfluss von Korrosion auf das Ermüdungsverhalten 56
2.5.1 Allgemeines 56
2.5.2 Spannungsrisskorrosion 57
2.5.3 Schwingungsrisskorrosion 60
2.5.4 Zusammenfassung vertiefender Untersuchungsergebnisse 63
3 Entwicklung des Prüfkörperkonzepts 72
3.1 Allgemeines 72
3.2 Konzeption 72
3.2.1 Verbundverhalten 72
3.2.2 Trennrisserzeugung 76
3.3 Übersicht der Prüfkörpervarianten 78

4 Laboruntersuchungen 81
4.1 Mess- und Prüftechnik 81
4.1.1 Elektrochemische Messungen 81
4.1.2 Topografische Messungen 82
4.1.3 Resonanzprüfmaschine 84
4.2 Materialeigenschaften 85
4.2.1 Betonstahl 85
4.2.2 Betonzusammensetzung und -eigenschaften 90
4.3 Dauerschwingversuche an mechanisch geschädigten Prüfkörpern 92
4.3.1 Allgemeines 92
4.3.2 Implementierung der Querschnittsschwächungen 92
4.3.3 Analyse der Kerbmorphologie 93
4.3.4 Dauerschwingversuche und Prüfmatrix 94
4.4 Dauerschwingversuche an korrosiv geschädigten Prüfkörpern 96
4.4.1 Allgemeines 96
4.4.2 Prüfkörperherstellung und -konditionierung 96
4.4.3 Erzeugung der Korrosionsnarben 97
4.4.4 Analyse der Kerbmorphologie 103
4.4.5 Dauerschwingversuche und Prüfmatrix 108
5 Ergebnisse und Diskussion 110
5.1 Allgemeines 110
5.2 Einfluss mechanischer Schädigung auf die Ermüdungsfestigkeit 110
5.2.1 Allgemeines 110
5.2.2 Einfluss des Querschnittsverlusts 112
5.2.3 Einfluss der Kerbmorphologie 120
5.2.4 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse 123
5.3 Einfluss korrosiver Schädigung auf die Ermüdungsfestigkeit 126
5.3.1 Allgemeines 126
5.3.2 Quantifizierung und Lokalisierung der korrosiven Schädigung 126
5.3.3 Charakterisierung der ermüdungsrelevanten Einflussfaktoren 138
5.3.4 Vergleich des Einflusses mechanischer und korrosiver Schädigung 155
5.3.5 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse 160
6 Fazit und Ausblick 166
7 Literaturverzeichnis 171
8 Normen 185
Anhang A – Tabellen 186
Anhang B - Abbildungen 204

ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS

A	Proportionalitätsfaktor
a	Risslänge in mm bzw. kennzeichnende Kerbquerschnittsgröße in mm
A_a	Anodenfläche
Abb.	Abbildung
A_{gt}	Gesamtdehnung bei maximaler Kraft in %
a_{ox}	Konzentration der oxidierenden Spezies in mol/l
a_{red}	Konzentration der reduzierenden Spezies in mol/l
$A_{s,min}$	Kleinste verbleibende Stahlquerschnittsfläche entlang der Stabachse in mm²
b	Narbenbreite in mm
BSt	Betonstahl
bzw.	beziehungsweise
C, m	Paris-Konstanten
C_2S	Belit
C_3S	Alit
$Ca(OH)_2$	Calciumhydroxid
ca.	circa
$CaCO_3$	Calciumcarbonat
C_{krit}	kritischer Chloridgehalt in M.-%
Cl^-	Chlorid-Ion
C_O	Oberflächenfaktor
CO_2	Kohlenstoffdioxid
D	Dauerfestigkeit
d. h.	das heißt
da/dN	Rissfortschrittsgeschwindigkeit
E	Elastizitätsmodul in N/mm²
e	Last-Exzentrizität in mm
e^-	Elektron
E^0	Standardpotential gegen die Wasserstoffelektrode in V
E_{corr}	Gleichgewichtspotential in V bzw. mV
el-a	linear-elastisch vorbelastete, beschleunigt korrodierte Prüfkörper
el-nk	linear-elastisch vorbelastete, nicht korrodierte Prüfkörper
EP	Epoxidharz
F	Faraday'sche Konstante in Coulomb/mol bzw. Frequenz in Hz
F_a	Amplitude in kN
$f_{c,t}$	charakteristische Betonzugfestigkeit in N/mm²
Fe	Eisen
$Fe(OH)_2$	Eisen(II)-hydroxid
Fe^{++}	Eisen(II)-Ion
Fe^{+++}	Eisen(III)-Ion
Fe_2O_3	Hämatit
Fe_3O_4	Magnetit
$FeCl_2$	Ferrochlorid
FEM	Finite-Elemente-Methode
FeOOH	Eisen(III)-oxyhydroxid
F_m	Mittellast in kN
f_{tk} bzw. R_m	charakteristische Zugfestigkeit in N/mm²
f_{yk}	charakteristische Streckgrenze in N/mm²
G	Universelle Gaskonstante in J/mol·K
H^+	molekularer Wasserstoff
H_2	Atomarer Wasserstoff
H_2O	Wasser
HB	Brinellhärte
HCl	Chlorwasserstoff bzw. Salzsäure
HEDE	Hydrogen Enhanced Decohesion
HELP	Hydrogen Enhanced Localized Plasticity
I bzw. I_{korr}	Korrosionsstrom in µA bzw. A

i. d. R.	in der Regel
IK	Interkristallin
I_{korr}	Korrosionsstrom
insb.	insbesondere
K	Spannungsintensitätsfaktor
k_{1E+7}	Abminderungsfaktor gegenüber der ungeschädigten Referenz (N = 1,0E+07)
KaOH	Kaliumhydroxid
K_{Ic}	Bruchzähigkeit
k_{PCF}	Korrosionsloch-Kerbfaktor
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
m	Masseverlust infolge Korrosion in g
M	molare Masse des Metalls in g/mol
M_b	Biegemoment
Md	Median
Mg_2Si	Magnesiumsilicid
MKP	Multikanalpotentiostat
MnO_2	Mangandioxid
Mw	Mittelwert
N	Schwingspiel
n	Stichprobenumfang
N_A	Anrissschwingspielzahl
NaCl	Natriumchlorid
NaOH	Natriumhydroxid
N_D	Grenzschwingspielzahl der Dauerfestigkeit
N_G	Grenzschwingspielzahl
n_x	dynamische Stützziffer
o. g.	oben genannte
O_2	Sauerstoff
$Ø_B$	Durchmesser des Fräskopfes in mm
OH^-	Hydroxidion
$Ø_S$	Betonstahldurchmesser in mm
p	potentialgesteuerte Polarisation
p,q	Koeffizienten zur Berücksichtigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit
PK	Prüfkörper
pl-a	plastisch vorbelastete, beschleunigt korrodierte Prüfkörper
pl-n	plastisch vorbelastete, natürlich korrodierte Prüfkörper
PSB	persistente Gleitbänder
Q	elektrische Ladung in Coulomb
QST	quenched and self-tempered (thermomechanisch vergütet)
R	Spannungsverhältnis
r	halbrunder Fräskopf
R^2	Bestimmtheitsmaß
rd.	rund
ref	isolierte Stahlprüfung
Rft.	Rissfortschritt
$r_{min}(t)$	äquivalenter Minimalradius
r_p	Radius der plastischen Zone in mm
RPM	Umdrehungen pro Minute
R_z	Rauheitskennwert
s	Kerbschärfe
s.	siehe
Sb	Streubreite
SHE	Standardwasserstoffelektrode
SpRK	Spannungsrisskorrosion
SwRK	Schwingungsrisskorrosion
T	Temperatur in K
t	Zeit bzw. Kerbtiefe in mm
t_{gleich}	Mittlere Korrosionstiefe in mm
TK	Transkristallin
t_{max}	Maximale Eindringtiefe innerhalb einer Lochkorrosionsnarbe in mm

t_R	Dicke der martensitischen Randzone in mm
$t_Ü$	Dicke des bainitischen Übergangsbereichs
U	Treibspannung
u	spannungsgesteuerte Polarisation
u. a.	unter anderem
u. ä.	und ähnliche
v	Carbonatisierungsrate
vgl.	vergleiche
VHCF	very high cycle fatigue (sehr hochzyklische Ermüdung)
w/z-Wert	Wasser-Zement-Wert
$w_{R,min}$	Mindestrissbreite in mm
$X_{As,min}(t)$	lokale Abtragstiefe
x_{Bruch}	Lage des Bruches auf der Anode in mm
x_c	Eindringtiefe der Carbonatisierungsfront
$X_{gleich}(t)$	gleichmäßige Abtragstiefe
Y(a)	Geometriefaktor
z	Ladungszahl bzw. zylindrischer Fräskopf
Z	Zeitfestigkeit
z. B.	zum Beispiel
$\alpha_{As}(t)$	zeitabhängiger Restquerschnittsfaktor
α_k	Kerbformzahl
α_{pit}	Pitting-Faktor
β_k	Kerbwirkungszahl
γ	Kerbrandwinkel in °
γ-Fe_2O_3	Maghemit
δ	Relativverschiebung bzw. Schlupf
ΔJ_{eff}	zyklisches J-Integral
ΔK	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_0	Schwellenwert
ΔK_{eff}	effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔQ(x)	Verlauf des Querschnittsverlusts über die Anodenlänge in %
ΔQ_{eff}	effektiver Querschnittsverlust (in der Bruchebene) in %
ΔQ_{max}	maximaler Querschnittsverlust im Anodenbereich in %
ΔQ_{mw}	mittlerer Querschnittsverlust über die Anodenlänge in %
ΔQ_{soll}	planmäßiger Querschnittsverlust in %
ΔV_{korr}	Volumen der durch Korrosion entfernten Stahlmasse in mm³ bzw. %
Δσ	Schwingbreite in N/mm²
ε	Dehnung in ‰
ρ	Krümmungsradius am Narbengrund in mm
σ	Spannung in N/mm²
σ_a	Spannungsamplitude in N/mm²
$\sigma_{a,n}$	Nenn-Spannungsamplitude in N/mm²
σ_{AD}	Dauernd ertragbare Spannungsamplitude in N/mm²
σ_D	Dauerschwingfestigkeit in N/mm²
$\sigma_{D,PCF}$	Dauerschwingfestigkeit bei Korrosionslochermüdung in N/mm²
σ_f	Fließspannung in N/mm²
$\sigma_{k,eff}$	effektive Kerbspannung in der Bruchebene in N/mm²
$\sigma_{k,max}$	maximale Kerbspannung in N/mm²
σ_m	Mittelspannung in N/mm²
σ_n	Nennspannung in N/mm²
σ_o	Oberspannung in N/mm²
σ_u	Unterspannung in N/mm²
τ	Schubspannung in N/mm²
τ_B	Verbundspannung in N/mm²
χ^+	bezogener Spannungsgradient in mm^{-1}
ω	Kerböffnungs- bzw. Kerbflankenwinkel in °

1 EINLEITUNG

1.1 Motivation

Ermüdungsbeanspruchte Stahlbetonbauwerke, wie z. B. Straßenbrücken (kleine bis mittlere Spannweiten) oder Parkhäuser, sind oftmals korrosionsfördernden Umgebungsbedingungen ausgesetzt. Im Zustand II weisen Stahlbetonbauwerke Risse auf, die in Kombination mit dynamischer Beanspruchung und der daraus resultierenden Rissbewegung korrosionsfördernde Stoffe, z. B. Chloride, unmittelbar zur Bewehrung transportieren können. Dies führt dazu, dass der sonst übliche Verzögerungseffekt der Einleitungsphase verkürzt wird bzw. praktisch entfällt und die anodische Teilreaktion der Eisenauflösung erheblich beschleunigt werden kann, s. z. B. [1-3]. Insbesondere im Bereich von Rissen verläuft chloridinduzierte Bewehrungskorrosion dabei nicht gleichmäßig, sondern stark lokalisiert. Es entstehen muldenartige Lochkorrosionsnarben, die den tragenden Querschnitt vermindern, lokale Spannungsüberhöhungen begünstigen und den Einschnürungsbereich des Stahls verkürzen können, s. z. B. [4]. Folglich kann die Lebensdauer deutlich stärker vermindert werden, als es bei Betrachtung der gegenwärtigen Regelwerke für die Bemessung zu erwarten wäre, s. z. B. [5]. Untersuchungen zur Schwingungsrisskorrosion von Betonstählen in Lösung zeigen eine deutliche Reduktion der resultierenden Schwingfestigkeiten um mehr als 75 % bezogen auf vergleichende Versuche an der Luft, s. z. B. [6, 7].

Im Rahmen der Bestandsbewertung stellt sich die Situation häufig anders dar als im Neubau. Korrosive Schädigungen sind zum Zeitpunkt der Untersuchung in vielen Fällen bereits vorhanden und müssen im Sinne einer zustandsbasierten Erhaltungs- bzw. Instandsetzungsplanung in die Beurteilung einbezogen werden. Im Fokus steht folglich die Frage, welche Restlebensdauer unter weiterwirkender Ermüdungsbeanspruchung auf Basis des tatsächlich vorliegenden Schädigungszustands noch zu erwarten ist. Untersuchungen an vorkorrodierten Stählen zeigen, dass bereits eine vergleichsweise moderate korrosive Vorschädigung zu einer teils deutlichen Abminderung der Ermüdungsfestigkeit bzw. der ertragbaren Schwingspielzahlen führen kann. So berichten *Li et al.* [8] für natürlich korrodierte Bewehrungsstäbe bei geringen bis moderaten Massenverlusten von einer Reduktion der Ermüdungslebensdauer um bis zu 70 %. Bruchflächen- und Schadensanalysen belegen dabei übereinstimmend, dass die Rissinitiierung bevorzugt an lokal ausgeprägten Korrosionsnarben erfolgt und sich der Versagensursprung oftmals in Bereiche der stärksten lokalen Schädigung verlagert, s. z. B. [9, 10]. Gleichzeitig verdeutlichen die Untersuchungen, dass bei ähnlichen Masse- bzw. Querschnittsverlusten die Ermüdungslebensdauer erheblich variieren kann. Folglich ermöglichen globale Kennwerte wie Massenverlust oder gemittelte Querschnittsverluste zwar eine grobe Einordnung, sind für eine robuste Prognose der Ermüdungsfestigkeit jedoch nur begrenzt geeignet. Stattdessen werden als maßgebende, ermüdungsrelevante Größen etwa der lokale minimale Restquerschnitt, s. z. B. [11], oder geometrische Parameter der Narben, s. z. B. [12], diskutiert. Der nachteilige Einfluss lokaler Korrosionsnarben auf das Ermüdungsverhalten ist damit zwar grundsätzlich belegt, allerdings fehlen bislang belastbare Erkenntnisse über die maßgebenden ermüdungsrelevanten Parameter der korrosiven Schädigung.

1.2 Zielsetzung und Lösungsweg

Vor diesem Hintergrund verfolgt die vorliegende Arbeit das Ziel, maßgebende ermüdungsrelevante Parameter korrosionsgeschädigter Betonstähle systematisch zu identifizieren und zu quantifizieren, um damit eine belastbarere Bewertungsgrundlage für Restlebensdauerprognosen und daraus abgeleitete Instandsetzungs- bzw. Erhaltungsmaßnahmen zu schaffen. Die Bewertung der Ermüdungsbeanspruchung erfolgt unter nicht-korrosiven Randbedingungen (an Luft) und bildet damit einen Zustand ab, bei dem die Korrosion durch geeignete Instandsetzungsmaßnahmen, wie z. B. KKS, zum Erliegen gekommen ist. Effekte einer simultanen Korrosions- und Ermüdungsbeanspruchung (Schwingungsrisskorrosion) sind damit nicht Gegenstand der Untersuchungen.

Im Fokus steht dabei neben der Parametrisierung der Narben insbesondere die Erzeugung realitätsnaher, reproduzierbarer Korrosionszustände. Dazu wird ein Verbundprüfkörperkonzept entwickelt, das die für den Bestand charakteristische, chloridbeaufschlagte Trennrisssituation inklusive der rissgebundenen Stofftransportvorgänge (Feuchte/Chloride/Sauerstoff) gezielt nachbildet und gleichzeitig die korrosive Schädigung räumlich begrenzt. Ziel ist hierbei, Korrosionszustände zu erzeugen, die sowohl hinsichtlich ihrer Lokalisierung (lokalbegrenzter, rissnaher Angriff) als auch hinsichtlich ihrer geometrischen Ausprägung (Narbenform) als realitätsnah einzustufen sind. Ein Großteil der Prüfkörper wird anodisch polarisiert, um die Korrosionsdauer gezielt zu verkürzen und somit einen größeren Stichprobenumfang generieren zu können. Ergänzend werden Prüfkörper unter natürlichen, nicht beschleunigten Bedingungen korrodiert, um einen direkten Vergleich beider Korrosionsarten zu ermöglichen und darauf aufbauend potenzielle Einflüsse auf die morphologische Ausprägung der Korrosionsnarben und die Ermüdungsfestigkeit identifizieren zu können.

Für die Ermüdungsbewertung korrosionsgeschädigten Betonstahls sind unterschiedliche Beanspruchungszustände zu berücksichtigen. Im Gebrauchszustand dominiert ein gerissenes, aber überwiegend linear-elastisches Material- bzw. Bauteilverhalten, während unter außergewöhnlichen Einwirkungen bzw. im Rahmen duktiler Tragwerkskonzepte plastische Verformungen in Rissbereichen bewusst zugelassen werden. Um den Einfluss des Beanspruchungszustands auf das Ermüdungsverhalten korrosionsgeschädigter Bewehrung einordnen zu können, umfasst das Prüfkörperkonzept sowohl eine linear-elastische als auch eine plastisch vorbelastete Variante.

Die korrosiv geschädigten Prüfkörper werden mittels eines hochauflösenden 3D-Scanners digitalisiert, in auswertbare Geometriemodelle überführt und anschließend topografisch analysiert. Parametrisiert werden insbesondere die geometrischen Merkmale, die basierend auf bisherigen Untersuchungen sowie den Grundsätzen der Kerbspannungslehre als potenziell ermüdungsdominierend anzusehen sind. Bestimmt werden u. a. Querschnittskenngrößen, z. B. maximaler Querschnittsverlust entlang des geschädigten Abschnitts und effektiver Querschnittsverlust in der Bruchebene, sowie kerbbezogene Parameter, z. B. Kerbschärfe und -randwinkel, die sich maßgebend auf die lokale Spannungsüberhöhung auswirken können.

Auf Grundlage der topografisch abgeleiteten Kenngrößen wird im nächsten Schritt untersucht, welche Parameter sich maßgeblich auf das Ermüdungsverhalten auswirken. Hierzu werden die ermittelten Querschnitts- und Kerbkennwerte den Ergebnissen der Dauerschwingversuche gegenübergestellt und systematisch hinsichtlich ihrer Aussagekraft bewertet. Im Fokus steht dabei insbesondere, ob das Ermüdungsverhalten korrosiv geschädigten Betonstahls in Abhängigkeit von den variierten Regelungsparametern (Korrosionsart, Beanspruchungszustand) primär über querschnittsbezogene Größen beschrieben werden kann oder eine zusätzliche Berücksichtigung lokal wirksamer Spannungsüberhöhung im Narbenbereich erforderlich ist.

Zur isolierten Betrachtung der rein geometrischen Wirksamkeit der erzeugten korrosiven Schädigung erfolgt abschließend ein Abgleich mit mechanisch geschädigten Prüfkörpern. Zu diesem Zweck werden in einem Fräsprozess definierte, reproduzierbare Querschnittsschwächungen bzw. Kerben mit variierter Morphologie erzeugt und analog topografisch beschrieben. Durch den direkten Vergleich der Ermüdungsergebnisse mechanisch und korrosiv geschädigter Proben bei vergleichbaren Querschnitts- bzw. Kerbkenngrößen kann herausgearbeitet werden, inwieweit die mögliche Abminderung der Schwingfestigkeit über eine reine Kerb- und Querschnittswirkung erklärbar ist oder ob darüber hinaus korrosionsbedingte Effekte zu berücksichtigen sind. Damit schließt das Vorgehen die Brücke zwischen einer realitätsnahen Abbildung des Korrosionsangriffs im Trennrissbereich und einer mechanisch interpretierbaren Parametrisierung, die als Grundlage für weiterführende Bewertungsansätze im Kontext der Restlebensdauer dient.

2 GRUNDLAGEN

2.1 Tempcore-Stahl

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Ermüdungsverhalten von Betonstahl unter dem Einfluss korrosiver Vorschädigung. Untersuchungsgegenstand ist ein thermomechanisch behandelter Tempcore-Stahl, der bedingt durch den Herstellungsprozess eine aufgehärtete Randzone aufweist, wodurch insbesondere oberflächennahe Schädigungen, wie z. B. Korrosionsnarben, für die Rissinitiierung und dementsprechend die Ermüdungslebensdauer besonders relevant sein können. Im Folgenden werden zunächst der Herstellungsprozess von Tempcore-Stahl und darauf aufbauend die spezifischen Materialeigenschaften beschrieben. Um die Übertragbarkeit der im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse auf andere Betonstahlarten zu ermöglichen, werden anschließend die artenabhängigen Materialeigenschaften gegenübergestellt und Unterschiede herausgearbeitet.

2.1.1 Herstellverfahren und strukturelle Eigenschaften

In Reaktion auf die stetig steigenden Anforderungen an Tragfähigkeit und Wirtschaftlichkeit von Stahlbetonkonstruktionen wurde das Tempcore-Verfahren, vgl. Abb. 2.1, in den 1970er Jahren vom Centre de Recherches Métallurgiques (CRM) entwickelt. Primäres Ziel war es, hochfeste, schweißbare Betonstähle ohne den Einsatz teurer Legierungselemente herzustellen. Eine detaillierte Beschreibung des Herstellungsprozesses findet sich z. B. in [13, 14].

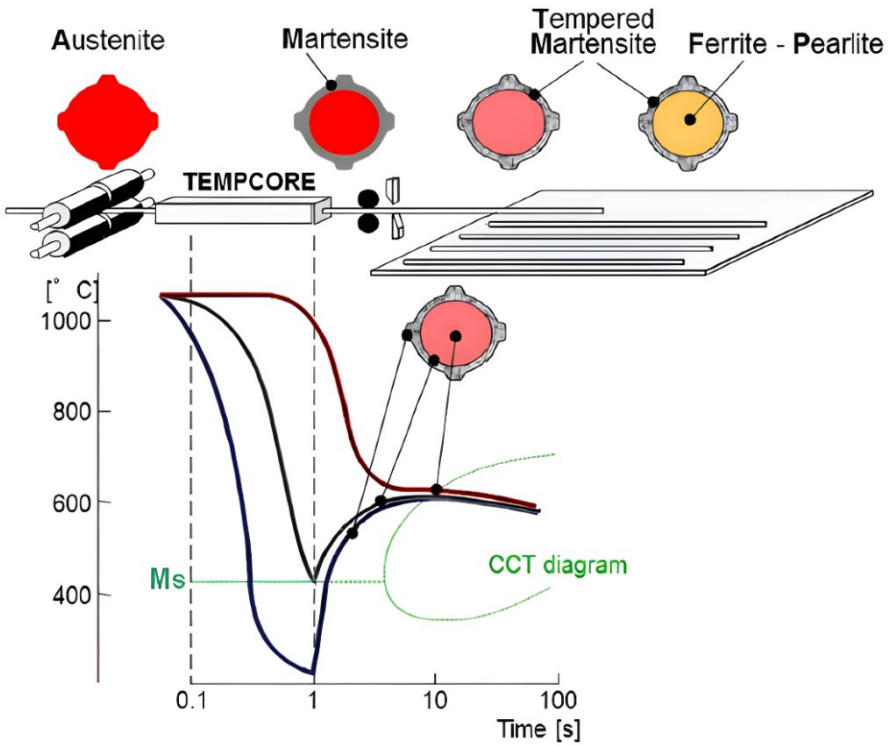


Abb. 2.1 Prinzip des Tempcore-Verfahrens und zugehörige Temperatur-Zeit-Verläufe nach [15]

Der Tempcore-Prozess beschreibt dabei eine kontinuierliche Verfahrenskombination bestehend aus drei Hauptphasen: Abschrecken, Selbstanlassen und Transformation im Kern. Konkret durchläuft der Stahl nach dem Warmwalzen bei bis zu 1100°C eine Abschreckzone, in der dessen Mantelfläche mit Wasser benetzt wird. Die resultierenden Abkühlraten von bis zu 300 K/s erzeugen in der Randzone eine martensitische Struktur, während der Kern zunächst austenitisch bleibt. Die resultierende Dicke der martensitischen Randzone ist abhängig von einer Vielzahl an Einflussfaktoren, wie z. B. Abkühlrate, chemische Zusammensetzung und Stabdurchmesser, und lässt sich dementsprechend nicht pauschalisieren. Die Randzone wird anschließend durch die im Kern verbliebene Wärme angelassen, was dem Prozess seinen Namen „Tempcore“ verleiht. Durch dieses Selbstanlassen können die mechanischen Eigenschaften des Stahls optimiert werden, s. z. B. [16]. Während der dritten Hauptphase des Tempcore-Prozesses wandelt sich das austenitische Gefüge im Kern des Stahls beim langsamen Abkühlen in Ferrit, Perlit oder Bainit um, abhängig von der chemischen Zusammensetzung und den Abkühlbedingungen, vgl. Abb. 2.2.

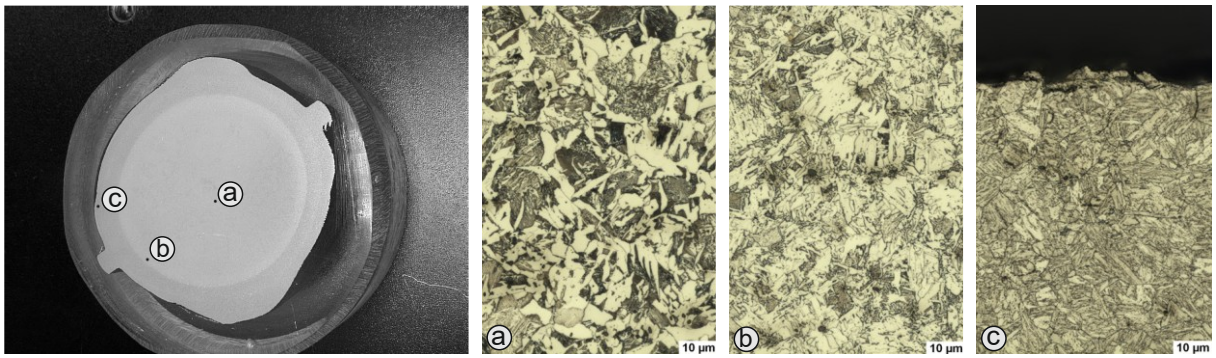


Abb. 2.2 Mikroskopische Darstellung der Gefügestruktur eines Tempcore-Betonstahls: ferritisch-perlitischer Kern (a), bainitischer Übergangsbereich (b) martensitische Randzone (c) in Anlehnung an [17]

Neben den ökonomischen Vorteilen des Tempcore-Verfahrens, die primär aus der gesteigerten Performance und dem Verzicht auf teure Legierungselemente resultieren, s. z. B. [18], liegen die Vorteile des Verfahrens insbesondere in den ökologischen Aspekten. Durch den simplen Wärmebehandlungsprozess können der erforderliche Energiebedarf sowie die damit verbundenen CO_2-Emissionen reduziert werden, s. z. B. [18, 19].

Das Tempcore-Verfahren findet weltweit Anwendung und gewinnt aufgrund o. g. Vorteile jedoch insbesondere in Regionen mit strengen bautechnischen Anforderungen und Nachhaltigkeitszielen immer mehr an Bedeutung, s. z. B. [20]. Primäres Anwendungsgebiet ist derzeit noch Europa, allerdings gewinnt Tempcore-Stahl auch im asiatischen Raum sowie in Nord- und Südamerika zunehmend an Bedeutung. Gemessen an den globalen Marktanteilen nimmt seine Relevanz aufgrund von steigenden Anforderungen an nachhaltige Bauweise und erhöhten Sicherheitsstandards in der Bauindustrie stetig zu.

2.1.2 Mechanische Eigenschaften und Vergleich zu konkurrierenden Betonstahlprodukten

Durch die martensitisch angelassene Randzone weisen Tempcore-Betonstähle eine Kombination aus hoher Streckgrenze, deutlicher Verfestigung und noch ausreichender Gleichmaßdehnung auf. Die druckeigenspannungsbehaftete Randschicht übernimmt den überwiegenden Anteil der Lastübertragung und bestimmt neben Rippengeometrie und Oberflächenqualität maßgeblich das Ermüdungsverhalten. Gleichzeitig liegt der Elastizitätsmodul im Bereich konventioneller warmgewalzter Betonstähle, sodass sich unter Betriebsbeanspruchung im Steifigkeitsniveau zunächst kein Unterschied ergibt.

Konventionelle warmgewalzte Betonstähle, d. h. ohne thermische Vergütung, durchlaufen ein klassisches Warmwalzverfahren bei Temperaturen von ca. 1100 bis 1200 °C, gefolgt von einer langsamen Abkühlung an der Luft. Daraus resultiert ein rein ferritisch-perlitisches Gefüge mit grobkörniger Kornstruktur. Da im Herstellprozess keine abrupten Temperaturgradienten wie beim Abschrecken auftreten, bleiben Eigenspannungen minimal und das Material zeigt eine homogene Spannungsverteilung. Diese gleichmäßige Mikrostruktur und das Fehlen einer gehärteten Schale führen zu einer hohen Verformbarkeit und Duktilität, s. z. B. [21].

Kaltgezogene Betonstähle werden nach dem Walzen durch ein oder mehrere Kaltziehprozesse mit zunehmendem Reduktionsgrad geführt, wodurch die Versetzungsdichte deutlich erhöht wird. Die Untersuchungen von *Sajuri et al.* [22] zeigen, dass das auftretende Kaltverfestigungsphänomen in der Summe zu einer Erhöhung der Festigkeitskennwerte um bis zu 54 % im Vergleich zum unbearbeiteten Zustand führen kann. Im Gegenzug macht die hohe Versetzungsdichte den Stahl spröder, d. h. die plastische Verformbarkeit wird stark eingeschränkt. Gleichzeitig entstehen während des Kaltziehens Eigenspannungen, insbesondere in Bereichen der Walz- und Ziehspuren, die in Form feiner Mikrorisse oder Kerben an der Oberfläche in Erscheinung treten können. Hier entstehen lokale Spannungsspitzen, die die Ermüdungsfestigkeit signifikant verschlechtern können, s. z. B. [23].

Neben den thermomechanisch behandelten (Tempcore u. ä.) und kaltgezogenen Betonstählen finden weltweit und insbesondere im asiatisch-pazifischen Raum mikrolegierte Betonstähle häufig Anwendung, s. z. B. [24]. Durch Zugabe von Legierungselementen, wie z. B. Vanadium und/oder Niob, erhalten mikrolegierte Betonstähle eine besonders feinkörnige Mikrostruktur. Diese beruht vornehmlich auf den bei der thermomechanischen Behandlung ausgeschiedenen Karbiden und Nitriden. Darüber hinaus steigern sie durch zwei wesentliche Effekte zugleich die Festigkeit und Duktilität des Stahls:

- *Ausscheidungshärtung:* Die mikroskopisch kleinen Karbide und Nitride behindern Versetzungsbewegungen. Versetzungen müssen die kleinen Partikel umlaufen, wodurch der Schubspannungsschwellenwert für plastische Verformung ansteigt. [25]

- *Kornwachstumsbegrenzung:* Die fein verteilten Ausscheidungen blockieren während des Walzens das Wachstum der Austenitkörner. Die kleineren Austenitkörner führen später zu

einem feinkörnigeren ferritisch-perlitischen Gefüge, was sowohl die Streckgrenze als auch die Zähigkeit des Stahls erhöht.[24]

Tab. 2.1 Vergleich der mechanischen Kennwerte verschiedener Betonstähle basierend auf [13, 24, 26, 27]

Stahltyp	**Zugfestigkeit f_{tk}**	**Streckgrenze f_{yk}**	**Gesamtdehnung A_{gt}**	**Elastizitätsmodul E**
-	N/mm²	N/mm²	%	N/mm²
Tempcore/TMT/QST	550–700	440-600	12-25	200-230
Warmgewalzt	450-800	280-650	15-25	200-210
Kaltgezogen	550-700	500-650	3-8	200-210
Mikrolegiert	560-720	400-550	12-30	200-215

Tab. 2.1 fasst relevante mechanische Kennwerte (f_{tk}, f_{yk}, A_{gt}, E) für Tempcore-, warmgewalzte, kaltgezogene und mikrolegierte Betonstähle zusammen. Basierend auf vergleichenden Untersuchungen, s. z. B. [24, 26-28], lässt sich festhalten, dass Tempcore-Betonstähle eine günstige Kombination aus hoher Streckgrenze und ausreichender Duktilität bieten und damit für viele Anwendungsfälle wirtschaftlich attraktiv sind. Warmgewalzte naturharte Stähle besitzen die höchste Duktilität, jedoch geringere Festigkeiten. Kaltgezogene Stähle erreichen zwar hohe Festigkeiten, sind jedoch aufgrund der eingetragenen Eigenspannungen ermüdungssensitiv und dementsprechend für hochzyklisch beanspruchte Konstruktionen nur eingeschränkt geeignet. Mikrolegierte Betonstähle verbinden hohe Festigkeiten mit sehr guter Duktilität und zeigen in zahlreichen Studien eine im Mittel höhere Ermüdungsbeständigkeit als Tempcore-Stähle, insbesondere im niederzyklischen Bereich, gehen jedoch mit höheren Legierungskosten und einer komplexeren Prozessführung einher.

2.2 Korrosion von Stahl in Beton

2.2.1 Thermodynamische und elektrochemische Grundlagen

In der Natur liegen Metalle, insbesondere Eisen, in ihren thermodynamisch stabilen Oxidzuständen vor. Durch den Verhüttungsprozess werden diese Eisenoxide zu metallischem Stahl reduziert und damit in einen energetisch höheren, aber thermodynamisch instabilen Zustand überführt. Der derart gewonnene Werkstoff ist bestrebt, in den energieärmeren Oxidzustand zurückzukehren. Dieser Übergang wird als Korrosion bezeichnet. Zur genaueren Unterscheidung definiert die *DIN EN ISO 8044:2025-05* [N1] Korrosion als Wechselwirkung zwischen einem in den meisten Fällen metallischen Werkstoff und seiner Umgebung. Diese Reaktion führt zu einer messbaren Veränderung des Materials, die die Funktion des Bauteils oder sogar eines ganzen Systems beeinträchtigen kann. Man spricht bei einem sichtbaren Ergebnis der Reaktion von Korrosionserscheinung, bei Nichterfüllung der technischen Funktionalität des Bauteils oder Systems von Korrosionsschaden.

Abhängig von den vorliegenden Randbedingungen kann Stahl in verschiedenen, thermodynamischen Zuständen (z. B. Fe, Fe^{++}, Fe^{+++}) vorliegen. *Pourbaix* [29] hat die Zustände des Eisens für eine definierte wässrige Lösung in einem sogenannten Potential/pH-Wert-Diagramm

zusammengefasst und die zugehörigen Gleichgewichtspotentiale berechnet. Die Berechnung der Gleichgewichtspotentiale resultierend aus den elektrochemischen Redoxreaktionen beim Übergang zwischen den Zuständen des Eisens erfolgt gemäß der Gleichung von *Nernst*, vgl. Gleichung 2.1.

$$E_{corr} = E^{O} + \frac{G \cdot T}{z \cdot F} \ln\left(\frac{a_{ox}}{a_{red}}\right) \quad (2.1)$$

E_{corr}:	Gleichgewichtspotential	[V]
E^0:	Standardpotential gegen die Wasserstoffelektrode	[V]
G:	Universelle Gaskonstante (8,3143)	[J/mol·K]
T:	Temperatur	[K]
z:	Ladungszahl	[-]
F:	Faraday´sche Konstante (96500)	[Coulomb/mol]
a:	Konzentration der oxidierenden und reduzierenden Spezies	[mol/l]

Abb. 2.3 visualisiert das Pourbaix-Diagramm für das System Eisen in wässriger Lösung (Eisenkonzentration 10^{-6} mol/l, 25 °C, 1 bar). Die beiden gestrichelten Linien stellen dabei die Stabilitätsgrenzen des Wassers dar. Oberhalb der Sauerstoffgrenze (obere Linie) oxidiert Wasser zu Sauerstoffgas, was zur Bildung von Wasserstoffionen und einer Ansäuerung der Lösung führt, vgl. Gleichung 2.2.

$$2\ H_2O \rightarrow O_2 + 4\ H^+ + 4\ e^- \quad (2.2)$$

Fällt das Potential des Systems unterhalb der Wasserstoffgrenze (untere Linie) wird Wasser unter Bildung von Hydroxidionen und elementarem Wasserstoff zersetzt, was zu einer Alkalisierung führt, vgl. Gleichung 2.3.

$$2\ H_2O + 2\ e^- \rightarrow H_2 + 2\ OH^- \quad (2.3)$$

Hinsichtlich des thermodynamischen Zustandes von Eisen in Wasser lassen sich drei Hauptbereiche unterteilen. Im *Immunitätsbereich* liegt Eisen in seiner elementaren und somit thermodynamisch stabilen Form (Fe) vor, d. h. Korrosion ist aus energetischen Gründen nicht möglich. Immunität kann z. B. durch KKS erreicht werden. Im *Passivbereich* findet ebenfalls keine bzw. keine nennenswerte Korrosion statt, obwohl das Eisen in einem thermodynamisch instabilen Zustand vorliegt. Dies ist auf die Deckschichtbildung an der Stahloberfläche zurückzuführen, die die resultierende Korrosionsgeschwindigkeit auf ein vernachlässigbares Niveau absenkt. Im *Aktivbereich* befindet sich das Eisen weder in einem thermodynamisch stabilen Zustand noch ist eine schützende Passivschicht vorhanden. Der Korrosionsprozess kann somit ungehindert ablaufen. Eine vertiefte Herleitung der in den vorangegangenen Absätzen beschriebenen Zusammenhänge findet sich beispielsweise in [30-32].

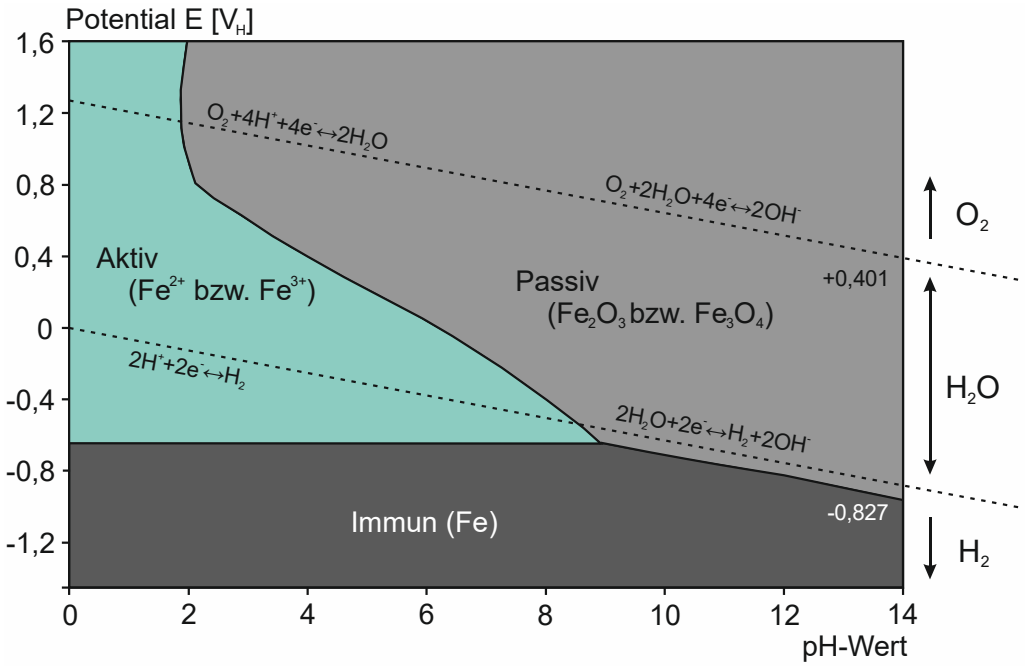


Abb. 2.3 Potential-pH-Wert-Diagramm für das System Eisen in wässriger Lösung (Eisenkonzentration 10^{-6} mol/l, 25 °C, 1 bar) in Anlehnung an [29] (vereinfacht)

2.2.2 Alkalischer Korrosionsschutz durch Passivität

Der Korrosionsschutz von Stahl in Beton beruht auf der Bildung einer dünnen, dichten Passivschicht im hochalkalischen Milieu der Porenlösung. Die hohe Alkalität resultiert dabei aus der Hydratation der im Zementklinker enthaltenen silikatischen Phasen Alit (C_3S) und Belit (C_2S). Bei der Auflösung dieser Phasen werden Ca^{2+}- und OH^--Ionen freigesetzt. Ein Teil dieser Hydroxidionen reagiert mit Ca^{2+} zu Calciumhydroxid ($Ca(OH)_2$), während der Überschuss mit den im Zementklinker enthaltenen Natrium- und Kaliumsalzen zu löslichen Natrium- und Kaliumhydroxiden (NaOH, KOH) reagiert. Die entstehenden Alkalihydroxide heben den pH-Wert des Porenwassers auf Werte zwischen 12,5 und 14.

Die wenige Nanometer dünne Deckschicht, die sich aufgrund der hohen Alkalität der Porenlösung auf der Stahloberfläche ausbildet, verhindert den Übergang von Metallionen in den Elektrolyten, d. h. sie hemmt die anodische Teilreaktion der Korrosion. Somit verhält sich Stahl im Beton passiv, ähnlich wie ein Edelmetall an der Atmosphäre. Die Passivschicht besteht dabei nicht aus einem einheitlichen Film, sondern aus einer Doppelschicht. Stahlseitig bildet sich zunächst eine monomolekulare Adsorptionsschicht aus Eisen(II)-hydroxid ($Fe(OH)_2$), die als Keimbett für das weitere Oxidwachstum dient. Auf diesem Grundfilm entsteht eine nur wenige Nanometer (2–5 nm) dünne, äußerst dichte Barriereschicht aus Magnetit (Fe_3O_4), welche primär den Elektronen- und Ionentransport unterbindet und somit die Hauptschutzwirkung übernimmt. Entgegen dem klassischen Bilayer-Modell für Eisenpassivschichten, wie es erstmals von *Nagayama & Cohen* [33, 34] vorgeschlagen und später u. a. von *Ord & DeSmet* [35] und *Sato* [36] bestätigt wurde, besteht die äußere, elektrolytseitige Oxidschicht nicht überwiegend aus Maghemit (γ-Fe_2O_3). Jüngere spektroskopische Untersuchungen, s. z. B. [37-39], ergaben, dass sich primär Eisen(III)-oxyhydroxide (vor allem γ-FeOOH und α-FeOOH) an die

Magnetit-Schicht anschließen und eine poröse Austauschschicht ausbilden, die als ionisches Reservoir fungiert, pH-Schwankungen puffert und kleinste Defekte der Barriereschicht durch Umlagerung und Kristallwachstum selbstheilend verschließt. Maghemit kann jedoch weiterhin als Übergangs- oder Zwischenphase auftreten, wenn z. B. Trockenheit, Belüftung oder eine partielle Dehydratation die Umwandlung der oberflächennahen Oxid-/Oxyhydroxidphasen begünstigen. Die Gesamtschichtdicke der Passivschicht wurde in Untersuchungen zu 3 bis 15 nm bestimmt, s. z. B. [40, 41].

2.2.3 Verlust der Passivität

Grundsätzlich werden Bauwerke derart bemessen, dass die Passivität innerhalb der geplanten Nutzungs- bzw. Lebensdauer erhalten bleibt. Dies wird u. a. durch das Festlegen einer auf die Expositionsklasse angepassten Betondeckung und -qualität erreicht. Einer der zwei primären Mechanismen, die zum Verlust der Passivität führen können, ist die *Carbonatisierung*. Beim Eindringen von Kohlenstoffdioxid in den Beton reagiert dieses vereinfachend ausgedrückt mit dem im Porenwasser gelösten Calciumhydroxid zu Calciumcarbonat und Wasser,

$$Ca(OH)_2 + CO_2 \rightarrow CaCO_3 + H_2O \qquad (2.4)$$

wodurch der pH-Wert des Porenwassers auf Werte unter 9 absinkt und die schützende Passivschicht auf der Stahloberfläche aufgelöst wird. Dieser Vorgang wird als Depassivierung bezeichnet und bildet nach *Tuutti* [42] die Einleitungs- bzw. Initiierungsphase des Korrosionsprozesses, vgl. Abb. 2.4.

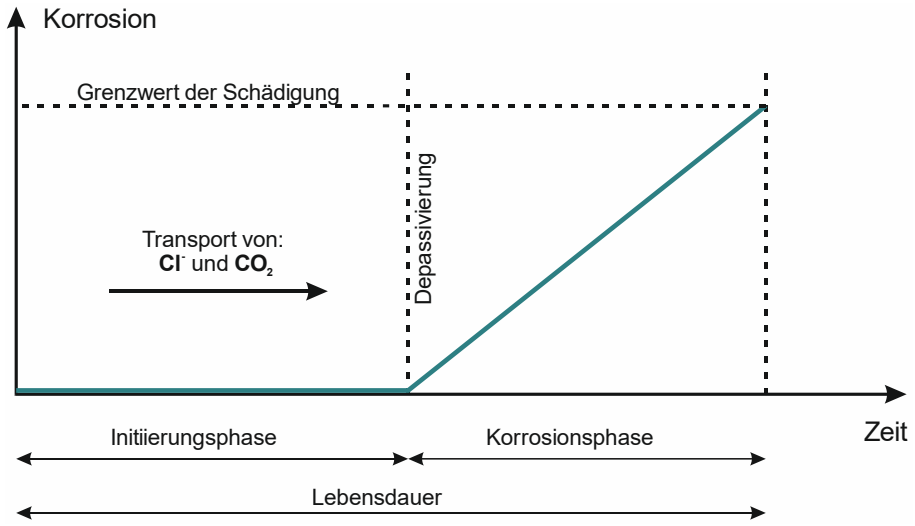


Abb. 2.4 Schematische Darstellung der zeitlichen Entwicklung des Korrosionsprozesses von Stahl in Beton in Anlehnung an [42]

Neben den chemischen Veränderungen wird der Beton auch strukturell durch die Carbonatisierung beeinflusst. So dokumentieren Studien, s. z. B. [43], eine Abnahme der Gesamtporosität bei gleichzeitiger Verlagerung hin zu gröberen Kapillarporen, was zu einem Anstieg der Diffusionskoeffizienten für Sauerstoff und Chloride führen kann. *Papadakis et al.* [44] haben dieses Phänomen in einem reaktionstechnischen Modell beschrieben, indem sie die

gekoppelte Diffusion von CO_2 und seine chemische Umwandlung berücksichtigen. Sie zeigen, dass sich eine scharfe „Carbonatisierungsfront“ ausbildet, deren Eindringtiefe x_c sich proportional zur Quadratwurzel der Zeit verhält, vgl. Gleichung 2.5. Der Proportionalitätsfaktor A hängt dabei maßgeblich von Materialparametern, wie z. B. Porosität und Art des Bindemittels, und Umgebungsbedingungen, wie z. B. Temperatur und Feuchte, ab.

$$x_c = A \cdot \sqrt{t} \tag{2.5}$$

Saetta et al. [45] greifen diesen Ansatz auf und erweitern ihn in einem numerischen Mehrfeldmodell um den gekoppelten Transport von Feuchte (h), Wärme (T), Carbonatisierungsgrad (c) und CO_2-Konzentration (g) in den Beton. Die entsprechende, lokale Carbonatisierungsrate ergibt sich zu:

$$v = \frac{dc}{dt} = k \cdot f_1(h) \cdot f_2(g) \cdot f_3(c) \cdot f_4(T) \tag{2.6}$$

Aktuellere Veröffentlichungen, s. z. B. [46, 47] bestätigen diesen Ansatz. Sie zeigen, dass eine vollständige Carbonatisierung allein nicht zwingend zu einer relevanten Bewehrungskorrosion führt. Vielmehr bestimmen der Feuchte- und Porenzustand des carbonatisierten Betons, die feinkörnige Mikrostruktur der entstehenden Carbonatschicht und die Dicke der Betondeckung darüber, ob und wann Korrosionsschäden auftreten. Als kritisch wird gemäß *Angst et al.* [46] ein Stahlverlust von 20 bis 100 µm angesehen, ab dem üblicherweise mit Rissbildungen in der Deckschicht zu rechnen ist. Unter günstigen Feuchtebedingungen liegen die Korrosionsraten jedoch häufig im Bereich vernachlässigbarer Größenordnungen. Diese Erkenntnisse erweitern das klassische Konzept der Betondeckung um den Ansatz einer direkten Korrosionsdiagnose im bereits carbonatisierten Beton und rücken eine detaillierte Analyse von Feuchte, Mikrostruktur und Deckung in den Mittelpunkt verlässlicher Lebensdauerprognosen für Stahlbetonkonstruktionen. Da der Einfluss der Carbonatisierung auf die Untersuchungsgegenstände dieser Arbeit als unkritisch einzustufen ist, wird diese im weiteren Verlauf weitestgehend vernachlässigt.

Der zweite primäre Mechanismus im Zusammenhang Korrosion von Stahl in Beton ist die *lokale Depassivierung infolge Chlorideinwirkung*, z. B. aus Tausalzen oder maritimen Umgebungsbedingungen. Der Transport von Chloridionen erfolgt über zwei gekoppelte Mechanismen: kapillares Saugen chloridbelasteten Wassers (advektiver Mittransport gelöster Ionen) und molekulare Diffusion im Porenwasser. Numerische Gegenüberstellungen von reiner Diffusion und der Kombination aus Diffusion und kapillarem Sog zeigen, dass das kapillare Saugen den Früheintrag deutlich erhöhen kann, mit abnehmendem Feuchtegefälle das System jedoch wieder diffusionsgesteuert ist. Eine detaillierte Beschreibung und Herleitung der Feuchtetransportvorgänge in porösen, zementgebundenen Medien ist z. B. [48-50] zu entnehmen.

Chloridinduzierte Korrosion setzt in nicht carbonatisiertem, alkalischem Beton erst ein, wenn an der Stahloberfläche ein kritischer Chloridgehalt C_{krit} überschritten wird. Dabei werden hinsichtlich des kritischen Chloridgehalts zwei Anwendungs- bzw. Auswerteebenen

unterschieden: (i) eine wissenschaftliche Definition, die den Chloridgehalt zum Zeitpunkt der Depassivierung beschreibt und dementsprechend den Beginn der Initiierungsphase nach *Tuutti* [42] kennzeichnet und (ii) eine praxisnahe Definition, die den Chloridgehalt bei bereits sichtbarer Schädigung heranzieht. Letztere liefert systematisch höhere und stärker streuende Werte, weil zwischen Depassivierung und sichtbarer Schädigung Zeit vergeht und der lokale Chloridgehalt weiter ansteigt, vgl. Abb. 2.5.

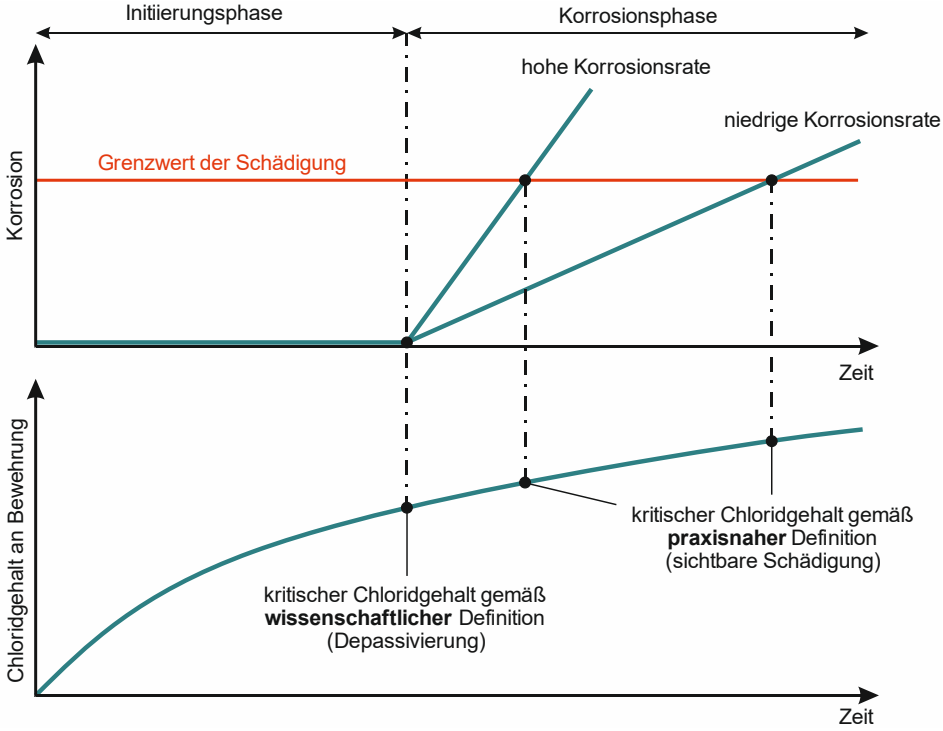


Abb. 2.5 Schematische Darstellung der zwei Anwendungs- bzw. Auswerteebenen des kritischen Chloridgehalts in Anlehnung an [42, 51]

Der kritische korrosionsauslösende Chloridgehalt ist dabei kein fester, systemunabhängiger Wert, sondern u. a. abhängig von Betonzusammensetzung und Umgebungsbedingungen. Wesentliche Einflussparameter sind z. B. die Alkalität der Porenlösung, das verwendete Bindemittel bzw. dessen Bindungskapazität, Feuchte-/Sauerstoffverfügbarkeit, w/z-Wert und Hydratationsgrad. Neben diesen beton- und umgebungsspezifischen Einflussparametern wirken sich ebenfalls der Stahltyp und dessen Oberflächenbeschaffenheit auf den kritischen Chloridgehalt aus. In einer mehr als zwei Jahre andauernden Expositionsstudie mit Nass-Trocken-Zyklen zeigten *Rivera-Corral et al.* [52], dass unvergüteter Baustahl tendenziell früher depassiviert als thermo-behandelter und galvanisierter Stahl, und dass sich die zur Depassivierung erforderliche Chloridmenge je nach Stahl und w/z-Wert deutlich unterscheidet (0,12 bis 1,46 M.-% bezogen auf den Zementgehalt). Weitere Untersuchungen bzw. Zusammenstellungen, wie z. B. von *Breit* [53] und *Angst et al.* [51], zeigen eine typische Spannweite des kritischen Chloridgehalts C_{krit} im Bereich von 0,2 bis 2,5 M.-% bezogen auf den Zementgehalt. Allerdings kann der Wert unter Berücksichtigung von systemspezifischen Bedingungen und Ausreißern auch deutlich höher ausfallen. Für die ingenieurpraktische Beurteilung wird häufig ein Richtwert von 0,4 M.-% (Neubau) bzw. 0,5 M.-% (Bestand) bezogen auf den Zementgehalt

für nicht vorgespannte und 0,2 M.-% für vorgespannte Stahlbetonbauwerke herangezogen, s. [N2][54].

Der Mechanismus der Depassivierung infolge Chloridexposition ist noch nicht endgültig geklärt, allerdings existieren verschiedene Theorien und Modelle, s. z. B. [55-58]. Es wurde festgestellt, dass der Passivitätsverlust lokal an bereits energetisch bevorzugten Stellen der Passivschicht, wie z. B. Defekte oder Einschlüsse, erfolgt. Die Oberfläche durchläuft den Übergang von kurzlebigen, noch repassivierbaren metastabilen Lochkeimen zu stabilen *Pits*, sobald ein systemspezifisches Depassivierungskriterium überschritten ist, s. z. B. [59].

2.2.4 Korrosionsphase

Nach der Keimbildung etabliert sich am Lochgrund eine okkludierte Zelle mit eingeschränktem Stoffaustausch, s. z. B. [60]. Sobald sich ein lokaler Anodenbereich ausbildet, wirkt die umliegende, weiterhin passive Bewehrungsoberfläche mit gutem O_2-Zutritt als großflächige Kathode. Über den Stahl als Elektronenleiter und den betonporenfüllenden Elektrolyten als Ionenleiter schließt sich eine Makrozelle. Die Makrozellenstromdichte am aktiven Lochgrund wird dabei primär durch drei gekoppelte Größen bestimmt: (i) die kathodische Sauerstoffreduktion auf der passiven Fläche, (ii) die elektrische Leitfähigkeit/Resistivität des Betons und (iii) die relativen Flächenanteile von Anode (klein) zu Kathode (groß), die über die Polarisationscharakteristiken den stationären Zellstrom festlegen, s. z. B. [61]. Abb. 2.6 zeigt schematisch die Vorgänge in einer wachsenden Lochkorrosionsnarbe.

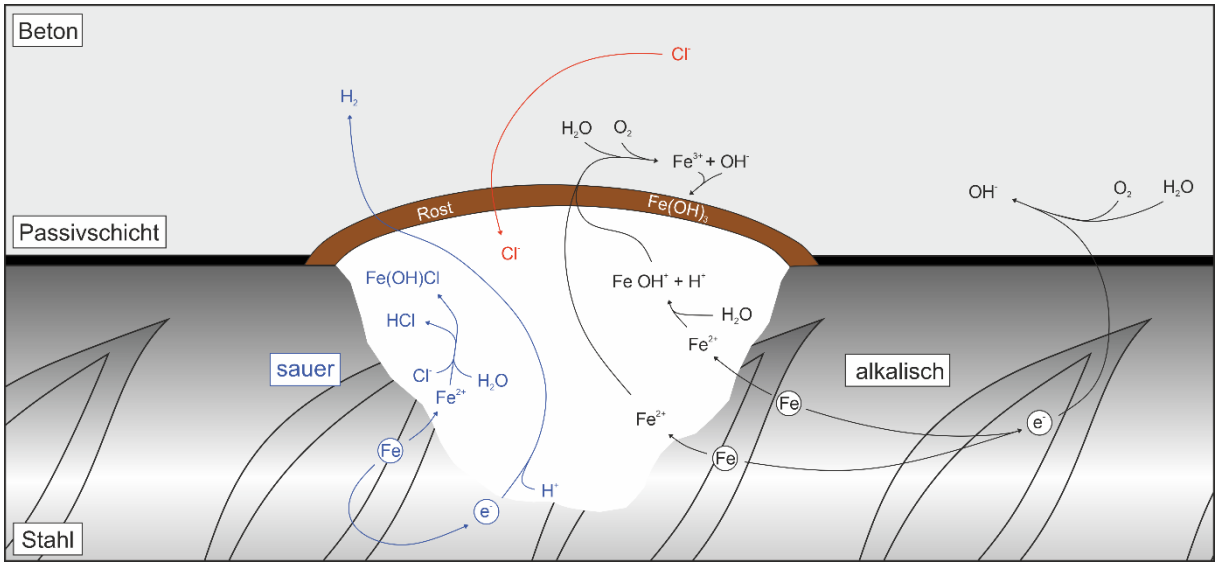


Abb. 2.6 Schematische Darstellung der Vorgänge in einer wachsenden Lochkorrosionsnarbe im alkalischen Milieu und im sauren Milieu (pH 4 bis 6) in Anlehnung an [30]

Durch die lokale Depassivierung können die Eisenionen gemäß Gleichung 2.7 in Lösung gehen.

$$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^{-} \qquad (2.7)$$

Die positiv geladenen Eisenkationen reagieren im nächsten Schritt mit dem antransportierten Chlorid zu Eisenchlorid, vgl. Gleichung 2.8. Die Hydrolyse gelöster Eisen-Spezies, z. B. Fe^{2+}, $FeCl_2$, erzeugt H^+ und setzt gebundenes Chlorid wieder frei, sodass sich ein autokatalytischer Kreislauf aus Säurebildung und Cl^--Anreicherung etabliert, vgl. Gleichung 2.9. Dadurch fällt der pH im Pit in den schwach sauren Bereich (pH-Wert zwischen 4 und 6) ab.

$$Fe^{2+} + 2Cl^- \rightarrow FeCl_2 \tag{2.8}$$

$$FeCl_2 + H_2O \rightarrow (Fe(OH)^+ + Cl^-) + (H^+ + Cl^-) \tag{2.9}$$

Das weitere Wachstum der Korrosionsnarbe ist vom fortlaufenden Antransport freier Chloridionen abhängig. Die in der Okklusion entstehende saure Chlorid-Lösung wird nur dann aufrechterhalten, wenn Cl^- nachgeliefert und in die Narbe eingetragen wird, vgl. z. B. [62]. Wird die externe Chloridkonzentration unter eine kritische Schwelle abgesenkt, stoppt das Pit-Wachstum bzw. es tritt Repassivierung ein.

Da die entstehenden Korrosionsprodukte deutlich größere Molvolumina als Stahl besitzen, erzeugen sie radialen Zwang in der Betondeckung. Bei anhaltender bzw. fortschreitender Quellung überschreitet die Ringzugspannung die Zugfestigkeit des Betons, was zu Rissen bis hin zu Abplatzungen führen kann, vgl. Abb. 2.7 und z. B. [63]. Diese Schädigungen senken den elektrischen Widerstand der Randzone, verbessern O_2-, Feuchte- und Cl^--Zutritt und verstärken damit die Makrozellenstromdichten, wodurch der lokale Materialabtrag am Pit weiter beschleunigt wird, s. z. B. [64].

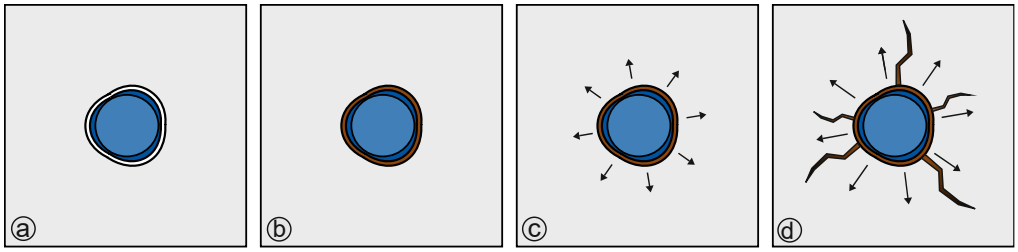


Abb. 2.7 Schematische Darstellung des korrosionsbedingten Zwangs: a) Initiierung der Korrosion; b) freie Rostbildung; c) radialer Zwang resultierend aus größerer Molvolumina der Korrosionsprodukte; d) Rissbildung durch Überschreitung der Zugfestigkeit des Betons in Anlehnung an [65]

Aus Gründen der Elektronenneutralität müssen die im Bereich der Anode freigesetzten Elektronen in kathodisch wirkenden Bereichen wieder verbraucht werden. Im alkalischen Milieu des Betons ist i. d. R. die Sauerstoffreduktion die maßgebliche kathodische Teilreaktion, vgl. Gleichung 2.10. Der resultierende Korrosionsstrom i_{corr} wird häufig durch die Sauerstoffversorgung an der Kathode limitiert. Entsprechend steigen Korrosionsstrom und Makrozellenwirkung mit geringerem Wassersättigungsgrad und niedrigerem Betonwiderstand an. Theoretisch kann die Sauerstoffreduktion ebenfalls im sauren Milieu des Pits gemäß Gleichung 2.11 ablaufen, praktisch ist dies aber selten relevant. In einer okkludierten Korrosionsnarbe wird der

Sauerstoff sehr schnell verbraucht, dadurch verlagern sich die kathodischen O_2-Reaktionen auf die außerhalb des Pits liegenden, gut belüfteten Bereiche des Stahls, s. z. B. [61, 62].

alkalisch: $O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$ (2.10)

sauer: $O_2 + 4H^+ + 4e^- \rightarrow 2H_2O$ (2.11)

Unter sauerstoffarmen Bedingungen kann neben der Sauerstoffreduktion ebenfalls die Wasserstoffentwicklung seitens der Kathode zur Elektronenbilanz beitragen. Im stark alkalischen Beton geschieht dies durch die Spaltung von Wasser, vgl. Gleichung 2.12, während im lokal angesäuerten Bereich, wie z. B. in Lochkorrosionsnarben, atomarer Wasserstoff reduziert wird, vgl. Gleichung 2.13. *Garcia et al.* [66] zeigen in Untersuchungen an eingebetteter Bewehrung unter anoxischen Bedingungen, dass unter Ausschluss der Sauerstoffreduktion die Wasserstoffentwicklung bzw. H^+-Reduktion die kathodische Begrenzung übernehmen kann.

alkalisch: $H_2O + 2e^- \rightarrow H_2 + 2OH^-$ (2.12)

sauer: $H^+ + 2e^- \rightarrow H_2$ (2.13)

2.2.5 Korrosionsnarbenmorphologie

Chloridinduzierte Stahlkorrosion im Beton äußert sich typischerweise in lokal begrenzten Angriffen, den sogenannten Korrosionsnarben oder -mulden, anstatt in einem gleichmäßigen Querschnittsverlust, wie er bei carbonatisierungsinduzierten Schädigungen charakteristisch wäre. Ihre Geometrie bestimmt maßgeblich sowohl die Resttragfähigkeit als auch die lokale Spannungskonzentration und damit die Kerbwirkung im Ermüdungsfall, vgl. Abschnitt 2.3.7.

In der klassischen Korrosionslehre werden meist idealisierte Lochformen angenommen, wie z. B. beim Röhrenschnittmodell nach *Gulikers* [67, 68]. In der Praxis zeigt sich an im Beton eingebetteten Bewehrungsstäben ein deutlich komplexeres Bild. Die Stahloberfläche ist gerippt, die Stahl-Beton-Grenzfläche weist Poren, Nester und Inhomogenitäten auf und der elektrochemische Angriff wird durch den Transport von Sauerstoff, Feuchtigkeit und Chloriden im Porengefüge des Betons gesteuert. Entsprechend entstehen häufig Makrozellanoden mit heterogener Oberflächentopografie, in denen sich unterschiedliche Schädigungsformen, von einzelnen tiefen Narben bis hin zu zusammenhängenden Muldenfeldern, überlagern.

Geometrische Kenngrößen von Korrosionsnarben

Zur Beschreibung von Korrosionsnarben werden in Anlehnung an allgemeine Literatur zur Lochkorrosion, s. z. B. [69], und an Untersuchungen an Betonstahl, s. z. B. [70-72], üblicherweise folgende Kenngrößen verwendet:

- *Maximale Schädigungstiefe* t_{max}: Größte gemessene Eindringtiefe innerhalb einer Lochkorrosionsnarbe.

- *Narbenbreite b*: Charakteristische Ausdehnung einer Narbe quer zur Belastungsrichtung.
- *Narbenform t_{max}/b bzw. $Ø_s$*: Verhältnis von Tiefe zu Breite der Narbe bzw. Durchmesser des Betonstahles $Ø_s$ zur Charakterisierung der Narbenform, wobei hohe Werte für schlanke, nadelförmige Narben stehen und niedrige Werte für breite, muldenartige Vertiefungen. Dabei zeigen u. a. Studien von *Angst et al*. [71], dass sich die Narben i. d. R. nicht als klassische, tiefe Pittingstrukturen ausbilden, wie sie in wässrigen Lösungen häufig beobachtet werden, sondern eher flache, ausgedehnte Morphologien aufweisen.
- *Krümmungsradius ρ*: Krümmung am Boden der Lochkorrosionsnarbe.
- *Schädigungsvolumen V_{korr}*: Volumen der durch Korrosion verlorenen Stahlmasse.
- *Minimaler Restquerschnitt $A_{s,min}$*: Kleinste verbleibende Stahlquerschnittsfläche entlang der Stabachse, der aus statischer Sicht maßgebend für Tragfähigkeit und Duktilitätsreserven ist.

Auf Basis dieser Grundgrößen lassen sich dimensionslose Kennwerte definieren, die die Lokalität des Angriffs charakterisieren. Ein verbreiteter Ansatz ist der sogenannte Pitting-Faktor α_{pit} als Verhältnis von maximaler (t_{max}) zu mittlerer bzw. gleichmäßiger Korrosionstiefe t_{gleich}, vgl. Gleichung 2.14. Basierend auf dem Korrosionsstrom I_{Korr} und der Anodenfläche A_a lässt sich der gleichmäßige Abtrag anhand von Gleichung 2.15 berechnen.

$$\alpha_{pit} = \frac{t_{max}}{t_{gleich}} \tag{2.14}$$

$$t_{gleich} = 3{,}686^{-11} \cdot \frac{I_{Korr}}{A_a} \cdot (t - t_{ini}) \tag{2.15}$$

Wobei t den Betrachtungszeitpunkt und t_{ini} den Initiierungszeitpunkt darstellt. Ein hoher Pitting-Faktor zeigt dementsprechend eine stark lokalisierte, lochkorrosionsartige Narbe an. In den Untersuchungen von *Gonzales et al.* [73] wurden Pitting-Faktoren zwischen 3 und 15 festgestellt. Allerdings berücksichtigt der Pitting-Faktor nicht den tatsächlichen Querschnittsverlust und somit auch nicht die potenziellen Tragfähigkeitsreserven.

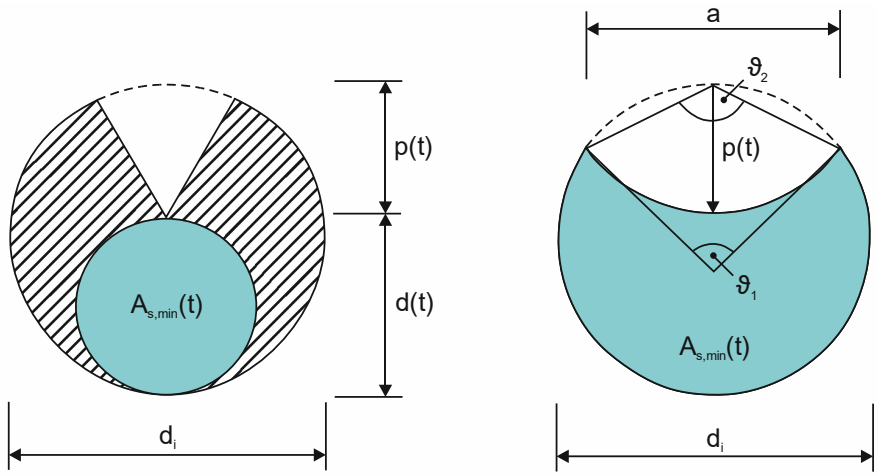


Abb. 2.8 Modelle zur Berücksichtigung des korrosionsbedingten Querschnittsverlustes an der Bewehrung in Anlehnung an [74] basierend auf [75] (links) und [76] (rechts)

Aufbauend auf dem Pitting-Faktor wurden daher Modelle entwickelt, die nicht nur die Lokalität des Angriffs beschreiben, sondern den korrosionsbedingten Querschnittsverlust explizit berücksichtigen. Neben den Ansätzen von *Rodriguez et al.* [75] und *Val und Melchers* [76], die sich insbesondere in der Annahme des wirksamen Restquerschnitts unterscheiden, vgl. Abb. 2.8, leitet *Harnisch* [74] für Makrozellanoden in chloridbelastetem Beton den zeitabhängigen Restquerschnittsfaktor $\alpha_{As}(t)$ her. Ausgehend von topometrischen Messungen beschreibt *Harnisch* den Verlauf des minimalen Restquerschnitts zunächst mit einer Potenzfunktion, vgl. Gleichung 2.16:

$$A_{s,min}(t) = A_{s,min,0} - a \cdot t^b, \tag{2.16}$$

wobei $A_{s,min,0}$ der zu Beginn des Prüfzeitraums wirksame Minimalquerschnitt und a bzw. b material- und expositionsabhängige Konstanten, die mittels Regressionsanalyse ermittelt wurden, sind. Durch Normierung auf eine Kreisfläche ergibt sich ein äquivalenter Minimalradius $r_{min}(t)$, vgl. Gleichung 2.17, und eine zugehörige lokale Abtragstiefe $X_{As,min}(t)$, vgl. Gleichung 2.18:

$$r_{min}(t) = \sqrt{\frac{A_{s,min}(t)}{\pi}} \tag{2.17}$$

$$X_{As,min}(t) = r_0 - r_{min}(t), \tag{2.18}$$

mit r_0 als Ausgangsradius. Parallel dazu wird unter der Annahme einer fiktiv gleichmäßigen radialen Korrosion aus dem Verlustvolumen $V_{korr}(t)$ der Makrozellanode und der Anodenlänge l eine gleichmäßige Abtragstiefe $X_{gleich}(t)$ berechnet, vgl. Gleichung 2.19. Über das Verhältnis beider Abtragstiefen wird abschließend der Restquerschnittsfaktor $\alpha_{As}(t)$, vgl. Gleichung 2.20 und Abb. 2.9, ermittelt. Dieser beschreibt, um welchen Faktor der lokale Abtrag am kritischsten Querschnitt den gleichmäßigen Abtrag übersteigt. Für $\alpha_{As}(t) \approx 1$ entspricht der reale Angriff näherungsweise einer gleichmäßigen Korrosion, während mit zunehmender Lokalisierung des

Angriffs $\alpha_{As}(t)$ deutlich über 1 anwächst. Der Restquerschnittsfaktor $\alpha_{As}(t)$ fungiert damit als kompakter, zeitabhängiger Morphologieparameter, der die tatsächliche Narbenmorphologie in einen für die Trag- und Ermüdungsberechnung direkt nutzbaren Minimalquerschnitt überführt.

$$X_{gleich}(t) = r_0 - \sqrt{r_0^2 - \frac{V_{korr}(t)}{\pi \cdot l}} \tag{2.19}$$

$$\alpha_{As}(t) = \frac{X_{As,min}(t)}{X_{gleich}(t)}, \tag{2.20}$$

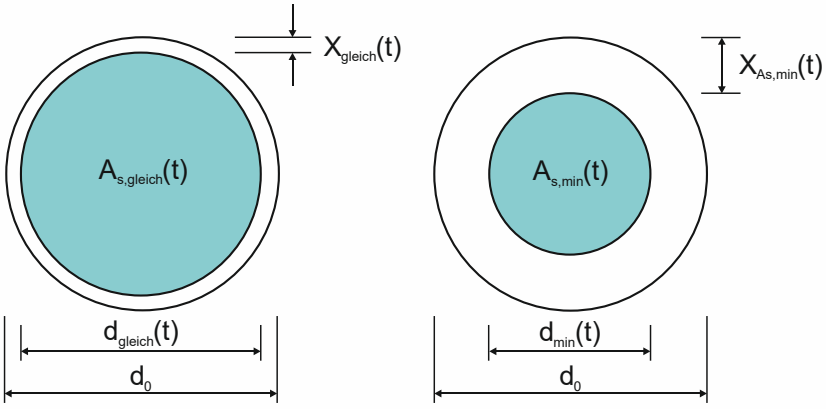


Abb. 2.9 Restquerschnitt bei gleichmäßiger Korrosion (links) und minimale Restquerschnittsfläche (rechts) nach [70] (nachgezeichnet)

Chloridinduzierte Korrosionsnarben in ungerissenen Bauteilen

Unter chloridexponierten Randbedingungen ohne relevante Rissbildung entwickelt sich die Korrosion i. d. R. aus Makro- bzw. Mischzellen, die auf begrenzte Bereiche der Bewehrung konzentriert sind. Die topometrischen Untersuchungen von *Harnisch* [74], an Makrozellanoden von Betonstählen in chloridbelastetem Beton zeigen, dass sich im frühen Stadium zunächst vereinzelte, relativ tiefe Narben mit geringer Ausdehnung und hohem Pitting-Faktor ausbilden. Mit zunehmender Korrosionsdauer wachsen diese Narben sowohl in die Tiefe als auch in die Fläche, beginnen zu koaleszieren und bilden großflächige Muldenfelder mit eher moderater Tiefe, vgl. Abb. 2.10. Die maximale Schädigungstiefe liegt nach 2–3 Jahren Labor- bzw. Freibewitterung typischerweise im Bereich von rd. 1–3 mm, abhängig von Betonsystem, Chloridangebot und Feuchtezustand, während der Pitting-Faktor über die Zeit tendenziell abnimmt.

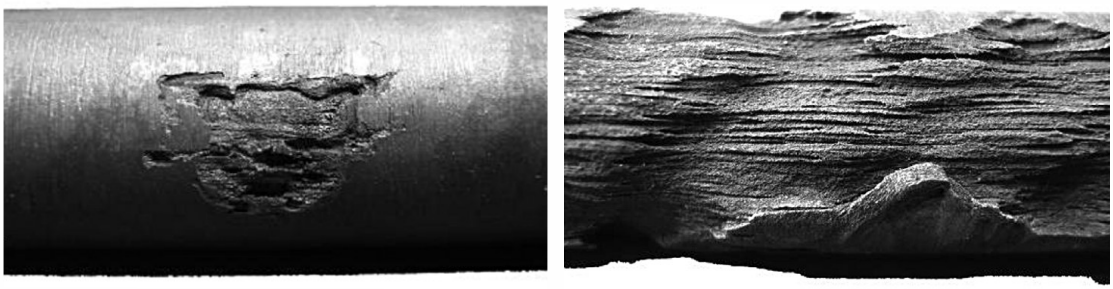


Abb. 2.10 Geringe laterale Ausprägung der Narbe bei relativ großer Schädigungstiefe nach 8-monatiger Korrosion (links) und zusammengewachsene, muldenartige Korrosionsnarbe nach 24-monatiger Korrosion (rechts) nach [70]

Aktuellere 3D-Untersuchungen mittels hochauflösender Röntgen- und Neutronen-Tomographie, s. z. B. [71, 77], zeigen, dass Makrozellanoden keineswegs rotationssymmetrische Vertiefungen bilden und lokalisierte Korrosionsangriffe geometrisch deutlich komplexer sind als idealisierte, rotationssymmetrische Pit-Modelle. Die Angriffe erscheinen häufig flach und lateral ausgedehnt. Eine eindeutige Bestimmung einer „Pit-Tiefe“ ist im 3D-Modell teilweise nur eingeschränkt sinnvoll, sodass 3D-Kenngrößen wie das Volumen-zu-Oberfläche-Verhältnis (V/S) verwendet werden. *Yilmaz et al.* [72] stellten bei ihren Untersuchungen fest, dass die Korrosion häufig auf die dem Chlorideintrag zugewandte Stabseite begrenzt ist und sich an der gegenüberliegenden Stahloberfläche meist nur geringe Abträge nachweisen lassen. Die Lage und Morphologie der Narben wird wesentlich durch die Stahl-Beton-Grenzfläche (engl. „steel-concrete interface“) bestimmt. *Angst et al.* [78] und *Rossi et al*. [79] zeigen anhand von Tomographien, dass bevorzugt dort Korrosion auftritt, wo Lunker, Nester oder entkoppelte Bereiche eine erhöhte lokale Porosität und damit einen erleichterten Transport von Chloriden und Sauerstoff ermöglichen. Diese Defekte konzentrieren sich insbesondere im Umfeld der Rippenflanken.

Narbenmorphologie im Bereich von Rissen

Die Präsenz von Rissen im Beton verändert die Randbedingungen für den Korrosionsangriff grundlegend. Risse stellen bevorzugte Transportwege für Wasser und Chloride dar und führen lokal zu erhöhtem Feuchtegehalt und reduzierten Diffusionswegen. Zahlreiche experimentelle Untersuchungen, wie z. B. [2, 3, 80], zeigen, dass sich der Korrosionsangriff im Umfeld von Quer- und Trennrissen auf eine relativ schmale Zone fokussiert, deren Ausdehnung entlang der Stabachse meist im Bereich weniger Stabdurchmesser (≈1-3 $Ø_s$) liegt.

Im Bereich von *Quer- bzw. Biegerissen* wurden anhand von metallographischen Schliffen und 3D-Tomographie bzw. -Scanning u. a. folgende charakteristische Morphologien beobachtet:

- Einzelne, unmittelbar im Bereich von Quer- bzw. Biegerissen auftretende, teils sehr tiefe Korrosionsnarben bei gleichzeitig vergleichsweise geringem mittleren Abtrag entlang des Stabes. [81]

- Ausgedehnte Korrosionszonen, die durch die Koaleszenz mehrerer flacher Mulden entlang des Umfangs im Rissbereich entstehen und mit zunehmender Expositionsdauer anwachsen. [80]
- Mit zunehmender Rissbreite nimmt das akkumulierte Abtragsvolumen zu. [82]
- Typische Querschnittsverluste im ein- bis niedrigen zweistelligen Prozentbereich. [80, 81]

Für chloridbeaufschlagte *Trennrisse* bestätigen u. a. die Untersuchungen von *Ramm und Bisoping* [83] sowie *Kosalla* [2], dass die Korrosion räumlich auf einen kurzen Abschnitt um die Rissebene konzentriert ist, während die übrige Stablänge praktisch ungeschädigt ist.

Gegenüberstellung der Korrosionsnarbenmorphologie von natürlich und beschleunigt korrodierten Betonstählen

Untersuchungen an Bewehrungsstäben, die aus bestehenden Bauwerken entnommen wurden, zeigen konsistent, dass chloridinduzierte Korrosionsangriffe überwiegend flach und längsorientiert sind, mit einer ausgeprägten lateralen Ausdehnung größer der maximalen Eindringtiefe. *Yilmaz et al.* [72] werten hierzu mehr als 600 Einzelangriffe aus Labor- und Bauwerksproben aus und zeigen, dass klassische „tiefe, nadelförmige“ Einzelgruben praktisch nicht auftreten. Vielmehr dominieren elliptische Angriffe mit normalisierten Tiefen deutlich unterhalb der halben Stabdicke und stark variierender Längenausdehnung, vgl. Abb. 2.11.

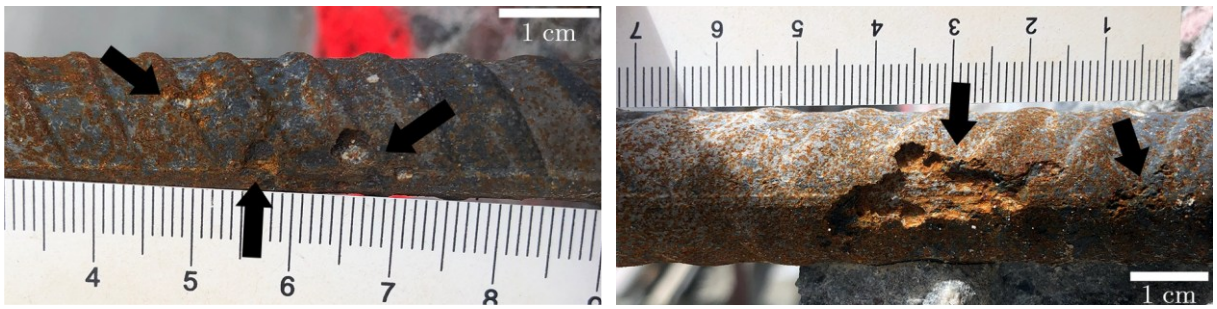


Abb. 2.11 Exemplarische Korrosionsbefunde aus Brückenbeprobungen nach [72]

Beschleunigte Laborversuche mit aufgeprägtem Strom erzeugen zunächst sehr ähnliche geometrische Kenngrößen, wenn die Stromdichten moderat sind und der Angriff weiterhin durch den Transport der Chloride durch den Beton und entlang der Stahl-Beton-Grenzfläche kontrolliert wird. Entsprechende Untersuchungen, s. z. B. [59], zeigen bei durchschnittlichen Querschnittsverlusten im Bereich von etwa 5-15 % zunächst einzelne, lokal tiefere Gruben, deren Längsausdehnung mit zunehmender Korrosionsdauer anwächst und schließlich zu über längere Strecken zusammenhängenden, abgeflachten Angriffszonen führt. Die Verteilung der Restquerschnitte entlang der Stablänge weist dabei, vergleichbar mit natürlich korrodierten Stäben, deutlich ausgeprägte lokale Minima auf.

Abweichungen in der Narbenmorphologie werden vor allem dann beobachtet, wenn die Beschleunigung den praxisrelevanten Bereich deutlich überschreitet, etwa bei sehr hohen Stromdichten, direkter Stahlexposition oder stark vereinfachten Randbedingungen, wie z. B.

vollständige Umspülung des Stahls ohne realistische Betondeckung. *Matthews et al.* [84] weisen darauf hin, dass in solchen Fällen der Übergang von lokalisierten, grubenförmigen Angriffen hin zu einem eher gleichmäßigen, flächigen Querschnittsabbau erfolgt und die Ungleichmäßigkeit des Restquerschnitts abnimmt, obwohl der mittlere Querschnittsverlust gezielt erhöht wird, vgl. Abb. 2.12.

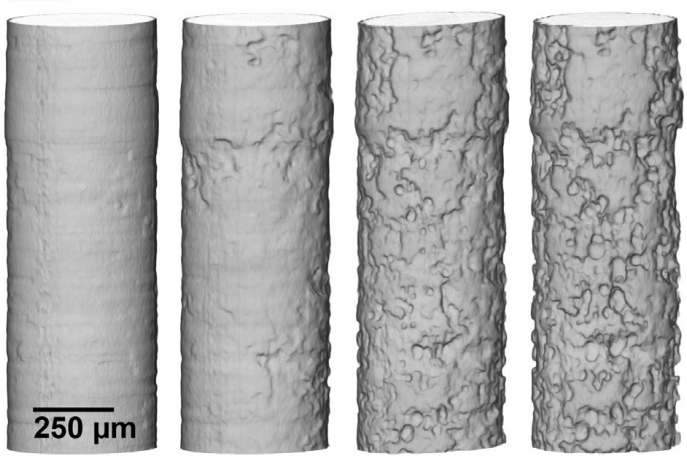


Abb. 2.12 Oberflächenstruktur eines Betonstahls nach 0-, 50-, 110- und 170-minütiger (von links nach rechts) anodischer Polarisation mit 5 mA/cm² eingebettet in Zementpaste nach [85]

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass sich bei maßvoll beschleunigten, betongebundenen Korrosionsversuchen die wesentlichen geometrischen Kenngrößen der Korrosionsnarben, wie z. B. maximale Tiefe, Längen- und Breitenentwicklung, minimale Restquerschnittsfläche und daraus abgeleiteter Restquerschnittsfaktor, innerhalb der durch natürlich korrodierte Bewehrung beobachteten Streuung bewegen. Deutliche systematische Unterschiede im Sinne „unrealistischer" Narbenmorphologien treten vor allem bei stark überbeschleunigten Systemen mit nahezu gleichmäßigem Abtrag auf, die für die Abbildung des Einflusses auf das Ermüdungsverhalten in realen Bauwerken nur eingeschränkt geeignet sind.

Im Rahmen dieser Arbeit wird angestrebt, dass die resultierenden morphologischen Kenngrößen in ähnlichen Bereichen liegen wie bei natürlich chloridinduziert korrodierter Bewehrung. Für Betonstabstahl ergeben sich aus Bauwerksuntersuchungen und Langzeitversuchen typische Größenordnungen für den prozentualen Querschnittsverlust im einstelligen bis niedrig zweistelligen Bereich, vgl. [2, 72].

2.3 Ermüdungsverhalten von Betonstahl

2.3.1 Allgemeines

Die überwiegende Zahl von Stahlbetonbauwerken ist im Betrieb zeitlich veränderlichen Beanspruchungen ausgesetzt. Typische Beispiele sind Verkehrslasten auf Brücken, Vibrationen im Maschinenbau oder seegangsabhängige Lasten bei Offshore-Strukturen. Die wiederholte zyklische Beanspruchung, die zur Initiierung und anschließend zum Wachstum von Mikrorissen

bis hin zum Ermüdungsbruch führt, ist eine der wesentlichen Schadensursachen und wird als Materialermüdung bezeichnet. Die auftretenden Ermüdungserscheinungen sind irreversible mikrostrukturelle Veränderungen, die bereits bei Spannungsniveaus deutlich unterhalb der Streckgrenze auftreten, sodass statische Festigkeitskennwerte für die Dimensionierung schwingend beanspruchter Bauteile i. d. R. nicht ausreichen. Stattdessen ist ein gesonderter Nachweis der Schwingfestigkeit erforderlich, der die Ermüdungsfestigkeit bei periodischer Beanspruchung mit einbezieht.

Im Folgenden werden die für diese Arbeit relevanten Grundlagen zum Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe zusammengefasst. Dazu werden zunächst die charakteristischen Mechanismen des Ermüdungsversagens sowie typische fraktografische Merkmale erläutert, vgl. Abschnitt 2.3.2. Darauf aufbauend werden die Kenngrößen der Schwingfestigkeit eingeführt und deren experimentelle Ermittlung im Wöhler-Versuch sowie zugehörige Methoden der statistischen Auswertung beschrieben, vgl. Abschnitte 2.3.3 bis 2.3.5. Abschließend werden wesentliche Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit diskutiert und die Kerbwirkung als zentrale Schnittstelle zwischen Nennbeanspruchung und lokaler Spannungsüberhöhung hergeleitet, vgl. Abschnitte 2.3.6 und 2.3.7.

2.3.2 Mechanismen des Ermüdungsversagens

Das Ermüdungsversagen von Stahl unter zyklischer Beanspruchung verläuft typischerweise in vier aufeinanderfolgenden Phasen: (i) Zyklische Ver- bzw. Entfestigung, (ii) Rissinitiierung auf der Mikro- bis Mesoskala, (iii) stabiler Rissfortschritt (inkrementelles Wachstum je Lastwechsel) und (iv) instabiler Endbruch (Restgewaltbruch), sobald der verbleibende tragende Querschnitt unterschritten wird. Charakteristische fraktografische Merkmale des Ermüdungsbruchs sind die fein „seidig“ wirkende Schwingbruchfläche mit Rastlinien, die sich i. d. R. senkrecht zur zyklischen Hauptzugspannungsrichtung ausbildet, und die grobstrukturierte Restbruchzone. Wie sich Schwingbruchfläche und Restbruchzone ausbilden, ist dabei u. a. abhängig von der Geometrie der Probe, der Höhe der Nennspannung und der Belastungsart, z. B. Zug schwellend oder Biegung schwellend, vgl. Abb. 2.13.

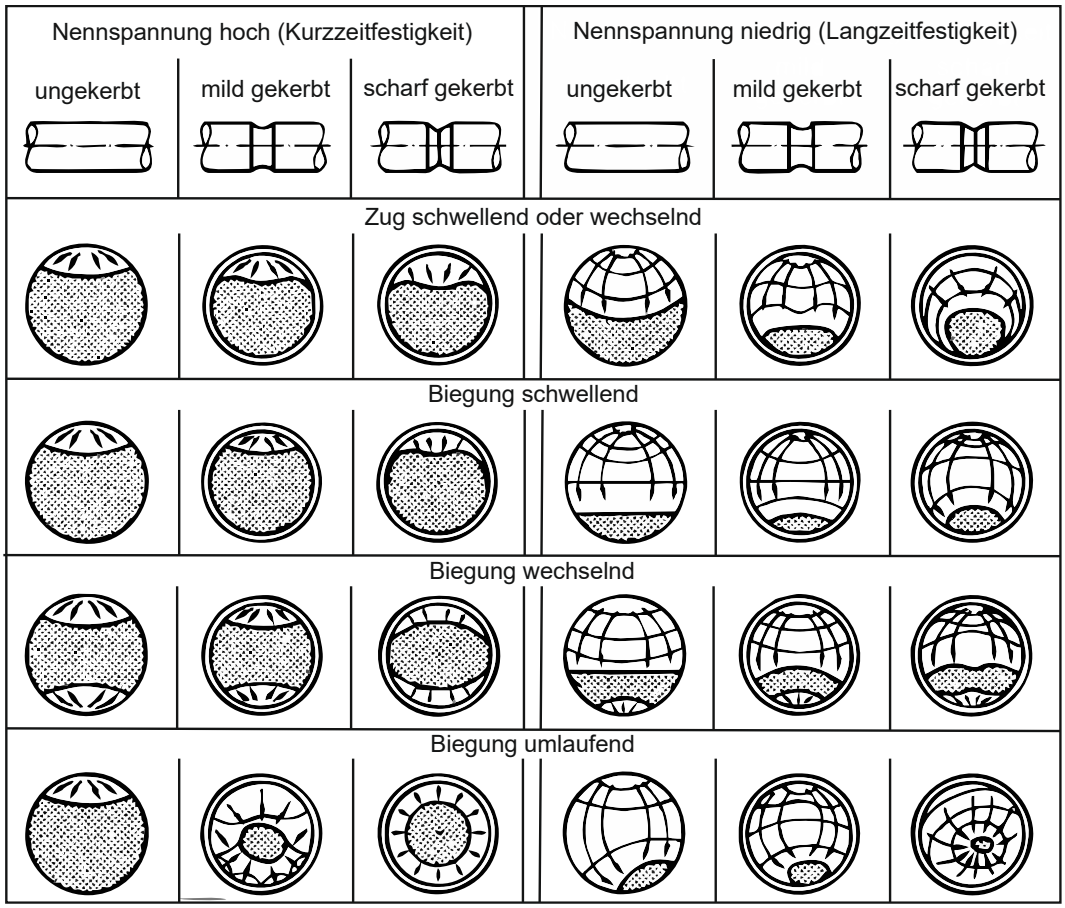


Abb. 2.13 Schematische Darstellung möglicher Ermüdungsbruchbilder in Abhängigkeit von der Belastungsart, -höhe und Kerbwirkung in Anlehnung an [86]

(i) Zyklische Ver- bzw. Entfestigung

Bevor sich in Stahl erste mikrostrukturell kleine Risse bilden, reagiert das Gefüge auf zyklische Lastspielkollektive mit einer Anpassung der Spannungs-Dehnungs-Antwort. In den ersten Zyklen, typischerweise 10–1000 Zyklen, stellt sich abhängig von Werkstoffzustand und Amplitude entweder eine zyklische Verfestigung, d. h. höhere Spannungen bei gleicher Dehnung, oder eine zyklische Entfestigung, also geringere Spannungen bei gleicher Dehnung, ein, vgl. Abb. 2.14. Anschließend stabilisiert sich die Antwort zu einer zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve. Dieser Prozess wird als zyklische Stabilisierung bezeichnet. Bei weichgeglühten Metallen tritt überwiegend eine Verfestigung auf, während für kaltverfestigte Zustände eher eine Entfestigung typisch ist.

Die Entfestigung beruht u. a. auf Dislokationsumlagerungen und der Auflösung hindernder Ausscheidungen, wie z. B. Mg_2Si in Al-Legierungen, unter zyklischer Beanspruchung. Dadurch sinken Gleitwiderstände und die plastische Deformation wird lokal erleichtert.

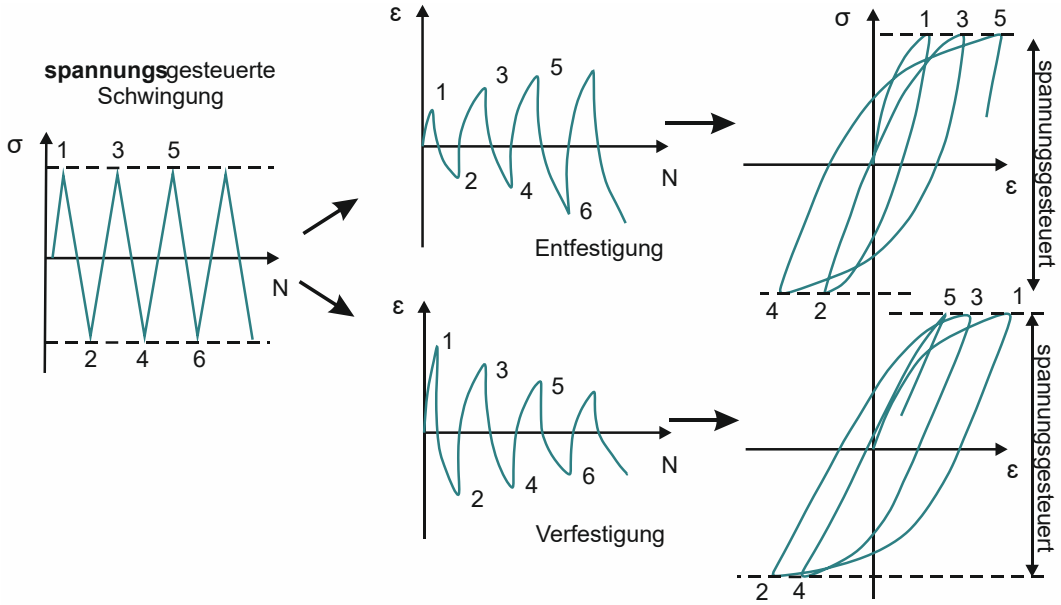


Abb. 2.14 Visualisierung der zyklischen Ent- bzw. Verfestigung nach [87] (nachgezeichnet)

(ii) Rissinitiierung

Fraktografisch lässt sich die Initiationsphase von außen oft nicht oder nur indirekt erkennen. Lokale Spannungs- und Dehnungszustände überschreiten insbesondere an Rauheitsspitzen, Gefügeinhomogenitäten oder herstellungsbedingten Kerben am Rippenfuß gerippter Stähle früh die Proportionalitätsgrenze. Es bilden sich lokale Gleitzonen und persistente Gleitbänder (PSB), die bei Dauerschwingung zu irreversiblen Abgleitvorgängen führen. Auf der Oberfläche manifestieren sich Intrusionen (Mikrokerben) und Extrusionen (Mikroüberhöhungen), die später bevorzugte Rissinitiierungsorte bilden, vgl. Abb. 2.15. Eine detaillierte Übersicht über den Mechanismus der Gleitband-Ausbildung und die Relevanz von Intrusionsspitzen als Startpunkt von intrakristallinen Mikrorissen ist u. a. [88, 89] zu entnehmen.

Die Initiierung verläuft stufenweise: Zunächst entstehen Mikrorisse in PSB-Zonen, man spricht von der sog. physikalischen Keimbildung. Diese Mikrorisse wachsen im weiteren Verlauf an, verbinden sich und bilden einen größeren, durchgängigen Riss, vgl. Abb. 2.15. Aufgrund der höheren lokalen Spannungen im Bereich der Rissspitze führt dies meist zu einer Beschleunigung des Rissfortschritts und des Schädigungsprozesses. Ein wachstumsfähiger Makroriss entsteht allerdings erst, wenn mindestens ein Mikroriss die notwendigen Barrieren, die typischerweise von Korngrenzen gebildet werden, überwindet. Ein wachstumsfähiger Mikroriss liegt spätestens dann vor, wenn seine Länge der Größenordnung der Korngröße entspricht. Ab einer Risslänge von etwa 1 mm spricht man von einem beginnenden Makroriss, auch technischer Anriss genannt, der in der Praxis mittels zerstörungsfreier Verfahren, wie Farbeindring- oder Ultraschallverfahren, nachweisbar ist.

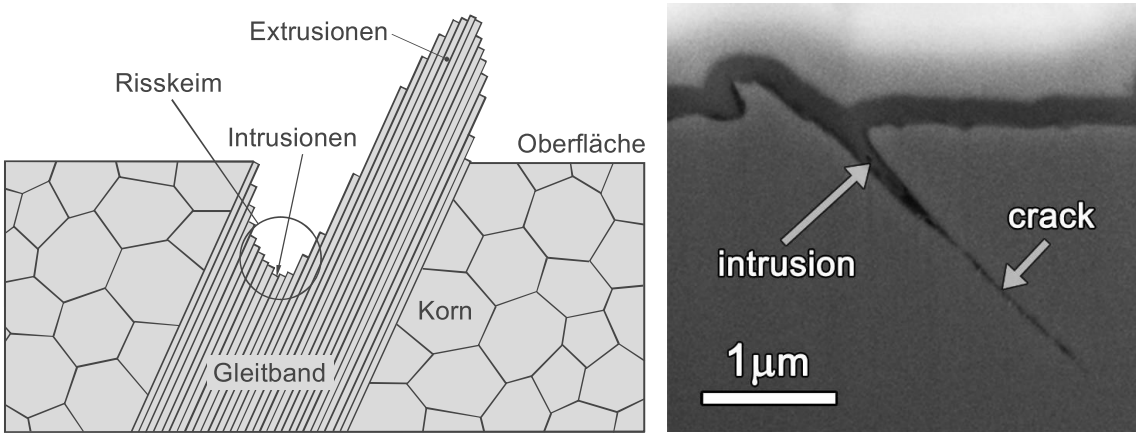


Abb. 2.15 Risskeimbildung im Bereich von In- und Extrusionen nach [90] (schematisch, links) und exemplarische Darstellung einer Mikrorissbildung ausgehend von einer Intrusion nach [89] (rechts)

(iii) Rissausbreitung

Sobald der Anriss die Kurzrissdomäne verlassen hat, dominiert die stabile zyklische Ausbreitung. Sie beginnt nahe der Oberfläche häufig kristallographisch, d. h. bevorzugt scherspannungsgetrieben entlang aktiver Gleitebenen (ca. 45° zur Belastungsrichtung) und geht mit fortschreitender Länge in eine normalspannungsgetriebene Ausbreitung über, die senkrecht zur Hauptzugspannung steht, vgl. Abb. 2.16.

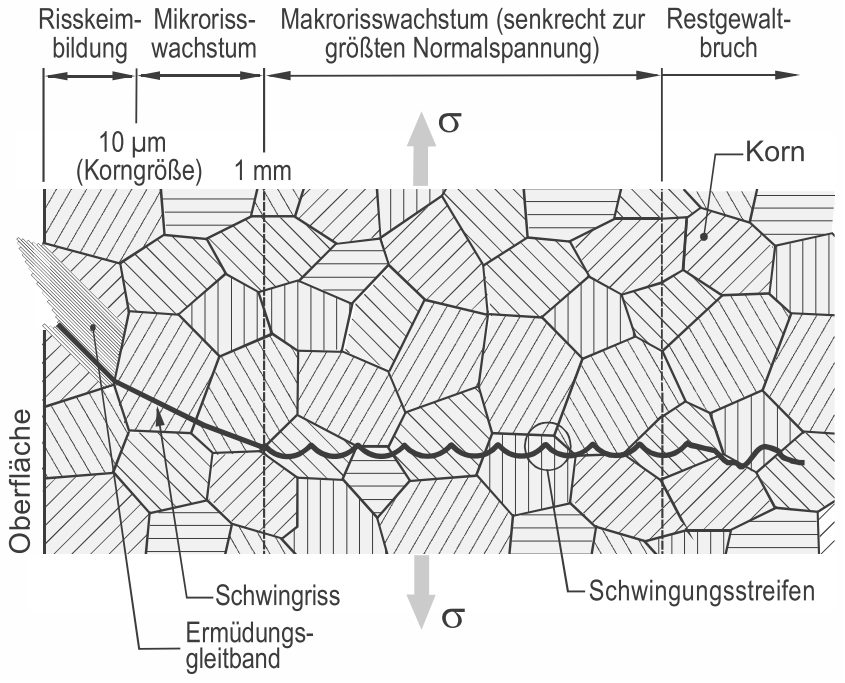


Abb. 2.16 Zyklische Rissausbreitung bis zum Restgewaltbruch nach [90]

Bei *mikroskopischer Betrachtung* der Ermüdungsbruchfläche werden feine, parallel verlaufende Linien sichtbar, vgl. Abb. 2.17. Diese Linien werden als Schwingungsstreifen bezeichnet und gelten als „Fingerabdruck" der zyklischen Rissausbreitung. Im stabilen Risswachstum (Bereich II) entspricht ein Lastzyklus meist einem *Schwingungsstreifen*, dessen Breite mit der

Zyklusamplitude variiert. Allerdings können feine parallele Riefen ebenfalls post-mortem durch mechanische Reibschäden entstehen.

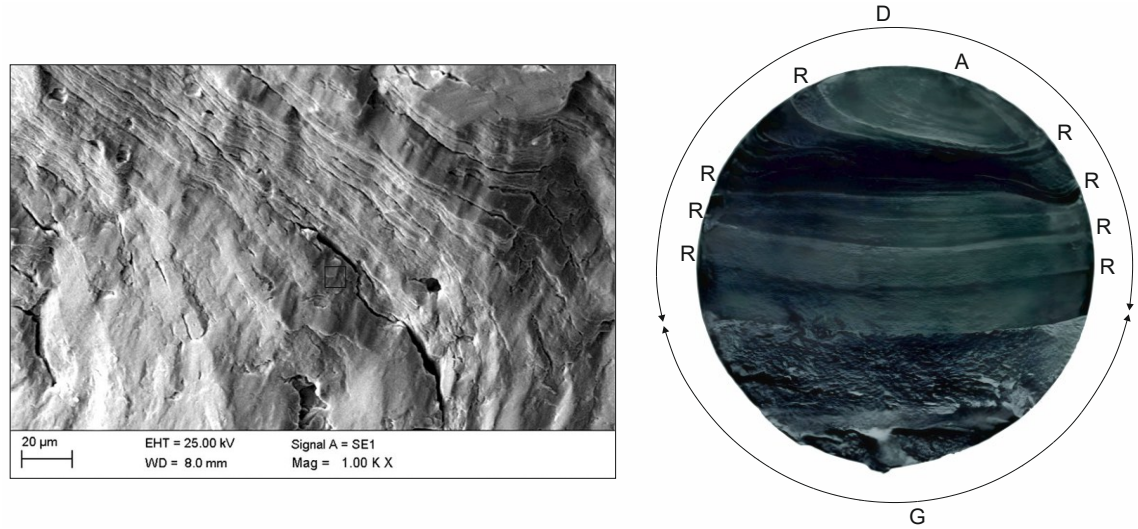


Abb. 2.17 Exemplarische Darstellung von Schwingungsstreifen (links, nach [91]) und Rastlinien auf einer Ermüdungsbruchfläche mit: A = Anriss; R = Rastlinien; D = Schwingbruchfläche; G = Gewalt- bzw. Restbruchfläche (rechts, in Anlehnung an [92])

Makroskopisch prägen sog. *Rastlinien* die Bruchfläche, vgl. Abb. 2.17 (rechts). Sie treten in Form gebogener, konzentrischer Linienpakete auf, die vom Rissursprung zur späteren Restbruchzone verlaufen. Im Gegensatz zu den Schwingungsstreifen treten Rastlinien nicht zyklusweise auf, sondern markieren Blöcke mit veränderter Rissvortriebsgeschwindigkeit, z. B. durch Lastunterbrechungen oder Oxidation während Stillstandszeiten. Bei konstanten, unterbrechungsfreien Prüfungen ist dementsprechend meist nicht mit sichtbaren Rastlinien zu rechnen.

(iv) Restbruch

Sobald der wachsende Ermüdungsriss eine kritische Länge erreicht, ist die Restquerschnittstragfähigkeit unzureichend. Die auf den verbleibenden Restquerschnitt konzentrierten Spannungen überschreiten die Fließgrenze und der Stahl kollabiert quasi-statisch innerhalb eines Bruchteils des letzten Lastspiels. Die Bruchfläche zeigt eine zweigeteilte Morphologie: eine helle, gleichmäßig erscheinende Schwingbruchzone und eine dunklere, deutlich gröbere Restbruchzone. In unlegierten und niedrig-/mittellegierten Stählen, wie u. a. Betonstahl, erfolgt der Restbruch überwiegend duktil, d. h. es entstehen wabenförmige Strukturen und eine Einschnürung in der Restbruchzone, vgl. Abb. 2.18.

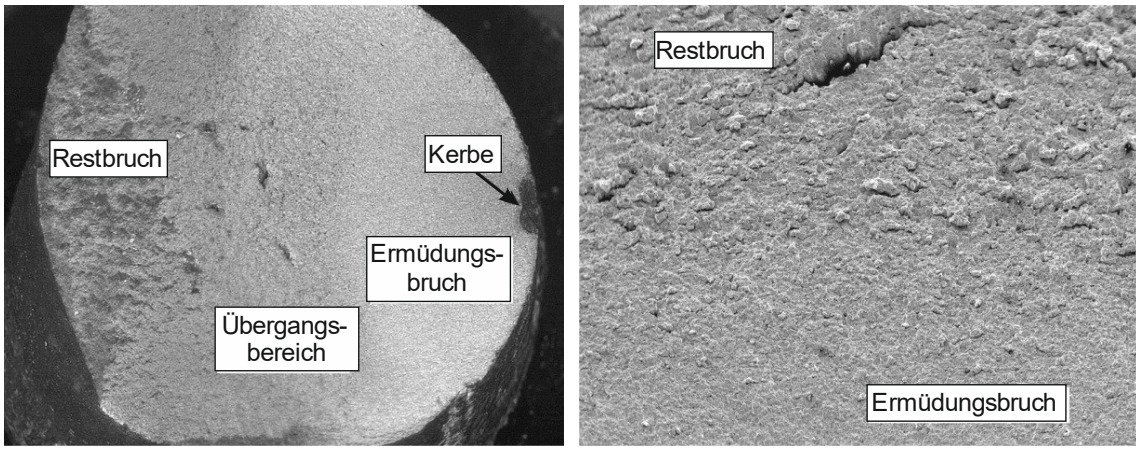


Abb. 2.18 Makroskopische Aufnahme der Bruchfläche eines Stabes aus naturhartem Stahl (links) und ESEM-Aufnahme des zugehörigen, gekennzeichneten Übergangsbereichs (rechts) nach [93]

Milella [87] quantifiziert die Lebensdaueranteile der verschiedenen Phasen in Abhängigkeit von der Schwingbreite. Während nahe der Dauerfestigkeit die Rissinitiierung (rd. 90-95 % der Lebensdauer) dominiert, nimmt bei höheren Schwingbreiten der Anteil des stabilen Risswachstums (bis über 90 % im niederzyklischen Bereich) stark zu, vgl. Abb. 2.19. Die Phasen (i) und (ii) lassen sich nur schwer voneinander trennen und werden daher oftmals unter der Rissinitiierungsphase zusammengefasst. Für den weiteren Verlauf dieser Arbeit werden also nur drei Phasen unterschieden.

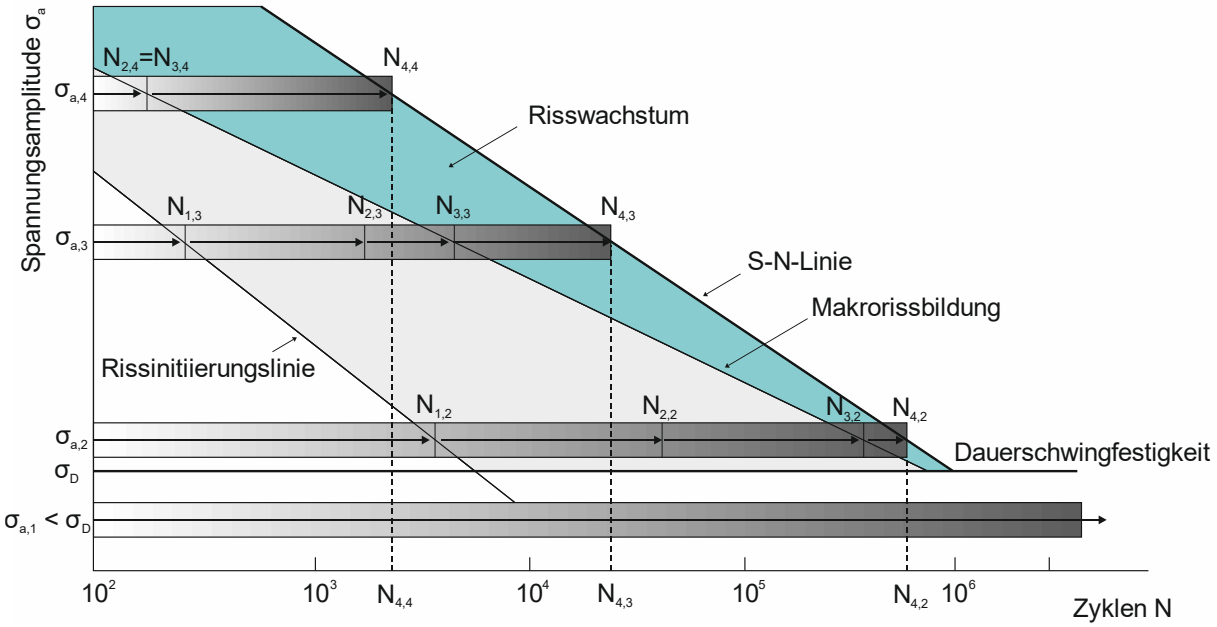


Abb. 2.19 Lebensdaueranteile der vier Phasen $N_{i,j}$ (i = 1; 2; 3; 4) des Ermüdungsversagens in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude (j = 1; 2; 3; 4) in Anlehnung an [87]

2.3.3 Schwingfestigkeit

Der Widerstand eines Bauteils gegen ermüdungsbedingtes Versagen wird als Ermüdungsfestigkeit beschrieben und über die ertragbare Zahl von Lastwechseln charakterisiert. Dabei unterscheidet man zwischen Schwingfestigkeit mit periodischen (z. B. sinusförmigen) Last-Zeit-Verläufen und Betriebsfestigkeit mit unregelmäßigen, stochastischen Belastungskollektiven, vgl. Abb. 2.20. Da unter dynamischer Beanspruchung viele Einflussgrößen gekoppelt sind, lassen sich Erkenntnisse aus idealisierten Schwingversuchen nur eingeschränkt auf die Betriebsfestigkeit übertragen, weshalb in der Praxis häufig fall- und bauteilspezifische, empirische Prüfungen erforderlich sind.

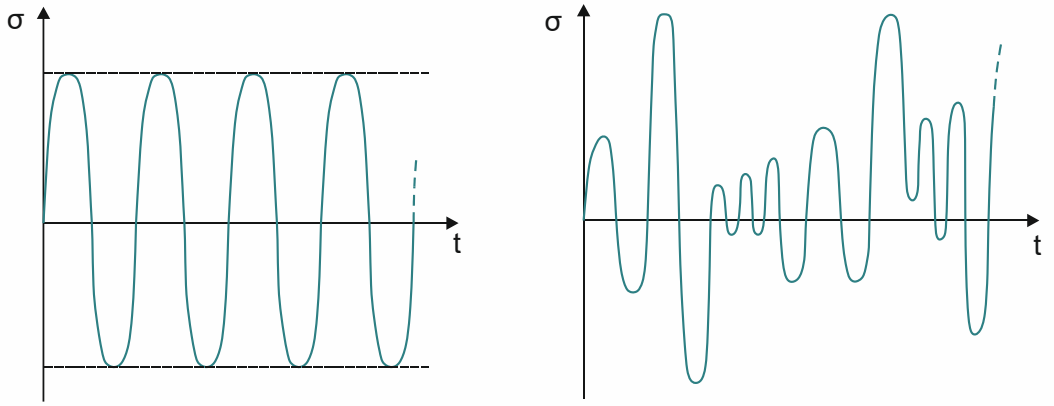


Abb. 2.20 Visualisierung des Unterschiedes zwischen Schwing- (links) und Betriebsfestigkeit (rechts) nach [90]

Zur Beschreibung eines harmonischen Spannungsverlaufs σ(t) im Dauerschwingversuch werden in Anlehnung an *DIN 50100:2022-12* [N3] die in Abb. 2.21 visualisierten Größen eingeführt. Die größte auftretende Spannung bei dynamischer Belastung wird Oberspannung σ_o und die kleinste Unterspannung σ_u genannt. Die daraus resultierende mittlere Spannung wird als Mittelspannung σ_m oder Spannungsniveau bezeichnet. Aus der Differenz von Ober- bzw. Unterspannung zu Mittelspannung ergibt sich der Spannungsausschlag, auch Spannungsamplitude σ_a genannt. Die Differenz zwischen Ober- und Unterspannung ist die Schwingbreite $\Delta\sigma$, die der doppelten Spannungsamplitude entspricht.

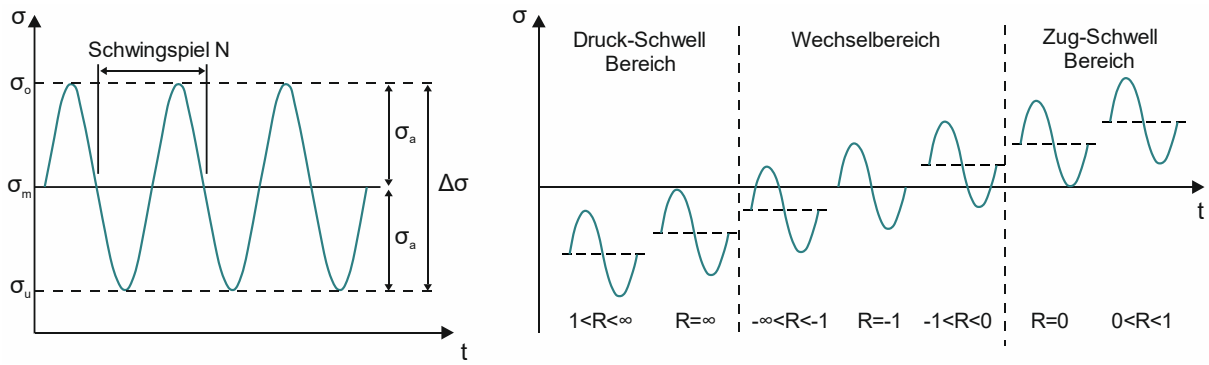


Abb. 2.21 Begriffserklärung Schwingfestigkeit (links) und Belastungsarten (rechts) nach [3]

Bei dynamischer Belastung in axialer Richtung (Druck- und Zugbelastung) wird zwischen dem Schwellbereich, bei dem entweder nur Druck- oder nur Zugbelastungen auftreten, und dem Wechselbereich, bei dem Belastungen in beide Richtungen auftreten, unterschieden, vgl. Abb. 2.21. Zur Charakterisierung des Beanspruchungsniveaus wird häufig das Spannungsverhältnis R herangezogen, definiert als Verhältnis von Unter- zu Oberspannung, vgl. Gleichung 2.21.

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \tag{2.21}$$

2.3.4 Wöhler-Versuch und Wöhler-Linien

Die Schwingfestigkeit eines Werkstoffs wird klassisch im Wöhler-Versuch ermittelt. Dabei werden glatte oder gekerbte Proben unter axialer, Biege- oder Torsionsbelastung zyklisch beansprucht, typischerweise mit sinusförmigem Lastverlauf. Für jede gewählte Spannungsamplitude σ_a wird die Schwingspielzahl N bis zum Erreichen eines definierten Versagenskriteriums, wie z. B. Probenbruch oder vorgegebener Steifigkeitsabfall, registriert. Trägt man die aufgebrachten Spannungsamplituden gegen die zugehörigen Bruchschwingspielzahlen N auf, erhält man die sogenannte Wöhler-Linie (S-N-Linie). Bei doppellogarithmischer Darstellung lässt sich die Wöhler-Linie für unlegierte, ferritisch-perlitische Baustähle in drei charakteristische Bereiche unterteilen:

- *Kurzzeitfestigkeit:* Bei Spannungsamplituden im Bereich zwischen Fließgrenze und Zugfestigkeit werden nur etwa 10^2 bis 10^4 Schwingspiele bis zum Bruch erreicht. Dieser Bereich wird auch als quasi-statischer Festigkeitsbereich bezeichnet, weil der Einfluss der zyklischen Last gegenüber der lokalen plastischen Verformung vernachlässigbar ist.

- *Zeitfestigkeit*: Unterhalb der Kurzzeitfestigkeit schließt sich der Bereich der Zeitfestigkeit an. Mit sinkender Spannungsamplitude nimmt die ertragbare Schwingspielzahl stetig zu. In der doppeltlogarithmischen Darstellung kann dieser Bereich für eine gegebene Beanspruchungsart durch eine Gerade beschrieben werden, deren Steigung vom Werkstoff und dem Versagenskriterium abhängt.

- *Dauerfestigkeit*: Für ungekerbte Proben aus unlegierten Stählen ist charakteristisch, dass die Wöhler-Linie bei sehr hohen Schwingspielzahlen in eine nahezu horizontale Linie übergeht (Typ-I-Wöhlerkurve). Spannungsamplituden unterhalb der sogenannten technischen Dauerfestigkeit können dann beliebig oft ertragen werden, ohne dass im Versuch ein Bruch zu beobachten ist. Die zugehörige technische Grenzschwingspielzahl N_D liegt im Bereich zwischen $2 \cdot 10^6$ und 10^7. Mikrostrukturell wird dieses Verhalten u. a. auf die blockierende Wirkung von Kohlenstoff- oder Stickstoffatomen in den Zwischengitterplätzen des kubisch-raumzentrierten Gitters zurückgeführt, die die Bewegung von Versetzungen und damit die Rissinitiierung bei sehr kleinen Spannungsamplituden behindern. Demgegenüber zeigt sich bei kubisch-flächenzentrierten Metallen (z. B. Aluminium- und Kupferlegierungen) sowie bei korrosiver Umgebung oder erhöhter Temperatur kein ausgeprägtes horizontales Auslaufen, sondern ein weiteres Abfallen (Typ-II-Wöhlerkurve), vgl. Abb. 2.22.

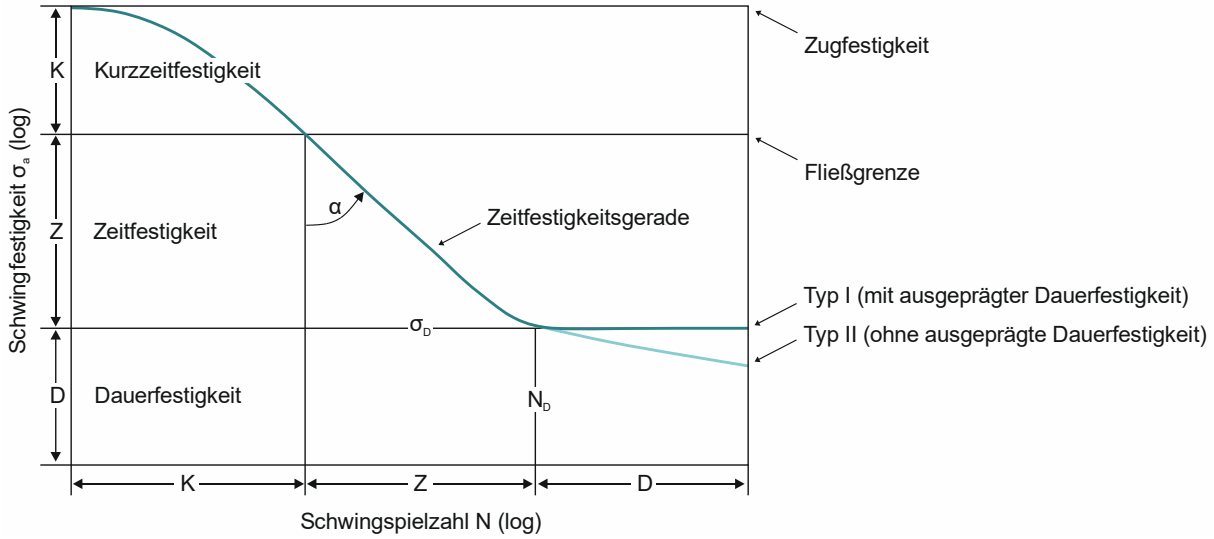


Abb. 2.22 Kennwerte der Wöhler-Linie inkl. der drei charakteristischen Bereiche: Kurzzeitfestigkeit (K), Zeitfestigkeit (Z) und Dauerfestigkeit (D) in Anlehnung an [94]

2.3.5 Statistische Auswertung

Ergebnisse von Wöhler-Versuchen weisen selbst bei sorgfältiger Probenvorbereitung und streng kontrollierten Randbedingungen eine ausgeprägte Streuung der Bruchschwingspielzahlen auf. Neben zufälligen Schwankungen in Spannungsamplitude, Probengeometrie und Versuchsführung tragen inhärente Gefügeinhomogenität sowie Fertigungs- und Oberflächeneinflüsse, wie z. B. die Walzhaut, die Rippengeometrie oder mikroskopische Fehlstellen, zur Streuung bei. Für Betonstähle zeigen z. B. die Untersuchungen von *Fehlmann* [95], dass sowohl Mittelwert als auch Streubreite stark vom Herstellungsverfahren und der geometrischen Ausführung der Rippen abhängen.

In der Praxis werden auf mehreren Beanspruchungshorizonten im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich je eine begrenzte Anzahl nominal identischer Proben geprüft (typisch 6–10 Proben pro Spannungsniveau). An die Stelle einer einzelnen deterministischen Wöhler-Linie tritt damit ein Streuband der Versuchsdaten, vgl. Abb. 2.23. Aus diesem Streuband können mittels statistischer Auswertung Wöhler-Linien definierter Ausfallwahrscheinlichkeit abgeleitet werden.

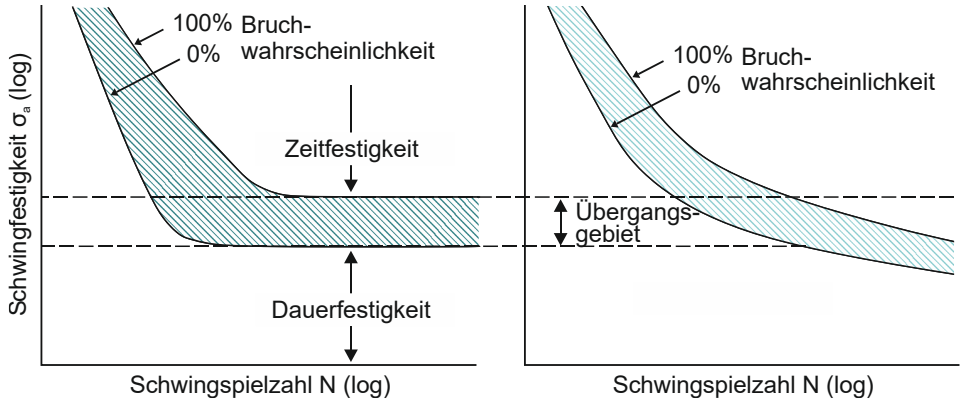


Abb. 2.23 Wöhler-Diagramme mit Streubändern für Typ I (links) und Typ II (rechts) in Anlehnung an [96] basierend auf [97]

Um Streuung quantitativ zu erfassen, wird Wöhler-Versuchsdaten in der Regel ein Verteilungsgesetz unterlegt. Im Bereich der Zeitfestigkeit hat sich für metallische Werkstoffe die Annahme einer logarithmischen Normalverteilung der Bruchschwingspielzahl bewährt, dabei wird nicht die Lebensdauer N selbst, sondern log N als normalverteilt angenommen. Nur in der logarithmischen Darstellung zeigt die Häufigkeitsverteilung der ertragenen Schwingspielzahlen annähernd die Glockenform der Gauß-Verteilung. *Läpple* [90] beschreibt analog dazu die unterschiedliche Bedeutung der Wahrscheinlichkeiten in den Bereichen Zeitfestigkeit und Übergang zur Dauerfestigkeit:

- Im *Zeitfestigkeitsbereich* beschreibt die Ausfallwahrscheinlichkeit die Verteilung der Bruchschwingspielzahl bei gegebener Spannungsamplitude.
- Im *Übergangs-* und *Dauerfestigkeitsbereich* beschreibt sie dagegen die Häufigkeit von Brüchen bei gegebener Grenzschwingspielzahl N_D auf einem Spannungsniveau.

In der Praxis hat sich etabliert, Wöhler-Linien mit ausgewiesener Überlebenswahrscheinlichkeit (z. B. 90 % Überleben, 10 % Ausfall) anzugeben, um die Ergebnisse für den Entwurf und Sicherheitsnachweis besser nutzbar zu machen, vgl. Abb. 2.24. Für den Dauerfestigkeitsbereich existieren mehrere spezialisierte statistische Verfahren, die mit relativ wenigen Proben eine belastbare Abschätzung der Dauerfestigkeit erlauben. Hierzu zählen u. a.:

- das Treppenstufenverfahren,
- das PROBIT-Verfahren,
- das Abgrenzungsverfahren und
- das arcsin-Verfahren.

Eine detaillierte Beschreibung der verschiedenen statistischen Verfahren liefert u. a. [96].

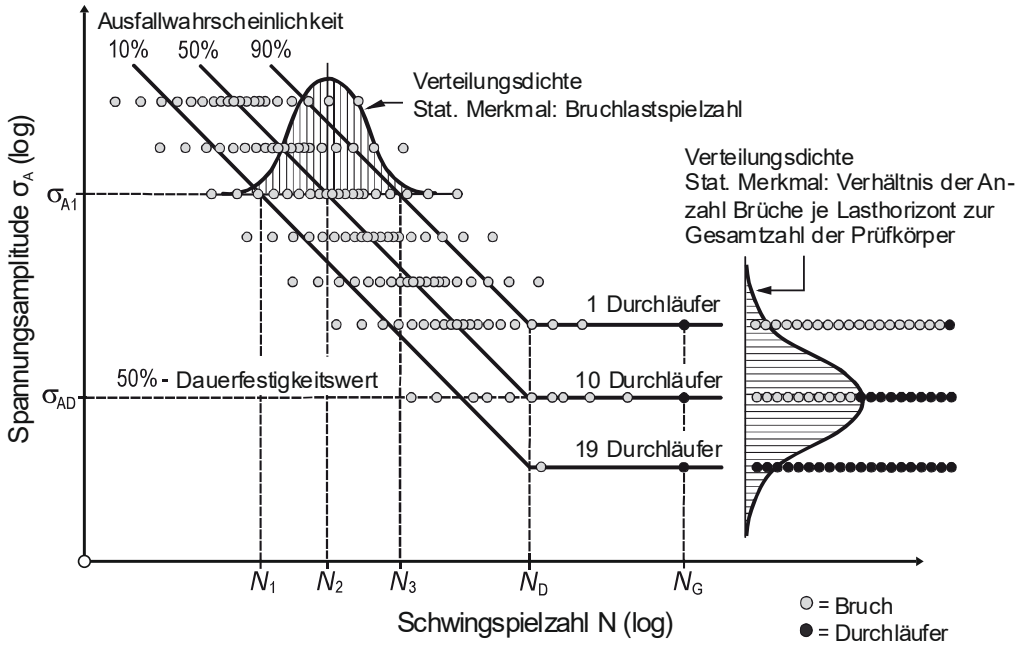


Abb. 2.24 Statistische Auswertung eines Wöhler-Versuchs nach [90] (nachgezeichnet)

2.3.6 Einflüsse auf die Schwingfestigkeit

Die Schwingfestigkeit unlegierter Baustähle, wie z. B. Betonstähle, wird nicht allein durch die Werkstoffkennwerte unter statischer Beanspruchung beschrieben, sondern in starkem Maße von geometrischen, werkstofflichen, oberflächennahen und betriebsbedingten Einflussgrößen bestimmt. Dazu zählen u. a. Zugfestigkeit und Gefügezustand, Proben- bzw. Bauteilgröße und Oberflächenzustand, Mittelspannung und Eigenspannungen, Temperatur, Frequenz und Umgebungsbedingungen. Systematische Übersichten zu diesen Einflussgrößen finden sich u. a. in [90, 94, 96].

Gerade für Betonstähle zeigen vergleichende Versuchsreihen, dass Unterschiede in Herstellroute, Mikrostruktur, Oberflächen- und Reinheitszustand die mittlere Schwingfestigkeit und die Streuung der Lebensdauer häufig stärker beeinflussen als moderate Differenzen in der Zugfestigkeit bei ansonsten ähnlichem Gefüge, wie in den nachfolgenden Abschnitten beschrieben und belegt wird.

Werkstoff und Gefügezustand

Die Schwingfestigkeit unlegierter Baustähle korreliert im Bereich höherer Festigkeit häufig mit der Zugfestigkeit f_{tk} bzw. mit der Streckgrenze f_{yk}, jedoch deutlich schwächer als die statischen Kennwerte untereinander. Dies wird u. a. darauf zurückgeführt, dass Ermüdungsvorgänge maßgeblich von der Mikrostruktur gesteuert werden, d. h. Korngröße, Phasenanteile, Ausscheidungen und Versetzungsdichte bestimmen die Stabilität zyklischer Verfestigungs- bzw. Entfestigungsvorgänge und damit die Rissinitiierung. Bei weichgeglühten Stählen dominiert oftmals eine initiale zyklische Verfestigung mit relativ hoher Dauerfestigkeit, während kaltverfestigte Zustände zu ausgeprägter zyklischer Entfestigung und damit geringerer Lebensdauer

neigen, sobald lokale Gleitvorgänge an oberflächennahen Fehlstellen einsetzen. Diese Zusammenhänge sind z. B. in [98, 99] beschrieben.

Für Betonstähle kommt hinzu, dass der verwendete Produktions- und Kühlprozess, z. B. naturhart gewalzter Stabstahl, kaltverformte Produkte, Tempcore-Verfahren, ein mehrstufiges Gefüge mit Oberflächenhärtezonen bzw. ferritisch-perlitischem Kern erzeugt. *Fehlmann* [95] zeigt an sechs Betonstahlprodukten, dass sich die Wöhlerlinien und insbesondere die Streuung der Lebensdauer deutlich zwischen naturharten, kaltverformten und Tempcore-Produkten unterscheiden, obwohl die nominellen Zugfestigkeiten teilweise ähnlich sind, vgl. Abb. 2.25. Auch andere Arbeiten belegen, dass Produktart und Herstellprozess die Schwingfestigkeit dominieren. So berichten *Fernández Canteli et al*. [100] für heißgewalzte gerippte Stähle signifikante Unterschiede in der Schwingfestigkeit, die mit Rippengeometrie, Walzführung und -zustand verknüpft sind. *Zheng & Abel* [101] quantifizieren den Zusammenhang zwischen Profilgeometrie, Kerbspannung und Ermüdungsfestigkeit profilierten Betonstahls. Für die im Rahmen dieser Forschungsarbeit betrachteten Tempcore- bzw. QST-Betonstähle zeigen *Rocha et al.* [102] im sehr hochzyklischen Bereich, dass die Lebensdauer wesentlich durch Herstellungsimperfektionen kontrolliert wird und die Rissinitiierung nahe dem Rippenfuß erfolgt. Dass Ermüdungsversuche an Betonstählen i. d. R. mit großen Streuungen einhergehen, führen *Rappl et al.* [103] für Tempcore-Stähle u. a. auf eine Kombination aus Rippen-bedingten Kerbspannungen und über den Querschnitt variierenden lokalen Werkstoffeigenschaften zurück.

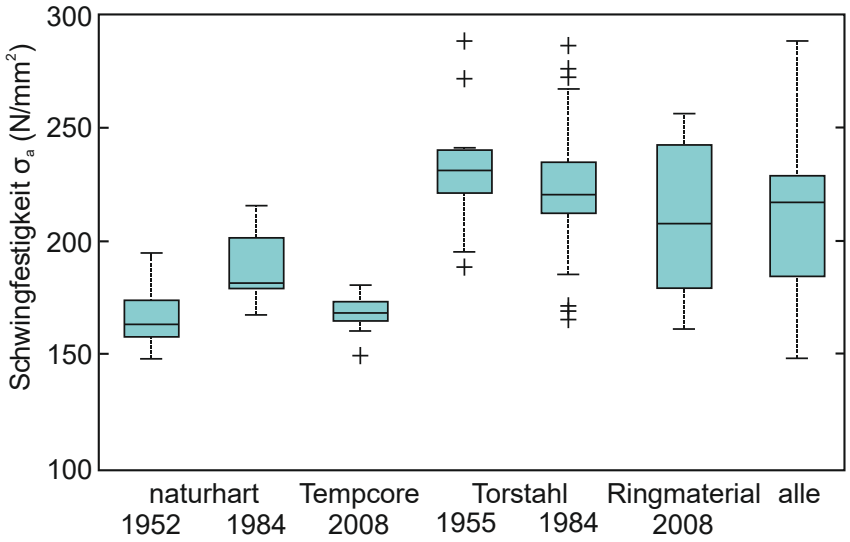


Abb. 2.25 Schwingfestigkeit verschiedener Betonstahlprodukte nach [95] (nachgezeichnet)

Neben dem Herstellungsprozess hat die Entkohlung der Randschicht einen maßgeblichen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit. Untersuchungen, s. z. B. *Dalaei et al. [104]*, an Federstählen zeigen, dass entkohlte Oberflächenschichten die Härte, die Streckgrenze und vor allem die Ermüdungsfestigkeit deutlich reduzieren. Neuere Arbeiten an Federstählen, s. z. B. *de Castro Santana et al.* [105], verknüpfen die Entkohlungstiefe und Nanohärteprofile explizit mit vorzeitigem Ermüdungsversagen an der Oberfläche.

Ein weiterer mikrostruktureller Einflussfaktor ist der Reinheitsgrad und die Art, Größe und Verteilung nichtmetallischer Einschlüsse. So zeigen z. B. *Findley et al.* [106], *Wang et al.* [107], sowie *Lei et al.* [108] (VHCF-Übersicht), dass mit zunehmender Festigkeit die Ermüdungseigenschaften immer empfindlicher gegenüber Einschlüssen werden und die Initiierung sowie Streuung der Lebensdauer wesentlich von wenigen kritischen Einschlüssen bestimmt werden. Die zulässige Spannung und die Streuung der Ermüdungslebensdauer variieren dabei stark mit Einschlussart und -größe und sind somit mit der Stahlreinheit und Prozessführung gekoppelt. *Islam et al.* [109] zeigen für Baustähle, dass die Ermüdungslebensdauer stark mit der Stahlreinheit korreliert und dass eine hohe Duktilität allein keine ausreichende Prognose für gute Ermüdungseigenschaften liefert.

In Summe stützen diese Untersuchungen die Aussage, dass insbesondere für Betonstähle Herstellverfahren, Entkohlungstiefe und Reinheitsgrad die Schwingfestigkeit und deren Streuung oftmals stärker beeinflussen als moderate Unterschiede in der nominellen Zugfestigkeit.

Mittel- und Eigenspannungen

Die Mittelspannung beeinflusst die Schwingfestigkeit durch die Änderung des effektiven Spannungsniveaus im kritischen Randbereich. Unter Zugmittelspannung ($R > 0$) liegt die Oberspannung höher, Rissspitzen bleiben länger geöffnet, Rissschließeffekte, vgl. Abschnitt 2.4.2, werden reduziert und die Lebensdauer nimmt ab. Unter Druckmittelspannung ($R < 0$) führen Rissschließung und entlastete Rissspitzen zu scheinbar höheren Dauerfestigkeiten. Eigenspannungen wirken wie eine zusätzliche Mittelspannung. Druckeigenspannungen in der Randschicht, z. B. durch Kugelstrahlen, Festwalzen, Randschichthärten, senken die lokal wirksame Oberspannung ab und verbessern die Schwingfestigkeit. Zugeigenspannungen wirken entsprechend umgekehrt. Die Empfindlichkeit gegenüber Mittelspannungen und Eigenspannungen nimmt mit steigender Festigkeit zu, weil der Abbau ungünstiger Spannungen durch lokale Plastizität erschwert ist, vgl. Abb. 2.26. Für Betonstahl sind zusätzlich Walz- und Richtprozesse sowie die Einspannung im Verbund mit Beton relevant. *Fehlmann* [95] und *Heeke* [110] berichten, dass durch Verbundspannungen sowie Walz- und Richtprozesse Eigenspannungszustände im Stab entstehen, die je nach Lastfall die Schwingfestigkeit erhöhen (Druckeigenspannungen) oder absenken (Zugeigenspannungen im Rippenbereich).

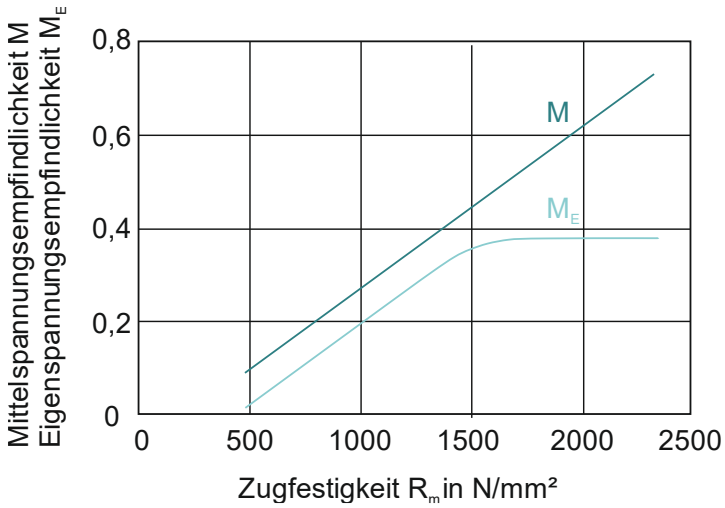


Abb. 2.26 Mittelspannungsempfindlichkeit M und Eigenspannungsempfindlichkeit M_E für Stähle als Funktion der Zugfestigkeit nach [96] (nachgezeichnet)

Oberflächenbeschaffenheit

Da Ermüdungsrisse im Hochzyklusbereich ausschließlich an der Oberfläche initiiert werden, ist der Oberflächenzustand von zentraler Bedeutung. Rauheitsspitzen wirken als Mikrokerben, erhöhen lokal die Spannung, begünstigen die Bildung persistenter Gleitbänder und damit die Rissinitiierung. *Läpple* [90] beschreibt den Oberflächeneinfluss über einen Oberflächenfaktor C_O, der abhängig von Zugfestigkeit und Rauheitskennwert R_z angegeben wird, z. B. werden polierte Oberflächen ($R_z \approx 1$ µm) mit $C_O \approx 1$ bewertet, während gedrehte oder geschmiedete Oberflächen deutlich kleinere Werte aufweisen.

Bei Betonstahl wird der Oberflächenzustand zusätzlich durch Walzprozesse, Richtvorgänge und eventuelle Korrosionsangriffe bestimmt. *Rappl & Osterminski* [111] führen Oberflächenzustandsklassen für Betonstähle ein und zeigen, dass prozessbedingte Oberflächenschäden die ertragbare Lastwechselzahl bei vergleichbarer Spannungsamplitude um bis zu 80 % reduzieren können. *Rappl et al.* [103] verknüpfen hochaufgelöste Oberflächenvermessungen mit Kerbspannungsauswertungen und zeigen, dass lokale Geometrieabweichungen an Rippenfüßen zur lokalen Kerbspannung bzw. Rissbildung und damit zur Streuung der Ermüdungslebensdauer beitragen können, vgl. Abb. 2.27.

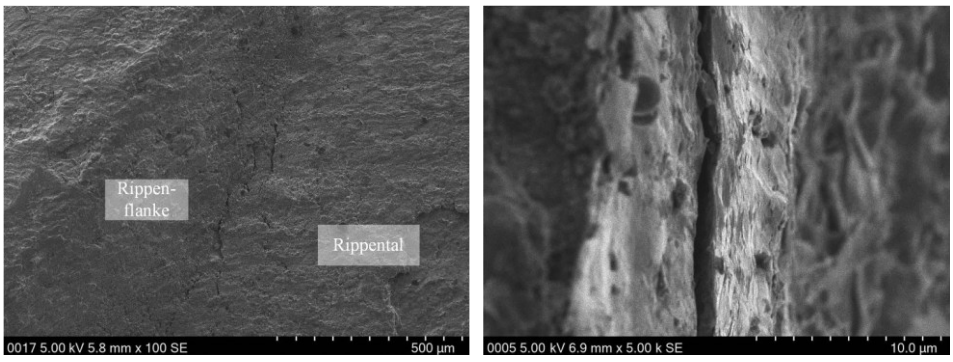


Abb. 2.27 Risse am Rippenfuß (links) und am Kerbgrund einer Oberflächenbeschädigung (rechts) nach [112]

Größen- und Volumeneinflüsse

Mit zunehmender Bauteil- bzw. Probenabmessung nimmt die Schwingfestigkeit im Hochzyklusbereich in der Regel ab. Dieser Größeneinfluss kann wie folgt unterschieden werden:

- *geometrischer Größeneinfluss,* dieser ergibt sich aus veränderten Spannungsgradienten (z. B. bei Biege- oder Torsionsbeanspruchung) und der daraus resultierenden Variation des hoch beanspruchten Volumens, vgl. Abb. 2.28,

- *statistischer Größeneinfluss,* dieser ergibt sich aus der höheren Wahrscheinlichkeit, im größeren Volumen kritische Materialinhomogenitäten (Einschlüsse, Poren) anzutreffen,

- *technologischer Größeneinfluss,* dieser resultiert aus prozessbedingten Unterschieden (z. B. Kühlgeschwindigkeit, Entkohlungstiefe) bei verschiedenen Bauteilgrößen.

Für Betonstahl werden Größeneinflüsse insbesondere über den Stabdurchmesser sichtbar. Die Untersuchungen von *Rehm et al.* [113] zeigen, dass Stäbe größeren Durchmessers bei gleicher Nennspannung und identischer Oberflächenqualität eine geringere Schwingfestigkeit und eine größere Streuung aufweisen, was mit veränderter Gefügeausbildung und einer höheren Wahrscheinlichkeit ungünstiger Inhomogenitäten erklärt wird.

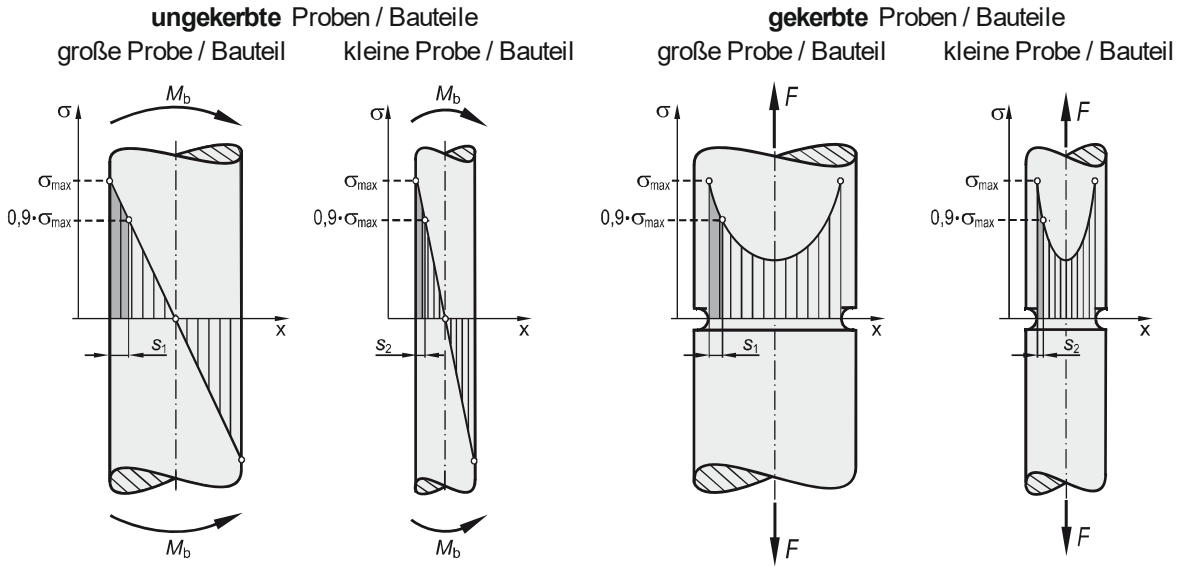


Abb. 2.28 Visualisierung des geometrischen Größeneinflusses für ungekerbte und gekerbte Proben nach [90] (nachgezeichnet)

Prüffrequenz

Die Schwingfrequenz hat bei Stählen an Luft oder in inertem Medium im üblichen technischen Bereich (≈ 1-10³ Hz) einen eher geringen Einfluss, solange keine nennenswerte Temperaturerhöhung oder zeitabhängige Schädigungsmechanismen, wie z. B. Kriechen oder Schwingungsrisskorrosion, auftreten. *Hu et al.* [114] zeigen für einen Baustahl bzw. QST-Betonstahl,

dass der beobachtete Frequenzeinfluss im Wesentlichen auf die Kombination aus erhöhtem Verformungstempo und Erwärmung des Probenquerschnitts zurückzuführen ist.

2.3.7 Kerbwirkung

Unter Kerbwirkung wird die lokale Erhöhung von Spannung, Dehnung und Formänderungsenergie in der Umgebung von geometrischen, werkstofflichen oder belastungsbedingten Unstetigkeiten verstanden. Belastungskerben sind Bereiche örtlich konzentrierter Krafteinleitung und Werkstoffkerben sind Bereiche mit abweichender Steifigkeit, Elastizität oder Fließgrenze. Fokus dieser Arbeit liegt auf den Formkerben, d. h. Geometrieänderungen mit endlichem Oberflächenversatz und endlicher Krümmung, wie z. B. Nuten, Absätze, Bohrungen, Einschnürungen. Die Auswirkungen von Formkerben lassen sich in vier Grundfälle gliedern, vgl. Abb. 2.29:

- *Querschnittsreduktion und resultierende höhere Nennspannung:*

  Wird durch eine Formkerbe die tragende Querschnittsfläche verringert, steigt bereits die aus der äußeren Last berechnete Nennspannung σ_n, ohne Berücksichtigung lokaler Überhöhungseffekte.

- *Lokale Spannungsüberhöhung am Kerbgrund durch Störung des Kraftflusses:*

  Die Geometrieänderung lenkt den Kraftfluss ein, beschleunigt ihn stromlinienartig und erzeugt am Kerbgrund eine über die Nennspannung hinausgehende Spitze $\sigma_{k,max}$ Im Inneren des Bauteils muss die Spannung entsprechend unter σ_n absinken, sodass sich ein charakteristischer Spannungsverlauf über den Querschnitt ausbildet.

- *Mehrachsiger Spannungszustand infolge Querdehnungsbehinderung:*

  Kerben behindern die freie Querdehnung des Materials. Dadurch entsteht am Kerbgrund ein mehrachsiger Spannungszustand, d. h. neben der Längsspannung treten zusätzliche radiale/tangentiale Normalspannungen sowie Schubanteile auf, die die lokale Beanspruchungskombination ungünstig verändern und die Fließ- bzw. Bruchkriterien früher erfüllen können.

- *Sekundärspannungen bei unsymmetrischer Kerblage:*

  Liegt die Kerbe exzentrisch zum ungestörten Querschnitt, fällt die Wirkungslinie der äußeren Kraft nicht mehr mit dem Schwerpunkt zusammen, d. h. es entsteht ein zusätzliches Biegemoment. Die resultierenden Biegespannungen überlagern sich linear mit σ_n und den lokalen Kerbspannungen, was die maßgebende Beanspruchung weiter erhöht.

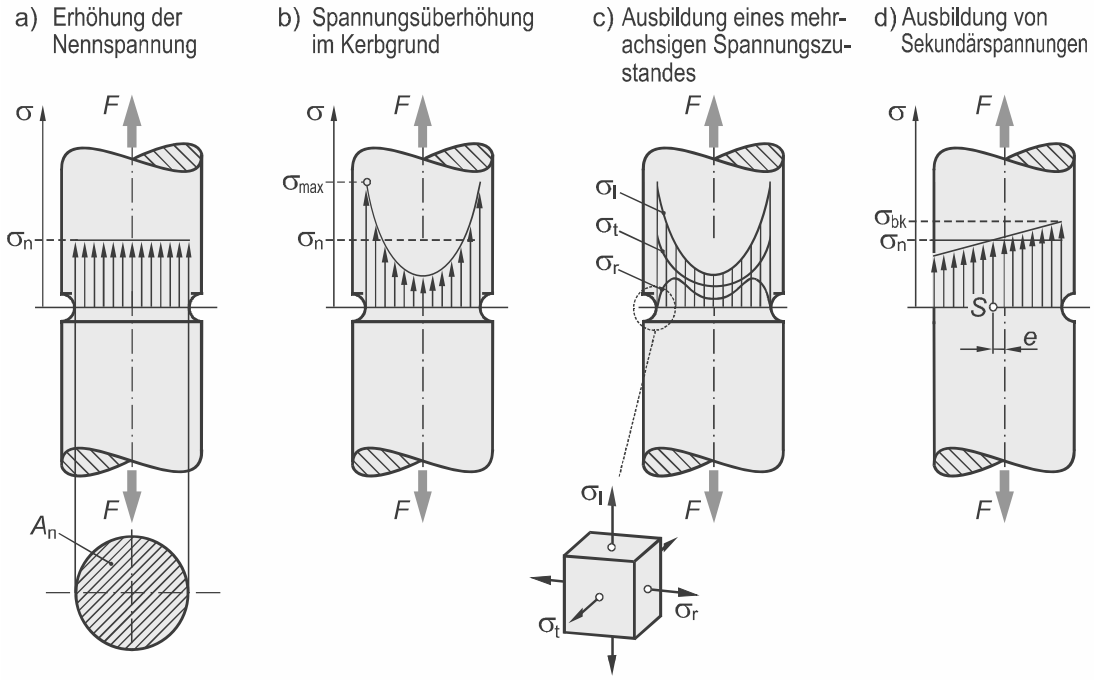


Abb. 2.29 Auswirkungen von Formkerben nach [90]

Die klassische Kerbspannungslehre nach *Neuber* [115] erfasst die lokale Spannungserhöhung über die Kerbformzahl α_k, die über das Verhältnis von Kerbspannungsmaximum $\sigma_{k,max}$ zur Nennspannung σ_n definiert wird, vgl. Gleichung 2.22.

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{k,max}}{\sigma_n} \tag{2.22}$$

Die Höhe der Spannungsüberhöhung wird bei elastischem Verhalten wesentlich durch (i) Kerbtiefe t, (ii) Kerbradius ρ und (iii) ggf. den Kerböffnungswinkel ω, der mit dem Kerbrandwinkel γ korreliert, bestimmt, vgl. Abb. 2.30.

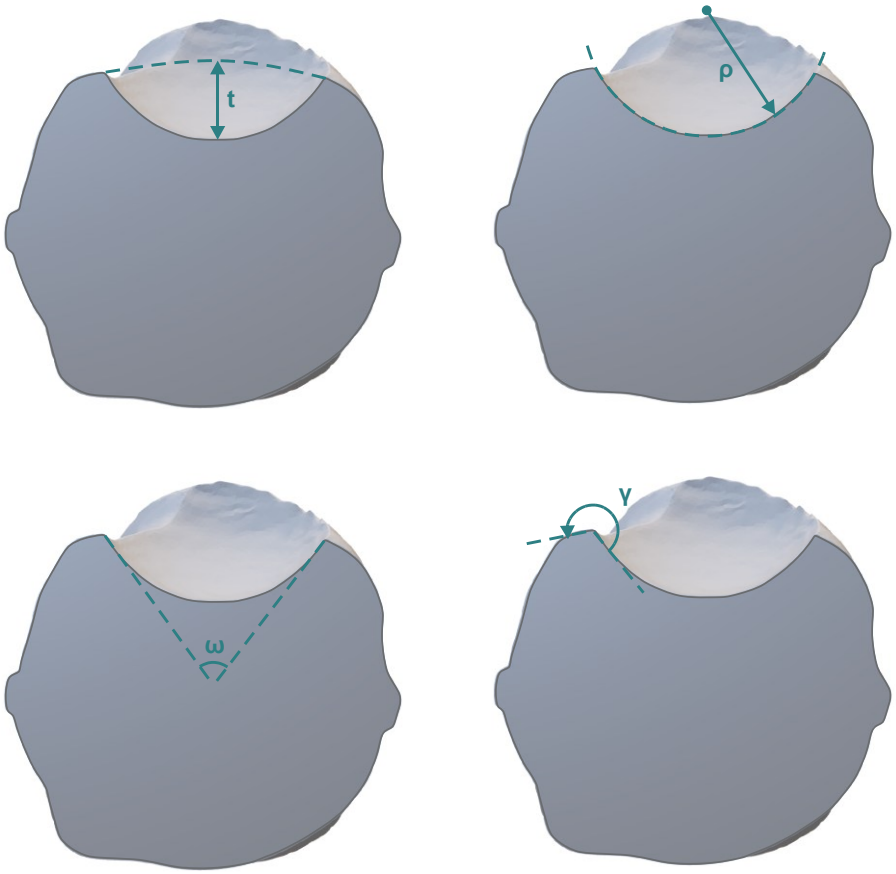


Abb. 2.30 Darstellung der maßgebenden Kerbparameter: Kerbtiefe t, Kerbradius ρ, Kerböffnungswinkel ω und Kerbrandwinkel γ

Die Formzahl und somit die Spannungsüberhöhung werden maßgeblich von der Kerbschärfe beeinflusst, vgl. Abb. 2.31 (links). Diese ergibt sich zu $\sqrt{t/\rho}$ für flache Kerben und $\sqrt{a/\rho}$ für tiefe Kerben. Dabei gelten als flache Kerben, diejenigen, deren Tiefe t im Verhältnis zur Restquerschnittsabmessung a klein ist und als tiefe Kerben, wo Gegenteiliges der Fall ist, vgl. Abb. 2.31 (rechts).

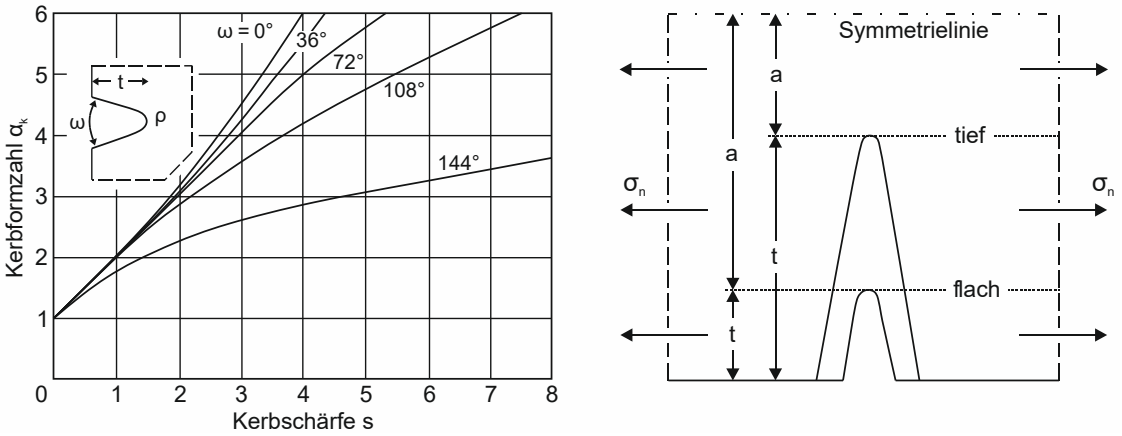


Abb. 2.31 Kerbformzahl α_k flacher Kerben als Funktion der Kerbschärfe für verschiedene Kerböffnungswinkel ω (links) und Visualisierung des Unterschieds zwischen tiefen und flachen Kerben (rechts) in Anlehnung an [115]

Die Spannungserhöhung steigt mit abnehmendem Kerbwurzelradius und nimmt mit wachsendem Abstand vom Kerbgrund steil ab. Befinden sich Kerben in Reihe, reduziert sich die Einzelwirkung, d. h. für superponierte Kerben liegt der kombinierte Spannungskonzentrationsfaktor i. d. R. zwischen dem größeren Einzelwert und dem Produkt der Einzelwerte, s. z. B. [116].

Spröde Werkstoffe verhalten sich im Wesentlichen elastisch bis zum Bruch. Sofern der maximale Spannungswert im Kerbgrund der Zugfestigkeit y_{tk} erreicht, initiiert der Bruch häufig unmittelbar am Kerbgrund. Die Formzahl steigt sprunghaft an und es kommt zur raschen Rissausbreitung. Für den statischen Nachweis ergibt sich daher als einfaches Sprödbruch-Kriterium:

$$\sigma_{k,max} \leq \frac{f_{tk}}{\gamma}, \tag{2.23}$$

mit Sicherheitsbeiwert γ.

Bei *duktilen* Stählen verläuft die Antwort im Kerbgrund zunächst linear-elastisch. Die plastische Verformung setzt dort ein, sobald die Spannungsspitze $\sigma_{k,max}$ die Streck-/Dehngrenze erreicht. Die dazugehörige korrespondierende Last ist gegenüber der ungekerbten Probe um den Faktor α_k reduziert, d. h. der Fließbeginn tritt früher ein, weil lokal bereits höhere Spannungen vorliegen. Mit weiterer Laststeigerung plastifiziert der Kerbgrund, die Spannung steigt unterproportional, die Dehnung überproportional und die Spannungsspitze wird statisch entschärft.

Kerbwirkung unter schwingender Belastung

Ungekerbte Proben versagen durch Schwingbruch, wenn die Spannungsamplitude σ_a die dauernd ertragbare Amplitude σ_{AD} erreicht. Überträgt man dies auf gekerbte Proben, ergäbe sich als Bruchkriterium:

$$\sigma_{a,max} = \sigma_{AD} = \alpha_k \cdot \sigma_{a,n}\ , \tag{2.24}$$

mit $\sigma_{a,n}$ als Nenn-Spannungsamplitude. Experimentelle Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass diese theoretische Vorstellung nicht der Realität entspricht, und gekerbte Bauteile einer höheren Nennspannung standhalten können als nach α_k zu erwarten wäre. Daraus lässt sich schließen, dass die effektive Spannungsüberhöhung bei dynamischen Beanspruchungen kleiner ist als die theoretische Spannungsüberhöhung bei statischer Beanspruchung. Um dies zu berücksichtigen, wurde die Kerbwirkungszahl β_k eingeführt, die sich aus dem Verhältnis der Dauerfestigkeit der ungekerbten zur gekerbten Probe ergibt, vgl. Gleichung 2.25.

$$\beta_k = \frac{\sigma_{AD}}{\sigma_{AD,n}} \tag{2.25}$$

Die Ursache dafür, dass die Formzahl die Kerbwirkung in duktilen Werkstoffen tendenziell überschätzt, liegt nach *Radaj & Vormwald* [96] in der Mikrostützwirkung, die besonders bei scharfen Kerben stark ausgeprägt ist, vgl. Abb. 2.32. An schärferen Kerben kann die

Fließgrenze bei gegebener Belastung aufgrund der stärkeren Spannungsüberhöhung leichter überschritten werden, was zur Einleitung von Mikrorissen führt. Durch diese lokalen plastischen Verformungen können Spannungen, insbesondere in duktilen Werkstoffen, abgebaut werden, wodurch die Rissausbreitung unter andauernder Schwingbelastung verzögert werden kann. Eine technische Risseinleitung liegt ab einer Risslänge vor, die größer als die Abmessung eines Korns ist. Somit ist die über die Länge eines Korns gemittelte Spannung maßgebend. Bei schärferen Kerben ist die gemittelte Spannung und die Ausdehnung des hochbeanspruchten Werkstoffvolumens aufgrund des steileren Spannungsgradienten geringer als bei milderen Kerben, vgl. Abb. 2.32. Folglich ist die Mikrostützwirkung bei schärferen Kerben stärker ausgeprägt. Je schärfer eine Kerbe ist, desto größer ist der Unterschied zwischen Kerbwirkungszahl β_k und Formzahl α_k.

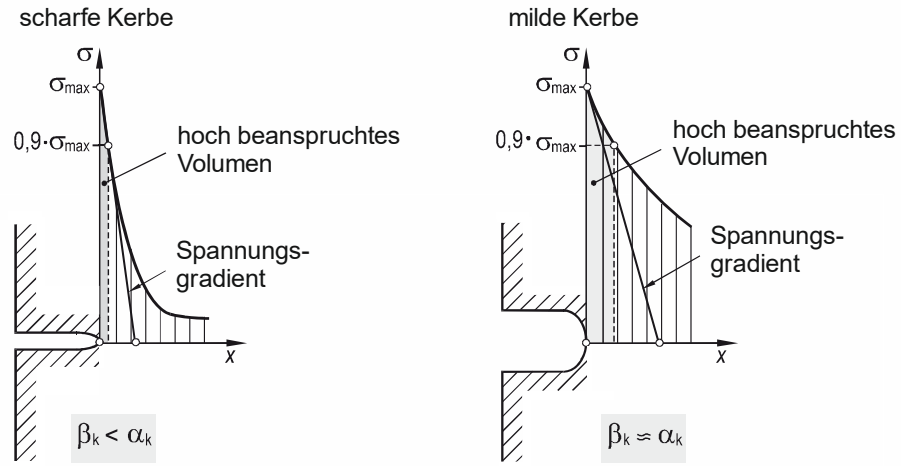


Abb. 2.32 Vergleich des hochbeanspruchten Volumens und des zugehörigen Spannungsgradienten einer scharfen und einer milden Kerbe nach [90]

Läpple [90] schließt daraus, dass die Wahrscheinlichkeit der Makrorissinitiierung bei milden Kerben höher ist als bei scharfen und somit die Größe des hochbeanspruchten Werkstoffvolumens die Dauerfestigkeit bestimmt. Allerdings werden in der Literatur unterschiedliche Auffassungen vertreten, welche Kerbgeometrien sich besonders ungünstig auf die Ermüdungsfestigkeit auswirken. Neben der Kerbschärfe beeinflusst auch der Verlauf des Kerbspitzenradius die Schwingfestigkeit. So wird z. B. nach *de Castro et al.* [117] die Kerbwirkung im linearelastischen Bereich über die lokalen Rand- bzw. Tangentialspannungen und deren Verteilung entlang der Kerbkontur beschrieben. Daraus folgt, dass optimierte Kerbspitzen mit variabler Krümmung gegenüber konstanten Kreisradien die Spannungskonzentration reduzieren können, was auf eine gleichmäßigere Verteilung der tangentialen Randspannungen entlang der Kerbkontur zurückgeführt wird.

2.4 Bruchmechanische Betrachtung des Ermüdungsverhaltens

2.4.1 Allgemeines

Im klassischen Festigkeitsnachweis werden Bauteile als fehlerfrei modelliert. Unvollkommenheiten fließen höchstens über empirisch hergeleitete Sicherheitsbeiwerte ein. Tatsächlich vorhandene Unregelmäßigkeiten, wie z. B. Fehlstellen oder Risse, verändern das Trag- und Versagensverhalten jedoch grundlegend. So können Bauteile bereits bei Spannungen versagen, die deutlich unterhalb der statischen Festigkeit oder der Dauerfestigkeit des Werkstoffs liegen. Die technische Bruchmechanik hingegen setzt prinzipiell die Existenz von Rissen in Bauteilen und Strukturen voraus. Solche Risse können Größenordnungen vom Mikrometer- bis in den Milli- bzw. sogar Meterbereich annehmen. Zentrale Grundlage bruchmechanischer Konzepte ist die Analyse der Vorgänge in der unmittelbaren Umgebung der Rissspitze, s. z. B. [118].

2.4.2 Langrissbruchmechanik

Ermüdung lässt sich bruchmechanisch ebenfalls in die drei o. g. aufeinanderfolgenden Stadien (i) Initiierung mikroskopischer Anrisse, (ii) stabiler zyklischer Rissfortschritt (vom Kurz- zum Langriss) und (iii) instabiler Restbruch gliedern. Der relative Anteil der Initiierungsphase an der Gesamtlebensdauer variiert deutlich mit Oberflächenzustand, Kerbgrad, Festigkeitsniveau (Kurz- vs. Langzeitfestigkeit), Mittelspannungslage und der gewählten Definition des „technischen Anrisses“, z. B. ≈ 0,5 mm Tiefe und ≈ 2 mm Oberflächenlänge, gegenüber der physikalischen Risseinleitung, vgl. Abb. 2.33. Im Bereich nahe der Dauerfestigkeit ungekerbter Proben dominiert demnach die technische Anrissbildung, während bei ausgeprägter Kerbwirkung und in der Kurzzeitfestigkeit der Rissfortschritt den Hauptanteil der Lebensdauer bestimmt, s. z. B. [119, 120]. Als pragmatische Grenze der Initiierungsphase kann das Abklingen des Einflusses der ursprünglichen Oberflächenmikrostruktur auf das Mikrorissverhalten herangezogen werden.

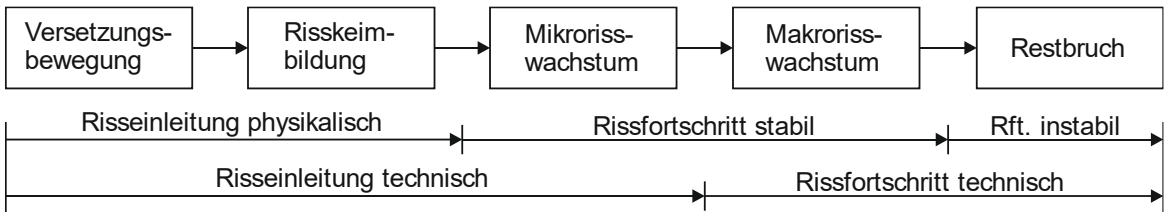


Abb. 2.33 Phasen der Ermüdung nach [96] (nachgezeichnet)

Für die ingenieurmäßige Bewertung ist weniger die Zeit bis zum ersten mikroskopischen Riss ausschlaggebend als vielmehr das Verhalten eines vorhandenen Anrisses, d. h. unter welchen Randbedingungen wächst er weiter, wann kann ein Riss durch Lastumlagerung „abgefangen“ werden, und bei welcher Rissgröße ist der instabile Restbruch zu erwarten. Diese Fragen adressiert die (technische) Bruchmechanik, die im Regelfall von überwiegend elastischem Werkstoffverhalten im Rissumfeld ausgeht.

Grundlegende Rissbeanspruchungsarten

Risse sind lokal begrenzte Materialtrennungen in Bauteilen oder Strukturen. Ihre Anwesenheit stört den Kraftfluss maßgeblich: Die Spannungs- bzw. Kraftflusslinien werden in der Nähe der Rissspitze scharf umgelenkt und stark verdichtet, wodurch in der Rissspitzenumgebung ein singuläres Spannungsfeld, d. h. eine idealisierte, theoretisch unbegrenzte Spannungsspitze, entsteht. Die Störung lässt sich am Vergleich einer fehlerfreien, zugbeanspruchten Scheibe mit einer Scheibe mit Randriss (deutliche Umlenkung der Kraftflusslinien) zeigen, vgl. Abb. 2.34.

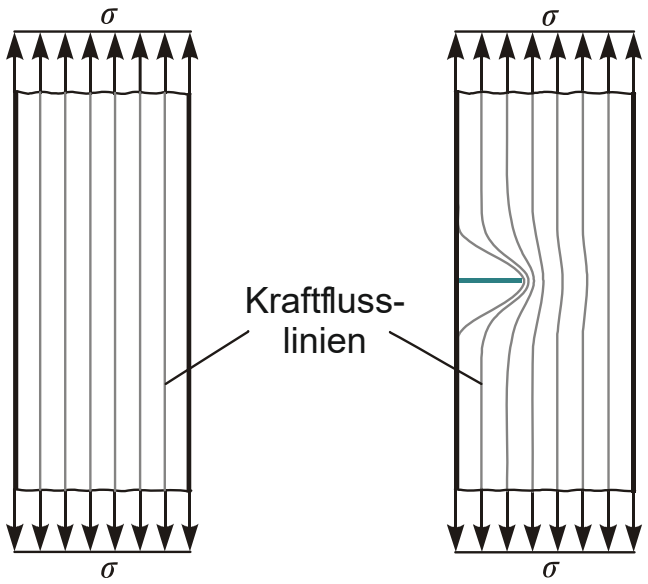


Abb. 2.34 Visualisierung der Kraftflusslinien bei einem zugbeanspruchten Bauteil ohne Riss (links) und mit Randriss (rechts) in Anlehnung an [118]

In der Bruchmechanik wird der Riss idealisiert als mathematischer Schnitt betrachtet. Für reale Risse in Bauteilen lassen sich die Beanspruchungszustände prinzipiell auf drei Grundmodi zurückführen (Modus I–III), die einzeln oder überlagert auftreten können, vgl. Abb. 2.35.

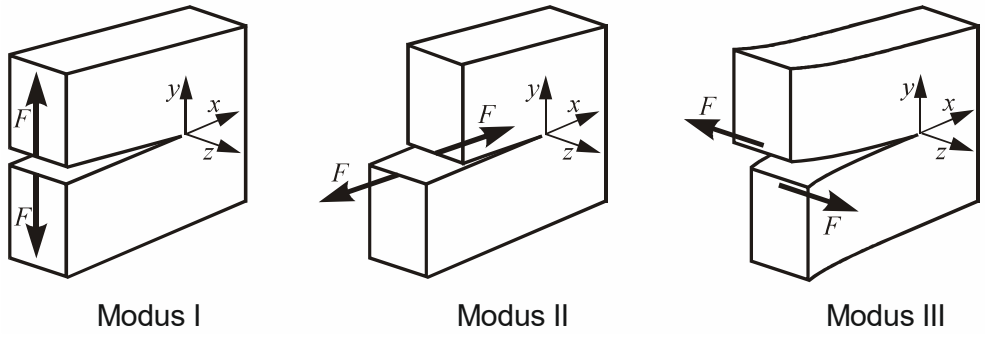


Abb. 2.35 Drei grundlegende Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik nach [121] (nachgezeichnet)

Modus I, der sog. Öffnungsmodus, umfasst Normalbeanspruchungen, die ein symmetrisches Öffnen der Rissufer zur Rissebene hin bewirken. Reine Modus-I-Verhältnisse liegen

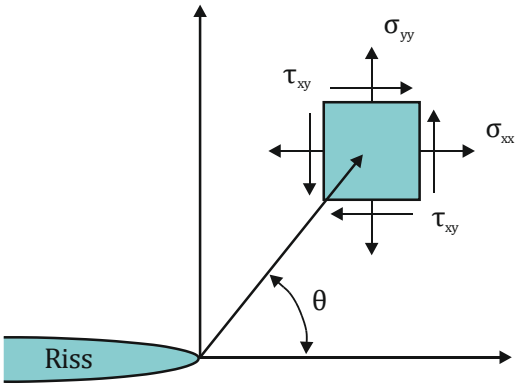
typischerweise dann vor, wenn der Kraftfluss zur Rissebene spiegelsymmetrisch ist, z. B. Zug- oder Biegebeanspruchung mit Riss senkrecht zur Normalspannung. Da ausgedehntes Ermüdungsrisswachstum überwiegend normalspannungsgetrieben ist, liegt bei Ermüdungsrissen ohne Änderung der Belastungsrichtung in der Praxis häufig Modus I vor.

Modus II beschreibt Schubbeanspruchungen in der Rissebene, die ein gegenseitiges Gleiten der Rissflanken entlang der Rissrichtung verursachen. Solche Situationen treten auf, wenn Bauteile global oder lokal in ebenem Schub beansprucht werden

Modus III entspricht einem nichtebenen Schubspannungszustand. Die Rissflanken bewegen sich hier quer zur Rissrichtung, d. h. entlang der Rissfront gegeneinander. Ein typisches Beispiel ist die Torsion einer Welle mit einem Riss in einer Ebene senkrecht zur Wellenachse.

Spannungsintensitätsfaktor K

Die quantitative Beschreibung der Rissausbreitung erfordert die Kenntnis des Spannungs- und Dehnungsfeldes in der unmittelbaren Umgebung der Rissspitze. In der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) lässt sich der Spannungszustand im Modus I in kartesischen Koordinaten darstellen, vgl. Abb. 2.36.



$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$$

Abb. 2.36 Spannungszustand an der Rissspitze nach [122] (nachgezeichnet)

Die dargestellten Terme für Normal- und Schubspannungen gelten allerdings nur für den Fall, dass die plastische Zone mit Radius r_p sehr klein gegenüber der Risslänge a ist. Andernfalls ist die LEBM-Beschreibung nicht mehr hinreichend. Für über den LEBM-Bereich hinausgehende Last- bzw. Werkstoffzustände werden alternative Parametrisierungen genutzt, z. B. J-Integral oder äquivalente Dehnungsintensitätsfaktoren. Eine detaillierte Herleitung der Spannungsintensitätsfaktoren und des J-Integrals ist z. B. [123] zu entnehmen.

Um den zuvor beschriebenen Spannungszustand komprimiert zu charakterisieren, führte *Irwin* [124] den Spannungsintensitätsfaktor K ein, vgl. Gleichung 2.26. Für ideale, spröde Werkstoffe und für mäßig duktile Werkstoffe lässt sich durch K das stabile Risswachstum unter zyklischer Last beschreiben:

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y(a), \qquad (2.26)$$

wobei σ die charakteristische Nennspannung, a die Risslänge und Y(a) ein dimensionsloser Geometriefaktor ist, der u. a. von der Rissart, z. B. Plattenriss oder Durchriss, abhängt.

Rissfortschrittskurve und Lebensdauervorhersage

Im Modus I wird jedem Lastzyklus ein zyklischer Spannungsintensitätsfaktor ΔK zugeordnet, definiert als Differenz zwischen den Intensitätsfaktoren der oberen und unteren Last ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$), s. z. B. [125]. Abb. 2.37 zeigt die Risswachstumskurve in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors.

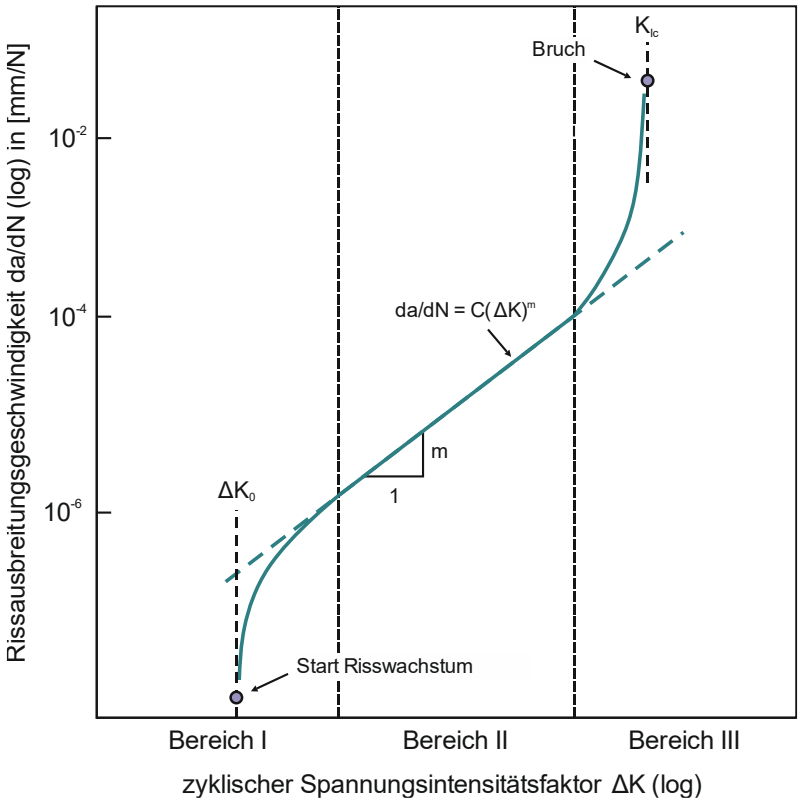


Abb. 2.37 Risswachstumskurve in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors in Anlehnung an [126]

Ermüdungsrisse zeigen einen Schwellenwert ΔK_0, unterhalb dessen ein langer Riss bei gegebener Umgebung und Lastverhältnis R nicht wächst (Bereich I). Nahe dieser Schwelle wirken primär Rissschluss- und Mikrostruktureffekte. Oberhalb dieser Schwelle im Bereich II beobachtet man ähnlich wie bei statischer Rissausbreitung über Risswiderstandskurven (R-Kurven) bei schwingender Belastung einen stabilen Rissfortschritt bis zum Erreichen kritischer Bedingungen. Im instabilen Bereich III nähert sich K_{max} der Bruchzähigkeit K_{Ic} an. Unter der Annahme, dass sich im Bereich der Rissspitze eine plastische Zone mit Radius r_p ausbildet, lässt sich die Bruchzähigkeit K_{Ic} wie folgt berechnen:

$$K_{Ic} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \left(a + r_p\right)} \cdot Y(a), \tag{2.27}$$

mit Nennspannung σ, physikalischer Risslänge a und Geometriefaktor Y(a). Mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor nimmt die plastische Zone an der Rissspitze zu. Der Radius der plastischen Zone ergibt sich im Modus I in Abhängigkeit von der Fließspannung σ_f des Werkstoffs zu:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_f}\right) \tag{2.28}$$

Im intermediären Bereich II der Rissausbreitung, ergibt sich bei doppelt logarithmischer Darstellung typischerweise ein linearer Zusammenhang zwischen Rissausbreitungsgeschwindigkeit (da/dN) und zyklischem Spannungsintensitätsfaktor (ΔK). In diesem Bereich gilt empirisch das *Paris-Erdogan*-Gesetz [127]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m, \tag{2.29}$$

wobei C und m material- und umgebungsabhängige Konstanten sind. Eine umfangreiche Zusammenstellung der Konstanten C und m für verschiedene metallische Werkstoffe ist u. a. [123, 128] zu entnehmen. Das Paris-Erdogan-Gesetz beschreibt den linearen, stabilen Risswachstumsteil hinreichend genau, versagt jedoch nahe des unteren Schwellenwerts (ΔK_0) und der Bruchzähigkeit (K_{Ic}), da es die asymptotische Annäherung an die beiden Grenzwerte nicht abbildet. *Forman et al.* [129] erweiterten das Modell daher um einen Anstieg der Rissgeschwindigkeit bei Annäherung an die Bruchzähigkeit (K_{Ic}), vgl. Gleichung 2.30.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot (\Delta K)^m}{(1 - R)\, K_{Ic} - \Delta K} \tag{2.30}$$

Mit Annäherung von K_{max} an K_{Ic} divergiert der Nenner Richtung 0, was die Risswachstumsgeschwindigkeit gegen Unendlich wachsen lässt. Die Forman-Gleichung reproduziert folglich den steilen Anstieg der Risswachstumskurve in Bereich III (instabile Rissausbreitung) kurz vor dem Bruch. Allerdings erfasst auch dieses Modell den Schwellenbereich nicht explizit. Ein weit verbreitetes empirisches Konzept ist die NASGRO-Gleichung, vgl. [130], entwickelt von der NASA u. a. basierend auf den Untersuchungen von *Newman et al.* [131], die neben dem Einfluss des Lastverhältnisses R auch explizit einen Schwellenwert und einen K_{Ic}-Term enthält, vgl. Gleichung 2.31.

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1 - f}{1 - R}\right) \Delta K\right]^n \frac{\left(1 - \frac{K_0}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{Ic}}\right)^p}, \tag{2.31}$$

worin durch f der sogenannte Schließfunktion-Term berücksichtigt wird, der den Rissschließ-Effekt abbildet. Um die Risswachstumsgeschwindigkeit in den Randbereichen (I und III) an experimentelle Untersuchungen anzupassen, wurden darüber hinaus die Koeffizienten p (niedrige Risswachstumsgeschwindigkeit) und q (hohe Risswachstumsgeschwindigkeit)

integriert. Derart berücksichtigt die NASGRO-Gleichung insbesondere, dass bei sehr kleinen ΔK, nahe ΔK_0, die Rissausbreitung aufgrund von Rissschließ-Effekten nahezu zum Stillstand kommt, und bei hohen K_{max}, nahe K_{Ic}, der Riss schnell wächst.

Die Kenntnis der Risswachstumskurve ermöglicht es, die Restnutzungsdauer eines bereits rissbehafteten Bauteils zu prognostizieren. Viele bruchmechanische Lebensdauermodelle rechnen mit einem anfänglichen Ausgangsriss der Länge a_0, z. B. Fabrikationsfehler oder tatsächlicher Anriss, und der kritischen Risslänge a_c, bei der das Bauteil durch Erreichen von K_{Ic} oder Überschreiten der Restquerschnittstragfähigkeit versagt. Die Restlebensdauer vom Anriss a_0 bis zur kritischen Risslänge a_c ergibt sich durch Integration der Rissfortschrittsgleichung nach Gleichung 2.32.

$$N = \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{\frac{da}{dN}}\, da \tag{2.32}$$

Rissschließ-Effekte

Die Bedeutung und der Einfluss dieses Effekts auf die Schwingfestigkeit bzw. die Lebensdauer wurde erstmals durch *Elber* [132] beschrieben. Unter zyklischer Beanspruchung steht ein Ermüdungsriss nicht während des gesamten Lastspiels offen. In Rissnähe baut sich infolge lokaler Verformung ein Druckspannungszustand auf, der zunächst überwunden werden muss, bevor die Rissflanken auseinandergehen. Daraus ergibt sich ein Rissöffnungs-Spannungsintensitätsfaktor $K_{I,op}$ unter dem der Riss geschlossen bleibt, vgl. Abb. 2.38. Die Folge ist, dass nicht die gesamte auferlegte Spannungsintensität zur Rissspitzenbeanspruchung beiträgt, sondern nur eine effektive zyklische Spannungsintensität $\Delta K_{I,eff}$, vgl. Gleichung 2.33. Dadurch sinkt die Rissfortschrittsrate und der Schwellenbereich verschiebt sich zu höheren ΔK-Werten.

$$\Delta K_{I,eff} = K_{I,max} - K_{I,op} \tag{2.33}$$

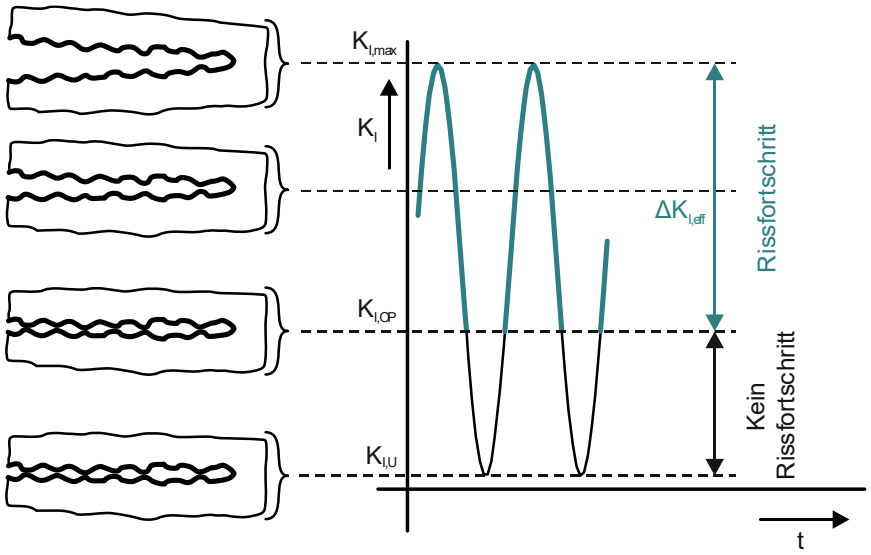


Abb. 2.38 Effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor unter Berücksichtigung von Rissschließ-Effekten in Anlehnung an [133]

Physikalisch beruhen Rissschließeffekte auf einem vorzeitigen Flankenkontakt beim Entlasten und einem verzögerten Öffnen beim Belasten. Da die Rissflanken nur elastisch entlasten, die Zone hinter der Rissfront aber plastisch aufgeweitet zurückbleibt, bleibt ein Volumenüberschuss bestehen, der das Aufsetzen der Flanken bereits vor Erreichen des Nulldurchgangs der äußeren Spannung bewirkt. Durch das plastifizierte Material sind die beiden Rissflanken nicht mehr kompatibel, was eine vollständige Entlastung behindert. Dieser Mechanismus wird als *plastizitätsinduziertes Rissschließen* bezeichnet.

Neben plastizitätsinduziertem Rissschließen treten weitere, teils überlagerte Mechanismen auf, die insbesondere das Verhalten nahe der Ermüdungsschwelle im unteren Bereich der Rissausbreitungskurve prägen. Beim *rauhigkeitsinduzierten Rissschließen* führen mikrostrukturelle Ablenkungen und eine Aufrauhung der Bruchflächen beim Entlasten zu einer Mikroverzahnung. Dieser Effekt nimmt mit der Korngröße zu, da grobere Mikrostrukturen zu höherer Flankenrauhigkeit führen. Beim *oxidinduzierten Schließen* verursachen in der plastisch aufgeweiteten Zone hinter der wandernden Rissspitze gebildete Oxidprodukte eine lokale Volumenzunahme und damit ein „Verkeilen“ der Flanken. Schließlich können *Fluide im Riss* über Druck- bzw. Viskositätseffekte das Öffnen und Schließen behindern. Eine kompakte Gegenüberstellung dieser Mechanismen gibt Abb. 2.39.

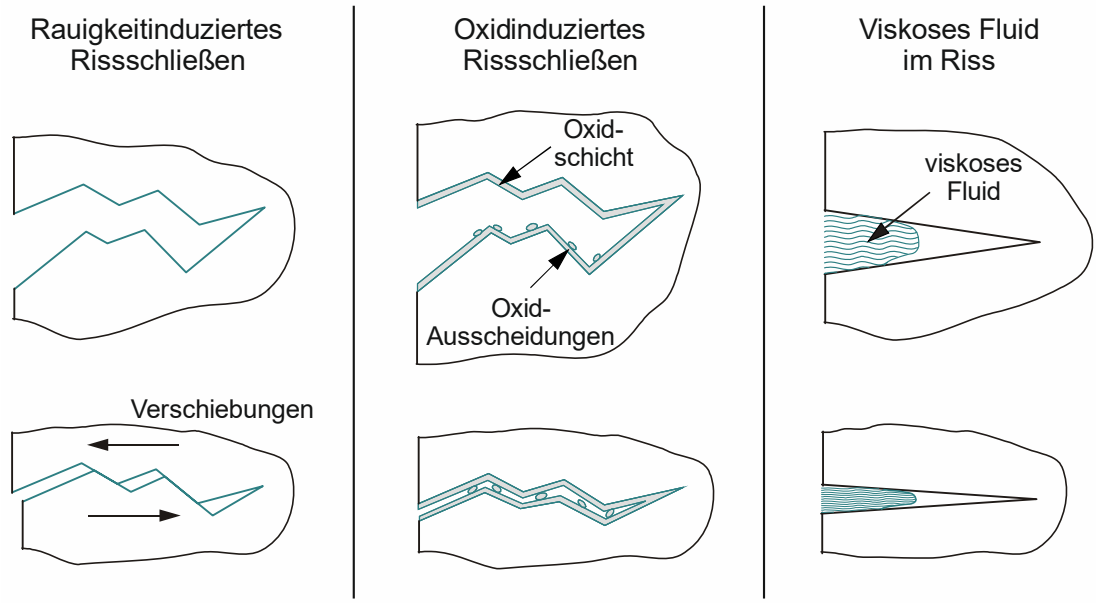


Abb. 2.39 Weitere Rissschließmechanismen in Anlehnung an [118]

Einflussgrößen auf den Rissfortschritt

Im Langrissbereich wird die verbleibende Lebensdauer entscheidend davon bestimmt, wo sich die Rissfortschritts-Kurve relativ zur Schwelle (Bereich I) und zum Grenzbereich (Bereich III) befindet und wie sich deren Verlauf neben Rissschließ-Effekten u. a. durch Mittelspannung, Frequenz und Temperatur, das Umgebungsmedium sowie mikrostrukturelle Kenngrößen verschiebt. Diese Einflüsse verschieben insbesondere den Schwellenwertbereich (ΔK_0) und verändern die Steigung im Bereich II, häufig vermittelt über Rissschließen und damit die effektive Antriebsgröße ΔK_{eff}.

Ein höheres *Spannungsverhältnis R* erhöht i. d. R. K_{max} und reduziert das Rissschließen, wodurch die Rissausbreitungsgeschwindigkeit bei gleichem ΔK ansteigt und die Rissfortschrittskurve nach links verschoben wird, vgl. Abb. 2.40. Umgekehrt führen Druckmittelspannungen, also ein negatives R, zu stärkerem Schließen und reduzierter effektiver Triebkraft.

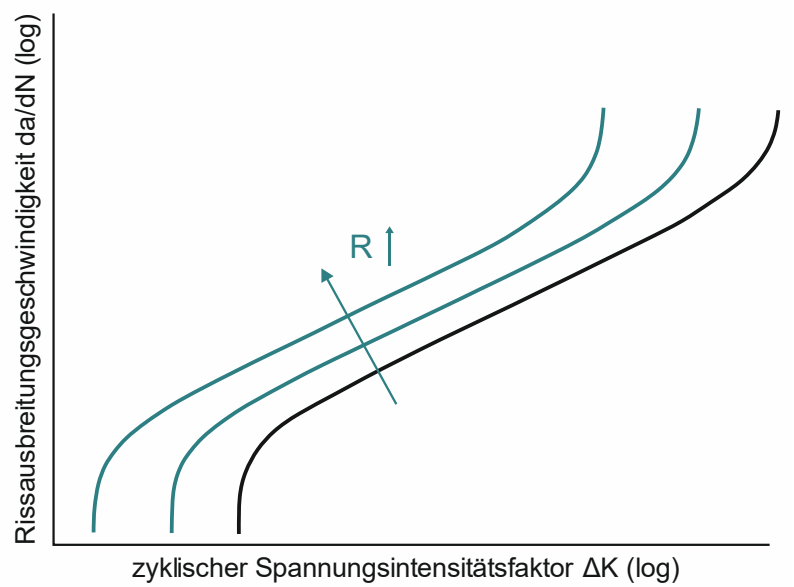


Abb. 2.40 Einfluss des Spannungsverhältnisses R auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit in Anlehnung an [125]

In *dünnen* Proben, bei denen von einem ebenen Spannungszustand auszugehen ist, ist die plastische Zone an der Rissspitze größer und Rissschließ-Effekte ausgeprägter, was zu höheren scheinbaren Schwellenwerten führen kann. In *dicken* Proben mit ebenem Dehnungszustand dagegen ist die Abschirmwirkung der plastischen Zone geringer, d. h. Risse bleiben länger offen und die gemessene Schwelle ΔK_0 fällt oft niedriger aus. Entsprechend fordern Prüfnormen für die Bestimmung von ΔK_0 i. d. R. eine Mindestdicke, um plane Dehnungsbedingungen und konservative Schwellenwerte sicherzustellen.

Erhöhte *Temperatur* verschiebt die Rissforschrittskurve in charakteristisch gegenläufiger Weise an ihren Rändern. Nahe der Schwelle steigen die Rissgeschwindigkeiten bei gleicher ΔK leicht an, d. h. die nominal gemessene Schwelle ΔK_0 sinkt. Nahe dem Grenzwert können die Kurven dagegen zu größeren ΔK hin auseinanderlaufen, was in einer Zunahme des Grenzwertes ΔK_{Ic} mit Erhöhung der Temperatur resultiert, vgl. Abb. 2.41 (links). Ohne zeitabhängige Zusatzmechanismen, wie z. B. Kriechen, lässt sich die moderate Erhöhung von da/dN bei erhöhter Temperatur nahe des Schwellenwerts u. a. auf temperaturbedingte Änderungen von Elastizitätsmodul und Fließgrenze, die einen maßgeblichen Einfluss auf den Radius der ausgebildeten plastischen Zone r_{pl} an der Rissspitze haben, zurückführen. Im oberen Bereich führt die Temperaturabhängigkeit der Bruchzähigkeit dazu, dass der markante Anstieg der Rissgeschwindigkeit erst bei größerem ΔK beobachtet wird. Bei hoher Temperatur und niedriger *Frequenz* überlagern zeitabhängige Mechanismen, insb. Kriechen, die Ermüdung und heben die Rissgeschwindigkeiten deutlich an, vgl. Abb. 2.41 (rechts).

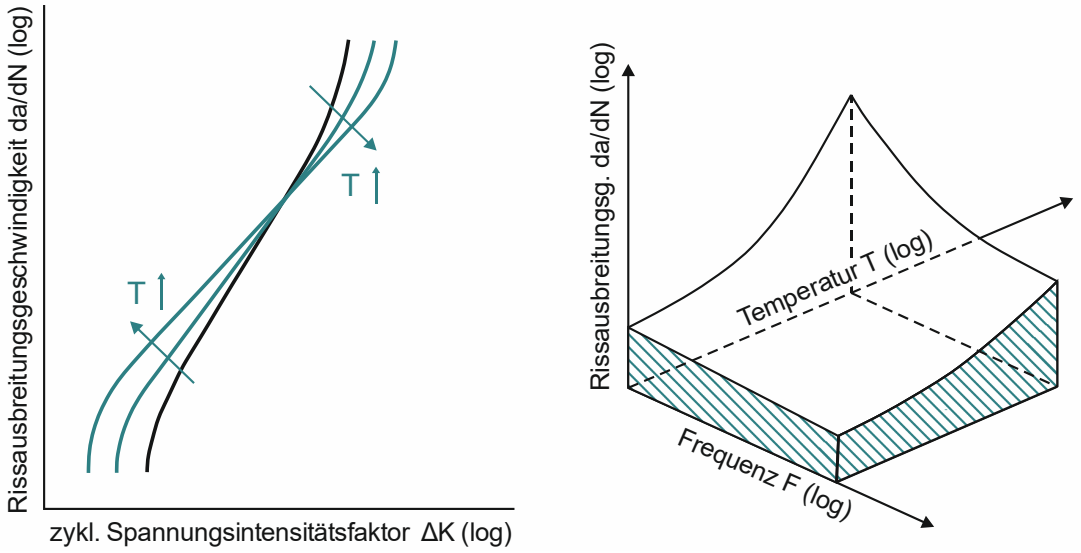


Abb. 2.41 Einfluss der Temperatur und der Frequenz auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit in Anlehnung an [125]

Das *Medium bzw. die Umgebungsbedingungen* beeinflussen sowohl die Rissausbreitung als auch das Rissschließen (Oxid-/Korrosionsprodukte). Unter korrosiver Umgebung können zwei gegensätzliche Effekte auftreten: (i) Beschleunigung durch korrosions- bzw. wasserstoffunterstütztes Risswachstum mit frequenzabhängigem Plateau in der Risswachstumskurve und R-abhängiger Horizontalverschiebung, vgl. Abb. 2.42, sowie (ii) scheinbare Verzögerung bzw. Erhöhung von ΔK_0 durch oxid- und rauhigkeitsinduziertes Rissschließen, insbesondere in gasförmigen Medien mit Reaktionsschichten. Die Mechanismen der Spannungs- und Schwingungsrisskorrosion sowie deren Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit werden in Abschnitt 2.5 detailliert beschrieben.

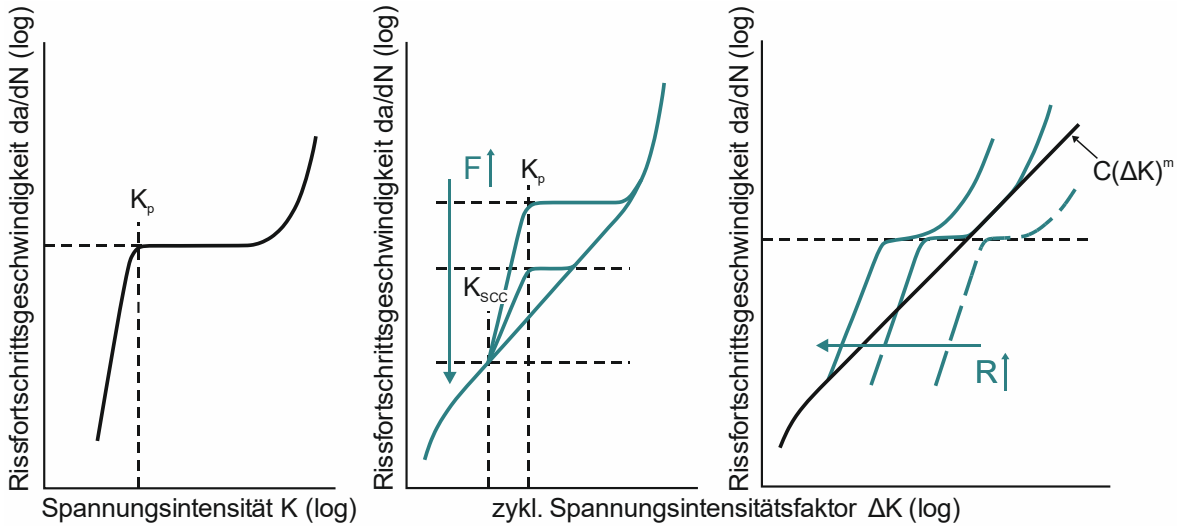


Abb. 2.42 Schematische Darstellung des Rissfortschritts bei Spannungsrisskorrosion: ohne Schwingbeanspruchung (links), bei Überlagerung von Korrosion und Schwingbeanspruchung (Mitte) und zugehörige Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R (rechts) in Anlehnung an [96]

Die *Mikrostruktur*, insbesondere die Korngröße, steuert sowohl die lokale Plastizität an der Rissspitze als auch die Rauigkeit der Bruchfläche und damit das rauhigkeitsinduzierte Rissschließen. Gröbere Körner und ausgeprägte Gefügeinhomogenitäten erhöhen typischerweise die Rissflankenrauigkeit, was zu erhöhten Schließ-Effekten und somit zu einem höheren ΔK_0 führt. Feinere Mikrostrukturen wirken entsprechend in die Gegenrichtung.

2.4.3 Kurzrissbruchmechanik

Nach der Initiierung mikroskopischer Anrisse schließt sich in der Ermüdung die Kurzrissphase an, bevor der Übergang zum Langriss und letztlich zum instabilen Restbruch erfolgt. Das Paris- und Schwellenkonzept bezieht sich primär auf lange Risse, bei denen die Mikrostruktur-Einflüsse im Vergleich zur Rissgröße klein sind. In der Kurzrissdomäne, typischerweise für Risse vom Mikrometer- bis zum Millimeterbereich, gelten die klassischen Konzepte der linearen Bruchmechanik nur eingeschränkt. Kurzrisse können bei gleicher zyklischer Belastung oft schneller wachsen als Langrisse und sogar noch unterhalb des für Langrisse gültigen Schwellenwerts ΔK_0 wachsen. Ein Riss kann in der Kurzrissphase trotz scheinbar unkritischer Beanspruchung weiterlaufen, während ein längerer Riss unter den gleichen Bedingungen zum Stillstand käme. Dieses Phänomen stellt eine besondere Herausforderung für die Abschätzung der Betriebsfestigkeit dar, da die üblichen Sicherheiten der Dauerfestigkeit und Schwellenwerte für kurzrissbehaftete Bauteile nicht ohne Weiteres greifen. Ursache ist, dass für sehr kurze Risse Mechanismen wie Rissschließen, die zur Schwellenbildung führen, weniger wirksam sind. Daher müssen bei Bauteilen mit mikrorissanfälligen Werkstoffen ggf. gesonderte Kurzrisslebensdauermodelle berücksichtigt werden. Eine detaillierte Beschreibung der Kurzrissbruchmechanik liefert u. a. [98].

Abgrenzung zum Langrissverhalten

Die Kurzrissbruchmechanik beschäftigt sich daher mit den besonderen Mechanismen und Kriterien der Rissausbreitung im frühen Stadium. Hierbei spielen *Mikrostruktur* und lokale Plastizität eine entscheidende Rolle. Beispielsweise müssen feine Kristallkorn-Strukturen oder Ausscheidungen überwunden werden, damit ein Mikroriss zu einem technisch relevanten Makroriss anwächst, vgl. Abb. 2.43. Daraus resultiert ein intermittierendes Kurzrisswachstum mit lokal starken Schwankungen bzw. Einbrüchen der Rissfortschrittsrate, insbesondere beim Passieren mikrostruktureller Barrieren, s. z. B. [134]. Die Ausprägung dieser Effekte hängt insbesondere von Korngröße, Textur und Verteilung harter Phasen ab. So erhöhen viele, fein verteilte Barrieren tendenziell den Kurzrisswiderstand, während grobe, ungünstig angeordnete Hartphasen bevorzugte Risspfade eröffnen. Ein wachstumsfähiger Kurzriss liegt spätestens dann vor, wenn seine Länge in der Größenordnung der Korngröße des Werkstoffs liegt. Typischerweise beginnt die Rissausbreitung im Kurzrissstadium an Oberflächen in kristallographischer Orientierung, d. h. entlang von Gleitebenen in ca. 45° zur Hauptbelastungsrichtung, und geht mit zunehmender Risslänge in eine rechtwinklig zur Zugrichtung fortschreitende Ausbreitung über. Ab einer Risslänge von etwa 1 mm spricht man dann von einem technischen Anriss bzw. beginnenden Makroriss, der auch zerstörungsfrei nachweisbar ist.

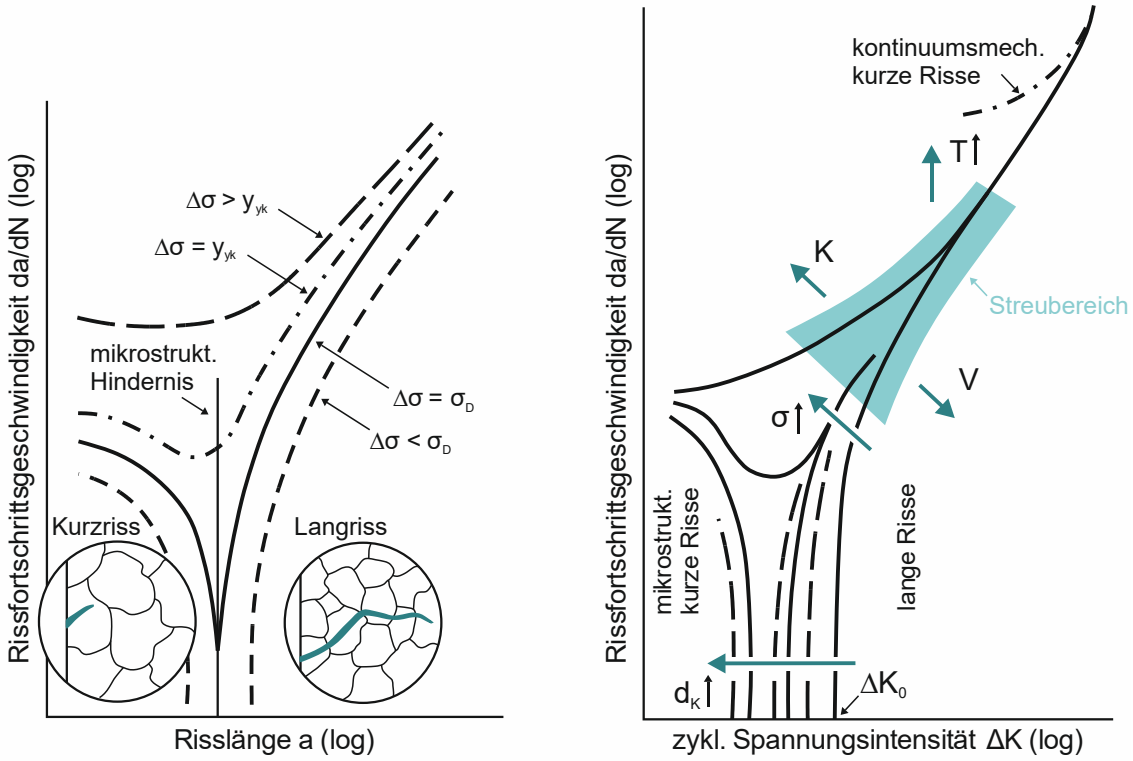


Abb. 2.43 Rissfortschrittsrate kurzer Risse und Übergang zur Rissfortschrittsrate langer Risse: als Funktion der Risslänge bei verschiedenen Schwingbreiten in Anlehnung an [135] (links) und als Funktion des zykl. Spannungsintensitätsfaktors unter Berücksichtigung von Temperatur T, Korrosion K, Vakuum V, Spannung σ und Korngröße d_K in Anlehnung an [96] basierend auf [136] (rechts)

Ein markanter Unterschied liegt im *Schwellenverhalten*. Lange Ermüdungsrisse weisen einen Schwellenwert ΔK_0 auf, unterhalb dessen bei gegebenem Lastverhältnis kein fortschreitendes Wachstum beobachtet wird. Kurzrisse hingegen verfügen über keine ausgeprägte Rissschlusszone, d. h. ihr Ausbreitungsverhalten wird primär durch die Mikrostruktur bestimmt. Folglich liegt der effektive Schwellenwert für kurze Risse deutlich niedriger.

Kurzrisse sind häufig mechanisch kurze Risse, d. h. ihre Länge entspricht in etwa der *Größe der plastischen Zone* an der Rissspitze. Dadurch ist ΔK als rein linear-elastischer Kennwert nur eingeschränkt aussagefähig. Zur Beschreibung der Rissantriebswirkung und -fortschrittsrate werden daher oftmals elastisch-plastische Kenngrößen, wie z. B. das zyklische J-Integral $\Delta J_{eff,}$ herangezogen, vgl. Abb. 2.44.

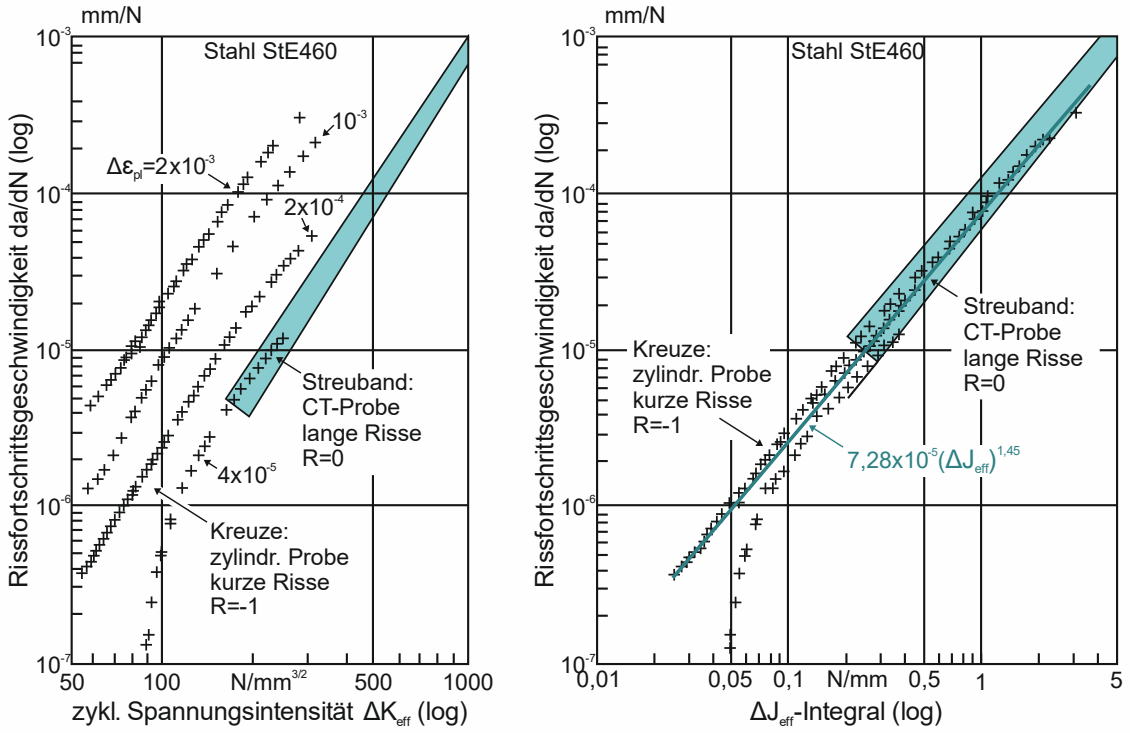


Abb. 2.44 Rissfortschrittsrate kurzer Risse und langer Risse als Funktion der zykl. Spannungsintensität (links) und als Funktion des zykl. J-Integrals (rechts) in Anlehnung an [96]; Ergebnisse nach [120, 137, 138]

Kurzrissfortschritt im Kerbgrund

In realen Bauteilen treten Ermüdungsrisse meist im Bereich geometrischer oder werkstofflicher Kerben auf, wie etwa an Querschnittsübergängen, Schweißnähten oder lokalen Oberflächenfehlern. Auch korrosiv hervorgerufene Mulden und Narben können als effektive Kerben mit lokal stark erhöhten Spannungen aufgefasst werden. Der Kurzrissfortschritt am Kerbgrund stellt daher ein zentrales Bindeglied zwischen Kontinuumsansätzen der Risseinleitung und der Langrissbruchmechanik dar. Charakteristisch für Kurzrisse im Kerbgrund ist, dass sich das Risswachstum in einem inhomogenen Spannungs- und Dehnungsfeld vollzieht, welches durch eine stark überhöhte Kerbgrundspannung, ausgeprägte zyklische Plastizität und einen steilen Spannungsgradienten geprägt ist. Die effektive Kerbbeanspruchung wird üblicherweise durch die Kerbformzahl α_k beschrieben, wohingegen die tatsächlich wirksame Abminderung der Schwingfestigkeit durch die Kerbwirkungszahl β_k erfasst wird. Insbesondere bei duktilen Werkstoffen, wie z. B. Betonstahl, ist β_k im Dauerfestigkeitsbereich kleiner als α_k, was auf die mikrostrukturelle Stützwirkung zurückgeführt wird, vgl. Abschnitt 2.3.7.

Radaj & Vormwald [96] heben hervor, dass bei ausgeprägter Kerbwirkung ein erheblicher Anteil der Ermüdungslebensdauer durch den Rissfortschritt verbraucht wird und innerhalb dieser Rissfortschrittslebensdauer wiederum das Kurzrissverhalten dominiert. Technische Risseinleitung im Kerbgrund und Kurzrissfortschritt sind damit im Wesentlichen zwei Sichtweisen desselben physikalischen Vorgangs. Ausgehend von Mikrorissen in persistenten Gleitbändern oder an Oberflächenfehlern wächst ein physikalisch kurzer Riss im stark inhomogenen

Kerbspannungsfeld, bis er nach Durchlaufen der Kerbeinflusszone in das Langrissregime übergeht.

In diesem Übergangsbereich überlagern sich mehrere Effekte:

- *Plastische Kerbgrundverformung* führt zu hohen lokalen Dehnungsamplituden und begünstigt die Rissinitiierung und das anfängliche Kurzrisswachstum.
- *Mikrostützwirkung* infolge des Spannungsgradienten im Kerbgrund verzögert den Fortschritt, sobald der Riss in weniger hoch beanspruchte Bereiche hineinwächst
- *Rissschließeffekte* modifizieren die effektive Antriebsgröße ΔK_{eff} und sind in der Kerbeinflusszone anders ausgeprägt als im homogenen Langrissfall

Die genaue Wechselwirkung dieser Effekte ist komplex. Entsprechend wurden verschiedene modellhafte Beschreibungen entwickelt, die den Kurzrissfortschritt im Kerbgrund aus unterschiedlichen Blickwinkeln erfassen.

Smith & Miller [139, 140] betrachten den Kurzrissfortschritt im Kerbgrund als Überlagerung zweier Beiträge: eines durch die plastische Kerbgrunddehnung gesteuerten Anteils und eines durch den (elastischen) Spannungsintensitätsfaktor beschriebenen Anteils. Zu Beginn dominiert der plastisch gesteuerte Rissfortschritt, d. h. die Rissspitze liegt komplett in der plastisch verformten Kerbeinflusszone, die Dehnungsamplituden sind hoch, der Spannungsgradient ist jedoch sehr steil. Damit ist die lokale Triebkraft zwar groß, nimmt aber bereits bei geringer Risslängenänderung deutlich ab. Mit wachsender Risslänge verlagert sich die Rissspitze in Bereiche geringerer Kerbdehnung, d. h. der plastische Beitrag zur Rissfortschrittsrate sinkt. Gleichzeitig wächst die eigene plastische Zone des Risses an und der elastisch-bruchmechanische Anteil, beschrieben über ΔK, gewinnt an Bedeutung. Die resultierende Rissfortschrittskurve da/dN(a) fällt mit zunehmender Risslänge a und Verlassen der Kerbeinflusszone zunächst ab. Sobald das Langrissverhalten dominiert und ΔK die maßgebende Rissantriebsgröße wird, steigt die Rissgeschwindigkeit wieder an, vgl. Abb. 2.45.

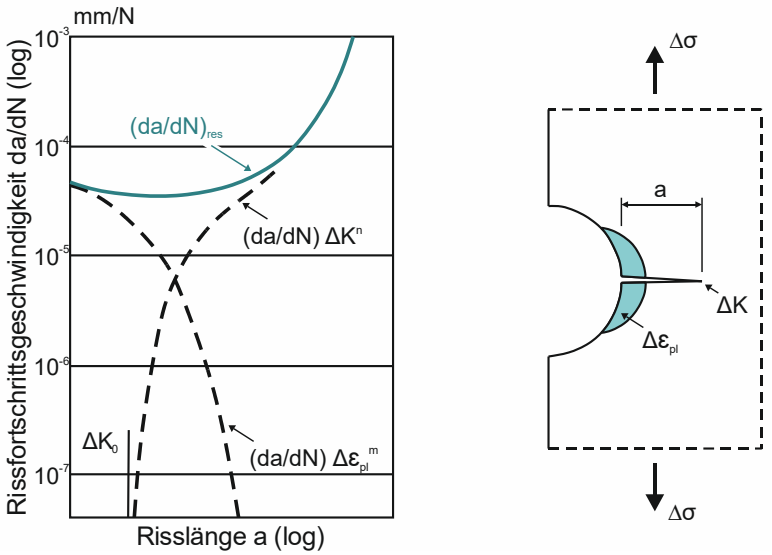


Abb. 2.45 Rissfortschrittsrate als Funktion der Risslänge in Anlehnung an [140]: anfangs maßgeblich durch die plastische Kerbeinflusszone und später durch die Rissspitzenzone bestimmt

Der Ansatz nach *Fujimoto et al.* [141] basiert auf der Idee einer Eigenschädigungszone um Kerbgrund bzw. Rissspitze. Statt direkt mit ΔK zu arbeiten, wird in einem festen, werkstoffspezifischen Abstand a_s von der Oberfläche bzw. Rissspitze die Normalspannung quer zur Riss-/Kerbebene σ_{ys} als maßgebende Beanspruchungsgröße herangezogen, vgl. Abb. 2.46. Diese Spannung wird mit der Dauerfestigkeit des Werkstoffs verknüpft. Aus dem Verhältnis von Langriss-Schwelle ΔK_0 und Dauerfestigkeit σ_D ergibt sich a_s typischerweise im Bereich einiger 10 µm. Damit lässt sich das Ermüdungsverhalten glatter Proben, Kerben und kurzer Risse einheitlich in einem Rahmen beschreiben. Entscheidend ist jeweils die effektive Spannung am Rand der Eigenschädigungszone, nicht die Spannung direkt am Kerbgrund oder an der Rissspitze. Für kurze Risse im Kerbgrund kann das Modell so auch nichtausbreitende Kurzrisse erklären. Am Kerbgrund ist σ_{ys} im Abstand a_s hoch genug, um Risskeimbildung auszulösen, vor der Rissspitze desselben Kurzrisses liegt σ_{ys} aber noch unterhalb der Dauerfestigkeit, d. h. der Riss bleibt stehen, bis die Nennspannung weiter steigt.

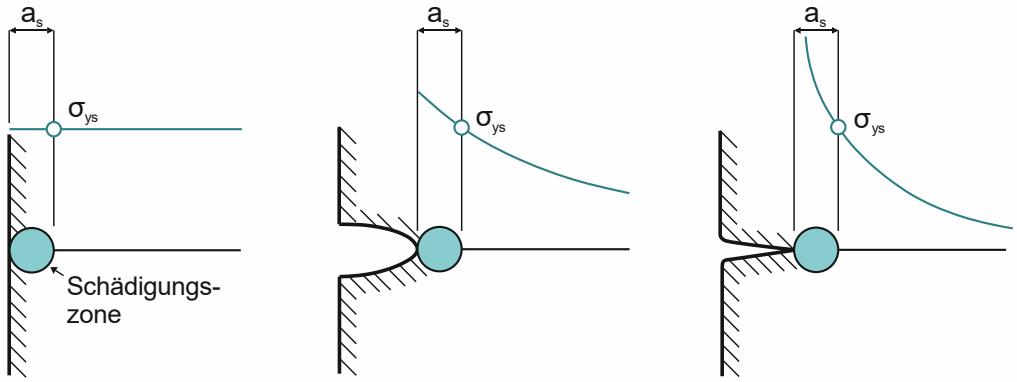


Abb. 2.46 Schematische Darstellung der Schädigungszone an einer ungekerbten (links), gekerbten (Mitte) und rissbehafteten Probe (rechts) in Anlehnung an [141]

Für komplexe Geometrien, wie z. B. Korrosionsnarben, wird demzufolge lediglich der elastische Spannungsverlauf aus einem FE-Modell benötigt. $\sigma_{ys}(a_s)$ kann dann direkt zur Konstruktion von *Kitagawa*-Diagrammen und Kurzriss-Schwellenlinien verwendet werden, ohne explizit ΔK für beliebige Oberflächenrisse berechnen zu müssen. Genau dieses Vorgehen nutzt *Höhbusch* [142] für sein Kerbwirkungsmodell für Korrosionslöcher. Er greift das Eigenschädigungszonen-Modell nach *Fujimoto* auf und entwickelt daraus ein Kerbwirkungsmodell für Korrosionslöcher, das direkt mit elastischen Spannungen aus FE-Berechnungen arbeitet und ohne explizite Kurzrissmodellierung auskommt. Kernidee ist, die lokale Wirkung eines Korrosionslochs über eine effektive Spannungsamplitude σ_a an der Grenze einer Eigenschädigungszone mit Abstand ρ von der Oberfläche zu erfassen. Diese effektive Spannung wird sowohl für den korrosionsbelasteten, aber lochfreien Fall („corrosion fatigue“, CF) als auch für den Fall mit Lochkorrosionsmulde („pitting corrosion fatigue“, PCF) bestimmt, typischerweise mithilfe von FE-Berechnungen. Als maßgebender Parameter wird der Korrosionsloch-Kerbfaktor definiert, vgl. Gleichung 2.34:

$$k_{PCF} = \frac{\sigma_{a,PCF}}{\sigma_{a,CF}}\,, \tag{2.34}$$

also das Verhältnis der effektiven Spannungsamplitude mit Loch zu der ohne Loch. Auf dieser Basis ergibt sich die Langzeitfestigkeit bei Korrosionslochermüdung $\sigma_{D,PCF}$ aus der Korrosionsermüdungs-Langzeitfestigkeit ohne Loch $\sigma_{D,CF}$ zu:

$$\sigma_{D,PCF} = \frac{\sigma_{D,CF}}{k_{PCF}(\rho,\alpha)}\,, \tag{2.35}$$

wobei α eine geeignete Maßzahl der Pit-Geometrie beschreibt. Für kleine Korrosionslöcher ergibt sich $k_{PCF} \approx 1$. Mit wachsender Lochgröße nähert sich k_{PCF} dem elastischen Kerbformfaktor und die relative Langzeitfestigkeit fällt gegen den Wert eines ausgeprägten Formkerbfalls ab.

2.5 Einfluss von Korrosion auf das Ermüdungsverhalten

2.5.1 Allgemeines

Korrosion und Ermüdung sind zwei Schädigungsmechanismen, die sich bei dynamisch beanspruchten Stahlbetontragwerken nicht unabhängig voneinander betrachten lassen. Während in Abschnitt 2.3 das Ermüdungsverhalten von Betonstählen unter Vernachlässigung korrosiver Effekte beschrieben wurde, führt das Zusammenwirken aus lokalisierter Korrosion und Schwingbeanspruchung zu einer deutlichen Änderung des Versagensmechanismus und zu einer Reduktion der Ermüdungslebensdauer.

Grundsätzlich wird dabei unterschieden zwischen:

- *Spannungsrisskorrosion*, eine Kombination aus Korrosion und vorwiegend statischer bzw. langsam veränderlicher Zugspannung,

- *Schwingungsrisskorrosion*, bei der Korrosion und zyklische Beanspruchung gleichzeitig wirken und
- *Ermüdung vorkorrodierter Bewehrungsstäbe,* bei der zunächst eine realistische Korrosionsgeometrie erzeugt und anschließend die Schwingfestigkeit ermittelt wird.

Im Folgenden wird zunächst der Schädigungsprozess der Spannungsrisskorrosion sowie der Schwingungsrisskorrosion beschrieben, bevor die wichtigsten experimentellen Erkenntnisse zum Einfluss von Korrosion auf das Ermüdungsverhalten zusammengestellt werden. Eine detaillierte Beschreibung der Mechanismen der Spannungs- und Schwingungsrisskorrosion ist u. a. in [30, 143] zu finden.

2.5.2 Spannungsrisskorrosion

Spannungsrisskorrosion (SpRK) beschreibt das zeitabhängige Versagen metallischer Werkstoffe unter dem kombinierten Einfluss einer korrosiven Umgebung und vorwiegend statischer oder langsam veränderlicher Zugspannungen. Charakteristisch ist, dass die makroskopischen Spannungen oftmals unterhalb der statischen Streckgrenze liegen, der Bruch aber dennoch spröd-ähnlich und häufig ohne nennenswerte plastische Vorverformung auftritt. Im Unterschied zur Schwingungsrisskorrosion ist die zyklische Komponente der Beanspruchung nicht dominant, d. h. die treibende Größe ist vielmehr die über die Zeit wirkende Zugspannung in Kombination mit einem für den Werkstoff kritischen Medium.

Typisch für Spannungsrisskorrosion ist ein Netz aus vielfach verzweigten Rissen, die bevorzugt quer zur Hauptzugspannung orientiert sind und sich von der Oberfläche aus in das Bauteil hinein ausbreiten. Je nach Art der Spannungsrisskorrosion und Festigkeit des Stahls treten interkristalline Risse entlang der Korngrenzen oder transkristalline Risse durch die Körner hindurch auf, vgl. Abb. 2.47. Makrofraktografisch zeigen die Bruchflächen häufig halbelliptische Rissfronten, die von einem oder mehreren Initiationsorten an der Oberfläche ausgehen. Der Massenverlust bleibt dabei sehr gering und Korrosionsprodukte sind oft gar nicht oder nur lokal nachweisbar, sodass die Schädigung lange unentdeckt bleiben kann.

Nach *Nürnberger* [143] setzt SpRK das Zusammenwirken von drei Einflussgrößen voraus: (i) einen empfänglichen Werkstoffzustand, (ii) ein geeignetes kritisches Korrosionsmedium und (iii) hinreichend hohe Zugspannungen bzw. Dehnungen. Seitens des Mediums müssen Parameter wie Konzentration aggressiver Ionen, pH-Wert, Temperatur und Potential in einem kritischen Bereich liegen. Meist nimmt die Anfälligkeit mit steigender Konzentration und Temperatur zu. Seitens des Werkstoffes spielen die Legierung, der Gefügezustand, wie z. B. Versetzungsdichte oder Ausscheidungen, sowie Eigenspannungen eine maßgebende Rolle. Auf mechanischer Seite treten SpRK-Schäden bei statischer Belastung mit konstanter Spannung bzw. Dehnung ebenso wie bei langsam veränderlichen oder niederfrequent schwellenden Beanspruchungen auf, sofern eine kritische Grenzspannung bzw. Grenzdehnung überschritten wird. Bei empfindlichen Stählen kann diese deutlich unterhalb der Streckgrenze liegen.

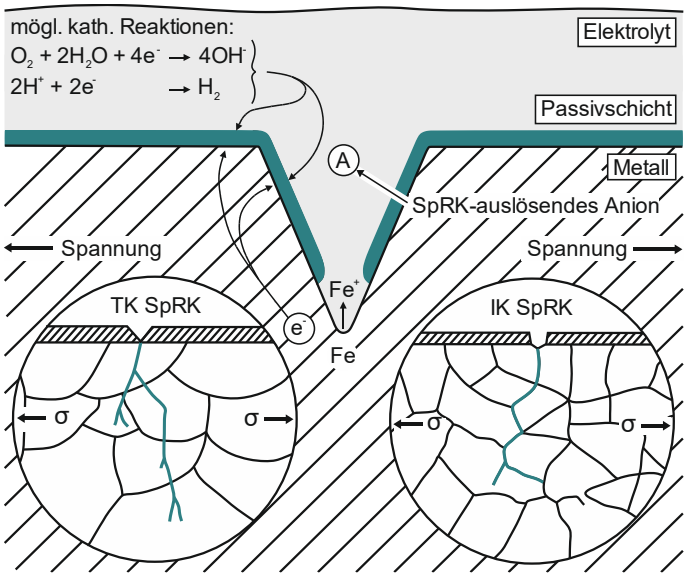


Abb. 2.47 Mechanismus der Spannungsrisskorrosion in Anlehnung an [143]

Abhängig von der mechanischen Belastung wird unterschieden in:

- *Klassische SpRK,* die bei statischer oder sehr langsam veränderlicher Dehnung auftritt (Dehnrate nahe null). Bereits einmalige, geringe Dehnungen können bei Anwesenheit eines kritischen Mediums zur Ausbildung von Spannungskorrosionsrissen führen.
- *Nicht klassische SpRK,* die in einem Bereich niedriger, aber endlicher Dehnraten beobachtet wird. Nur in einem begrenzten Fenster zwischen einer unteren und einer oberen Dehngeschwindigkeit kommt es zu starker Rissbildung. Bei höheren Dehnraten dominiert ein duktiles Versagen bzw. bei zyklischer Belastung Schwingungsrisskorrosion, bei sehr niedrigen Dehnraten heilen die lokal aufgerissenen Deckschichten wieder aus, bevor wachstumsfähige Risse entstehen, vgl. Abb. 2.48.

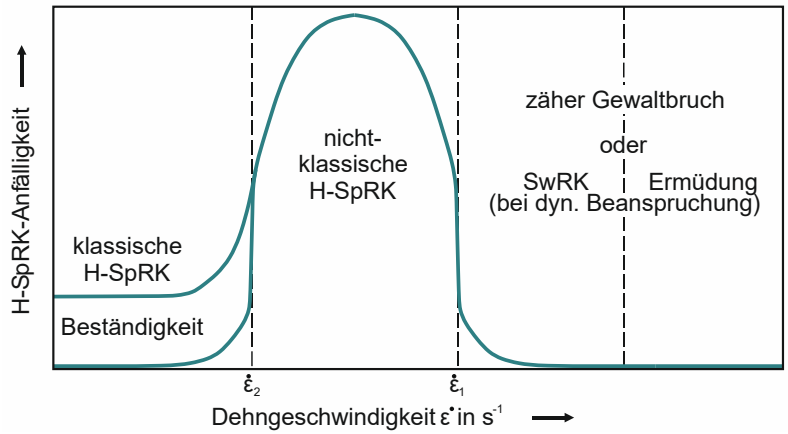


Abb. 2.48 Einfluss der Dehngeschwindigkeit auf die Art der Spannungsrisskorrosion in Anlehnung an [143]

Auf mikroskopischer Ebene werden zwei Grenzfälle von Spannungsrisskorrosion unterschieden: anodische SpRK und wasserstoffinduzierte SpRK. Beide Mechanismen können, je nach

Werkstoffzustand und Potentialbereich, nebeneinander auftreten, vgl. [144]. Bei der *anodischen Spannungsrisskorrosion* wird der Passivfilm im Bereich lokaler Spannungsspitzen, z. B. an Gleitstufen, Kerben oder Einschlüssen, mechanisch beschädigt. Nach dem Slip-Step-Dissolution-Modell, s. Abschnitt 2.5.2, werden an ausgetretenen Gleitstufen lokal Passivschichten aufgerissen, das Metall löst sich anodisch auf und repassiviert anschließend wieder. Wiederholt sich dieser Zyklus unter konstanter oder langsam veränderlicher Zugspannung, vertieft sich die Mikrokerbe schrittweise, bis ein makroskopischer Riss entsteht. *Gutman* [145] weist allerdings darauf hin, dass das Slip-Step-Dissolution-Modell viele experimentell beobachtete Aspekte von Spannungsrisskorrosion nicht vollständig erklärt.

Bei der *wasserstoffinduzierten Spannungsrisskorrosion (SpRK-H)* wird an der Metalloberfläche im Zuge der Korrosion oder einer kathodischen Schutzmaßnahme atomarer Wasserstoff gebildet, der zunächst an der Oberfläche adsorbiert und anschließend in das Metallgitter eindiffundiert. *Kaesche* [30] beschreibt detailliert, wie bei der Wasserstoffabscheidung ein Teil des atomaren Wasserstoffs nicht zu H_2 rekombiniert, sondern in das Metall eindringt und dort zu hoher innerer Beanspruchung und Versprödung führen kann. Der diffundierende Wasserstoff reichert sich bevorzugt in Bereichen erhöhter Gitterdehnung an Kerben, Riefen oder Oberflächendefekten an, bis eine kritische Wasserstoffkonzentration erreicht ist. Der Rissfortschritt erfolgt dann in diskreten Sprüngen, d. h. an der Stelle maximaler Spannung und Wasserstoffkonzentration kommt es zur lokalen Trennung der Bindungen (HEDE-Theorie) bzw. zu stark lokalisiertem Gleiten (HELP-Theorie). Die Rissspitze wandert dadurch schrittweise in das Bauteil hinein, ohne dass nennenswerte metallische Auflösung stattfinden muss. Der beschriebene Mechanismus basiert u. a. auf den Untersuchungen von *Hirth* [146] und *Nakasato & Bernstein* [147].

Der zugrunde liegende Schädigungsmechanismus wird in der Literatur überwiegend mit der sogenannten Dekohäsionstheorie beschrieben. Nach *Nürnberger* [143] diffundiert der absorbierte Wasserstoff unter äußerer Zugbelastung in jene Gitterbereiche, die aufgrund eines mehrachsigen Spannungszustandes besonders stark aufgeweitet und vorgespannt sind, vgl. Abb. 2.49 (links). Solche Zonen höchster Wasserstofflöslichkeit liegen unmittelbar vor Kerben, Korrosionsnarben und Anrissen im Übergangsbereich zwischen der beim Fließen im Kerbgrund plastisch verformten Randschicht (plastische Zone) und dem überwiegend elastisch verformten Kern. In dieser Grenzzone bildet sich eine „Wasserstoffwolke“ erhöhter Konzentration, welche die Kohäsionskräfte zwischen den Atomebenen so weit herabsetzt, dass es zur Anrissbildung und anschließendem Risswachstum kommt. Charakteristisch ist, dass die Anrissbildung zwar in Oberflächennähe, im Unterschied zur anodischen SpRK jedoch nicht direkt an der mediumberührten Oberfläche, sondern geringfügig darunter in Bereichen hoher innerer Zugspannungen erfolgt, vgl. Abb. 2.49 (rechts). Kritische Wasserstoffgehalte stellen sich bevorzugt an Gitterfehlern ein, dazu zählen Versetzungsaufstauungen sowie Phasen- und insbesondere Korngrenzen senkrecht zur angreifenden Spannung. Die Dekohäsionstheorie kann damit als mikromechanische Konkretisierung der HEDE-Hypothese verstanden werden, bei der der wasserstoffbedingte Verlust der Kohäsion im Gitter den eigentlichen Rissantrieb liefert.

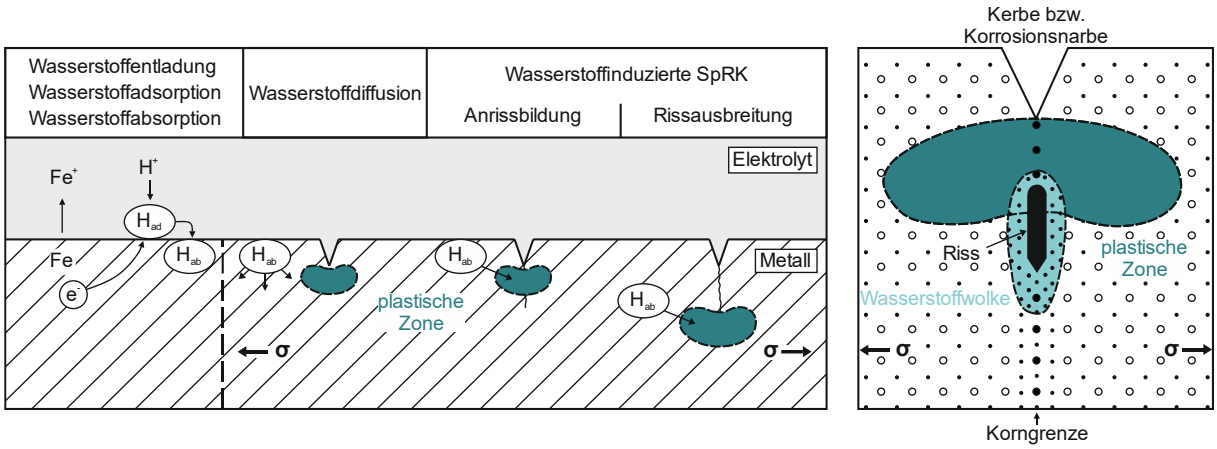


Abb. 2.49 Mechanismus der wasserstoffinduzierten SpRK und einhergehende Rissbildung im Bereich von Korngrenzen in Anlehnung an [143]

Für un- und niedriglegierte Betonstähle im Festigkeitsniveau von B500 ist die Empfindlichkeit gegenüber „klassischer“ Spannungsrisskorrosion unter vorwiegend statischer Belastung deutlich geringer als bei hochfesten Spannstählen. Bei Betonstählen mit Festigkeiten deutlich unter 800 bzw. 1000 MPa unter vorwiegend statischer Belastung wird trotz Wasserstoffbildung im Rissspalt i. d. R. keine klassische Spannungsrisskorrosion infolge Wasserstoffaufnahme beobachtet. Gleichzeitig beschreiben *Kaesche* [30] sowie *Nürnberger* [143], dass sich bei stark kathodischer Polarisation oder in sauerstoffarmen Rissspalten, z. B. in tiefen Korrosionsnarben oder engen Spalten, hohe Wasserstoffaktivitäten bzw. Wasserstoffgehalte einstellen können. Der dabei an der Oberfläche gebildete atomare Wasserstoff kann in den Stahl absorbiert werden und diffundiert in spannungsbeanspruchte Bereiche, wie z. B. Rissspitzen, wodurch lokal Versprödung und eine reduzierte plastische Verformungsfähigkeit begünstigt werden.

Unter rein statischer Belastung und üblichen Expositionsbedingungen von Stahlbeton ist für B500-Betonstahl ein eigenständiges Spannungsrisskorrosionsversagen nicht zu erwarten. Der im Rissspalt oder an Korrosionsnarben erzeugte Wasserstoff kann dagegen sehr wohl rissunterstützend wirken, indem er die Duktilität lokal vermindert, die Bruchzähigkeit an der Rissspitze reduziert und den Übergang von duktilem zu verformungsarmem Bruchverhalten fördert. Dies ist insbesondere dann zu berücksichtigen, wenn Korrosion und mechanische Ermüdung zeitlich überlagert auftreten (Schwingungsrisskorrosion) oder wenn durch kathodischen Schutz hohe Wasserstoffaufkommen erzeugt werden.

2.5.3 Schwingungsrisskorrosion

Unter Schwingungsrisskorrosion, auch Korrosionsermüdung genannt, wird die Schädigung metallischer Werkstoffe unter gleichzeitiger Einwirkung einer korrosiven Umgebung und zyklischer mechanischer Belastung verstanden. Im Unterschied zur Ermüdung in inertem Medium, z. B. Luft, und zur Spannungsrisskorrosion bei überwiegend statischer oder langsam veränderlicher Last entsteht die Rissbildung hier durch ein Zusammenwirken von zyklischer Plastizität und anodischer Auflösung. *Gangloff* [148] beschreibt den Schädigungsablauf bei Korrosionsermüdung in vier Stufen: (i) zyklische Deformation, (ii) Mikrorissinitiierung an Oberflächendefekten, (iii) Wachstum kurzer Risse bis zur Koaleszenz sowie (iv) makroskopische

Rissausbreitung. In allen vier Stadien kann das Medium den Schaden verstärken, etwa durch beschleunigte Anrissbildung an Korrosionsnarben, durch anodische Auflösung an der Rissspitze oder je nach System durch wasserstoffunterstützte Versprödung im Riss- bzw. Korrosionsnarbenbereich.

Wie in Abschnitt 2.2.5 gezeigt, führt chloridinduzierte Korrosion von Betonstahl in Beton typischerweise zu lokalisierter Lochkorrosion. In den vertieften Bereichen sinkt der pH-Wert durch Hydrolyse der gelösten Eisenionen auf sehr niedrige Werte ab und gleichzeitig reichern sich Chloridionen im Narbenboden an. Dies führt zu einem lokal stark aktivierten, depassivierten Zustand mit erhöhter anodischer Auflösung. Unter gleichzeitiger zyklischer Beanspruchung wirken diese Korrosionsnarben als Anrissorte. Die lokalen Spannungen im Kerbgrund überschreiten frühzeitig die Fließgrenze, sodass sich Ermüdungsgleitbänder ausbilden. Durch das wiederholte Austreten dieser Gleitstufen an der Oberfläche kommt es zu einer Wechselwirkung zwischen mechanischer Gleitplastizität und elektrochemischer Auflösung. Die gleitaktivierten Bereiche fungieren als Lokalanoden, in denen sich Mikrointrusionen und später eine Vielzahl kleiner Risse ausbilden, die schließlich zu einem stabilen Ermüdungsanriss zusammenwachsen, vgl. Abb. 2.50.

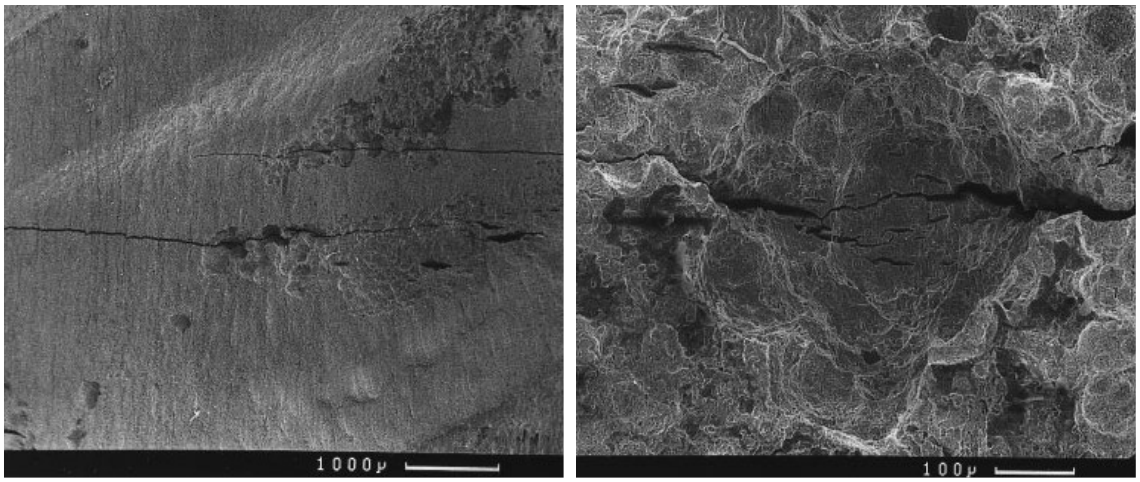


Abb. 2.50 Rissbildung im Bereich von Korrosionsnarben ausgelöst durch Schwingungsrisskorrosion nach [149]

Der zentrale mikromechanische Mechanismus, der die Kopplung von zyklischer Deformation und Korrosionsangriff beschreibt, ist das sogenannte Slip-Step-Dissolution-Modell (Gleitstufen-Auflösungs-Modell). Seine Wurzeln liegen in den Arbeiten von *Smith* & *Staehle* [150] sowie *Spähn & Steinhoff* [151-153] zur Spannungs- und Schwingungsrisskorrosion passivierbarer Stähle.

Nach diesem Modell tritt eine Gleitstufe an der Oberfläche aus, deren Höhe größer ist als die Dicke der Passivschicht. Beim Auftreten der Gleitstufe wird der Passivfilm lokal aufgerissen, das freigelegte, nicht mehr passivierte Metall steht direkt mit dem Elektrolyten in Kontakt und löst sich anodisch auf. In passivierbaren Medien kommt es anschließend zur partiellen Repassivierung. Unter zyklischer Belastung wiederholt sich dieser Vorgang aus De- und Repassivierung an denselben Gleitbändern vielfach, sodass sich an der Oberfläche eine scharf

ausgeprägte Mikrokerbe ausbildet. Diese Kerbe bewirkt, zusätzlich zu eventuell vorhandenen Korrosionsnarben, eine starke Spannungskonzentration und beschleunigt die Rissinitiierung deutlich. *Vichytil* [154] stellt diesen Mechanismus für austenitische Stähle schematisch dar und zeigt, wie die wiederholte lokale Auflösung im Bereich der Gleitstufen zu einer zunehmend ausgeprägten Kerbe und schließlich zur Ausbildung eines makroskopischen Risses führt, vgl. Abb. 2.51.

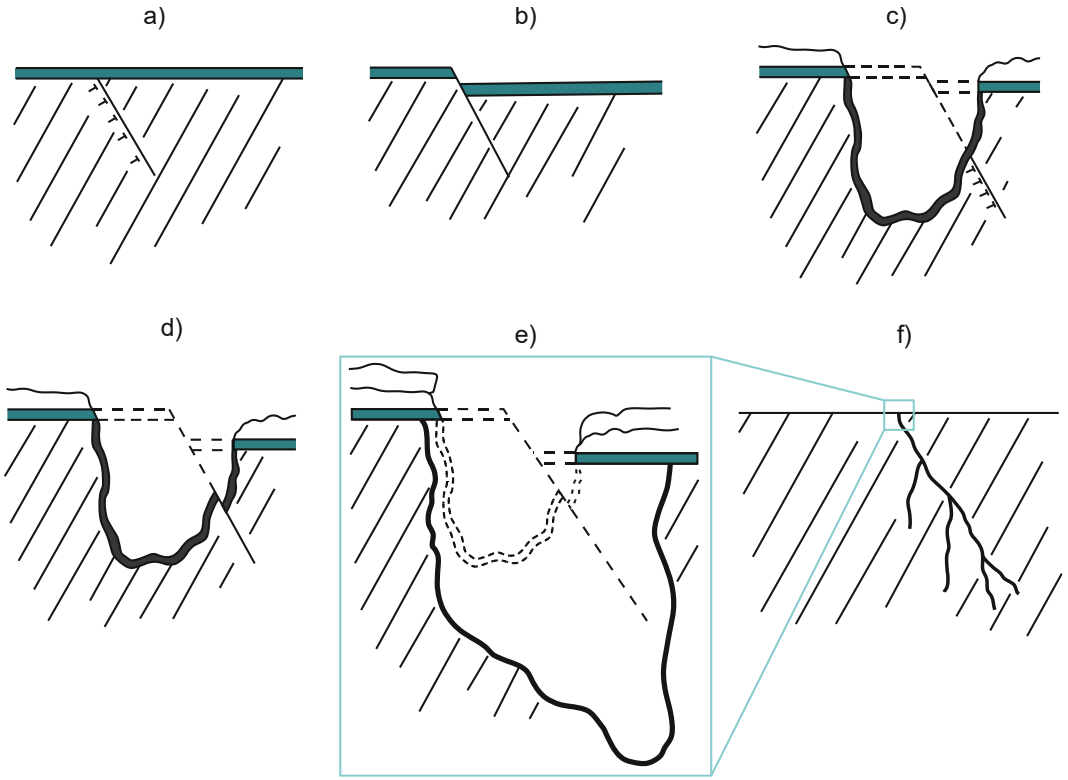


Abb. 2.51 Slip-Step-Dissolution-Mechanismus: a) aktives Gleitband, b) lokale Schädigung der Passivschicht durch Gleitvorgang, c) lokale Korrosion und erneutes Aktivieren des Gleitbandes, d) erneutes Abgleiten und Depassivieren der repassivierten Oberfläche, e) zyklisches Fortschreiten der beschriebenen Vorgänge und f) makroskopische Betrachtung des entstandenen Risses in Anlehnung an [154]

Die Intensität der Schwingungsrisskorrosion hängt stark vom elektrochemischen Potential und der Stabilität der Passivschicht ab, s. z. B. *Magnin* [155] und *Spähn* [151]. Im Passivbereich kommt es lediglich zu einer ständigen, lokal begrenzten De- und Repassivierung an den Gleitbändern, d. h. die Reduktion der Ermüdungsfestigkeit gegenüber einem inerten Medium fällt vergleichsweise gering aus. Im aktiv lösenden Bereich dagegen dominiert die gleichförmige Auflösung des Metalls, sodass sich die Ermüdungsfestigkeit stark verringert. Im Bereich von Narben werden die Lochkorrosion und die daraus resultierenden Kerben zum entscheidenden Treiber der Rissinitiierung unter zyklischer Belastung. Für Betonstahl bedeutet dies, dass im carbonatisierten oder hoch chloridbelasteten Beton ein überwiegend aktiver Zustand mit stark herabgesetzter Schwingfestigkeit zu erwarten ist, während im intakten, stark alkalischen und chloridarmen Beton der Passivbereich dominiert und der Einfluss des Mediums geringer ausfällt.

2.5.4 Zusammenfassung vertiefender Untersuchungsergebnisse

Wie in Abschnitt 2.5.1 beschrieben, spielt klassische Spannungsrisskorrosion bei üblichem B500-Betonstahl i. d. R. eine untergeordnete Rolle und tritt vor allem bei Spannstählen mit hohen Zugspannungen und ausgeprägter Wasserstoffempfindlichkeit in Erscheinung. Die im Folgenden beschriebenen Ergebnisse und Erkenntnisse aus experimentellen Untersuchungen beschränken sich dementsprechend auf drei Gruppen: (i) Versuche an Einzelstäben unter simultaner Korrosions- und Ermüdungsbeanspruchung (Schwingungsrisskorrosion), (ii) Versuche an vorkorrodierten Einzelstäben, die anschließend in Luft ermüdungsbeansprucht werden, und (iii) Bauteilversuche an Stahlbetonträgern mit korrodierter Bewehrung.

(i) Versuche an Einzelstäben unter simultaner Korrosion und Ermüdung

Weirich [7] untersuchte das Ermüdungsverhalten von gerippten B500-Tempcore-Stählen in verschiedenen Betonporenlösungen, die unterschiedliche Expositionsbedingungen (XS, XD, XC) nachbilden sollten. Die Versuche wurden im Zugschwellbereich mit Frequenzen im Bereich von 0,5 Hz durchgeführt. Als Referenz dienten Prüfungen an Luft, die den klassischen bilinearen Verlauf der Wöhlerlinie mit deutlichem Knickpunkt im Bereich von etwa $2 \cdot 10^6$ Lastspielen zeigten. In allen untersuchten Lösungen zeigte sich, dass unter gleichzeitiger Korrosionsbeanspruchung die Wöhlerlinien in einen nahezu linearen Verlauf übergehen. Die Steigung der Wöhlerlinien erhöht sich deutlich und die Dauerfestigkeit bei $2 \cdot 10^6$ Lastspielen sinkt signifikant, vgl. Abb. 2.52 (links). Die zugehörige Auswertung der Anrisszeiten mittels Potentialabfallmessung ergab, dass der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtschwingzahl weiterhin bei etwa 80-90 % liegt, vgl. Abb. 2.52 (rechts), die Korrosion diese Phase jedoch deutlich verkürzt und damit die Lebensdauer insgesamt reduziert.

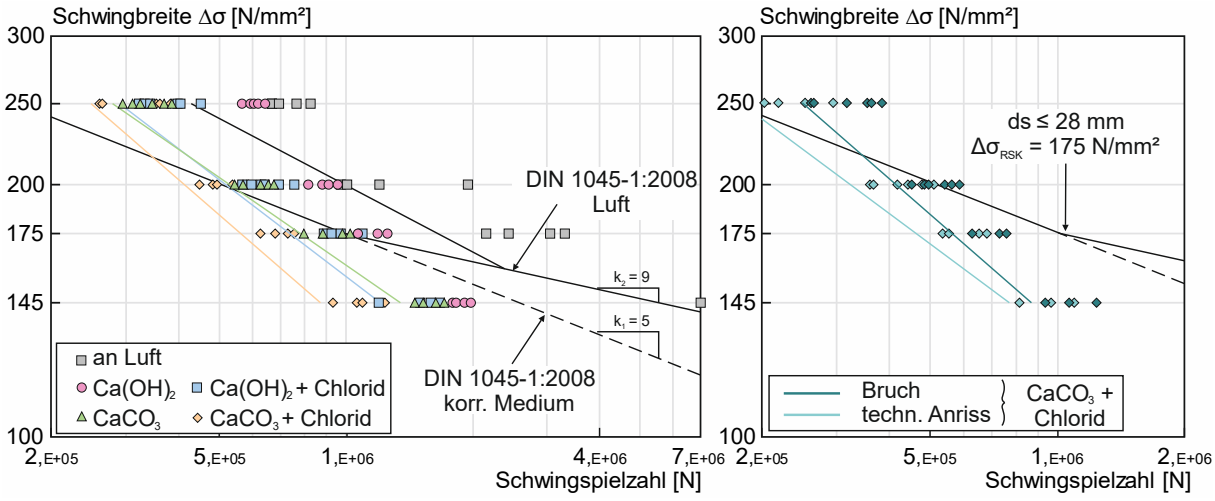


Abb. 2.52 Wöhlerlinien von Betonstahl in verschiedenen korrosiven Lösungen (f = 0,5 Hz) und an der Luft (f = 5 Hz bzw. 15 Hz) (links) und Vergleich der Anriss- und Bruchzeitpunkte in Calciumcarbonat-Lösung mit 1,0 M.-% Chlorid (f = 0,5 Hz) (rechts) in Anlehnung an [7]

Gehlen et al. [156] führen diese Arbeiten weiter und stellen für B500B-Stähle in unterschiedlichen Porenlösungen systematische S-N-Kurven unter laufender Korrosion dar. Die

Ergebnisse bestätigen, dass bereits bei sehr geringen Masseverlusten (< 1 %) eine drastische Reduktion der ertragbaren Spannungsamplituden und eine deutliche Versteilung der Wöhlerlinie auftreten. Sie zeigen außerdem, dass die experimentellen Daten deutlich unter den in älteren Normen und Model-Code-Ansätzen angenommenen Ermüdungsfestigkeiten liegen und damit ein Bedarf an modifizierten Ermüdungskurven für korrodierende Bewehrung besteht.

Ein umfangreiches, vom Versuchsaufbau her ähnliches Programm wurde von *Weber et al.* [157] durchgeführt. Untersucht wurde überwiegend ein BSt 500 WR mit $Ø_s$ = 8 mm. Als Referenz dienten wieder Schwingprüfungen an der Luft, bei denen nach bis zu 10^8 Schwingspielen ($\Delta\sigma \approx 200$ N/mm²) kein Bruch auftrat und somit eine ausgeprägte Dauerfestigkeit nachgewiesen werden konnte. Die mittleren ertragbaren Schwingspielzahlen der Dauerschwingversuche an nackten Stäben in 1 %-iger Cl^--Lösung lagen deutlich unter denen der Referenzversuche an Luft, vgl. Abb. 2.53. Dabei war der reine Frequenzeinfluss im Bereich der untersuchten Spannungsamplituden gering und nahm mit abnehmender Schwingbreite weiter ab. Die Lebensdauern wurden deutlich stärker durch das Spannungsniveau und das Medium bestimmt.

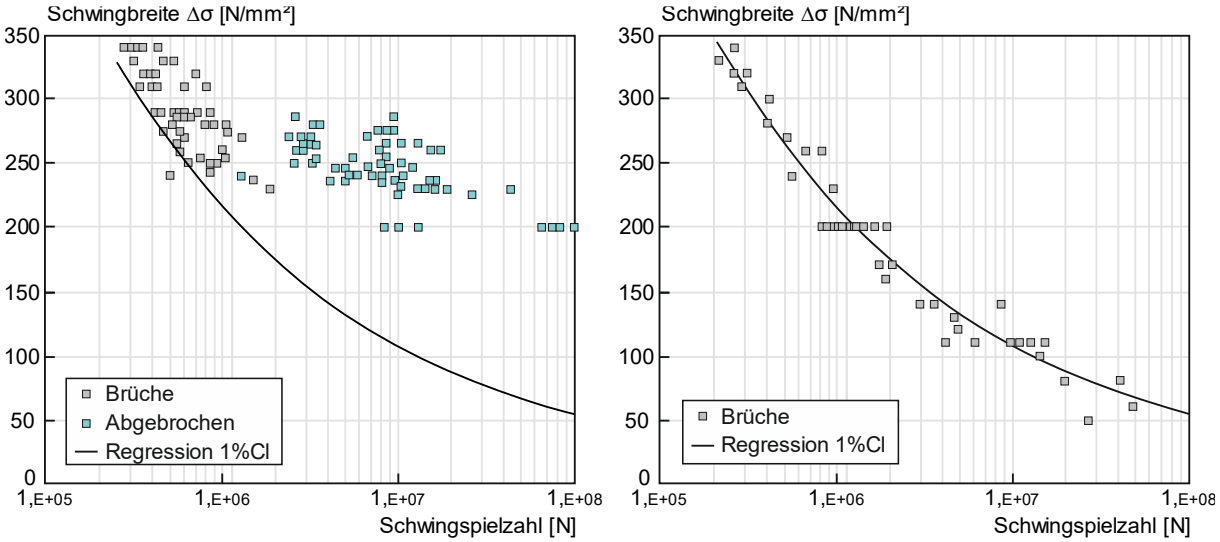


Abb. 2.53 Vergleich von Dauerschwingversuche an der Luft (links) und in 1 %-iger Chlorid-Lösung (rechts) in Anlehnung an [157]

Darüber hinaus untersuchten *Weber et al.* [157] Betonprismen (100 × 70 × 380 mm) mit mittiger Rissvorgabestelle und einbetoniertem Betonstahl ($Ø_s$ = 8 mm, Betondeckung 35 mm). Die Probekörper wurden mit 1 %-iger Cl^--Lösung beaufschlagt und intermittierend belastet, d. h. hochfrequente Schwingungsblöcke (bis ≈ 60 Hz) wurden mit Standzeiten unter erhöhter Oberlast kombiniert, um Korrosionszeit zu generieren. Die mittlere Standzeit unter Oberlast betrug etwa sechs Monate. In der Auswertung zeigte sich, dass die ertragbaren Schwingspielzahlen der einbetonierten Stäbe im Mittel leicht höher liegen, aber in derselben Größenordnung wie die der nackten Stäbe. Weitere Versuchsreihen an Dehnkörpern ohne Standzeiten mit unterschiedlichen Frequenzen (≈ 3,5 Hz, 10 Hz und > 60 Hz) zeigen, dass bei niedrigen Frequenzen (≈ 3,5 Hz) die einbetonierten Stäbe zum Teil bis zu 50 % weniger Schwingspiele bis zum Bruch ertragen, während die Ergebnisse der Dehnkörper bei hohen Frequenzen wieder in

Richtung der nackten Stäbe konvergieren. Andere Untersuchungen, s. z. B. [158-160], bestätigen die starke Frequenzabhängigkeit der Schwingungsrisskorrosion. Bei niedrigen Prüffrequenzen dominiert der korrosive Anteil, da genügend Zeit für die Anreicherung von Chloriden und das Fortschreiten der Korrosion an der Rissspitze vorhanden ist. Im Umkehrschluss steht bei hohen Frequenzen nicht ausreichend Zeit für die korrosive Schädigung zur Verfügung, weswegen sich das Verhalten hier der mechanischen Ermüdung an der Luft annähert.

Die Ergebnisse dieser Arbeiten zeigen übereinstimmend, dass bei gleichzeitiger Korrosions- und Schwingbeanspruchung:

- die Wöhlerlinien von Betonstahl deutlich steiler werden,
- die Dauerfestigkeit stark sinkt und
- die Lebensdauer im Wesentlichen durch eine verkürzte, aber weiterhin dominierende Rissinitiierungsphase bestimmt wird.

(ii) Versuche an vorkorrodierten Einzelstäben

In der zweiten Gruppe experimenteller Arbeiten wird die Korrosion zeitlich von der Ermüdungsbeanspruchung getrennt: Zunächst erfolgt eine natürliche oder beschleunigte Korrosion der Bewehrung – meist im Betonverbund oder in Mörtel – und erst im Anschluss werden die freigelegten, vorkorrodierten Stäbe in Luft unter Zug- oder Biegeermüdung geprüft.

Li et al. [8] untersuchten natürlich korrodierte Bewehrungsstäbe aus bestehenden Bauwerken mit Massenverlusten bis etwa 30 %. Nach Ausbau und Reinigung wurden Zugschwellversuche in Luft durchgeführt. Es zeigte sich, dass bereits bei Masseverlusten von 5 % eine deutliche Reduktion der Ermüdungsfestigkeit um rd. 30 - 40 % eintritt. Bei etwa 15 % Massenverlust lag die Schwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude um rund 70 % unter derjenigen unkorrodierter Referenzstäbe. Es wurde ein Zusammenhang zwischen relativer Lebensdauer und Massenverlust festgestellt, der im Wesentlichen exponentiell abfallend ist, vgl. Abb. 2.54. Darüber hinaus zeigen Bruchflächenanalysen von *Li et al*. [161] eine Verlagerung der Rissinitiierung von der glatten Oberfläche zu den Korrosionsnarben.

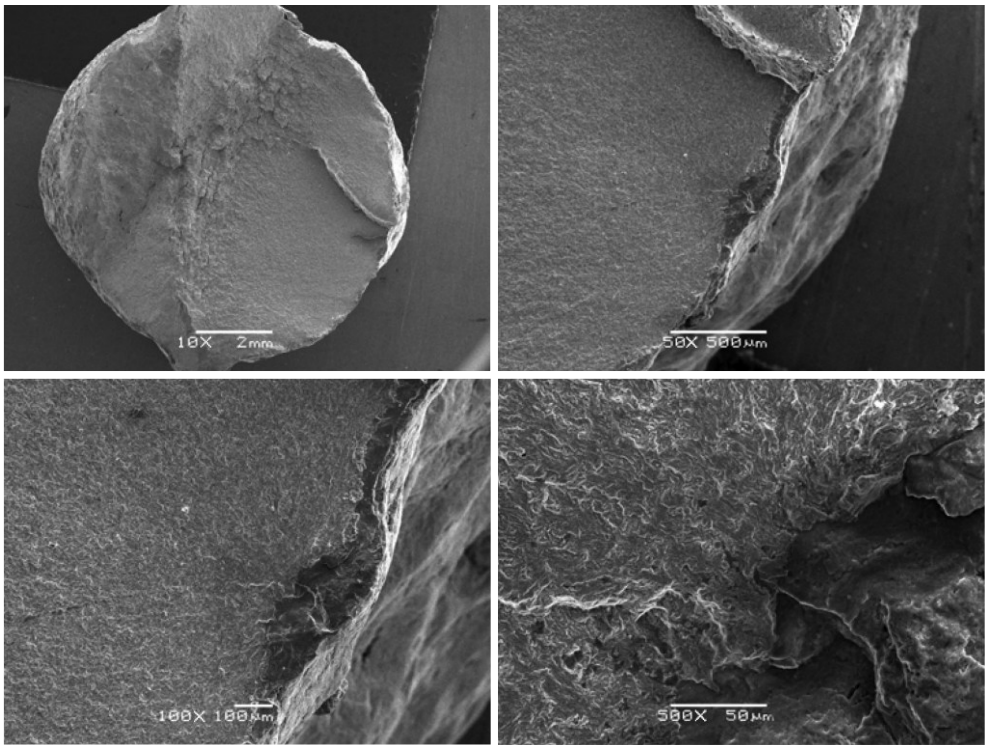


Abb. 2.54 REM-Aufnahmen der Bruchfläche eines Betonstahles mit von einer Korrosionsnarbe ausgehendem Bruch nach [161]

Zhang et al. [162] stellen in Beton beschleunigt korrodierte Stäbe und natürlich korrodierte Stäbe direkt gegenüber. Für vergleichbare Massenverluste weisen die natürlich korrodierten Proben eine deutlich geringere Ermüdungslebensdauer auf als die künstlich korrodierten Proben mit eher gleichmäßiger Querschnittsreduktion. Die S-N-Kurven der natürlich korrodierten Stäbe verlaufen steiler, d. h. die Empfindlichkeit gegenüber zusätzlichen Korrosionsschädigungen ist größer. Dies wird auf die stärkere Lokalisation und größere Tiefe einzelner Narben bei natürlicher Korrosion zurückgeführt. Damit wird deutlich, dass Massenverlust allein als Kenngröße nicht ausreicht, sondern die Narbenmorphologie entscheidend für die Ermüdungslebensdauer ist. Dies wird durch die Untersuchungen von *Fernández & Berrocal* [11] an 30 Jahre lang natürlich korrodierten Bewehrungsstäben bestätigt. Sie kommen zu dem Ergebnis, dass die mechanischen Eigenschaften unter monotoner Zugbeanspruchung besser mit lokalen Querschnittsverlusten und der Morphologie der Minimalquerschnitte korrelieren als mit dem mittleren Massenverlust.

Apostolopoulos et al. [9, 10] untersuchten sowohl das Hochzyklus- als auch das Niedrigzyklus-Ermüdungsverhalten von Tempcore-Betonstählen S400 und BSt500s nach beschleunigter Chloridkorrosion. Neben Reduktionen von Streckgrenze und Zugfestigkeit wurden deutliche Einbußen in der Bruchdehnung und in der Schwingfestigkeit mit zunehmender Korrosionsdauer beobachtet, vgl. Abb. 2.55 (links). Bereits bei Massenverlusten um 3 % (S400) bzw. 8% (BSt500s) halbierte sich die niederzyklische Lebensdauer in einigen Versuchsreihen. Sie stellten darüber hinaus fest, dass die Rissinitiierung überwiegend an Korrosionsnarben im Bereich der martensitisch gehärteten Randzone erfolgte. Mit steigender Korrosionsintensität nahm die duktil-plastische Verformungsfähigkeit ab und das Versagensbild wechselt zu einem

spröderen Bruchmodus. *Caprili & Salvatore* [26] erweitern diesen Ansatz und untersuchen verschiedene moderne Betonstahltypen (inkl. Tempcore-Stahl) unter zyklischer Zug-Druck-Belastung. Sie zeigen, dass Korrosion neben der Reduktion der Festigkeitskennwerte auch das hysteretische Verhalten stark verändert: Die Steifigkeitsdegradation setzt früher ein, die Hystereseschleifen werden schmaler. Für seismische Beanspruchungen bedeutet dies eine deutliche Reduktion der Duktilität und Energieaufnahmefähigkeit, vgl. Abb. 2.55 (rechts).

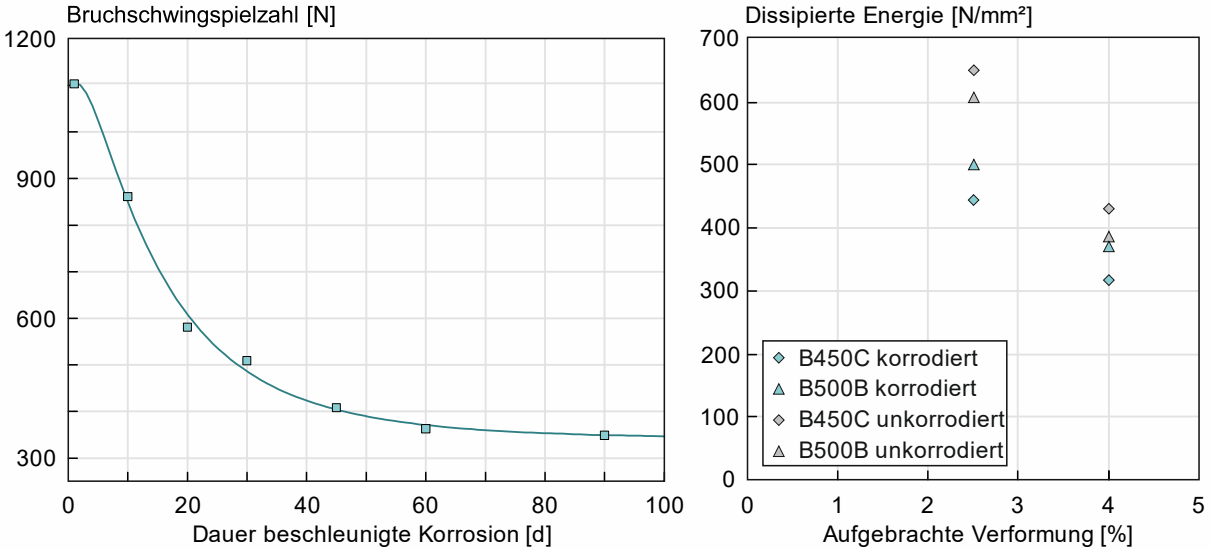


Abb. 2.55 Bruchschwingspielzahlen in Abhängigkeit von der Korrosionsdauer (beschleunigt) in Anlehnung an [10] (links) und Vergleich korrodierter und unkorrodierter Betonstahlproben hinsichtlich der Energieaufnahmefähigkeit in Anlehnung an [26] (rechts)

Chen et al. [12] untersuchten das Ermüdungsverhalten von korrodierten HRB400-Bewehrungsstäben mit ausgeprägter Lochkorrosion. Die Versuche zeigten zunächst, dass die Ermüdungslebensdauer bei konstantem Spannungsbereich mit zunehmendem maximalen Korrosionsgrad, entsprechend dem lokalen Querschnittsverlust an der kritischsten Stelle, deutlich abnahm. Die Wöhlerlinien verschieben sich mit wachsender Schädigung konsequent zu geringeren Schwingspielzahlen. Im Bereich niedriger Spannungen wurde überwiegend ein einzelner Ermüdungsriss beobachtet, der am Rand einer Korrosionsgrube initiiert wurde, während bei höheren Spannungen bevorzugt eine Mehrfachrissbildung an unterschiedlichen Pit-Kanten festgestellt wurde, vgl. Abb. 2.56. Auf Basis dreidimensionaler Vermessungen der Korrosionsnarben identifizierten die Autoren zwei maßgebende geometrische Kenngrößen zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens: den maximalen Korrosionsgrad (Querschnittsverlust) und die Narbenform der Pits (Verhältnis Tiefe t zu Breite b). Es zeigte sich, dass insbesondere tiefe, schlanke Pits zu einer starken Reduktion der Lebensdauer führten, während flache, breite Gruben bei gleichem mittleren Massenverlust deutlich weniger kritisch waren.

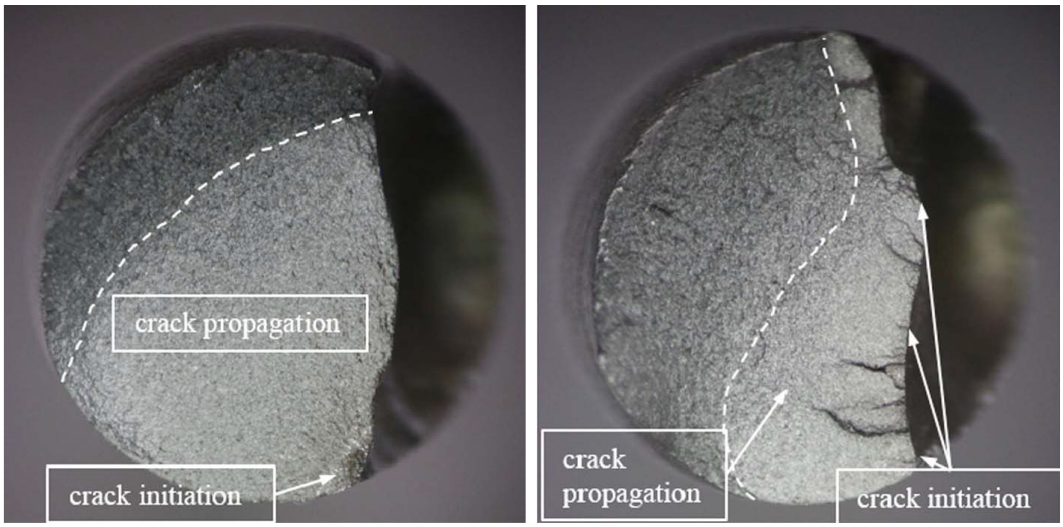


Abb. 2.56 Ermüdungsbruch bei niedrigen (Einzelriss, links) und hohen (Mehrfachrissbildung, rechts) Spannungen bzw. Schwingbreiten nach [12]

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass in dieser Versuchsgruppe die geometrische Kerbwirkung der Korrosionsnarben in Kombination mit dem Querschnittsverlust das Ermüdungsverhalten dominiert. Die Vorbelastung durch Korrosion führt dabei zu einer effektiven Erhöhung der lokalen Spannungs- und Dehnungsamplituden, sodass die Rissinitiierung deutlich früher einsetzt als bei glatten Stäben.

(iii) Bauteilversuche an Stahlbetonträgern mit korrodierter Bewehrung

Bauteilversuche an Stahlbetonträgern unter kombinierter Korrosions- und Ermüdungsbeanspruchung ergänzen die Erkenntnisse aus Einzelstabversuchen, indem zusätzlich Verbund, Rissbildung und Steifigkeitsentwicklung berücksichtigt werden. Meist werden einfeldrige Balken unter wiederholter Biegebeanspruchung geprüft, während die Bewehrung entweder vorab im Beton elektrisch beschleunigt korrodiert oder während der Ermüdungsprüfung weiter korrodiert.

Roper & Hetherington [163] untersuchten bereits Anfang der 1980er-Jahre das Ermüdungsverhalten von insgesamt 50 Stahlbetonbalken, die mit $Ø_s$ 24 mm gerippten warmgewalzten sowie kaltgearbeiteten Bewehrungsstäben bewehrt waren. Geprüft wurde bei einer Frequenz von 6,7 Hz in drei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen: in Luft, in natürlichem Meerwasser sowie in einer 3 %-igen NaCl-Lösung. Die Balken wurden im Biegeversuch beansprucht und die resultierenden Schwingbreiten im Stahl lagen etwa zwischen 100 MPa und 280 MPa. Die auf Basis dieser Versuche abgeleiteten Wöhlerlinien (S-N-Kurven) zeigten deutlich, dass die Balken in Meerwasser und in der 3 %-igen NaCl-Lösung insbesondere bei geringeren Schwingbreiten wesentlich geringere Schwingspielzahlen bis zum Bruch erreichen als die Vergleichsbalken in Luft, vgl. Abb. 2.57. Eine ausgeprägte Dauerfestigkeit mit horizontalem „Plateau“ war in den chloridhaltigen Medien für die Stahlbetonbalken mit warmgewalzten Betonstählen nicht mehr erkennbar. Die korrosionsbedingte Schädigung der Bewehrung überlagert damit das reine Ermüdungsverhalten an Luft.

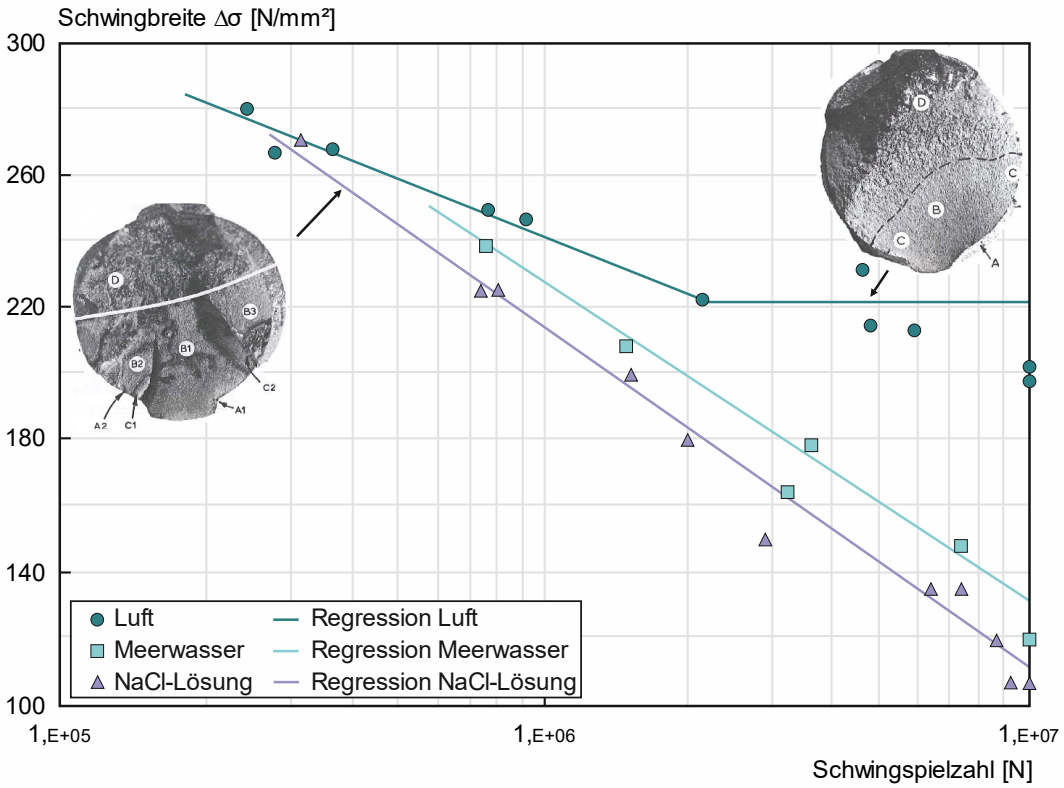


Abb. 2.57 Dauerschwingversuche an Stahlbetonbalken in verschiedenen Medien und exemplarische Darstellung der zugehörigen Bruchflächen in Anlehnung an [163]

Hodgkiess & Arthur [5] vertieften diese Fragestellung an Stahlbetonträgern, die unter Wechselbiegung geprüft und dabei nur partiell in Meerwasser eingetaucht waren, wobei der am stärksten beanspruchte Bereich vollständig im Meerwasser lag. Bei hohen Spannungsbereichen zeigten die Balken in Meerwasser ähnlich kurze Ermüdungslebensdauern wie die Referenzbalken an Luft, d. h. das Versagen wurde in diesem Bereich im Wesentlichen durch die mechanische Ermüdungsrissbildung bestimmt. Im Bereich niedrigerer Spannungen erreichten die Balken in Meerwasser dagegen zum Teil bis zu einem Faktor 16 höhere Schwingspielzahlen als an Luft. Dieser scheinbar günstige Effekt wird von den Autoren u. a. auf Ablagerungen in den Biegerissen („crack blocking“) im Beton zurückgeführt, die zu einer Steifigkeitszunahme und damit zu einer Reduktion der effektiven Spannungsbreite im Betonstahl führen können. Ergänzend wird diskutiert, dass korrosionsbedingte Prozesse die Rissspitze zeitweise abstumpfen können. Nach dem Aufbrechen der Balken wurde im Bereich der Biegerisse im Beton eine ausgeprägte Lochkorrosion an den Bewehrungsstäben festgestellt. Für Langzeitversuche (bis etwa 2,5 Jahre) wurden im Bereich einzelner Biegerisse lokale Durchmesserverluste von bis zu rund 3 mm festgestellt. Besonders kritisch ist dabei, dass Korrosion bereits bei anfänglichen Rissöffnungen unter 0,3 mm initiiert werden kann und selbst bei durch Ablagerungen reduzierten Rissweiten bis in den Bereich von etwa 0,1 mm weiter fortschreitet. Insgesamt verdeutlichen diese Untersuchungen, dass das Langzeitermüdungsverhalten von Stahlbetonbauteilen in Meerwasser nicht allein durch S-N-Kurven aus Luftversuchen beschrieben werden kann.

Nürnberger & Beul [149] befassten sich mit der Schwingfestigkeit von gerissenen Stahlbetonbalken unter Exposition mit Meerwasser und stellten fest, dass Ermüdungsrisse bevorzugt an durch Korrosion gebildeten Narben ansetzen, in denen sich infolge lokaler Anodenbildung Chloride anreichern, leicht lösliche Eisenchloride entstehen und durch Hydrolyse lokal erniedrigte pH-Werte die Rissinitiierung begünstigen. Messungen mit dem Potentialsondenverfahren zeigten, dass sich das Verhältnis von Anriss- zu Gesamtschwingspielzahl N_A/N_B von etwa 0,7-0,8 bei Prüfung in Luft auf rund 0,39 unter Korrosionsbeanspruchung verringert, d. h. die Korrosion verkürzt, wie zuvor bereits beschrieben, vor allem die Rissinitiierungsphase. In Dauerschwingversuchen wurden gerissene Stahlbetonbiegebalken mit ungeschützter bzw. epoxidharzbeschichteter BSt-500-Rippenbewehrung ($Ø_s$ = 16 mm) bei einer Frequenz von 0,5 Hz geprüft. Die Balken wurden entweder in Luft, wechselweise täglich 5 min in künstliches Meerwasser getaucht (Spritzwasserzone) oder dauerhaft in Meerwasser gehalten (Dauertauchzone). Während in Luft für den Betonstahl eine ausgeprägte Dauerschwingfestigkeit von etwa 250 N/mm² vorlag, zeigten die mit Meerwasser beaufschlagten Balken ein deutlich ungünstigeres Verhalten ohne klar erkennbaren Dauerfestigkeitsbereich, vgl. Abb. 2.58 (links). Epoxidharzbeschichtete Bewehrung verhielt sich im Rissbereich nicht günstiger als ungeschützter Stahl, da zum einen die Beschichtung durch Reibung zermürbt wurde und zum anderen eine Ansäuerung des Elektrolyten unter der enthafteten Beschichtung möglich war, die wiederum zu Spaltkorrosion und Rissbildung ohne ausgeprägte Narbenkorrosion führte, vgl. Abb. 2.58 (rechts).

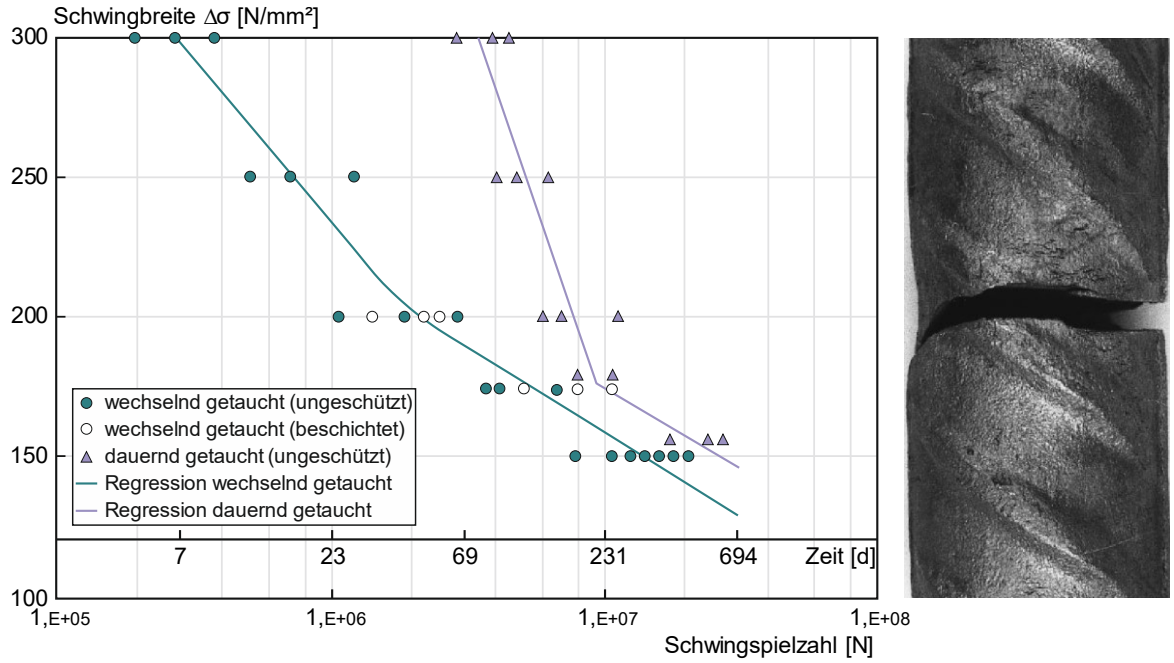


Abb. 2.58 Dauerschwingversuche an gerissenen Stahlbetonbalken in Meerwasser und exemplarische Darstellung der Bruchbilder eines epoxidharzbeschichteten Betonstahls in Anlehnung an [149]

Yi et al. [4] untersuchten das Ermüdungsverhalten von Stahlbetonbalken mit definierten Massenverlusten der Zugbewehrung. Hierzu wurde die Hauptzugbewehrung vor den Ermüdungsversuchen mittels eines potentiostatischen Verfahrens in einem 4 %-igen NaCl-Elektrolyten

beschleunigt korrodiert, sodass sich je nach Versuchsbalken mittlere Massenverluste der Zugbewehrung zwischen 3,25 % und 11,60 % ergaben. Unter identischen Ermüdungslastkollektiven überstand der Referenzbalken mit unkorrodierter Bewehrung $2 \cdot 10^6$ Lastwechsel ohne Versagen, während ein Balken mit einem mittleren Massenverlust von 3,25 % bereits nach $6{,}26 \cdot 10^5$ Lastwechseln ermüdungsbedingt versagte. Bei Massenverlusten bis 11,6 % reduzierte sich die Ermüdungslebensdauer weiter auf $8{,}9 \cdot 10^4$ Schwingspiele. An der Korrosionsnarbe treten Spannungskonzentrationen auf und die Streckgrenze, die einen wesentlichen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit hat, wird verringert. Die Korrosionsnarben verkürzen den Einschnürungsbereich des Stahls in der Spannungs-Dehnungskurve und reduzieren die Ausdehnung. Im fortgeschrittenen Zustand kann eine Reduktion der Bewehrungsduktilität eine Gefährdung der gesamten Konstruktion bedeuten.

In den meisten dieser und weiterer Untersuchungen an Bauteilen, s. z. B. auch [164, 165], wird deutlich, dass:

- die Ermüdungslebensdauer maßgeblich vom Korrosionsgrad und insbesondere dem lokalen Querschnittsverlust der Zugbewehrung abhängt,
- eine Verbunddegradation entlang der Bewehrung stattfindet,
- die Rissentwicklung im Beton (Rissbreiten, Rissabstände) verstärkt wird und
- der korrosive Anteil am Ermüdungsversagen vom Lastniveau abhängt.

Die vorliegenden Untersuchungen zeigen insgesamt, dass die Ermüdungslebensdauer von Betonstahl unter schwingender Beanspruchung durch korrosive Einflüsse erheblich reduziert werden kann – sowohl bei simultaner Korrosions- und Ermüdungsbeanspruchung (Schwingungsrisskorrosion) als auch bei anschließender Ermüdungsprüfung vorkorrodierter Stähle. Dabei wird übereinstimmend berichtet, dass sich die Wöhlerlinien gegenüber Referenzprüfungen an Luft deutlich verschieben bzw. versteilen und eine ausgeprägte Dauerfestigkeit in chloridhaltigen Medien teilweise nicht mehr erkennbar ist. Basierend auf den bisherigen Untersuchungen und Erkenntnissen scheint sich der nominelle Querschnitts- bzw. Massenverlust als zentrales Bewertungskriterium für Restlebensdauerprognosen anzudeuten. Die tatsächlich maßgebenden, ermüdungsrelevanten Schädigungsparameter sind für Betonstahl allerdings nur unzureichend abgesichert, und eine belastbare Quantifizierung ihres Einflusses liegt bislang nur in Ansätzen vor. Vor diesem Hintergrund zielt die vorliegende Arbeit darauf ab, die maßgebenden ermüdungsrelevanten Parameter korrosionsgeschädigter Betonstähle systematisch zu identifizieren, zu quantifizieren und damit eine Grundlage für eine verbesserte Bewertung der Restlebensdauer zu schaffen.

3 ENTWICKLUNG DES PRÜFKÖRPERKONZEPTS

3.1 Allgemeines

Das übergeordnete Ziel dieser Dissertation ist es, eine Grundlage für Lebensdauerprognosen und Instandsetzungsmaßnahmen basierend auf Dauerschwingversuchen an Betonstählen mit spezifischen Korrosionszuständen zu schaffen. Um eine fundierte Aussage über realitätsnahe Schadenssituationen zu ermöglichen, wurde ein Prüfkörperkonzept zur Erzeugung praxisnaher Korrosionsnarben entwickelt. Basierend auf der Literatur wurde als spezifischer Anwendungsfall der chloridbeaufschlagte Trennriss ausgewählt, da dieser aufgrund der Morphologie der entstehenden Korrosionsnarben als besonders kritisch eingestuft wurde, vgl. Abschnitt 2.2.5.

Bei sachgemäßer Herstellung und Verarbeitung von Beton ist die dauerhafte Passivität des Betonstahls über die gesamte Nutzungsdauer eines Stahlbetonbauwerks in der Regel gewährleistet. Allerdings führen auftretende Risse zu einem Verlust dieses passiven Korrosionsschutzes. An diesen Stellen fehlt die schützende alkalische Porenlösung des Betons, wodurch der Stahl lokal freiliegt und unmittelbar korrosionsauslösenden Substanzen wie chloridhaltigem Wasser oder Kohlendioxid (CO_2) ausgesetzt wird. Ein Trennriss ermöglicht folglich den direkten Transport aggressiver Medien an die Bewehrung, was dazu führt, dass der sonst übliche Verzögerungseffekt der Einleitungsphase praktisch entfällt und die anodische Teilreaktion der Eisenauflösung erheblich beschleunigt wird, s. z. B. [1-3]. Im Bereich eines Trennrisses bildet der frei liegende, korrosionsgefährdete Teil des Stahls die sogenannte Lokalanode, während der restliche, durch die passive Oxidschicht geschützte Teil der Bewehrung kathodisch wirkt. Die größere Fläche der Kathode im Vergleich zur Anode führt zu einer deutlich erhöhten Korrosionsrate. In der Praxis übliche Flächenverhältnisse reichen etwa von 10:1 bis 1000:1.

3.2 Konzeption

Die Erzeugung eines definierten Trennrisses erfordert das Verständnis des lokalen Verbundverhaltens zwischen Betonstahl und Beton. Im Folgenden werden daher zunächst die für das Prüfkörperkonzept relevanten Grundlagen des Verbundverhaltens zusammengefasst. Eine weiterführende, detaillierte Beschreibung des Verbund- und Verformungsverhaltens von Stahlbeton ist z. B. [166-168] zu entnehmen. Darauf aufbauend werden die Vorgehensweise und Herausforderungen der sachgemäßen Trennrisserzeugung erläutert.

3.2.1 Verbundverhalten

Das Tragverhalten von Stahlbeton wird wesentlich durch das Zusammenwirken von Beton und Bewehrung bestimmt. Der Verbund ermöglicht zum einen die Kraftübertragung zwischen beiden Materialien, zum anderen beeinflusst er maßgeblich Rissabstände, Rissbreiten und das plastische Verformungsvermögen gerissener Bauteile.

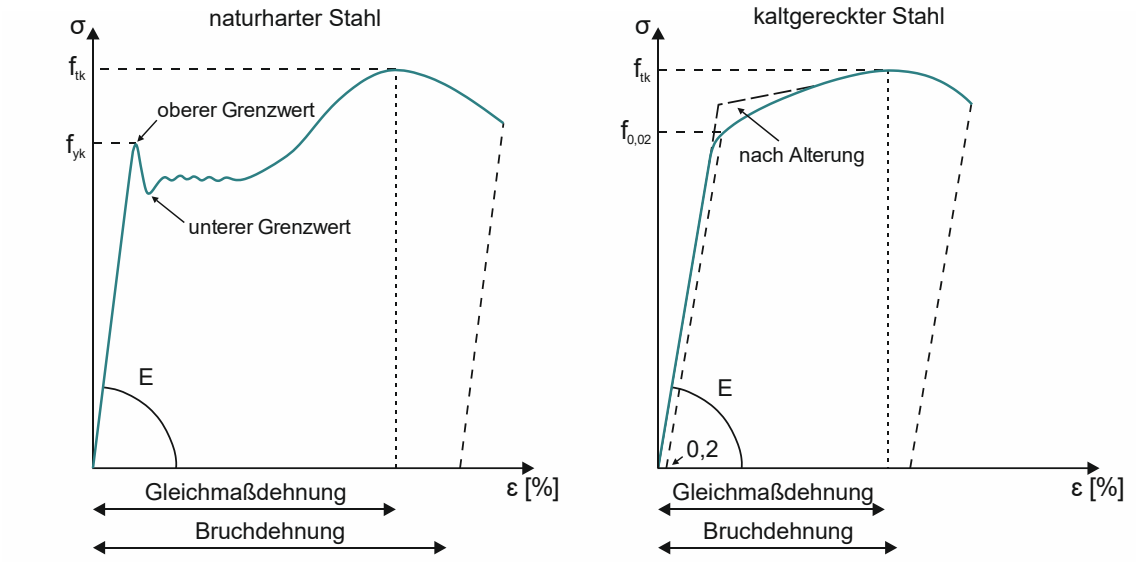


Abb. 3.1 Schematische Spannungs-Dehnungslinien eines warm- und kaltverformten Betonstahls in Anlehnung an [169]

In Abb. 3.1 ist schematisch die Spannungs-Dehnungslinie eines naturharten bzw. warmgewalzten und eines kaltgereckten *Betonstahls* dargestellt. Im Rahmen dieser Arbeit liegt der Fokus auf Tempcore-Stahl, dessen Spannungs-Dehnungslinie sich analog zum naturharten Stahl in vier Phasen unterteilen lässt:

- *Linear-elastischer Bereich*: Zu Beginn verhält sich der Stahl annähernd linear-elastisch, d. h. das Kristallgitter wird reversibel verformt.

- *Fließgrenze*: Mit Erreichen der Fließgrenze f_{yk} beginnt die zweite, ideal-plastische Verformungsphase. Während des „Fließens“ verformt sich die Kristallstruktur ohne Kraftzunahme irreversibel, jedoch nicht simultan auf der ganzen Stablänge, sondern aufeinanderfolgend an lokalen Störstellen.

- *Verfestigung*: In der anschließenden Verfestigungsphase dehnt sich der Stab bei zunehmender Kraft gleichmäßig über die Stablänge, während die Querschnittsfläche durch Querkontraktionen reduziert wird.

- *Entfestigung*: Bei Erreichen der Zugfestigkeit f_{tk} beginnt die Entfestigungsphase. Die weiteren Verformungen lokalisieren sich nunmehr ausschließlich an der schwächsten Stelle und bilden dort den Einschnürungsbereich. Der restliche Stab wird entlastet und die freigesetzte Energie wird im Einschnürungsbereich durch plastische Verformung abgebaut. Ab einem bestimmten Einschnürungsrad kann diese Energie nicht mehr aufgenommen werden und es kommt zu einem schlagartigen Bruch des Stahls.

Das Verformungsverhalten von *Beton* unter zentrischer Zugbeanspruchung unterscheidet sich grundlegend von dem des Stahls. Aus Schwindprozessen resultierende Eigenspannungen können bereits im frühen Betonalter zu einer Bildung von Mikrorissen führen. Bis zu 70 % der zentrischen Betonzugfestigkeit $f_{c,t}$ kann das Verhalten des Betons näherungsweise als linear-

elastisch angenommen werden, vgl. Abb. 3.2. Mit steigender Zugspannung bilden sich orthogonal zur Belastungsrichtung neue Mikrorisse aus, während die bereits Vorhandenen expandieren. Bei Erreichen der Zugfestigkeit des Betons entsteht an der schwächsten Stelle des Betons ein Makroriss, der zu einer Entlastung der benachbarten Bereiche führt.

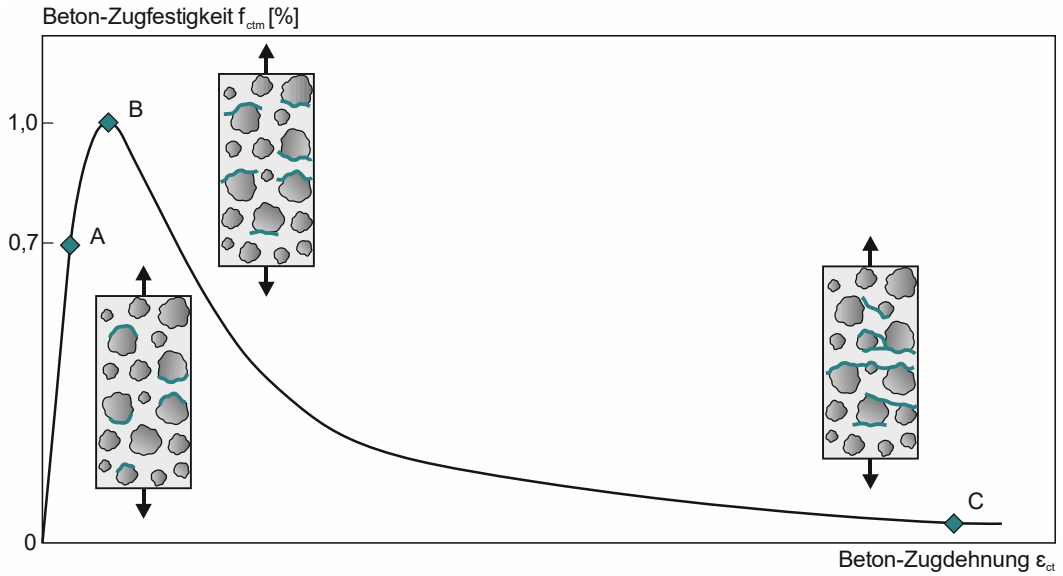


Abb. 3.2 Zugspannungs-Dehnungs-Beziehung von Beton bei einachsiger Zugbelastung inkl. schematischer Darstellung der einhergehenden Rissbildung in Anlehnung an [167]

Die Kraftübertragung zwischen Stahl und Beton wird über die örtliche Verbundspannung τ_b und die Relativverschiebung δ, dem sog. Schlupf, beschrieben, vgl. Abb. 3.3. Die Verbundtragwirkung beruht im Wesentlichen auf drei Mechanismen: Haftverbund, Reibverbund und mechanischem Formschluss über die Rippen. Bei einer zentrischen Zugbelastung dehnen sich Beton und Betonstahl zunächst gleichermaßen, sodass keine Relativverschiebung auftritt. Man spricht von einem lediglich auf Haftung beruhenden starren Verbund. Im Bereich geringer Verbundspannungen von rd. 20 bis 80 % der zentrischen Betonzugfestigkeit ($\tau_b \approx 0{,}2 \ldots 0{,}8\ f_{c,t}$) leitet dieser *Haftverbund* die an der Grenzfläche wirkenden Kräfte über Adhäsion ab. Mit zunehmendem Schlupf wird der Haftverbund lokal abgebaut und der Verbund geht in *Reib-* und *Scherverbund* über. An den Rippenflanken entstehen infolge Spaltwirkung zunächst innere Sekundärrisse quer zur Stabachse. Steigen die Verbundschubspannungen weiter auf etwa das Ein- bis Dreifache der Betonzugfestigkeit ($\tau_b \approx 1 \ldots 3\ f_{c,t}$), bilden sich radiale Längsrisse parallel zur Stabachse, deren Länge mit der Verbundschubspannung bis zur Betonoberfläche zunimmt. In der Folge können die zwischen den Rippen liegenden Betonkonsolen abscheren. Ab Schlupfgrößen in der Größenordnung des Rippenabstands ist der Verzahnungsverbund weitgehend abgebaut und der Verbund wird durch Reibung bestimmt. Wird die Belastung bis über die Fließgrenze des Stahls gesteigert, führen plastische Längsdehnungen zu einer weiteren Schädigung des Betons und reduzieren den Reib- und Scherverbund.

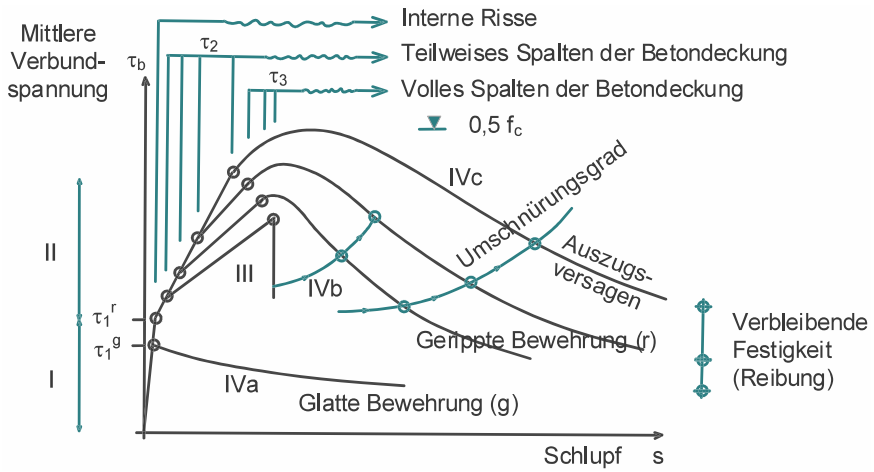


Abb. 3.3 Verbundspannung-Schlupf-Beziehung aus [170] basierend auf [171]

Die aus den Verbundschubspannungen resultierenden Ringzugspannungen im Betonquerschnitt können, insbesondere bei geringer Betondeckung, zur Ausbildung von Spaltrissen parallel zur Längsbewehrung führen. Bei großer Betondeckung ist hingegen ein Abscheren der Betonkonsolen und anschließendes Herausziehen des Stabes maßgebend, vgl. Abb. 3.4 u. [172]. Das Verbundspannungs-Schlupf-Verhalten kann dabei durch ortsabhängige Beziehungen beschrieben werden, die rissnahe Störungen, z. B. reduzierte Verbundfestigkeit im Bereich einiger Stabdurchmesser um die Rissflanke, explizit berücksichtigen. Diese Störungen führen dazu, dass die Verbundspannungen in unmittelbarer Rissnähe geringer sind als im ungestörten Zwischenrissbereich. Wird die Belastung bis über die Fließgrenze des Stahls gesteigert, entstehen plastische Längsverformungen des Betonstahls, die den Beton stark schädigen und durch eine Querschnittsreduzierung den Reibungs- und Scherverbund weiter vermindern. Die Verbundfestigkeit nimmt bei plastischer Dehnung des Stahls somit stärker ab als bei elastischer Dehnung. Je besser der Verbund ursprünglich war, desto stärker ist die Dehnungsbehinderung des Stahls. Liegt ein Makroriss vor, konzentrieren sich plastische Dehnungen des Stahls in unmittelbarer Nähe zum Riss, also in Bereichen bereits geschwächten Verbundes, s. z. B. [173]. Dies reduziert die Verbundtragfähigkeit und begünstigt größere Rissweiten.

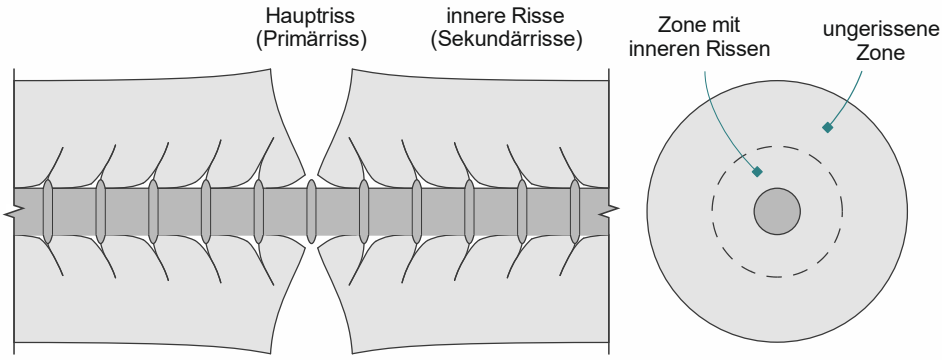


Abb. 3.4 Schematische Darstellung der inneren Sekundärrisse im Beton infolge der Relativverschiebung zwischen Betonstahl und Beton nach [166] basierend auf [174]

3.2.2 Trennrisserzeugung

Ziel war die reproduzierbare Erzeugung eines einzelnen, definierten Trennrisses, vgl. Abschnitt 3.1. Für den Trennriss wurde eine Mindestrissbreite $w_{R,min}$ von 0,2 mm angestrebt, um das Risiko des frühzeitigen Verschließens durch autogene Selbstheilung während der anschließenden Korrosionsphase zu reduzieren, s. z. B. [175-177]. Die Risserzeugung erfolgte weggeregelt und gezielt im frühen Betonalter von 5 Tagen, um Eigenspannungen und einhergehende unkontrollierte Längsrissausbildung im gedrungenen Betonquerschnitt zu reduzieren.

Um den Anwendungsfall des chloridbeaufschlagten Trennrisses realitätsnah abzubilden, wurde ein Verbundprüfkörper, bestehend aus einem 100 cm langen Betonstahl, der mittig auf einer Länge von 150 mm und mit einer quadratischen Querschnittsfläche von 100 x 100 mm² einbetoniert wurde, entwickelt. Ausgehend von diesem Prüfkörperkonzept, musste die für Risserzeugung erforderliche Last bzw. Dehnung bis in die Fließgrenze des Stahls gesteigert werden, um die angestrebte Mindestrissbreite ($w_{R,min}$ = 0,2 mm) zu erreichen. In Verbindung mit dem zuvor beschriebenen Verbundverhalten bedeutet dies, dass im Rissbereich plastische Stahldehnungen auftreten und der Verbund lokal vollständig aufgelöst wird. Nachträgliche Fluoreszenzuntersuchungen mit diesem Prüfkörperkonzept bestätigten diese Überlegungen, vgl. Abb. 3.5 (links). Die neongrüne Färbung in der Kontaktzone zwischen Stahl und Beton zeigt, dass die Risserzeugung zu Verbundstörungen mit ausgeprägten Trennfugen und feinen Sekundärrissen führte. Dies hatte zur Folge, dass sich der Flüssigkeitstransport nicht ausschließlich auf den rissnahen Bereich beschränkte, sondern über die ganze Verbundlänge erstreckte. Die korrosive Lösung trat in der Konsequenz überwiegend an den Stirnseiten entlang der Mantelfläche des Stahls aus, vgl. Abb. 3.5 (rechts).

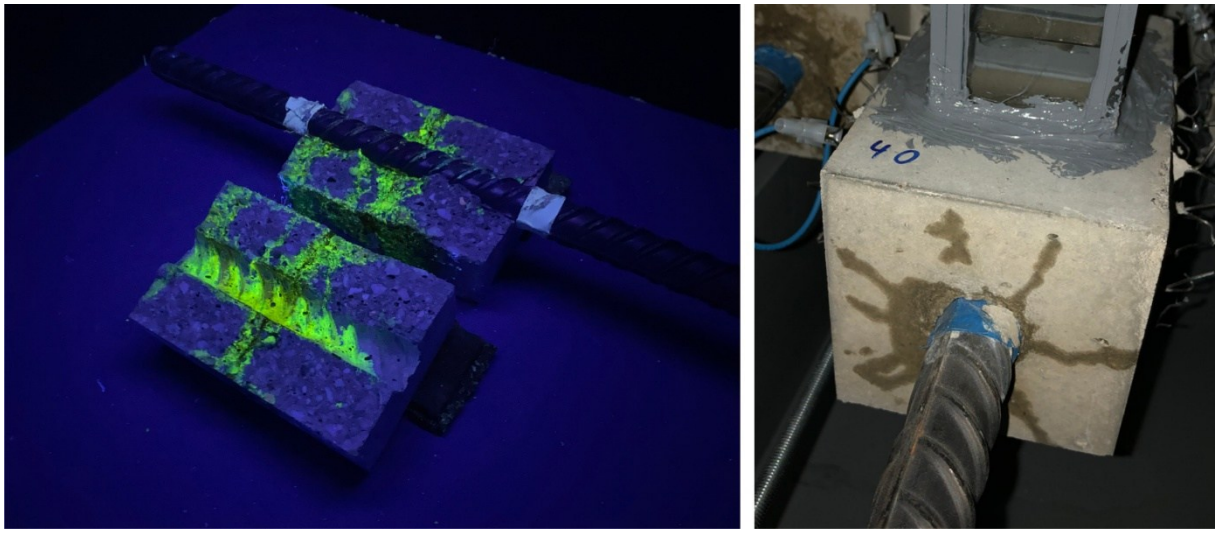


Abb. 3.5 Visualisierung der Verbundstörungen und Sekundärrissbildung mittels Fluorescein an einem längs gespaltenen Prüfkörper (links) und stirnseitiger Austritt korrosiver Lösung (rechts)

Um die erforderliche Spannung bzw. Dehnung zur Risserzeugung zu reduzieren, wurde im nächsten Schritt die Verbundlänge des Prüfkörpers vergrößert. Unter der stark vereinfachenden Annahme eines elastischen Dehnungszustands und Vernachlässigung der Dehnungsbehinderung durch den Beton kann die Rissbreite näherungsweise durch das Produkt aus mittlerer Stahldehnung und wirksamer Verbund- bzw. Risslänge beschrieben werden, d. h. verdoppelt man die Verbundlänge, halbiert sich bei gleicher Rissbreite in erster Näherung die erforderliche Stahldehnung. Auf dieser Grundlage wurde die ursprüngliche Prüfkörperlänge in 50 mm Schritten bis zu einer maximalen Prüfkörperlänge von 300 mm erhöht.

Dies führte zwar zu einer Reduktion der für die Risserzeugung notwendigen Stahlspannung bzw. -dehnung, reichte jedoch nicht aus, um den Bereich plastischer Dehnungen (Fließgrenze) zu vermeiden. Gleichzeitig stieg mit zunehmender Verbundlänge das Risiko der Mehrfachrissbildung. Eine zusätzliche Erhöhung der Dehnung über diesen Zeitpunkt der Mehrfachrissbildung hinaus, hätte lediglich zu einer Zunahme der Rissbreite des zweiten Risses und letztlich zur Entstehung weiterer Risse geführt.

Um sowohl die Risslokalisation als auch das Dehnungsniveau zu kontrollieren, wurde das Prüfkörperkonzept schließlich dahingehend modifiziert, dass der Verbund in definierten Bereichen gezielt reduziert wurde. Hierzu wurden die Länge des Betonprüfkörpers auf 400 mm erhöht und beidseitig des vorgesehenen Trennrisses Enthaftungsbereiche in Form von Kunststoffhülsen (PVC-Rohren) mit Längen von jeweils 100 mm angeordnet, vgl. Abb. 3.6. Zwischen den Hülsen verblieb eine Verbundzone von rd. 40 mm Länge, in der sich der Trennriss ausbilden konnte. Im Bereich der Enthaftungen gleiten die Hüllrohre mit zunehmender Dehnung über den Stahl hinweg, während dieser sich entsprechend des Hook‘schen Gesetzes frei ausdehnen kann, ohne eine Dehnungsbehinderung durch den Beton zu erfahren. Für den zwischen den Enthaftungen befindlichen Bereich ist mit zunehmender Dehnung und dementsprechend zunehmender Relativverschiebung mit einem nahezu vollständigen Verlust des Verbundes zu rechnen. Entsprechend der vereinfachenden Annahme eines elastischen Dehnungszustands ergeben sich daraus und durch die erhöhte Prüfkörperlänge größere maximal mögliche Rissbreiten im linear-elastischen Bereich. Die Hüllrohre führen des Weiteren dazu, dass die Verzahnung des Stahls und somit die resultierenden Schubspannungen in den betreffenden Bereichen reduziert werden, was das Risiko der Sekundärrissausbildung deutlich reduziert.

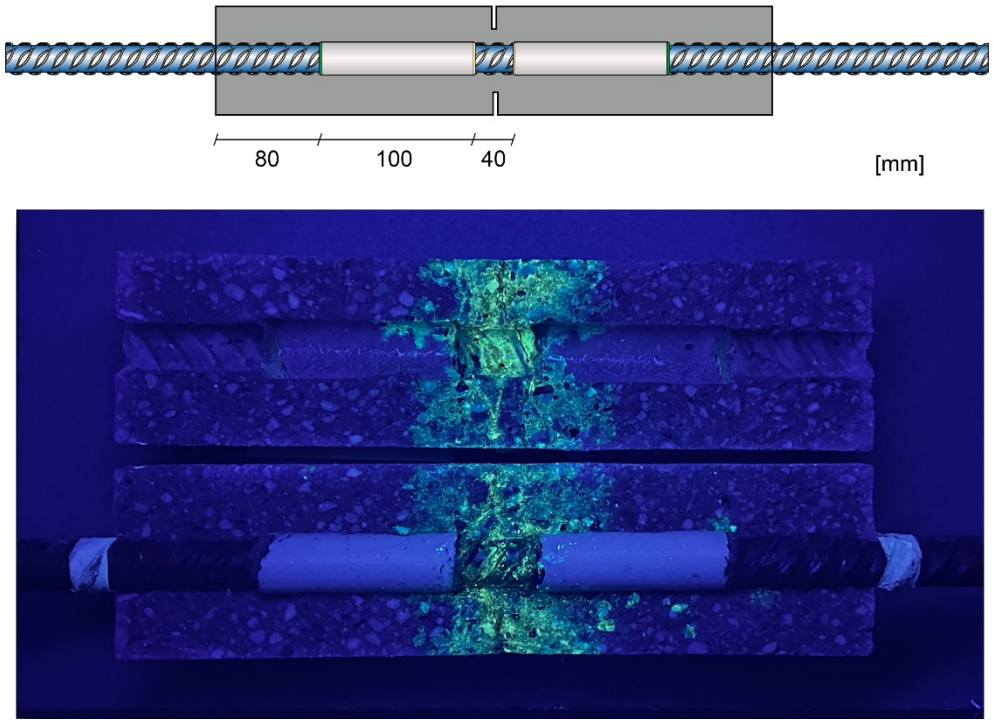


Abb. 3.6 Größe und Lage der Enthaftungsbereiche (oben) und Visulisierung der Flüssigkeitstransportwege mittels Fluorescein (unten) für die Prüfkörpervariante mit Enthaftungsbereichen

Durch diese Kombination aus vergrößerter Gesamtlänge und lokaler Enthaftung im Rissbereich ließ sich die für die Risserzeugung erforderliche Stahlspannung auf etwa $\sigma_R \approx 370$-410 N/mm² reduzieren, sodass der Stahl im linear-elastischen Bereich blieb und mögliche Einflüsse des Plastizierens auf das Ermüdungsverhalten vermieden werden konnten. Wie in Abb. 3.6 (unten) zu erkennen ist, beschränkten sich die Verbundstörungen primär auf den Bereich zwischen den Hüllrohren. Folglich wird bei der späteren Beaufschlagung mittels korrosiver Lösung ein definierter Anoden-Bereich generiert, was eine Abschätzung des Korrosionszustandes mithilfe der gemessenen Elementströme ermöglichen sollte.

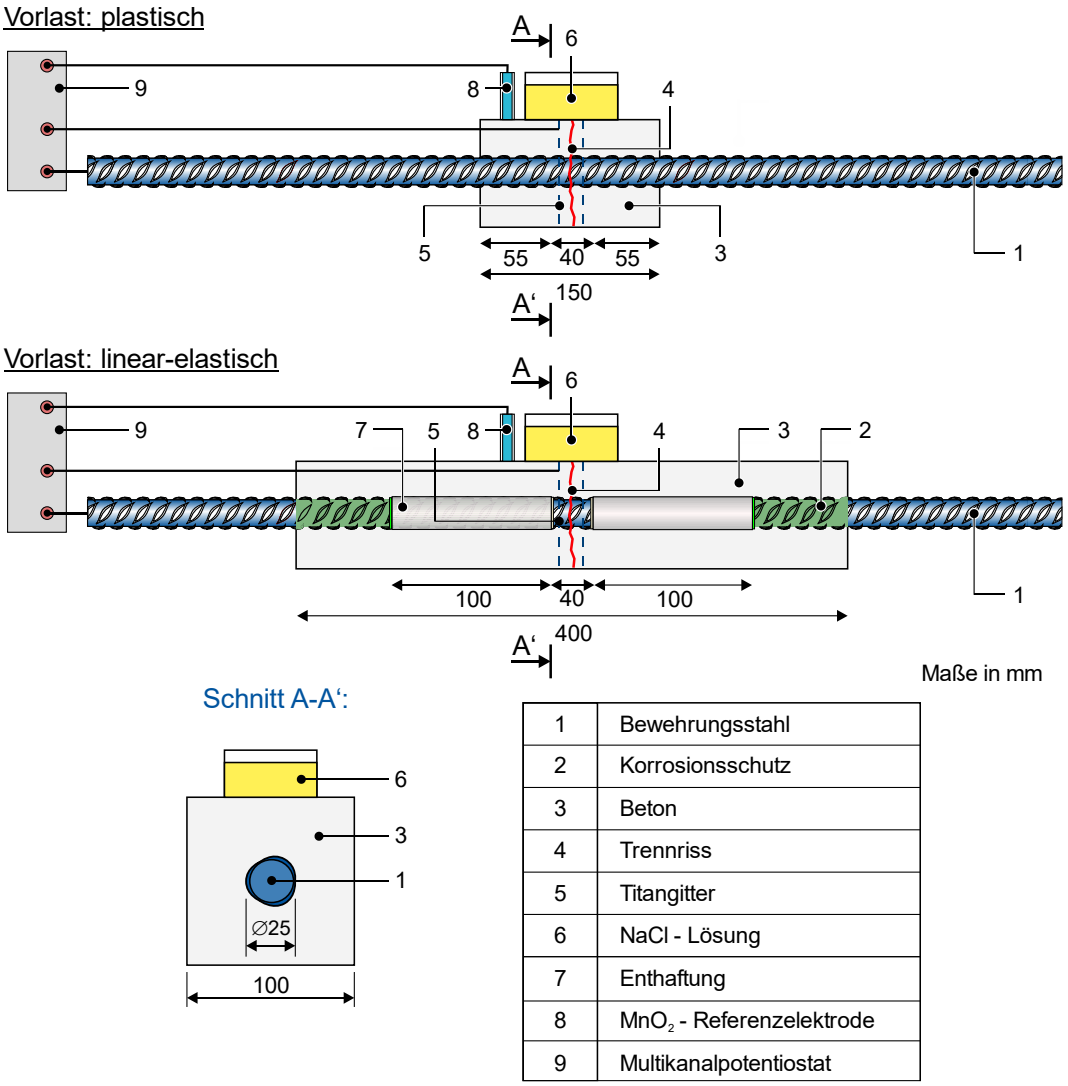
Um Korrosionserscheinungen im Bereich der Hüllrohre resultierend aus Unterläufigkeiten, die im Rahmen der Trennrisserzeugung und den damit einhergehenden Relativverschiebungen zwangsläufig auftraten, zu vermeiden, wurde der Stahl mit Ausnahme des 40 mm langen Anodenbereichs mit dem Korrosionsschutz StoPox KSH thix beschichtet.

3.3 Übersicht der Prüfkörpervarianten

Das Trag- und Verformungsverhalten von Stahlbeton wird im Gebrauchszustand in der Regel mit gerissenen, aber linear-elastisch idealisierten Querschnitten beschrieben, d. h. plastische Stahlverformungen werden vermieden und die zulässigen Rissbreiten begrenzen die Stahlspannungen und damit die Beanspruchung des Verbundes. In vielen Bemessungs- und Nachweissituationen, insbesondere in Hinblick auf Gebrauchstauglichkeit und Dauerhaftigkeit, ist daher ein vorwiegend linear-elastisches Verhalten des Betonstahls ausschlaggebend. Unter außergewöhnlichen Einwirkungen und bei duktil ausgelegten Tragwerken werden

demgegenüber plastische Stahlverformungen in Rissbereichen bewusst zugelassen, um durch Momentenumlagerungen und Energiedissipation zusätzliche Tragreserven zu mobilisieren. Dieser Mechanismus ist besonders bei dynamischen Belastungen, wie sie beispielsweise bei seismischen Ereignissen auftreten, von zentraler Bedeutung, da der Stahl im plastischen Bereich auch höhere Deformationen tolerieren kann, ohne abrupt zu versagen, s. z. B. [178]. Die bewusste Integration eines plastischen Bereichs in das Bemessungskonzept, etwa durch das gezielte Auslegen von plastischen Momentengelenken, schafft somit eine zusätzliche Sicherheitsreserve und reduziert das Risiko eines spröden Versagens. Dabei ist jedoch darauf zu achten, dass die adäquate Verzahnung zwischen Beton und Stahl erhalten bleibt, um die Tragfähigkeit des Verbundes nicht zu beeinträchtigen. Besonders kritisch wird diese Thematik, wenn bereits bestehende Korrosionsnarben vorliegen, die die Verbundfestigkeit weiter schwächen und somit den Übergang in den plastischen Bereich beeinflussen können.

Im Rahmen des übergeordneten Ziels dieser Arbeit, der Beurteilung des Ermüdungsverhaltens korrosionsgeschädigter Bewehrung, war es daher erforderlich, sowohl ein rein *linear-elastisch* als auch ein *plastisch vorbelastetes Beanspruchungsszenario* abzubilden und zu prüfen. Abb. 3.7 zeigt die beiden entsprechenden Prüfkörpervarianten. Hinsichtlich des restlichen Prüfkörperaufbaus unterschieden sich beide Prüfkörpervarianten nicht voneinander. Das eruierte Konzept sah eine zyklische Beaufschlagung mittels korrosiver Lösung über ein mittig über dem Trennriss platziertes Füllstoffreservoir vor. Die Prüfkörper wurden für den sog. Drei-Elektroden-Aufbau konzipiert. Dazu wurde neben dem partiell einbetonierten Betonstahl, der die Arbeitselektrode darstellt, während der Betonage ein mischoxidbeschichtetes Titangitter als Gegenelektrode in den Beton eingebracht. Neben dem Füllstoffreservoir wurde ein mit Ultraschallgel befülltes Becken für die MnO_2-Referenzelektrode aufgebracht. Die Regelung erfolgte anschließend über die in Abschnitt 4.1.1 beschriebenen Multikanalpotentiostaten. Die einzelnen Herstellungsschritte sowie die Erzeugung der Korrosionsnarben werden in Abschnitt 4.4.2 nochmals detailliert beschrieben.



1	Bewehrungsstahl
2	Korrosionsschutz
3	Beton
4	Trennriss
5	Titangitter
6	NaCl - Lösung
7	Enthaftung
8	MnO_2 - Referenzelektrode
9	Multikanalpotentiostat

Abb. 3.7 Schematische Darstellung der Prüfkörpervarianten zur Abbildung des plastischen (oben) und linear-elastischen (unten) Beanspruchungsszenarios

4 LABORUNTERSUCHUNGEN

4.1 Mess- und Prüftechnik

4.1.1 Elektrochemische Messungen

Während destruktive Analysemethoden zur Untersuchung von Korrosionsphänomenen in bestimmten Fällen sinnvoll sind, erweisen sie sich für die Untersuchung des Fortschreitens der Korrosion als weniger geeignet. Eingriffe in das System verändern die ursprünglichen Korrosionsbedingungen und beeinflussen somit den weiteren Verlauf des Prozesses. Da die Korrosion von Stahl in Beton primär elektrochemischer Natur ist, bieten sich zerstörungsfreie elektrochemische Untersuchungsmethoden als Alternative an. Für die Beurteilung des aktuellen Korrosionszustands von Stahl in Beton stellt insbesondere die Potenzialmessung eine relevante Methode dar, da sie eine räumliche und zeitliche Nachverfolgung von Veränderungen innerhalb des Systems ermöglicht, s. z. B. [179, 180].

Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens erfolgt die Überwachung und Steuerung des Korrosionsprozesses unter Zuhilfenahme eines Potentiostaten in der Dreielektrodenkonfiguration: Arbeits-, Gegen- und Referenzelektrode. Das System ermöglicht die Erfassung von Strömen bis 100 mA mit einer Auflösung von 0,1 µA sowie Potentiale bis 4 V mit einer Auflösung von 1 mV. Als Referenzelektrode wurde eine Mangandioxid-Elektrode (MnO_2-Elektrode) mit einem Gleichgewichtspotential von +316 mV_{SHE} verwendet. Ohne externen Stromfluss, d. h. bei geöffnetem Stromkreis („open circuit“, OC), kann zunächst das Ruhepotential E_{corr} des Stahls (Arbeitselektrode) gegenüber der Referenzelektrode bestimmt werden. Da das Ruhepotential vom Gleichgewicht der kathodischen und anodischen Teilreaktionen abhängt, spiegelt eine Änderung des Ruhepotentials eine Verschiebung dieser Reaktionen wider. Ein Anstieg des Ruhepotentials deutet in dem Zusammenhang auf eine reduzierte anodische Eisenauflösung hin. Eine Abnahme des Ruhepotentials hingegen weist auf eine erhöhte Aktivität sowohl der anodischen als auch der korrespondierenden kathodischen Teilreaktion hin und kann somit als Indikator für aktive Korrosion interpretiert werden. Nach *Angst et al.* [181, 182] gilt ein Abfall des Ruhepotentials um ca. 150-200 mV als kritischer Wert für den Übergang des Stahls vom passiven in den aktiven Korrosionszustand.

Der verwendete Potentiostat ermöglicht die gezielte Polarisation der Arbeitselektrode. Um ein definiertes, vom Ruhepotential abweichendes Potential aufzuprägen, ist ein äußerer Stromfluss i_S erforderlich. Dies wird über die in Form eines mischoxidbeschichteten Titangitters ausgebildete Gegenelektrode realisiert. Der Potentiostat hält die zuvor festgelegte Spannung zwischen Arbeits- und Referenzelektrode konstant. Gleichzeitig misst er das Potential der Arbeitselektrode und vergleicht den ermittelten Ist-Wert mithilfe eines Differenzverstärkers mit der vorgegebenen Sollspannung. Bei einer Abweichung erfolgt eine automatische Korrektur, über eine Anpassung des über die Gegenelektrode eingeleiteten Stroms. Diese Regelung erfolgt innerhalb von weniger als 10^{-5} Sekunden. Als Reaktion auf die Polarisierung kann ein Strom gemessen werden.

4.1.2 Topografische Messungen

Ein zentraler Punkt dieses Forschungsvorhabens ist die Untersuchung des Einflusses der geometrischen Ausprägung von Korrosionsnarben auf das Ermüdungsverhalten von Betonstahl. Aufgrund der hohen Prüfkörperanzahl und der Vielzahl sowie Vielfalt der erzeugten Korrosionsnarben je Probe war eine händische, mikroskopische Analyse der einzelnen Narben nicht in einem vertretbaren Rahmen umsetzbar. Stattdessen wurde zwecks Digitalisierung und morphologischer Auswertung der Korrosionsnarben ein handbetriebener 3D-Laserscanner (FreeScan UE Pro) der Fa. Shining 3D verwendet, vgl. **Abb. 4.1**.



Abb. 4.1 3D-Laserscanner FreeScan UE Pro der Fa. Shining 3D

Der FreeScan UE Pro basiert auf der Lasertriangulationstechnologie und ermöglicht Scans mit einer Auflösung von bis zu 0,02 mm. Die Lasertriangulationstechnologie ist ein optisches, berührungsloses Messverfahren zur präzisen dreidimensionalen Erfassung von Oberflächengeometrien. Dabei wird ein Laserstrahl auf das Messobjekt projiziert und die reflektierte Lichtinformation von einer Kamera aus einem definierten Winkel erfasst. Die laterale Verschiebung der reflektierten Laserlinie auf dem Kamerasensor wird mithilfe von Triangulationsalgorithmen in dreidimensionale Koordinaten umgerechnet. Diese Technologie zeichnet sich durch eine hohe Messgenauigkeit und Auflösung aus und wird häufig in der industriellen Messtechnik, der Qualitätskontrolle sowie im Reverse Engineering eingesetzt. Eine allgemeine Beschreibung optischer 3D-Messtechnik inkl. Photogrammetrie ist z. B. [183] zu entnehmen.

Der verwendete Scanner verfügt über drei verschiedene Messmodi: Kreuzlinien-, Parallellinien- und Einzellinienscans, vgl. Abb. 4.2. Beim Kreuzlinienscan werden 26 Laserlinien in einem gekreuzten Muster projiziert, um die Oberflächenstruktur aus mehreren Winkeln gleichzeitig zu erfassen und somit eine schnelle Datenerfassung (1.390.000 Punkte/s) größerer Bereiche zu ermöglichen. Durch die Mehrfachbeleuchtung werden Abschattungen reduziert. Primärer Nachteil dieses Messmodus ist, dass die Tiefenschärfe durch die Überlagerungen der einzelnen Linien begrenzt wird, d. h. die Datenerfassung in z-Richtung ist begrenzt. Beim Parallellinienscan (5 parallele Linien) ist die Scangeschwindigkeit geringer. Während das

Auftreten potenzieller Messfehler durch die gleichmäßige Linienverteilung reduziert wird, nimmt die Anfälligkeit für Schattenbildung zu, wodurch die Effektivität bei stark gekrümmten Geometrien abnimmt. Der Einzellinienscan ist besonders gut für komplexe Oberflächen mit feinen Details geeignet und ermöglicht aufgrund der nicht vorhandenen Linienüberlagerungen die beste Tiefenerfassung. Die Messung dauert allerdings wesentlich länger und erfordert eine präzisere Führung des Scanners, um eine vollständige Datenerfassung zu ermöglichen.

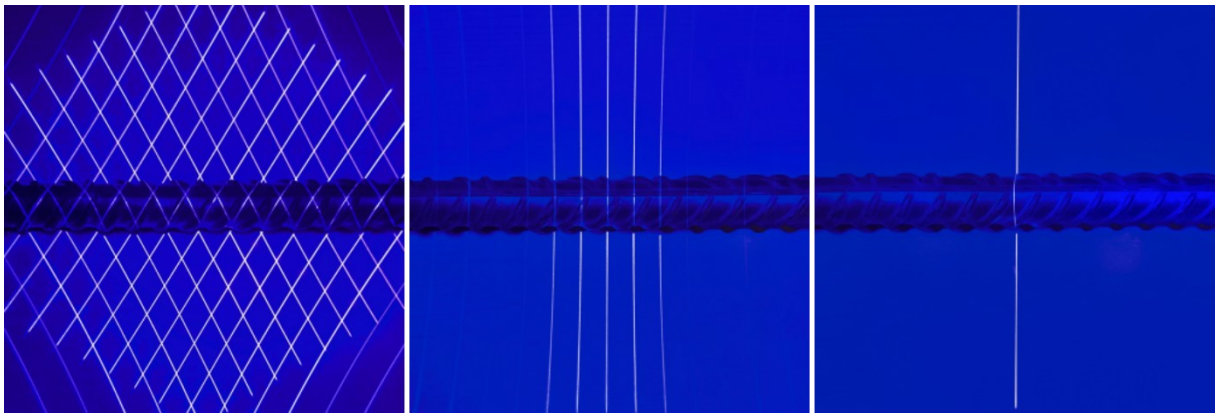


Abb. 4.2 Kreuz- (links), Parallel- (mitte) und Einzellinienscans (rechts)

Zur Erfassung der im Rahmen dieses Forschungsvorhabens erzeugten Korrosionsnarben hat sich eine Kombination aus Kreuzlinien- und Einzellinienscans bewährt. Die korrosiv geschädigten Bereiche wurden zunächst im Kreuzlinienscan mit einer Auflösung von 0,1 mm erfasst. Anschließend wurde die erzeugte Punktwolke auf Fehlstellen überprüft, die insbesondere im Bereich besonders tiefer und komplexer Narbenstrukturen auftraten. Durch den anschließenden Einzellinienscan konnten entsprechende Bereiche ausgebessert und bis zu einem gewissen Maße vereinzelt auftretende Unterschneidungen abgebildet werden. Um ein vollständiges dreidimensionales Objekt zu schaffen, wurde die Kombination aus Kreuzlinien- und Einzellinienscan für jede Probe zweiseitig durchgeführt. Das Zusammenführen der erzeugten Punktwolken der beiden Hälften erfolgte anschließend teilautomatisiert mittels der FreeScan-Software.

Abschließend wurde die Punktwolke beim sog. „Meshing“ in eine Netzstruktur umgewandelt, vgl. Abb. 4.3. In einem automatisierten Prozess wurden dazu Anomalien und Mehrfachinformationen entfernt und Bereiche mit übermäßig hohen Punktdichten reduziert. Durch Triangulations-Algorithmen wurde die Topologie bestimmt, die benachbarten Bereich definiert, und schließlich eine durchgehende Netzstruktur erzeugt. Die derart generierten Netzkörper konnten für die grafische Analyse genutzt werden, vgl. Abschnitte 4.3.3 und 4.4.4.

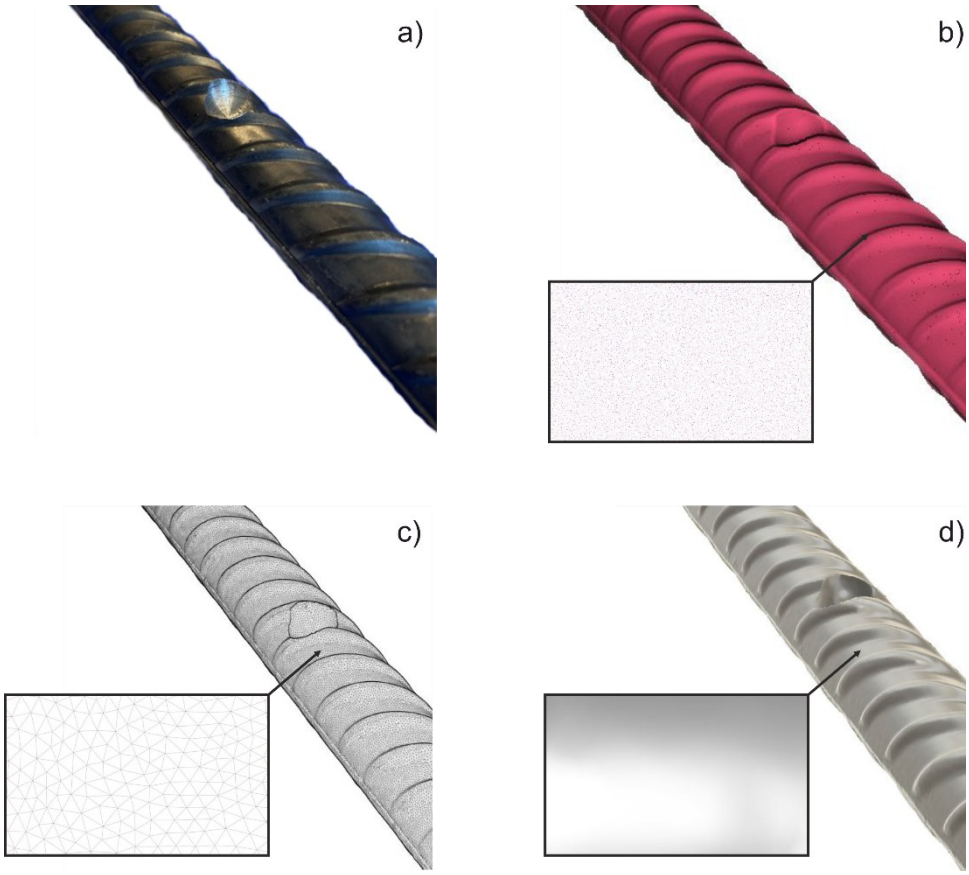


Abb. 4.3 Exemplarische Darstellung der verschiedenen Schritte zur Digitalisierung der Proben mittels 3D-Scanner: a) mechanisch vorgeschädigter Betonstahl, b) Erstellung einer Punktwolke, c) Erzeugung eines Netzkörpers aus der Punktwolke mittels Triangulation und d) Transformation von Netz- in Volumenkörper für volumetrische Betrachtungen

4.1.3 Resonanzprüfmaschine

Um die für Dauerschwingversuche erforderlichen hohen Lastwechselzahlen innerhalb eines vertretbaren Versuchszeitraums realisieren zu können, waren Prüfmethoden mit hohen Frequenzen notwendig. Hydraulische Prüfmaschinen sind aufgrund ihrer mechanischen Komponenten in der erreichbaren Prüffrequenz meist limitiert und weisen zudem einen erhöhten Energiebedarf sowie einen höheren Verschleiß auf. Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wurde daher eine Resonanzprüfmaschine verwendet, die ihre Lasten durch eine sinusförmige, magnet- oder unwuchtinduzierte Anregung mit variabler Amplitude um eine vorapplizierte Mittellast generiert und deutlich höhere Prüffrequenzen erlaubt.

Für die durchgeführten Dauerschwingversuche wurde die durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderte Großlastresonanzprüfmaschine POWER SWING 1.500 kN MOT der SincoTec Test Systems GmbH eingesetzt, vgl. Abb. 4.4. Diese Prüfmaschine ermöglicht eine maximale Oberlast von bis zu 1,5 MN sowie eine maximale Amplitude von ±0,5 MN. Sie ist für Versuche im Druckschwell-, Wechsel- und Zugschwellbereich konzipiert und erlaubt sowohl statische als auch dynamische Zug-, Druck- und Biegezugversuche.

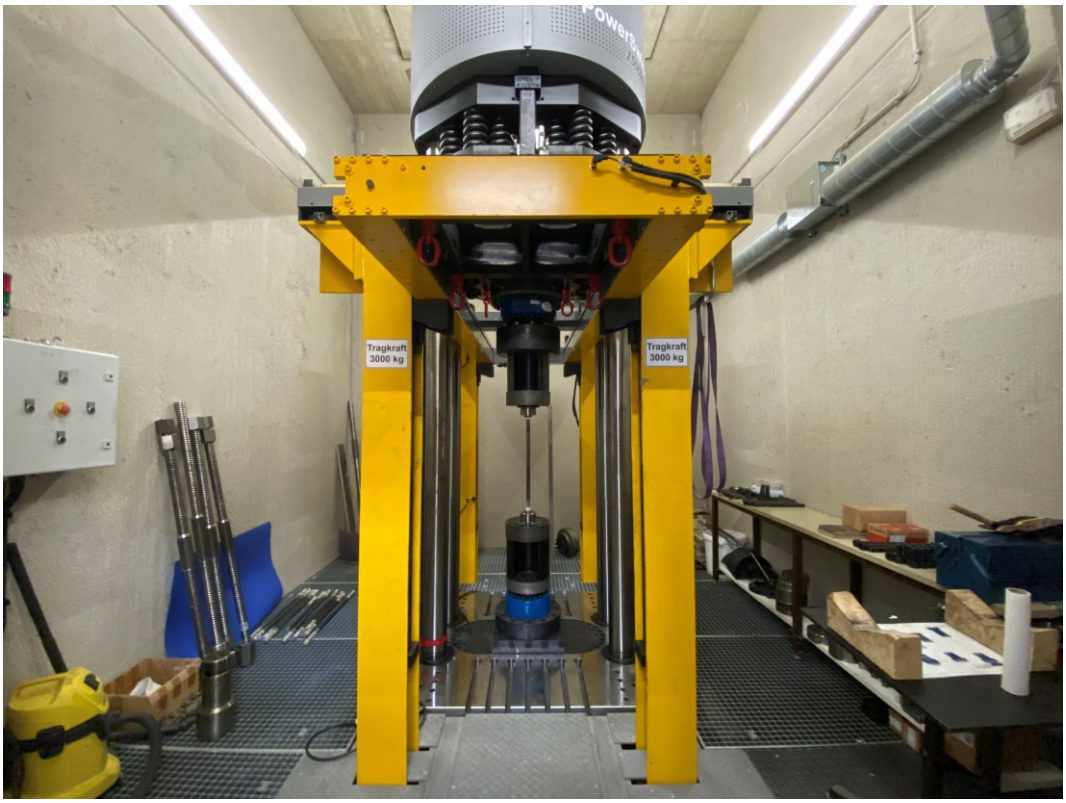


Abb. 4.4 Großlastresonanzprüfmaschine POWER SWING 1.500 kN MOT [184]

4.2 Materialeigenschaften

4.2.1 Betonstahl

Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wurde Betonstahl der Güteklasse B500B mit Durchmesser $Ø_s$ = 25 mm untersucht, da in diesem Durchmesserbereich bislang nur begrenzte Erkenntnisse vorliegen. Der untersuchte Betonstahl wurde nach dem Tempcore-Verfahren hergestellt und vollumfänglich zu einem definierten Zeitpunkt aus der laufenden Produktion entnommen, um potenzielle Einflüsse bzw. Unterschiede resultierend aus dem variierenden Abnutzungsgrad der Profilierungswalzen weitestgehend zu vermeiden. Die Proben wiesen auf einer Seite alternierend geneigte Rippen und auf der gegenüberliegenden Seite parallel verlaufende Rippen auf, vgl. Abb. 4.5. Die geometrischen Parameter, insbesondere die Abmessungen und Abstände der Schrägrippen sowie die gemäß *DIN 488-2:2009* [4] ermittelten bezogenen Rippenflächen, sind für beide Rippenausprägungen - alternierend geneigt (a) und parallel (p) – in Tab. 4.1 dargestellt. Die Mindestanforderungen an die bezogene Rippenfläche gemäß *DIN 488-1* [N5] wurden erfüllt.



Abb. 4.5 Darstellung des untersuchten Betonstahls B500B ($Ø_s$ = 25 mm): parallel verlaufende Rippen (links) und alternierend geneigte Rippen (rechts)

Tab. 4.1 Maße und Abstände der Rippen sowie bez. Rippenflächen

Durchmesser	Typ	Rippenhöhe			Rippenabstand	Kopfbreite	Winkel		Reihenabstand	Rippenlänge	Bez. Rippenfläche
		$a_{1/4}$	a_m	$a_{3/4}$	c		α	β	e		f_R
mm	-		mm		mm	mm		°	mm	mm	-
25	a	1,31	2,42	2,09	15,1	1,9	50	68/52	3,08	38,8	0,091
	p	1,59	2,29	1,74	15,3	2,4	50	62	3,52	40,7	

Wie in Abschnitt 2.1.1 beschrieben führt das Tempcore-Verfahren zu einer Aufhärtung der Randzone. Um die daraus resultierenden Unterschiede hinsichtlich des Gefüges zu veranschaulichen und zu analysieren, wurden scheibenförmige Proben mit einer Dicke von rd. 20 mm orthogonal zur Stablängsrichtung entnommen. Durch die verwendete wassergekühlte Diamanttrennscheibe konnten hitzebedingte Gefügeveränderungen weitestgehend vermieden und die aus dem Sägeprozess resultierende Deformationszone möglichst geringgehalten werden. Zwecks Vermeidung von Ausbrüchen im Randbereich während des nachfolgenden Schleifprozesses wurden die Proben in mit Keramikpulver versetztem Epoxidharz eingebettet. Die einzelnen Schritte des anschließenden Schleif- und Polierprozesses sind in Tab. 4.2 dokumentiert.

Tab. 4.2 Probenpräparation für die metallografische Gefügeanalyse

Durchmesser	Abrasiv	Schmiermittel	Laufrichtung	RPM Scheibe	RPM Probenhalter	Anpresskraft	Zeit
mm	-	-	-	-	-	N	-
25	P1200 SiC Papier	Wasser	Gegenlauf	200-250	88	12	40-60 s
	6 µm Diamantspray	Wasser	Gegenlauf	150	88	12	5-7 min
	3 µm Diamantspray	alkoholisch	Gegenlauf	120	88	15	10 min
	1 µm Diamantspray	alkoholisch	Gleichlauf	120	88	9	2-5 min

Auf einer polierten Schlifffläche können ausschließlich solche Gefügebestandteile sichtbar gemacht werden, die sich durch erhebliche Unterschiede im Reflexionsvermögen vom Grundmetall oder der Legierung abheben. Im Allgemeinen ist es daher notwendig, die Gefügebestandteile nach dem Polieren durch gezielte Ätzbehandlungen derart aufzurauen, dass unterschiedliche Reflexionseigenschaften erzeugt werden. Zwecks der hier angestrebten Entwicklung bzw. Kontrastierung des Feingefüges erfolgte eine 30 Sekunden lange Tauchätzung in 3%-iger Nital-Säure. Bereits mittels visueller Inspektion ließen sich die verschiedenen Bereiche - Kernzone, Übergangsbereich und Randzone - an den geätzten Proben identifizieren, vgl. Abb. 4.6. Die Dicke der Randzone t_R wurde unter Vernachlässigung der Rippen basierend auf 3 Proben und jeweils 5 Messungen zu rd. 3,2 mm bestimmt. Die Dicke des Übergangsbereichs $t_Ü$ betrug im Mittel rd. 1,2 mm.

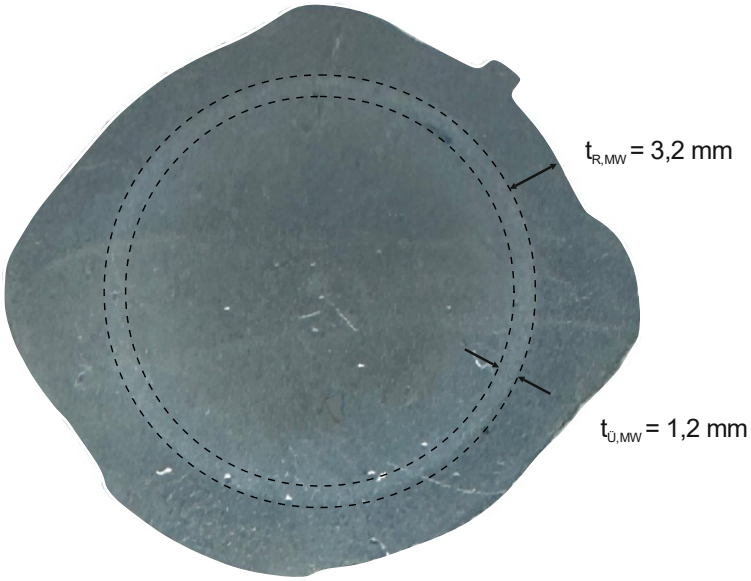


Abb. 4.6 Übersicht über die mittels Tauchätzung kontrastierten Bereiche des untersuchten Tempcore-Betonstahls

Für die anschließende mikroskopische Untersuchung des Gefüges wurde das Lichtmikroskop BX53M von Olympus verwendet. Abb. 4.7 veranschaulicht das Feingefüge der verschiedenen Bereiche bei 500-facher Vergrößerung. Eine detaillierte Zusammenstellung der mikroskopischen Dokumentation ist Anhang Abb. B1 zu entnehmen.

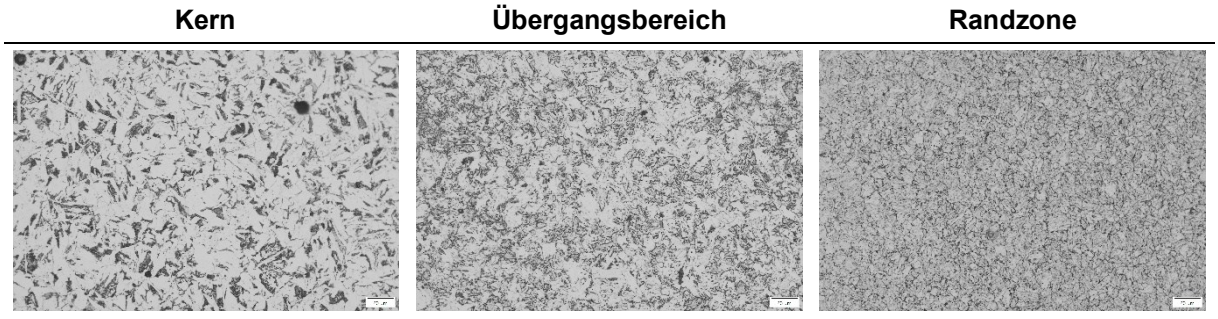


Abb. 4.7 Mikroskopische Dokumentation des entwickelten Feingefüges bei 500-facher Vergrößerung

Das kontrastierte Feingefüge lässt deutliche Unterschiede zwischen den einzelnen Zonen erkennen. Im Kernbereich wirken die Körner gröber und sind relativ gleichmäßig verteilt, was auf eine homogene Kohlenstoffkonzentration hindeutet, wie sie für überwiegend ferritisches bzw. ferritisch-perlitisches Gefüge aufgrund langsamer Abkühlung üblich sind, s. z. B. [185]. Die hellen Bereiche stellen dabei die ferritischen Strukturen dar, während die feineren, dunkleren Strukturen typisch für perlitisches Gefüge sind. Mechanisch ergeben sich daraus eine moderate Festigkeit kombiniert mit hoher Zähigkeit bzw. Duktilität. Im Übergangsbereich bildet sich eine Mischstruktur aus, die sich durch feiner werdende Ferritkörner und vermehrt dunkler geätzte Bestandteile, die auf höhergekohlte Martensit-/Bainitbereiche hinweisen, auszeichnet. Die für bainitisches Gefüge typische Mischkristallverfestigung führt in der Regel zu einem guten Verhältnis aus Festigkeit und Zähigkeit. Das Gefüge im Randbereich wirkt deutlich homogener und feinkörniger und weist kaum noch sichtbare lamellare Perlitstrukturen auf. Die dunkle und relativ einheitliche Färbung deutet dabei auf angelassenen Martensit bzw. feinen Bainit hin. Durch die dichte Versetzungsstruktur resultieren für diesen Bereich eine hohe Festigkeit und Härte bei geringerer Zähigkeit.

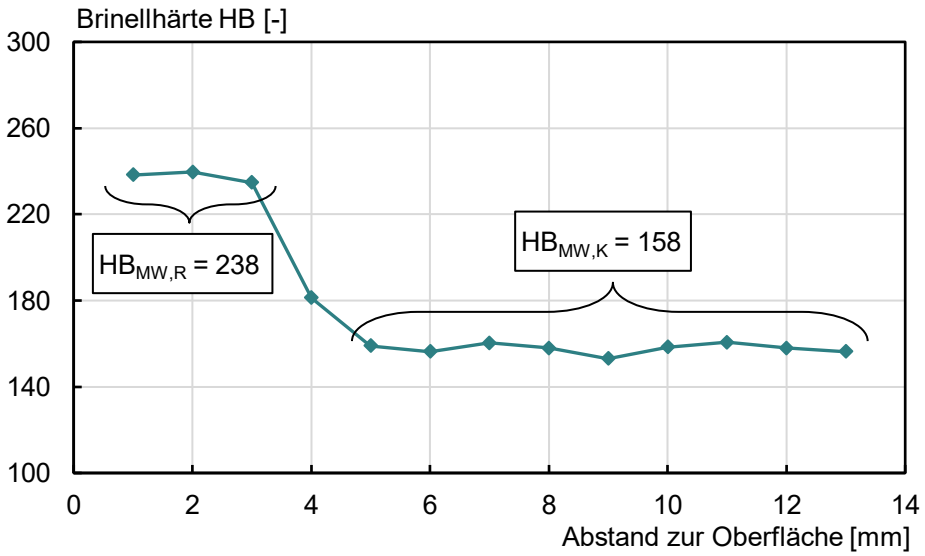


Abb. 4.8 Härteverlauf des untersuchten Betonstahls über den Querschnitt

Entsprechend der verschiedenen Gefügestrukturen ergaben sich für die drei Zonen unterschiedliche Härtewerte. Die Ergebnisse der Härteprüfung sind umgerechnet in die Brinellhärte in Abb. 4.8 dargestellt. Die dargestellten Härtewerte wurden als Mittelwert aus jeweils 3 Messwerten gebildet. Aufgrund der gewählten Methode - dynamischer Rückprall nach Leeb, vgl. *DIN EN ISO 16859-1:2016-02* [N6] - konnten keine gesicherten Messwerte für die flächenmäßig kleine Übergangszone ermittelt werden, weswegen an dieser Stelle lediglich zwischen Kern- und Randzone unterschieden wird. Für den Kernbereich ergab sich die mittlere Brinellhärte $HB_{MW,K}$ zu 158 und für die Randzone $HB_{MW,R}$ zu 238. Über die Brinellhärte konnte die mittlere Zugfestigkeit des untersuchten Betonstahls zu 535 N/mm^2 im Kernbereich und zu 800 N/mm^2 in der Randzone approximiert werden.

Tab. 4.3 Chemische Zusammensetzung für die untersuchten Betonstähle inkl. zugehöriger Grenzwerte für die Stückanalyse gemäß *DIN 488-1* [N5]

Durch-messer	C	Mn	S	P	Cu	Cr	N	V	C_{eq}[1]
mm	%	%	%	%	%	%	%	%	%
25	0,17	0,862	0,041	0,020	0,32	0,093	0,009	0,0030	
Grenzwert[2]	0,24	-	0,055	0,055	0,65	-	0,014	-	0,52

[1]Kohlenstoffequivalent C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5
[2]für d ≤ 28 mm

Die chemische Zusammensetzung des untersuchten Betonstahls wurde mittels Funkenspektralanalyse ermittelt. Die in Tab. 4.3 dargestellten Ergebnisse liegen innerhalb der Grenzwerte gemäß *DIN 488-1* [N5]. Die niedrigen Schwefel- und insbesondere Phosphoranteile reduzieren die Wahrscheinlichkeit von Sprödbrüchen, da hohe Werte i. d. R. zu einer Versprödung und einer erhöhten Rissanfälligkeit führen. Der Kohlenstoffgehalt sowie das Kohlenstoffequivalent, die im Zusammenhang mit der Duktilität des Stahls stehen, lagen ebenfalls im niedrigen Bereich.

Neben den strukturellen Eigenschaften wurden für den Betonstahl die Zugfestigkeit, Streckgrenze, Gesamtdehnung und der E-Modul an jeweils drei Proben ermittelt, vgl. Tab. 4.4. Die normativen Anforderungen gemäß [N5] hinsichtlich Streckgrenze, Streckgrenzenverhältnis sowie Gesamtdehnung wurden erfüllt.

Tab. 4.4 Mittelwerte der mechanischen Kennwerte des untersuchten Betonstahls inkl. zugehöriger Mindestanforderungen gemäß *DIN 488-1* [N5]

Durch-messer	Zugfestigkeit f_{tk}	Streck-grenze f_{yk}	Streckgrenzen-verhältnis f_{tk}/f_{yk}	Gesamtdehnung bei Höchstlast A_{gt}	E-Modul E
mm	N/mm²		-	%	Gpa
25	679,8	578,5	1,18	12,7	225,6
Sollwert	-	500	1,08	5,0	-

Um den Einfluss korrosiver Schädigung auf die Ermüdungsfestigkeit der untersuchten Betonstähle quantifizieren zu können, wurde zunächst das Ermüdungsverhalten ungeschädigter Referenzproben untersucht. Dies erfolgte in Anlehnung an *DIN 50100:2022-12* [N3] unter Zug-Schwellbeanspruchung mit konstanter Oberspannung bei 60 % der rechnerischen Streckgrenze. Die variierten Schwingbreiten ergeben sich in Abhängigkeit von den kritischen Schwingbreiten nach *DIN EN 1992-2/NA:2013-04* [N7] und betrugen 145, 175 und 200 N/mm². Je Schwingbreite wurden fünf Proben mit einer Länge von 800 mm geprüft. Die Prüffrequenz ergab sich in Abhängigkeit von der Resonanzfrequenz und dementsprechend der Steifigkeit der Probe zu 37 bis 38 Hz. Als Durchläuferkriterium wurde eine Schwingspielzahl von 10 Millionen Zyklen festgelegt.

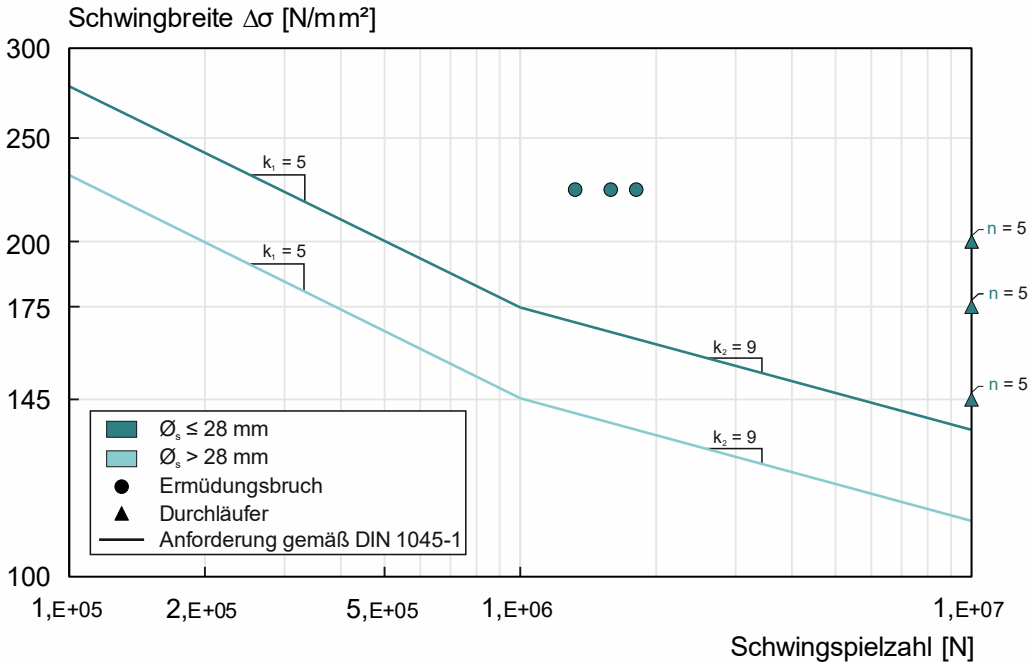


Abb. 4.9 Ergebnisse der Dauerschwingversuche an ungeschädigten Referenzproben

Wie in Abb. 4.9 ersichtlich wird, wurden bei den o. g. Schwingbreiten ausschließlich Durchläufer erzeugt, was grundsätzlich auf eine gute Ermüdungsfestigkeit des untersuchten Betonstahls im Bereich praxisnaher Schwingbreiten hindeutet. Im nächsten Schritt wurden die Schwingbreiten schrittweise erhöht bis Brüche in der freien Länge erzeugt wurden, um eine quantifizierbare Aussage über die Leistungsfähigkeit der Betonstähle zu ermöglichen. Erste Ermüdungsbrüche wurden bei einer Schwingbreite von 225 N/mm² erzielt, vgl. Abb. 4.9.

Aufgrund des vornehmlichen Auftretens von Durchläufern im Bereich relevanter Schwingbreiten konnte keine Referenz-Wöhlerlinie nach *DIN 50100:2022-12* [N3] erstellt werden. Allerdings wurden sowohl die Mindestanforderungen gemäß *DIN 488-1:2009-08* als [N5] auch *DIN 1045-1:2023-08* [N8] in Ergänzung zu *DIN EN 1992-1-1:2025-09* [N9] deutlich überschritten. Eine vollumfängliche Aufstellung der Dauerschwingversuche an Referenzproben ist in Anhang Tab. A6 Tab. A7 zusammengestellt.

4.2.2 Betonzusammensetzung und -eigenschaften

Für die Herstellung der Verbundkörper, vgl. Kapitel 3, wurde Portlandzement CEM I 42,5 R verwendet. Im Vergleich zu anderen Zementtypen weist dieser Zement einen vergleichsweise geringen Chlorideindringwiderstand auf, insbesondere im Vergleich zu hüttensand- und flugaschehaltigen Zementen, s. z. B. [186, 187]. Da im Rahmen dieser Untersuchungen die hergestellten Verbundprüfkörper gezielt mit Chlorid-Lösung beaufschlagt werden, stellt der verwendete Zement eine besonders ungünstige, aber für die Forschung relevante Ausgangssituation dar. Der Beton ist gemäß den Normen *DIN EN 206:2021-06* [N2] und *DIN 1045-2:2023-08* [N10] aufgrund der Chloridexposition den Expositionsklassen XD3 und XS3 zuzuordnen. Daraus ergibt sich eine normative Anforderung an den Mindestzementgehalt von 320 kg/m³, welche mit dem tatsächlich eingesetzten Zementgehalt von 360 kg/m³ erfüllt wurde. Die

Betonmischung wurde ohne die Zugabe von Zusatzstoffen konzipiert. Als Wasserzementwert (w/z-Wert) wurde der für die o. g. Expositionsklassen maximal zulässige Wert von 0,45 angesetzt. Um eine optimale Verarbeitbarkeit des Betons zu erreichen, wurden der Mischung zusätzlich 1 g/kg Zement Fließmittel zugegeben. Die konzeptionierten Verbundprüfkörper wiesen wenig Raum zwischen Betonstahl und Schalung auf. Zwecks Sicherstellung eines homogenen Einbaus des Betons wurde ein 8 mm Größtkorn verwendet. Die entsprechende mittelkörnige Sieblinie ist in Abb. 4.10 dargestellt.

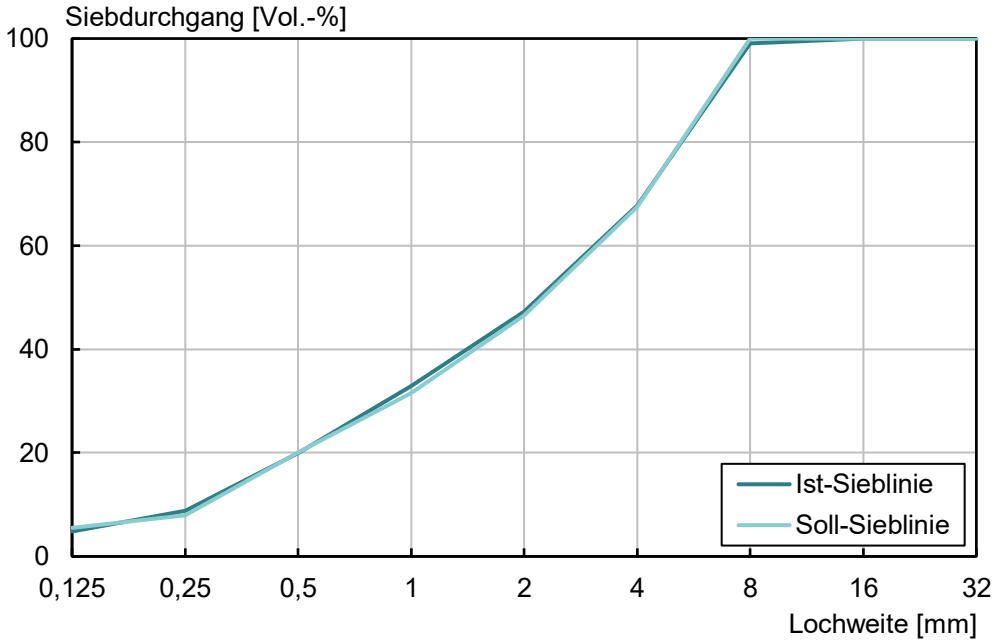


Abb. 4.10 Sieblinie der verwendeten Gesteinskörnung

Die mechanischen Eigenschaften des Betons wurden durch Druckfestigkeitsprüfungen an Würfeln mit einer Kantenlänge von 150 mm ermittelt. Nach fünf Tagen betrug die Betonwürfeldruckfestigkeit im Mittel 50,3 N/mm², nach 28 Tagen erreichte sie 63,5 N/mm², vgl. Tab. 4.5. Damit erfüllte der hergestellte Beton die normativen, expositionsabhängigen Anforderungen der Mindestdruckfestigkeitsklasse C35/45 gemäß *DIN 1045-2:2023-08*. Die Würfel wurden unter identischen Bedingungen wie die Verbundprüfkörper gelagert, sodass davon ausgegangen werden kann, dass diese eine vergleichbare Druckfestigkeit aufwiesen.

Tab. 4.5 Kennwerte des verwendeten Betons

Luftporengehalt	**Frischbeton-rohdichte**	**Konsistenz-klasse**	**Druckfestigkeit**	
			5 d	**28 d**
Vol.-%	g/cm³	-	N/mm²	
3,8	2,350	F2 (plastisch)	50,3	63,5

4.3 Dauerschwingversuche an mechanisch geschädigten Prüfkörpern

4.3.1 Allgemeines

In der Praxis führen korrosive Angriffe häufig zu Materialverlusten und unregelmäßigen Oberflächenstrukturen, die mechanisch einer Kerbwirkung entsprechen. Untersuchungen, s. z. B. [188], zeigen, dass insbesondere scharfkantige Korrosionsmulden ausgeprägte lokale Spannungs- und Dehnungskonzentrationen verursachen können, die Rissinitiierung bzw. den Übergang von Mulde zu Riss begünstigen.

Vor Beginn der Versuche an Proben mit korrosiver Schädigung, wurden diese aus Gründen der Reproduzierbarkeit und der isolierten Betrachtung geometrisch bedingter Spannungskonzentrationen zunächst durch einen mechanischen Fräsvorgang induziert. Dieses Vorgehen erlaubte es, eine definierte Referenz zu generieren, mit deren Hilfe der Einfluss reiner Querschnittsverluste auf die Schwingfestigkeit ermittelt und die zusätzlichen Effekte durch Korrosionsprozesse in darauffolgenden Versuchen systematisch und differenziert betrachtet werden konnten.

4.3.2 Implementierung der Querschnittsschwächungen

Wie eingangs bereits erwähnt, erfolgte die Implementierung der definierten mechanischen Querschnittsschwächungen durch einen Fräsvorgang. In erster Linie wurde der erzeugte Querschnittsverlust, der in der Praxis den maßgebenden Parameter für Restlebensdauerprognosen darstellt, stufenweise in einem Bereich zwischen 5 und 30 % variiert. Dazu wurde der verwendete Fräskopf (*halbrund r* oder *zylindrisch z*), vgl. Abb. 4.11, in Abhängigkeit von seinem *Durchmesser* $Ø_B$ (*8 mm* und *16 mm*) mit einer definierten *Bohrtiefe t* zentrisch zwischen zwei parallelen Rippen in den Stahl eingetrieben. Die erforderlichen Bohrtiefen wurden grafisch mittels AutoDesk Fusion an einem 3D-Scan des untersuchten Stahls ermittelt. Durch die Variation des Fräskopfes (Bohrform) und -durchmessers sollten verschiedene morphologische Ausprägungen der Kerben abgebildet werden.

Ein Großteil der mechanischen Querschnittsschwächungen wurde durch eine einseitige Bohrung implementiert, wodurch der Masseschwerpunkt der Probe im Kerbbereich verschoben wird. Diese Verschiebung des Masseschwerpunktes führt bei der späteren Dauerschwingbelastung zu einer Momentbeanspruchung, die sich mit der Normalspannung überlagern und somit die Ermüdungsfestigkeit hinabsetzen kann, vgl. Abschnitt 2.3.7. Um die Relevanz dieses Einflusses zu untersuchen, wurden zusätzlich einzelne Prüfserien mit zwei gegenüberliegenden Kerben erzeugt. Die entsprechenden Prüfserien sind Abschnitt 4.3.4 zu entnehmen.

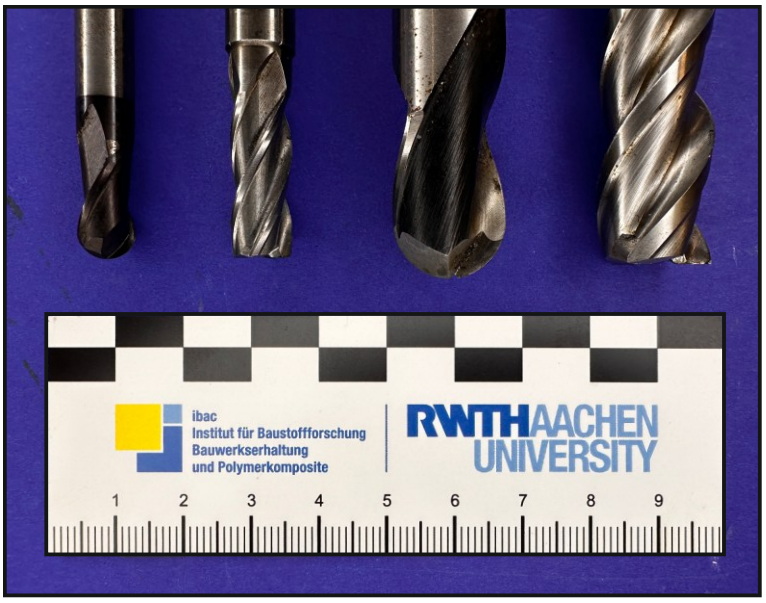


Abb. 4.11 Verwendete halbrunde und zylindrische Fräsköpfe ($Ø_B$ 8 mm und $Ø_B$ 16 mm)

4.3.3 Analyse der Kerbmorphologie

Im Folgenden werden die verschiedenen Parameter beschrieben, die bei den mechanischen Querschnittsschwächungen untersucht wurden. Die grafische Analyse der gekerbten Proben erfolgte mittels AutoDesk Fusion anhand der in Abschnitt 4.1.2 vorgestellten 3D-Scans. Aufgrund von nicht auszuschließenden Ungenauigkeiten bei der grafischen Vorbemessung der Bohrtiefe und beim Fräsprozess, z. B. Positionierung des Fräskopfes zentrisch zwischen zwei Rippen, können Differenzen zwischen dem planmäßigen (ΔQ_{soll}) und dem effektiven (ΔQ_{eff}) Querschnittsverlust entstehen. Daher wurde zunächst der maximale, effektiv erzeugte *Querschnittsverlust* ΔQ_{eff} ermittelt. Dies erfolgte durch einen orthogonalen Ebenenschnitt an der tiefsten Stelle des Kerbgrunds. Die verbleibende Rest-Querschnittsfläche wurde mit der Querschnittsfläche einer ungeschädigten Probe an entsprechender Stelle verglichen und darauf aufbauend der effektive Querschnittsverlust ermittelt.

Gemäß der Kerbspannungslehre wird die Ermüdungsfestigkeit maßgeblich durch den Kerbflankenwinkel ω beeinflusst. Bei einer zweidimensionalen Betrachtung beschreibt dieser den Winkel, der zwischen zwei Kerbflanken aufgespannt wird. Aufgrund der Geometrie des Fräskopfes verlaufen die Flanken der eingebrachten Kerben meist parallel zueinander, wodurch kein Kerbflankenwinkel bestimmt werden kann. Stattdessen wurde im Rahmen dieser Untersuchungen der *Kerbrandwinkel γ* analysiert, der in einem engen Zusammenhang zum Kerbflankenwinkel steht. Dieser beschreibt den Winkel, der zwischen Rissflanke und Stahloberfläche aufgespannt wird.

Zusätzlich wurde die *Kerbschärfe s* bestimmt, die sich zu $\sqrt{t/\rho}$ für flache Kerben und $\sqrt{a/\rho}$ für tiefe Kerben ergab, vgl. Abschnitt 2.3.7. Dazu wurden der *Kerbwurzelradius ρ*, der die Krümmung der Kerbe beschreibt, und die effektive *Tiefe t* bzw. die *kennzeichnende*

Kerbquerschnittsgröße a, entsprechend der Entfernung von Kerbspitze zu Stabmittelpunkt, der erzeugten Kerbe ermittelt. Die ermittelten Kerbparameter sind in Abb. 4.12 zusammengestellt.

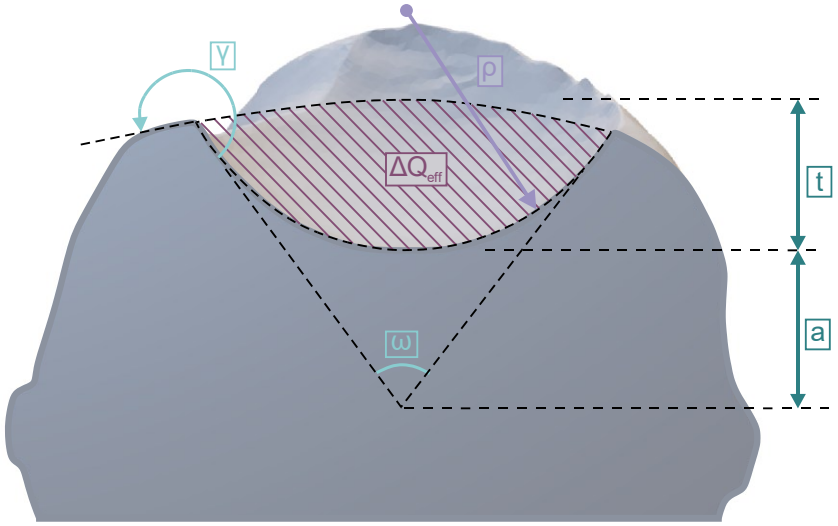


Abb. 4.12 Ermittelte Kerbparameter fümumr die mechanisch geschädigten Prüfkörper: Querschnittsverlust ΔQ_{eff}, Kerbrandwinkel γ, Kerbflankenwinkel ω, Kerbwurzelradius ρ, Tiefe t und kennzeichnende Kerbquerschnittsgröße a

Zur quantitativen Erfassung der durch die mechanisch eingebrachten Kerben verursachten Spannungskonzentration wurde für ausgewählte Kerbgeometrien zusätzlich die maximale Kerbgrundspannung $\sigma_{k,max}$ mittels numerischer Simulation bestimmt. Die derart ermittelten maximalen Kerbgrundspannungen $\sigma_{k,max}$ dienen als Grundlage für die in Abschnitt 2.3.7 eingeführten Kenngrößen *Kerbformzahl* α_k und *Kerbwirkungszahl* β_k. Die Vorgehensweise bei der Ermittlung dieser Kenngrößen mittels numerischer Simulation wird in Abschnitt 4.4.4 anhand der korrosiv geschädigten Prüfkörper beschrieben.

4.3.4 Dauerschwingversuche und Prüfmatrix

Die Dauerschwingversuche wurden in Anlehnung an *DIN 50100:2022-12* [N3] unter Zug-Schwellbeanspruchung mit konstanter Oberspannung σ_o bei 60 % der rechnerischen Streckgrenze und einer Schwingbreite von 175 N/mm² durchgeführt. Der durch die Kerbe erzeugte Querschnittsverlust führt bei gleichbleibender Last zu einer Erhöhung der Nennspannung. Da im Rahmen der Untersuchungen an mechanisch geschädigten Proben primär die relevanten morphologischen Eigenschaften der Kerben analysiert werden sollten, wurden spannungssteigernde Einflüsse resultierend aus höheren Nennspannungen vermieden. Die o. g. Prüfparameter wurden dementsprechend jeweils auf den im Kerbbereich verbleibenden, minimalen Soll-Restquerschnitt bezogen. Eine Zusammenstellung der Prüflasten ist Anhang Tab. A1 zu entnehmen. Im Rahmen der zuvor beschriebenen Untersuchungen wurden an insgesamt 61 Proben systematisch der erzeugte Querschnittsverlust (5 %; 10 %; 20 %; 30 %), der Durchmesser der Bohrung $Ø_B$ (8 mm; 16 mm) sowie die Form des Fräskopfes (halbrund r, zylindrisch z) variiert. Die entsprechende Prüfmatrix ist in Abb. 4.13 dargestellt.

Prüfserie (m = mechanisch geschädigte Prüfkörper)												
m												
Bohrdurchmesser $Ø_B$ (Durchmesser der Bohrung in mm)												
3	8					16						
Querschnittsverlust ΔQ_{soll} (Erzeugter Querschnittsverlust in %)												
3	3	5	10	20	30	5		10			20	30
Bohrform (r = halbrunder Fräskopf; z = zylindrischer Fräskopf)												
z	z	z	r			r	z	z	r			
Art der Bohrung (1x = einseitge Bohrung; 2x = zweiseitige Bohrung)												
1x	1x					1x	1x	1x	2x		1x	1x
Schwingbreite (Schwingbreite in N/mm²)												
175	175					175						
Prüfkörperanzahl												
5	3	3	6	6	6	3	5	3	6	3	6	6
61												

Abb. 4.13 Prüfmatrix mechanisch geschädigter Prüfkörper

4.4 Dauerschwingversuche an korrosiv geschädigten Prüfkörpern

4.4.1 Allgemeines

Im folgenden Abschnitt werden zunächst der Herstellungs- und Konditionierungsprozess der in Kapitel 3 beschriebenen Prüfkörpervarianten (plastisch und linear-elastisch) vorgestellt. Anschließend werden die im Rahmen des Forschungsvorhabens variierten Vorgehensweisen zur Erzeugung realitätsnaher Korrosionsnarben beschrieben und zugehörige elektrochemische und morphologische Kenngrößen dargestellt.

4.4.2 Prüfkörperherstellung und -konditionierung

Die Verbundprüfkörper bestanden aus einem 100 cm langen Betonstahl, der mittig auf einer Länge von 150 mm für das plastische und 400 mm für das linear-elastische Beanspruchungsszenario mit einer quadratischen Querschnittsfläche von 100 x 100 mm² einbetoniert wurde, vgl. Abb. 4.14. Die resultierende Betondeckung entsprach rd. 30 mm. Über die modular konzipierten Kunststoffschalungen wurden zusätzlich zwei Lagen mischoxidbeschichtetes Titangitter (Maschenweite 40 x 19 mm) eingebracht, die im späteren Verlauf als Gegenelektrode fungierten. Als Enthaftung wurden 10 cm lange Hüllrohre aus PVC verwendet, die nach dem Auftrag des Korrosionsschutzes, mit einem Abstand von 40 mm auf den Stahl geklebt wurden. Vor der Betonage wurde jeweils ein Referenz-Scan des späteren Anodenbereichs erstellt, um nach erfolgter Korrosion Querschnittsverluste und Abtragsvolumina ermitteln zu können.

Die Betonage erfolgte in zwei Lagen „frisch in frisch“. Die erste Betonlage wurde bis auf ca. die halbe Höhe der Schalung eingefüllt und für 8 s verdichtet. Anschließend wurde die zweite Lage Beton eingefüllt und erneut für 8 s verdichtet. Durch diese Vorgehensweise sollten potenzielle Betonierschatten auf der Unterseite des Betonstahls resultierend aus der waagerechten Betonage bestmöglich vermieden werden. Die Prüfkörper wurden nach 2 Tagen ausgeschalt und bis zu einem Prüfkörperalter von 5 Tagen mit nassen Tüchern bei 20 °C nachbehandelt.

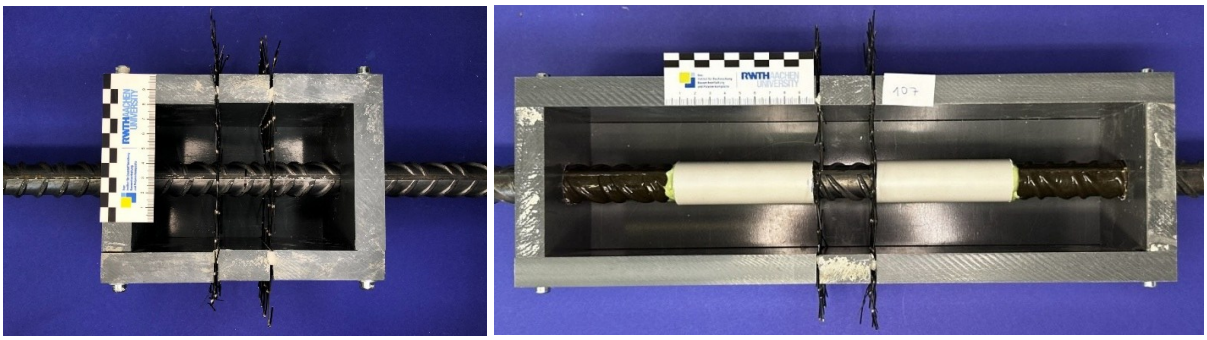


Abb. 4.14 Modulare Kunststoffschalung mit mittig liegendem Betonstahl und eingespannten Titangittern für die plastische (links) und linear-elastische Prüfkörpervariante (rechts)

Die Erzeugung der Trennrisse erfolgte im frühen Betonalter von 5 Tagen, um das Risiko unerwünschter Längsrissbildung zu reduzieren. Dazu wurden die Prüfkörper mittig an zwei gegenüberliegenden Seiten rd. 25 mm tief und 1,7 mm breit eingekerbt, um eine definierte Sollrissstelle zu generieren. Die Lasteinleitung erfolgte über die Stabenden in einem einaxialen Zugversuch mit händisch weggeregelter Laststeuerung. Dabei wurde die Last bzw. der Weg so weit gesteigert, bis die Trennrissbreite mindestens 0,2 mm entsprach, vgl. Abb. 4.15 (links). Die Fixierung der Risse erfolgte durch Einsetzen von 2,0 mm dicken Stahlplatten in die gekerbten Bereiche. Nach dem Entlasten wurden die effektiven Rissbreiten dokumentiert, vgl. Anhänge Tab. A6 bis Tab. A19, und die Rissflanken der Prüfkörper mit AHEAD Blockcoat E abgedichtet. Zur Beaufschlagung der Prüfkörper mittels korrosiver Lösung wurde ein 10 cm hohes Kunststoffbecken mit einer quadratischen Querschnittsfläche von rd. 25 cm² mittig über dem Riss angebracht, vgl. Abb. 4.15 (rechts). Zusätzlich zu dem Beaufschlagungsbecken wurde auf der Prüfkörperoberseite ein zylindrisches Becken für die Referenzelektrode aufgebracht.

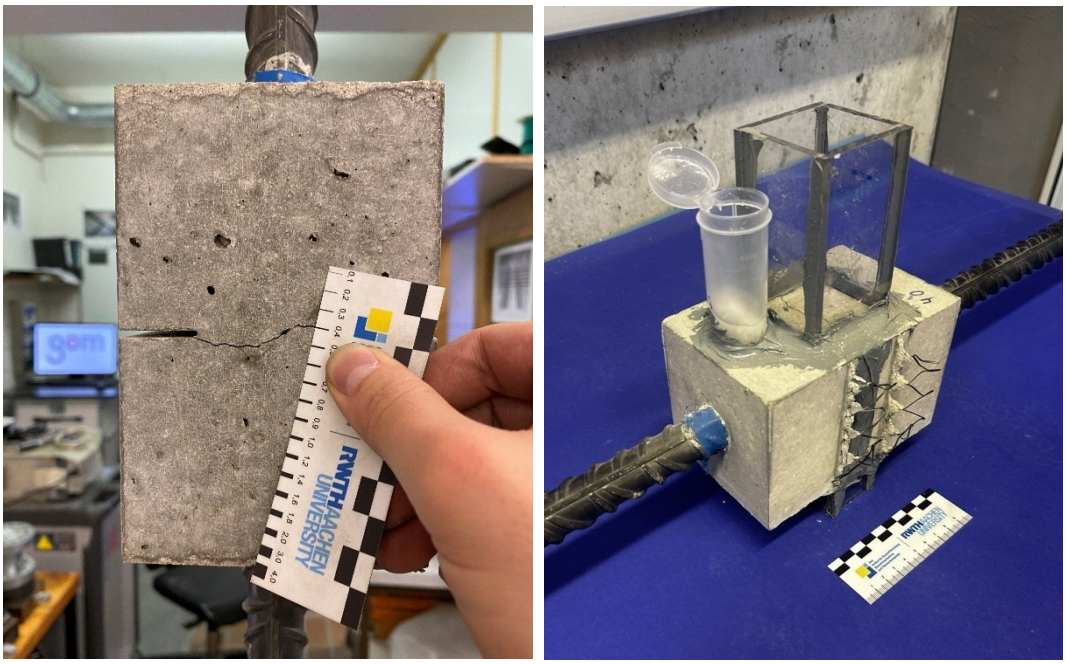


Abb. 4.15 Prüfkörper im belasteten Zustand während der Trennrisserzeugung (links); Abgedichteter Prüfkörper mit aufgeklebten Beaufschlagungs- und Referenzelektrodenbecken (rechts)

4.4.3 Erzeugung der Korrosionsnarben

Um eine Schädigungssituation zu erzeugen, wie sie in maritimer Umgebung oder unter Einwirkung von Tausalzen auftritt, wurde als Korrosionsinitiator eine 4 %-ige NaCl-Lösung, entsprechend dem globalen Durchschnitt des Salzgehalts von Meerwasser von rd. 3,5 M.-%, s. z. B. [189], gewählt. Die Lösung wurde über ein Füllstoffreservoir zyklisch (1× pro Woche, ca. 175 ml) in den Trennriss eingebracht, um einen Nass–Trocken-Wechsel-Zyklus zu erzeugen. Nach *DIN EN 206:2021-06* [N2] entspricht dies den Expositionsklassen XD3 bzw. XS3. Diese gelten als besonders korrosionsfördernd, da die Korrosionsrate im Beton u. a. maßgeblich von

Feuchte- bzw. Ionenverteilung sowie der Verfügbarkeit von Sauerstoff abhängt. Im Vergleich zu dauerfeuchten bzw. ständig nassen Zuständen (XD2 bzw. XS2) ist bei Nass–Trocken-Zyklen verstärkt mit lokalen Korrosionsangriffen zu rechnen, s. z. B. [190, 191], die im Rahmen dieser Arbeit als besonders relevant angesehen werden. Zur Begrenzung einer unkontrollierten Aufkonzentration der NaCl-Lösung im Füllstoffreservoir (Verdunstung) wurde das Füllstoffreservoir abgedeckt.

Unter natürlichen Bedingungen, d. h. ohne eine zusätzliche Polarisation, werden die korrosiven Abtragsraten maßgeblich durch das Flächenverhältnis von Anode zu Kathode bestimmt. Während in der Praxis oftmals Flächenverhältnisse von Anode zu Kathode von 1:10 bis 1:1000 vorliegen, war das Verhältnis beim vorliegenden Prüfkörperformat geringer. In der Folge ist mit geringen Abtragsraten und dementsprechend langen Zeiträumen zum Generieren nennenswerter korrosiver Abträge zu rechnen. Sowohl die Erzeugung der Korrosionsnarben als auch die Ermüdungsversuche unterliegen aufgrund der hohen Anzahl an Einflussfaktoren generell großen Streuungen. Um die Versuchsergebnisse des Forschungsvorhabens dennoch bestmöglich einordnen und statistisch abgesichert bewerten zu können, waren hohe Prüfkörperanzahlen unabdingbar. Aus diesem Grund wurde die große Mehrheit der Prüfkörper anodisch polarisiert, um den Korrosionsprozess zu beschleunigen. Derart konnten die Beaufschlagungsperioden verkürzt und eine deutlich größere Prüfkörpermenge umgesetzt werden.

Um dennoch einen Vergleich der morphologischen Ausprägung der Korrosionsnarben sowie deren Einfluss auf das Ermüdungsverhalten zwischen natürlich und beschleunigt korrodierten Prüfkörpern zu erlauben, wurde zu Beginn des Projekts eine Serie von 16 Prüfkörpern hergestellt, die nicht anodisch polarisiert, sondern lediglich einmal wöchentlich mit 4 %-iger NaCl-Lösung beaufschlagt wurden. Für diese Vergleichsserie wurde als Prüfkörperformat das plastische Beanspruchungsszenario verwendet. Nach der Trennrisserzeugung wurde jeweils an beiden Stirnseiten der Prüfkörper ein zusätzlicher 12,5 cm langer Block betoniert, um die verhältnismäßig kleine Kathodenfläche und die resultierende Abtragsrate zu erhöhen.

Ermittlung des Sauerstoffentwicklungspotentials

Um die beschleunigte Korrosion der Prüfkörper gezielt durch anodische Polarisation initiieren zu können, war zunächst eine elektrochemische Charakterisierung erforderlich. Vor Durchführung der eigentlichen Untersuchungen wurde daher eine potentiodynamische Stromdichte-Potential-Messung an einem gleichartigen Referenzprüfkörper durchgeführt, um das kritische anodische Grenzpotential zu identifizieren, oberhalb dessen Wasserzersetzung und somit Sauerstoffentwicklung einsetzt. Die Vorgehensweise zur Ermittlung des Grenzpotentials wird im Folgenden für die linear-elastische Prüfkörpervariante beschrieben. Für die plastische Prüfkörpervariante erfolgte die Ermittlung in Analogie dazu, vgl. Anhang Abb. B2.

Die Messungen wurden, wie bereits erwähnt, im Drei-Elektroden-Aufbau durchgeführt. Als Referenzelektrode wurde eine MnO_2-Elektrode verwendet, deren Potential +316 mV_{SHE} betrug. Diese wurde in das vorgesehene zylindrische Behältnis gesetzt, welches zur elektrolytischen Ankopplung an den Beton zuvor mit Ultraschallgel gefüllt wurde. Zu Beginn der Messung wurde das Ruhepotential $E_{corr,0}$ des Prüfkörpers zu rd. -380 mV_{MnO_2} bestimmt. Anschließend

wurde unter Beaufschlagung des Trennrisses mit 4%-iger NaCl-Lösung erneut das Ruhepotential $E_{corr,NaCl}$ bestimmt. $E_{corr,NaCl}$ pendelte sich nach etwa 75 Stunden bei rd. - 620 mV_{MnO_2} ein, vgl. Abb. 4.16 (oben). Ausgehend von diesem Potential wurde das System in einem potentiodynamischen Versuch schrittweise um insgesamt +1,5 V in anodische Richtung polarisiert und dabei kontinuierlich der resultierende Strom erfasst, vgl. Abb. 4.16 (unten). Besonderes Augenmerk galt hierbei der Vermeidung des Bereichs der Sauerstoffentwicklung, welcher nicht mehr die gewünschte Korrosionskinetik (Eisenauflösung) entspricht. Das Sauerstoffentwicklungspotential wurde am Knickpunkt der Stromdichte-Potentialkurve zu rd. 330 mV_{MnO_2} bestimmt, was einer anodischen Polarisation um rd. +950 mV entspricht.

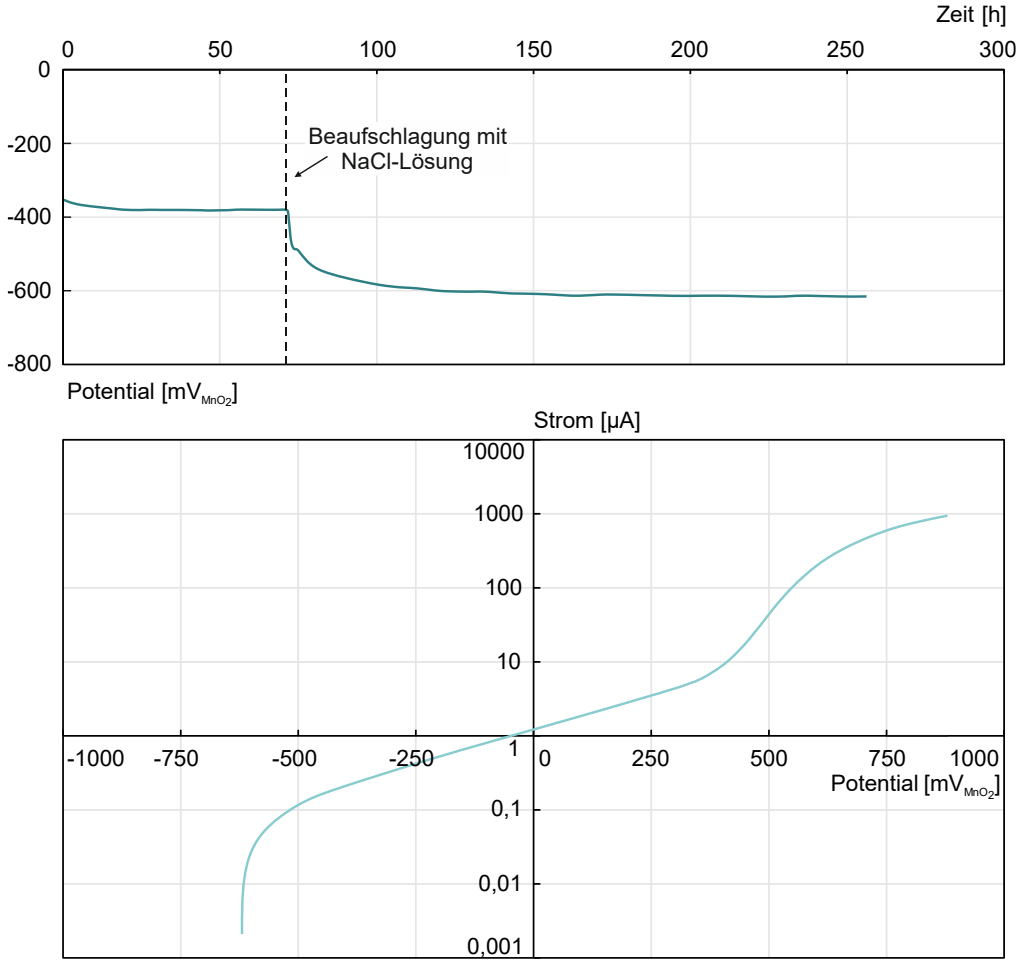


Abb. 4.16 Ermittlung des Ruhepotentials im trockenen ($E_{corr,0}$) und beaufschlagten Zustand ($E_{corr,NaCl}$) (oben) und Stromdichte-Potentialkurve für die linear-elastische Prüfkörpervariante (ohne IR-Kompensation)

Beim verwendeten Drei-Elektroden-Aufbau erreicht aufgrund des Elektrolytwiderstands (R_{el}) zwischen Arbeits- und Referenzelektrode nicht die gesamte Polarisationsspannung den Stahl. Die vorhandene Spannungsdifferenz wird als IR-Drop bezeichnet und wird maßgeblich durch die relative Feuchte im Porensystem des Betons sowie den Abstand zwischen den Elektroden bestimmt. Im vorliegenden Fall war die genaue Kenntnis des um den IR-Drop bereinigten Grenzpotentials nicht erforderlich, da zum Beschleunigen der Korrosion ein analoger Elektroden- und Prüfkörper-Aufbau verwendet wurde. Infolgedessen konnte auf das Durchführen von Ausschaltmessungen zur Bestimmung des IR-Drops verzichtet werden.

Potentialgesteuerte anodische Polarisation

Mit Kenntnis des Sauerstoffentwicklungspotentials konnte mit der gezielten Polarisation der Prüfkörper begonnen werden. Dazu wurde vor der ersten Beaufschlagung mit Chlorid-Lösung zunächst das Ruhepotential ($E_{corr,0}$) zwischen Stahl und der MnO_2-Referenzelektrode gemessen, vgl. Bereich I in Abb. 4.17. Mit Start der Beaufschlagung sank das Ruhepotential ($E_{corr,NaCl}$) abrupt ab, vgl. Bereich II in Abb. 4.17. Ausgehend von diesem Potential wurde der Stahl um insgesamt +800 mV in anodische Richtung polarisiert, um unter dem zuvor ermittelten Sauerstoffentwicklungspotential zu bleiben, vgl. Bereich III in Abb. 4.17. Das Potential wurde dabei schrittweise gesteigert, um anfängliche Aufladungseffekte an der Doppelschicht der Stahloberfläche und die damit einhergehenden Messartefakte zu vermeiden. Die Treibspannung (U) zwischen dem Stahl und dem Titan und die daraus resultierenden Elementströme werden mittels Multikanalpotentiostaten (MKP), vgl. Abschnitt 4.1.1, gemessen und aufgezeichnet.

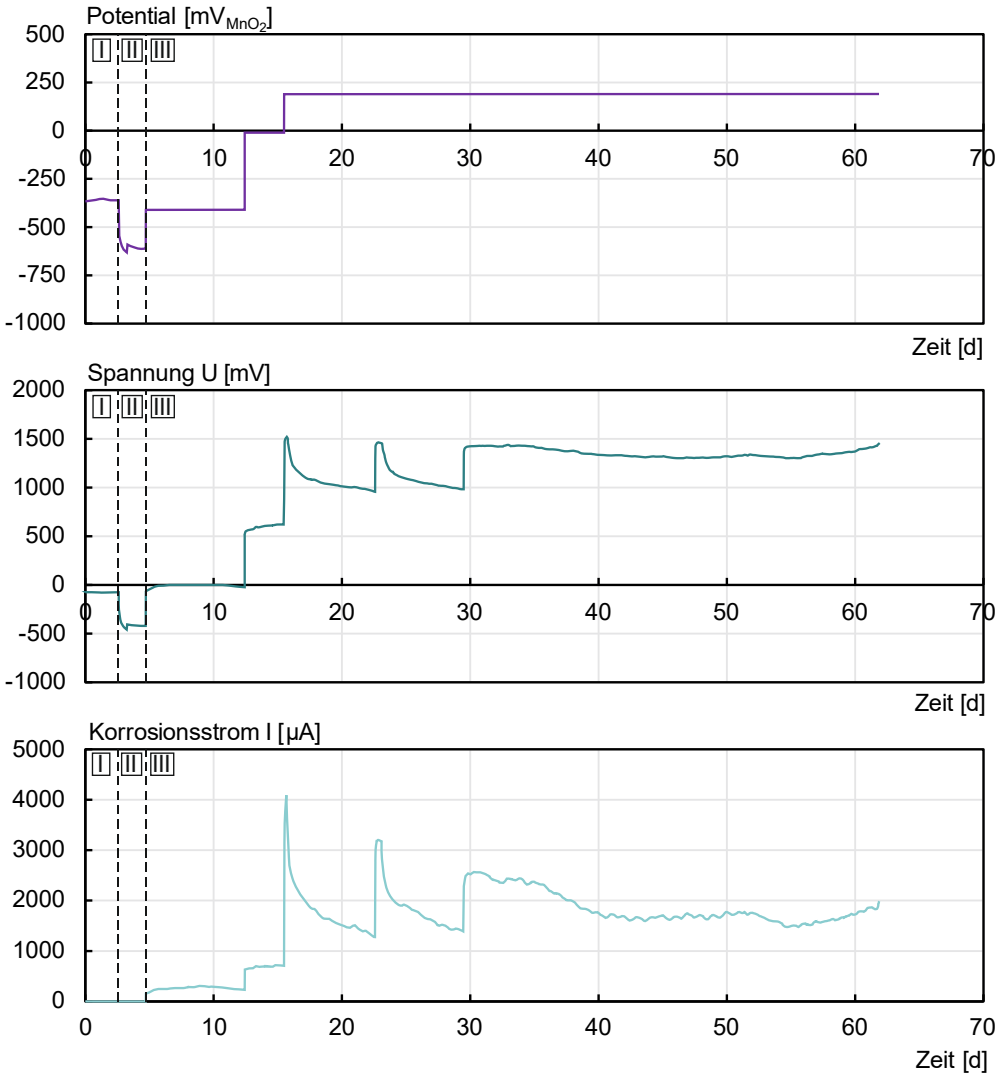


Abb. 4.17 Exemplarische Darstellung des Vorgangs der *potentialgesteuerten* anodischen Polarisation: Potentialregelung gegen die MnO_2-Referenzelektrode (oben); resultierende Treibspannung (Mitte) und Korrosionsstrom (unten)

Spannungsgesteuerte anodische Polarisation

Neben den Prüfkörpern, bei denen die anodische Polarisation, wie oben beschrieben, potentialgesteuert erfolgte, wurden einige Prüfkörper aufgrund von anderer verfügbarer Mess- und Regelungstechnik galvanostatisch, d. h. über das direkte Anlegen einer Treibspannung zwischen Arbeitselektrode (Stahl) und Gegenelektrode (Titan), polarisiert. Mit Kenntnis der sich bei den potentialgeregelten Versuchen einstellenden Treibspannungen und Korrosionsströmen wurden über die gesamte Beaufschlagungsperiode konstante Treibspannungen in einem Bereich zwischen 1 V und 2 V angelegt, vgl. Abb. 4.18. Durch diese Art der anodischen Polarisation konnte ein Überschreiten des Sauerstoffentwicklungspotentials aufgrund der fehlenden Kenntnis des effektiven Potentials nicht ausgeschlossen werden. Eine weitere mögliche Konsequenz wäre eine lokale Ansäuerung im Rissbereich. Diese lokale Ansäuerung kann zu einer Beschleunigung der Metallauflösung, s. z. B. [192], und zu einer veränderten Korrosionsnarbengeometrie, s. z. B. [193], führen. Darüber hinaus kann der entstehende atomare Wasserstoff in den Stahl hinein diffundieren und unter gleichzeitig wirkender Belastung zu einer Wasserstoffversprödung führen, vgl. Abschnitt 2.5.2. Sowohl die Wasserstoffversprödung als auch die veränderte Korrosionsnarbengeometrie können einen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten des Betonstahls haben. Im Abschnitt 5.3 werden Unterschiede hinsichtlich der Geometrie der Korrosionsnarben sowie der Dauerschwingfestigkeiten der verschieden polarisierten Prüfkörper analysiert und diskutiert.

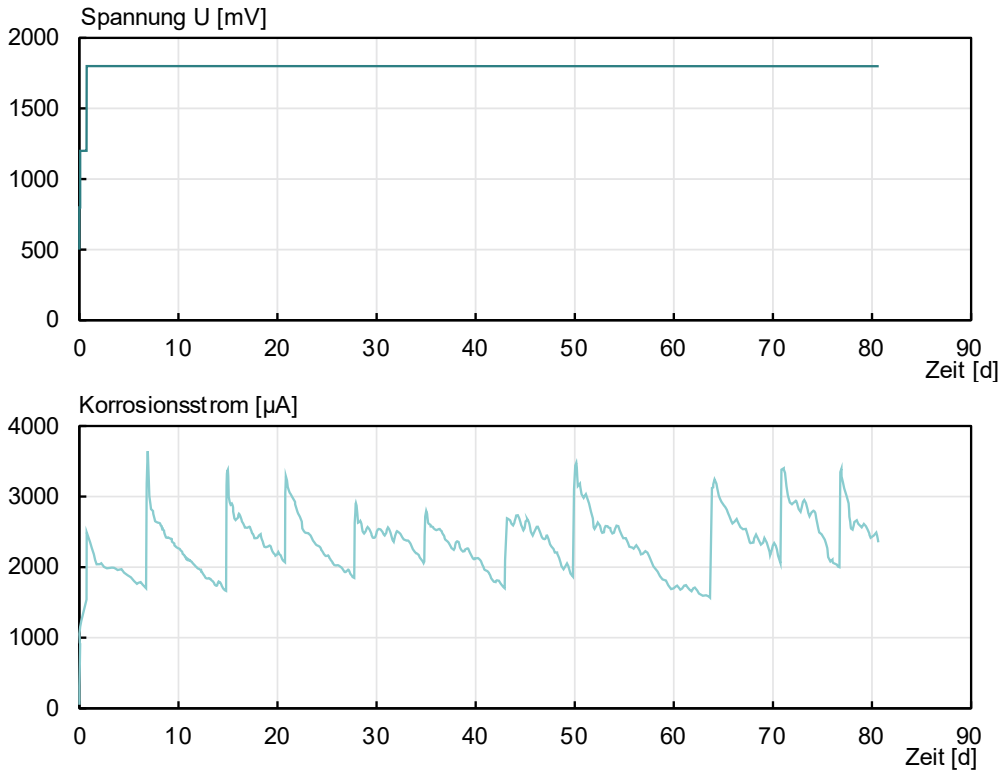


Abb. 4.18 Exemplarische Darstellung des Vorgangs der *spannungsgesteuerten* anodischen Polarisation: Angelegte Treibspannung (oben) und resultierender Korrosionsstrom (unten)

Dauer der Beaufschlagungsphase

Für die natürlich bzw. nicht beschleunigt korrodierten Prüfkörper wurden drei verschiedene Beaufschlagungsdauern festgelegt: 1 Jahr (370 Tage); 1,2 Jahre (440 Tage) und 1,5 Jahre (550 Tage). Für die anodisch polarisierten Prüfkörper sollte die Dauer der Beaufschlagung anhand der gemessenen Korrosionsströme definiert werden. Der Korrosionsstrom verhält sich proportional zum Masseabtrag durch Korrosion. Dieser Zusammenhang folgt aus dem Faraday-Gesetz, vgl. Gleichung 4.1. Der Strom entspricht dabei der über die Phasengrenze Elektrode (Stahl) und Elektrolyt (Beton) transportierten Ladung über die Zeit. Die umgesetzte Metallmasse ist also proportional zum zeitlichen Integral des Stromes.

$$m = \frac{M \cdot Q}{z \cdot F} = \frac{M \cdot t \cdot I_{korr}}{z \cdot F} \tag{4.1}$$

m	Masseverlust infolge Korrosion [g]
M	Molare Masse des Metalls [g/mol]
z	Ladungszahl der Metallionen [-]
F	Faraday'sche Konstante [Coulomb/mol]
Q	Elektrische Ladung [Coulomb]
I_{korr}	Korrosionsstrom [A]
t	Zeit [s]

Die erfassten Korrosionsströme konnten dementsprechend je Zeitinkrement (i. d. R. 15 min) integriert und in einen akkumulierten Masseverlust überführt werden. Eine Projektion des akkumulierten Masseverlusts auf den erzeugten Querschnittsverlust, der im Vorfeld dieser Arbeit als entscheidender Parameter zur Beurteilung der zyklischen Restlebensdauer galt, war im vorliegenden Fall nicht möglich. Dies ist u. a. der unbekannten Anodenfläche geschuldet. Auch wenn die räumlichen Grenzen der Anodenflächen bei beiden Prüfkörpervarianten klar definiert sind, ergibt sich die tatsächlich anodisch wirkende Fläche aus der mit NaCl-Lösung benetzten Stahloberfläche. Diese ist u. a. abhängig von der bei der Trennrisserzeugung ausgebildeten Verbundzone zwischen Stahl und Beton sowie Feuchtetransportvorgängen ausgehend von den beiden Rissflanken. Im vorliegenden Fall bleibt die anodisch wirkende Stahloberfläche bis zum Öffnen der Prüfkörper unbekannt. Selbst bei Kenntnis der exakten Anodenfläche wäre eine Prognose des erzeugten Querschnittsverlusts basierend auf dem akkumulierten Masseverlust bei dem im Rahmen dieser Arbeit abgebildeten Schädigungsmodell nicht möglich gewesen. Anders als bei carbonatisierungsinduzierter Korrosion findet beim chloridbeaufschlagten Trennriss primär kein gleichmäßiger Abtrag über die gesamte Anodenfläche statt, sondern punktuelle Loch- und Muldenkorrosion, vgl. Abschnitt 2.2.5. Die umgesetzte Ladung kann in diesem Fall keiner spezifischen Korrosionsnarbe zugeordnet werden. Da eine Abschätzung des realisierten Querschnittsverlustes basierend auf den Korrosionsströmen nicht möglich war, wurde die Dauer der Beaufschlagungsphasen unabhängig von diesen zu etwa 30, 45, 60, 75, 90, 120, 180 und 240 Tagen festgelegt.

4.4.4 Analyse der Kerbmorphologie

Bei der morphologischen Analyse der durch Korrosion erzeugten Kerben wurden drei primäre Ziele verfolgt:

- die geometrische Charakterisierung der bruchauslösenden Kerbe,
- die Ermittlung der aus der Kerbe resultierenden Spannungsüberhöhung erfasst über die Kerbformzahl α_k und die Kerbwirkungszahl β_k sowie
- die Ermittlung des Querschnitts- und Volumenverlustes entlang der gesamten Anodenlänge.

Als Datengrundlage dienten die in Abschnitt 4.1.2 beschriebenen topografischen Messungen. Für jede Probe wurden dabei zwei Scans erzeugt, ein Referenzscan des ungeschädigten Betonstahls vor der Korrosion und ein Scan des freigelegten, korrodierten Stabs nach dem Glasperlenstrahlen. Die so erzeugten Netzkörper wurden in AutoDesk Fusion und CloudCompare importiert und dort weiterverarbeitet.

Lokale Kerbparameter am Bruchquerschnitt

Im ersten Schritt wurde die bruchauslösende Kerbe identifiziert. Hierzu wurden die Bruchflächen visuell begutachtet und mit den 3D-Modellen abgeglichen. Im Bereich der ermittelten Bruchstelle wurde in AutoDesk Fusion eine Ebene orthogonal zur Stabachse gelegt, sodass ein zweidimensionaler Querschnitt der Kerbgeometrie erzeugt werden konnte. Analog zur Kerbanalyse der mechanisch geschädigten Prüfkörper, vgl. Abschnitt 4.4.4, wurden aus diesem Schnitt die folgenden Parameter bestimmt:

- Kerbtiefe t (Abstand zwischen angenäherter ursprünglicher Staboberfläche und Kerbgrund),
- Breite der Kerbe b,
- Narbenform über das Verhältnis t/b,
- Kerbwurzelradius ρ als Maß für die Krümmung am Kerbgrund,
- Kerbrandwinkel γ als Winkel zwischen Kerbflanke und umgebender Stahloberfläche sowie
- Kerbschärfe s nach *Neuber [115]*.

Darüber hinaus wurde der lokale Querschnittsverlust am Bruchort ΔQ_{eff} ermittelt, indem die verbleibende Stahlquerschnittsfläche im Bruchquerschnitt mit der Querschnittsfläche des ungeschädigten Referenzstabes an derselben axialen Position verglichen wurde. In Fällen, in denen der Bruch nicht mit der Stelle des größten Abtrags übereinstimmte, wurde zusätzlich ein zweiter Ebenenschnitt zur Ermittlung des minimalen Restquerschnitts bzw. des maximalen Querschnittsverlusts ΔQ_{max} durchgeführt.

Kerbformzahl α_k und Kerbwirkungszahl β_k

Die grundsätzlichen Definitionen von *Kerbformzahl* α_k und *Kerbwirkungszahl* β_k sowie deren Bedeutung für das Ermüdungsverhalten wurden im Grundlagenkapitel erläutert, vgl. Abschnitt 2.3.7. Im Folgenden wird beschrieben, wie diese Größen für ausgewählte Kerbgeometrien konkret bestimmt wurden. Die Kerbformzahl beschreibt die elastische Spannungsüberhöhung infolge der Kerbgeometrie und ist als Verhältnis der maximalen Kerbgrundspannung $\sigma_{k,max}$ zur Nennspannung σ_n definiert, vgl. Gleichung 4.2.

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{k,max}}{\sigma_n} \tag{4.2}$$

Die Nennspannung σ_n wurde dabei aus der angesetzten Oberspannung σ_o, berechnet, vgl. Abschnitt 4.3.4. Die maximale Kerbgrundspannung $\sigma_{k,max}$ wurde mittels numerischer Simulation bestimmt. Ausgangspunkt bildeten die 3D-Scans der gekerbten Proben. Die resultierenden Facettenkörper wurden zunächst in AutoDesk Fusion importiert, ausgerichtet und auf eine Probenlänge von rd. 40 mm entsprechend dem Anodenbereich zugeschnitten. Anschließend erfolgte eine Neuvernetzung der Oberfläche unter Beibehaltung der scharfen Kanten, um Scan-Artefakte zu glätten und eine reduzierte, für die weitere Verarbeitung geeignete Facettenstruktur zu erhalten. Um die Kerben möglichst realitätsnah bzw. detailgetreu abzubilden, erfolgte die Neuvernetzung adaptiv, d. h. krümmungsintensive Bereiche, wie z. B. Korrosionsnarben und Rippentäler, erhielten eine deutlich feinere Facettenstruktur als flache Bereiche, vgl. Abb. 4.19.

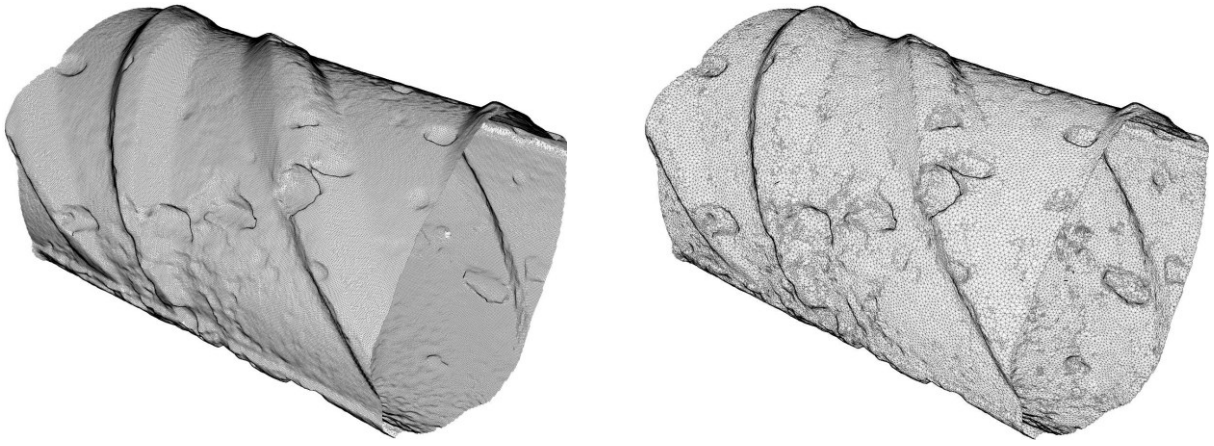


Abb. 4.19 Zugeschnittener Facettenkörper aus 3D-Scan (links) und adaptive Neuvernetzung mittels AutoDesk Fusion (rechts)

Die STL-Dateien wurden anschließend in Ansys SpaceClaim eingelesen und dort weiter aufbereitet. Zur Begrenzung der Dateigrößen und zur Sicherstellung der Verarbeitbarkeit wurde die Facettenanzahl um 80 % reduziert. Im Anschluss wurden verbliebene Einfaltungen, Selbstüberschneidungen und offene Kanten entfernt. Die bereinigten Facettenmodelle wurden schließlich in geschlossene Volumenkörper überführt, um sie für die FE-Analyse nutzbar zu machen, vgl. Abb. 4.20.

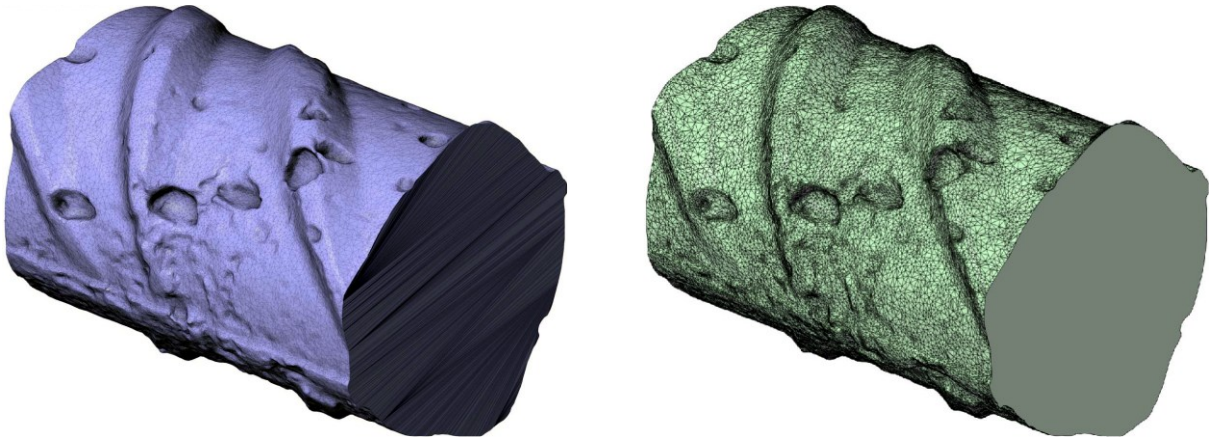


Abb. 4.20 Mittels Ansys SpaceClaim bereinigter Facettenkörper (links) und Umwandlung in Volumenkörper (rechts)

Die eigentliche Spannungsanalyse erfolgte in der Ansys Workbench in Form einer linear-elastischen Berechnung. Die Materialparameter wurden dabei an die in Abschnitt 4.2.1 vorgestellten Zugversuchsergebnisse angepasst. Die FE-Vernetzung der Volumenkörper (Berechnungsnetz) erfolgte ebenfalls adaptiv sowie mit langsamem Übergang und feinem Spannwinkel, um einen glatten Übergang zwischen fein und grob vernetzten Zonen sicherzustellen, vgl. Abb. 4.21.

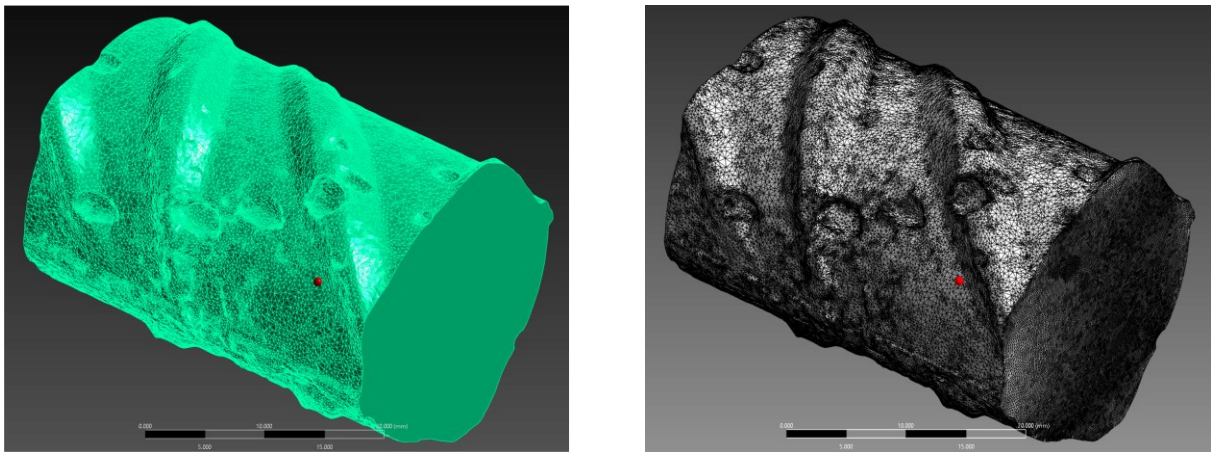


Abb. 4.21 In Ansys Workbench importierter Volumenkörper (links) und adaptive FE-Vernetzung (rechts)

Die Randbedingungen wurden so gewählt, dass sie die Prüfbedingungen der Dauerschwingversuche im vereinfachten Spannungszustand nachbilden. Eine Stirnfläche des Probenabschnitts wurde vollständig eingespannt (verschiebungs- und verdrehfest), während auf die gegenüberliegende Stirnfläche eine konstante Zugspannung entsprechend der Oberspannung von σ_o von 300 N/mm² aufgebracht wurde. Nach erfolgter Simulation wurden die resultierenden Spannungsfelder ausgewertet, vgl. Abb. 4.22, die *maximalen* ($\sigma_{k,max}$) sowie *effektiven Kerbspannungen in der Bruchebene* ($\sigma_{k,eff}$) identifiziert und darauf aufbauen die *Kerbformzahlen* α_k ermittelt.

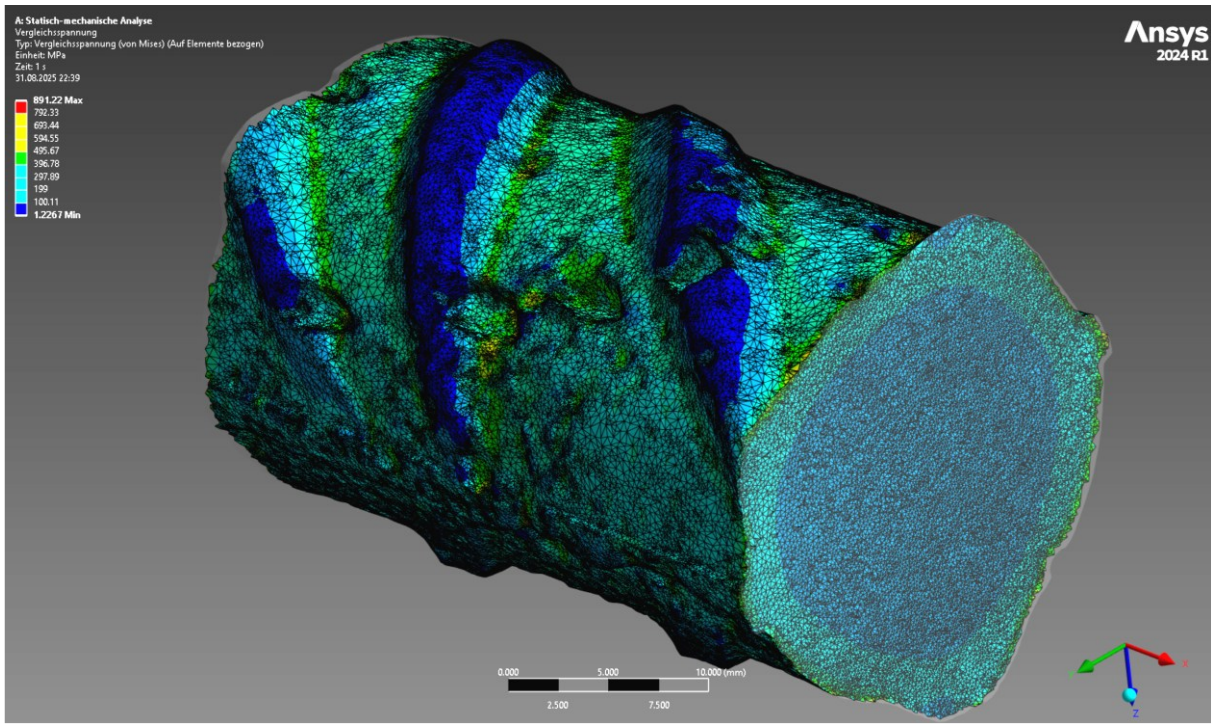


Abb. 4.22 Berechnung der lokalen Kerbspannungen mittels FE-Analyse

Parallel dazu wurde zur Beschreibung der tatsächlich wirksamen Abminderung der Schwingfestigkeit die *Kerbwirkungszahl* β_k herangezogen. β_k ist infolge der Mikrostützwirkung i. d. R. insbesondere bei duktilen Werkstoffen, wie dem untersuchten Tempcore-Betonstahl, kleiner als die rein elastisch bestimmte Formzahl α_k. Sie lässt sich u. a. mit dem Spannungsgradientenansatz nach *Siebel, Meuth* und *Stieler* in drei Schritten bestimmen, s. [90] basierend auf [194-197]:

I. Berechnung des *bezogenen Spannungsgradienten* χ^+, vgl. Abb. 4.23 (links):

Der Spannungsgradient beschreibt das Spannungsgefälle im Kerbgrund, bezogen auf σ_{max}, vgl. Gleichung 4.3. Bei einfachen Geometrien stehen elementare Gleichungen zur Verfügung, bei komplexeren Systemen muss mit FEM oder experimenteller Spannungsanalyse gearbeitet werden.

$$\chi^+ = \frac{1}{\sigma_{max}} \frac{d\sigma}{dx} \tag{4.3}$$

II. Ermittlung der *dynamischen Stützziffer* n_x:

Die dynamische Stützziffer beschreibt den Zusammenhang zwischen der Stützwirkung, dem Spannungsgradienten und der Werkstoffart. Höhere Spannungsgradienten verzögern die Ausbreitung des Schwingrisses, was zu einer Zunahme der Stützziffer führt. Eine Stützziffer nahe 1,0 beschreibt eine volle Kerbempfindlichkeit, wohingegen eine Stützziffer, die ungefähr der Formzahl entspricht, eine weitgehende Kerbunempfindlichkeit beschreibt. Die Stützziffer kann gemäß Abb. 4.23 (rechts) basierend auf dem Spannungsgradienten abgeschätzt oder für ferritisch-perlitischen Stahl unter Zugbeanspruchung anhand der nachfolgenden Näherungsgleichung berechnet werden:

$$n_x = 1 + \left(\frac{55}{R_m \text{ bzw. } R_{p0,2}}\right)^{1,0} \sqrt{\frac{2}{\rho}} \tag{4.4}$$

III. Berechnung der *Kerbwirkungszahl β_k*:

Die Kerbwirkungszahl ergibt sich abschließend als Quotient aus der Formzahl α_k und der dynamischen Stützziffer n_χ, vgl. Gleichung 4.5.

$$\beta_k = \frac{\alpha_k}{n_x} \tag{4.5}$$

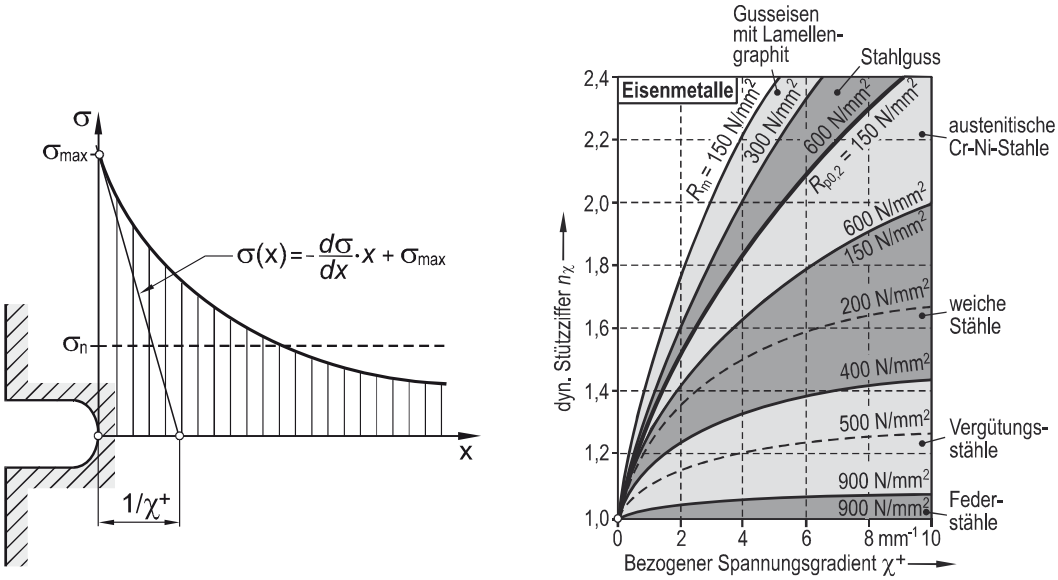


Abb. 4.23 Visualisierung des bezogenen Spannungsgradienten χ^+ (links) sowie der dyn. Stützziffer n_χ in Abhängigkeit von dem bezogenen Spannungsgradienten χ^+ und der Werkstoffart (rechts) nach [90]

Querschnittsverlauf und Volumenverlust über die Anodenlänge

Um den durch Korrosion verursachten Materialabtrag nicht nur lokal, sondern über die gesamte Anodenlänge zu erfassen, wurden Referenz- und Korrosionsscan mittels CloudCompare überlagert und ausgewertet. Der Auswerteprozess gliederte sich in folgende Schritte:

I. Segmentierung über die Anodenlänge:

Die überlagerten Modelle wurden entlang der Stabachse in äquidistante Segmente mit einer Länge von 0,5 mm unterteilt. Für jedes Segment wurde in CloudCompare ein Querschnitt extrahiert, sodass sowohl für den Referenzstab als auch für den korrodierten Stab ein Querschnittsflächenverlauf über die Anodenlänge vorlag.

II. Bestimmung des Querschnittsverlustprofils:

Aus der Differenz zwischen Referenz- und Korrosionsquerschnitt ergab sich der lokale Querschnittsverlust ΔQ(x) als Funktion der axialen Koordinate x, der u. a. die Bestimmung des über

die Anodenlänge gemittelten Querschnittsverlust ΔQ_{mw} ermöglichte. Das resultierende Profil des Querschnittsverlustes wurde zusammen mit der Lage des Bruchquerschnitts und des Minimalquerschnitts grafisch dargestellt, vgl. Abb. 4.24.

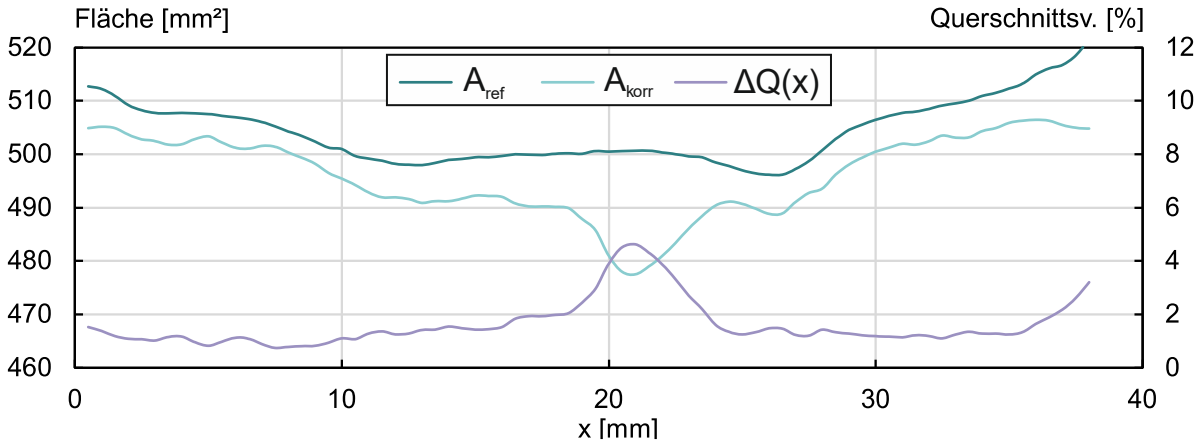


Abb. 4.24 Exemplarische Darstellung des Querschnittsverlustprofils von PK 151

III. Berechnung des Volumenverlustes:

Der korrosionsbedingte Volumenverlust ΔV_{korr} der jeweiligen Anode wurde aus der Summe der segmentweisen Flächenverluste und der Segmentlänge approximiert. Mathematisch entspricht dies dem Integral der Querschnittsdifferenzen über die Anodenlänge, vgl. Gleichung 4.6:

$$\Delta V_{korr} \approx \sum \Delta Q_i \cdot \Delta x \,, \tag{4.6}$$

mit ΔQ_i als Querschnittsverlust des i-ten Segments und Δx = 0,5 mm. Der Volumenverlust wurde bezogen auf das Ausgangsvolumen des betrachteten Stababschnitts ausgewertet und dient in den folgenden Kapiteln als Kenngröße für den realisierten Materialabtrag.

Durch die kombinierte Betrachtung der zuvor beschriebenen Parameter kann untersucht werden, in welchem Maße das Ermüdungsverhalten durch lokale Kerbgeometrie, einhergehenden Spannungsüberhöhungen, den lokalen bzw. flächigen Querschnittsverlust oder durch das Zusammenwirken mehrerer Einflussgrößen bestimmt wird.

4.4.5 Dauerschwingversuche und Prüfmatrix

Die Dauerschwingversuche wurden in Anlehnung an *DIN 50100:2022-12* [N3] unter Zug-Schwellbeanspruchung mit konstanter Oberspannung σ_o bei 60 % der rechnerischen Streckgrenze. Abweichend von den mechanisch geschädigten Prüfkörpern (vgl. Abschnitt 4.3.4) wurden die angesetzten Spannungen dabei nicht auf den infolge der Schädigung reduzierten Querschnitt bezogen, sondern auf den Nenn- bzw. Ausgangsquerschnitt. Damit wird eine realitätsnähere Beanspruchungssituation abgebildet, da die äußere Last im Bauteil unabhängig von lokalem Querschnittsabtrag eingeleitet wird.

Im Folgenden wird die Prüfmatrix der korrosiv geschädigten Prüfkörper vorgestellt, die die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten, systematisch variierten Einflussgrößen, darunter das *Belastungsszenario* (plastisch vs. linear-elastisch), das *Korrosionsverfahren* (natürlich vs. polarisiert) sowie die gewählten *Prüfparameter* (Schwingbreite), zusammenfasst, vgl. Abb. 4.25. Zu jeder Versuchsreihe wird zudem die Anzahl der hergestellten Prüfkörper ausgewiesen, um die statistische Absicherung der Ergebnisse nachvollziehbar zu machen. Die Prüfmatrix dient damit als Basis für die nachfolgende Auswertung und Diskussion der Versuchsergebnisse in Kapitel 5.

Prüfkörpervariante (ref = isolierte Stahlprüfung; pl = plastische Prüfkörpervariante; el = linear-elastische Prüfkörpervariante)																	
ref				el	pl						el						
-				**Korrosionstyp** (n = natürlich korrodiert; nk = nicht korrodiert; a = anodisch polarisiert)													
				nk	n			a			a						
					Polarisation (p = potentialgesteuert ; u = spannungsgesteuert)													
				-	-			p			u	p				u	
Schwingbreite (Schwingbreite in N/mm²)																	
145	175	200	225	175	145	175	200	145	175	200	175	145	175	200	145	175	200
Prüfkörperanzahl																	
5	5	5	3	12	4	10	4	4	12	3	2	3	14	3	13	46	17
165																	

Abb. 4.25 Prüfmatrix korrosiv geschädigter Prüfkörper

5 ERGEBNISSE UND DISKUSSION

5.1 Allgemeines

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen vorgestellt und im Kontext der zugrunde liegenden Schädigungsmechanismen diskutiert. Im Fokus steht der Einfluss einer korrosiven Vorschädigung auf das Ermüdungsverhalten von Betonstahl. Ziel ist es, die wesentlichen Zusammenhänge zwischen Korrosionsfortschritt, resultierender Geometrie- bzw. Querschnittsbeeinträchtigung und der daraus abgeleiteten Schwingfestigkeit systematisch herauszuarbeiten und hinsichtlich ihrer Tragweite für die Bewertung bestehender, schwingungsbeanspruchter Stahlbetonbauwerke und -bauteile einzuordnen.

Die hierzu zunächst betrachteten mechanisch geschädigten Prüfkörper bilden die Bewertungsgrundlage des eigentlichen Untersuchungsgegenstandes. Sie stellen die Verbindung zwischen dem im Vorfeld erzeugten Schädigungszustand und dem strukturellen Tragverhalten des Betonstahls unter zyklischer Beanspruchung her. Dadurch wird der rein geometrisch-mechanische Einfluss der korrosionsbedingten Schädigungen auf die Schwingfestigkeit quantifizierbar und mögliche strukturelle Veränderungen infolge des Korrosionsprozesses identifizierbar.

Der Aufbau des Ergebnis- und Diskussionskapitels folgt dieser Logik. Zunächst werden die verwendeten Auswertegrößen und Darstellungsformen eingeführt, um eine konsistente Vergleichbarkeit zwischen den Serien sicherzustellen. Anschließend werden die experimentellen Ergebnisse schrittweise entlang der wesentlichen Einflussgrößen ausgewertet und die beobachteten Trends vor dem Hintergrund der jeweiligen Randbedingungen eingeordnet. Abschließend werden die Ergebnisse aus mechanischer und korrosiver Schädigung zusammengeführt, um übergeordnete Schlussfolgerungen zum Einfluss korrosiver Vorschädigung auf die Ermüdungsfestigkeit abzuleiten.

5.2 Einfluss mechanischer Schädigung auf die Ermüdungsfestigkeit

5.2.1 Allgemeines

Um den Einfluss des Querschnittsverlustes und der Narbenmorphologie auf das Dauerschwingverhalten korrosionsgeschädigter Betonstähle isoliert bewerten zu können, wurden die Schädigungen zunächst reproduzierbar über definierte, frästechnisch eingebrachte Kerben erzeugt. Dieses Vorgehen ermöglicht es, geometrisch bedingte Spannungskonzentrationen gezielt zu variieren und damit eine Referenzbasis für die später untersuchten, realen Korrosionsnarben zu schaffen. Der erzeugte Querschnittsverlust würde bei konstanter äußerer Last zu einer Erhöhung der Nennspannung führen. Um diesen spannungssteigernden Effekt nicht mit der Kerbwirkung zu überlagern, wurden die Prüflasten der mechanisch geschädigten Prüfkörper jeweils auf den verbleibenden minimalen Restquerschnitt bezogen.

Die in Abb. 5.1 dargestellte Übersicht fasst die mittleren Schwingfestigkeiten sowie die prozentualen Abminderungen der untersuchten mechanisch geschädigten Prüfkörper zusammen. Die Abminderungsfaktoren k_{1E+7} ergeben sich jeweils aus dem Verhältnis von mittlerer Schwingfestigkeit der untersuchten Serie zu der Schwingfestigkeit der ungeschädigten Referenz bei einer Schwingbreite von 175 N/mm². Da die ungeschädigten Referenzproben bei der betrachteten Schwingbreite ausschließlich als Durchläufer bei 1,0E+07 Schwingspielen gestoppt wurden, sind die ausgewiesenen Abminderungsfaktoren als relatives Maß für die minimale Schadenswirksamkeit der jeweiligen Querschnittsschwächung zu interpretieren.

Die Übersicht verdeutlicht eine ausgeprägte Serienabhängigkeit. Während einzelne Serien keine messbaren Abminderungen zeigen, führen andere Serien zu deutlich reduzierten Schwingfestigkeiten. Auffällig ist insbesondere, dass die Serien mit größerem Schädigungsdurchmesser ($Ø_B$ 16 mm) stärker auf die variierten Parameter reagieren als die Serien mit $Ø_B$ 8 mm, deren Ergebnisse serienübergreifend homogener ausfallen. Damit wird deutlich, dass eine rein querschnittsbasierte Bewertung den beobachteten Festigkeitsabfall nicht hinreichend beschreibt und neben dem Querschnittsverlust insbesondere morphologische Merkmale der Kerbe die Rissinitiierung und damit die Lebensdauer maßgeblich beeinflussen können. In den folgenden Abschnitten werden die Einflüsse des Querschnittsverlustes sowie der Kerbmorphologie auf die Schwingfestigkeit anhand ausgewählter Vergleichsserien diskutiert und bewertet.

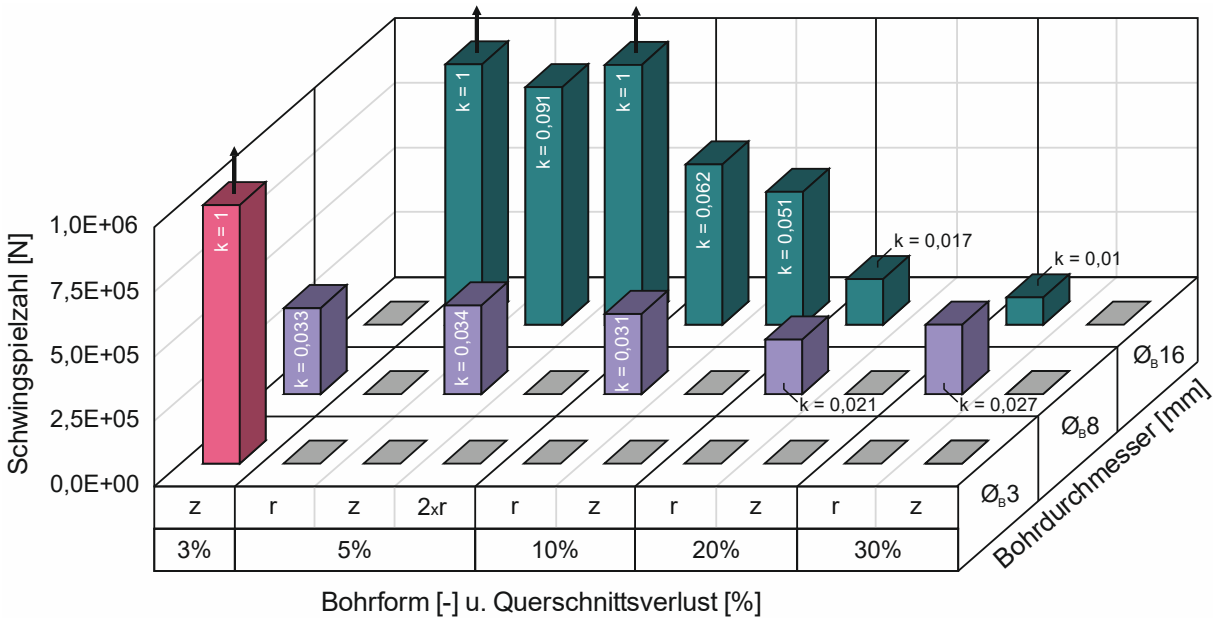


Abb. 5.1 Gegenüberstellung der mittleren Schwingfestigkeiten der untersuchten mechanisch geschädigten Prüfkörper inkl. der zugehörigen Abminderungsfaktoren k_{1E+7} gegenüber der ungeschädigten Referenz (1,0E+07)

In Abb. 5.2 sind die Serienbezeichnungen sowie der Aufbau der im Rahmen der Auswertung der mechanischen Prüfkörper verwendeten *Boxplots* dargestellt. Die Boxplots visualisieren die Streuung der jeweiligen Messergebnisse und enthalten neben dem Mittelwert und dem

Stichprobenumfang auch die obere sowie untere Streubreite und Standardabweichung. Hierdurch wird eine strukturierte, vergleichende Darstellung der Messergebnisse ermöglicht

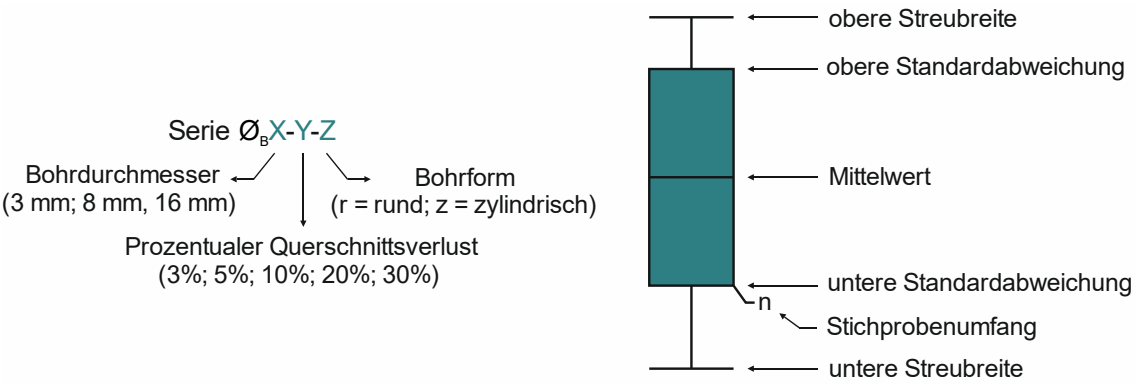


Abb. 5.2 Aufbau der Serienbezeichnung und Boxplots für die mechanisch geschädigten Prüfkörper

5.2.2 Einfluss des Querschnittsverlusts

Die Auswertung der Versuchsserie mit einseitiger, halbrunder Bohrung $Ø_B$ 16 mm und stufenweise erhöhtem Querschnittsverlust (Serie $Ø_B$16-(5 - 30)-r) zeigt zunächst eine deutliche Abhängigkeit der Bruchschwingspielzahlen vom erzeugten Querschnittsverlust, vgl. Abb. 5.3. In der logarithmischen Darstellung deutet sich dabei eine nichtlineare, näherungsweise exponentielle Abnahme der Dauerschwingfestigkeit mit zunehmender Querschnittsreduktion an. Gleichzeitig fällt auf, dass geringe Querschnittsverluste im Bereich ≤ 5 % innerhalb dieser Serie überwiegend unkritisch erscheinen, da hier ausschließlich Durchläufer erzielt wurden. Diese Beobachtung würde zunächst die naheliegende Hypothese stützen, dass der prozentuale Querschnittsverlust als skalierender Hauptparameter zur Beschreibung der Ermüdungsfestigkeit herangezogen werden kann.

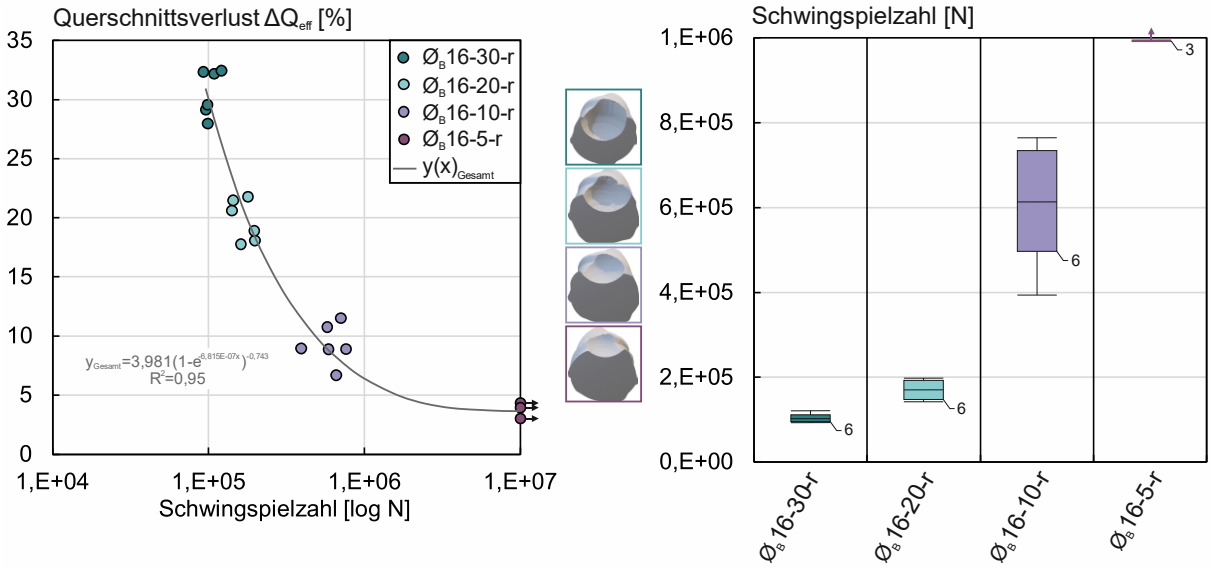


Abb. 5.3 Serie $Ø_B$16-(5 - 30)-r:
Prozentualer, effektiver Querschnittsverlust über Schwingspielzahl (links) und zugehörige Boxplots (rechts)

Bezieht man nun zusätzlich die Ergebnisse der Prüfkörper mit zylindrischer Bohrung ($Ø_B$ 16 mm, 5 %) sowie doppelseitig halbrunder Bohrung ($Ø_B$ 16 mm, 2·5 %) ein, scheinen sich die zuvor aufgestellten Thesen nicht zu bestätigen, vgl. Abb. 5.4. Während bei der zylindrischen Bohrung im Mittel Bruchschwingspielzahlen unter 1.000.000 Zyklen erzielt wurden, wurden alle Prüfkörper mit doppelseitig halbrunder Bohrung als Durchläufer gestoppt. Dies deutet darauf hin, dass der Querschnittsverlust zwar eine notwendige Kenngröße zur Beschreibung der Resttragfähigkeit ist, die Ermüdungsfestigkeit jedoch wesentlich durch die lokale Kerbbeanspruchung bestimmt wird. Dementsprechend können bereits geringe Querschnittsverluste im Bereich ≤ 5 % einen maßgeblichen Einfluss auf die Dauerschwingfestigkeit haben, sofern die Kerbe hinreichend scharfkantig ausgeprägt ist.Δ

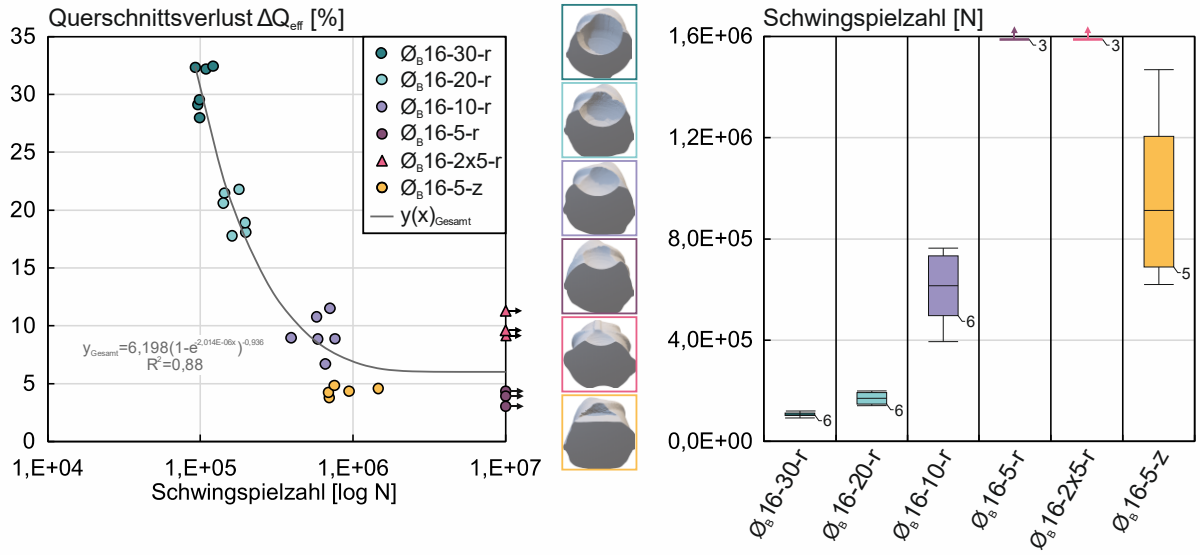


Abb. 5.4 Serien $Ø_B$16-(5 - 30; 2x5)-r und $Ø_B$16-(5)-z: Prozentualer Querschnittsverlust über Schwingspielzahl (links) und zugehörige Boxplots (rechts)

Ein vergleichbares Bild ergibt sich bei der Variation des Bohrdurchmessers. Während bei den Prüfkörpern mit $Ø_B$ 16 mm Bohrungen abhängig von Querschnittsverlust und Narbenmorphologie eine deutliche Streuung der Bruchschwingspielzahlen bis hin zu ausgeprägten Festigkeitsabminderungen beobachtet werden konnte, zeigt sich für kleinere Bohrdurchmesser eine wesentlich geringere Sensitivität gegenüber den variierten Parametern. Die in Abb. 5.5 zusammengeführten Ergebnisse der Serien mit $Ø_B$ 8 mm Bohrungen weisen über alle untersuchten Querschnittsverluste und Bohrformen hinweg ein insgesamt homogenes Verhalten auf. Die Bruchschwingspielzahlen liegen unter Berücksichtigung üblicher Streuungen im Hochzyklusbereich in vergleichbaren Größenordnungen. Eine monotone Abnahme der Lebensdauer mit steigendem Querschnittsverlust lässt sich nicht in gleicher Deutlichkeit ableiten, wie dies zuvor für ausgewählte $Ø_B$ 16 mm-Serien der Fall war. Ebenso ist ein wesentlicher Einfluss der Bohrform bei $Ø_B$ 8 mm nicht erkennbar. Weder die runden noch die zylindrischen Kerben führen konsistent zu signifikant unterschiedlichen Dauerschwingfestigkeiten. Damit deutet sich an, dass bei kleinen Schädigungsdurchmessern die resultierende Ermüdungsbeanspruchung

nicht primär querschnittsbasiert skaliert ist, sondern stärker von lokalen Mechanismen der Spannungsumlagerung und Rissinitiierung bestimmt wird.

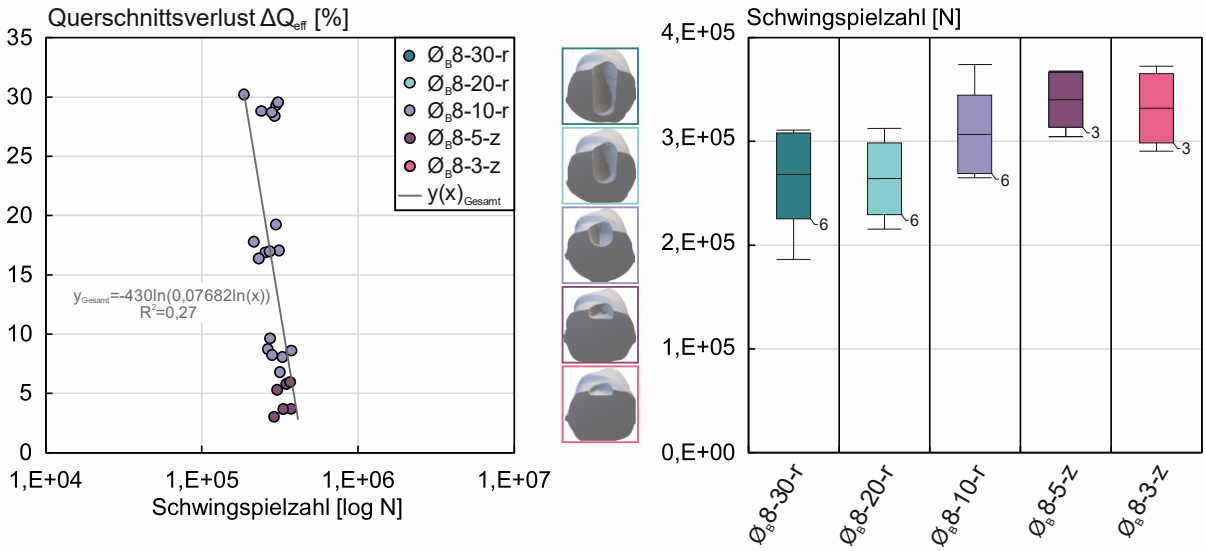


Abb. 5.5 Serien ØB8-(10 - 30)-r und ØB8-(3 - 5)-z: Prozentualer Querschnittsverlust über Schwingspielzahl (links) und zugehörige Boxplots (rechts)

Der direkte Vergleich der variierten Bohrdurchmesser verdeutlicht nochmals, dass die Abhängigkeit der Dauerschwingfestigkeit vom Querschnittsverlust bei ØB 16 mm-Bohrungen ausgeprägter ist als bei ØB 8 mm. vgl. Abb. 5.6 (links). Ein möglicher mechanischer Erklärungsansatz hierfür könnte sich aus der mit zunehmendem Bohrdurchmesser stärker werdenden Exzentrizität des tragenden Restquerschnitts ergeben. Durch die lokale Abtragung verschiebt sich der Schwerpunkt des effektiven Querschnitts gegenüber der Stabachse. Bei axialer Krafteinleitung entlang der ursprünglichen Stabachse entsteht dadurch neben der Normalkraft ein zusätzliches Biegemoment. Dieses Sekundärmoment führt zu einer überlagerten Spannungsverteilung mit erhöhten Zugspannungen auf der geschwächten Seite und kann abhängig von Exzentrizität und Widerstandsmoment die lokale Spannungsamplitude im Kerbbereich steigern. Das Prinzip der Überlagerung aus Primärspannung und sekundär induzierter Momentenbeanspruchung entspricht dem in **Abb. 2.29** dargestellten Wirkmechanismus nach *Läpple* [90] und bietet eine mögliche Begründung dafür, weshalb größere Schädigungsdurchmesser bei ansonsten vergleichbaren Querschnittsverlusten eine höhere Schädigungswirksamkeit entfalten können. In Abb. 5.6 (rechts) ist hierzu die Exzentrizität e im Narbenbereich in Relation zur erreichten Schwingspielzahl dargestellt. Insgesamt ist dabei ein globaler Trend erkennbar, wonach mit zunehmender Exzentrizität als Indikator für die Intensität der sekundären Momentenbeanspruchung tendenziell geringere Lebensdauern auftreten. Gleichzeitig zeigen einzelne Serien deutliche Abweichungen von diesem Trend, sodass die Exzentrizität allein das beobachtete Ermüdungsverhalten nicht vollständig erklärt. Damit rücken neben globalen Spannungsüberlagerungen zunehmend lokale Kerbmerkmale in den Fokus.

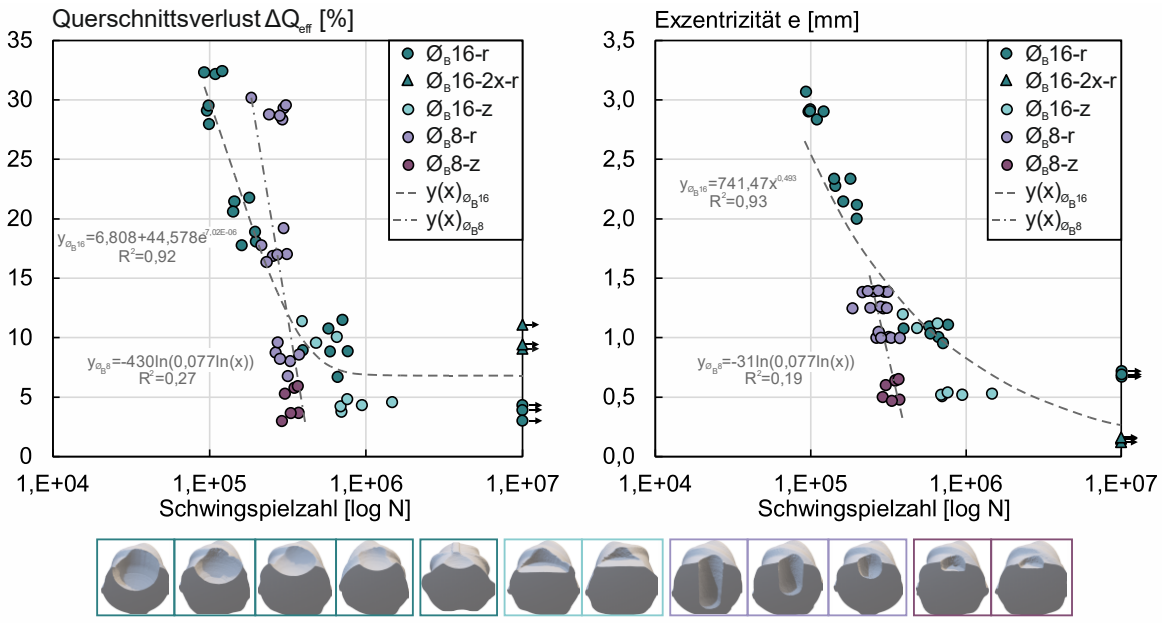


Abb. 5.6 Serien ØB16-(5 – 30; 2x5)-r; ØB16-(5 - 10)-z, ØB8-(10 - 30)-r und ØB8-(3 - 5)-z: Prozentualer Querschnittsverlust über Schwingspielzahl (links) und Exzentrizität im Narbenbereich über Schwingspielzahl (rechts)

In Vorbereitung auf die durchgeführte Analyse der Kerbmorphologie werden im Folgenden linear-elastische, FE-basierte Kerbspannungsanalysen für die Serien ØB16-5-r, ØB16-2x5 und ØB16-5-z vorgestellt. Die numerischen Ergebnisse bestätigen das experimentell beobachtete Bild. Serie ØB16-5-z, die die einzige in diesem Vergleich war, bei der überhaupt Dauerschwingbrüche auftraten, weist zugleich die höchsten lokalen Kerbspannungen $\sigma_{k,max}$ auf, vgl. Abb. 5.7. Dies zeigt sich konsistent sowohl in der maximalen Kerbspannung $\sigma_{k,max}$ als auch in der daraus abgeleiteten Kerbformzahl α_k und Kerbwirkungszahl β_k. Entgegen der in der Literatur für idealisierte Kerben häufig erwarteten Spannungsmaxima im Kerbgrund zeigen die hier durchgeführten FE-Analysen für die betrachteten Serien konsistent, dass die höchsten lokalen Spannungen am Kerbrand bzw. im Bereich des Kerbeinlaufs auftreten. Maßgebend scheint damit nicht der geometrische Tiefpunkt der Narbe zu sein, sondern der Übergang zwischen geschädigter Oberfläche und ungeschädigtem Stab, der durch einen ausgeprägten Spannungsgradienten infolge Geometrieänderungen geprägt ist. Als zusätzliche Bestätigung der Relevanz dieser Parameter und zur Validierung der FE-Ergebnisse zeigt der Vergleich mit den Bruchbildern der Serie ØB16-5-z, dass die Bruchebene bzw. der Rissursprung im Bereich des Kerbeinlaufs am Übergang zur Rippe lokalisiert ist und damit mit der in der Simulation ermittelten Lage der maximalen Kerbspannung übereinstimmt, vgl. Anhang Abb. B3.

Die Identifikation des Kerbrandes als spannungsbestimmender Bereich liefert darüber hinaus einen weiteren Erklärungsansatz dafür, weshalb die Serien mit ØB 8 mm-Bohrungen insgesamt weniger sensitiv auf Querschnittsverlust und Bohrform reagieren als die entsprechenden ØB 16 mm-Serien. Bei den kleineren Bohrdurchmessern ist die Ausbildung des Übergangsbereichs am Kerbrand und damit der lokal spannungsrelevante Bereich über die untersuchten Varianten hinweg weitgehend ähnlich ausgeprägt und dementsprechend nur in geringem Maße von Bohrform und der zum Erzeugen des prozentualen Querschnitts

variierten Bohrtiefe abhängig. Bei $Ø_B$ 16 mm-Bohrungen können hingegen Bohrform und Bohrtiefe die Rand- bzw. Einlaufgeometrie deutlich stärker verändern, z. B. Kerbrandwinkel γ als Maß für die lokale „Schärfe“, wodurch sich auch die maximalen Kerbspannungen am Kerbrand und damit die Ermüdungswirksamkeit wesentlich stärker unterscheiden können. Eine detaillierte Betrachtung des Einflusses des Kerbrandwinkels γ sowie weiteren potentiell relevanten Kerbparametern aus Abschnitt 4.3.3 folgt in Abschnitt 5.2.3.

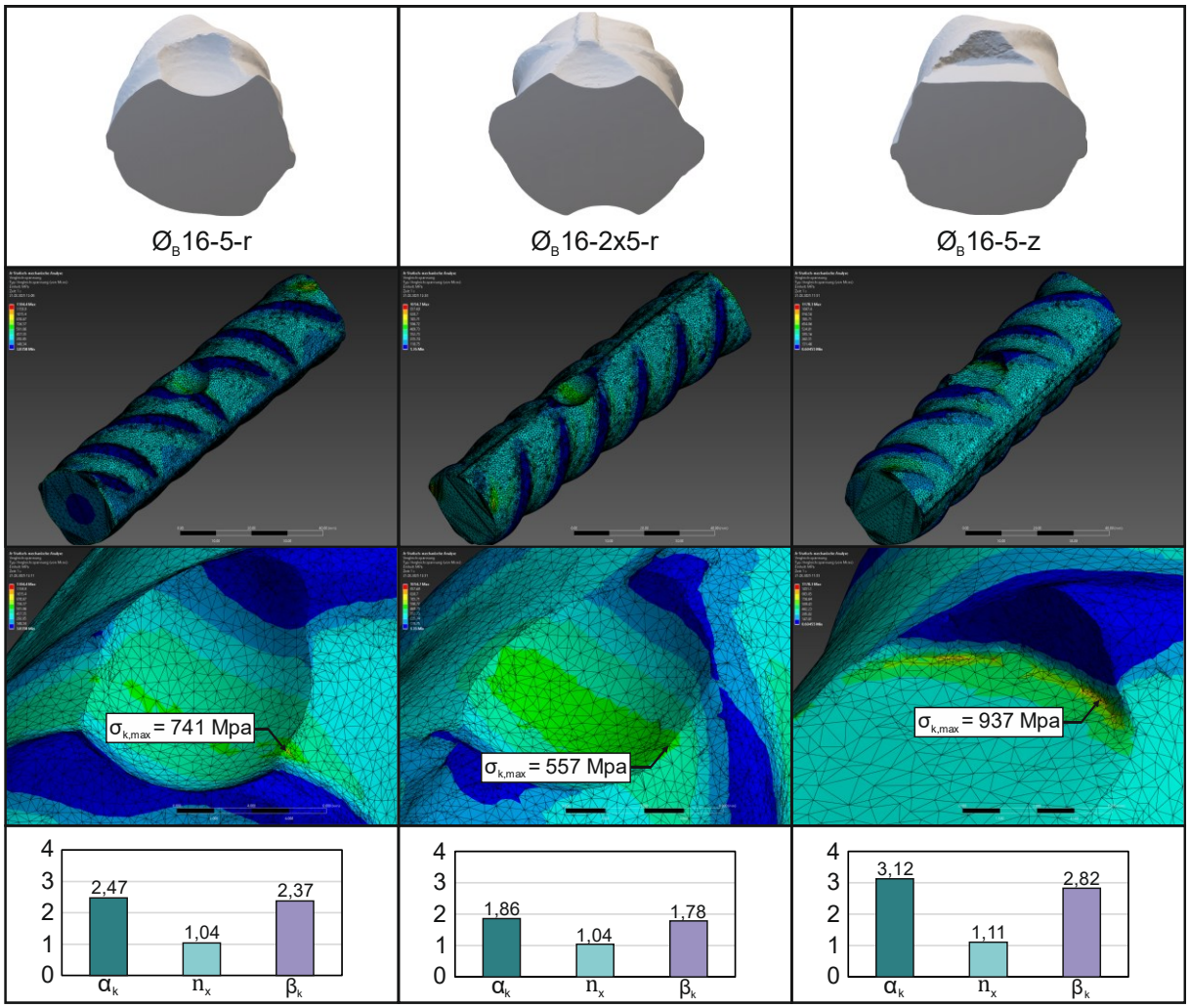


Abb. 5.7 Serien $Ø_B$16-5-r; $Ø_B$16-2x5-r und $Ø_B$16-5-z: Gegenüberstellung der maximalen Kerbspannungen $\sigma_{k,max}$, Kerbformzahl α_k, dyn. Stützziffer n_x und Kerbwirkungszahl β_k

Zur Plausibilisierung dieses Befundes wurde für ausgewählte Serien ergänzend eine bruchmechanisch gestützte Rissausbreitungsanalyse durchgeführt, um bevorzugte Risspfade bzw. Restbruchbereiche zu visualisieren. Ausgangspunkt war erneut eine linear-elastische Spannungsanalyse, um den Ort der maximalen Hauptspannung im Kerbbereich zu identifizieren. An dieser Stelle wird ein elliptischer Anfangsriss mit einer Länge von 0,1 mm (Mikroriss-Bereich) implementiert, wodurch eine lokale Geometriespaltung entsteht und sich die für das Risswachstum maßgebenden Spannungsspitzen an der Rissfront ausbilden. Die anschließende Simulation des Ermüdungsrisswachstums wurde mit dem SMART Crack

Growth Tool abgebildet. Als bruchmechanische Grundlage diente das Paris-Erdogan-Gesetz, in welchem die Rissfortschrittsrate da/dN über die Konstanten C und m mit dem Spannungsintensitätsfaktor ΔK verknüpft wird.

Da für den in dieser Arbeit untersuchten Betonstahl keine materialspezifisch ermittelten Paris-Konstanten vorlagen, wurden die Ermüdungsparameter C und m zunächst auf Basis verfügbarer Literaturdaten festgelegt. Hierzu wurden Paris-Geraden aus Untersuchungen an Tempcore-ähnlichen Betonstählen sowie Referenzwerte für ferritisch-perlitische Stähle herangezogen und in Form mehrerer Kandidatenpaare (C,m) zusammengestellt, vgl. Tab. 5.1. Auf dieser Grundlage wurde zunächst eine Parametervariation durchgeführt, um den Einfluss der jeweiligen Konstanten auf die simulierte Lebensdauer zu bewerten. Dabei zeigte sich, dass die Kombination $C = 2{,}17 \cdot 10^{-13}$ und $m = 3{,}0$ im Vergleich der untersuchten Literaturwerte insgesamt die beste Annäherung an die experimentellen Referenzwerte ermöglichte. Diese Parameterkombination wurde daher als Ausgangsbasis für die weitere Kalibrierung gewählt. Zur Feinabstimmung der Parameter wurde anschließend die Serie $Ø_B$16-30-r als Referenz ausgewählt, da deren experimentelle Ergebnisse die geringste Streuung aufwiesen und sich damit gut als Kalibriergrundlage eigneten. Durch die entsprechende Anpassung der Paris-Konstanten auf $C = 2{,}17 \cdot 10^{-13}$ und $m = 2{,}951$ konnte die Abweichung zwischen Simulation und experimentellen Versuchen hinsichtlich der erreichten Schwingspielzahl für die Serie $Ø_B$16-30-r von 29 % auf 1 % reduziert werden. Die derart kalibrierten Parameter wurden anschließend auf die übrigen Serien übertragen und im Sinne einer Plausibilisierung den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt, wobei trotz insgesamt verbesserter Annäherung verbleibende Abweichungen, u. a. aufgrund der teils ausgeprägten Streuungen der experimentellen Daten, nicht vollständig ausgeschlossen werden konnten. Für die Simulation des Ermüdungsrisswachstums wurde eine konservative Netzvergröberung sowie eine feste Elementgröße an der Rissfront verwendet, wodurch ein kontrolliertes Risswachstum pro Lastschritt bis zum Versagen simuliert werden konnte.

Tab. 5.1 Variierte Paris-Konstanten im Rahmen der FE-basierten Rissausbreitungsanalyse

Gefügekombination	C	m
-	mm/N	-
ferritisch-perlitisch	2,17E-13 [1] bzw. 7,0E-13 [2]	3,0 [1] bzw. 3,0171 [2]
martensitisch-ferritisch-perlitisch	9,0E-11	2,4663

[1]Barsom und Rolfe [128]
[2]Glantschnig und Rappl [198]

Exemplarisch ist die Rissausbreitung in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl für die Serie $Ø_B$8-10-r in Abb. 5.8 dargestellt. Ausgehend von dem am Kerbrand angesetzten Anfangsriss (a_0 = 0,1 mm) entwickelt sich zunächst ein stabiler Ermüdungsriss, der sich vom Kerbeinlauf aus über den Querschnitt ausbreitet. Mit zunehmender Schwingspielzahl vergrößert sich die Rissfront schrittweise in Richtung der gegenüberliegenden, unteren Querschnittsseite, wodurch der tragende Restquerschnitt kontinuierlich reduziert wird. Sobald der Ermüdungsriss eine kritische Ausdehnung bzw. Länge erreicht, ist die Restquerschnittstragfähigkeit unter der angesetzten Oberspannung nicht mehr gegeben. In der Simulation zeigt sich dies daran, dass der Rissfortschritt stark beschleunigt wird, während die zugehörige Schwingspielzahl stagniert.

In der Folge bildet sich der charakteristische Restbruch aus, der den abschließenden, instabilen Versagensanteil beschreibt.

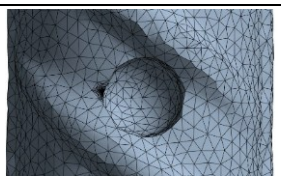
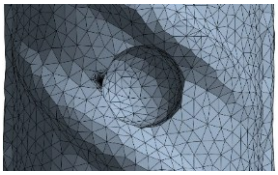
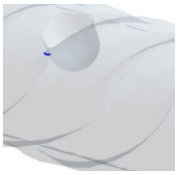
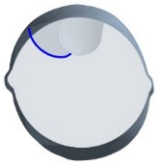
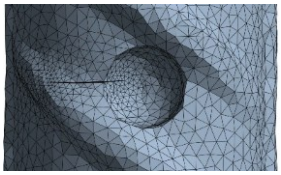
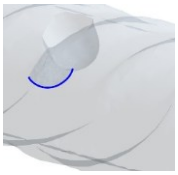
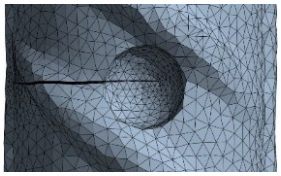
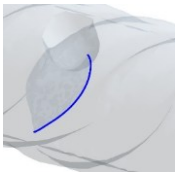
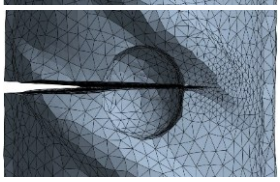
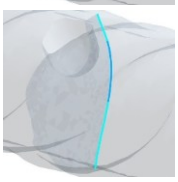
Schwingspielzahl N	simulierte Rissausbreitung		
	Längsschnitt	Draufsicht	3D-Ansicht
0 (a_0 = 0,1 mm)			
3,1E+04			
1,9E+05			
2,3E+05			
2,4E+04			

Abb. 5.8 Visualisierung der simulierten Rissausbreitung in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl für die Serie $Ø_B$8-10-r

Ein anschließender, qualitativer Vergleich mit den Bruchflächen aus dem experimentellen Dauerschwingversuch, vgl. Abb. 5.9, stützt die Plausibilität des simulierten Rissverlaufs. Lage und Orientierung der Restbruchzone sowie die resultierende Asymmetrie der Bruchfläche stimmen serienübergreifend i. d. R. mit dem experimentell beobachteten Bruchbild überein, wie hier exemplarisch anhand von Serie $Ø_B$8-10-r gezeigt wird. Damit liefert die Simulation eine zusätzliche Bestätigung dafür, dass die Rissinitiierung und frühe Rissausbreitung maßgeblich vom Kerbrandbereich geprägt wird.



Abb. 5.9 Exemplarische Bruchbilder aus den experimentellen Dauerschwingversuchen der Serie $Ø_B$8-10-r

Eine ähnliche bzw. annähernd gleiche Ausbildung des Kerbrandbereichs allein führt jedoch nicht zwangsläufig zu einem vergleichbaren Ermüdungsverhalten. Dies wird exemplarisch in Abb. 5.10 durch den Vergleich der Serien $Ø_B$8-3-z und $Ø_B$3-3-z ersichtlich. Trotz vergleichbarem nominellem Querschnittsverlust von rd. 3 % und einem geometrisch ähnlich ausgeprägten Randbereich der Kerbe wurden bei den Prüfkörpern mit $Ø_B$ 3 mm-Bohrungen ausschließlich Durchläufer erzielt, während bei $Ø_B$ 8 mm Ermüdungsbrüche auftraten. Eine mögliche Erklärung liefert der Blick auf das hochbeanspruchte Volumen und die damit verknüpfte Mikrostützwirkung. Bei kleineren Kerbdurchmessern ist der Spannungsanstieg am Kerbrand zwar lokal stark ausgeprägt, der Spannungsgradient fällt jedoch sehr steil ab, vgl. Abb. 2.32. Die hochbeanspruchte Zone bleibt damit räumlich stark begrenzt, sodass das umliegende, überwiegend elastisch beanspruchte Material die lokal plastische Schädigung stärker stützen kann. In der Konsequenz wird die für die Rissinitiierung maßgebende, über eine charakteristische Werkstofflänge gemittelte Beanspruchung reduziert und die Rissbildung verzögert. Bei größeren Kerbdurchmessern ist demgegenüber bei gleichem Querschnittsverlust typischerweise ein räumlich weiter ausgedehntes Spannungsfeld bzw. ein größeres hochbeanspruchtes Volumen wirksam. Dadurch nimmt die entlastende Mikrostützwirkung ab und die Wahrscheinlichkeit, dass innerhalb der stärker beanspruchten Zone eine bruchauslösende Mikrofehlstelle bzw. ein Kurzriss aktiviert wird, steigt. Damit erklärt sich, weshalb Serien mit größerem Kerbdurchmesser trotz vergleichbarer Randgeometrie und ähnlichem Querschnittsverlust insgesamt sensibler auf die Schädigung reagieren können.

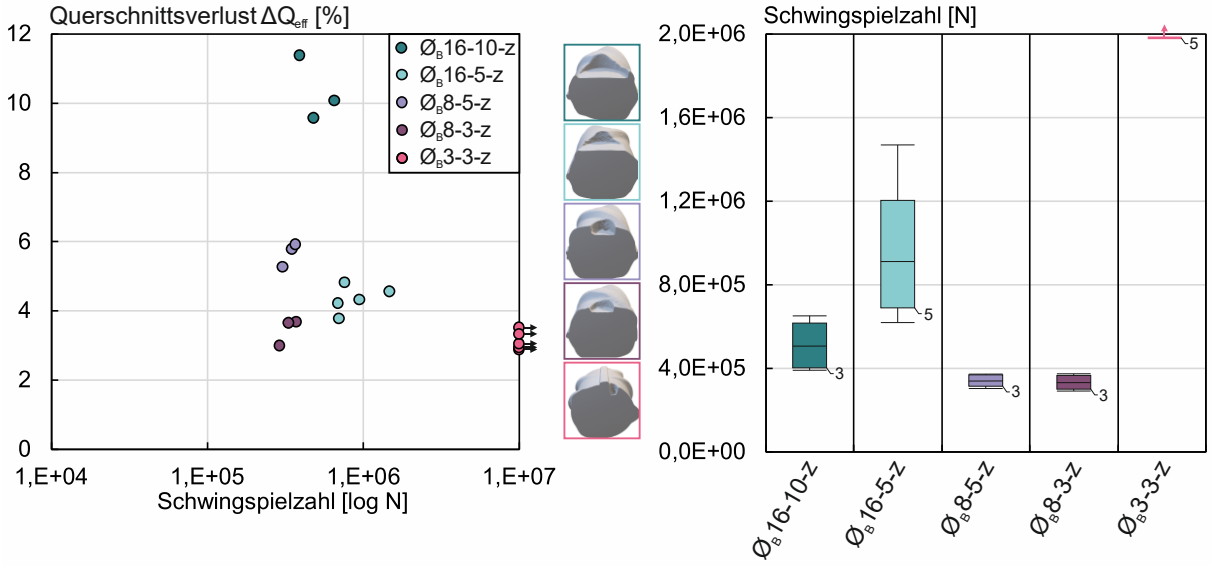


Abb. 5.10 Serien ØB(3 – 16)-(3 - 10)-z:
Prozentualer Querschnittsverlust über Schwingspielzahl (links) und zugehörige Boxplots (rechts)

5.2.3 Einfluss der Kerbmorphologie

Zur Quantifizierung des Einflusses ausgewählter geometrischer Parameter auf die Schwingfestigkeit werden die Versuchsergebnisse im Folgenden anhand charakteristischer Kerbkenngrößen ausgewertet. Die Daten werden dabei jeweils in die vier Seriengruppen ØB16r, ØB16z, ØB8r und ØB8z differenziert, sodass neben dem Einfluss des jeweiligen Parameters insbesondere der Einfluss von Bohrdurchmesser und -form auf das Ermüdungsverhalten direkt erkennbar wird. Serien, die ausschließlich aus Durchläufern bestanden, wurden in dieser Darstellung bewusst nicht berücksichtigt, um potenzielle Trends hinsichtlich bruchrelevanter Kriterien nicht zu überdecken und die Parameterabhängigkeiten im Bereich tatsächlich eingetretener Ermüdungsbrüche deutlicher herauszuarbeiten.

Abb. 5.11 zeigt den Zusammenhang zwischen Kerbtiefe t und Schwingspielzahl (links) sowie zwischen dem dimensionslosen Verhältniswert t/b, der als Indikator für die Kerb- bzw. Narbenform fungiert, und der Schwingspielzahl (rechts). Für die ØB 16 mm-Serien ist insgesamt ein deutlicher Trend erkennbar. Mit zunehmender Kerbtiefe bzw. zunehmendem Verhältnis von t/b sinkt die Lebensdauer tendenziell. Gleichzeitig fällt auf, dass die Datenpunkte der ØB 8 mm-Serien analog zu den Betrachtungen zum Einfluss des Querschnittsverlusts insgesamt weniger sensitiv reagieren. Diese Gegenüberstellung stützt die in den vorherigen Kapiteln abgeleitete Beobachtung, dass größere Schädigungsdurchmesser (ØB 16 mm) die Schwingfestigkeit ausgeprägter beeinflussen als kleinere (ØB 8 mm) und dass eine reine Beschreibung über Querschnittsabminderungen die serienabhängige Streuung nicht vollständig erklären kann. Die erkennbare Analogie zu den zuvor diskutierten Zusammenhängen hinsichtlich des Querschnittsverlusts ist methodisch begründet. Die Schädigungen wurden innerhalb einer Serie jeweils unter Verwendung gleicher Bohr- bzw. Fräskopfgeometrien erzeugt. Der Querschnittsverlust wurde anschließend im

Wesentlichen über die Variation der Bohrtiefe eingestellt. Infolgedessen stehen die geometrische Kenngröße t und somit auch t/b in einem direkten, herstellungsbedingten Zusammenhang mit dem Querschnittsverlust, wodurch sich die beobachtete Übereinstimmung der Trendrichtungen plausibel erklärt.

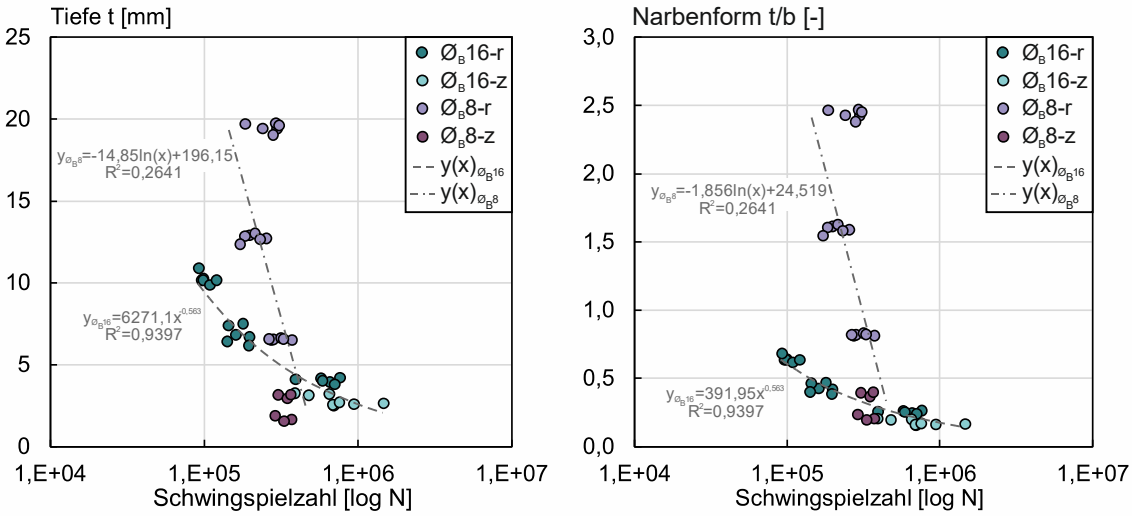


Abb. 5.11 Einfluss von Kerbtiefe t und Narbenform t/b auf die Schwingfestigkeit der mechanisch geschädigten Prüfkörper

Im nächsten Schritt werden Kenngrößen betrachtet, die klassisch zur Beschreibung der Kerbwirkung am Kerbgrund herangezogen werden. Neben dem Kerbwurzelradius ρ ist dabei insbesondere die Kerbschärfe s, die zusätzlich zum Kerbwurzelradius noch die Kerbtiefe t (für $t \leq a$) bzw. die kennzeichnende Kerbquerschnittsgröße a (für $t > a$) miteinbezieht, ein etablierter geometrischer Parameter. Nach *Neuber [115]* steht die Kerbschärfe s in einem engen Zusammenhang mit der maximal auftretenden Kerbspannung, wobei insbesondere kleine Wurzelradien zu höheren lokalen Kerbspannungen führen. Die Gegenüberstellung mit den erreichten Schwingspielzahlen in Abb. 5.12 zeigt jedoch, dass für den Wurzelradius ρ kein eindeutiger Zusammenhang mit der Schwingspielzahl erkennbar ist. Demgegenüber lässt sich für die Kerbschärfe eine tendenzielle Abhängigkeit ableiten. Auffällig ist allerdings, dass diese Tendenz im vorliegenden Datensatz nicht dem klassischen Erwartungsbild entspricht. Statt einer Abnahme der Schwingfestigkeit bei zunehmender Kerbschärfe zeigt sich eine zunehmende Schwingfestigkeit mit steigender Kerbschärfe. Dieses Ergebnis wäre aus rein kerbmechanischer Sicht, unter der Annahme des Kerbgrundes als maßgebender Ort der Spannungsspitze, nicht zu erwarten und spricht dafür, dass die Lebensdauer hier nicht primär durch die Kerbgrundbeanspruchung kontrolliert wird. Eine plausible Erklärung liefert die in Abschnitt 5.2.2 dargelegte These, dass die maßgebenden Spannungsspitzen und damit die Rissinitiierung bevorzugt im Rand- bzw. Einlaufbereich der Narbe auftreten. In diesem Fall verlieren Kerbgrundparameter wie ρ bzw. Kerbschärfe s an Aussagekraft. Zudem ist an dieser Stelle zu berücksichtigen, dass sich die beobachteten Tendenzen aufgrund der ausgeprägten Streuung der Ergebnisse nur eingeschränkt als belastbare Zusammenhänge interpretieren lassen.

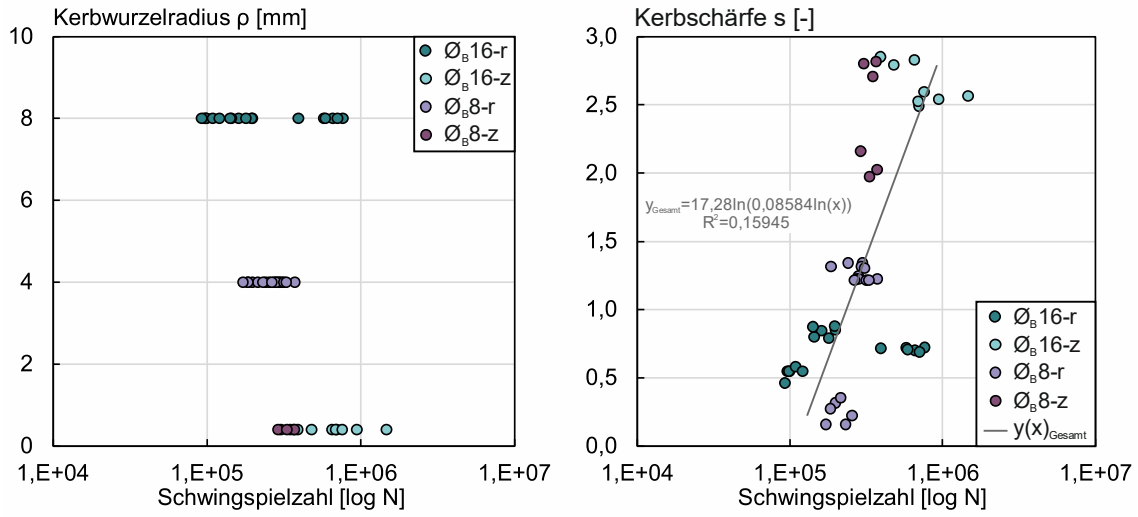


Abb. 5.12 Einfluss von Kerbwurzelradius ρ und Kerbschärfe s auf die Schwingfestigkeit der mechanisch geschädigten Prüfkörper

Vor dem Hintergrund der zuvor diskutierten, nur eingeschränkten Aussagekraft kerbgrundbezogener Kenngrößen (Kerbwurzelradius ρ, Kerbschärfe s) rücken Parameter des Rand- bzw. Einlaufbereichs der Narbe nochmals mehr in den Fokus. In Abschnitt 5.2.2 wurde exemplarisch gezeigt, dass die maximalen lokalen Kerbspannungen in den FE-Analysen für die betrachteten Kerbmorphologien konsistent am Kerbrand bzw. im Kerbeinlauf auftreten und damit nicht durch den Kerbgrund kontrolliert werden. Folgerichtig ist zu erwarten, dass Kenngrößen, welche die Ausprägung des Übergangs zwischen geschädigter Oberfläche und ungeschädigtem Stab beschreiben, für die Rissinitiierung und damit für die Schwingfestigkeit besonders relevant sind. Dies wird durch Abb. 5.13 gestützt, in der der maximale (links) und minimale Kerbrandwinkel (rechts) über die erreichten Schwingspielzahlen dargestellt sind. Über den gesamten Datensatz ist ein globaler Trend erkennbar. Mit zunehmendem Kerbrandwinkel nimmt die Schwingfestigkeit ab. Dieses Verhalten ist mechanisch plausibel, da größere Kerbrandwinkel einen schärferen Übergang im Randbereich kennzeichnen und damit eine ausgeprägtere lokale Spannungskonzentration sowie höhere Spannungsgradienten im Kerbeinlauf begünstigen. Dabei ist insbesondere der maximale Kerbrandwinkel als maßgebend anzusehen, da er den lokal ungünstigsten Abschnitt entlang des Kerbumfangs abbildet und somit die wahrscheinlichste Rissinitiierungsstelle darstellt. Dass trotz dieses Trends einzelne Ausreißer auftreten, verdeutlicht zugleich, dass der mechanische Kerbeinfluss auf die Schwingfestigkeit der mechanisch geschädigten Prüfkörper nicht allein durch einen einzelnen Geometrieparameter beschrieben werden kann. Er ergibt sich vielmehr aus einer Kombination verschiedener Kerbparameter, wie z. B. Querschnittsverlust, Sekundärmomente und Kerbrandwinkel, sowie lokalen Randbedingungen, wie z. B. Rippenlage oder Mikrofehlstellen.

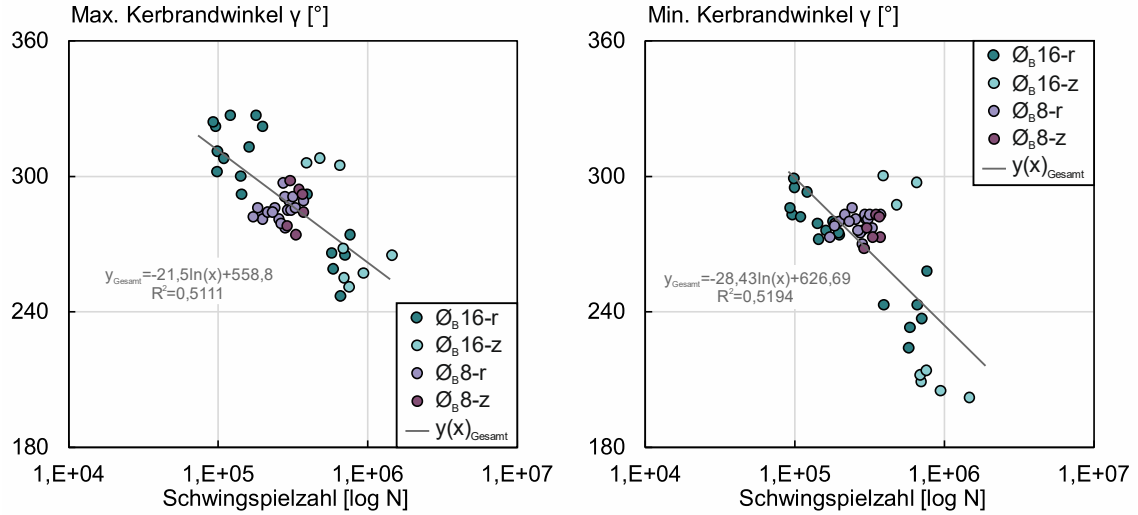


Abb. 5.13 Einfluss des maximalen und minimalen Kerbrandwinkels γ auf die Schwingfestigkeit der mechanisch geschädigten Prüfkörper

5.2.4 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

Die in den Abschnitten 5.2.1 bis 5.2.3 dargestellten Ergebnisse von mechanisch geschädigtem Betonstahl zeigen, dass gegenüber der ungeschädigten Referenz (Durchläuferkriterium) serienabhängig erhebliche Reduktionen der Schwingfestigkeit von bis zu 99 % auftreten können. Eine rein querschnittsbasierte Bewertung (nomineller Querschnittsverlust) beschreibt diese Abminderungen jedoch nur unzureichend. Vielmehr wird das Ermüdungsverhalten maßgeblich durch eine Kombination aus Querschnittsverlust und lokalen Spannungsüberhöhungen infolge der Kerbmorphologie bestimmt. Die wesentlichen Erkenntnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- *Querschnittsverlust als notwendige, aber nicht hinreichende Kenngröße:* Mit zunehmendem Querschnittsverlust nimmt die Schwingfestigkeit im Mittel zwar ab, die Ergebnisse zeigen jedoch, dass bei gleichem nominellen Querschnittsverlust je nach Kerbengeometrie sowohl Durchläufer als auch frühe Brüche auftreten können. Damit ist der Querschnittsverlust allein nicht bruchmechanisch „steuernd“, sondern wirkt im Zusammenspiel mit der lokalen Kerbausbildung.

- *Exzentrizität als Beitrag zur durchmesserabhängigen Streuung:* Die $Ø_B$ 16 mm-Serien reagieren insgesamt stärker (Abminderung und Streuung) als die $Ø_B$ 8 mm-Serien. Ein möglicher Grund hierfür ist die bei einseitigen Schädigungen auftretende Schwerpunktverschiebung des wirksamen Restquerschnitts und das daraus resultierende sekundär induzierte Biegemoment. Die Korrelation von Exzentrizität und Schwingspielzahl zeigt über alle Proben einen generellen Trend, wonach mit zunehmender Exzentrizität die Lebensdauer abnimmt. Gleichzeitig zeigen einzelne Serien bzw. Proben deutliche Abweichungen von diesem Trend. Dies verdeutlicht, dass die Momentenüberlagerung zwar einen relevanten globalen Mechanismus beschreibt, die Lebensdauer aber zusätzlich durch lokale kerbmorphologische Kriterien beeinflusst wird.

- *Kerbrand als Rissinitiierungsort mit dem Kerbrandwinkel γ als maßgebendes deskriptives Übergangskriterium:* Die FE-basierten Kerbspannungsanalysen stützen die experimentellen Befunde dahingehend, dass Serien mit Ermüdungsbrüchen zugleich erhöhte lokale Kerbspannungen bzw. Kerbkennwerte (α_k, β_k) aufweisen. Entscheidend ist dabei die Lage der Spannungsspitzen. Diese werden nicht im Kerbgrund, sondern konsistent am Kerbrand bzw. im Kerbeinlauf lokalisiert, womit der Übergangsbereich der Narbe als rissinitiierungsrelevant bestätigt wird. Somit rückt der Kerbrandwinkel γ, der die „Schärfe" des Kerbeinlaufs beschreibt, in den Vordergrund. Ein großer Kerbrandwinkel begünstigt eine stärkere lokale Spannungs- bzw. Dehnungskonzentration und kann bei vergleichbarem nominellem Querschnittsverlust zu einer reduzierten Schwingfestigkeit führen, während ein kleinerer Kerbrandwinkel Spannungsumlagerungen begünstigt. Dies stützt die Schlussfolgerung, dass die Schwingfestigkeit der mechanisch geschädigten Prüfkörper primär durch den Rand- bzw. Übergangsbereich der Narbe und nicht durch den Kerbgrund bestimmt wird.

- *Kerbtiefe t und Verhältnis t/b* zeigen erwartungsgemäß eine Abhängigkeit zur Schwingfestigkeit, sind in ihrer Aussage allerdings nicht unabhängig von der Querschnittsverlustbetrachtung, da die Kerben über identische Bohrköpfe unter Variation der Bohrtiefen hergestellt wurden.

- Während für den *Kerbwurzelradius ρ* keine Korrelation erkennbar ist, zeigt die *Kerbschärfe* einen leichten Trend. Entgegen der klassischen Kerblehre, die eine Reduktion der Schwingfestigkeit mit steigender Kerbschärfe suggeriert, erreichten die mechanisch geschädigten Prüfkörper mit steigender Kerbschärfe tendenziell höhere Schwingspielzahlen. Das lässt sich damit plausibilisieren, dass die bruchrelevante Stelle nicht der Kerbgrund, der u. a. über Kerbwurzelradius und Kerbschärfe beschrieben wird, zu sein scheint und vermeintliche Zusammenhänge durch die großen Streuungen relativiert werden.

Wenn, wie hier gezeigt, der Randbereich maßgebend ist, folgt daraus ein weiteres, statistisches Argument für die stärkere Streuung bei größeren Bohrdurchmessern. Mit wachsendem Bohrdurchmesser wächst auch der Kerbrandumfang und damit die hochbeanspruchte Oberfläche, in der lokale Fehlstellen, wie z. B. Mikrokerben oder lokale Gefügeinhomogenitäten, auftreten können. Damit steigt die Wahrscheinlichkeit, dass sich entlang dieses Umfangs ein besonders ungünstiger Initiierungsort befindet. Dieser statistische Größeneffekt ist in der Ermüdungsliteratur grundsätzlich etabliert, s. z. B. [199]. Mit zunehmendem hochbeanspruchten Volumen bzw. hochbeanspruchter Oberfläche nimmt die Ausfallwahrscheinlichkeit zu, weil die Chance auf einen kritischen Defekt steigt.

Grundsätzlich stützen Ergebnisse die Interpretation, dass der untersuchte Betonstahl im betrachteten hochzyklischen Lastniveau kerbempfindlich reagiert. Lokale Spannungsspitzen dominieren die Rissinitiierung und bestimmen die Lebensdauer. In der klassischen Kerbmechanik wird für duktileres Werkstoffverhalten erwartet, dass sich lokale Kerbspannungen durch plastische Verformungen, sog. Mikroplastizität, teilweise oder sogar vollständig „entschärfen" und damit die wirksame Kerbwirkung gegenüber der rein

geometrischen Kerbformzahl reduziert wird. Dass die linear-elastischen FE-basierten Kerbspannungsanalysen das experimentelle Bild hier so konsistent reproduzieren, insbesondere hinsichtlich der Lokalisierung der Spannungsmaxima, ist damit ein starkes Indiz, dass eine solche elastisch-plastische Relaxation für die untersuchten Kerben und Lastniveaus nicht lebensdauerbestimmend ist und die Kerbwirkung wirksam bleibt. Diese Einordnung entspricht den Ausführungen der Standardwerke zur Ermüdungsfestigkeit bzw. Kerbwirkung, s. z. B. [96] u. [115].

Die Identifikation des Kerbrands als maßgebender Initiierungsort ist nicht nur eine numerische Besonderheit der hier modellierten Narben, sondern passt zu Befunden aus der Literatur, s. z. B. [200] u. [201]. Dort wird mehrfach berichtet, dass Risse bevorzugt am „pit mouth“ (Randbereich) initiieren, weil sich dort infolge lokaler Dehnungs-/Schlupflokalisierung besonders kritische Zustände einstellen können, und dementsprechend nicht im geometrischen Tiefpunkt der Kerbe. Damit liefert die Kombination aus Experiment (Bruchbild) und FE-Analyse (Spannungsmaximum) eine konsistente mechanische Begründung dafür, warum bei gleichem Querschnittsverlust die Bruchschwingspielzahlen stark streuen können. Entscheidend scheinen hier die Kerbrandparameter der Kerbe zu sein.

Vor dem Hintergrund der mechanischen bzw. strukturellen Eigenschaften thermomechanisch behandelter Betonstähle, wie des hier untersuchten Tempcore-Stahls, ist die Dominanz des Kerbrandbereichs zusätzlich plausibel. Tempcore-Stähle weisen typischerweise einen angelassenen martensitischen Randbereich mit bainitischer Übergangszone zum duktileren Ferrit-Perlit-Kern auf. Martensit ist dabei im Vergleich deutlich härter und gleichzeitig sprödbruchanfälliger, s. z. B. [202] u. [203]. Der Kerbrand als Initiierungsort weist werkstofflich dementsprechend eine hohe Härte und damit einhergehend eine geringere lokale Duktilität auf. In der Folge werden Effekte aus stabiler Mikroplastizität als Entschleunigung der Rissinitiierung reduziert und die Lebensdauer sinkt.

5.3 Einfluss korrosiver Schädigung auf die Ermüdungsfestigkeit

5.3.1 Allgemeines

Basierend auf den Ergebnissen bzw. Erkenntnissen aus den vorangegangenen Ermüdungsversuchen an mechanisch gekerbten Proben erfolgt im Folgenden die Betrachtung der Schwingfestigkeit unter Berücksichtigung der korrosiven Vorschädigung. Ziel ist es, die Wirkung der Korrosion auf die Ermüdungslebensdauer zunächst übergeordnet zu quantifizieren und anschließend durch Detailvergleiche die maßgebenden Einflussgrößen abzuleiten.

Die für die verschiedenen Serien verwendeten Kurzbezeichnungen folgen der in Abschnitt 4.4.5 eingeführten Nomenklatur:

- *ref:* isolierte Stahlprüfung ohne korrosive Vorschädigung,
- *pl-n:* plastische Prüfkörpervariante, natürlich korrodiert,
- *pl-a:* plastische Prüfkörpervariante, beschleunigt korrodiert,
- *el-nk:* linear-elastisches Prüfkörpervariante, nicht korrodiert,
- *el-a:* linear-elastisches Prüfkörpervariante, beschleunigt korrodiert.

Die Auswertung stützt sich dabei auf die in Abschnitt 4.4 beschriebenen Konditionierungs- und Korrosionsrandbedingungen sowie auf die daraus abgeleiteten elektrochemischen und morphologischen Kenngrößen. In einem ersten Schritt wird in Abschnitt 5.3.2 serienabhängig die korrosive Schädigung quantifiziert und hinsichtlich ihrer Lokalisierung entlang des definierten Anodenbereichs eingeordnet. Darauf aufbauend werden in Abschnitt 5.3.3 die Ergebnisse der Dauerschwingversuche ausgewertet und den erfassten Narben- und Querschnittskennwerten gegenübergestellt sowie serienabhängige Unterschiede herausgearbeitet. Die Ergebnisse werden abschließend in Abschnitt 5.3.4 mit denen der mechanisch geschädigten Prüfkörper zusammengeführt, um den rein geometrischen Schädigungsanteil der Korrosionsnarben und geeignete, ermüdungsrelevante Bewertungsparameter abzuleiten.

5.3.2 Quantifizierung und Lokalisierung der korrosiven Schädigung

Abb. 5.14 zeigt exemplarische Korrosionsstromverläufe für *potentialgesteuert* (oben) und *spannungsgesteuert* (unten) anodisch polarisierte Prüfkörper. Die Darstellung verdeutlicht, dass sich die Stromverläufe, unabhängig von der Art der Polarisation, maßgeblich in zwei Fälle unterscheiden lassen: (i) die zyklisch eingebrachte NaCl-Lösung durchläuft den Riss vollständig, wodurch ausgeprägte Trockenphasen zwischen zwei Beaufschlagungen entstehen, vgl. Abb. 5.14 (links); (ii) ein vollständiger Durchlauf bleibt aus und der Riss bzw. das Füllstoffreservoir sind dauerhaft gefüllt, vgl. Abb. 5.14 (rechts). Für den Fall mit durchlaufbedingten Trockenphasen sind in den Korrosionsstromverläufen wiederkehrende Strommaxima („Peaks“) zu erkennen, die zeitlich mit den Beaufschlagungszeitpunkten korrespondieren und u. a. auf den temporär reduzierten elektrolytischen Widerstand des Betons sowie die erhöhte Chloridkonzentration am Stahl zurückzuführen sind. Für den Fall ohne vollständigen Durchlauf

bleiben die beschriebenen Peaks i. d. R. vollständig aus, was u. a. auf die konstantere Feuchte- und Ionenverteilung im Rissbereich bzw. an der Stahloberfläche zurück zu führen ist.

Unabhängig vom Durchlauf- bzw. Trocknungsverhalten zeigte sich bei vielen Prüfkörpern eine generelle Tendenz abnehmender Korrosionsströme mit zunehmender Korrosionsdauer. Dieser Trend könnte dem mangelnden Abtransport von Korrosionsprodukten geschuldet sein. Mit fortschreitender Korrosion reicherten sich Korrosionsprodukte in der Risszone bzw. an der Stahloberfläche an. Diese Ablagerungen behinderten sowohl den weiteren Antransport von Chloridionen zur Reaktionszone als auch den Abtransport von Reaktionsprodukten und wirkten somit entschleunigend auf den Korrosionsprozess. Gleichzeitig könnten Selbstheilungs- bzw. Selbstabdichtungsprozesse den Rissquerschnitt partiell weiter verengt oder lokal verschlossen haben. Für Fall (ii) könnte die tendenzielle Abnahme der Korrosionsströme mit zunehmender Korrosionsdauer zusätzlich auf das zunehmend sauerstoffarme Milieu im unmittelbaren Umfeld der Reaktionszone und somit eine verstärkt diffusionslimitierte bzw. kathodisch kontrollierte Korrosionsrate zurückzuführen sein, s. z. B. [190, 191].

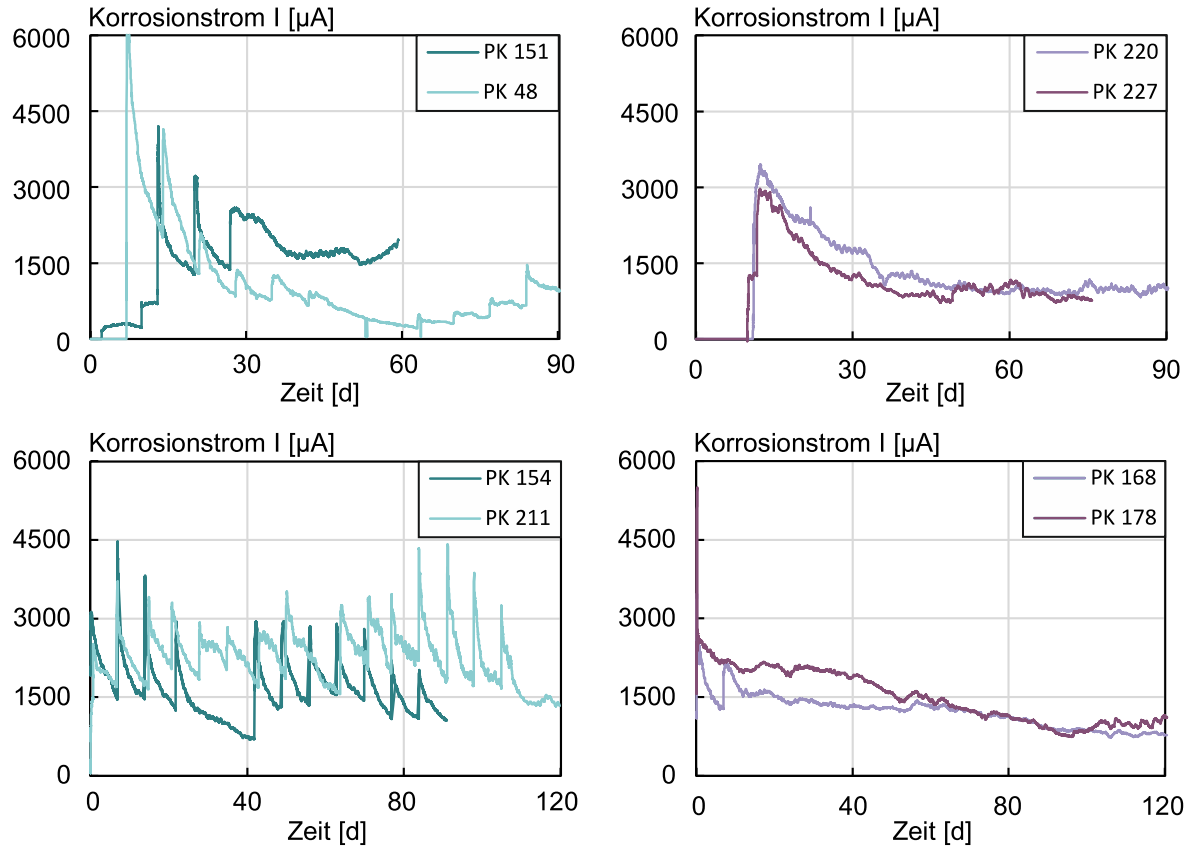


Abb. 5.14 Veranschaulichung der Fälle mit (links) und ohne (rechts) durchlaufbedingten Trockenphasen anhand von exemplarischen Korrosionsstromverläufen bei *potentialgesteuerter* (oben) und *spannungsgesteuerter* (unten) anodischer Polarisation

Differenzierung hinsichtlich der durchlauf- bzw. expositionsbedingten Fälle und der Prüfkörpervariante

Das Versuchskonzept zielte ursprünglich auf einen ausgeprägten Nass-Trocken-Wechsel (Fall (i)) ab, da dieser als besonders korrosionsfördernd gilt und lokale Angriffe begünstigt, vgl. Abschnitt 4.4.3. Bei der Mehrheit der Prüfkörper konnte dieser Zustand jedoch nicht bzw. nicht dauerhaft erreicht werden. Wesentliche Ursachen hierfür könnten der im Verhältnis zur Querschnittsfläche hohe Bewehrungsgrad sowie die für die Risserzeugung erforderlichen Einkerbung sein, die die wirksame Risslänge bzw. den effektiv durchströmten Bereich nochmals deutlich reduzierte. Darüber hinaus könnte der zuvor beschriebene, kombinierte Mechanismus aus mangelndem Abtransport von Korrosionsprodukten und Selbstheilung ursächlich für die weitere, sukzessive Abnahme des Durchflusses im Verlauf der Korrosionsphase gewesen sein.

Eine differenzierte Betrachtung hinsichtlich der untersuchten Prüfkörpervarianten zeigt, dass bei den plastisch vorbelasteten Prüfkörpern dennoch überwiegend Fall (i) mit durchlaufbedingten Trockenphasen auftrat, während bei den linear-elastischen Prüfkörpern vornehmlich Fall (ii) ohne vollständigen Durchlauf zu beobachten war, vgl. Abb. 5.15 (links). Das Durchlauf- bzw. Trocknungsverhalten war dabei u. a. abhängig von der anfänglichen Rissbreite. Prüfkörper mit ausgeprägten Trockenphasen wiesen im Mittel größere Rissbreiten auf als dauerfeuchte, vgl. Abb. 5.15 (rechts). An dieser Stelle wurde darüber hinaus ein weiterer (Grenz-)-Fall unterschieden, bei dem zu Beginn der Beaufschlagungsphase noch einzelne Trockenphasen auftraten, im weiteren Verlauf der Durchfluss jedoch sukzessive abnahm und schließlich ausblieb.

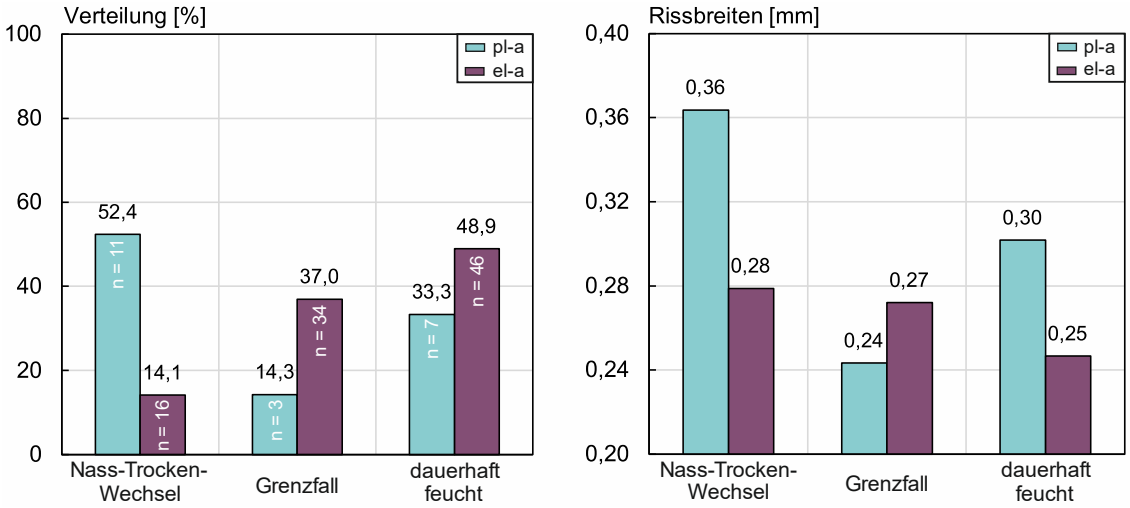


Abb. 5.15 Prozentuale Auftretenshäufigkeit der hinsichtlich des Durchlauf- bzw. Trocknungsverhaltens unterschiedenen Fälle für die anodisch polarisierten Prüfkörper (links) und zugehörige mittlere Rissbreiten (rechts)

Zur Quantifizierung der korrosiven Schädigung wird in Abb. 5.16 der auf das Ausgangsvolumen des betrachteten Anodenabschnitts bezogene, prozentuale Volumenverlust ΔV_{korr} in Abhängigkeit von der Dauer der Korrosionsphase des jeweiligen

Prüfkörpers dargestellt. Fallübergreifend zeigt sich erwartungsgemäß eine tendenzielle Zunahme der Abtragsvolumina mit zunehmender Korrosionsdauer. Die geringen Steigungen der linearen Regressionsgeraden verdeutlichen jedoch, dass bei der Mehrheit der Prüfkörper ein Großteil der Abträge zu Beginn der Beaufschlagungsphase realisiert wurde und somit die zuvor anhand der Korrosionsstromverläufe abgeleitete Entschleunigung der Korrosion mit Fortschreiten der Beaufschlagungsphase bestätigt wird. Der Vergleich der Prüfkörper mit ausgeprägten Nass-Trocken-Wechseln (Fall (i)) und dauerhaft feuchten bis nassen Risszonen (Fall (ii)), vgl Abb. 5.16 (rechts), zeigt insgesamt ein ähnliches bzw. vergleichbares Verhältnis von normiertem Abtragsvolumen über die Dauer der Korrosionsphase. Die Werte der Prüfkörper mit ausgeprägten Trockenphasen lagen dabei nahezu vollständig im Streubereich der dauerhaft feuchten bzw. nassen. Damit wird die zuvor für den dauerfeuchten Zustand diskutierte Hypothese eines überwiegend diffusionslimitierten bzw. kathodisch kontrollierten Korrosionsprozesses zumindest in Bezug auf den summierten Materialabtrag relativiert.

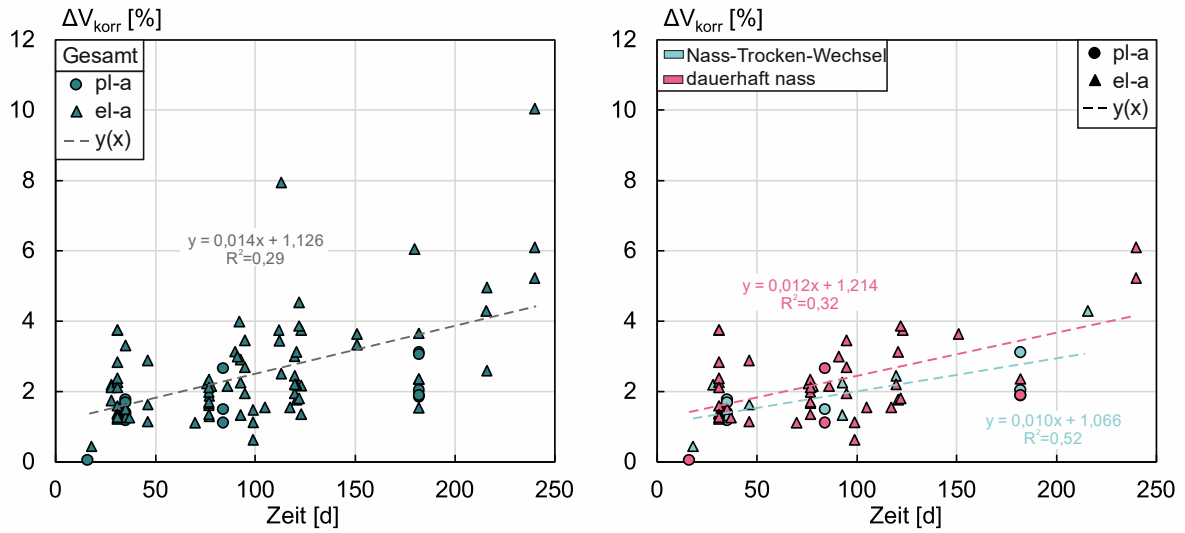


Abb. 5.16 Verhältnis von prozentualem Volumenverlust ΔV_{korr} zu Beaufschlagungsdauer für die hinsichtlich des Durchlauf- bzw. Trocknungsverhaltens unterschiedenen Fälle

Zur Beurteilung, ob der korrosive Materialabtrag abhängig vom Durchlauf- bzw. Trocknungsverhalten eher lokal konzentriert oder verhältnismäßig flächig über die definierte Anodenlänge verteilt erfolgte, sind in Abb. 5.17 die maximalen Querschnittsverluste ΔQ_{max} den über die Anodenlänge gemittelten Querschnittsverlusten ΔQ_{mw} gegenübergestellt. Die hilfsweise in den Diagrammen eingezeichnete Winkelhalbierende entspricht dabei dem Grenzfall eines gleichmäßigen Abtrags ($\Delta Q_{max} \approx \Delta Q_{mw}$), wie er bspw. bei carbonatisierungsinduzierter Korrosion zu erwarten wäre. Werte oberhalb der Winkelhalbierenden ($\Delta Q_{max} > \Delta Q_{mw}$) kennzeichnen demgegenüber eine zunehmende Lokalisierung des Abtrags.

Die globale, fallunabhängige Betrachtung, vgl. Abb. 5.17 (links oben), zeigt, dass alle Messpunkte oberhalb der Winkelhalbierenden lagen. Dies deutet insgesamt auf einen für chloridinduzierte Korrosion charakteristischen, lokal konzentrierten Korrosionsangriff hin. Für den Grenzfall sowie den dauerhaft feuchten bis nassen Zustand, vgl. Abb. 5.17 (unten), ergeben sich ähnliche Regressionsverläufe, was auf eine vergleichbare Ausprägung der korrosiven

Schädigung hindeutet. Dies erscheint plausibel, da beim Grenzfall die durchlaufbedingten Trockenphasen i. d. R. nur einen verhältnismäßig kurzen Anteil der Beaufschlagungsperiode ausmachten und dementsprechend der dauerfeuchte Zustand dominierte. Im Vergleich zu den beiden anderen Fällen weist die Regressionsgerade der Prüfkörper mit ausgeprägten Trockenphasen eine größere Steigung auf. Dies entspricht einer stärker lokalisierten Schädigung, was mit der eingangs des Kapitels diskutierten Erwartung an wechselnd feuchte Expositionsbedingungen übereinstimmt. Hinsichtlich der Prüfkörpervariante (pl / el) lassen sich keine nennenswerten Unterschiede feststellen. Zur exemplarischen Visualisierung des korrosiven Abtrags sind in Anhang Abb. B5 Querschnittsverlustverläufe ΔQ(x) über die Anodenlänge neben den zugehörigen, abgerollten Punktwolkenvergleichen vor und nach korrosiver Schädigung jeweils für Prüfkörper mit und ohne durchlaufbedingter Trocknungsphase dargestellt.

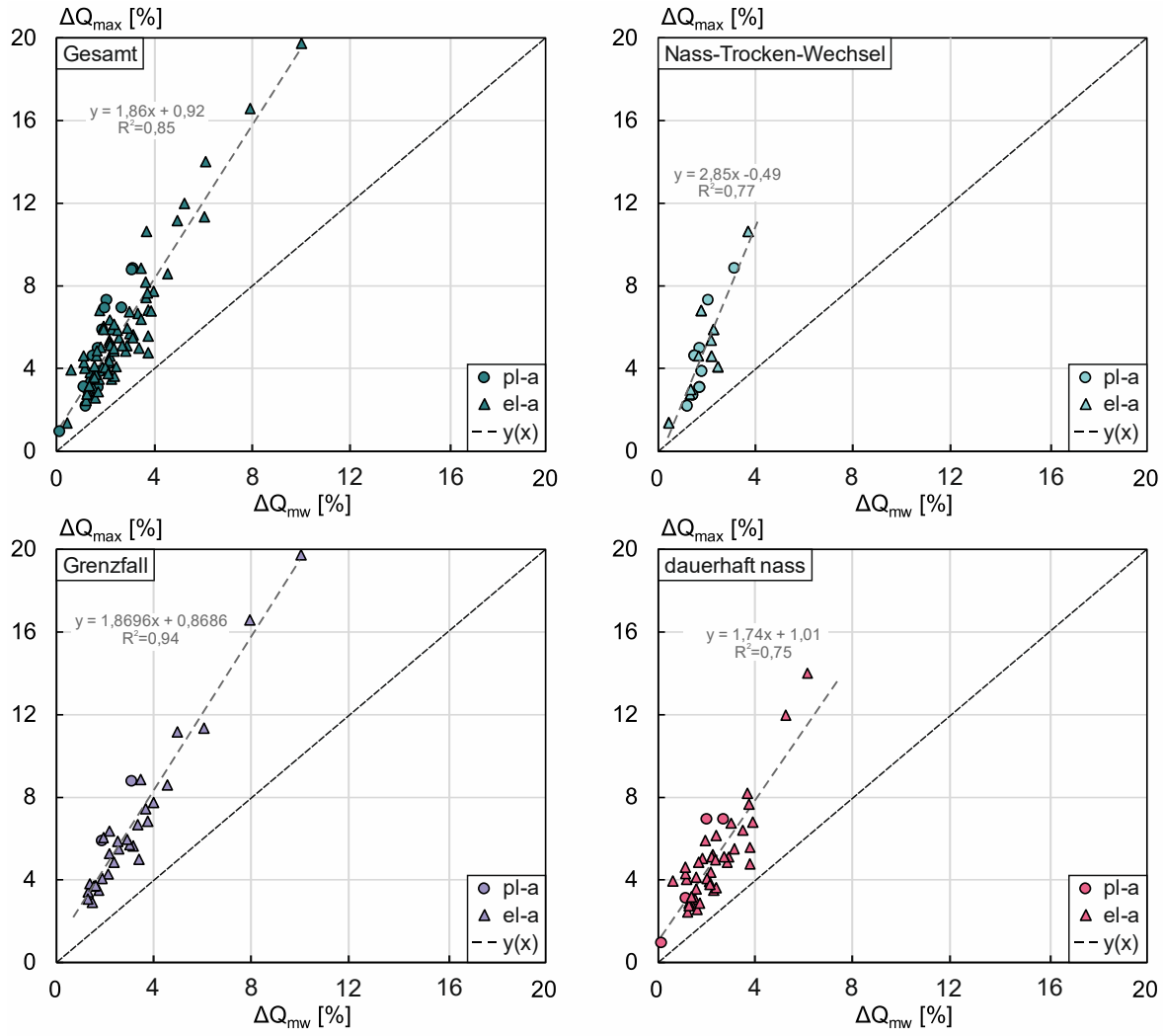


Abb. 5.17 Maximaler Querschnittsverlust ΔQ_{max} zu mittlerem Querschnittsverlust ΔQ_{mw} über die Anodenlänge für die hinsichtlich des Durchlauf- bzw. Trocknungsverhaltens unterschiedenen Fälle

Wie in Abschnitt 2.2.5 beschrieben, bilden sich bei chloridinduzierter Korrosion i. d. R. im frühen Stadium zunächst vereinzelte, relativ tiefe Narben mit geringer lateraler Ausdehnung aus, s. z. B. [70]. Mit zunehmender Korrosionsdauer wachsen diese zusammen und beginnen zu

koaleszieren. Es entstehen zusammenhängende Muldenfelder. Übertragen auf die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Kenngrößen, würde dies einem über die Dauer der Beaufschlagung reduzierten Verhältniswert von maximalem Querschnittsverlust ΔQ_{max} zu mittlerem Querschnittsverlust ΔQ_{mw} entsprechen. Mit Ausnahme einzelner Ausreißer zeigen die Versuchsdaten jedoch einen weitgehend konstanten Verlauf von $\Delta Q_{max}/\Delta Q_{mw}$ über die Beaufschlagungsdauer, vgl. Abb. 5.18.

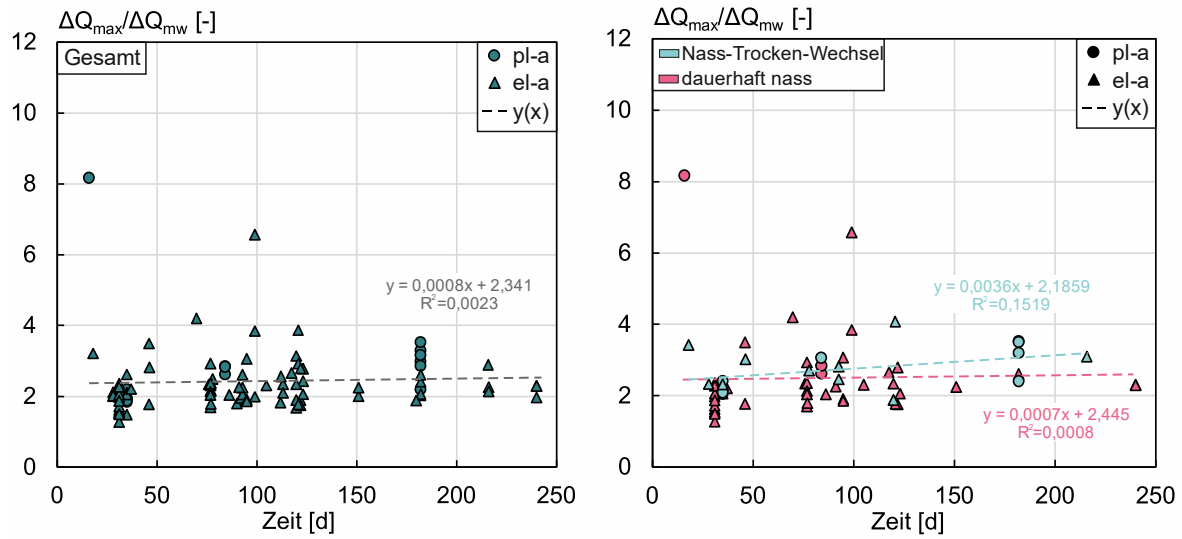


Abb. 5.18 Verhältnis von maximalem Querschnittsverlust ΔQ_{max} zu mittlerem Querschnittsverlust ΔQ_{mw} über die Beaufschlagungsdauer für die hinsichtlich des Durchlauf- bzw. Trocknungsverhaltens unterschiedenen Fälle

Der weitgehend konstante Verlauf von $\Delta Q_{max}/\Delta Q_{mw}$ über die Beaufschlagungsdauer könnte auf zwei gegenläufige morphologische Entwicklungen, die sich im Untersuchungszeitraum überlagert haben, zurückzuführen sein. Einerseits kommt es, wie in der Literatur beschrieben, zur lateralen Ausdehnung einzelner Narben und zu deren Koaleszenz, wodurch der Abtrag über die Anodenlänge tendenziell flächiger wird und der Quotient von ΔQ_{max} zu ΔQ_{mw} abnehmen müsste. Andererseits zeigen die vorliegenden Befunde, dass die koaleszierenden Narben gleichzeitig weiter in die Tiefe wachsen, sodass der maximale Querschnittsverlust im Mittel in ähnlicher Größenordnung zunimmt wie der mittlere Querschnittsverlust. Dadurch kompensieren sich die Effekte, und es ergibt sich – abgesehen von einzelnen Ausreißern – kein ausgeprägter zeitlicher Trend des Verhältniswertes. Die in Abb. 5.19 gezeigten abgerollten Punktwolkenvergleiche inkl. der zugehörigen Querschnittsverlustverläufe $\Delta Q(x)$ für drei Prüfkörper mit unterschiedlichen Beaufschlagungsdauern (32 d, 120 d und 216 d) verdeutlichen exemplarisch das Koaleszieren der Narben, insbesondere im rissnahen Bereich ($x \approx 20$ mm), ohne dass daraus eine überproportionale Reduktion der maximalen Schädigungstiefe folgt.

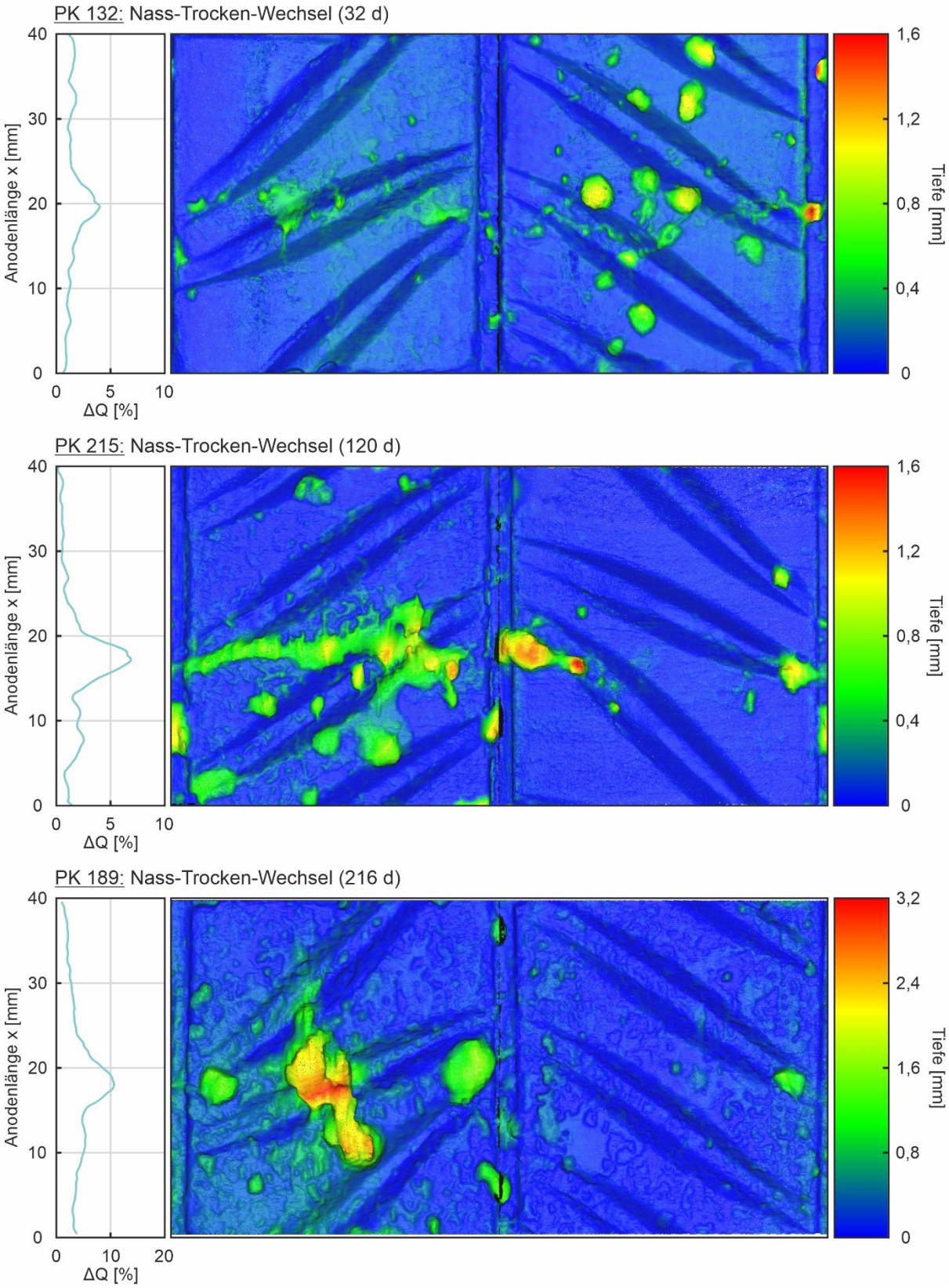


Abb. 5.19 Exemplarische Darstellung des Querschnittsverlustverlaufs ΔQ(x) über die Anodenlänge neben dem zugehörigen, abgerollten Punktwolkenvergleich vor und nach korrosiver Schädigung für einen Prüfkörper mit 32 tägiger (oben),120 tägiger (Mitte) und 216 tägiger (unten) Beaufschlagungsdauer

Zusammenfassend zeigte sich, dass sich die Prüfkörper trotz identischer nomineller Beaufschlagung in drei Expositionszustände einordnen ließen: (i) ausgeprägter Nass-Trocken-Wechsel mit vollständigem Durchlauf, (ii) dauerhaft feucht bis nass ohne vollständigen Durchlauf sowie ein Grenzfall mit anfänglichen Trockenphasen und späterem Übergang in den dauerfeuchten Zustand. Fallübergreifend war eine tendenzielle Abnahme der Korrosionsströme bzw. Abtragsraten mit zunehmender Beaufschlagungsdauer zu erkennen, was konsistent mit einer fortschreitenden Einschränkung der Transportprozesse, u. a. durch Ablagerung von Korrosionsprodukten, war. Hinsichtlich der „Lokalisierung" des Abtrags (ΔQ_{max} in Relation zu ΔQ_{mw}) ergaben sich insgesamt vergleichbare Streubereiche, wobei der Nass-Trocken-Wechsel tendenziell stärker lokalisierte Angriffe begünstigte, während der Grenzfall und Fall (ii) sich erwartungsgemäß ähnlich verhielten. Hinsichtlich der Prüfkörpervariante konnten keine nennenswerten Unterschiede festgestellt werden. Sowohl das Volumen als auch die Lokalisierung des Abtrags scheinen in diesem Vergleich dementsprechend primär durch die Exposition bzw. das Durchlaufverhalten und weniger durch die lastabhängige Ausprägung der Stahl-Beton-Verbundzone geprägt zu sein. Insgesamt sind die Ergebnisse jedoch vergleichbar und zeigen keine ausgeprägte Trennschärfe, weswegen im weiteren Verlauf der Arbeit keine separate Auswertung nach den durchlaufbedingten Fällen vorgenommen wird.

Differenzierung hinsichtlich der unterschiedlichen Korrosions- bzw. Polarisationsarten

Nachdem die korrosive Schädigung der durch anodische Polarisation beschleunigten Prüfkörper bislang in Abhängigkeit vom Durchlaufverhalten und von der Prüfkörpervariante differenziert betrachtet wurde, wird sie im Folgenden hinsichtlich der Korrosions- bzw. Polarisationsart quantifiziert und lokalisiert. Dabei werden für die beschleunigt korrodierten Prüfkörper die beiden Regelungsarten der anodischen Polarisation (potentialgesteuert bzw. spannungsgesteuert) gegenübergestellt und anschließend mit den natürlich korrodierten Prüfkörpern verglichen. Die Ergebnisse sind in Abb. 5.20 kompakt zusammengefasst.

Da es sich um dasselbe Prüfkörperkollektiv handelt, welches hier lediglich nach einem anderen Kriterium (Polarisationsart) gruppiert wurde, zeigen die beschleunigt korrodierten Prüfkörper erwartungsgemäß dieselben grundsätzlichen Trends und Streuungen wie in der zuvor betrachteten Auswertung. Entsprechend tritt erneut ein leichter Zuwachs der prozentualen Abtragsvolumina mit zunehmender Beaufschlagungsdauer in Verbindung mit ausgeprägten Streuungen auf. Zwischen potentialgesteuerter und spannungsgesteuerter Polarisation sind jedoch keine relevanten systematischen Unterschiede erkennbar. Die sichtbaren Abweichungen in den hilfsweise angesetzten Regressionsgraden resultieren primär daraus, dass bei der spannungsgesteuerten Polarisation eine größere Anzahl von Prüfkörpern mit längerer Beaufschlagungs- bzw. Korrosionsdauer vorliegt, wodurch dieser Wertebereich stärker gewichtet wird. Grundsätzlich ist hier insbesondere aufgrund der hohen Streubreiten nicht von unterschiedlichen Abtragsgeschwindigkeiten oder -mechanismen auszugehen. Im Vergleich zu den beschleunigt korrodierten Prüfkörpern lässt sich für die natürlich korrodierten Prüfkörper keine Zunahme der prozentualen Abtragsvolumina mit zunehmender Beaufschlagungsdauer erkennen. Dies könnte u. a. auf die deutlich geringere Datenbasis, die großen Streuungen und eine zu geringe Varianz bei den Beaufschlagungsdauern zurückzuführen sein.

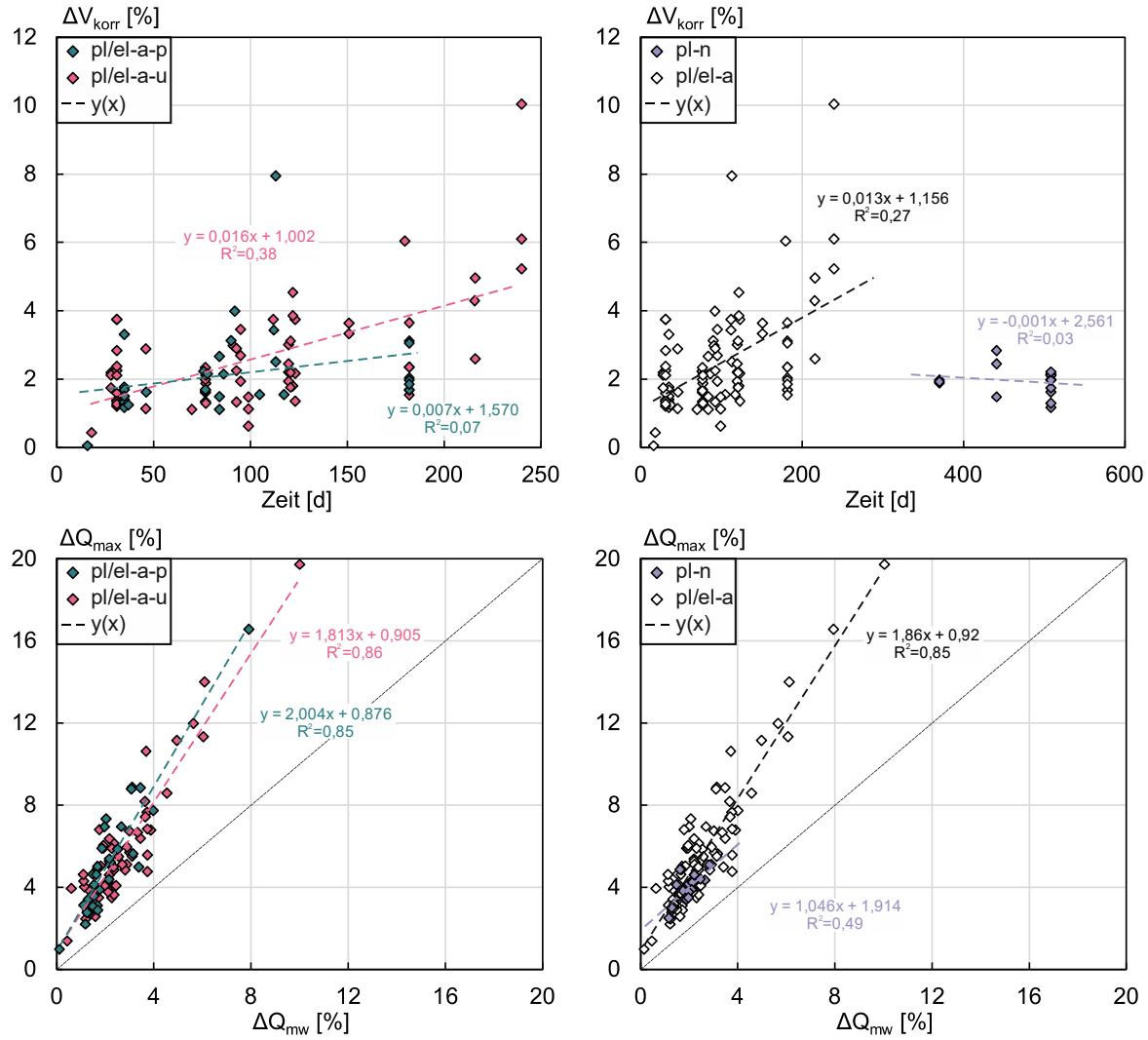


Abb. 5.20 Verhältnis von prozentualem Volumenverlust ΔV_{korr} zu Beaufschlagungsdauer (oben) sowie maximalem Querschnittsverlust ΔQ_{max} zu mittlerem Querschnittsverlust ΔQ_{mw} über die Anodenlänge (unten) für die Polarisations- bzw. Korrosionsarten

Für beide Polarisationsarten ergeben sich vergleichbare Streubereiche und Regressionsgraden und somit eine ähnlich lokal ausgeprägte, räumliche Verteilung des korrosiven Abtrags. Die Lokalisierung wird somit im Rahmen der vorliegenden Versuche stärker durch die Randbedingungen im Risssystem, wie z. B. Feuchte- und Transportbedingungen, geprägt als durch die Art der elektrischen Regelung. Für die natürlich korrodierten Prüfkörper liegen die Werte von $\Delta Q_{max}/\Delta Q_{mw}$ ebenfalls in einem Bereich, der grundsätzlich lokalisierten Abtrag widerspiegelt. Gleichzeitig konzentrieren sich die Datenpunkte in einem vergleichsweise engen Wertebband, was auf einen ähnlichen Korrosionsfortschritt innerhalb dieser Gruppe hindeutet. Im direkten Vergleich zu den Ergebnissen der beschleunigt korrodierten Prüfkörper wird jedoch deutlich, dass die natürlich korrodierten Prüfkörper im Rahmen der hier betrachteten Kenngröße tendenziell eher einem früheren Stadium des korrosiven Fortschritts zuzuordnen sind.

Korrelation zwischen Abtragsvolumen und geflossener Ladung

In Abb. 5.21 ist das Verhältnis des korrosionsbedingten Volumenverlusts ΔV_{korr} über die akkumulierte Ladung Q, die sich aus dem zeitlichen Integral der Korrosionsströme ergibt, für die anodisch polarisierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* dargestellt. Die Ergebnisse knüpfen unmittelbar an das Faraday'sche Gesetz an, wonach der stoffliche Umsatz einer elektrochemischen Reaktion proportional zur übertragenen Ladung ist, vgl. Gleichung (4.1). Unter der Annahme einer Auflösung von Fe zu Fe^{2+} (z = 2) ergibt sich eine Soll-Abtrags-Gerade entsprechend Abb. 5.21. Diese Soll-Gerade ist jedoch nicht als zwingender Grenzverlauf zu verstehen, sondern als modellhafte Abbildung eines idealisierten Reaktionspfads. Wird Fe anteilig als Fe^{3+} gelöst bzw. erfolgt eine elektrochemisch gekoppelte Weiteroxidation in Richtung Fe^{3+}, ergibt sich formal weiterhin ein faradayscher Zusammenhang, jedoch mit einer erhöhten effektiven Ladungszahl ($3 > z_{eff} > 2$). In diesem Sinne stellt die Sollgerade für z = 2 eine konservative Referenz dar, während reale Systeme, insbesondere bei lokalisierten Angriffen, plausibel in einem Bereich zwischen den Grenzfällen z = 2 und z = 3 liegen können. Das systematische Unterschreiten der z = 2-Referenzlinie kann somit als Hinweis gewertet werden, dass die Annahme einer ausschließlich zweiwertigen Eisenauflösung die tatsächlichen Reaktionsbedingungen nur näherungsweise beschreibt. Eine weiterführende Beschreibung dieser Zusammenhänge findet sich z. B. in [30]. Im nächsten Schritt ist zu prüfen, ob diese Abweichung primär auf einen geänderten effektiven Reaktionspfad oder auf zusätzliche Stromanteile zurückzuführen ist, die nicht (oder nicht im betrachteten Bereich) in Form eines Metallabtrags realisiert werden.

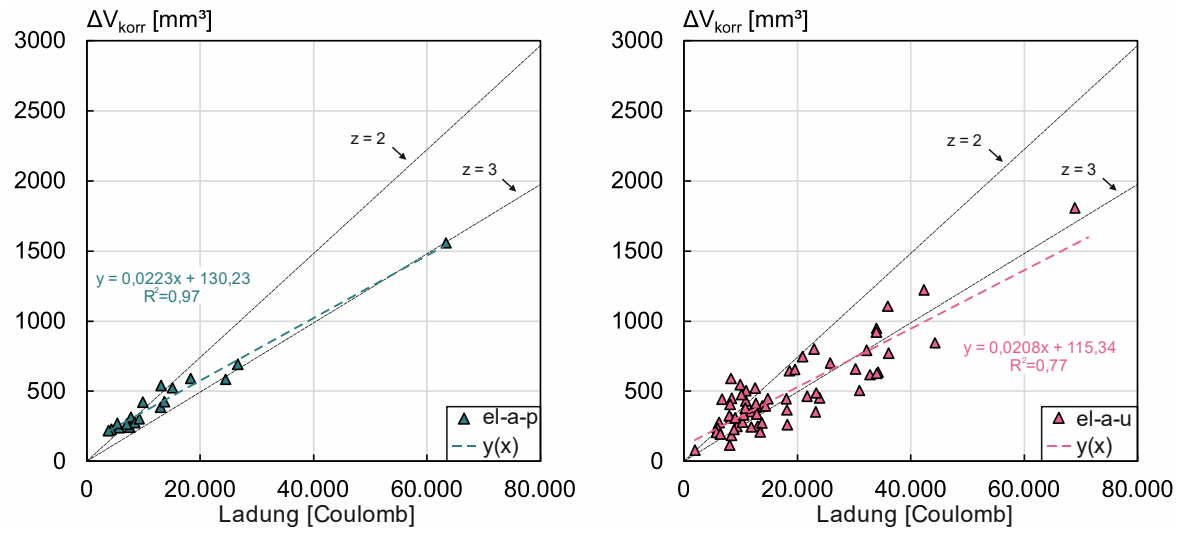


Abb. 5.21 Verhältnis von korrosionsbedingtem Volumenverlust zu akkumulierter Ladung für die elastisch vorbelasteten Prüfkörper differenziert in die beiden Regelungsarten *potentialgesteuert* (links) und *spannungsgesteuert* (rechts)

Als mögliche Ursache für eine reduzierte, korrosionswirksame Ladung käme eine Sauerstoffentwicklung im Anodenbereich in Frage. Oberhalb des Sauerstoffentwicklungspotentials setzt die Oxidation von Wasser zu Sauerstoff ein, was zur Folge hat, dass Ladung umgesetzt wird, ohne dass proportional Eisen gelöst werden muss. Das Sauerstoffentwicklungs- bzw. Grenzpotential wurde im Rahmen von Voruntersuchungen an gleichartigen Prüfkörpern,

vgl. Abschnitt 4.3.2, am Knickpunkt der Stromdichte-Potentialkurve bestimmt. Mit Kenntnis dieses Grenzbereichs wurde die *potentialgesteuerte* anodische Polarisation so ausgelegt, dass das Sauerstoffentwicklungspotential nicht überschritten wurde. Die Potentialsteigerung erfolgte dabei schrittweise, um anfängliche Aufladungseffekte der Doppelschicht und Messartefakte zu vermeiden. Für die *spannungsgesteuerte* Polarisation konnte demgegenüber, aufgrund der fehlenden Kenntnis des effektiven Potentials, ein Überschreiten des Sauerstoffentwicklungspotentials nicht ausgeschlossen werden. Wenn jedoch bei den *spannungsgesteuerten* Prüfkörpern ein maßgeblicher Teil der Ladung in die Sauerstoffentwicklung geflossen wäre, hätte dies eine deutliche Unterschreitung des Wertebereichs der *potentialgesteuerten* Prüfkörper zur Folge. Allerdings liegen die Verhältniswerte des Volumenverlusts ΔV_{korr} über die akkumulierte Ladung Q und die zugehörigen Regressionsgraden für beide Polarisations- bzw. Regelungsarten in einem sehr ähnlichen Bereich. Die Messwerte der potentialgesteuerten Prüfkörper liegen dabei vollständig innerhalb des Streubereichs der spannungsgesteuerten, die tendenziell eine größere Streuung zeigen. Unter der Annahme, dass die potentialgesteuerte Polarisation infolge der Voruntersuchungen und der gewählten Regelung überwiegend unterhalb des Sauerstoffentwicklungsbereichs betrieben wurde, sprechen die vergleichbaren Ergebnisse beider Gruppen dafür, dass eine ausgeprägte Sauerstoffentwicklung im vorgesehenen Anodenbereich zwar als lokaler Einzelfall möglich, jedoch mit hoher Wahrscheinlichkeit nicht als Hauptursache des systematischen Unterschreitens der z = 2-Sollgeraden zu bewerten ist. Andernfalls wäre zumindest im Mittel eine deutlichere Verschiebung zwischen den Regelungsarten zu erwarten gewesen.

Neben einem geänderten effektiven Reaktionspfad bzw. zusätzlichen, nicht abtragswirksamen Stromanteilen ist auch ein methodisch bedingter Einfluss der Bestimmung des Abtrags in Betracht zu ziehen. Der korrosionsbedingte Volumenverlust ΔV_{korr} wurde über 3D-Scans nach dem Entfernen von Korrosionsprodukten erfasst. Dabei erfolgte die Entfernung der Korrosionsprodukte mittels Glasperlenstrahlen bei vergleichsweise geringem Strahldruck (3,5 bar), um eine nennenswerte Veränderung der Oberflächentopografie sowie die Erzeugung eines zusätzlichen Eigenspannungszustands, s. z. B. [204], und dessen Einfluss auf die spätere Ermüdungsprüfung bestmöglich zu vermeiden. Diese konservative Vorgehensweise hatte jedoch zur Folge, dass Korrosionsprodukte, insbesondere in eng ausgeprägten Vertiefungen oder Hinterschneidungen, nicht vollständig ausgeräumt werden konnten. In diesem Fall wird der effektive metallische Abtrag durch verbleibende Korrosionsprodukte teilweise verdeckt, sodass die aus der Punktwolke abgeleitete ΔV_{korr}-Bilanz den tatsächlichen Materialverlust unterschätzt. Solche nicht vollständig freigeräumten Narben sind exemplarisch in Abb. 5.22 dargestellt. Das systematische Unterschreiten der z = 2-Sollgeraden kann somit anteilig auf eine Unterschätzung des effektiven Volumenverlusts zurückgeführt werden.

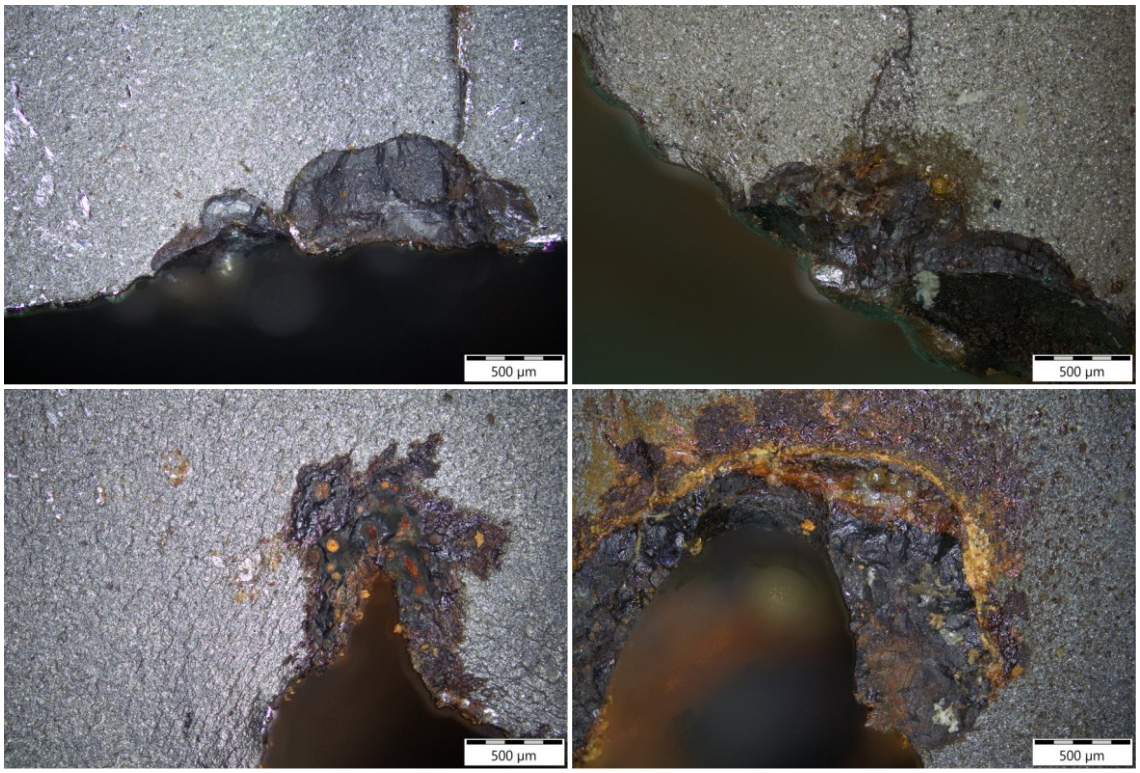


Abb. 5.22 Exemplarische, lichtmikroskopische Darstellung nicht vollständig „freigeräumter" Narben

Berücksichtigt man nun zusätzlich das Verhältnis des korrosionsbedingten Volumenverlusts ΔV_{korr} über die akkumulierte Ladung Q der *plastisch* vorbelasteten Prüfkörper, die ausschließlich potentialgesteuert geregelt wurden, fällt auf, dass dort die Werte deutlich näher an der Soll-Geraden liegen, vgl. Abb. 5.23. Ein wesentlicher Unterschied und eine mögliche Ursache für diese Abweichungen zwischen den Prüfkörpervarianten ist die bei den *linear-elastisch* vorbelasteten Prüfkörpern zur Begrenzung des Anodenbereichs applizierte EP-Beschichtung. Beim Ausbau bzw. Freilegen des Betonstahls wurden im Bereich dieser Beschichtung, insbesondere in direkter Nähe zum planmäßigen Anodenbereich, vermehrt Unterläufigkeiten, lokale Abplatzungen sowie Blasenbildungen beobachtet, sodass von einem partiellen Eindringen der NaCl-Lösung unter die Schutzschicht auszugehen ist. In Analogie zu bereits beschriebenen Beobachtungen kann dies zur Ausbildung okkludierter Zonen mit eingeschränktem Stofftransport führen, in denen zwar Ladung umgesetzt wird, der zugehörige Materialabtrag jedoch in einer ΔV_{korr}-Bilanz, die auf den planmäßigen Anodenbereich begrenzt ist, nicht (oder nicht vollständig) erfasst wird.

Ein zusätzlicher Grund für die Abweichungen von der z = 2-Sollgeraden bei den elastisch vorbelasteten Prüfkörpern könnte sein, dass bei einigen Prüfkörpern infolge von Sprengdrücken expandierender Korrosionsprodukte mit zunehmender Beaufschlagungsdauer vermehrt Längsrisse entstanden sind bzw. aufgeweitet wurden. In der Folge konnte Korrosionslösung unkontrolliert austreten und weitere außerplanmäßige Anodenflächen aktiviert werden, die bei der späteren Digitalisierung mittels 3D-Scanner nicht erfasst wurden, vgl. Anhang Abb. B10.

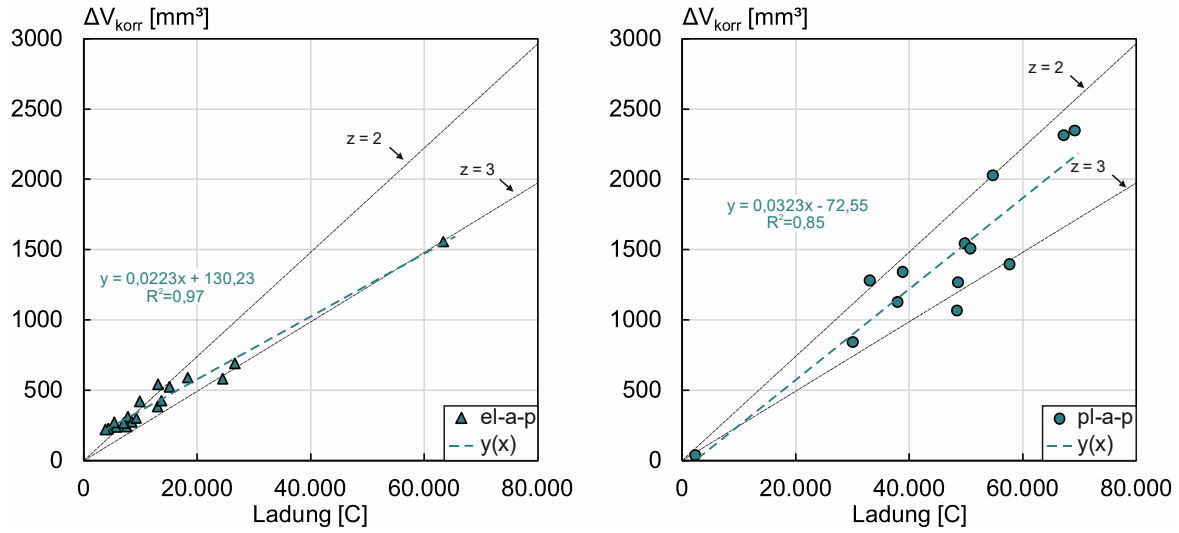


Abb. 5.23 Verhältnis von korrosionsbedingtem Volumenverlust zu akkumulierter Ladung für die potentialgesteuert korrodierten Prüfkörper differenziert in die beiden Prüfkörpervarianten *linear-elastisch* (links) und *plastisch* (rechts)

5.3.3 Charakterisierung der ermüdungsrelevanten Einflussfaktoren

Aufbauend auf Abschnitt 5.3.2, in dem die korrosive Schädigung der Prüfkörper in Abhängigkeit von den Expositions- sowie Korrosions- bzw. Polarisationsarten quantifiziert und lokalisiert wurde, wird in den nachfolgenden Abschnitten die ermüdungsmechanische Wirksamkeit dieser Schädigung analysiert. Ziel ist es, die erreichten Schwingfestigkeiten und zugehörigen Versagensverteilungen – Bruch im Anodenbereich, Bruch außerhalb des Anodenbereichs oder Durchläufer - zunächst serienweise zu vergleichen und darauf aufbauend abzuleiten, welche Prüfkörpergruppen für die weitere Auswertung differenziert zu betrachten sind. Anschließend werden die erzielten Schwingspielzahlen systematisch in Beziehung zu den erfassten Narben- und Querschnittskennwerten gesetzt, um die maßgebenden Einflussgrößen herauszuarbeiten.

Abb. 5.24 zeigt die serienabhängigen Schwingfestigkeiten in Form eines Balkendiagramms über verschiedene Schwingbreiten Δσ. Neben den mittleren Schwingfestigkeit wird für die einzelnen Serien ebenfalls der Median aufgeführt. Dieser reagiert, insbesondere bei kleineren Stichproben, weniger empfindlich auf vereinzelte Ausreißer, bspw. in Form von Durchläufern, und bildet dementsprechend die serienabhängigen Schwingfestigkeiten robuster ab. Dies zeigt sich bspw. bei der Serie pl-a für die Schwingbreite Δσ = 175 N/mm² (n = 14), wo bereits ein einzelner Durchläufer zu einer Erhöhung der mittleren Schwingfestigkeit von 722.675 auf 1.384.614 Zyklen führte.

Über einen Großteil der Serien hinweg ist eine Abminderung der Ermüdungsfestigkeit infolge korrosiver Schädigung erkennbar. Das Ausmaß dieser Abminderung fällt jedoch deutlich serienabhängig aus. Als übergeordneter Trend weisen die plastisch vorbelasteten Prüfkörper (pl-Serien) dabei tendenziell geringere Schwingfestigkeiten auf als die linear-elastischen vorbelasteten. Dies deutet darauf hin, dass die im plastischen Konzept erforderliche Vorbeanspruchung bzw. der damit verbundene Spannungs- und Dehnungszustand die Wirksamkeit der

korrosiven Schädigung im Ermüdungsprozess zusätzlich begünstigen kann. Unabhängig von der Prüfkörpervariante zeigt sich zudem über nahezu alle korrosiv geschädigten Serien hinweg eine klare Abhängigkeit von der Schwingbreite Δσ. Mit zunehmender Schwingbreite nehmen die erzielten Bruchschwingspielzahlen i. d. R. ab. Auf Basis dieser übergeordneten Trends werden im Folgenden Detailvergleiche durchgeführt, um die maßgebenden Einflussgrößen, wie z. B. Vorlast (plastisch/elastisch) oder Korrosionsart (natürlich/beschleunigt), systematisch herauszuarbeiten.

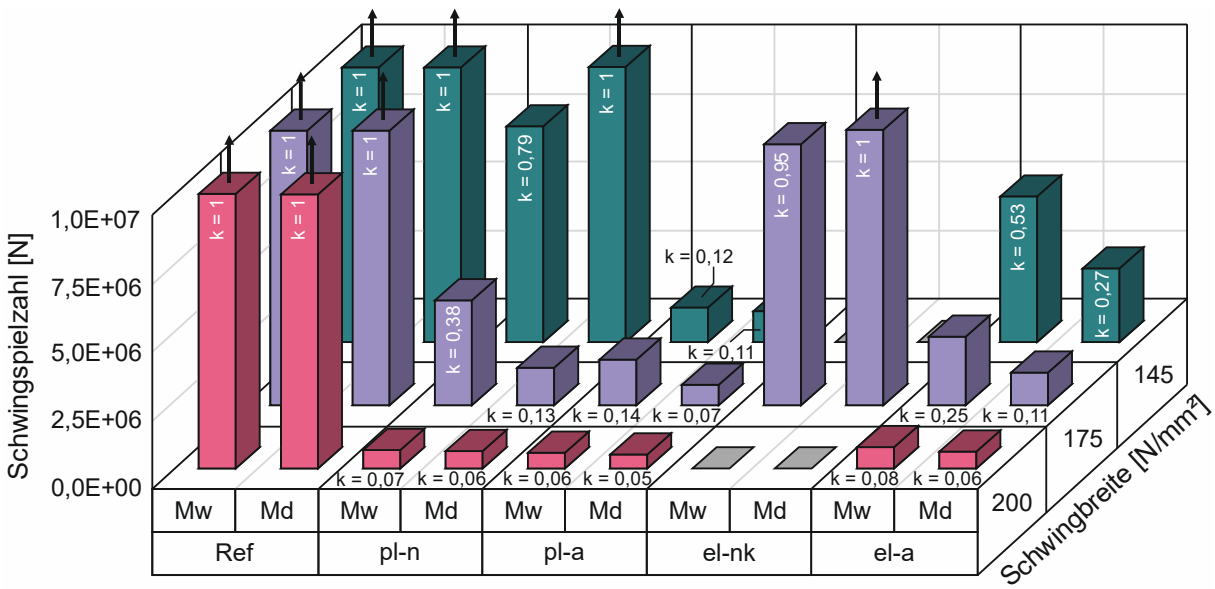


Abb. 5.24 Gegenüberstellung der serienabhängigen Schwingfestigkeiten (Mittelwert Mw u. Median Md) der korrosiv geschädigten Prüfkörper inkl. der zugehörigen Abminderungsfaktor k_{1E+7} gegenüber der ungeschädigten Referenz (1,0E+07)

Einfluss der Prüfkörpervariante bzw. Vorlast

Abb. 5.25 zeigt den direkten Vergleich zwischen der *plastischen* (pl-a) und der *linear-elastischen* Prüfkörpervariante (el-a). Zur besseren Vergleichbarkeit wurde in dieser und den nachfolgenden Gegenüberstellungen ausschließlich die Schwingbreite Δσ = 175 N/mm² betrachtet, da diese für den betrachteten Durchmesserbereich (d ≤ 28 mm) normativ am relevantesten ist und hier zugleich der größte Stichprobenumfang vorliegt. Dargestellt sind für beide Prüfkörpervarianten jeweils die Schwingfestigkeiten als Mittelwert Mw und Median Md inklusive der Streubreiten Sb (links) sowie die zugehörige, prozentuale Versagensverteilung aufgeteilt in Brüche im Anodenbereich, Brüche außerhalb des Anodenbereichs und Durchläufer (rechts).

Beide Varianten weisen gegenüber der Referenz (Durchläuferkriterium) eine deutliche Abminderung der Ermüdungsfestigkeit auf. Bezogen auf den Median ergibt sich für pl-a ein Abminderungsfaktor k_{1E+7} = 0,07, während el-a mit k_{1E+7} = 0,11 eine geringere, jedoch weiterhin ausgeprägte Reduktion zeigt. Die stärkere Abminderung der plastisch vorbelasteten Variante könnte darauf zurückzuführen sein, dass die bei der Risserzeugung aufgebrachte plastische Vorlast nicht nur den globalen Spannungs- bzw. Dehnungszustand verändert, sondern zusätzlich mikrostrukturelle Schädigungsanteile erzeugt, die sich unter korrosiver Beaufschlagung und zyklischer Beanspruchung besonders wirksam überlagern. Die plastische Vorlast

entspricht in diesem Zusammenhang einer Art Kaltverformung. Kaltverformungsprozesse führen zu einer Veränderung der Mikrostruktur und zu Gitter- bzw. Gefügestörungen, wie z. B. erhöhte Versetzungsdichten, die sich insbesondere entlang der Korngrenzen ausprägen, s. z. B. [205]. Solche gestörten Gefügebereiche stellen bevorzugte Stellen für anodische Auflösung dar. Zugleich sind Korngrenzen grundsätzlich reaktiver, was durch eine Kaltverfestigung nochmals verstärkt werden kann, s. z. B. [154, 206]. In der Folge könnten die Chloridionen bei den plastisch vorbelasteten Prüfkörpern über Korngrenzen tiefer in die Mikrostruktur eingedrungen sein und eine tieferliegende interkristalline Korrosion ausgebildet haben.

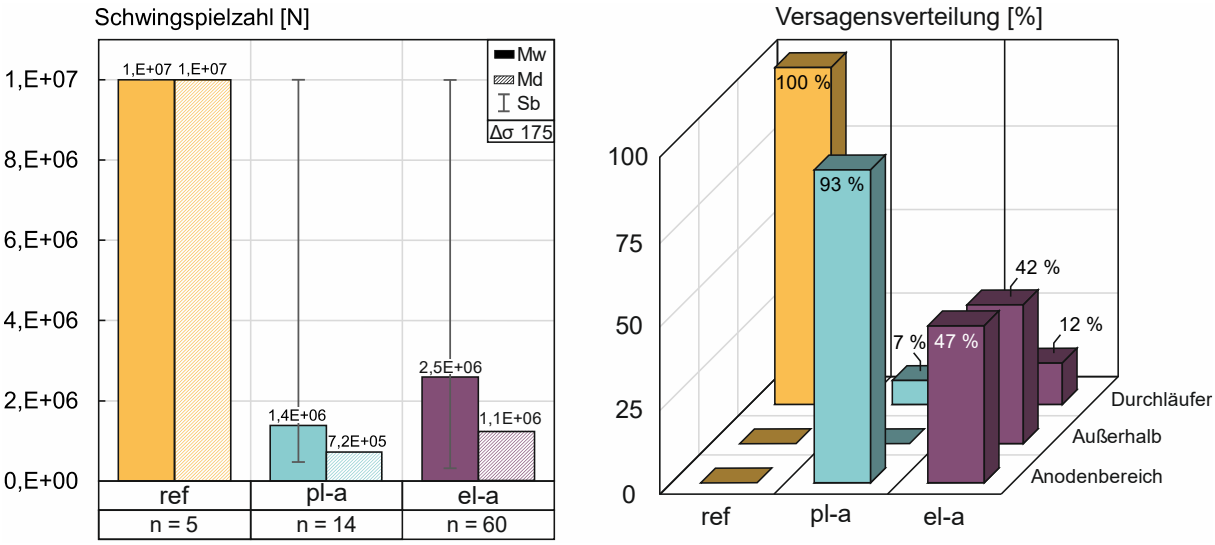


Abb. 5.25 Vergleich der *plastischen (pl-a)* und *elastischen (el-a) Prüfkörpervariante* bei $\Delta\sigma$ = 175 N/mm²: Schwingfestigkeiten als *Mittelwert Mw* und *Median Md* inkl. *Streubreite Sb* (links), prozentuale Versagensverteilung aufgeteilt in Brüche im *Anodenbereich*, Brüche *außerhalb* des Anodenbereichs und *Durchläufer* (rechts)

Die Versagensverteilung in Abb. 5.25 (rechts) stützt diese Interpretation. Bei der plastischen Prüfkörpervariante lagen 7 % Durchläufer vor, während die übrigen 93 % im Anodenbereich versagten. Bei der elastischen Prüfkörpervariante betrug der Durchläuferanteil 12 % und 47 % brachen im Anodenbereich. Zusätzlich traten 42 % Brüche außerhalb des Korrosionsbereichs auf. Im Gegensatz zu den Brüchen im Anodenbereich ließen sich die außerhalb des Korrosionsbereichs initiierten Brüche dabei nicht durch eine makroskopisch sichtbare Korrosionsnarbe als eindeutigen Ausgangspunkt erklären, sondern waren i. d. R. an der Initiierungsstelle der Bruchfläche lediglich durch eine halbkreis- bis halbelliptisch-förmige, rostfarbene Linse gekennzeichnet, vgl. Abb. 5.26. Diese Verfärbung trat typischerweise randnah an der Bruchfläche auf und war gegenüber der umgebenden Bruchfläche farblich klar abgesetzt. Im Zentrum der Linse zeigte sich eine intensivere rostfarbene Tönung, die zum Rand hin tendenziell leicht abnahm. Insgesamt unterschieden sich diese Bruchbilder damit deutlich von den im Anodenbereich beobachteten, narbenassoziierten Initiationsstellen. Auffällig ist zudem, dass die Anrisse außerhalb des planmäßigen Korrosionsbereichs häufig im Bereich von Rippenfüßen lokalisiert waren. Das Auftreten eines signifikanten Anteils an Brüchen außerhalb des planmäßigen Anodenbereichs deutet in Kombination mit den unterschiedlichen Bruchbildern auf einen alternativen, prüfkörpervariantenspezifischen Schädigungsmechanismus hin. Da die

Schwingprüfung ohne weitere korrosive Beaufschlagung, ohne Unterbrechungen und nur über wenige Stunden durchgeführt wurde, ist es plausibel, die stellenweise im Initiationsbereich erkennbaren bogenförmig-konzentrischen Linien, vgl. Abb. 5.26 (unten), als Abbild einer bereits während der Korrosionsphase unter konstanter Zugkraft fortschreitenden Rissfront zu interpretieren. Auch bei konstanter äußerer Kraft kann die Rissausbreitung dabei abschnittsweise erfolgen, da mit zunehmender Risslänge das lokale Beanspruchungsniveau an der Rissspitze (Spannungsintensitätsfaktor) ansteigt und somit die treibende Kraft für weiteres Risswachstum zunimmt. Dadurch können sich zeitlich aufeinanderfolgende Rissfrontpositionen ausbilden, die sich als ring- bzw. bogenförmige „Rastlinien“ auf der Bruchfläche abzeichnen. Vor dem Hintergrund, dass die Korrosionsphase in den vorliegenden Versuchen je nach Prüfkörper 30 bis 250 Tage dauerte, steht hierfür auch ein ausreichend langer Zeitraum zur Verfügung, sodass die beobachtete frontartige Strukturierung als Hinweis auf eine schrittweise Vor-Rissbildung im Rahmen der Korrosionsphase gewertet werden kann.

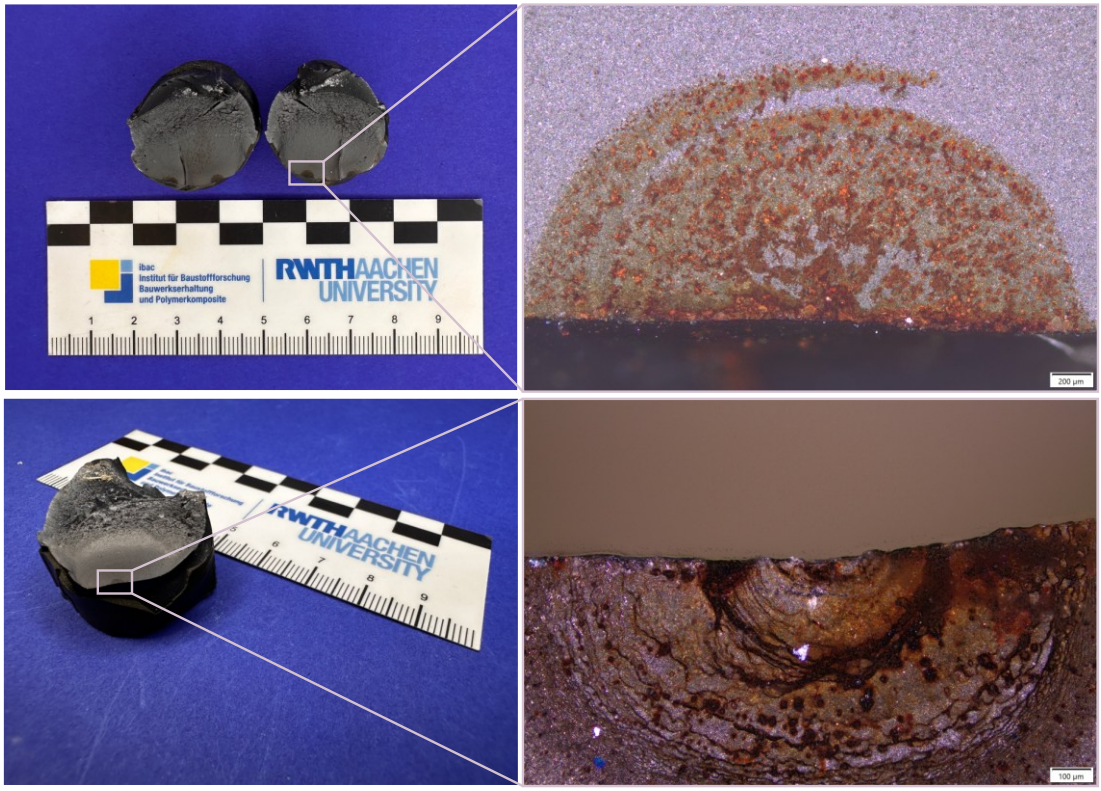


Abb. 5.26 Exemplarische Darstellung der halbkreis- bis halbelliptisch-förmigen, rostfarbenen Initiierungsstellen der Brüche außerhalb des Anodenbereichs

Bei den linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörpern wurde der Anodenbereich zur gezielten räumlichen Begrenzung der Korrosion mit EP beschichtet. Beim Ausbau bzw. Freilegen der Bewehrung zeigten sich insbesondere im Übergangsbereich zur planmäßigen Anode Unterläufigkeiten, lokale Abplatzungen sowie Blasenbildungen, vgl. Abb. 5.27, sodass von einem partiellen Eindringen der NaCl-Lösung unter die Beschichtung auszugehen ist. *Zintel* [207] beschreibt Blasenbildung im Bereich von Epoxidharzbeschichtungen nicht als singulären Ansatz, sondern als Phänomen, das über verschiedene Ursachen ausgelöst werden kann. Eine mögliche Ursache ist die osmotische Blasenbildung, bei der hydrophile, wasserlösliche

Rückstände bzw. lokal erhöhte Salzkonzentrationen an der Grenzfläche Stahl/Beschichtung und somit einen osmotischen Wassertransport durch die organische Beschichtung erzeugen. Je stärker die lokale Salzkonzentration ist, desto ausgeprägter kann die Wasseranreicherung und damit die Blasenbildung werden. Eine weitere und in diesem Fall vermeintlich relevantere Ursache für Blasenbildung kann aktive Korrosion an bzw. unter der Grenzfläche sein. Gebildete Fe^{2+}-Ionen können mit Chlorid u. a. zu $FeCl_2$ reagieren, was wiederum Wassereinlagerung und Blasenbildung begünstigt. In dieser Logik ist die Blase nicht isoliert zu betrachten, sondern als spaltähnlicher Reaktionsraum. In diesen okkludierten Geometrien ist der Stofftransport stark eingeschränkt, wodurch sich u. a. infolge Hydrolyse/Salzreaktionen lokal niedrigere pH-Werte bis in den stark sauren Bereich einstellen können. Eine solche Ansäuerung konnte ebenfalls im Bereich der entstandenen Blasen bei der elastischen Prüfkörpervariante festgestellt werden, vgl. Abb. 5.27 (rechts). Unter solchen Bedingungen kann, abhängig von der Sauerstoffverfügbarkeit, die Protonenreduktion begünstigt werden, wodurch atomarer Wasserstoff entsteht, der nicht vollständig zu H_2 rekombiniert, sondern teilweise in den Stahl eindiffundieren kann. Diese grundlegende Möglichkeit der Wasserstoffaufnahme und die damit verbundenen Versprödungseffekte werden in der Literatur umfassend beschrieben, s. z. B. [30, 208, 209].



Abb. 5.27 Blasenbildung im Bereich der Epoxidharzbeschichtung (links), metallisch blanke Oberfläche unter geöffneter Blase (Mitte) und lokale Ansäuerung der Lösung im Blasenraum (rechts)

Für Betonstähle im Festigkeitsbereich B500 ist ein eigenständiges, „klassisches“ wasserstoffinduziertes Spannungsrisskorrosionsversagen unter üblichen Bedingungen zwar deutlich weniger typisch als bei hochfesten Spannstählen, allerdings können bei stark kathodischer Polarisation bzw. in sauerstoffarmen, okkludierten Riss-/Spaltbereichen durchaus hohe Wasserstoffaktivitäten auftreten, sodass Wasserstoff auch hier lokal rissunterstützend wirken kann, vgl. Abschnitt 2.5.2. Genau eine solche Kombination aus (i) okkludiertem Reaktionsraum, (ii) lokaler Ansäuerung und (iii) eingeschränkter Sauerstoffverfügbarkeit ist unter einer partiell enthafteten EP-Schicht prinzipiell gegeben. Diese Annahme eines eigenständigen Reaktionsraums mit von der Umgebung abweichenden Transport- und Sauerstoffverhältnissen wird durch die vorgefundenen schwarzen Verfärbungen unter der EP-Beschichtung bei gleichzeitig fehlenden, makroskopisch ausgeprägten Narben gestützt, vgl. Anhang Abb. B12 u. Abb. B13. Vergleichbare dunkel bis schwarz verfärbte, unterwanderte Flächen werden von *Zintel* [207]

als Indiz für sauerstoffarme, spaltkorrosionsähnliche Prozesse des „Wasserstofftyps“ beschrieben. Eine solche Deutung wird ebenfalls durch die Beobachtungen von *Nürnberger und Beul [149]* gestützt. In gerissenen Stahlbetonbalken unter Meerwasserbeanspruchung stellten sie im Bereich von Epoxidharzbeschichtung lokale Unterrostungen (Spaltkorrosion) sowie nachfolgende Abplatzungen bzw. Entschichtungen fest. Die daraus resultierenden Ermüdungsbrüche gingen von „Rissscharen“ ohne ausgeprägte Narbenkorrosion aus und wurden u. a. auf eine Ansäuerung des Elektrolyten über Hydrolyse zurückgeführt.

Vor diesem Hintergrund erscheint es plausibel, dass wasserstoffunterstützte Rissbildung im Rand- bzw. Übergangsbereich der EP-Beschichtung unter den genannten Randbedingungen möglich war und durch die konstante Zugspannung während der Korrosionsphase begünstigt wurde. Ein zusätzlicher, materialspezifischer Aspekt könnte in diesem Zusammenhang die gehärtete, martensitische Randzone des untersuchten Tempcore-Stahls sein. Wie in Abb. 4.8 gezeigt, liegt die Härte bzw. Festigkeit der Randzone deutlich über der des Kerns. Da die Wasserstoffempfindlichkeit von Stählen nachweislich stark von Festigkeitsniveau und Mikrostruktur abhängt und insbesondere hochfeste Gefüge eine erhöhte Anfälligkeit zeigen können, ist es aus mechanisch-metallurgischer Sicht naheliegend, dass eine solche gehärtete Randzone die Ausbildung wasserstoffunterstützter Anrisse eher begünstigt als ein rein ferritisch-perlitischer, duktiler Randbereich, s. z. B. [210, 211].

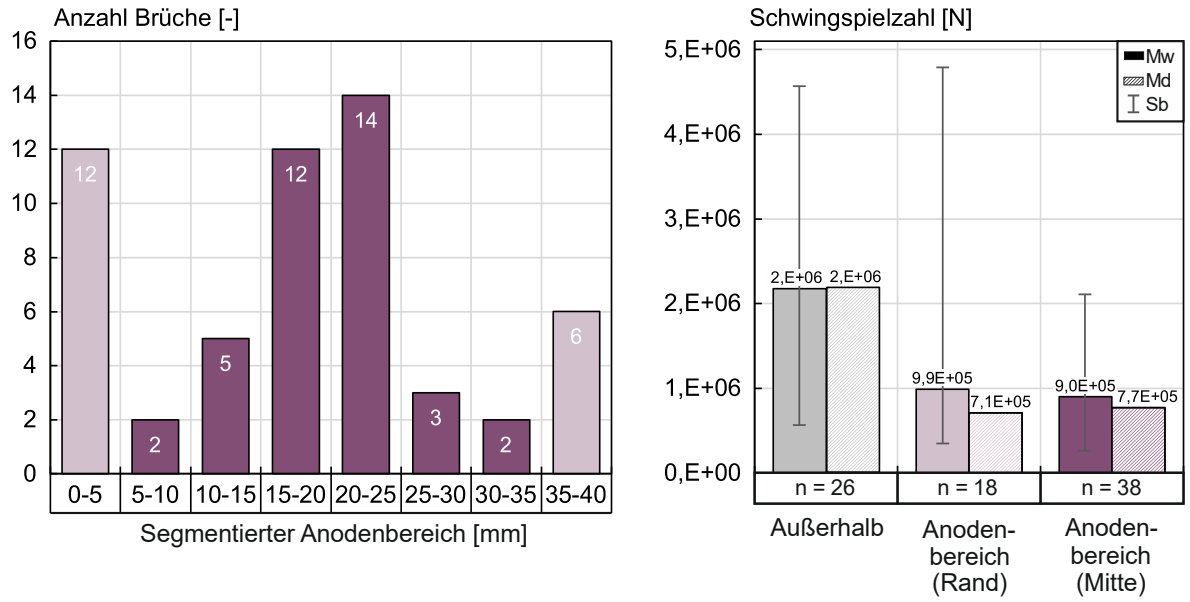


Abb. 5.28 Häufigkeitsverteilung der Brüche über die segmentierte Anodenlänge (links) und Vergleich der Schwingfestigkeiten der elastisch (el-a) Prüfkörpervariante differenziert in Brüche *außerhalb* des Anodenbereichs, am *Rand des Anodenbereichs* und *mittig im Anodenbereich* (rechts)

Betrachtet man nun die *Brüche im Anodenbereich*, fällt auf, dass diese überwiegend in der Rand- bzw. Übergangszone zur EP-Beschichtung oder mittig in unmittelbarer Nähe zum Trennriss ($x \approx 20$ mm) auftraten, vgl. Abb. 5.28 (links). Auch wenn die Schwingfestigkeiten der Prüfkörper mit randnahen Brüchen insgesamt sehr ähnlich zu den Schwingfestigkeiten der Prüfkörper mit mittigen Brüchen sind, vgl. Abb. 5.28 (rechts), ist ein Einfluss der Spaltkorrosion

in direkter Nähe zur Beschichtung nicht vollständig auszuschließen. Dies wird unter Berücksichtigung der entsprechenden Bruchbilder bekräftigt. Während bei den randnahen Brüchen oftmals lediglich kleine Korrosionsnarben als Initiierungsstelle zu erkennen waren, Abb. 5.29 (oben), gingen die mittigen Brüche i. d. R. von deutlich stärker ausgeprägten Lochkorrosionsnarben aus, vgl. Abb. 5.29 (unten).

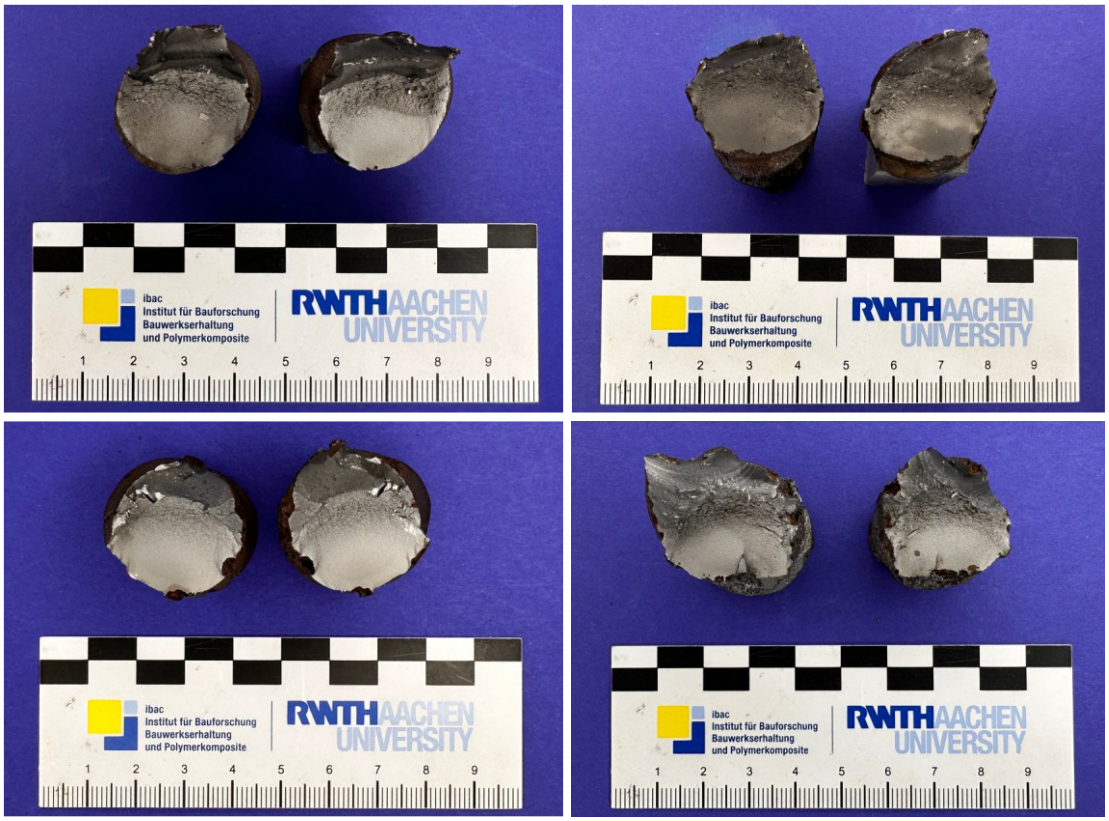


Abb. 5.29 Exemplarische Bruchbilder für randnahe (oben) und mittige Brüche (unten)

Vor dem Hintergrund der deutlich unterschiedlichen Schwingfestigkeiten und der abweichenden Versagenslokalität ist es erforderlich, die bruchrelevanten Korrosionsnarben in der anschließenden morphologischen Auswertung weiterhin getrennt nach Prüfkörpervariante (pl-a vs. el-a) zu betrachten. Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass bei der elastischen Prüfkörpervariante potentielle Einflüsse aus Spaltkorrosion für den randnahen Bereich nicht ausgeschlossen werden können, wird bei der morphologischen Auswertung darüber hinaus in elastisch vorbelastete Prüfkörper mit randnahen (bis 5 mm) und mittigen Brüchen unterschieden.

Zur Abgrenzung, ob die während der Korrosionsphase anliegende konstante Zugbeanspruchung unabhängig von der korrosiven Schädigung einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit haben kann, wird ergänzend die Kontrollserie *el-nk* betrachtet. Die Prüfkörper entsprechen geometrisch der linear-elastischen Variante, wurden jedoch nicht korrosiv beaufschlagt, sondern lediglich über definierte Standzeiten (44 d, 73 d, 90 d und 170 d) unter konstanter Last gehalten und anschließend analog zu den übrigen Serien im Dauerschwingversuch ($\Delta\sigma$ = 175 N/mm²) geprüft. Dabei wurden je Beobachtungszeitraum drei Prüfkörper

untersucht. Mit dieser Referenz sollte geprüft werden, ob zeitabhängige Prozesse, wie z. B. Relaxationseffekte bzw. Alterungsphänomene, bereits im betrachteten, überwiegend linear-elastischen Lastniveau zu messbaren Änderungen der Ermüdungslebensdauer führen können. Solche zeitabhängigen Prozesse sind für niedriglegierte Stähle grundsätzlich beschrieben und können die zyklische Beanspruchbarkeit beeinflussen, treten jedoch typischerweise insbesondere in Verbindung mit (lokaler) plastischer Vorverformung bzw. erhöhten Versetzungsdichten in Erscheinung, s. z. B. [212, 213]. In Analogie dazu wurden ergänzend Untersuchungen an drei plastisch vorbelasteten Stählen durchgeführt. Diese Versuche erfolgten jedoch nicht an Verbundprüfkörpern, sondern als isolierte Stahlprüfungen bei $\Delta\sigma$ = 175 N/mm². Die Schwingprüfung erfolgte dabei unmittelbar nach Aufbringung der plastischen Vorlast, sodass an dieser Stelle primär der potenzielle Einfluss der plastischen Verformung auf die Schwingfestigkeit ohne Berücksichtigung möglicher zeitabhängiger Prozesse untersucht wurde.

Die Ergebnisse der Serie *el-nk* zeigen, dass über sämtliche Beobachtungszeiträume – mit einer Ausnahme – ausschließlich Durchläufer erzielt wurden. Auch die ergänzend geprüften plastisch vorbelasteten Stahlproben wurden durchweg als Durchläufer gestoppt, sodass innerhalb des vorliegenden Stichprobenumfangs kein belastbarer Hinweis auf eine eigenständige, vorlastinduzierte Beeinflussung der Schwingfestigkeit ohne korrosive Vorschädigung abgeleitet werden kann. Damit werden die bei den linear-elastisch und plastisch vorbelasteten Prüfkörpern beobachteten Abminderungen der Schwingfestigkeiten überwiegend der korrosiven Vorschädigung bzw. der Kombination aus Vorlast und korrosiver Schädigung und den damit einhergehenden lokalen Randbedingungen zugeschrieben.

Einfluss der Korrosionsart

Abb. 5.30 stellt die erreichten Schwingfestigkeiten der *beschleunigt* (pl-a) und *natürlich* korrodierten Prüfkörper (pl-n) gegenüber. In Analogie zum vorangegangenen Vergleich der Prüfkörpervarianten werden auch an dieser Stelle ausschließlich die Prüfkörper, die mit einer Schwingbreite $\Delta\sigma$ von 175 N/mm² geprüft wurden, gegenübergestellt. Da natürlich korrodierte Prüfkörper ausschließlich in plastischer Prüfkörpervariante vorlagen, werden zur Sicherstellung der Vergleichbarkeit auch bei den beschleunigt korrodierten Prüfkörpern ausschließlich die plastisch vorbelasteten Prüfkörper berücksichtigt.

Auch hier weisen beide Prüfgruppen gegenüber der Referenz eine deutliche Abminderung der Ermüdungsfestigkeit auf. Bezogen auf den Median ergibt sich für pl-n ein Abminderungsfaktor von k_{1E+7} = 0,11. Die nochmals geringere Schwingfestigkeit der beschleunigt korrodierten Prüfkörper ($k_{pl\text{-}a,1E+7}$ = 0,07) ist konsistent mit dem in Abschnitt 5.3.2 nachgewiesenen weiter fortgeschrittenen Korrosionszustand und der damit verbundenen stärkeren Schädigung. Dies wird auch durch die Versagensverteilung in Abb. 5.30 (rechts) gestützt. Bei den natürlich korrodierten Prüfkörpern versagte zwar ebenfalls der überwiegende Anteil der Proben im Anodenbereich (40 %), allerdings war der Durchläuferanteil (30 %) anteilig mehr als drei Mal so hoch wie bei den beschleunigt korrodierten Prüfkörpern (7 %). Der einzelne Bruch außerhalb des Anodenbereichs (10 %) ist vermutlich auf einen material- bzw. herstellungsbedingten Fehler zurückzuführen.

Die Unterschiede in den Schwingfestigkeiten und der Versagensverteilung zwischen den beschleunigt und natürlich korrodierten Prüfkörpern lassen sich insgesamt schlüssig durch den unterschiedlich fortgeschrittenen Korrosionszustand belegen, weswegen prinzipiell nicht von einem unterschiedlichen Schädigungsmechanismus ausgegangen wird. Für die nachfolgende morphologische Auswertung werden beschleunigt und natürlich korrodierte Prüfkörper dennoch getrennt ausgewertet, um die angenommene Vergleichbarkeit der Schädigungswirkung über die bruchrelevanten Narbenkennwerte verifizieren zu können.

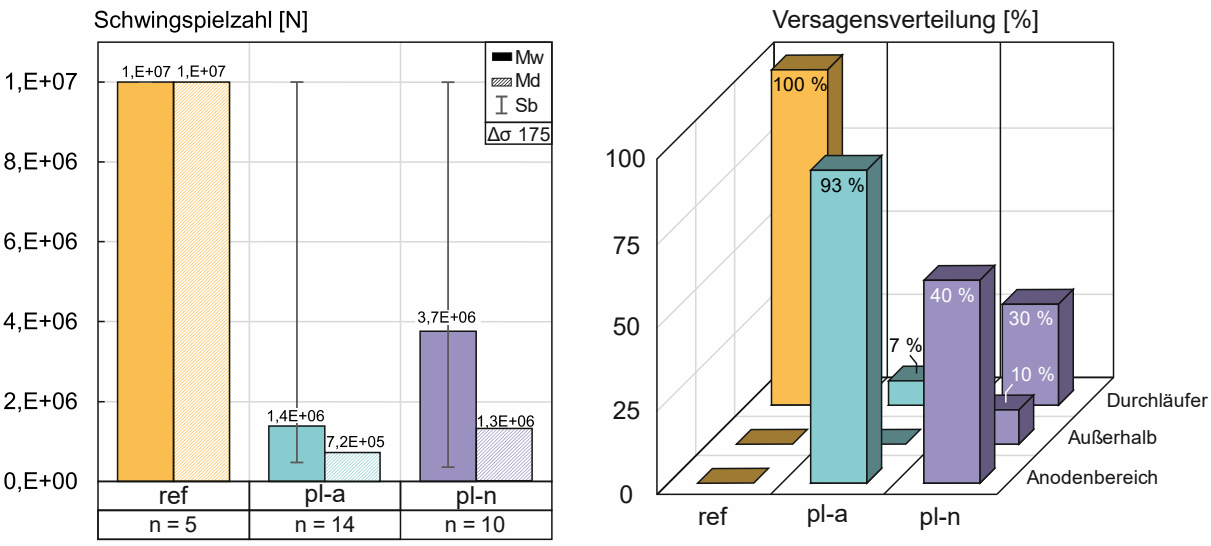


Abb. 5.30 Vergleich der *beschleunigt (pl-a)* und *natürlich (pl-n)* korrodierten Prüfkörper bei $\Delta\sigma$ = 175 N/mm²: Schwingfestigkeiten als *Mittelwert Mw* und *Median Md* inkl. *Streubreite Sb* (links), prozentuale Versagensverteilung aufgeteilt in Brüche im *Anodenbereich*, Brüche *außerhalb* des Anodenbereichs und *Durchläufer* (rechts)

Einfluss der Polarisationsart

Abb. 5.31 differenziert die elastisch vorbelasteten, beschleunigt korrodierten Prüfkörper hinsichtlich der beiden Regelungsarten *potential-* (el-a-p) und *spannungsgesteuert* (el-a-u). Analog zu den beiden vorherigen Gegenüberstellungen werden ausschließlich die Prüfkörper mit Schwingbreite Δ 175 N/mm² verglichen.

Bezogen auf die erreichten Schwingfestigkeiten zeigen die Prüfkörper beider Polarisationsarten sehr ähnliche Ergebnisse. Der Abminderungsfaktor k_{1E+7}, ermittelt über den Median, beträgt in beiden Fällen rd. 0,11 und die Streuungen liegen in einem vergleichbaren Bereich. Auch die Versagensverteilung unterscheidet sich nur unwesentlich. Die Anteile an Brüchen im und außerhalb des Anodenbereichs sowie an Durchläufern liegen in vergleichbaren Größenordnungen. Vor dem Hintergrund, dass bei spannungsgesteuerter Polarisation ein Überschreiten des Sauerstoffentwicklungspotentials und eine potenziell verstärkte lokale Ansäuerung prinzipiell nicht ausgeschlossen werden können, sprechen die vorliegenden Resultate dafür, dass solche Effekte – sofern lokal aufgetreten - weder die Quantität und Lokalität der korrosiven Schädigung, vgl. Abschnitt 5.3.2, noch die Schwingfestigkeiten maßgeblich beeinflusst hat. Für die nachfolgende Analyse der bruch- bzw. ermüdungsrelevanten Narbenkennwerte wird daher auf eine weitere Differenzierung

nach der Polarisationsart verzichtet und die beschleunigt korrodierten Prüfkörper der linear-elastischen Prüfkörpervariante gesamtheitlich unter el-a zusammengefasst.

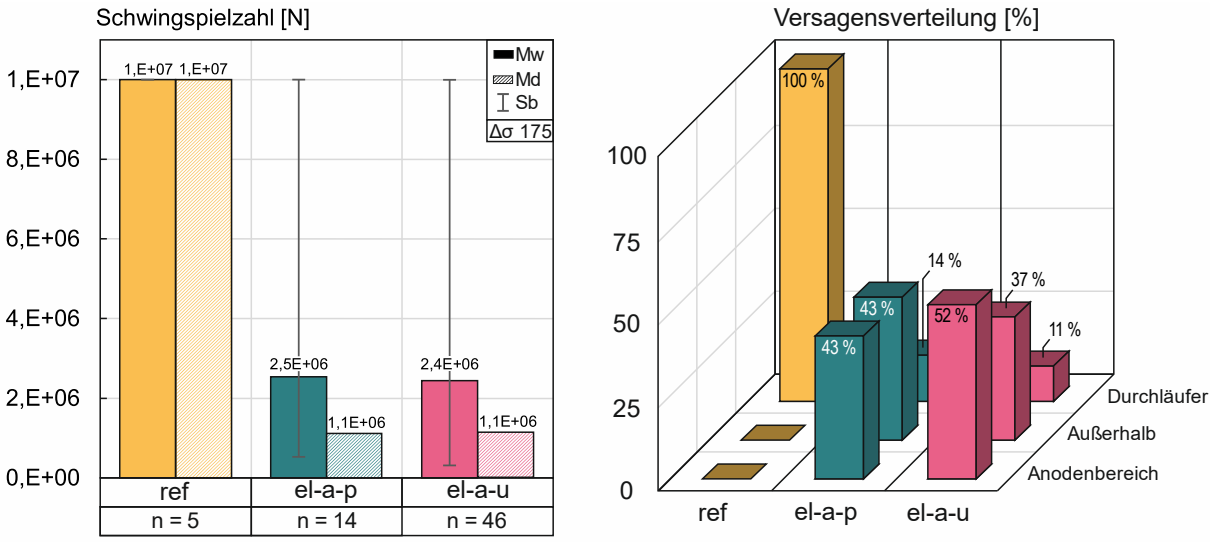


Abb. 5.31 Vergleich der *potential- (el-a-p)* und *spannungsgesteuert (el-a-u)* polarisierten Prüfkörper bei Δσ = 175 N/mm²: Schwingfestigkeiten als *Mittelwert Mw* und *Median Md* inkl. *Streubreite Sb* (links), prozentuale Versagensverteilung aufgeteilt in Brüche im *Anodenbereich*, Brüche *außerhalb* des Anodenbereichs und *Durchläufer* (rechts)

Einfluss des Querschnittsverlusts

Basierend auf den in den vorangegangenen Abschnitten vorgestellten Ergebnissen werden im nächsten Schritt die Schwingfestigkeiten derjenigen Prüfkörper, die im planmäßigen Anodenbereich versagt sind, systematisch in Beziehung zu den erfassten Narbenparametern gesetzt, um die maßgebenden, bruchrelevanten Einflüsse herauszuarbeiten.

Abb. 5.32 stellt den prozentualen, effektiven Querschnittsverlust in der Bruchebene ΔQ_{eff} in Abhängigkeit von der erreichten Schwingspielzahl dar und differenziert dabei einerseits zwischen *natürlich* und *beschleunigt* korrodierten, *plastisch vorbelasteten* Prüfkörpern sowie andererseits zwischen den *mittigen* und *randnahen* Brüchen der *linear-elastischen* Prüfkörpervariante. Für die *plastisch vorbelasteten* Prüfkörper ergibt sich unabhängig von der Korrosionsart und über alle betrachteten Schwingbreiten (145, 175 und 200 N/mm²) kein direkter Zusammenhang zwischen effektivem Querschnittsverlust und Schwingspielzahl. Unter Berücksichtigung der zuvor diskutierten Annahme, wonach die plastische Vorlast zusätzliche Schädigungsanteile auf Gefügeebene begünstigen kann, erscheint es konsistent, dass der Querschnittsverlust als alleiniger Skalenparameter an Relevanz hinsichtlich des Einflusses auf die Ermüdungsfestigkeit verliert. Allerdings ist diese Beobachtung aufgrund des insgesamt begrenzten Stichprobenumfangs an plastisch vorbelasteten Prüfkörpern und der ausgeprägten Streuungen nur eingeschränkt belastbar und sollte dementsprechend mit einer größeren Stichprobe und weiteren Untersuchungen validiert werden.

Demgegenüber lässt die *linear-elastische* Prüfkörpervariante bei den *mittigen Brüchen* ansatzweise einen logarithmischen Zusammenhang über die untersuchten Schwingbreiten erkennen, vgl. Abb. 5.32 (rechts). Mit zunehmendem effektivem Querschnittsverlust tendieren die Schwingspielzahlen hier im Mittel zu geringeren Werten, was durch höhere Schwingbreiten nochmals bekräftigt wird. Für die *randnahen Brüche* der linear-elastischen Prüfkörpervariante ist hingegen, analog zu den plastisch vorbelasteten Prüfkörpern, kein Trend zwischen ΔQ_{eff} und den erreichten Schwingspielzahlen erkennbar. Dies stützt die zuvor aufgestellte These, dass in diesem Bereich Einflüsse der Spaltkorrosion bzw. der lokalen Randbedingungen den Schädigungsmechanismus dominieren und der effektive Querschnittsverlust als alleiniger Skalenparameter in den Hintergrund rückt. Allerdings ist an dieser Stelle zu berücksichtigen, dass die Regressionskurve und das zugehörige Bestimmtheitsmaß stark durch einen einzelnen Datenpunkt (N ≈ 4,8E+06) beeinflusst werden. Unter Ausschluss dieses Werts würde sich auch für die *randnahen Brüche* schon eher ein abnehmender Trend der Schwingspielzahl mit zunehmendem effektiven Querschnittsverlust abzeichnen.

Insgesamt zeigen auch die *elastisch vorbelasteten Prüfkörper,* insbesondere im Bereich geringer, effektiver Querschnittsverluste (< 5 %), eine hohe Streuung hinsichtlich der erzielten Schwingfestigkeiten. Die Ergebnisse deuten somit darauf hin, dass der effektive Querschnittsverlust bei den elastisch vorbelasteten Prüfkörpern zwar grundsätzlich einen Einfluss besitzt, dieser jedoch durch weitere, vermeintlich maßgebendere Parameter der Narbenmorphologie und/oder der lokalen Schädigungsmechanismen überlagert wird.

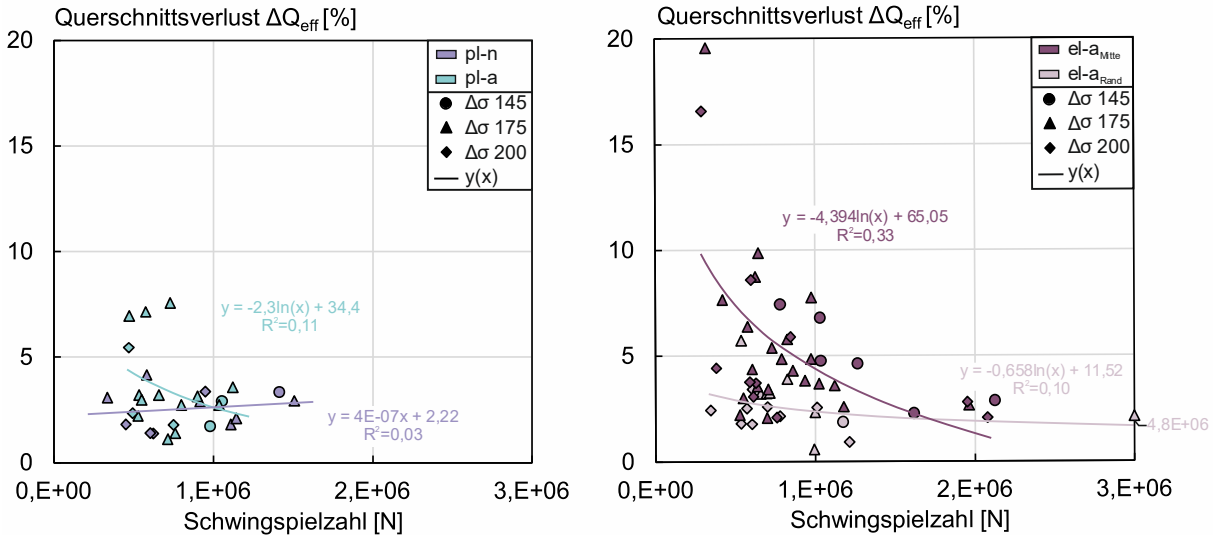


Abb. 5.32 Prozentualer, effektiver Querschnittsverlusts über die Schwingspielzahl differenziert in natürlich und beschleunigt korrodierte Prüfkörper (links) sowie in die plastische (links) und elastische Prüfkörpervariante differenziert in randnahe und mittige Brüche (rechts)

Als Ergänzung zur in Abb. 5.32 dargestellten Beziehung zwischen effektivem Querschnittsverlust und Schwingspielzahl fasst Abb. 5.33 zusammen, in welchem Maße der Bruch tatsächlich an der Stelle der maximalen Querschnittsschwächung erfolgte ($\Delta Q_{eff} \approx \Delta Q_{max}$) und wie groß die mittleren Unterschiede zwischen ΔQ_{max} und ΔQ_{eff} ausfallen. Während bei den *plastisch*

vorbelasteten Prüfkörpern nur in 27 % (pl-n) bzw. 33 % (pl-a) der Fälle ein Versagen im Bereich des maximalen Abtrags beobachtet wird, liegt dieser Anteil für die elastische Prüfkörpervariante bei den mittigen Brüchen mit 68 % deutlich höher. Für die randnahen Brüche ergibt sich hingegen mit lediglich 6 % praktisch keine Übereinstimmung zwischen Bruchlage und maximaler Querschnittsschwächung. Damit wird die Tendenz bekräftigt, dass der Querschnittsverlust bei elastischer Vorbelastung unter Ausschluss potentieller Effekte aus Spaltkorrosion im Randbereich häufiger als bruchrelevanter Skalenparameter wirksam wird.

Die Gegenüberstellung, vgl. Abb. 5.33 (rechts), unterstreicht dies nochmals. Bei pl-n und pl-a liegen die mittleren maximalen Querschnittsverluste mit ΔQ_{max} = 3,73 % bzw. 4,87 % jeweils merklich über den zugehörigen effektiven Verlusten in der Bruchebene (ΔQ_{eff} = 2,61 % bzw. 3,44 %), was konsistent mit der vergleichsweise geringen Übereinstimmungshäufigkeit von ΔQ_{eff} und ΔQ_{max} ist. Für el-a (Mitte) liegen ΔQ_{max} (6,21 %) und ΔQ_{eff} (5,31 %) dagegen vergleichsweise nahe beieinander, was die bruchmechanische Relevanz des lokal maximalen Abtrags in dieser Teilgruppe stützt. Besonders deutlich ist der Kontrast bei el-a (Rand). Trotz eines im Mittel relativ hohen ΔQ_{max} von 5,67 % fällt der effektive Querschnittsverlust in der Bruchebene mit ΔQ_{eff} = 2,57 % deutlich geringer aus. Dass die Brüche randnah damit überwiegend nicht an der Stelle des größten Abtrags auftreten, stützt die zuvor getroffene Annahme, wonach dieser Bereich deutlich stärker durch lokale Randbedingungen bzw. alternative Initiierungsmechanismen geprägt wird und ein eindeutiger Trend über ΔQ_{eff} folglich ausbleiben kann.

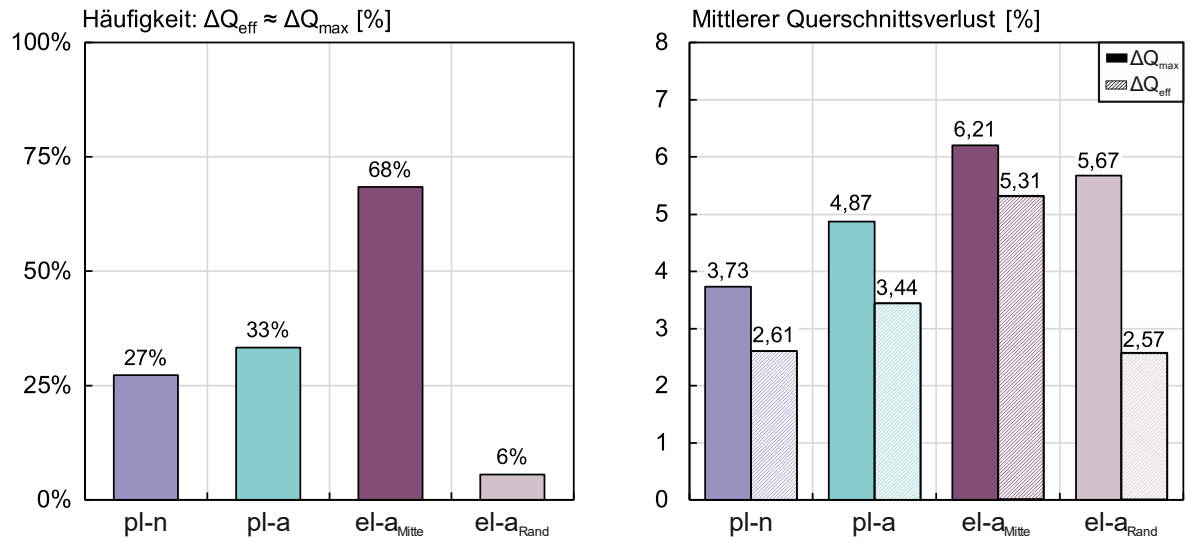


Abb. 5.33 Prozentuale Anteile der Prüfkörper bei denen der Bruch im Bereich der maximalen Querschnittsschwächung ($\Delta Q_{eff} \approx \Delta Q_{max}$) auftrat (links) und Gegenüberstellung der mittleren maximalen und effektiven Querschnittsverluste der gebrochenen Prüfkörper (rechts)

Einfluss der Narbenmorphologie

Abb. 5.34 stellt für die *plastisch vorbelastete Prüfkörpervariante* die vier *Kerbparameter* Kerbtiefe t, Narbenform t/b, Kerbschärfe s sowie den maximalen Kerbrandwinkel γ_{max} in Beziehung zur erreichten Schwingspielzahl und differenziert dabei wieder zwischen natürlich (pl-n) und

beschleunigt (pl-a) korrodierten Prüfkörpern. Die restlichen Kerbparameter sind in Anhang Abb. B17 dargestellt. Für beide Korrosionsarten zeigt sich dabei übereinstimmend, dass für keinen der betrachteten Parameter ein belastbarer Trend zur Schwingfestigkeit erkennbar ist. Die Schwingspielzahlen streuen vielmehr über den gesamten Parameterbereich, ohne dass sich eine monotone Zu- oder Abnahme mit zunehmender Kerbprägung ableiten lässt.

Diese Beobachtung ist grundsätzlich konsistent mit der zuvor getroffenen Annahme, dass die plastische Vorlast zusätzliche, tiefergehende Schädigungsanteile begünstigen kann, die nicht unmittelbar durch die makroskopische Narbengeometrie abgebildet werden. Als mögliche Ursachen sind hierbei insbesondere mikrostrukturelle Schädigungsmechanismen zu nennen, etwa eine vorlastinduzierte Versetzungsakkumulation oder eine lokal beschleunigte Mikrorissbildung. In der Folge verliert die makroskopische Ausprägung einzelner Korrosionsnarben als alleiniger Skalen- bzw. Formparameter an Relevanz, da die Ermüdungslebensdauer zunehmend durch strukturelle Schädigungsanteile bestimmt wird.

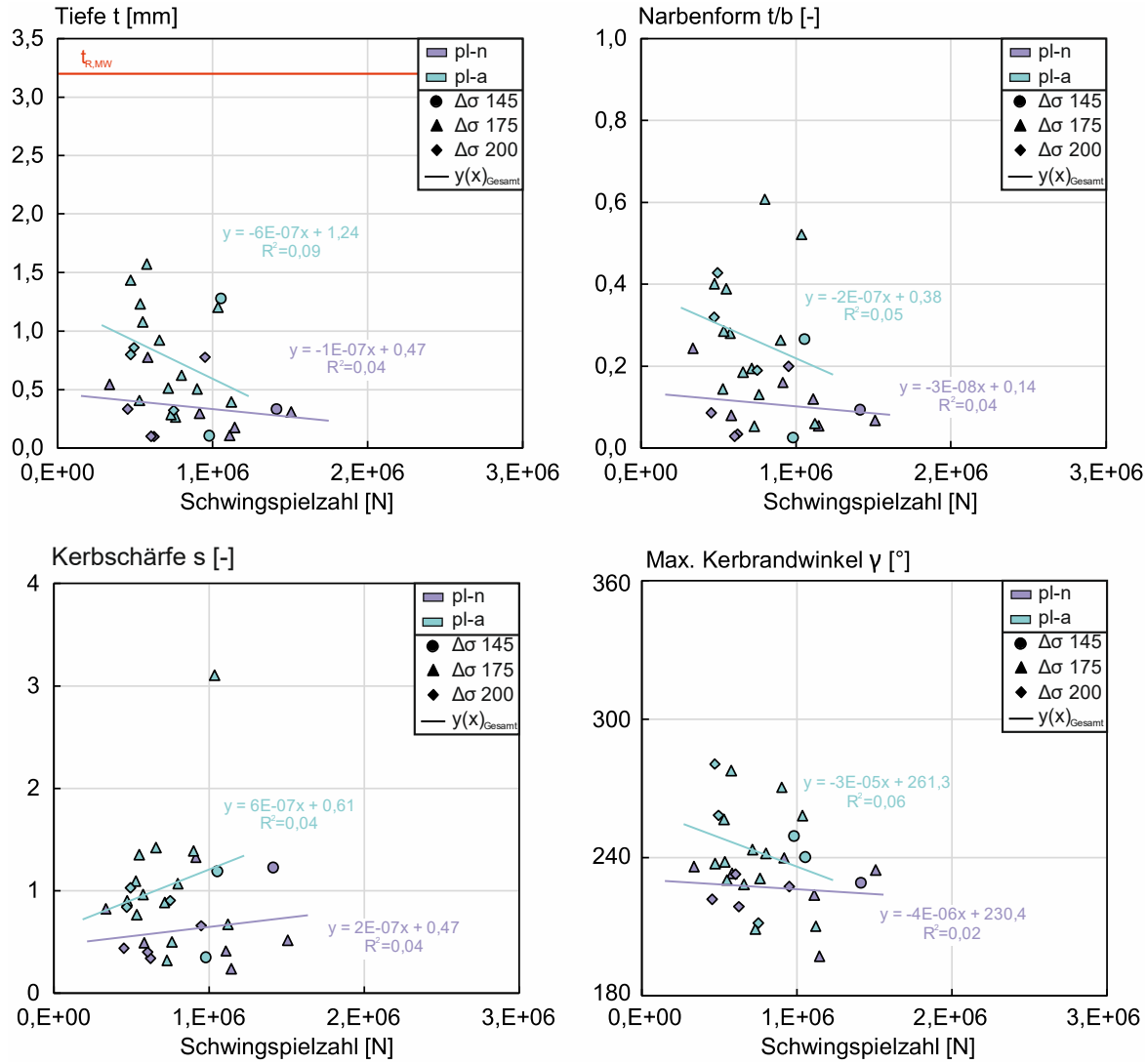


Abb. 5.34 *Kerbparameter* Tiefe t, Narbenform t/b, Kerbschärfe s und maximaler Kerbrandwinkel γ in Abhängigkeit von der Schwingfestigkeit für die *beschleunigt* und *natürlich* korrodierten Prüfkörper der *plastischen Prüfkörpervariante*

Für die *mittigen Brüche* der elastischen Prüfkörpervariante in Abb. 5.35 ergibt sich zunächst ein Muster, das sich sehr eng an die zuvor diskutierten Befunde der mechanisch vorgeschädigten Prüfkörper anschließt, vgl. Abschnitt 5.2. Zum einen treten die Brüche in dieser Teilgruppe überwiegend im Bereich des lokal maximalen Abtrags auf ($\Delta Q_{eff} \approx \Delta Q_{max}$), sodass die bruchmechanisch maßgebende Schwächung in der Bruchebene mit der maximalen Querschnittsschwächung räumlich übereinstimmt. Zum anderen zeigt Abb. 5.35, analog zu den mechanischen Kerbversuchen, tendenziell eine Abhängigkeit der Schwingfestigkeit vom maximalen Kerbrandwinkel γ_{max}, während kerbgrundbezogene Größen wie Tiefe, Narbenform oder Kerbschärfe keine eindeutigen Trends aufweisen. Dieses Ergebnis ist dementsprechend inhaltlich konsistent mit der in den mechanischen Untersuchungen abgeleiteten Kernaussage, dass sich die maßgebenden Initiierungsbedingungen bei den untersuchten Geometrien häufig am Kerbrand bzw. im Einlaufbereich einstellen und nicht zwingend im geometrischen Tiefpunkt, wie es in der Kerblehre bzw. bei bruchmechanischen Betrachtungen häufig suggeriert wird, vgl. Abschnitte 2.3.7 und 2.4.3. Bei den mechanisch vorgeschädigten Prüfkörpern wurde die Dominanz des Kerbrandes sowohl experimentell als auch über FE-basierte Spannungsfeldanalysen als konsistent herausgearbeitet. Entsprechende Hotspots wurden als Indiz gewertet, dass die Kerbwirkung in den relevanten Lastniveaus wirksam bleibt und die Lebensdauer wesentlich durch Rand- bzw. Einlaufparameter geprägt wird. Übertragen auf die *mittigen Brüche* der elastischen Prüfkörpervariante bedeutet dies, dass durch die Kombination aus (i) Bruchlage nahe ΔQ_{max} und (ii) γ_{max} – ohne zusätzliche korrosionsbedingte oder strukturelle Einflüsse – im Wesentlichen derselbe mechanische Wirkungspfad dominiert, wie bei den mechanisch gekerbten Proben, d. h. die Initiierung wird maßgeblich durch die Geometrie des Narbenrandes kontrolliert.

Unter Ausschluss des vermeintlichen Ausreißers (N ≈ 4,8E+06) zeigt sich für die *randnahen Brüche* ein deutlich von dem mechanischen Referenzbild abweichendes Verhalten. Zum einen treten sie, trotz im Mittel vergleichsweise hoher maximaler Querschnittsverluste ΔQ_{max}, überwiegend nicht an der Stelle des größten Abtrags auf ($\Delta Q_{eff} << \Delta Q_{max}$), was bereits darauf hindeutet, dass in diesem Bereich andere, lokal dominierende Randbedingungen die Bruchlokalität überlagern. Zum anderen zeigen in Abb. 5.35 lediglich kerbgrundbezogene Narbenparameter (Tiefe t, Narbenform t/b, Kerbschärfe s) Trends. Diese Verlagerung der dominierenden Kerbparameter vom Kerbrand zum Kerbgrund lässt sich schlüssig mit der zuvor eingeführten Argumentation zur spaltkorrosionsähnlichen Unterwanderung der EP-Schicht und den daraus resultierenden wasserstoffbezogenen Effekten verknüpfen. Bei wasserstoffinduzierter Spannungsrisskorrosion (SpRK-H) reichert sich Wasserstoff bevorzugt in Bereichen erhöhter Gitterdehnung bzw. in der Nähe von Kerben, Oberflächendefekten und Korrosionsnarben an, vgl. Abschnitt 2.5.2. Nach *Nürnberger* [143] bildet sich eine lokale „Wasserstoffwolke“ im kerbgrundnahen Übergang zwischen plastisch verformter Randschicht und überwiegend elastischem Kern aus. Vor diesem Hintergrund ist es konsistent, dass bei randnahen Brüchen, sofern ein solcher kerbgrundnaher Wasserstoffeinfluss wirksam wird, der Versagensmechanismus nicht mehr primär durch die aus den mechanischen Vorschädigungen bekannten Kerbrand- bzw. Einlaufparameter geprägt wird, sondern dass Kerbgrundparameter (Tiefe t, Narbenform t/b, Kerbschärfe s) an Relevanz gewinnen, weil sich in diesem Fall die lokale

Schädigung und Rissinitiierung bevorzugt in dem Bereich konzentriert, in dem die kritischsten wasserstoffassistierten Versprödungseffekte zu erwarten sind.

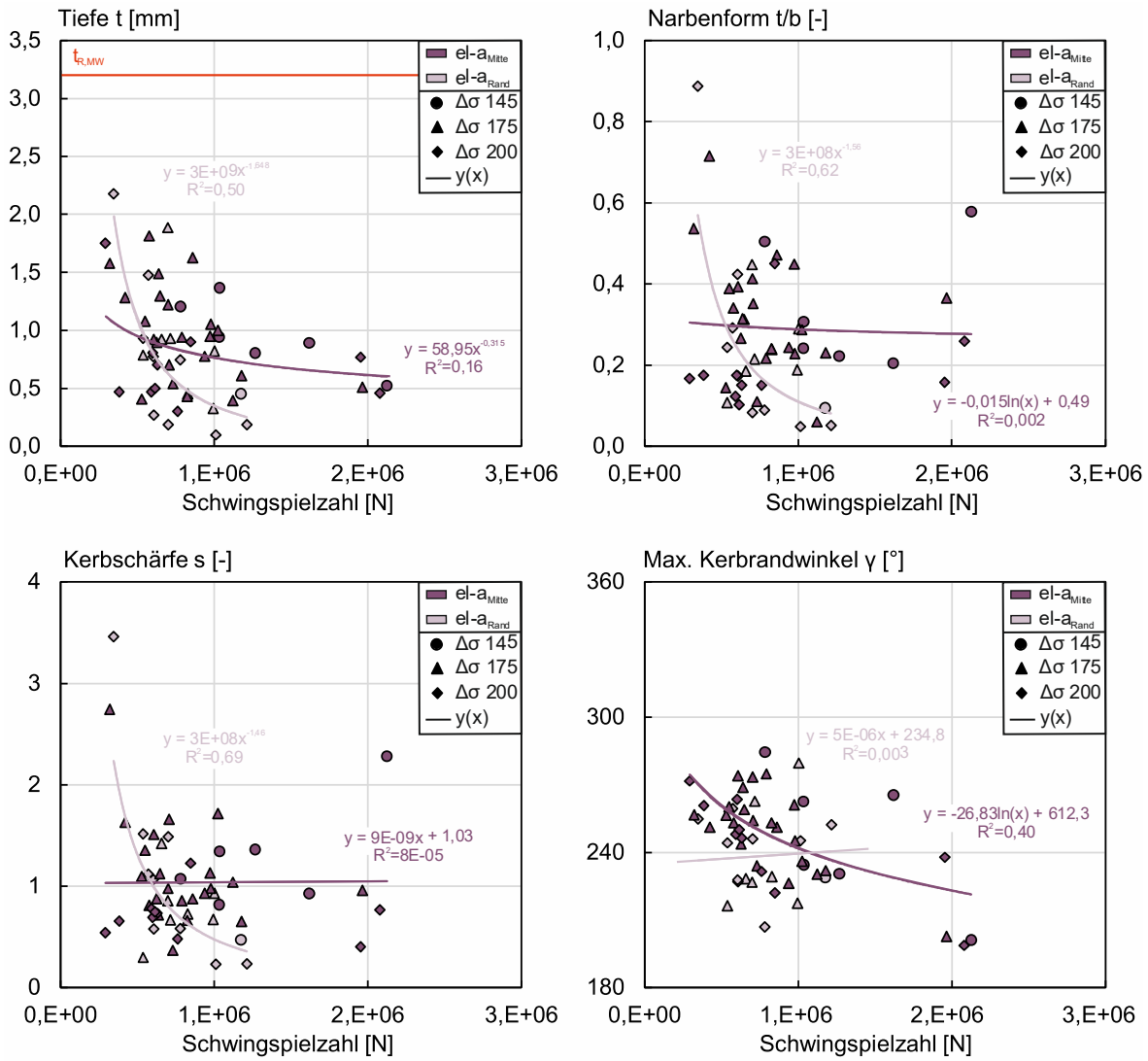


Abb. 5.35 *Kerbparameter* Tiefe t, Narbenform t/b, Kerbschärfe s und maximaler Kerbrandwinkel γ in Abhängigkeit von der Schwingfestigkeit für die *elastische Prüfkörpervariante* differenziert in *mittige* und *randnahe Brüche*

Ergänzend ist an dieser Stelle festzuhalten, dass die bruchrelevanten Narbentiefen t durchweg unterhalb der mittleren Dicke der martensitischen Randzone ($t_{R,MW} \approx 3{,}2$ mm) liegen, vgl. rote Referenzlinie in Abb. 5.34 und Abb. 5.35. Damit befinden sich die für die Rissinitiierung maßgebenden Oberflächendefekte innerhalb der spröderen Randzone, sodass von einer erhöhten Kerbempfindlichkeit bei gleichzeitig reduzierter lokaler Plastizitätsreserve auszugehen ist. In Kombination mit den zuvor diskutierten, nicht auszuschließenden wasserstoffbezogenen Effekten gewinnt dieser Befund zusätzlich an Relevanz, da die Wasserstoffversprödungsempfindlichkeit mit zunehmender Festigkeit ansteigt und hochfeste, martensitisch geprägte Gefüge als besonders sensitiv beschrieben werden, vgl. [214, 215]. Insgesamt kann dies dazu

beitragen, dass rissinitiierende Prozesse im Kerbspannungsfeld nochmals beschleunigt werden und die bruchrelevante Rolle lokaler Spannungskonzentrationen im Randbereich weiter zunimmt.

Korrelation zwischen experimentellen Ergebnissen und Kerbspannungsanalyse

Zur Validierung der experimentell beobachteten Ermüdungslebensdauern wurden ergänzend FE-Berechnungen auf Basis der 3D-Scan-Geometrien durchgeführt, um die lokal maßgebenden Kerbspannungen im Anodenbereich bzw. an der bruchauslösenden Korrosionsnarbe zu quantifizieren. Die Kerbspannungsanalyse erfolgte dabei lediglich bei den gebrochenen Prüfkörpern der linear-elastischen Prüfkörpervariante (el-a), da sich für die plastischen Varianten in den vorangegangenen Auswertungen keine belastbaren Zusammenhänge zwischen der Ermüdungslebensdauer und den geometrischen Kenngrößen der Narbenmorphologie ableiten ließen. Bei plastischem Tragverhalten überlagern Umlagerungen und lokale Fließvorgänge die rein geometrisch bedingten Spannungsspitzen, sodass eine alleinige Interpretation über Kerbspannungsmaxima bzw. Kerbkennzahlen nicht zielführend erscheint. Die Kerbspannungsanalyse konnte nicht für alle Prüfkörper der eruierten Zielgruppen (el-a_{Mitte} und el-a_{Rand}) realisiert werden. Ursache waren Fehler in den Facettenkörpern, wie z. B. Einfaltungen, Löcher oder Selbstüberschneidungen, die eine robuste FE-Vernetzung verhinderten. Eine Reparatur dieser Defekte hätte zwangsläufig geometrische Eingriffe, wie z. B. Glättungen oder lokale Umformungen, erfordert und damit die reale Narbengeometrie verändert. Entsprechend wurde für diese Prüfkörper konservativ auf eine Kerbspannungsanalyse verzichtet.

Ein Vergleich der Kerbspannungen an den bruchauslösenden Korrosionsnarben $\Delta\sigma_{K,eff}$ mit den maximalen Kerbspannungen im Anodenbereich $\Delta\sigma_{K,max}$ bestätigt erneut die Unterschiede zwischen den Brüchen in Rand- und Mittellage. Für el-a_{Mitte} stimmt die effektive Kerbspannung an der bruchauslösenden Korrosionsnarbe in 72 % der Fälle mit der maximalen Kerbspannung innerhalb des Anodenbereichs überein, während dieser Anteil bei el-a_{Rand} nur 8 % beträgt. Demzufolge dominiert bei Brüchen in der Mitte überwiegend eine geometrische Initiierung, während im Randbereich die Bruchinitiierung überwiegend nicht durch die simulativ größte Kerbspannung im Anodenbereich erklärbar ist. Damit wird die These gestützt, dass im Randbereich zusätzliche bzw. veränderte Einflussgrößen wirksam sind, die die bruchauslösende Stelle gegenüber einer rein geometrischen Bewertung verschieben können.

Basierend auf den effektiven Kerbspannungen in der Bruchebene $\Delta\sigma_{K,eff}$ wurden die *Kerbformzahl* α_k und die *Kerbwirkungszahl* β_k, wie in Abschnitt 4.4.4 beschrieben, ermittelt, vgl. Abb. 5.36. Für beide Kenngrößen ist erkennbar, dass mit abnehmender Kerbformzahl bzw. Kerbwirkungszahl tendenziell auch die Schwingspielzahl linear abnimmt, was den erwarteten Einfluss zunehmender Spannungskonzentrationen bzw. Kerbwirkung auf die Ermüdungslebensdauer widerspiegelt. Ergänzend fällt bei globaler Betrachtung der Einzelwerte sowie der Regressionsgeraden auf, dass sowohl die Kerbformzahlen als auch die Kerbwirkungszahlen der randnahen Brüche insgesamt auf einem niedrigeren Niveau liegen als bei den mittigen Brüchen. Dementsprechend treten die randnahen Versagensfälle i. d. R. bereits bei geringerer Kerbbeanspruchung auf, was erneut die Interpretation zusätzlicher bzw. veränderter Einflussgrößen in diesem Bereich stützt. Auffällig ist zudem, dass die Kerbformzahl α_k insbesondere

bei den am Rand gebrochenen Prüfkörpern eine stärkere Korrelation mit der Schwingspielzahl zeigt als die Kerbwirkungszahl β_k. Dies könnte dadurch begründet sein, dass die Kerbwirkungszahl neben der geometrischen Spannungserhöhung zusätzlich die auf dem Spannungsgradienten χ^+ basierende dynamische Stützziffer n_x berücksichtigt, die eine werkstoff- und gradientenabhängige Korrektur bzw. die sog. Mikrostützwirkung abbildet. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die dynamische Stützziffer nicht simulativ ermittelt, sondern über eine Näherungsformel, vgl. Gleichung (4.4), abgeleitet. Eine präzisere Ermittlung der dynamischen Stützziffer hätte deutlich komplexere numerische Ansätze, wie z. B. fein aufgelöste Gradientenanalysen und nichtlineare Werkstoffmodelle erfordert, und damit den Rahmen dieser Arbeit überschritten. Die Kerbformzahl als unmittelbar aus der simulierten Spannungskonzentration abgeleiteter Kennwert ist demgegenüber weniger modellabhängig, wodurch sich eine robustere Korrelation mit der Schwingspielzahl ergeben kann.

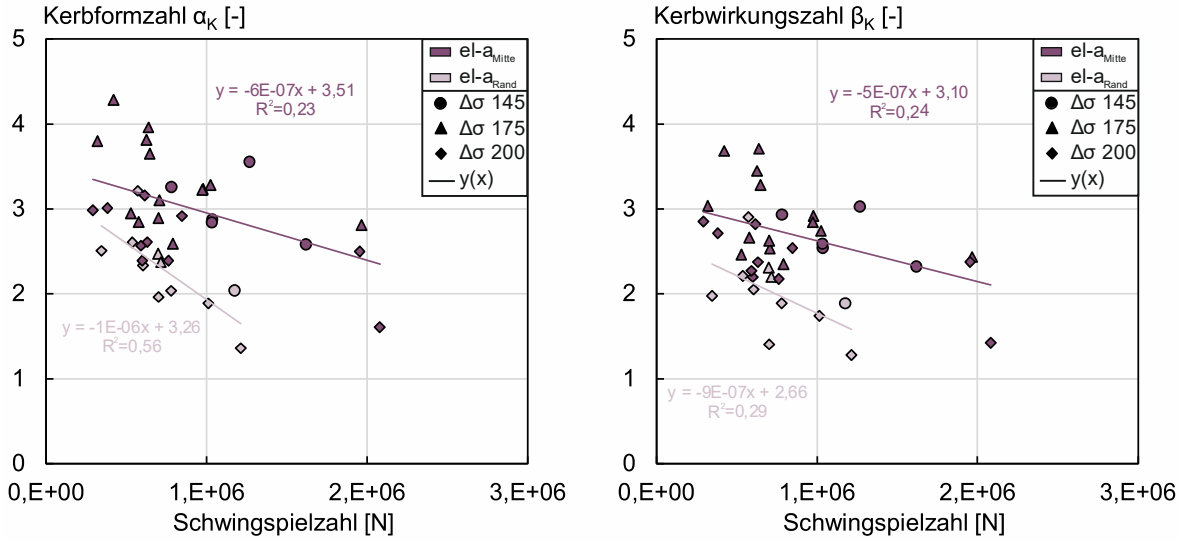


Abb. 5.36 *Kerbformzahl α_k* und *Kerbwirkungszahl β_k* in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl für die *elastische Prüfkörpervariante* differenziert in *mittige* und *randnahe Brüche*

Die für die Simulation verwendeten Facettenkörper mussten gegenüber den ursprünglichen 3D-Scans zur Sicherstellung der Verarbeitbarkeit reduziert werden. Trotz adaptiver Neuvernetzung und somit bestmöglicher Beibehaltung der ursprünglichen Geometrie führt dies partiell zu einer Glättung „scharfer“ Kanten. Die FEM-Ergebnisse sind daher im Kontext dieser Arbeit primär als *qualitative Bestätigung* der experimentell beobachteten Unterschiede, insbesondere zwischen Rand- und Mittelbereich, zu bewerten und nicht als quantitativ eindeutige Lebensdauervorhersage.

Validierung der Narbengeometrie

Zur Kalibrierung der beschleunigten Korrosion wurde, wie bereits in Abschnitt 2.2.5 beschrieben, angestrebt, dass die resultierenden Schädigungskenngrößen in ähnlichen Größenordnungen liegen wie bei natürlich chloridinduziert korrodierter Bewehrung. Für den prozentualen Querschnittsverlust zeigen die in Abb. 5.37 (links) dargestellten Mittelwerte der maximalen

Querschnittsverluste ΔQ_{max} insgesamt moderate Abträge von 3,98 % (pl-n), 5,24 % (pl-a) und 5,54 % (el-a). Trotz einzelner Prüfkörper mit maximalem Querschnittsverlust im Bereich knapp unter 20 % bewegte sich das untersuchte Kollektiv im Vergleich zu Bauwerksuntersuchungen und Langzeitversuchen, s. z. B. [2, 72] eher im Bereich geringer bis moderater Korrosionsgrade. Damit sind die abgeleiteten Abminderungen und Trends für stärker fortgeschrittene Korrosionszustände nur eingeschränkt übertragbar und eher als konservative Einordnung im Sinne eines „unteren Schädigungsniveaus“ zu interpretieren.

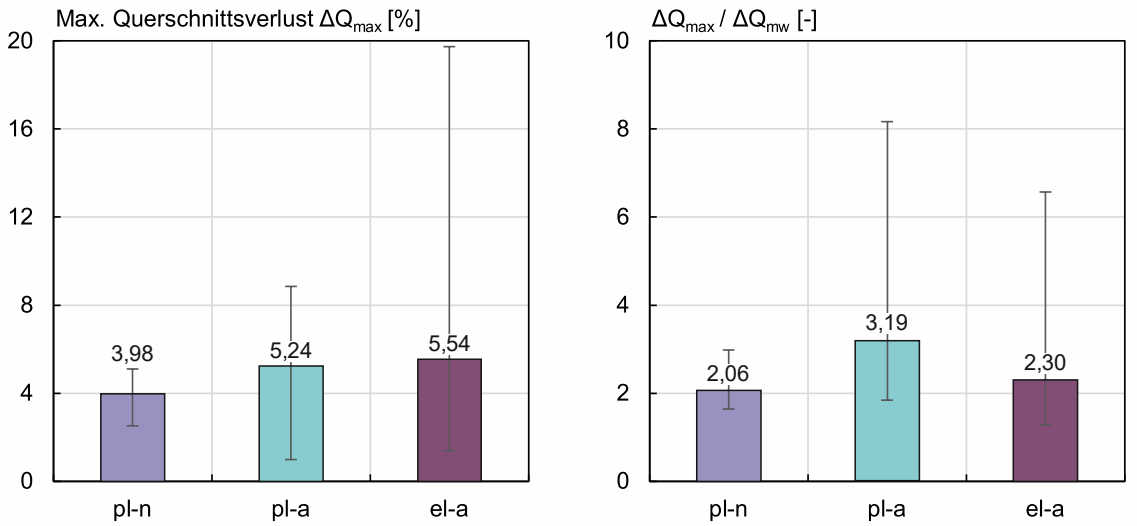


Abb. 5.37 Serienabhängige Mittelwerte der maximalen Querschnittsverluste (links) und mittlere Verhältniswerte der maximalen und mittleren Querschnittsverluste über die Anodenlänge (rechts) inkl. der zugehörigen Streubreiten

Als ergänzende Kenngröße zur Beschreibung der Lokalität des Abtrags entlang der Anodenlänge wurde in Abb. 5.37 (rechts) das mittlere Verhältnis von ΔQ_{max} / ΔQ_{mw} ausgewertet. Die ermittelten Werte von 2,06 (pl-n), 3,19 (pl-a) und 2,30 (el-a) verdeutlichen, dass der maximale Abtrag im Mittel um etwa den Faktor 2–3 über dem über die Anodenlänge gemittelten Querschnittsverlust lag. Konzeptionell ist dieser Verhältniskennwert mit dem Pitting-Faktor α_{Pit} vergleichbar, da beide Größen die Lokalität einer korrosiven Schädigung über das Verhältnis von „maximal“ zu „mittel“ abbilden. Gemäß *Harnisch* [74] liegen typische Pitting-Faktoren α_{Pit} im Bereich von ca. 6-17 und somit deutlich über den mittleren Verhältniswerten von ΔQ_{max} / ΔQ_{mw}. Allerdings ist die direkte quantitative Vergleichbarkeit von ΔQ_{max} / ΔQ_{mw} mit α_{pit} jedoch nur sehr eingeschränkt gegeben, da der Pitting-Faktor auf Tiefen basiert und dementsprechend hohe Werte auch bei sehr schlanken, nadelstichartigen Angriffen auftreten können, ohne dass damit zwangsläufig ein entsprechend großer Querschnittsverlust verbunden ist. Dementsprechend sind die Abweichungen an dieser Stelle nicht überzuinterpretieren.

5.3.4 Vergleich des Einflusses mechanischer und korrosiver Schädigung

In den Abschnitten 5.2 (mechanisch geschädigte Prüfkörper) und 5.3 (korrosiv geschädigte Prüfkörper) wurde gezeigt, dass sowohl der Querschnittsverlust als auch morphologische Kerbparameter – insbesondere Kenngrößen des Rand- bzw. Einlaufbereichs – einen

maßgebenden Einfluss auf die Schwingfestigkeit ausüben. Für die mechanisch geschädigten Prüfkörper konnte dabei herausgearbeitet werden, dass die Rissinitiierung bei den betrachteten Geometrien häufig nicht im Kerbgrund, sondern konsistent am Kerbrand bzw. im Kerbeinlauf stattfindet und der Kerbrandwinkel γ als deskriptiver Parameter für die lokale „Schärfe“ des Übergangs geeignet ist. Gleichzeitig wurde deutlich, dass eine rein querschnittsbasierte Betrachtung (ΔQ) die beobachteten Abminderungen allein nicht hinreichend beschreibt, sondern die Kombination aus Querschnittsschwächung und lokaler Spannungsüberhöhung infolge Kerbmorphologie maßgebend ist. Die Auswertung der korrosiv geschädigten Prüfkörper zeigte insgesamt eine deutliche Abminderung der Schwingfestigkeit gegenüber den Referenzprüfungen und ließ zugleich erkennen, dass die bruch- bzw. ermüdungsrelevanten Einflussgrößen stark von Prüfkörpervariante und Versagenslokalität und somit den lokalen mechanischen und elektrochemischen Randbedingungen abhängen. So weist insbesondere die plastisch vorbelastete Variante trotz vergleichbarer korrosiver Schädigung keine belastbaren Trends der Schwingspielzahlen über Querschnittsverlust oder makroskopische Narbenparameter (t, t/b, s, γ) auf, was im Einklang mit der Interpretation steht, dass zusätzliche, nicht geometrisch abbildbare Schädigungsanteile wirksam werden. Für die linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörper ergab sich die Notwendigkeit nach der Bruchlage (außerhalb, randnah oder mittig im Anodenbereich) zu differenzieren. Während die mittigen Brüche typischerweise von ausgeprägten Lochkorrosionsnarben ausgingen und in ihrem Trendbild eng an die Befunde der mechanisch gekerbten Proben anschließen, zeigten randnahe Brüche häufig deutlich weniger ausgeprägten Narben, was auf überlagernde Randbedingungen im Übergangsbereich zur EP-Beschichtung hindeutet.

Vor diesem Hintergrund erscheint ein abschließender Vergleich der mechanisch geschädigten Prüfkörper mit *allen* korrosiv geschädigten Prüfkörpern nicht zielführend. Um den rein mechanisch-geometrischen Kerbeinfluss der Korrosionsnarben zu quantifizieren, erscheint es sinnvoll nur die Prüfkörpergruppe heranzuziehen, die tendenziell einen mechanisch geprägten Schädigungsmechanismus aufwiesen, d. h. die Prüfkörper mit mittigen Brüchen im Anodenbereich (el-a_{Mitte}). Als „idealisierte“ mechanisch erzeugte Referenz dienen die $Ø_B$ 16-mm Serien mit halbrundem ($Ø_B$ 16-r) bzw. zylindrischem Fräskopf ($Ø_B$ 16-z). Zur besseren Vergleichbarkeit werden lediglich die Prüfkörper betrachtet, die bei einer Schwingbreite Δσ von 175 N/mm² geprüft wurden

Quantifizierung des Kerbeinflusses bei korrosiver Schädigung

Abb. 5.38 zeigt die Abhängigkeit der erreichten Schwingspielzahlen vom prozentualen, effektiven Querschnittsverlust in der Bruchebene ΔQ_{eff} für die o. g. Prüfgruppen. Während für die mechanisch geschädigten Proben insgesamt eine vergleichsweise enge Korrelation zwischen ΔQ_{eff} und Schwingfestigkeit erkennbar ist (R^2 = 0,91), sind die Streuungen bei den korrosiv geschädigten Proben deutlich größer (R^2 = 0,43). Auffällig ist dabei, dass die Differenzen zwischen mechanisch und korrosiv geschädigten Prüfkörpern insbesondere im Bereich kleiner Querschnittsverluste zunehmen, wie Abb. 5.38 (links) verdeutlicht. Während in einem Bereich des effektiven Querschnittsverlusts von rd. 10 % die betrachteten mechanisch und korrosiv geschädigten Prüfkörper noch in einem ähnlichen Schwingspielzahlbereich liegen, divergieren die Ergebnisse bei kleineren Querschnittsverlusten (≤ 5 %) hingegen deutlicher. Hier zeigen

die korrosiv geschädigten Proben ein Niveau, das in etwa den scharfkantig ausgeprägten zylindrischen Kerben entspricht, während die halbrund gekerbten Proben deutlich höhere Schwingspielzahlen (bis hin zu Durchläufern) erreichen.

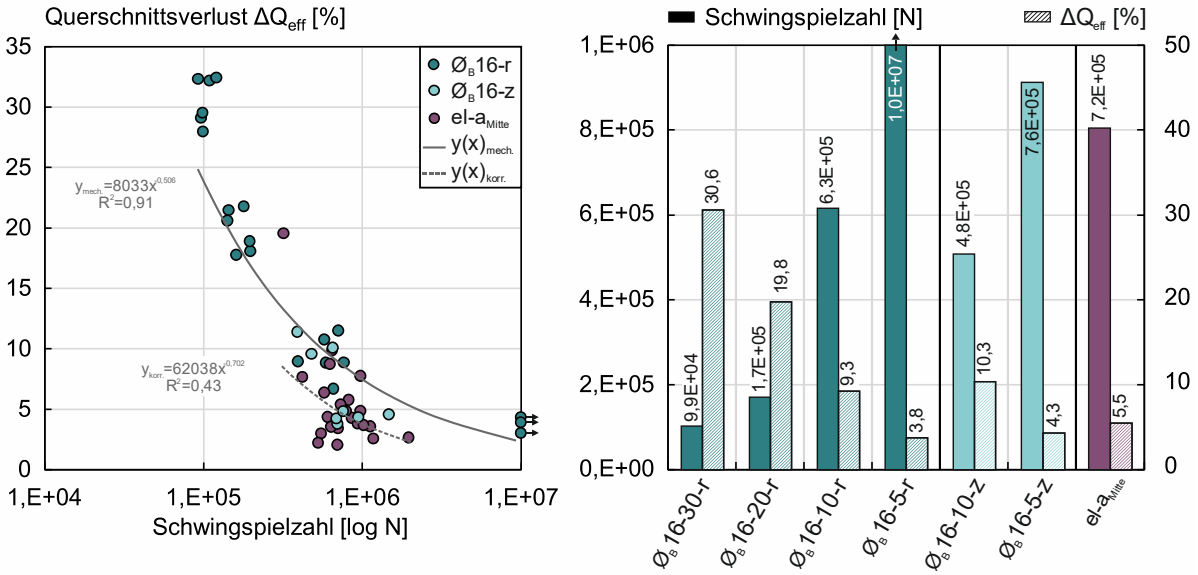


Abb. 5.38 Gegenüberstellung der *mechanisch geschädigten Prüfkörper* mit $Ø_B$ 16 mm Bohrungen und den *linear-elastisch vorbelasteten, korrosiv geschädigten Prüfkörpern mit mittigem Bruch* und $\Delta\sigma$ = 175 N/mm²: Prozentualer, effektiver Querschnittsverlust über Schwingspielzahl (links) und serienabhängige Mittelwerte der erreichten Schwingspielzahlen und effektiven Querschnittsverluste (rechts)

Dies lässt sich quantitativ anhand der serienabhängigen Mittelwerte des effektiven Querschnittsverlusts und der zugehörigen, mittleren Schwingspielzahlen in Abb. 5.38 (rechts) verdeutlichen. Für vergleichbare mittlere effektive Querschnittsverluste von rd. 4-6 % ergeben sich bezogen auf das Durchläuferkriterium (N = 1,0E+07) Abminderungsfaktoren von $k_{1E+7} \approx 1{,}0$ für *$Ø_B$16-5-r* ($\Delta Q_{eff,mw}$ = 3,8 %), $k_{1E+7} = 0{,}076$ für *$Ø_B$16-5-z* ($\Delta Q_{eff,mw}$ = 4,3 %) und $k_{1E+7} = 0{,}072$ für *el-a_{Mitte}* ($\Delta Q_{eff,mw}$ = 5,5 %). Folglich scheint die Schwingfestigkeit von dem untersuchten Betonstahl, insbesondere bei kleinen Querschnittsverlusten, maßgeblich durch die lokale Spannungsüberhöhung infolge der Kerb(rand)morphologie beeinflusst zu werden. Diese Beobachtung ist konsistent mit den Ergebnissen der mechanischen Kerbversuche, wonach der Querschnittsverlust zwar eine notwendige, aber nicht hinreichende Kenngröße ist und bei gleichem ΔQ_{eff} die Schwingspielzahlen je nach Kerbgeometrie (Bohrdurchmesser oder Form) deutlich auseinander gehen können.

Um die Relevanz der Ausprägung des Kerbrands nochmals zu validieren sind in Abb. 5.39 die maximalen Kerbrandwinkel γ_{max} den erreichten Schwingspielzahlen gegenübergestellt. Für die mechanisch geschädigten Proben zeigt sich – analog zu Abschnitt 5.2 – ein Trend, wonach mit zunehmendem γ_{max} die Schwingfestigkeit abnimmt. Für die hier betrachteten korrosiv geschädigten Prüfkörper deutet sich ein vergleichbarer Trend an, der allerdings streuungsbedingt (R^2 = 0,40) weniger deutlich ausgeprägt ist. Analog zur Gegenüberstellung der effektiven Querschnittsverluste ist, insbesondere bei Betrachtung der auseinander divergierenden

Regressionsgeraden, eine zunehmende Abweichung zwischen mechanisch und korrosiv geschädigten Proben bei abnehmenden Kerbrandwinkeln zu erkennen. Auch wenn bspw. die mittleren maximalen Kerbrandwinkel und die zugehörigen mittleren Schwingfestigkeiten der Serien *Ø$_B$16-5-z* und *el-a$_{Mitte}$* grundsätzlich vergleichbar sind, Abb. 5.39 (rechts), zeigen Detailvergleiche der Messwerte im Bereich von $\gamma_{max} < 240°$ in Abb. 5.39 (links), dass die Schwingspielzahlen bei gleichem maximalem Kerbrandwinkel dennoch deutlich variieren können.

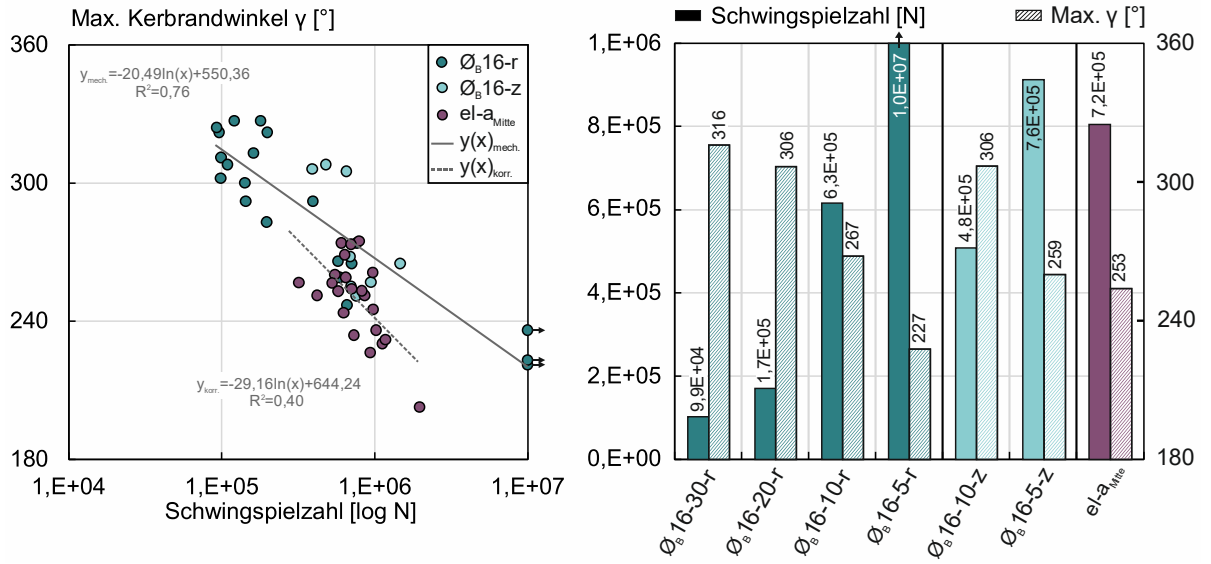


Abb. 5.39 Gegenüberstellung der *mechanisch geschädigten Prüfkörper* mit $Ø_B$ 16 mm Bohrungen und den *linear-elastisch vorbelasteten, korrosiv geschädigten Prüfkörpern mit mittigem Bruch* und $\Delta\sigma$ = 175 N/mm²: Maximale Kerbrandwinkel über Schwingspielzahl (links) und serienabhängige Mittelwerte der erreichten Schwingspielzahlen und zugehörigen maximalen Kerbrandwinkeln (rechts)

Bei der Gegenüberstellung der mechanisch und korrosiv geschädigten Prüfkörper ist zu berücksichtigen, dass die Prüflasten auf unterschiedliche Bezugsquerschnitte bezogen wurden. Während bei den mechanisch geschädigten Prüfkörpern die Lastansätze an den reduzierten Querschnitt gekoppelt wurden, erfolgten die Dauerschwingprüfungen an den korrosiv geschädigten Prüfkörpern mit einer Oberlast von 60 % der rechnerischen Streckgrenze, ohne eine Anpassung an den lokal reduzierten Querschnitt. Aus rein mechanischer Sicht wäre zu erwarten, dass sich dieser Unterschied vor allem bei größeren Querschnittsverlusten deutlicher bemerkbar macht, da dort die Querschnitts-bezogene Lastreduktion bei den mechanisch geschädigten Prüfkörpern am stärksten ausfällt. Die Versuchsergebnisse zeigen jedoch, dass die Abweichungen zwischen beiden Schädigungsarten überwiegend im Bereich kleiner Querschnittsverluste auftreten, während sich bei höheren Verlusten keine entsprechend zunehmende Divergenz einstellt. Dies spricht dafür, dass die beobachteten Unterschiede nicht primär auf die verschiedenen Lastdefinitionen zurückzuführen sind.

Insgesamt führt dies zu der Schlussfolgerung, dass im Bereich, wo die mechanische Kerbwirkung weniger wirksam wird (kleiner Querschnittsverlust und kleiner Kerbrandwinkel), die Ermüdungslebensdauer vornehmlich durch zusätzliche, vermeintlich korrosionsbedingte

Schädigungsanteile geprägt wird. Ein *mechanischer Erklärungsansatz* hierfür wäre, dass bei den korrosiv geschädigten Prüfkörpern häufig multiple Rissinitiierungsstellen festgestellt wurden, d. h. fraktografisch haben sich nicht nur ein dominanter Anriss, sondern mehrere Anrisse an unterschiedlichen Narben gleichzeitig ausgebildet, die im weiteren Verlauf zu einer gemeinsamen Bruchfläche zusammengewachsen sind, vgl. Abb. 5.40 (links). Der Kerbrandwinkel γ wurde im Rahmen dieser Arbeit lediglich an der Narbe dokumentiert, die gemessen an der größten Rissausbreitungsfläche als „primäre“ Initiierungszone deklariert wurde. Sekundäre Anrisse können dementsprechend durch Reduktion des wirksamen Restquerschnitts die Ermüdungslebensdauer verkürzt haben ohne Einfluss auf den dokumentierten, „primären“ Kerbrandwinkel gehabt zu haben.

Ein möglicher *korrosionsbedingter Ansatz* wäre die Bildung okkludierter Korrosionszellen im Anodenbereich. Auch wenn es unter den vorliegenden Versuchsrandbedingungen mit überwiegend anstehender Elektrolytlösung und anodischer Polarisation eher unwahrscheinlich ist, dass sich im planmäßigen Anodenbereich stabile, großskalige entkoppelte Anoden-/Kathodenflächen ausbilden, können sich jedoch lokal an Korrosionsnarben okkludierte Bereiche mit eingeschränktem Stofftransport einstellen. Für solche okkludierten Zellen sind Sauerstoffverarmung, lokale Ansäuerung (Hydrolyse) und Chloridanreicherung als typische Mechanismen gut belegt, vgl. Abschnitt 2.2.4. Wenn in der Narbe die Sauerstoffreduktion infolge O_2-Limitierung gehemmt ist, wären auch in diesen Bereichen Wasserstoffentwicklung bzw. Wasserstoffaufnahme prinzipiell möglich. In Analogie zur Spaltkorrosion unter der EP-Beschichtung, vgl. Abschnitt 5.3.3, könnten folglich in abgeschwächter Form wasserstoffassistierte rissinitiierende bzw. rissbeschleunigende Effekte zumindest als plausibler Zusatzmechanismus auch im mittigen Teil des Anodenbereichs in Betracht kommen. Ein Indiz dafür wäre, dass die im Anodenbereich vorgefundenen Korrosionsprodukte i. d. R. eine schwarze Färbung aufwiesen, vgl. Abb. 5.40 (rechts). Schwarze Korrosionsprodukte werden bei Eisen bzw. Stahl häufig mit vergleichsweise reduzierteren Phasen, wie z. B. Magnetit, in Verbindung gebracht, die typischerweise unter sauerstoffärmeren Bedingungen auftreten, vgl. [216]. Da die Farbgebung auch von anderen Parametern, wie z. B. der Schichtdicke oder dem Wassergehalt, abhängt, sind die schwarzen Korrosionsprodukte als Indiz für lokal O_2-limitierte Bedingungen zwar plausibel, jedoch an dieser Stelle nicht als alleiniger Nachweis zu werten.

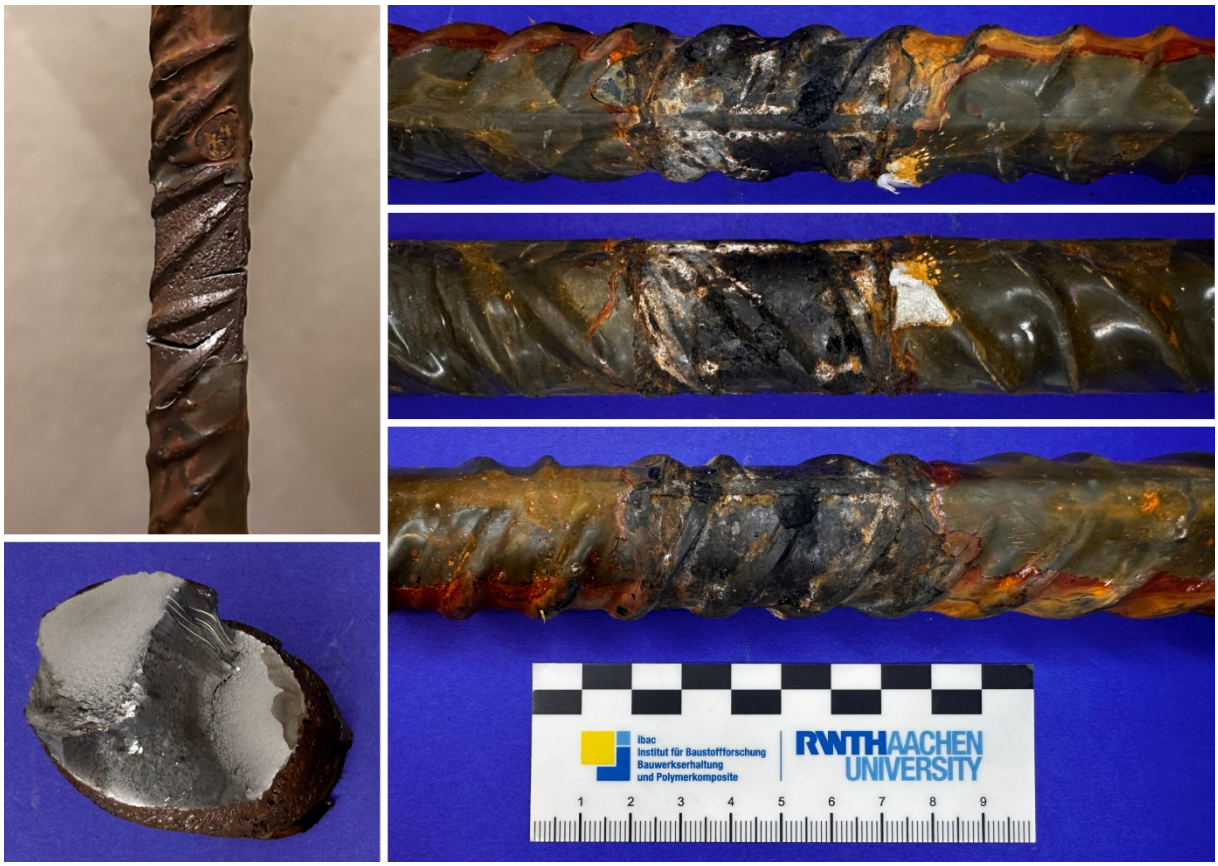


Abb. 5.40 Exemplarische Darstellung der teils vorgefundenen, multiplen Rissinitiierungsstellen bei den korrosiv geschädigten Prüfkörpern (links) und der schwarzen Färbung des Anodenbereichs nach erfolgter Korrosionsphase (rechts)

5.3.5 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

Die in den Abschnitten 5.3.2 bis 5.3.3 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass eine korrosive Vorschädigung die Schwingfestigkeit der untersuchten Tempcore-Betonstähle deutlich reduziert, die maßgebenden Einflussgrößen jedoch vom Beanspruchungsszenario (plastisch vs. linear-elastisch) abhängen. Für den linear elastischen Bereich des Betonstahls bestätigt sich, dass eine rein querschnittsbasierte Beschreibung zwar eine notwendige, aber nicht in jedem Fall hinreichende Bewertungsgrundlage darstellt und insbesondere lokale Randbedingungen, wie z. B. Narbenrandausprägung oder okkludierte Reaktionsräume, diese überlagern können. Die wesentlichen Erkenntnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- *Quantifizierung und Lokalisierung des korrosiven Abtrags:* Unabhängig von der betrachteten Serie zeigt sich ein für die chloridinduzierte Korrosion typischer, stark lokalisierter Abtrag, der sich u. a. in einem erhöhten Verhältnis von maximalem zu mittlerem Querschnittsverlust ($\Delta Q_{max}/\Delta Q_{mw}$) widerspiegelt. Ein systematischer Einfluss der Exposition (Nass-Trocken-Wechsel vs. dauerhaft feucht) auf die Quantität und die Lokalisierung der korrosiven Schädigung war in den vorliegenden Daten nicht eindeutig erkennbar. Die Hypothese eines zeitlichen Entwicklungsprozesses, wonach Narben zunächst überwiegend in die Tiefe wachsen und im weiteren Verlauf lateral

zusammenwachsen, s. z. B. [70], konnte quantitativ nicht abgesichert werden. Exemplarische scanbasierte Darstellungen des Korrosionsfortschritts lassen jedoch neben zunehmenden lokalen Tiefen auch eine zunehmende räumliche Ausdehnung bzw. Überlagerung einzelner Abtragsbereiche erkennen, was die Aussage grundsätzlich plausibilisiert. Im Sinne einer Validierung der Narbengeometrie ist zudem festzuhalten, dass die in dieser Arbeit erzielten maximalen Querschnittsverluste (im Mittel 4-6 %) insgesamt im unteren Bereich der für natürlich chloridinduziert korrodierte Bewehrung typischen Größenordnungen liegen (einstellig bis niedrigzweistelliger Bereich). Damit sind die abgeleiteten Abminderungen und Trends auf stärker fortgeschrittene Korrosionszustände nur bedingt übertragbar und im Wesentlichen als Einordnung für ein vergleichsweise niedriges Schädigungsniveau zu verstehen.

- *Einfluss der Korrosionsart (natürlich vs. beschleunigt):* Der Vergleich zwischen natürlich und beschleunigt korrodierten Prüfkörpern zeigt hinsichtlich der Lokalität der Korrosionsnarben ein grundsätzlich vergleichbares Bild. Die natürliche Korrosion befindet sich jedoch – gemessen an Abtragsvolumina und maximalen Querschnittsverlusten – tendenziell in einem früheren Fortschrittsstadium. Als möglicher Grund kann das im Prüfkörperkonzept vergleichsweise kleine Verhältnis von Kathode zu Anode (1,6:1,0) und die damit einhergehende Begrenzung der Korrosionsgeschwindigkeit herangezogen werden. In der Praxis liegen die wirksamen Flächenverhältnisse häufig deutlich höher (bis zu 1000:1), sodass sich dort entsprechend höhere Korrosionsraten einstellen können und nach vergleichbaren Korrosionsdauern mit deutlich höherer Schädigung zu rechnen wäre. Beide Serien wiesen gegenüber der Referenz eine deutliche Abminderung der Schwingfestigkeit auf, wobei die natürlich korrodierten Prüfkörper (pl-n) mit einem medianbasierten Abminderungsfaktor von $k_{1E+7} = 0{,}11$ eine höhere Schwingfestigkeit erreichten als die beschleunigt korrodierten Prüfkörper (pl-a; $k_{1E+7} = 0{,}07$). Insgesamt lassen sich die Unterschiede schlüssig über den zuvor beschriebenen, unterschiedlich fortgeschrittenen Korrosionszustand erklären, ohne dass zwingend von einem grundsätzlich anderen Schädigungsmechanismus auszugehen ist

- *Einfluss der Polarisationsart (potential- vs. spannungsgesteuert):* Hinsichtlich der Polarisationsart konnten weder in der Quantität noch in der Lokalisierung der korrosiven Schädigungen relevante Unterschiede identifiziert werden. Damit übereinstimmend liegen auch die Schwingfestigkeiten beider Polarisationsarten in einem vergleichbaren Bereich. Vor diesem Hintergrund ist somit davon auszugehen, dass alternative Korrosionsmechanismen infolge einer Überschreitung des Sauerstoffentwicklungspotentials entweder nicht aufgetreten sind oder sich nicht maßgeblich auf die resultierende Narbenmorphologie und Ermüdungslebensdauer ausgewirkt haben.

- *Einfluss der plastischen Verformung:* Die plastisch vorbelastete Prüfkörpervariante zeigt nicht nur eine tendenziell stärkere Abminderung der Schwingfestigkeiten gegenüber der linear-elastisch vorbelasteten, sondern ebenfalls eine erhöhte Versagenswahrscheinlichkeit, gemessen am Verhältnis von Ermüdungsbrüchen zu Durchläufern. Dies spricht dafür, dass die der Korrosionsphase vorgelagerte plastische

Vorbeanspruchung zusätzliche Schädigungsanteile erzeugt, die die Rissinitiierung unter zyklischer Beanspruchung begünstigen. Denkbar wäre, dass die plastische Vorlast nicht nur den globalen Spannungs- bzw. Dehnungszustand verändert, sondern zusätzlich mikrostrukturelle Schädigungsanteile, wie z. B. erhöhte Versetzungsdichten oder Gefügeschäden insbesondere im Bereich der Korngrenzen, erzeugt, die unter korrosiver Beaufschlagung als bevorzugte Angriffspfade wirken können. In der Folge würde sowohl der Querschnittsverlust als auch die makroskopische Narbengeometrie als Skalenparameter an Relevanz verlieren, da die Ermüdungslebensdauer stärker durch die korrosiv aktivierten Mikrodefekte bestimmt würde.

- *Einfluss von Sauerstoffarmut und okkludierten Randbedingungen:* Unter Korrosionsschutzbeschichtungen können lokal abgegrenzte Bedingungen vorliegen, die sich deutlich von den frei belüfteten Bereichen unterscheiden. Durch den eingeschränkten Stofftransport können sich okkludierte Bereiche ausbilden, die wiederum zu lokaler Ansäuerung sowie einer Verschiebung der Teilreaktionen führen können. In der Folge werden neben dem reinen Materialabtrag, der unter solchen sauerstoffarmen Verhältnissen kaum stattfindet, s. z. B. [30], insbesondere wasserstoffbezogene Effekte begünstigt. Für das Ermüdungsverhalten ist dies insofern relevant, als dass eine lokale Versprödung im oberflächennahen Randbereich auftreten kann. Damit wäre eine Rissinitiierung unter der Beschichtung in Bereichen erhöhter Wasserstoffansammlung, wie z. B. Kerben oder Rippentäler, auch unter konstanter Spannung plausibel. Hinweise auf einen derartigen Schädigungsmechanismus liefern die bei den Brüchen außerhalb des Anodenbereichs beobachtete Blasenbildung, die Ansäuerung des Elektrolyten sowie die rostfarbenen, teils linienförmig aufgebauten Anrisslinsen auf den Bruchflächen, die auf eine Rissinitiierung vor der Schwingprüfung hindeuten. Vor diesem Hintergrund lassen sich ebenfalls die randnahen Brüche am Übergang des Anodenbereichs zur EP-Beschichtung interpretieren. In diesem Bereich treffen die lokalisierten Abtragsprozesse der Anode auf Randbedingungen, die bedingt durch die Beschichtung von Spaltkorrosion geprägt sind. Durch vermeintlich wasserstoffassistierte Versprödungseffekte findet hier eine Verlagerung des bruchrelevanten Kerbbereichs von Kerbrand zu Kerbgrund statt, was prinzipiell einer Annäherung an ein spröderes Materialverhalten entspricht, s. z. B. [115]. Konsistent dazu findet eine Entkopplung der Versagenslokalität vom Ort des maximalen Querschnittsverlusts statt.

- *Querschnittsverlust als maßgebende Einflussgröße im linear-elastischen Beanspruchungsbereich:* Unter Ausschluss alternativer Schädigungsmechanismen resultierend aus plastischen Vorlasten oder wasserstoffassistierten Versprödungseffekten ergab sich für die linear-elastische Prüfkörpervariante ein Muster, das eng an die Befunde der mechanisch geschädigten Prüfkörper anschließt. Der Bruch trat hier überwiegend im Bereich des lokal maximalen Abtrags auf ($\Delta Q_{eff} \approx \Delta Q_{max}$), sodass der effektive Querschnittsverlust in der Bruchebene als wegweisender Parameter zur Beschreibung des Festigkeitsabfalls herangezogen werden kann. Gleichzeitig zeigte sich, dass die Abnahme der Schwingfestigkeit nicht proportional zum Querschnittsverlust verläuft, sondern u. a. durch die lokale Kerbwirkung im Rand- bzw. Einlaufbereich der Narben (Kerbrandwinkel γ)

überlagert wird. Bereits Querschnittsverluste von < 5 % können in Einzelfällen zu einer vergleichbaren Reduktion der Schwingfestigkeit (> 95 %) führen wie Querschnittsverluste von knapp 20 %,vgl. Abb. 5.31. Damit ist ΔQ_{eff} zwar ein robuster Skalierungsparameter, die Streuung und die überproportionale Abminderung der Schwingfestigkeit sind jedoch oftmals nur im Zusammenspiel mit der lokalen Narbenmorphologie im Bereich der größten Querschnittsschwächung erklärbar.

- *Abgrenzung vorlast- bzw. zeitabhängiger Effekte:* Für die nicht korrodierten, linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörper ergaben über alle Beobachtungszeiträume (44 bis 170 d) – mit einer Ausnahme – ausschließlich Durchläufer. Analog dazu traten bei den drei plastisch vorbelasteten Stahlproben (isolierte Stahlprüfung ohne Korrosion) ausschließlich Durchläufer auf. Ein isolierter Einfluss auf die Schwingfestigkeit durch zeitabhängige Prozesse oder die plastische Vorverformung konnte unter Ausschluss der korrosiven Schädigung dementsprechend nicht beobachtet werden. Die Abminderungen sind folglich primär auf die korrosive Vorschädigung bzw. deren Überlagerung mit der Vorlast zurückzuführen.

- *Vergleich mechanischer und korrosiver Schädigung:* Ein direkter Vergleich aller mechanisch und korrosiv geschädigten Prüfkörper ist aufgrund der unterschiedlichen und teilweise überlagerten Schädigungsmechanismen nicht zielführend. Zur Quantifizierung des rein mechanisch-geometrischen Kerbeinflusses der Korrosionsnarben bot sich daher die Teilgruppe der linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörper mit mittigem Bruch im Anodenbereich (el-a_{Mitte}) an. Im Vergleich mit den idealisiert-mechanisch geschädigten Prüfkörpern der $Ø_B$16-Serien mit halbrunder ($Ø_B$16-5-r) bzw. zylindrischer Kerbform ($Ø_B$16-5-z) zeigte sich, dass der Zusammenhang zwischen effektivem Querschnittsverlust und Schwingfestigkeit bei Korrosionsnarben deutlich streuungsbehafteter ist ($R^2 \approx 0{,}43$) als bei den mechanischen Kerben ($R^2 \approx 0{,}91$) und die Abweichungen insbesondere bei kleinen Querschnittsverlusten (≤ 5 %) zunehmen. Bei vergleichbaren mittleren effektiven Querschnittsverlusten von rd. 4 – 6 % ergeben sich Abminderungsfaktoren von $k_{1E+7} \approx 1{,}0$ ($Ø_B$ 16-5-r), $k_{1E+7} = 0{,}076$ ($Ø_B$ 16-5-z) und $k_{1E+7} = 0{,}072$ (el-aMitte), sodass die korrosiv geschädigten Prüfkörper im Mittel eher dem Niveau scharfkantiger Kerben entsprechen. Die Gegenüberstellung der Schwingspielzahlen der mechanisch und korrosiv geschädigten Prüfkörper über den maximalen Kerbrandwinkel γ_{max} ließ zwar grundsätzlich einen vergleichbaren Trend (abnehmende Schwingfestigkeit bei zunehmendem Kerbrandwinkel) erkennen, allerdings divergierten die Ergebnisse insbesondere im unteren, vermeintlich weniger kerbwirksamen Winkelbereich (u. a. kleinere γ_{max}) weiterhin. Damit verblieb – analog zur Auswertung über kleine Querschnittsverluste – gerade dort eine erhöhte Streuung, wo die rein mechanische Kerbwirkung weniger ausgeprägt ist. Als mögliche Ursachen wurden zwei Ansätze diskutiert: (i) bei korrosiv geschädigten Prüfkörpern treten teils multiple Rissinitiierungen auf. Sekundäre Anrisse wurden bei der morphologischen Analyse der (primär-)-bruchauslösenden Korrosionsnarbe nicht erfasst, können die Lebensdauer jedoch zusätzlich verkürzen. (ii) Lokal okkludierte Korrosionszellen könnten an einzelnen Lochkorrosionsnarben ein gegenüber der

Umgebung verschärftes Milieu ausbilden und damit – als überlagernden Effekt – wasserstoffassistierte Schädigungsanteile begünstigen.

Die Ergebnisse dieser Arbeit lassen sich konsistent mit Befunden aus Untersuchungen an vorkorrodierten Einzelstäben verknüpfen, vgl. Abschnitt 2.5.4. Dort wird übereinstimmend berichtet, dass bereits moderate Korrosionsschädigungen zu deutlichen Abminderungen der Ermüdungsfestigkeit führen, vgl. [8], und dass sich die Rissinitiierung von der „glatten" Oberfläche in Richtung der Korrosionsnarben verlagert, vgl. [9, 10, 161]. *Li et al.* [8] zeigen beispielsweise, dass bereits bei Massenverlusten von etwa 5 % Reduktionen der Ermüdungsfestigkeit um rd. 30–40 % auftreten, während bei etwa 15 % Massenverlust – abhängig von der Schwingbreite – Abminderungen um rund 70 % berichtet werden. *Zhang et al.* [162] bestätigen im direkten Vergleich natürlicher und beschleunigter Korrosion ebenfalls eine ausgeprägte Reduktion der Ermüdungslebensdauer: Für vergleichbare Korrosionsgrade um etwa 0,15, entsprechend einem Masseverlust von rd. 15 %, werden – bezogen auf unkorrodierte Referenzen – Reduktionen der Lebensdauer in der Größenordnung von rund 52–72 % (natürlich) bzw. 63–66 % (künstlich) angegeben. Für die vorliegende Arbeit ergibt sich im direkten Vergleich bezogen auf die ungeschädigte Referenz (N = 1,0E+07) im Mittel eine Abminderung auf $k_{pl\text{-}a,1E+7} = 0{,}14$ bzw. $k_{el\text{-}a,1E+7} = 0{,}25$, was einer Reduktion der Lebensdauern um ca. 86 % bzw. 75 % entspricht. Damit liegen die Größenordnungen der Abminderung insgesamt im Bereich der Literaturbefunde. In Übereinstimmung mit den Untersuchungen von *Fernández & Berrocal* [11] erscheint eine Abschätzung von Restlebensdauern basierend auf globalen Verlustkenngrößen, wie z. B. dem Massenverlust, jedoch wenig zielführend. Stattdessen empfiehlt sich der lokale Querschnittsverlust als wegweisende Kenngröße. Die vorliegenden Ergebnisse präzisieren diesen Zusammenhang jedoch dahingehend, dass die überproportionale Abminderung und die Streuung der Schwingfestigkeit nicht allein durch querschnittsbasierte Verlustgrößen beschrieben werden können, sondern durch die lokale Kerbwirkung – insbesondere durch die geometrische Ausprägung des Kerbrands – zusätzlich und teils maßgeblich mitbestimmt werden.

Die unter der EP-Beschichtung beobachtete Spaltkorrosion ist nicht als rein versuchsspezifisches, „künstlich" erzeugtes Phänomen zu interpretieren, sondern als mögliche Ausbildung okkludierter Reaktionsräume, wie sie auch im Bauwerk in lokal abgeschirmten Bereichen, wie z. B. fehlerhaften oder partiell enthaftete Korrosionsschutzbeschichtungen, auftreten könnten. Unter solchen Randbedingungen ist der Stofftransport stark eingeschränkt, wodurch sich infolge Hydrolyse- und Salzreaktionen lokal saure Milieus einstellen können. Unter gleichzeitig begrenzter Sauerstoffverfügbarkeit ist damit eine begünstigte Wasserstoffbildung und -aufnahme zumindest möglich. In schlecht belüfteten Bereichen sollte der beschriebene wasserstoffassistierte Schädigungsmechanismus – auch wenn er nicht für jeden Prüfkörper quantitativ nachweisbar war – im Rahmen einer (Rest-)-Lebensdauerbewertung als potenziell überlagernder Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit berücksichtigt werden.

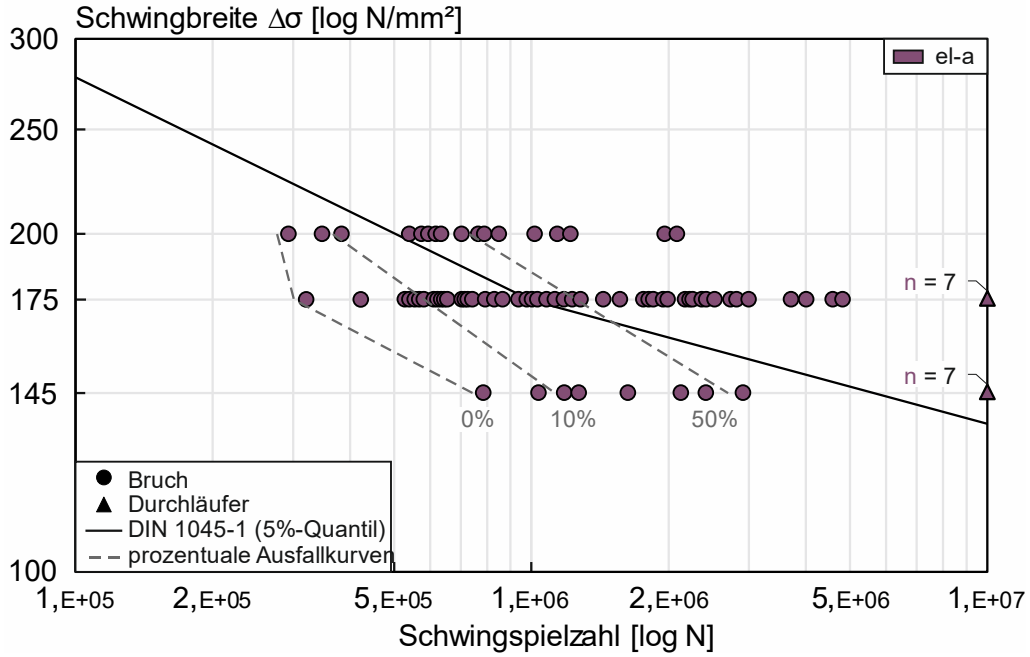


Abb. 5.41 Doppeltlogarithmische Darstellung der Ergebnisse der Dauerschwingversuche an den linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörpern inkl. zugehöriger Ausfallkurven (0 %-, 10 %- und 50 %-ige Ausfallwahrscheinlichkeiten)

Bei der Interpretation bzw. Bewertung der Ergebnisse dieser Arbeit ist zu berücksichtigen, dass das vorliegende Versuchskonzept Korrosionsphase und Schwingprüfung voneinander entkoppelt. *Effekte einer simultanen Korrosions- und Ermüdungsbeanspruchung* (*Schwingungsrisskorrosion*) wurden damit nicht abgebildet und wären bei der hochzyklischen Prüfweise (37-38 Hz) auch nicht wirksam bzw. relevant geworden. Untersuchungen zur Schwingungsrisskorrosion, wie z. B. [7], zeigen jedoch, dass unter gleichzeitiger Korrosionsbeanspruchung die Wöhlerlinien typischerweise deutlich versteilen und die ertragbaren Schwingspielzahlen gegenüber Referenzprüfungen an der Luft deutlich reduziert werden. Eine derartige Versteilung gegenüber der normativen Wöhler-Linie lässt sich ebenfalls bei den Ausfallkurven, die die 0 %-, 10 %- und 50 %-ige Ausfallwahrscheinlichkeiten über die untersuchten Schwingbreiten kennzeichnen, für die linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörper in Abb. 5.41 feststellen. Für die plastisch vorbelasteten Prüfkörper ist eine entsprechende, doppeltlogarithmische Darstellung der Ergebnisse den Anhängen in Abb. B19 und Abb. B20 zu entnehmen.

Basierend auf den charakteristischen Wöhlerlinien nach *Weirich* [7] ergibt sich im Vergleich zu Luft bei einer Schwingbreite von $\Delta\sigma$ = 175 N/mm² in $Ca(OH)_2$ + 3,0 M.-% Cl^--Lösung eine Reduktion der Bruchschwingspielzahl auf etwa 25 % (≈ 7,5 10^5 statt ≈ 3,0·10^6), entsprechend einer Lebensdauerverkürzung um rund 75 %. Eine zusätzliche Berücksichtigung der Schwingungsrisskorrosion würde somit voraussichtlich dazu führen, dass die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Schwingfestigkeiten für die betrachteten Korrosionszustände nochmals weiter abgemindert werden müssten.

6 FAZIT UND AUSBLICK

Ermüdungsbeanspruchte Stahlbetonbauwerke, wie beispielsweise Brücken, sind oftmals korrosionsfördernden Umgebungsbedingungen ausgesetzt. Vor diesem Hintergrund war das Ziel der vorliegenden Arbeit, die maßgebenden ermüdungsrelevanten Parameter korrosionsgeschädigter Betonstähle systematisch zu identifizieren und zu quantifizieren, um eine belastbarere Bewertungsgrundlage für Restlebensdauerprognosen und Instandsetzungsmaßnahmen zu schaffen.

Zur Abbildung praxisnaher Schadenssituationen wurde hierzu ein Prüfkörperkonzept entwickelt, das chloridinduzierte Korrosion im Bereich eines Trennrisses gezielt abbildet und zugleich den Einfluss einer vorgelagerten Verformung bzw. eines veränderten Werkstoffzustands auf das Ermüdungsverhalten und die Versagenslokalität durch das Gegenüberstellen einer linear-elastisch und plastisch vorbeanspruchten Prüfkörpervariante erfasst. Die korrosive Vorschädigung wurde dabei sowohl unter natürlichen als auch unter beschleunigten Bedingungen erzeugt, um potenzielle Unterschiede hinsichtlich der Narbenmorphologie und des Ermüdungsverhaltens identifizieren zu können. Die topografische Analyse der korrosiven Schädigung umfasste dabei neben dem maximalen (ΔQ_{max}) und effektiven Querschnittsverlust in der Bruchebene (ΔQ_{eff}) insbesondere kerbwirksame Geometrieparameter, wie z. B. Kerbschärfe s und Kerbrandwinkel γ, bruchrelevanter Korrosionsnarben. Durch einen abschließenden Vergleich mit idealisierten mechanisch erzeugten Kerben konnte der Einfluss des mechanischen Kerbeffekts auf den korrosionsbedingten Festigkeitsabfall isoliert betrachtet werden und die Grenzen einer rein querschnittsbasierten Ermüdungsbewertung herausgearbeitet werden.

Einfluss vorgelagerter plastischer Beanspruchungen bzw. Verformungen

Allgemein konnte bei beiden korrosiv geschädigten Prüfkörpervarianten (linear-elastisch und plastisch) eine deutliche Abminderung der Ermüdungsfestigkeit gegenüber der Referenz festgestellt werden. Der direkte Vergleich der Prüfkörpervarianten zeigte jedoch, dass die plastisch vorbelasteten Prüfkörper im Mittel stärker abgemindert werden ($k_{pl\text{-}a,1E+7} = 0{,}14$; $k_{el\text{-}a,1E+7} = 0{,}25$) und zudem eine erhöhte Versagenswahrscheinlichkeit gemessen am Verhältnis von Ermüdungsbrüchen zu Durchläufern aufweisen. Eine der Korrosionsphase vorgelagerte plastische Vorbeanspruchung könnte folglich zusätzliche Schädigungsanteile erzeugt haben, die die Rissinitiierung unter zyklischer Beanspruchung begünstigen. Die zusätzlichen Schädigungsanteile scheinen dabei nicht nur den globalen Spannungs- bzw. Dehnungszustand zu verändern, sondern mikrostrukturelle Effekte bzw. Defekte zu fördern, die unter korrosiver Beaufschlagung als bevorzugte Angriffspfade wirken können. In der Konsequenz verlieren rein querschnitts- bzw. narbengeometriebasierte Parameter bei der Restlebensdauerprognose plastisch vorbeanspruchter Bauteile an Relevanz und die Lebensdauer wird primär durch korrosiv aktivierte Mikrodefekte bestimmt.

Einfluss sauerstoffarmer Randbedingungen und überlagernder korrosiver Mechanismen

Unter Korrosionsschutzbeschichtung bzw. in okkludierten Bereichen können sich infolge eingeschränkten Stofftransports lokal verschärfte Milieus und damit veränderte elektrochemische Teilreaktionen einstellen, wodurch wasserstoffbezogene Effekte und eine lokale Versprödung im oberflächennahen Randbereich gefördert werden. Im Bereich der Epoxidharz-Beschichtung deuten insbesondere die auf den Bruchflächen dokumentierten rostfarbenen, teils linienförmig aufgebauten Anrisslinsen darauf hin, dass diese Versprödungseffekte bereits unter konstanter Zugspannung im linear-elastischen Bereich zu einer Rissinitiierung vor Beginn der Schwingprüfung führen können. Folglich kann unter solchen sauerstoffarmen, spaltkorrosionsähnlichen Randbedingungen selbst in Abwesenheit makroskopisch sichtbarer Narben die Lebensdauer deutlich reduziert werden (k_{1E+7} = 0,22). Im Übergangsbereich zur unbeschichteten Stahloberfläche oder im Bereich lokaler Fehlstellen können überlagernde Versprödungseffekte dazu führen, dass sich die ermüdungswirksame Initiierungsstelle von der Korrosionsnarbe bzw. dem Ort des maximalen Abtrags entkoppelt. In solchen Bereichen überlagern sich lokalisierte Abtragsprozesse mit okkludierten, spaltkorrosionsähnlichen Randbedingungen, wodurch – vermutlich wasserstoffassistiert – eine Verschiebung des bruchrelevanten Kerbbereichs von einer Kerbrand-dominierten Initiierung in Richtung Kerbgrund erfolgt und somit grundsätzlich eine Annäherung an ein spröderes Materialverhalten stattfindet.

Querschnittsverlust und Kerbrandgeometrie als Skalierungsparameter

Unter Ausschluss alternativer korrosiver Schädigungsmechanismen, z. B. Spaltkorrosion, ließen die linear-elastisch vorbelasteten Prüfkörper grundsätzlich einen tendenziellen Zusammenhang zwischen dem effektiven Querschnittsverlust in der Bruchebene (ΔQ_{eff}) und den erreichten Schwingspielzahlen sowie ein überwiegendes Versagen im Bereich der maximalen Querschnittsschwächung erkennen. Gleichzeitig nahmen Abweichungen und Streuungen insbesondere im Bereich kleiner effektiver Querschnittsverluste (≤ 5 %) deutlich zu, sodass eine rein querschnittsbasierte Skalierung dort nicht hinreichend zu sein scheint. Im Vergleich zu den mechanisch geschädigten Prüfkörpern lagen die ermittelten Abminderungsfaktoren der korrosiv geschädigten Prüfkörper (k_{1E+7} = 0,072) bei gleicher Schwingbreite und vergleichbarem mittleren, effektiven Querschnittsverlust von rd. 4–6 % im Mittel auf einem ähnlichen Niveau wie die Prüfkörper mit scharfkantigen (zylindrischen) mechanisch erzeugten Kerben (k_{1E+7} = 0,076), während weniger scharf ausgeprägte Kerben bei ähnlichem Querschnittsverlust keine messbaren Abminderungen zeigten (k_{1E+7} ≈ 1). Das Ermüdungsverhalten des untersuchten Betonstahls kann dementsprechend nicht allein durch den Querschnittsverlust beschrieben werden, sondern wird darüber hinaus maßgeblich durch lokale Spannungsüberhöhungen infolge der Narben- bzw. Kerbgeometrie geprägt. Der Kerbrand erweist sich dabei als bevorzugte Rissinitiierungsstelle und der Kerbrandwinkel γ somit als ermüdungswirksamster Kerbparameter, wie u. a. anhand von Bruchbildanalysen und der grundsätzlichen Zusammenhänge zur Schwingfestigkeit sowohl bei den mechanisch als auch bei den korrosiv geschädigten Prüfkörpern bestätigt wurde. Gleichzeitig traten bei der Gegenüberstellung der erreichten Schwingspielzahlen der korrosiv geschädigten Prüfkörper über den maximalen Kerbrandwinkel γ_{max} gerade im unteren, vermeintlich weniger

kerbwirksamen Winkelbereich weiterhin deutliche Streuungen und Divergenzen zu den Ergebnissen der mechanisch geschädigten Prüfkörper auf. Damit verbleibt – analog zum Bereich kleiner Querschnittsverluste – eine erhöhte Streuung dort, wo die rein mechanische Kerbwirkung weniger ausgeprägt war. Als potenzielle Ursachen für diese Abweichungen wurden (i) multiple Rissinitiierung sowie unter den beschriebenen Randbedingungen (ii) wasserstoffassistierte Schädigungsanteile infolge eines verschärften Milieus im Bereich lokal okkludierter Korrosionszellen bei den korrosiv geschädigten Prüfkörpern diskutiert.

Zur abschließenden Einordnung werden die zentralen Erkenntnisse dieser Dissertation in Abb. 6.1 nochmals schematisch zusammengefasst. Die Darstellung versteht sich als Hilfestellung, um die maßgebenden Einflussgrößen für die Bewertung der Restlebensdauer korrosiv vorgeschädigter, schwingungsbeanspruchter Betonstähle im Bestand fallbezogen identifizieren und priorisieren zu können.

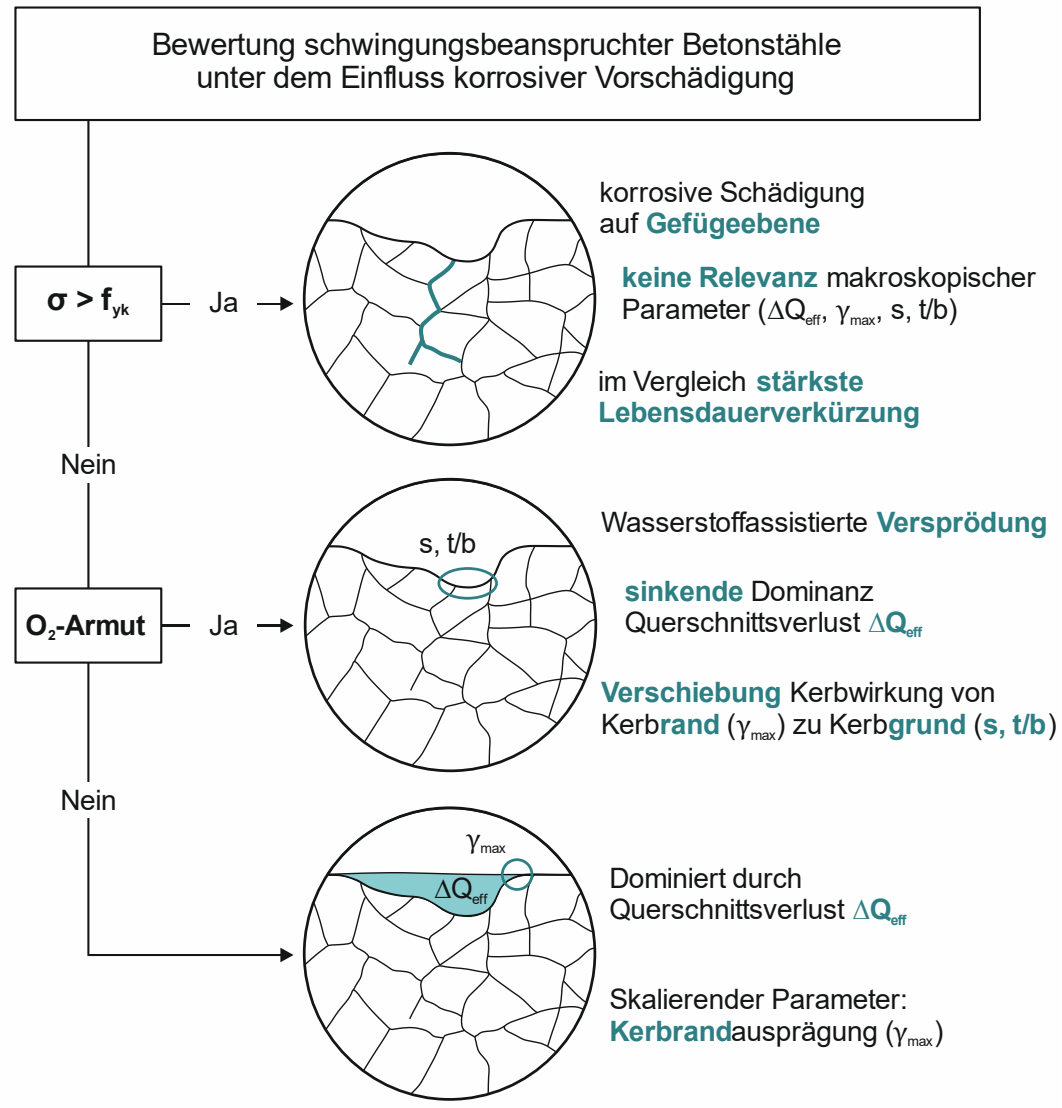


Abb. 6.1 Schematische Darstellung der fallabhängigen, ermüdungsrelevanten Parameter als Bewertungsgrundlage für schwingungsbeanspruchte Betonstähle unter dem Einfluss einer korrosiven Vorschädigung

Ausblick

Die vorliegende Arbeit bildet bezogen auf die untersuchten Querschnittsverluste überwiegend moderate Korrosionszustände ab. Um die Übertragbarkeit der abgeleiteten Zusammenhänge auf Bestandsbauwerke weiter zu erhöhen, sollten gezielt höhere Querschnittsverluste – bis in den oberen Bereich der in Bauwerken und Langzeitversuchen beobachteten Werte, s. z. B. [2, 72] – experimentell einbezogen werden. Parallel erscheint eine Erweiterung des Stichprobenumfangs zweckmäßig, um streuungsrobuste, probabilistische Ausfallkurven bzw. Wöhlerlinien für definierte Schädigungszustände ableiten und Unsicherheiten belastbarer quantifizieren zu können.

Auch wenn die Identifikation des Kerbrands als maßgebender Initiierungsort prinzipiell zu den Befunden aus der Literatur passt, s. z. B. [200, 201], ist unklar, welchen Einfluss die Tempcore-spezifische Mikrostruktur des im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Betonstahls hatte. Der angelassene martensitische Randbereich weist gegenüber dem duktileren Kern eine höhere Härte und geringere lokale Duktilität auf, wodurch die entschleunigende Mikroplastizität im Initiierungsprozess reduziert und die Relevanz oberflächennaher Kerbgeometrien erhöht wird. Für warmgewalzte Betonstähle mit duktilerer Randzone ist demgegenüber denkbar, dass die geometrische Ausprägung einzelner Narbenbereiche weniger stark lebensdauerbestimmend hervortritt. In diesem Fall könnte der Querschnittsverlust als übergeordnetes Bewertungskriterium stärker dominieren, während der relative Beitrag lokaler Kerbgeometrien, insbesondere die Ausprägung des Kerbrands, gegenüber Tempcore-Stählen abgeschwächt erscheint. Eine systematische Gegenüberstellung unterschiedlicher Betonstahlarten bei vergleichbaren Narbenmorphologien wäre ein naheliegender und erforderlicher Schritt, um die in der vorliegenden Arbeit erlangten Erkenntnisse zu validieren und zu erweitern.

Weiterhin sollte die mögliche Relevanz einer spannungsunterstützten, anodisch dominierten Rissinitiierung während der Korrosionsphase vertieft untersucht werden. In Anlehnung an Mechanismen der anodischen Spannungsrisskorrosion ist prinzipiell denkbar, dass unter konstanter (oder langsam veränderlicher) Zugbeanspruchung bereits vor Beginn der Schwingprüfung ausgehend von Korrosionsnarben mikrorissartige Schädigungen entstehen, vgl. z. B. [30, 143]. Da sich Lasten im gerissenen Bauteilzustand ebenfalls im Rissbereich konzentrieren, vgl. z. B. [173], wäre ein solcher Effekt nicht nur als laborinduziertes Randphänomen zu interpretieren. Methodisch bieten sich hierfür insbesondere (i) eine Variation des konstanten Spannungsniveaus während der Korrosionsphase durch gezielte Längenanpassung der Enthaftungsbereiche sowie (ii) weiterführende fraktografische Analysen der Bruchflächen basierend auf Rasterelektronenmikroskopie (REM) an.

Schließlich sollte das entwickelte Versuchskonzept in Richtung simultaner Korrosions- und Ermüdungsbeanspruchung (Schwingungsrisskorrosion) weiterentwickelt werden. Die in dieser Arbeit gewählte Entkopplung von Korrosionsphase und Schwingprüfung ermöglicht eine Restlebensdauerbewertung auf Basis des im Bestand vorliegenden Ist-Zustandes, d. h. unter Berücksichtigung bereits vorhandener Korrosionsnarben, jedoch unter der Annahme nicht-

korrosiver Randbedingungen während der nachfolgenden Schwingbeanspruchung. Diese Annahme entspricht einem Szenario, in dem durch geeignete Instandsetzungsmaßnahmen, wie z. B. KKS, die Korrosion zuverlässig zum Erliegen kommt.

Kann ein weiteres Fortschreiten der Korrosion im Betrieb hingegen nicht sicher ausgeschlossen werden, ist davon auszugehen, dass sich die bereits vorhandenen Narben nicht nur geometrisch weiter ausprägen, sondern zusätzlich korrosionsunterstützte Ermüdungsmechanismen (Schwingungsrisskorrosion) wirksam werden. Untersuchungen zur Schwingungsrisskorrosion, vgl. z. B. [6, 7], zeigen, dass unter simultaner Korrosion typischerweise eine Versteilung der Wöhlerlinien sowie eine deutliche Lebensdauerreduktion gegenüber Referenzprüfungen an Luft auftreten. Für eine praxisnahe Bewertung solcher Fälle erscheint es daher erforderlich, Schwingungsrisskorrosion gezielt mit definierten Vorschädigungen zu kombinieren, um den im Bestand ebenfalls relevanten Fall „Schädigung plus weiterhin korrosive Randbedingungen“ abzubilden und die potenziell zusätzliche Lebensdauerabminderung gegenüber der in dieser Arbeit betrachteten „instandgesetzten“ Randbedingung quantifizieren zu können.

7 LITERATURVERZEICHNIS

[1] Schießl, P.; Raupach, M. (1997) *Laboratory studies and calculations on the influence of crack width on chloride-induced corrosion of steel in concrete.* Materials journal 94, 56-61.

[2] Kosalla, M.; Raupach, M. (2015) *Reinforcement corrosion in separation cracks after injection with PUR.* Concrete Repair, Rehabilitation and Retrofitting IV (ICCRRR). Leipzig.

[3] Subramaniam, K.; Bi, M. (2006) *The corrosion of steel in cracked concrete: Experimental investigation using external polarization.* NACE - International Corrosion Conference Series 61.

[4] Yi, W.-J.; Kunnath, S. K.; Sun, X.-D.; Shi, C.-J.; Tang, F.-J. (2010) *Fatigue Behavior of Reinforced Concrete Beams with Corroded Steel Reinforcement.* ACI Structural Journal 107, 526-533.

[5] Hodgkiess, T.; Arthur, P. (1988) *Fatigue and corrosion effects in reinforced concrete beams partially submerged in seawater and subjected to reverse bending.* United Kindom

[6] Weber, J.; Schießl, P. (1997) *Bewehrte Betonbauteile unter Betriebsbedingungen.* Institut für Baustoffforschung, RWTH Aachen University, DFG-Forschungsbericht F460

[7] Weirich, T. (2013) *Ermüdungsverhalten des Betonstahls unter Berücksichtigung möglicher Korrosionseinflüsse.* Dissertation, Institut für Werkstoffe im Bauwesen der Universität Stuttgart

[8] Li, S.; Zhang, W.; Gu, X.; Zhu, C. (2011) *Fatigue of reinforcing steel bars subjected to natural corrosion.* The Open Civil Engineering Journal 5, 69-74.

[9] Apostolopoulos, C. A.; Michalopoulos, D. (2006) *Effect of corrosion on mass loss, and high and low cycle fatigue of reinforcing steel.* Journal of materials engineering and performance 15, 742-749.

[10] Apostolopoulos, C. A.; Papadopoulos, M. (2007) *Tensile and low cycle fatigue behavior of corroded reinforcing steel bars S400.* Construction and Building Materials 21, 855-864.

[11] Fernandez, I.; Berrocal, C. G. (2019) *Mechanical properties of 30 year-old naturally corroded steel reinforcing bars.* International Journal of Concrete Structures and Materials 13,

[12] Chen, J.; Diao, B.; He, J.; Pang, S.; Guan, X. (2018) *Equivalent surface defect model for fatigue life prediction of steel reinforcing bars with pitting corrosion.* International Journal of Fatigue 110, 153-161.

[13] Rehm, G.; Russwurm, D. (1977) *Assessment of concrete reinforcing bars made by the Tempcore process.* Betonwerk + FertigteiI-Technik 6, 300-307.

[14] Simon, P.; Economopoulos, M.; Nilles, P. (1984) *Tempcore: A new process for the production of high-quality reinforcing bars.* Iron and steel engineer 61, 53-57.

[15] Noville, J. (2015) *TEMPCORE®, the most convenient process to produce low cost high strength rebars from 8 to 75 mm.* Proceedings of the METEC and 2nd European Steel Technology and Application Days (ESTAD) Conference, Düsseldorf, Germany. 15-19.

[16] Nikolaou, J.; Papadimitriou, G. D. (2005) *Impact toughness of reinforcing steels produced by (i) the Tempcore process and (ii) microalloying with vanadium.* International journal of impact engineering 31, 1065-1080.

[17] Hameed, M. Z. S.; Wölfle, C. H.; Robl, T.; Obermayer, T.; Rappl, S.; Osterminski, K.; Krempaszky, C.; Werner, E. (2021) *Parameter identification for thermo-mechanical constitutive modeling to describe process-induced residual stresses and phase transformations in low-carbon steels.* Applied Sciences 11, 550.

[18] Nino, O.; Martinez, D.; Lizcano, C.; Guerrero-Mata, M. P.; Colás, R. (2007) *Study of the Tempcore process for the production of high resistance reinforcing rods.* Materials science forum. 533-540.

[19] Hosny, S.; Gepreel, M. A.-H.; Ibrahim, M. G.; Bassuony, A. R. (2021) *Simulation of Tempcore process for 500 MPa steel bars.* Metals and Materials International 27, 3359-3370.

[20] Cadoni, E.; Dotta, M.; Forni, D.; Tesio, N.; Albertini, C. (2013) *Mechanical behaviour of quenched and self-tempered reinforcing steel in tension under high strain rate.* Materials & Design 49, 657-666.

[21] Bournonville, M.; Dahnke, J.; Darwin, D. (2004) *Statistical analysis of the mechanical properties and weight of reinforcing bars.* University of Kansas Center for Research, Inc., Report 04-1.

[22] Sajuri, Z.; Mohamad Selamat, N. F.; Baghdadi, A. H.; Rajabi, A.; Omar, M. Z.; Kokabi, A. H.; Syarif, J. (2020) *Cold-rolling strain hardening effect on the microstructure, serration-flow behaviour and dislocation density of friction stir welded AA5083.* Metals 10, 70.

[23] Raji, N. A.; Oluwole, O. O. (2011) *Influence of degree of cold-drawing on the mechanical properties of low carbon steel.* Materials sciences and applications 2, 1556-1563.

[24] Lv, Y.; Sheng, G.; Huang, Z. (2013) *High strain and low cycle fatigue behaviors of rebars produced by QST and VN microalloying technology.* Construction and Building Materials 48, 67-73.

[25] Ardell, A. J. (1985) *Precipitation hardening.* Metallurgical Transactions A 16, 2131-2165.

[26] Caprili, S.; Salvatore, W. (2015) *Cyclic behaviour of uncorroded and corroded steel reinforcing bars.* Construction and Building Materials 76, 168-186.

[27] Paul, S. K.; Rana, P. K.; Das, D.; Chandra, S.; Kundu, S. (2014) *High and low cycle fatigue performance comparison between micro-alloyed and TMT rebar.* Construction and Building Materials 54, 170-179.

[28] Zheng, H.; Abel, A. A. (1999) *Fatigue properties of reinforcing steel produced by TEMPCORE process.* Journal of Materials in Civil Engineering 11, 158-165.

[29] Pourbaix, M. (1966) *Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions.* Pergamon Press, New York.

[30] Kaesche, H. (2011) *Die Korrosion der Metalle: physikalisch-chemische Prinzipien und aktuelle Probleme.* Springer-Verlag, Heidelberg.

[31] Tödt, F. (1961) *Korrosion und Korrosionsschutz,(Corrosion and corrosion protection).* Verlag Walter de Gruyter & Co., Berlin.

[32] Bard, A. J.; Faulkner, L. R.; White, H. S. (2022) *Electrochemical methods: fundamentals and applications.* John Wiley & Sons.

[33] Nagayama, M. i.; Cohen, M. (1962) *The anodic oxidation of iron in a neutral solution: I. The nature and composition of the passive film.* Journal of the Electrochemical society 109, 781.

[34] Nagayama, M.; Cohen, M. (1963) *The Anodic Oxidation of Iron in a Neutral Solution: II. Effect of Ferrous Ion and pH on the Behavior of Passive Iron.* journal of the Electrochemical Society 110, 670.

[35] Ord, J.; DeSmet, D. (1966) *Correlation between ellipsometric and electrical measurements on passive iron.* Journal of the Electrochemical Society 113, 1258.

[36] Sato, N. (1971) *A theory for breakdown of anodic oxide films on metals.* Electrochimica Acta 16, 1683-1692.

[37] Sánchez, M.; Gregori, J.; Alonso, C.; García-Jareño, J.; Takenouti, H.; Vicente, F. (2007) *Electrochemical impedance spectroscopy for studying passive layers on steel rebars immersed in alkaline solutions simulating concrete pores.* Electrochimica Acta 52, 7634-7641.

[38] Joiret, S.; Keddam, M.; Nóvoa, X. R.; Pérez, M.; Rangel, C.; Takenouti, H. (2002) *Use of EIS, ring-disk electrode, EQCM and Raman spectroscopy to study the film of oxides formed on iron in 1 M NaOH.* Cement and Concrete Composites 24, 7-15.

[39] Freire, L.; Nóvoa, X.; Montemor, M.; Carmezim, M. (2009) *Study of passive films formed on mild steel in alkaline media by the application of anodic potentials.* Materials Chemistry and Physics 114, 962-972.

[40] Ghods, P.; Isgor, O. B.; Brown, J.; Bensebaa, F.; Kingston, D. (2011) *XPS depth profiling study on the passive oxide film of carbon steel in saturated calcium hydroxide solution and the effect of chloride on the film properties.* Applied Surface Science 257, 4669-4677.

[41] Zheng, H.; Poon, C. S.; Li, W. (2020) *Mechanistic study on initial passivation and surface chemistry of steel bars in nano-silica cement pastes.* Cement and Concrete Composites 112, 103661.

[42] Tuutti, K. (1982) *Corrosion of steel in concrete.* Doctoral Thesis, Swedish Cement and Concrete Research Institute, Stockholm.

[43] Ngala, V.; Page, C. (1997) *Effects of carbonation on pore structure and diffusional properties of hydrated cement pastes.* Cement and concrete research 27, 995-1007.

[44] Papadakis, V. G.; Vayenas, C. G.; Fardis, M. (1989) *A reaction engineering approach to the problem of concrete carbonation.* AIChE Journal 35, 1639-1650.

[45] Saetta, A. V.; Schrefler, B. A.; Vitaliani, R. V. (1993) *The carbonation of concrete and the mechanism of moisture, heat and carbon dioxide flow through porous materials.* Cement and Concrete Research 23, 761-772.

[46] Angst, U.; Moro, F.; Geiker, M.; Kessler, S.; Beushausen, H.; Andrade, C.; Lahdensivu, J.; Köliö, A.; Imamoto, K.-i.; von Greve-Dierfeld, S. (2020) *Corrosion of steel in carbonated concrete: mechanisms, practical experience, and research priorities–a critical review by RILEM TC 281-CCC.* RILEM technical letters 5, 85-100.

[47] Stefanoni, M.; Angst, U.; Elsener, B. (2018) *Corrosion rate of carbon steel in carbonated concrete–A critical review.* Cement and Concrete Research 103, 35-48.

[48] Butt, H.; Graff, K.; Kappl, M. (2003) *Physics and Chemistry of Interfaces.* WILEY-VCH, Weinheim.

[49] Johannesson, B. (2000) *Transport and sorption phenomena in concrete and other porous media.* Doctoral Thesis, Division of Building Materials, Lund University.

[50] Rucker-Gramm, P. (2008) *Modellierung des Feuchte-und Salztransports unter Berücksichtigung der Selbstabdichtung in zementgebundenen Baustoffen.* Dissertation, Technische Universität München

[51] Angst, U.; Elsener, B.; Larsen, C. K.; Vennesland, Ø. (2009) *Critical chloride content in reinforced concrete - A review.* Cement and concrete research 39, 1122-1138.

[52] Rivera-Corral, J.; Fajardo, G.; Arliguie, G.; Orozco-Cruz, R.; Deby, F.; Valdez, P. (2017) *Corrosion behavior of steel reinforcement bars embedded in concrete exposed to chlorides: Effect of surface finish.* Construction and Building Materials 147, 815-826.

[53] Breit, W. (1997) *Untersuchungen zum kritischen korrosionsauslösenden Chloridgehalt für Stahl in Beton.* Dissertation, Institut für Bauforschung der RWTH Aachen

[54] Deutsches Institut für Bautechnik (2020) *Technische Regel – Instandhaltung von Betonbauwerken (TR Instandhaltung) – Teil 1.* DIBt, Berlin.

[55] Strehblow, H. H. (1984) *Breakdown of passivity and localized corrosion: Theoretical concepts and fundamental experimental results.* Materials and Corrosion 35, 437-448.

[56] Szklarska-Smiatowska, Z.; Puschmann, H. (1971) *Kinetik der Lochfraßkorrosion bei konstantem Potential.* Materials and Corrosion 22, 780-783.

[57] Szklarska-Smialowska, Z. (2002) *Mechanism of pit nucleation by electrical breakdown of the passive film.* Corrosion Science 44, 1143-1149.

[58] Angst, U. M.; Isgor, O. B.; Hansson, C. M.; Sagüés, A.; Geiker, M. R. (2022) *Beyond the chloride threshold concept for predicting corrosion of steel in concrete.* Applied Physics Reviews 9, 011321.

[59] Tang, Y.; Zuo, Y.; Wang, J.; Zhao, X.; Niu, B.; Lin, B. (2014) *The metastable pitting potential and its relation to the pitting potential for four materials in chloride solutions.* Corrosion Science 80, 111-119.

[60] Raupach, M. (1992) *Zur chloridinduzierten Makroelementkorrosion von Stahl in Beton.* Deutscher Ausschuss für Stahlbeton, Heft 433 (Dissertation)

[61] Elsener, B. (2022) *Macrocell corrosion of steel in concrete – implications for corrosion monitoring.* Cement and Concrete Composites 24, 65-72.

[62] Frankel, G. (1998) *Pitting corrosion of metals: a review of the critical factors.* Journal of the Electrochemical society 145, 2186.

[63] Müller, H. S.; Bohner, E. (2012) *Rissbildung infolge Bewehrungskorrosion: Mechanismen und Prognosemodelle.* Beton-und Stahlbetonbau 107, 68-78.

[64] Hornbostel, K.; Larsen, C. K.; Geiker, M. R. (2013) *Relationship between concrete resistivity and corrosion rate–A literature review.* Cement and concrete composites 39, 60-72.

[65] Šavija, B.; Luković, M.; Pacheco, J.; Schlangen, E. (2013) *Cracking of the concrete cover due to reinforcement corrosion: A two-dimensional lattice model study.* Construction and Building Materials 44, 626-638.

[66] Garcia, E.; Torres, J.; Rebolledo, N.; Arrabal, R.; Sanchez, J. (2021) *Corrosion of steel rebars in anoxic environments. part i: Electrochemical measurements.* Materials 14, 2491.

[67] Gulikers, J. (2002) *Critical review of corrosion deterioration models for reinforced concrete.* Proceedings of the 9th Durability of Building Materials and Components (DBMC'02), Brisban, 17-21.

[68] Gulikers, J. (2004) *Improved engineering model for the propagation stage of chloride-induced pitting corrosion of steel reinforcement.* Third International RILEM Workshop on Testing and Modelling Chloride Ingress into Concrete, 257-268.

[69] Hoeppner, D. W. (1985) *Pitting corrosion: morphology and characterization.* framework 25, 5.1-5.16.

[70] Harnisch, J.; Raupach, M. (2015) *The residual cross section factor as a key parameter for the static evaluation of corroding reinforced concrete structures.* Materials and Corrosion 66, 829-838.

[71] Angst, U. M.; Rossi, E.; Boschmann Käthler, C.; Mannes, D.; Trtik, P.; Elsener, B.; Zhou, Z.; Strobl, M. (2024) *Chloride-induced corrosion of steel in concrete—insights from bimodal neutron and X-ray microtomography combined with ex-situ microscopy.* Materials and Structures 57, 56.

[72] Yilmaz, D.; Rossi, E.; Angst, U. (2025) *Assessment of corrosion attack morphology on reinforced concrete structures exposed to chlorides.* Structural Concrete 26, 2124-2141.

[73] Gonzalez, J.; Andrade, C.; Alonso, C.; Feliu, S. (1995) *Comparison of rates of general corrosion and maximum pitting penetration on concrete embedded steel reinforcement.* Cement and concrete research 25, 257-264.

[74] Harnisch, J. (2012) *Zum zeitabhängigen Verhalten elektrochemischer und morphologischer Kenngrößen bei der chloridinduzierten Korrosion von Stahl in Beton.* Dissertation, Institut für Bauforschung der RWTH Aachen

[75] Rodriguez, J.; Ortega, L.; Casal, J.; Diez, J. (1996) *Corrosion of reinforcement and service life of concrete structures.* Durability of Building Materials & Components 7 vol. 1, 117-126

[76] Val, D.; Melchers, R. (1998) *Reliability analysis of deteriorating reinforced concrete frame structures.* Structural Safety and Reliability 1, 105-112.

[77] Bernachy-Barbe, F.; Sayari, T.; Dewynter-Marty, V.; L'Hostis, V. (2020) *Using X-ray microtomography to study the initiation of chloride-induced reinforcement corrosion in cracked concrete.* Construction and Building Materials 259, 119574.

[78] Angst, U. M.; Geiker, M. R.; Alonso, M. C.; Polder, R.; Isgor, O. B.; Elsener, B.; Wong, H.; Michel, A.; Hornbostel, K.; Gehlen, C. (2019) *The effect of the steel–concrete interface on chloride-induced corrosion initiation in concrete: a critical review by RILEM TC 262-SCI.* Materials and Structures 52, 88.

[79] Rossi, E.; Polder, R.; Copuroglu, O.; Nijland, T.; Šavija, B. (2020) *The influence of defects at the steel/concrete interface for chloride-induced pitting corrosion of naturally-deteriorated 20-years-old specimens studied through X-ray Computed Tomography.* Construction and Building Materials 235, 117474.

[80] Chen, E.; Berrocal, C. G.; Löfgren, I.; Lundgren, K. (2020) *Correlation between concrete cracks and corrosion characteristics of steel reinforcement in pre-cracked plain and fibre-reinforced concrete beams.* Materials and Structures 53, 33.

[81] Leporace-Guimil, B.; Russo, N.; Lollini, F.; Conforti, A. (2023) *Morphological and mechanical characterization of reinforcement in cracked elements exposed to chloride-induced corrosion.* Construction and Building Materials 364, 129822.

[82] Pacheco, J.; Savija, B.; Schlangen, E.; Polder, R. (2014) *Corrosion of steel in cracked concrete: A microscale study.* Concrete Solutions - Proceedings of Concrete Solutions, 5th International Conference on Concrete Repair, 551-557.

[83] Ramm, W.; Biscoping, M. (1995) *Autogenous healing and reinforcement corrosion in water penetrated separation cracks.* 13th international conference on structural mechanics in reactor technology (SMiRT-13), 321-326

[84] Matthews, B.; Palermo, A.; Scott, A. (2025) *Impact of Artificial Corrosion Technique under Variable Acceleration on Morphological Efficacy in Reinforced Concrete Elements.* Journal of Materials in Civil Engineering 37, 04024520.

[85] Itty, P.-A.; Serdar, M.; Meral, C.; Parkinson, D.; MacDowell, A. A.; Bjegović, D.; Monteiro, P. J. (2014) *In situ 3D monitoring of corrosion on carbon steel and ferritic stainless steel embedded in cement paste.* Corrosion Science 83, 409-418.

[86] Jacoby, G. (1965) *Fractographic methods in fatigue research: Paper reviews several fractographic methods and their applications in different fields of fatigue research. Also, it shows advantages gained in a fatigue-testing program for materials, structure and components.* Experimental Mechanics 5, 65-82.

[87] Milella, P. P. (2024) *Fatigue and corrosion in metals.* Springer Science & Business Media.

[88] Polák, J.; Man, J.; Vystavěl, T.; Petrenec, M. (2009) *The shape of extrusions and intrusions and initiation of stage I fatigue cracks.* Materials Science and Engineering: A 517, 204-211.

[89] Polák, J. (2023) *Role of persistent slip bands and persistent slip markings in fatigue crack initiation in polycrystals.* Crystals 13, 220.

[90] Läpple, V. (2011) *Einführung in die Festigkeitslehre. 3. verbesserte und erweiterte Auflage.* Vieweg + Teubner Verlag, Wiesbaden

[91] Manwatkar, S. K.; Kuhite, K. S.; Narayana Murty, S.; Ramesh Narayanan, P. (2015) *Metallurgical analysis of failed AISI 304L stainless steel tubes used in launch vehicle applications.* Metallography, Microstructure, and Analysis 4, 497-507.

[92] Pohl, E. (1956) *Das Gesicht des Bruches Metallischer Werkstoffe.* Allianz Versicherungs-AG, München.

[93] Fehlmann, P.; Vogel, T. (2009) *Versuche zur Ermüdungsfestigkeit alter Betonstähle.* Beton-und Stahlbetonbau 104, 416-423.

[94] Haibach, E. (2006) *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung.* VDI-Buch. Springer, Berlin, Heidelberg.

[95] Fehlmann, P. (2012) *Zur ermüdung von stahlbetonbrücken*. [Dissertation] ETH Zurich.

[96] Radaj, D.; Vormwald, M. (2007) *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure.* Springer, Berlin, Heidelberg.

[97] Maennig, W.-W. (1977) *Das Abgrenzungsverfahren, eine kostensparende Methode zur Ermittlung von Schwingfestigkeitswerten—Theorie, Praxis und Erfahrungen.* Materials Testing 19, 280-289.

[98] Suresh, S. (1998) *Fatigue of materials.* Cambridge university press, Cambridge.

[99] Sommer, C.; Mughrabi, H.; Lochner, D. (1998) *Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behaviour of α-iron. Part I. Cyclic deformation and stress–behaviour.* Acta materialia 46, 1527-1536.

[100] Canteli, A. F.; Esslinger, V.; Thürlimann, B. (1984) *Ermüdungsfestigkeit von Bewehrungs-und Spannstählen.* Bericht, Institut für Baustatik und Konstruktion der ETH Zürich.

[101] Zheng, H.; Abel, A. (1998) *Stress concentration and fatigue of profiled reinforcing steels.* International journal of fatigue 20, 767-773.

[102] Rocha, M.; Michel, S.; Brühwiler, E.; Nussbaumer, A. (2016) *Very high cycle fatigue tests of quenched and self-tempered steel reinforcement bars.* Materials and Structures 49, 1723-1732.

[103] Rappl, S.; Shahul Hameed, M. Z.; Krempaszky, C.; Osterminski, K. (2023) *Mechanical and surface geometric properties of reinforcing bars and their significance for the development of near-surface notch stresses.* Mathematics 11, 1910.

[104] Dalaei, K.; Höijer, J.; Åkerström, G.; Karlsson, B.; Svensson, L.-E. (2008) *Influence of decarburization on the fatigue behaviour of shot peened spring steels.* The 10th International Conference on Shot peening, Tokyo, 274-279.

[105] de Castro Santana, J. C. C.; dos Santos, S. L.; Antunes, R. A.; Santos, S. F. (2025) *Influence of the microstructure on the premature fatigue failure of decarburized SAE 9254 spring steel.* Journal of Alloys and Metallurgical Systems 10, 100182.

[106] Findley, K.; Cryderman, R.; Nissan, A.; Matlock, D. (2013) *The effects of inclusions on fatigue performance of steel alloys.* AIST Trans 10, 234-44.

[107] Wang, P.; Wang, B.; Liu, Y.; Zhang, P.; Luan, Y.; Li, D.; Zhang, Z. (2022) *Effects of inclusion types on the high-cycle fatigue properties of high-strength steel.* Scripta Materialia 206, 114232.

[108] Lei, Z.; Hong, Y.; Xie, J.; Sun, C.; Zhao, A. (2012) *Effects of inclusion size and location on very-high-cycle fatigue behavior for high strength steels.* Materials Science and Engineering: A 558, 234-241.

[109] Islam, M.; Mizan, R.; Saadi, M. (2018) *Fatigue Life Dependency on the Cleanliness and Ductility of Structural Steels.* IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 012021.

[110] Heeke, G. (2016) *Untersuchungen zur Ermüdungsfestigkeit von Betonstahl und Spannstahl im Zeit-und Dauerfestigkeitsbereich mit sehr hohen Lastwechselzahlen.* Dissertation, Technische Universität Dortmund

[111] Rappl, S.; Osterminski, K. (2021) *Erarbeitung von Oberflächenzustandsklassen für das Ermüdungsverhalten von Betonstählen.* Wissenschaftlicher Kurzbericht Nr. 62, Centrum Baustoffe und Materialprüfung, Technische Universität München

[112] Rappl, S.; Osterminski, K.; Ansary, S.; Hiemer, F. (2021) *Dauerschwingverhalten von Betonstahl im Dauerfestigkeitsbereich N≥ 10 Millionen.* Beton-und Stahlbetonbau 116, 232-239.

[113] Rehm, G.; Harre, W.; Beul, W. (1986) *Schwingfestigkeitsverhalten von Betonstählen unter wirklichkeitsnahen Beanspruchungs-und Umgebungsbedingungen.* Deutscher Ausschuss für Stahlbeton, Heft 374, Beuth-Verlag, Berlin.

[114] Hu, Y.; Sun, C.; Xie, J.; Hong, Y. (2018) *Effects of loading frequency and loading type on high-cycle and very-high-cycle fatigue of a high-strength steel.* Materials 11, 1456.

[115] Neuber, H. (1985) *Kerbspannungslehre-Theorie der Spannungskonzentration, Genaue Berechnung der Festigkeit. .* Springer-Verlag, Berlin.

[116] Peterson, R. E. (1974) *Stress concentration factors: Charts and relations useful in making strength calculations for machine parts and structural elements.* Wiley, New York.

[117] de Castro, J. T. P.; de Albuquerque Simões, D.; de Menezes, I. F. M.; Meggiolaro, M. A.; Martha, L. F. (2016) *A note on notch shape optimization to minimize stress concentration effects.* Theoretical and Applied Fracture Mechanics 84, 72-85.

[118] Richard, H. A.; Sander, M. (2012) *Ermüdungsrisse - Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden.* Vieweg+Teubner Verlag, Springer Fachmedien, Wiesbaden.

[119] Suresh, S.; Ritchie, R. (1984) *Propagation of short fatigue cracks.* International metals reviews 29, 445-475.

[120] Heitmann, H.; Vehoff, H.; Neumann, P. (1984) *Life prediction for random load fatigue based on the growth behavior of microcracks.* Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6) - Fracture 84, 3599-3606.

[121] Richard, H. (1990) *Grundlagen und Anwendungen der Bruchmechanik.* Technische Mechanik 11, Heft 2, 69-80.

[122] Anderson, T. L. (2017) *Fracture mechanics: fundamentals and applications.* CRC press, Boca Raton.

[123] Gross, D.; Seelig, T. (2006) *Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik.* Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.

[124] Irwin, G. R. (1957) *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate.* Journal of Applied Mechanics, 24, 361-364.

[125] Schwalbe, K.-H. (1980) *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe.* Carl Hanser Verlag, München, Wien.

[126] Blumenauer, H.; Pusch, G. (1987) *Technische Bruchmechanik.* VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig.

[127] Paris, P.; Erdogan, F. (1963) *A critical analysis of crack propagation laws.* Journal of basic engineering 85, 528-533.

[128] Barsom, J. M.; Rolfe, S. T. (1999) *Fracture and fatigue control in structures: Applications of fracture mechanics.* ASTM International, Portland.

[129] Forman, R. G.; Kearney, V. E.; Engle, R. (1967) *Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures.* Journal of basic Engineering 89, 459-463.

[130] Mettu, S.; Shivakumar, V.; Beek, J.; Yeh, F.; Williams, L.; Forman, R.; McMahon, J.; Newman Jr, J. (1999) *NASGRO 3.0: A software for analyzing aging aircraft.* The Second Joint NASA/FAA/DoD Conference on Aging Aircraft.

[131] Newman Jr, J. C.; Phillips, E. P.; Swain, M. (1999) *Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory.* International Journal of fatigue 21, 109-119.

[132] Wolf, E. (1970) *Fatigue crack closure under cyclic tension.* Engineering fracture mechanics 2, 37-45.

[133] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M. (2012) *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe.* Springer Vieweg, Wiesbaden.

[134] Tokaji, K.; Ogawa, T.; Harada, Y.; Ando, Z. (1986) *Limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure.* Fatigue & fracture of engineering materials & structures 9, 1-14.

[135] Ellyin, F. (1997) *Growth and behaviour of small cracks.* Springer, Dordrecht, 415-441.

[136] Nowack, H.; Marissen, R.; Trautmann, K.; Foth, J. (1986) *Significance of the short crack problem as a function of fatigue life range.* Fatigue of Engineering Materials and Structures. 2, 511-524.

[137] Heitmann, H.; Vehoff, H.; Neumann, P. (1983) *Random load fatigue of steels: Service life prediction based on the behaviour of microcracks.* Proc. Int. Conf. on Application of Fracture Mechanics to materials and Structures, Freiburg.

[138] Neumann, P.; Heitmann, H.; Vehoff, H. (1985) *Schadensakkumulation bei statistischer Belastung.* Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, 167-184, DGM Informationsges. Verlag, Oberursel.

[139] Smith, R.; Miller, K. (1977) *Fatigue cracks at notches.* International Journal of Mechanical Sciences 19, 11-22.

[140] Smith, R.; Miller, K. (1978) *Prediction of fatigue regimes in notched components.* International Journal of Mechanical Sciences 20, 201-206.

[141] Fujimoto, Y.; Hamada, K.; Shintaku, E.; Pirker, G. (2001) *Inherent damage zone model for strength evaluation of small fatigue cracks.* Engineering Fracture Mechanics 68, 455-473.

[142] Höhbusch, J. (2019) *Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen unter dem Einfluss der Lochkorrosion.* Dissertation, Ruhr-Universität Bochum.

[143] Nürnberger, U. (1995) *Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen.* Bau-Verlag, Wiesbaden, Berlin.

[144] Parkins, R. (1992) *Current understanding of stress-corrosion cracking.* JOM 44, 12-19.

[145] Gutman, E. (2007) *An inconsistency in "film rupture model" of stress corrosion cracking.* Corrosion Science 49, 2289-2302.

[146] Hirth, J. P. (1980) *Effects of hydrogen on the properties of iron and steel.* Metallurgical transactions A11, 861-890.

[147] Nakasato, F.; Bernstein, I. (1978) *Crystallographic and fractographic studies of hydrogen-induced cracking in purified iron and iron-silicon alloys.* Metallurgical Transactions A9, 1317-1326.

[148] Gangloff, R. P. (1990) *Corrosion fatigue crack propagation in metals.* International Conference on Environment Induced Cracking of Metals, Kohler (Wisconsin).

[149] Nürnberger, U.; Beul, W. (2000) *Schwingfestigkeit von Stahlbeton bei Beanspruchung mit Meerwasser.* Bewehrte Betonbauteile unter Betriebsbedingungen: Forschungsbericht 297-303.

[150] Smith, T.; Staehle, R. (1967) *Role of slip step emergence in the early stages of stress corrosion cracking in face centered iron-nickel-chromium alloys.* Corrosion 23, 117-129.

[151] Spähn, H.; Steinhoff, U. (1969) *Vergleichende Betrachtungen zur Spannungs-und Schwingungsrisskorrosion.* Materials and Corrosion 20, 733-749.

[152] Spähn, H. (1965) *Zur Schwingungsrißkorrosion metallischer Werkstoffe: IX. Passivierungs-und Aktivierungsvorgänge bei der Schwingungsrißkorrosion rostbeständiger Stähle.* Zeitschrift für Physikalische Chemie 234, 1-25.

[153] Spähn, H. (1980) *Auswirkung von Korrosion und veränderlicher mechanischer Spannung auf das Schwingungsrißverhalten von Bauteilen.* Chemie Ingenieur Technik 52, 89-98.

[154] Vichytil, C. (2012) *Beitrag zum Verständnis der Schwingungsrisskorrosion austenitischer Stähle.* Dissertation, Lehrstuhl für Allgemeine und Analytische Chemie, Montanuniversität Leoben.

[155] Magnin, T. (1995) *Recent advances for corrosion fatigue mechanisms.* ISIJ international 35, 223-233.

[156] Gehlen, C.; Osterminski, K.; Weirich, T. (2016) *High-cycle fatigue behaviour of reinforcing steel under the effect of ongoing corrosion.* Structural Concrete 17, 329-337.

[157] Weber, J.; Schießl, P.; Moersch, J. (2000) *Korrosionsermüdung von Stahl in Betonbauteilen.* Bewehrte Betonbauteile unter Betriebsbedingungen: Forschungsbericht 282-290.

[158] Endo, K.; Miyao, Y. (1958) *Effects of cycle frequency on the corrosion fatigue strength.* Bulletin of JSME 1, 374-380.

[159] Helms, R.; Henke, H.; Bork, C. P. (1988) *Schwingungsrißkorrosion von Baustahl in Offshore-Konstruktionen bei unterschiedlichen Frequenzen und Umgebungsbedingungen.* Materials and Corrosion 39, 441-452.

[160] Igwemezie, V.; Mehmanparast, A. (2020) *Waveform and frequency effects on corrosion-fatigue crack growth behaviour in modern marine steels.* International Journal of Fatigue 134, 105484.

[161] Li, S.; Tang, H.; Zhang, X.; Sun, W.; De Bold, R. (2014) *Fatigue behavior of precorrosion deformed bars.* Journal of materials in civil engineering 26, 06014020.

[162] Zhang, W.; Song, X.; Gu, X.; Li, S. (2012) *Tensile and fatigue behavior of corroded rebars.* Construction and Building Materials 34, 409-417.

[163] Roper, H.; Hetherington, G. (1982) *Fatigue of reinforced concrete beams in air, chloride solution, and sea water.* American Concrete Institute SP 75, 307-330.

[164] Sarfaraz, A.; Harish, K. V. (2025) *Experimental study on the fatigue performance of deep reinforced concrete beams subjected to simultaneous reinforcement corrosion.* International Journal of Fatigue 193, 108779.

[165] Veerman, R.; van Breugel, K.; Koenders, E. (2015) *Effect of Corrosion on the Fatigue Service-Life on Steel and Reinforced Concrete Beam.* Proceedings of the fib Symposium, 18-20, Copenhagen.

[166] Alvarez, M. (1998) *Einfluss des Verbundverhaltens auf das Verformungsvermögen von Stahlbeton.* IBK Bericht 236, ETH Zurich.

[167] Auer, M. (2015) *Ein Verbundmodell für Stahlbeton unter Berücksichtigung der Betonschädigung.* Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), KIT Scientific Publishing, Heft 75.

[168] Eligehausen, R.; Ozbolt, J.; Mayer, U. (1998) *Mitwirkung des Betons zwischen den Rissen bei nichtelastischen Stahldehnungen-Optimierung des Verbunds.* Beton-und Stahlbetonbau 93, 29-35.

[169] Eibl, J.; Iványi, G. (1976) *Studie zum Trag-und Verformungsverhalten von Stahlbeton.* Deutscher Ausschuß für Stahlbeton, Heft 260, Ernst, Berlin.

[170] Lorenz, P. (2022) *Zum Verbund von Stahlbeton und Stahlfaserbeton bei Beachtung des Arbeitsprinzips.* Schriftenreihe Baustoffe und Massivbau, Heft 37, Kassel university (Dissertation). .

[171] Tassios, T. P. (1979) *Properties of bond between concrets and steel under load cycles idealizing seismic actions.* Proceedings of AICAP-CEB Symposium, CEB Bulletin No. 131, Paris, 67–122

[172] Schenkel, M. (1998) *Zum Verbundverhalten von Bewehrung bei kleiner Betondeckung.* Dissertation, Institut für Baustatik und Konstruktion, ETH Zurich.

[173] Eifler, H. (1983) *Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken.* Forschungsbericht 96, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM),

[174] Goto, Y. (1971) *Cracks formed in concrete around deformed tension bars.* American Concrete Abstracts, Journal Proceedings 68, 244-251.

[175] Edvardsen, C. K. (1996) *Wasserdurchlässigkeit und Selbstheilung von Trennrissen in Beton.* Deutscher Ausschuss für Stahlbeton, Heft 455 (Dissertation).

[176] Ripphausen, B. (1989) *Untersuchungen zur Wasserdurchlässigkeit und Sanierung von Stahlbetonbauteilen mit Trennrissen.* Dissertation, RWTH Aachen.

[177] Morales-Cruz, C. (2020) *Crack-distributing carbon textile reinforced concrete protection layers.* Dissertation, Institut für Baustoffforschung, RWTH Aachen.

[178] Paulay, T.; Priestley, M. N. (1992) *Seismic design of reinforced concrete and masonry buildings.* Wiley, New York.

[179] Elsener, B.; Böhni, H. (1987) *Lokalisierung von Korrosion im Stahlbeton: Potentialfeldmessungen-Moeglichkeiten und Grenzen.* Schweizerische Bauzeitung 105, 528-533.

[180] Elsener, B.; Flückiger, D.; Wojtas, H.; Böhni, H. (1996) *Methoden zur Erfassung der Korrosion von Stahl in Beton.* Eidgenössisches Verkehrs- und Energiewirtschaftsdepartement, Bundesamt für Strassenbau, Forschungsauftrag 85/88, Institut für Baustoffe, Werkstoffchemie und Korrosion, ETH Zürich

[181] Angst, U. M.; Elsener, B.; Larsen, C. K.; Vennesland, Ø. (2011) *Chloride induced reinforcement corrosion: Electrochemical monitoring of initiation stage and chloride threshold values.* Corrosion Science 53, 1451-1464.

[182] Angst, U. M.; Boschmann, C.; Wagner, M.; Elsener, B. (2017) *Experimental protocol to determine the chloride threshold value for corrosion in samples taken from reinforced concrete structures.* Journal of Visualized Experiments JoVE 126, 56229

[183] Luhmann, T.; Robson, S.; Kyle, S.; Boehm, J. (2023) *Close-range photogrammetry and 3D imaging.* de Gruyter, Berlin.

[184] Kriescher, K.; Helm, C.; Raupach, M. (2023) *Resttragverhalten von korrosionsgeschädigten Betonstählen unter dynamischen Beanspruchungen.* 10. Jahrestagung des Deutschen Ausschusses für Stahlbeton, 225-232

[185] Jäniche, W.; Dahl, W.; Klärner, H. F.; Pitsch, W.; Schauwinhold, D.; Schlüter, W.; Schmitz, H. (1984) *Werkstoffkunde Stahl - Band 1: Grundlagen.* Springer-Verlag.

[186] Yildirim, H.; Ilica, T.; Sengul, O. (2011) *Effect of cement type on the resistance of concrete against chloride penetration.* Construction and Building Materials 25, 1282-1288.

[187] Polder, R. B. (2012) *Effects of slag and fly ash on reinforcement corrosion in concrete in chloride environment.* Heron 57, 197-210.

[188] Katona, R.; Karasz, E.; Schaller, R. (2023) *A review of the governing factors in pit-to-crack transitions of metallic structures.* Corrosion 79, 72-96.

[189] Millero, F. J.; Feistel, R.; Wright, D. G.; McDougall, T. J. (2008) *The composition of Standard Seawater and the definition of the Reference-Composition Salinity Scale.* Deep Sea Research Part I: Oceanographic Research Papers 55, 50-72.

[190] Moore, A.; Beushausen, H.; Otieno, M.; Ndawula, J.; Alexander, M. (2022) *Oxygen availability and corrosion propagation in rc structures in the marine environment—inferences from field and laboratory studies.* Corrosion and Materials Degradation 3, 363-375.

[191] Wei, J.; Wang, C.-G.; Wei, X.; Mu, X.; He, X.-Y.; Dong, J.-H.; Ke, W. (2019) *Corrosion evolution of steel reinforced concrete under simulated tidal and immersion zones of marine environment.* Acta Metallurgica Sinica 32, 900-912.

[192] Navas, S. V.; Moraes, C. V.; Della Mea, L. G.; Souto, L. B.; Atz-Dick, P.; Kelly, R. G.; Dick, L. F. (2023) *Hydrogen permeation due to uniform, pitting, and crevice corrosion of carbon steel in concrete simulated media.* Electrochimica Acta 465, 142999.

[193] Xu, Y.; Huang, Y.; Cai, F.; Lu, D.; Wang, Z.; Wang, X. (2022) *Study on corrosion, hydrogen permeation, and stress corrosion cracking behaviours of AISI 4135 steel in the tidal zone.* npj Materials Degradation 6, 96.

[194] Siebel, E. (1948) *Neue Wege der Festigkeitsrechnung.* VDI-Z 90, 135-139.

[195] Siebel, E.; Meuth, H. (1949) *Die Wirkung von Kerben bei schwingender Beanspruchung.* VDI-Z 91, 319-323.

[196] Siebel, E. (1955) *Ungleichformige Spannung-sverteilung bei Schwingender Beanspruchung.* VDI-Z 97, 121-126.

[197] Stieler, M. (1954) *Untersuchungen über die Dauerschwingfestigkeit metallischer Bauteile bei Raumtemperatur.* Dissertation, TH Stuttgart.

[198] Glantschnig, T.; Rappl, S. (2023) *Bruchmechanische Untersuchung an Betonstabstählen.* Wissenschaftlicher Kurzbericht Nr. 68, Centrum Baustoffe und Materialprüfung, Technische Universität München

[199] Tomaszewski, T. (2020) *Statistical size effect in fatigue properties for mini-specimens.* Materials 13, 2384.

[200] Fatoba, O.; Akid, R. (2022) *On the behaviour of small fatigue cracks emanating from corrosion pits: Part I–The influence of mechanical factors.* Theoretical and Applied Fracture Mechanics 117, 103154 117,

[201] Akid, R. (2025) *Corrosion fatigue–Understanding damage from smooth surfaces.* Theoretical and Applied Fracture Mechanics 140, 105190

[202] Bahleda, F.; Bujňáková, P.; Koteš, P.; Hasajová, L.; Nový, F. (2019) *Mechanical properties of cast-in anchor bolts manufactured of reinforcing Tempcore steel.* Materials 12, 2075.

[203] Ahmed, E.; Ibrahim, S.; Galal, M.; Elnekhaily, S. A.; Allam, T. (2021) *Microstructure and mechanical properties of V-alloyed rebars subjected to Tempcore process.* Metals 11, 246.

[204] Thümmler, P. (2009) *Beschreibung der Vorgänge beim Ultraschallkugelstrahlen unter Berücksichtigung der Strahlintensität und der Kugelbewegungen bei Parameteränderungen.* Dissertation, LS Aufbereitungstechnik, BTU Cottbus-Senftenberg.

[205] Güler, S. (2017) *Einfluss der Kaltverformung auf das Ermüdungsverhalten von austenitischen hochinterstitiell legierten Stählen.* Dissertation, Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Universität Duisburg-Essen.

[206] Visser, A. (2016) *Chloridinduzierte Korrosion an austenitischen Stählen unter schwingender Beanspruchung.* Dissertation, Lehrstuhl für Allgemeine und Analytische Chemie, Montanuniversität Leoben.

[207] Zintel, M. (2016) *Zur quantitativen Bewertung des Korrosionsschutzpotentials epoxidharzbeschichteter Bewehrung.* Dissertation, Centrum Baustoffe und Materialprüfung, Technischen Universität München.

[208] Martin, M. L.; Connolly, M. J.; DelRio, F. W.; Slifka, A. J. (2020) *Hydrogen embrittlement in ferritic steels.* Applied physics reviews 7, 4

[209] Neeraj, T.; Srinivasan, R.; Li, J. (2012) *Hydrogen embrittlement of ferritic steels: Observations on deformation microstructure, nanoscale dimples and failure by nanovoiding.* Acta Materialia 60, 5160-5171.

[210] Rudomilova, D.; Prošek, T.; Luckeneder, G. (2018) *Techniques for investigation of hydrogen embrittlement of advanced high strength steels.* Corrosion Reviews 36, 413-434.

[211] Zhao, N.; Zhao, Q.; He, Y.; Liu, R.; Zheng, W.; Liu, W.; Zhang, Y. (2021) *Investigation on hydrogen embrittlement susceptibility in martensitic steels with 1000 MPa yield strength.* Journal of Materials Research and Technology 15, 6883-6900.

[212] Mintz, B.; Wilson, D. V. (1965) *Strain ageing during the fatigue of carbon steels.* Acta Metallurgica 13, 947-956.

[213] Momtahan, A.; Dhakal, R.; Rieder, A. (2009) *Effects of strain-ageing on New Zealand reinforcing steel bars.* Bulletin of the new zealand society for earthquake engineering 42, 179-186.

[214] Momotani, Y.; Shibata, A.; Tsuji, N. (2022) *Hydrogen embrittlement behaviors at different deformation temperatures in as-quenched low-carbon martensitic steel.* International Journal of Hydrogen Energy 47, 3131-3140.

[215] Lan, X.; Okada, K.; Ueji, R.; Shibata, A. (2025) *Improving hydrogen embrittlement resistance in high-strength martensitic steels via thermomechanical processing.* Scripta Materialia 264, 116711.

[216] Kunze, E. (2001) *Korrosion und Korrosionsschutz, Band 1: Einführung und wissenschaftliche Grundlagen. .* Wiley-VCH, Weinheim

8 NORMEN

[N1] DIN EN ISO 8044:2025-05 *Korrosion von Metallen und Legierungen - Begriffe (ISO 8044:2024); Dreisprachige Fassung EN ISO 8044:2025*

[N2] DIN 50100:2022-12 *Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*

[N3] DIN 488-2:2009-08 *Betonstahl – Betonstabstahl*

[N4] DIN 488-1:2009-08 *Betonstahl - Teil 1: Stahlsorten, Eigenschaften, Kennzeichnung*

[N5] DIN EN ISO 16859-1:2016-02 *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Leeb - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 16859-1:2015); Deutsche Fassung EN ISO 16859-1:2015*

[N6] DIN EN 1992-2/NA:2013-04 *Nationaler Anhang - National festgelegte Parameter - Eurocode 2: Bemessung und Konstruktion von Stahlbeton- und Spannbetontragwerken - Teil 2: Betonbrücken - Bemessungs- und Konstruktionsregeln*

[N7] DIN 1045-1:2023-08 *Tragwerke aus Beton, Stahlbeton und Spannbeton - Teil 1: Planung, Bemessung und Konstruktion*

[N8] DIN EN 1992-1-1:2025-09 *Eurocode 2: Bemessung und Konstruktion von Stahlbeton- und Spannbetontragwerken - Teil 1-1: Allgemeine Regeln und Regeln für Hochbauten, Brücken und Ingenieurbauwerke; Deutsche Fassung EN 1992-1-1:2023*

[N9] DIN EN 206:2021-06 *Beton - Festlegung, Eigenschaften, Herstellung und Konformität; Deutsche Fassung EN 206:2013+A2:2021*

[N10] DIN 1045-2:2023-08 *Tragwerke aus Beton, Stahlbeton und Spannbeton - Teil 2: Beton*

ANHANG A – TABELLEN

Tab. A1: Prüfparameter der mechanisch geschädigten Prüfkörper

$\Delta Q_{Soll.}$	$\Delta\sigma$	σ_o	F_m	F_a
%	N/mm²	N/mm²	kN	kN
3	175	300	101,2	41,7
5	175	300	99,1	40,8
10	175	300	93,9	38,7
20	175	300	83,4	34,4
30	175	300	73,0	30,1

Tab. A2: Prüfparameter der korrosiv geschädigten Prüfkörper

$\Delta\sigma$	σ_o	F_m	F_a
N/mm²	N/mm²	kN	kN
145	300	111,7	35,6
175	300	104,3	43,0
200	300	98,2	49,1
225	300	92,0	55,2

Tab. A3: Übersicht der Ergebnisse der mechanisch geschädigten Prüfkörper

Nr.	$Ø_B$	ΔQ_{Soll}	Bohrform	$\Delta\sigma$	N	ΔQ_{eff}	e	t	b	t/b	ω	γ_{max}	γ_{min}	s
-	mm	%	-	N/mm²	-	%	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-
67	8	10	r	175	316.767	6,8	1,00	6,6	8	0,83	4	291	283	1,214
68	8	10	r	175	328.605	8,0	1,00	6,6	8	0,82	4	286	277	1,214
69	8	10	r	175	264.671	8,7	1,00	6,6	8	0,82	4	279	276	1,214
70	16	10	r	175	394.025	9,0	1,08	4,1	16	0,26	8	292	243	0,717
71	16	10	r	175	659.882	6,7	1,00	3,9	16	0,25	8	247	243	0,701
72	16	10	r	175	764.121	8,9	1,11	4,2	16	0,26	8	274	258	0,724
73	8	10	r	175	273.361	9,6	1,05	7,3	8	0,92	4	297	275	1,225
74	8	10	r	175	373.800	8,6	1,00	6,5	8	0,81	4	289	283	1,225
75	8	10	r	175	282.596	8,2	1,00	6,5	8	0,82	4	277	270	1,225
76	16	10	r	175	707.494	11,5	0,96	3,8	16	0,24	8	265	237	0,690
77	16	10	r	175	577.372	10,8	1,09	4,2	16	0,26	8	266	224	0,720
78	16	10	r	175	590.150	8,9	1,04	4,0	16	0,25	8	259	233	0,708
79	8	20	r	175	255.055	16,9	1,39	12,7	8	1,59	4	281	281	0,224
80	8	20	r	175	298.261	19,2	1,39	12,9	8	1,61	4	281	280	0,316
81	8	20	r	175	215.375	17,8	1,38	13,0	8	1,63	4	284	283	0,354
82	16	20	r	175	198.286	18,1	2,12	6,7	16	0,42	8	322	274	0,851
83	16	20	r	175	196.535	18,9	2,00	6,2	16	0,39	8	283	275	0,877
84	16	20	r	175	161.465	17,8	2,15	6,8	16	0,43	8	313	276	0,844
85	8	20	r	175	312.567	17,0	1,39	12,8	8	1,61	4	286	278	0,274
86	8	20	r	175	231.994	16,3	1,39	12,6	8	1,58	4	284	280	0,158
87	8	20	r	175	271.854	17,0	1,40	12,4	8	1,54	4	282	273	0,158
88	16	20	r	175	144.233	21,5	2,28	7,4	16	0,46	8	292	272	0,798
89	16	20	r	175	141.653	20,6	2,34	7,7	16	0,48	8	300	279	0,873
90	16	20	r	175	179.703	21,8	2,34	7,5	16	0,47	8	327	280	0,791
91	8	30	r	175	240.944	28,8	1,25	19,4	8	2,43	4	286	286	1,342
92	8	30	r	175	185.894	30,2	1,25	19,7	8	2,46	4	283	279	1,313

Tab. A4: Übersicht der Ergebnisse der mechanisch geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	$Ø_B$	ΔQ_{Soll}	Bohrform	$\Delta\sigma$	N	ΔQ_{eff}	e	t	b	t/b	ω	γ_{max}	γ_{min}	s
-	mm	%	-	N/mm²	-	%	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-
93	8	30	r	175	298.934	29,3	1,25	19,4	8	2,43	4	289	281	1,342
94	16	30	r	175	96.396	29,1	2,90	10,2	16	0,63	8	322	283	0,548
95	16	30	r	175	99.216	28,0	2,92	10,2	16	0,64	8	311	295	0,548
96	16	30	r	175	98.648	29,5	2,90	10,2	16	0,64	8	302	299	0,548
97	8	30	r	175	293.331	28,4	1,25	19,7	8	2,47	4	285	283	1,313
98	8	30	r	175	281.153	28,7	1,26	19,0	8	2,38	4	291	276	1,245
99	8	30	r	175	307.994	29,5	1,25	19,6	8	2,45	4	285	281	1,304
100	16	30	r	175	92.790	32,3	3,07	10,9	16	0,68	8	324	286	0,461
101	16	30	r	175	109.216	32,2	2,84	9,9	16	0,62	8	308	282	0,581
102	16	30	r	175	121.074	32,4	2,90	10,2	16	0,63	8	327	293	0,548
103	16	5	z	175	758.442	4,8	0,54	2,7	16	0,17	0,4	251	214	2,593
104	16	5	z	175	943.567	4,3	0,52	2,6	16	0,16	0,4	257	205	2,540
116	3	3	z	175	10.000.000	2,9	-	3,9	3	1,31	0,4	279	266	3,134
117	3	3	z	175	10.000.000	2,9	-	3,9	3	1,29	0,4	283	272	3,114
118	16	5	z	175	700.398	3,8	0,51	2,5	16	0,16	0,4	255	209	2,490
119	16	5	z	175	1.468.961	4,6	0,53	2,6	16	0,16	0,4	265	202	2,564
120	16	5	z	175	689.649	4,2	0,52	2,6	16	0,16	0,4	268	212	2,525
121	16	5	r	175	10.000.000	4,3	0,67	3,3	16	0,21	8	241	241	0,643
122	16	5	r	175	10.000.000	3,9	0,72	3,6	16	0,23	8	263	249	0,674
123	16	5	r	175	10.000.000	3,0	0,69	3,4	16	0,21	8	276	241	0,655
124	16	2x5	r	175	10.000.000	9,1	-	3,3	16	0,21	8	244	244	0,645
125	16	2x5	r	175	10.000.000	11,1	-	4,2	16	0,26	8	243	241	0,722
126	16	2x5	r	175	10.000.000	9,4	-	3,5	16	0,22	8	243	242	0,657
145	3	3	z	175	10.000.000	3,1	0,15	4,1	3	1,36	0,4	275	268	3,194
146	3	3	z	175	10.000.000	3,5	0,12	4,0	3	1,33	0,4	280	272	3,154
147	3	3	z	175	10.000.000	3,3	0,16	3,9	3	1,29	0,4	281	271	3,110

Tab. A5: Übersicht der Ergebnisse der mechanisch geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	**$Ø_B$**	**ΔQ_{Soll}**	**Bohrform**	**$\Delta\sigma$**	**N**	**ΔQ_{eff}**	**e**	**t**	**b**	**t/b**	**ω**	**γ_{max}**	**γ_{min}**	**s**
-	mm	%	-	N/mm²	-	%	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-
248	16	10	z	175	652.342	10,1	1,12	3,2	16	0,20	0,4	315	307	2,828
249	16	10	z	175	480.256	9,6	1,08	3,1	16	0,20	0,4	318	308	2,793
250	16	10	z	175	391.227	11,4	1,20	3,3	16	0,20	0,4	316	310	2,850
251	8	3	z	175	290.465	3,0	0,50	1,9	8	0,23	0,4	278	268	2,159
252	8	3	z	175	372.384	3,7	0,48	1,6	8	0,21	0,4	284	273	2,025
253	8	3	z	175	331.946	3,7	0,47	1,6	8	0,19	0,4	274	273	1,974
254	8	5	z	175	304.053	5,3	0,60	3,1	8	0,39	0,4	298	277	2,801
255	8	5	z	175	348.675	5,8	0,64	2,9	8	0,37	0,4	294	283	2,706
256	8	5	z	175	367.165	5,9	0,65	3,2	8	0,40	0,4	292	282	2,816

Tab. A6: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	Δσ	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
1	ref	-	-	-	-	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
2	ref	-	-	-	-	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
3	ref	-	-	-	-	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
4	ref	-	-	-	-	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
5	ref	-	-	-	-	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
6	ref	-	-	-	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
7	ref	-	-	-	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
8	ref	-	-	-	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
9	ref	-	-	-	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
10	ref	-	-	-	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
11	ref	-	-	-	-	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
12	ref	-	-	-	-	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
13	ref	-	-	-	-	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
14	ref	-	-	-	-	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
15	ref	-	-	-	-	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
16	ref	-	-	-	-	225	1.248.543	Bruch	-	-	-	-	-	-
17	ref	-	-	-	-	225	1.504.320	Bruch	-	-	-	-	-	-
18	ref	-	-	-	-	225	1.720.211	Bruch	-	-	-	-	-	-
27	pl-a	u	0,50	72	-	175	1.118.935	Anode	Fall (i)	-	3,58	-	-	-
28	pl-a	u	0,60	60	-	175	551.970	Anode	Fall (ii)	-	2,99	-	-	-
29	pl-a	p	0,75	35	-	175	526.073	Anode	Fall (i)	-	2,21	-	-	-
30	pl-a	p	0,60	35	-	175	654.882	Anode	Fall (ii)	-	3,20	-	-	-
31	pl-n	-	1,20	441	-	175	10.000.000	DL	-	5,10	-	2,83	2142	2,830
32	pl-n	-	0,25	370	-	175	582.431	Anode	-	4,15	4,15	1,98	1494	1,980
33	pl-n	-	0,45	441	-	175	10.000.000	DL	-	4,12	-	1,48	1117	1,480

Tab. A7: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Δσ	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
1	ref	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	ref	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	ref	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	ref	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
5	ref	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
6	ref	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
7	ref	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
8	ref	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
9	ref	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
10	ref	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
11	ref	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
12	ref	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
13	ref	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
14	ref	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
15	ref	200	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
16	ref	225	1.248.543	Bruch	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
17	ref	225	1.504.320	Bruch	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
18	ref	225	1.720.211	Bruch	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
27	pl-a	175	1.118.935	Anode	-	0,39	6,57	0,06	0,87	201	210	0,674	-	-	-	-	-
28	pl-a	175	551.970	Anode	-	1,08	2,77	0,39	0,59	221	230	1,352	-	-	-	-	-
29	pl-a	175	526.073	Anode	-	0,41	2,82	0,14	0,34	214	257	1,095	-	-	-	-	-
30	pl-a	175	654.882	Anode	-	0,92	4,97	0,19	0,46	200	228	1,420	-	-	-	-	-
31	pl-n	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
32	pl-n	175	582.431	Anode	-	0,78	9,70	0,08	3,20	226	233	0,493	-	-	-	-	-
33	pl-n	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Tab. A8: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	Δσ	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
34	pl-n	-	0,63	508	-	175	1.621.003	Außerh.	-	4,33	-	2,15	1620	34
35	pl-n	-	0,30	370	-	175	1.111.365	Anode	-	3,40	1,81	1,89	1422	35
36	pl-n	-	0,30	508	-	145	10.000.000	DL	-	4,86	-	1,63	1232	36
37	pl-n	-	0,25	370	-	175	1.508.421	Anode	-	3,63	2,93	1,92	1447	37
38	pl-n	-	0,25	508	-	145	10.000.000	DL	-		-	-	-	38
39	pl-n	-	0,23	508	-	175	10.000.000	DL	-	3,84	-	1,75	798	39
40	pl-a	p	0,33	182	36642	145	1.728.790	Außerh.	Fall (i)	5,01	-	1,68	1267	40
41	pl-a	p	0,28	182	37874	145	980.629	Anode	Fall (i)	7,34	1,73	2,04	1029	41
42	pl-a	p	0,25	16	2367	175	10.000.000	DL	Fall (ii)	0,98	-	0,12	25	42
43	pl-a	p	0,25	35	20408	175	799.988	Anode	Grenzfall	2,72	2,72	-	-	43
44	pl-a	p	0,20	35	26912	175	901.442	Anode	Fall (i)	3,88	3,13	1,77	1189	44
45	pl-a	p	0,33	182	-	145	1.112.331	Außerh.	Fall (i)	5,02	-	1,63	1233	45
46	pl-a	p	0,18	77	25672	145	1.054.949	Anode	Fall (ii)	3,55	2,91	-	-	46
47	pl-a	p	0,30	182	57212	175	576.047	Anode	Fall (i)	8,86	7,15	3,11	2347	47
48	pl-a	p	0,23	84	28085	200	493.779	Anode	Fall (i)	2,34	2,34	-	-	48
49	pl-n	-	0,28	508	-	175	336.251	Anode	-	4,24	3,08	2,14	1628	49
50	pl-n	-	0,28	508	-	200	624.339	Anode	-	2,51	1,38	1,17	536	50
51	pl-n	-	0,25	508	-	175	1.144.584	Anode	-	3,88	2,10	2,10	1368	51
52	pl-n	-	0,30	508	-	200	603.813	Anode	-	3,00	1,40	1,29	973	52
53	pl-n	-	0,33	508	-	200	950.958	Anode	-	3,77	3,77	1,99	1289	53
54	pl-n	-	0,35	508	-	145	10.000.000	DL	-	4,35	-	2,65	-	54
55	pl-n	-	0,23	508	-	145	1.413.404	Anode	-	3,49	3,34	1,97	1180	55
56	pl-n	-	0,30	441	-	175	916.001	Anode	-	4,39	2,89	2,45	1114	56
57	pl-n	-	0,30	508	-	200	452.837	Anode	-	4,61	1,82	2,21	1059	57
58	pl-a	p	0,25	84	42813	175	534.143	Anode	Fall (ii)	6,96	3,20	2,66	1379	58

Tab. A9: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Δσ	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
34	pl-n	175	1.621.003	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
35	pl-n	175	1.111.365	Anode	-	0,11	0,89	0,12	0,63	213	224	0,413	-	-	-	-	-
36	pl-n	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
37	pl-n	175	1.508.421	Anode	-	0,31	4,57	0,07	1,15	208	235	0,517	-	-	-	-	-
38	pl-n	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
39	pl-n	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
40	pl-a	145	1.728.790	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
41	pl-a	145	980.629	Anode	-	0,10	4,20	0,02	0,85	229	249	0,350	-	-	-	-	-
42	pl-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
43	pl-a	175	799.988	Anode	-	0,62	1,02	0,61	0,55	202	242	1,067	-	-	-	-	-
44	pl-a	175	901.442	Anode	-	0,51	1,92	0,26	0,26	224	270	1,390	-	-	-	-	-
45	pl-a	145	1.112.331	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
46	pl-a	145	1.054.949	Anode	-	1,28	4,81	0,27	0,90	233	240	1,190	-	-	-	-	-
47	pl-a	175	576.047	Anode	-	1,57	5,62	0,28	1,69	215	278	0,964	-	-	-	-	-
48	pl-a	200	493.779	Anode	-	0,86	2,01	0,43	0,81	226	258	1,028	-	-	-	-	-
49	pl-n	175	336.251	Anode	-	0,55	2,24	0,24	0,80	205	236	0,824	-	-	-	-	-
50	pl-n	200	624.339	Anode	-	0,10	2,88	0,03	0,85	198	219	0,339	-	-	-	-	-
51	pl-n	175	1.144.584	Anode	-	0,18	3,23	0,05	3,03	195	197	0,240	-	-	-	-	-
52	pl-n	200	603.813	Anode	-	0,10	3,52	0,03	0,64	216	233	0,400	-	-	-	-	-
53	pl-n	200	950.958	Anode	-	0,78	3,97	0,20	1,79	226	227	0,659	-	-	-	-	-
54	pl-n	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
55	pl-n	145	1.413.404	Anode	-	0,33	1,56	0,21	0,22	200	229	1,226	-	-	-	-	-
56	pl-n	175	916.001	Anode	-	0,30	1,91	0,16	0,17	209	240	1,326	-	-	-	-	-
57	pl-n	200	452.837	Anode	-	0,33	3,88	0,09	1,73	208	222	0,439	-	-	-	-	-
58	pl-a	175	534.143	Anode	-	1,23	4,32	0,29	2,09	236	238	0,768	-	-	-	-	-

Tab. A10: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	$\Delta\sigma$	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
59	pl-a	p	0,28	84	25990	175	761.750	Anode	Fall (i)	4,64	1,39	1,48	1053	1,490
60	pl-a	p	0,25	182	38818	175	472.667	Anode	Fall (ii)	6,95	6,95	1,97	603	1,970
61	pl-a	p	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
62	pl-a	p	0,28	84	18155	175	713.908	Anode	Fall (ii)	3,14	1,12	1,11	605	1,110
63	pl-a	p	0,28	35	21139	200	750.163	Anode	Fall (i)	3,11	1,78	1,69	768	1,690
64	pl-a	p	0,25	182	55282	175	731.442	Anode	Grenzfall	8,79	7,57	3,07	2312	3,060
65	pl-a	p	0,23	182	45742	200	470.983	Anode	Grenzfall	5,89	5,45	1,86	1246	1,850
66	pl-a	p	0,25	35	36520	175	1.035.586	Anode	Fall (i)	2,73	2,73	1,40	1009	1,400
105	el-a	p	0,30	35	5746	175	705.965	Anode	Grenzfall	3,40	3,40	1,30	239	1,270
106	el-a	p	0,18	35	4366	175	10.000.000	DL	Grenzfall	5,00	-	3,38	590	3,310
107	el-a	u	0,50	72	19115	175	1.121.935	Anode	Fall (i)	3,58	3,58	-	-	-
108	el-a	u	0,60	60	8341	175	549.960	Anode	Fall (i)	2,99	2,99	-	-	-
109	el-a	p	0,25	35	4333	175	1.280.000	Außerh.	Fall (i)	2,76	-	1,31	228	1,320
110	el-a	p	0,18	35	5376	175	3.700.000	Außerh.	Fall (ii)	3,08	-	1,50	272	1,500
111	el-a	p	0,75	35	3840	175	528.072	Anode	Fall (i)	2,21	2,21	1,18	220	1,180
112	el-a	p	0,60	35	6041	175	657.652	Anode	Fall (ii)	4,26	3,20	-	-	-
127	el-a	u	0,23	31	5778	175	2.200.000	Außerh.	Fall (ii)	2,75	-	1,39	242	1,390
128	el-a	u	0,18	31	8256	200	702.399	Anode	Fall (ii)	2,58	2,58	1,59	310	1,590
129	el-a	u	0,20	31	22925	200	606.519	Anode	Fall (ii)	4,78	3,40	3,75	802	3,740
130	el-a	u	0,20	31	6145	200	779.729	Anode	Fall (ii)	3,18	2,15	1,35	276	1,350
131	el-a	u	0,23	60	9838	175	860.452	Anode	Fall (ii)	4,28	4,28	-	-	-
132	el-a	u	0,23	28	6724	175	4.788.476	Anode	Fall (i)	4,60	2,12	2,18	442	2,190
133	el-a	u	0,23	46	8264	175	1.800.000	Außerh.	Fall (ii)	5,12	-	2,89	590	2,890
134	el-a	u	0,23	31	5945	175	10.000.000	DL	Fall (ii)	2,47	-	1,20	232	1,210
135	el-a	u	0,18	31	8380	175	1.964.810	Anode	Fall (ii)	3,50	2,64	2,26	450	2,260

Tab. A11: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Δσ	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
59	pl-a	175	761.750	Anode	-	0,27	2,04	0,13	1,06	206	231	0,501	-	-	-	-	-
60	pl-a	175	472.667	Anode	-	1,44	3,58	0,40	1,77	236	237	0,901	-	-	-	-	-
61	pl-a	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
62	pl-a	175	713.908	Anode	-	0,51	2,63	0,19	0,65	229	243	0,887	-	-	-	-	-
63	pl-a	200	750.163	Anode	-	0,32	1,69	0,19	0,39	209	212	0,910	-	-	-	-	-
64	pl-a	175	731.442	Anode	-	0,29	5,36	0,05	2,77	199	209	0,322	-	-	-	-	-
65	pl-a	200	470.983	Anode	-	0,80	2,50	0,32	1,13	281	281	0,841	-	-	-	-	-
66	pl-a	175	1.035.586	Anode	-	1,21	2,31	0,52	0,13	248	258	3,105	-	-	-	-	-
105	el-a	175	705.965	Anode	26	0,70	2,00	0,35	0,26	232	254	1,656	930	930	3,10	1,23	2,53
106	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
107	el-a	175	1.121.935	Anode	21	0,39	6,57	0,06	0,37	201	230	1,036	-	-	-	-	-
108	el-a	175	549.960	Anode	16	1,08	2,77	0,39	0,59	221	260	1,352	-	-	-	-	-
109	el-a	175	1.280.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
110	el-a	175	3.700.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
111	el-a	175	528.072	Anode	24	0,41	2,82	0,14	0,34	214	257	1,095	884	884	2,95	1,20	2,46
112	el-a	175	657.652	Anode	5	0,92	4,97	0,19	0,46	200	228	1,420	-	-	-	-	-
127	el-a	175	2.200.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
128	el-a	200	702.399	Anode	5	0,19	2,23	0,08	0,08	209	246	1,488	722	588	1,96	1,40	1,40
129	el-a	200	606.519	Anode	35,5	0,27	1,55	0,17	0,81	210	227	0,575	-	-	-	-	-
130	el-a	200	779.729	Anode	37	0,74	8,37	0,09	2,18	199	207	0,583	845	610	2,03	1,08	1,89
131	el-a	175	860.452	Anode	17	1,63	3,45	0,47	2,12	208	251	0,875	-	-	-	-	-
132	el-a	175	4.788.476	Anode	4	1,41	2,20	0,64	0,57	217	274	1,573	-	-	-	-	-
133	el-a	175	1.800.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
134	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
135	el-a	175	1.964.810	Anode	20,5	0,51	1,39	0,37	0,55	198	203	0,957	1004	842	2,81	1,15	2,43

Tab. A12: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	Δσ	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
136	el-a	u	0,23	28	7985	200	1.953.870	Anode	Grenzfall	3,49	2,80	1,74	326	1,740
137	el-a	u	0,18	28	8083	175	10.000.000	DL	Grenzfall	4,27	-	2,12	407	2,120
138	el-a	u	0,23	31	9330	175	10.000.000	DL	Fall (ii)	2,88	-	1,27	248	1,270
139	el-a	u	0,23	31	10861	200	2.080.404	Anode	Fall (ii)	3,63	2,05	2,37	432	2,370
140	el-a	u	0,20	31	9923	200	382.457	Anode	Fall (ii)	4,85	4,42	2,82	546	2,830
141	el-a	u	0,15	90	12321	175	537.830	Anode	Fall (ii)	7,26	5,73	-	-	-
142	el-a	u	0,20	31	25788	200	603.718	Anode	Fall (ii)	5,58	1,77	3,75	702	3,750
143	el-a	u	0,18	31	10754	175	4.000.000	Außerh.	Fall (ii)	3,92	-	2,10	375	2,110
144	el-a	u	0,28	31	5192	200	-	-	Fall (i)	-	-	-	-	-
148	el-a	u	0,25	36	5332	175	1.432.825	Außerh.	Fall (ii)	-	-	-	-	-
149	el-a	u	0,33	77	8501	175	1.177.852	Anode	Fall (i)	2,65	2,58	-	-	-
150	el-a	u	0,30	36	6270	175	994.257	Anode	Grenzfall	2,87	0,56	-	-	-
151	el-a	p	0,25	46	7756	175	1.227.533	Außerh.	Fall (i)	4,62	-	1,64	314	1,630
152	el-a	p	0,28	76	13023	175	1.936.516	Außerh.	Fall (ii)	5,22	-	2,23	386	2,230
153	el-a	u	0,33	46	8435	175	1.762.114	Außerh.	Grenzfall	-	-	-	-	-
154	el-a	u	0,35	91	12745	175	825.721	Anode	Fall (i)	5,77	5,77	-	-	-
155	el-a	u	0,35	123	18610	175	420.646	Anode	Fall (ii)	7,66	7,66	3,72	645	3,740
156	el-a	p	0,25	90	13077	175	567.208	Außerh.	Grenzfall	5,64	-	3,14	542	3,130
157	el-a	u	0,33	77	11501	175	790.271	Anode	Grenzfall	4,85	4,85	-		-
158	el-a	u	0,30	99	8050	175	1.077.330	Außerh.	Fall (ii)	3,94	-	0,60	117	0,630
159	el-a	u	0,23	77	11871	175	10.000.000	DL	Grenzfall	4,07	-	1,88	355	1,880
160	el-a	u	0,23	91	10937	175	2.355.152	Außerh.	Fall (ii)	6,74	-	2,99	503	2,990
161	el-a	p	0,30	37	7591	175	2.249.999	Außerh.	Fall (ii)	2,75	-	1,25	241	1,250
162	el-a	u	0,45	0	0	175	-	-	-	-	-	-	-	-
163	el-a	p	0,28	58	10421	175	1.001.148	Anode	Fall (ii)	3,03	2,33	-	-	-

Tab. A13: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	$\Delta\sigma$	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
136	el-a	200	1.953.870	Anode	15	0,77	4,87	0,16	4,84	231	238	0,399	763	749	2,50	1,05	2,37
137	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
138	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
139	el-a	200	2.080.404	Anode	33	0,46	1,78	0,26	0,79	195	199	0,764	815	481	1,60	1,13	1,42
140	el-a	200	382.457	Anode	19	0,47	2,68	0,18	1,10	213	261	0,655	972	903	3,01	1,11	2,71
141	el-a	175	537.830	Anode	1	0,79	7,30	0,11	8,89	216	216	0,297	-	-	-	-	-
142	el-a	200	603.718	Anode	2	0,77	1,83	0,42	0,68	215	228	1,065	753	700	2,33	1,14	2,05
143	el-a	175	4.000.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
144	el-a	200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
148	el-a	175	1.432.825	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
149	el-a	175	1.177.852	Anode	22	0,61	2,65	0,23	1,43	209	232	0,650	-	-	-	-	-
150	el-a	175	994.257	Anode	1	0,33	1,73	0,19	0,73	214	217	0,669	-	-	-	-	-
151	el-a	175	1.227.533	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
152	el-a	175	1.936.516	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
153	el-a	175	1.762.114	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
154	el-a	175	825.721	Anode	18	0,43	1,79	0,24	0,98	249	253	0,662	-	-	-	-	-
155	el-a	175	420.646	Anode	16	1,28	1,80	0,71	0,48	156	251	1,629	1285	1285	4,28	1,16	3,68
156	el-a	175	567.208	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
157	el-a	175	790.271	Anode	24,5	0,94	4,34	0,22	1,29	236	275	0,856	886	776	2,59	1,10	2,35
158	el-a	175	1.077.330	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
159	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
160	el-a	175	2.355.152	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
161	el-a	175	2.249.999	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
162	el-a	175	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
163	el-a	175	1.001.148	Anode	5	0,82	2,84	0,29	0,95	254	280	0,930	-	-	-	-	-

Tab. A14: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	Δσ	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
164	el-a	u	0,30	46	5727	175	2.802.000	Außerh.	Fall (ii)	4,02	-	1,15	207	1,140
165	el-a	u	0,28	59	12407	175	1.845.101	Außerh.	Grenzfall	-	-	-	-	-
166	el-a	u	0,20	182	36127	145	781.877	Anode	Grenzfall	7,43	7,43	3,66	770	3,650
167	el-a	p	0,30	92	24507	175	977.108	Anode	Grenzfall	7,74	7,74	3,97	583	3,980
168	el-a	u	0,28	123	12972	175	937.415	Anode	Grenzfall	3,81	3,81	1,37	251	1,360
169	el-a	u	0,25	18	1940	175	10.000.000	DL	Fall (i)	1,38	-	0,43	79	0,440
170	el-a	u	0,33	182	18194	200	630.550	Anode	Grenzfall	3,71	3,71	1,54	263	1,540
171	el-a	u	0,33	240	33933	175	625.799	Anode	Fall (ii)	11,98	8,73	5,62	948	5,230
172	el-a	u	0,25	99	13723	175	2.169.482	Außerh.	Grenzfall	2,92	-	1,47	273	1,470
173	el-a	u	0,30	182	23906	145	1.619.931	Anode	Fall (ii)	6,15	2,27	2,36	452	2,360
174	el-a	u	0,35	240	42309	175	697.198	Anode	Fall (ii)	14,00	3,22	6,10	1223	6,100
175	el-a	u	0,33	99	13431	175	2.510.759	Außerh.	Fall (ii)	4,30	-	1,12	208	1,120
176	el-a	u	0,40	240	68939	175	319.424	Anode	Grenzfall	19,74	19,56	10,01	1807	10,040
177	el-a	u	0,38	182	21716	175	973.716	Anode	Grenzfall	4,85	4,85	2,35	465	2,350
178	el-a	u	0,30	123	12685	175	606.623	Anode	Grenzfall	5,26	4,36	2,17	386	2,170
179	el-a	u	0,28	240	30259	175	826.910	Anode	Fall (ii)	12,89	3,89	-	-	-
180	el-a	u	0,30	151	34239	175	578.058	Anode	Fall (ii)	8,19	6,38	3,63	636	3,630
181	el-a	u	0,33	216	33891	175	646.835	Anode	Grenzfall	11,15	9,86	4,95	922	4,960
182	el-a	u	0,28	216	18019	175	2.718.693	Außerh.	Grenzfall	5,48	-	2,56	447	2,590
183	el-a	u	0,23	122	18141	145	1.035.805	Anode	Fall (ii)	5,04	4,75	1,81	365	1,810
184	el-a	u	0,30	122	32242	200	599.494	Anode	Grenzfall	8,59	8,59	4,54	792	4,530
185	el-a	p	0,33	78	13703	175	730.802	Anode	Fall (i)	5,38	5,38	2,16	425	2,160
186	el-a	u	0,30	122	19542	145	1.033.327	Anode	Fall (ii)	6,79	6,79	3,87	657	3,860
187	el-a	u	0,30	95		175	638.218	Anode	Fall (ii)	5,12	3,55	2,69	492	2,690
188	el-a	u	0,33	112	30224	145	10.000.000	DL	Grenzfall	6,84	-	3,74	658	3,740

Tab. A15: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Δσ	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
164	el-a	175	2.802.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
165	el-a	175	1.845.101	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
166	el-a	145	781.877	Anode	26,5	1,20	2,39	0,50	1,05	268	284	1,072	977	977	3,26	1,11	2,93
167	el-a	175	977.108	Anode	12	1,05	4,60	0,23	1,10	217	245	0,977	970	970	3,23	1,11	2,92
168	el-a	175	937.415	Anode	21,5	0,78	3,19	0,24	0,90	207	226	0,928	-	-	-	-	-
169	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
170	el-a	200	630.550	Anode	25,5	0,70	4,66	0,15	1,31	226	246	0,732	782	782	2,61	1,10	2,37
171	el-a	175	625.799	Anode	10,5	0,90	3,36	0,27	1,17	212	244	0,876	1143	1143	3,81	1,11	3,44
172	el-a	175	2.169.482	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
173	el-a	145	1.619.931	Anode	34	1,59	4,36	0,36	1,04	225	265	1,238	774	774	2,58	1,11	2,32
174	el-a	175	697.198	Anode	2,5	1,89	4,21	0,45	2,58	204	227	0,855	976	741	2,47	1,07	2,31
175	el-a	175	2.510.759	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
176	el-a	175	319.424	Anode	21,5	1,58	2,95	0,54	0,21	239	257	2,744	1161	1138	3,79	1,25	3,03
177	el-a	175	973.716	Anode	17,5	0,95	2,11	0,45	0,75	206	261	1,128	966	966	3,22	1,13	2,84
178	el-a	175	606.623	Anode	18,5	0,92	2,34	0,39	0,40	201	274	1,509	-	-	-	-	-
179	el-a	175	826.910	Anode	1	0,45	1,90	0,24	0,86	222	229	0,725	-	-	-	-	-
180	el-a	175	578.058	Anode	14,5	1,82	5,32	0,34	2,76	243	253	0,811	873	853	2,84	1,07	2,66
181	el-a	175	646.835	Anode	17,5	1,30	4,15	0,31	1,03	225	259	1,123	1094	1094	3,65	1,11	3,28
182	el-a	175	2.718.693	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
183	el-a	145	1.035.805	Anode	17	1,37	4,45	0,53	0,76	233	234	1,763	983	861	2,87	1,13	2,54
184	el-a	200	599.494	Anode	18	0,81	4,59	0,18	1,69	239	263	0,690	852	717	2,39	1,09	2,20
185	el-a	175	730.802	Anode	20,5	0,54	4,89	0,11	4,04	210	234	0,366	-	-	-	-	-
186	el-a	145	1.033.327	Anode	20,05	0,94	3,89	0,24	1,41	229	263	0,816	894	851	2,84	1,10	2,59
187	el-a	175	638.218	Anode	25	1,49	4,73	0,31	2,90	211	269	0,717	1187	1187	3,96	1,07	3,71
188	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Tab. A16: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	Δσ	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
189	el-a	u	0,35	216	44244	175	1.023.632	Anode	Fall (i)	10,64	3,68	3,68	844	4,290
190	el-a	p	0,28	105	8508	200	1.213.618	Anode	Fall (ii)	3,57	0,91	1,55	276	1,550
191	el-a	u	0,33	95	20888	175	715.657	Anode	Fall (ii)	6,40	3,26	3,45	745	3,450
192	el-a	u	0,30	163	15165	200	346.236	Anode	Grenzfall	5,87	2,44	2,50	524	2,510
193	el-a	u	0,25	180	35945	145	10.000.000	DL	Grenzfall	11,34	-	6,04	1106	6,040
194	el-a	u	0,23	95	13831	175	1.029.190	Außerh.	Fall (ii)	5,91	-	1,93	394	1,940
195	el-a	p	0,33	134	63392	200	292.284	Anode	Grenzfall	16,57	16,57	7,92	1557	7,940
196	el-a	u	0,33	151	32782	145	1.175.023	Anode	Grenzfall	6,67		3,33	618	3,330
197	el-a	u	0,28	70	8326	145	1.266.887	Anode	Fall (ii)	4,62	4,62	1,10	183	1,110
204	el-nk	-	0,25	122	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
205	el-nk	-	0,20	122	-	175	10.000.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-
206	el-nk	-	0,20	122	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
207	el-nk	-	0,25	167	-	175	4.141.384	Außerh.	-	-	-	-	-	-
208	el-a	p	0,20	117	9264	175	10.000.000	DL	Fall (ii)	4,13	-	1,55	303	1,550
209	el-a	u	0,20	120	30966	175	1.556.897	Außerh.	Grenzfall	5,70	-	3,00	506	3,000
210	el-a	u	0,23	120	12668	200	591.802	Anode	Fall (ii)	5,12	3,76	2,19	413	2,200
211	el-a	u	0,28	120	23319	200	571.674	Anode	Fall (i)	4,09	2,51	2,45	487	2,450
212	el-a	u	0,25	120	12793	145	10.000.000	DL	Grenzfall	6,05	-	1,93	336	1,940
213	el-a	p	0,23	112	26638	145	2.409.965	Außerh.	Grenzfall	8,85	-	3,45	691	3,440
214	el-a	u	0,25	121	14393	175	700.506	Anode	Grenzfall	6,36	2,05	2,18	395	2,190
215	el-a	u	0,25	121	23185	175	4.570.063	Außerh.	Fall (i)	6,81	-	1,76	353	1,760
216	el-a	u	0,28	121	33995	200	1.012.747	Anode	Fall (ii)	5,51	2,55	3,11	626	3,120
217	el-a	u	0,28	93	11854	200	1.137.137	Außerh.	Fall (i)	2,98	-	1,33	244	1,330
218	el-a	u	0,23	93	14784	200	846.342	Anode	Fall (i)	5,90	5,90	2,26	447	2,250
219	el-a	u	0,23	93	12543	145	2.126.321	Anode	Grenzfall	5,95		2,90	520	2,900

Tab. A17: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Δσ	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
189	el-a	175	1.023.632	Anode	24,5	1,00	3,48	0,29	0,34	236	236	1,715	983	983	3,28	1,20	2,74
190	el-a	200	1.213.618	Anode	3,5	0,19	3,66	0,05	3,47	230	252	0,232	1081	407	1,36	1,06	1,28
191	el-a	175	715.657	Anode	40	0,93	4,33	0,21	2,09	222	263	0,668	934	711	2,37	1,08	2,20
192	el-a	200	346.236	Anode	38	2,18	2,46	0,89	0,13	243	255	4,064	951	751	2,50	1,27	1,97
193	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
194	el-a	175	1.029.190	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
195	el-a	200	292.284	Anode	20,5	1,75	10,48	0,17	6,05	202	272	0,538	894	894	2,98	1,05	2,85
196	el-a	145	1.175.023	Anode	1	0,45	4,81	0,09	2,05	204	229	0,470	1003	611	2,04	1,08	1,89
197	el-a	145	1.266.887	Anode	16,5	0,80	3,61	0,22	0,43	227	230	1,359	1065	1065	3,55	1,17	3,02
204	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
205	el-nk	175	10.000.000	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
206	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
207	el-nk	175	4.141.384	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
208	el-a	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
209	el-a	175	1.556.897	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
210	el-a	200	591.802	Anode	23,5	0,47	3,81	0,12	0,77	215	248	0,779	769	769	2,56	1,13	2,27
211	el-a	200	571.674	Anode	4,5	1,47	5,05	0,29	1,17	236	259	1,121	963	963	3,21	1,11	2,90
212	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
213	el-a	145	2.409.965	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
214	el-a	175	700.506	Anode	23,5	1,22	2,96	0,41	1,28	256	273	0,977	1061	867	2,89	1,10	2,62
215	el-a	175	4.570.063	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
216	el-a	200	1.012.747	Anode	39,5	0,10	2,02	0,05	1,85	233	245	0,230	979	565	1,88	1,08	1,74
217	el-a	200	1.137.137	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
218	el-a	200	846.342	Anode	19,5	0,90	2,00	0,45	0,60	216	222	1,225	874	874	2,91	1,15	2,54
219	el-a	145	2.126.321	Anode	8	0,52	0,90	0,22	0,10	201	201	1,414	-	-	-	-	-

Tab. A18: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Polarisationsart$_l$	Rissbreite	Beaufschlagungsdauer	Ladung	Δσ	N	Bruch	Durchlauf	ΔQ_{max}	ΔQ_{eff}	ΔQ_{mw}	ΔV_{korr}	
-	-	-	mm	N/mm²	C	N/mm²	-	-	-	%	%	%	mm³	%
220	el-a	p	0,25	86	9868	145	10.000.000	DL	Fall (ii)	4,38	-	2,15	421	2,150
221	el-a	u	0,23	77	8818	145	10.000.000	DL	Fall (ii)	3,18	-	1,35	227	1,350
222	el-a	u	0,20	77	13040	175	2.403.230	Außerh.	Grenzfall	-	-	-	-	-
223	el-a	u	0,23	77	10285	175	2.986.784	Außerh.	Grenzfall	3,72	-	1,61	279	1,610
224	el-a	u	0,23	77	10074	200	537.298	Anode	Fall (ii)	4,98	1,79	2,34	476	2,340
225	el-a	u	0,20	77	8996	145	2.905.372	Außerh.	Fall (ii)	4,86	-	1,66	309	1,660
226	el-a	u	0,20	77	10562	145	10.000.000	DL	Fall (ii)	4,06	-	1,99	332	1,990
227	el-a	p	0,20	69	7064	145	10.000.000	DL	Fall (ii)	2,88	-	1,70	265	1,700
228	el-a	u	0,25	77	6395	200	614.614	Anode	Grenzfall	3,07	3,07	1,29	195	1,290
229	el-a	u	0,20	77	10830	200	761.246	Anode	Fall (ii)	3,77		2,11	380	2,110
237	el-nk	-	0,15	44	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
238	el-nk	-	0,18	44	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
239	el-nk	-	0,20	73	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
240	el-nk	-	0,23	73	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
241	el-nk	-	0,18	73	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
242	el-nk	-	0,20	90	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
243	el-nk	-	0,15	90	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-
244	el-nk	-	0,23	90	-	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-

Tab. A19: Übersicht der Ergebnisse der korrosiv geschädigten Prüfkörper (Fortsetzung)

Nr.	Serie	Δσ	N	Bruch	x_{Bruch}	t	b	t/b	ω	γ_{min}	γ_{max}	s	$\sigma_{K,max}$	$\sigma_{K,eff}$	α_K	n_x	β_K
-	-	N/mm²	-	-	mm	mm	mm	-	mm	°	°	-	N/mm²	N/mm²	-	-	-
220	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
221	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
222	el-a	175	2.403.230	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
223	el-a	175	2.986.784	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
224	el-a	200	537.298	Anode	38	0,93	3,82	0,24	0,41	246	244	1,513	810	781	2,60	1,18	2,21
225	el-a	145	2.905.372	Außerh.	-	-	-	-	-	-	-	-	810	781	2,60	1,18	2,21
226	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	810	781	2,60	1,18	2,21
227	el-a	145	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
228	el-a	200	614.614	Anode	11,5	0,50	4,86	0,10	0,90	250	250	0,745	947	947	3,16	1,12	2,82
229	el-a	200	761.246	Anode	8	0,30	2,00	0,15	1,30	197	232	0,480	803	717	2,39	1,10	2,17
237	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
238	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
239	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
240	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
241	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
242	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
243	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
244	el-nk	175	10.000.000	DL	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

ANHANG B - ABBILDUNGEN

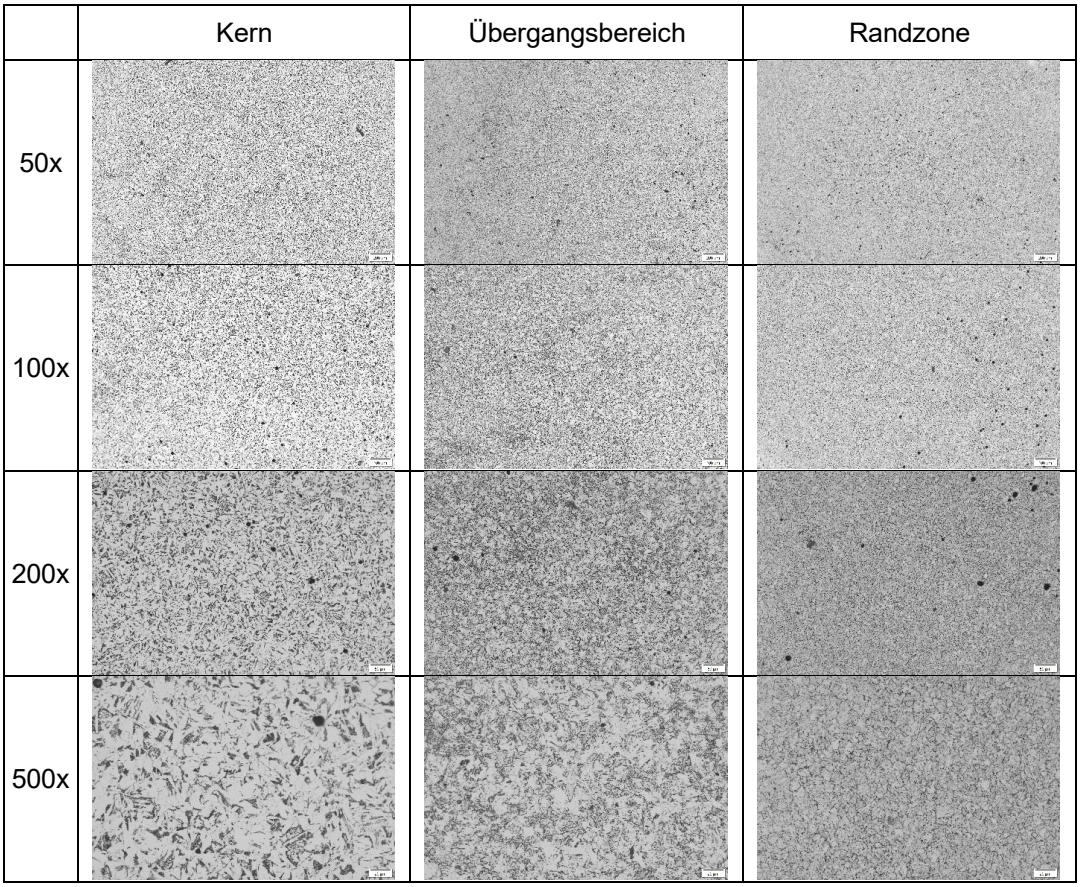


Abb. B1 Mikroskopische Dokumentation des entwickelten Feingefüges in 50-, 100-, 200- und 500-facher Vergrößerung

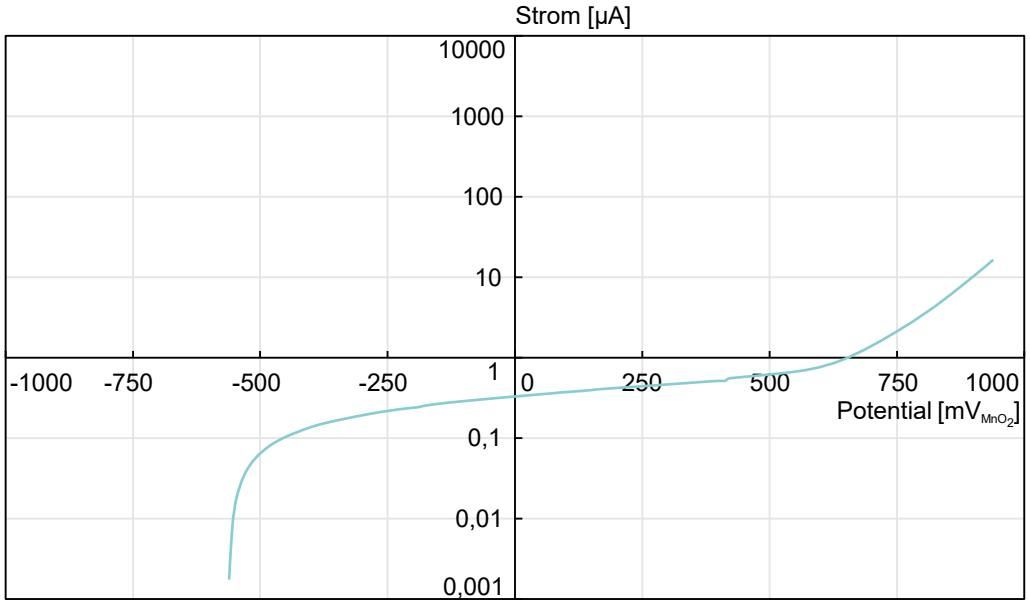


Abb. B2 Stromdichte-Potentialkurve für die plastische Prüfkörpervariante (ohne IR-Kompensation)



Abb. B3 Exemplarische Bruchbilder der mechanisch geschädigten Prüfkörper

Serien pl-n (oben) und pl-a-p (unten):



Serie pl-a-p:



Serie el-a-u:



Abb. B4 Versuchsstand zur Erzeugung der korrosiven Schädigung

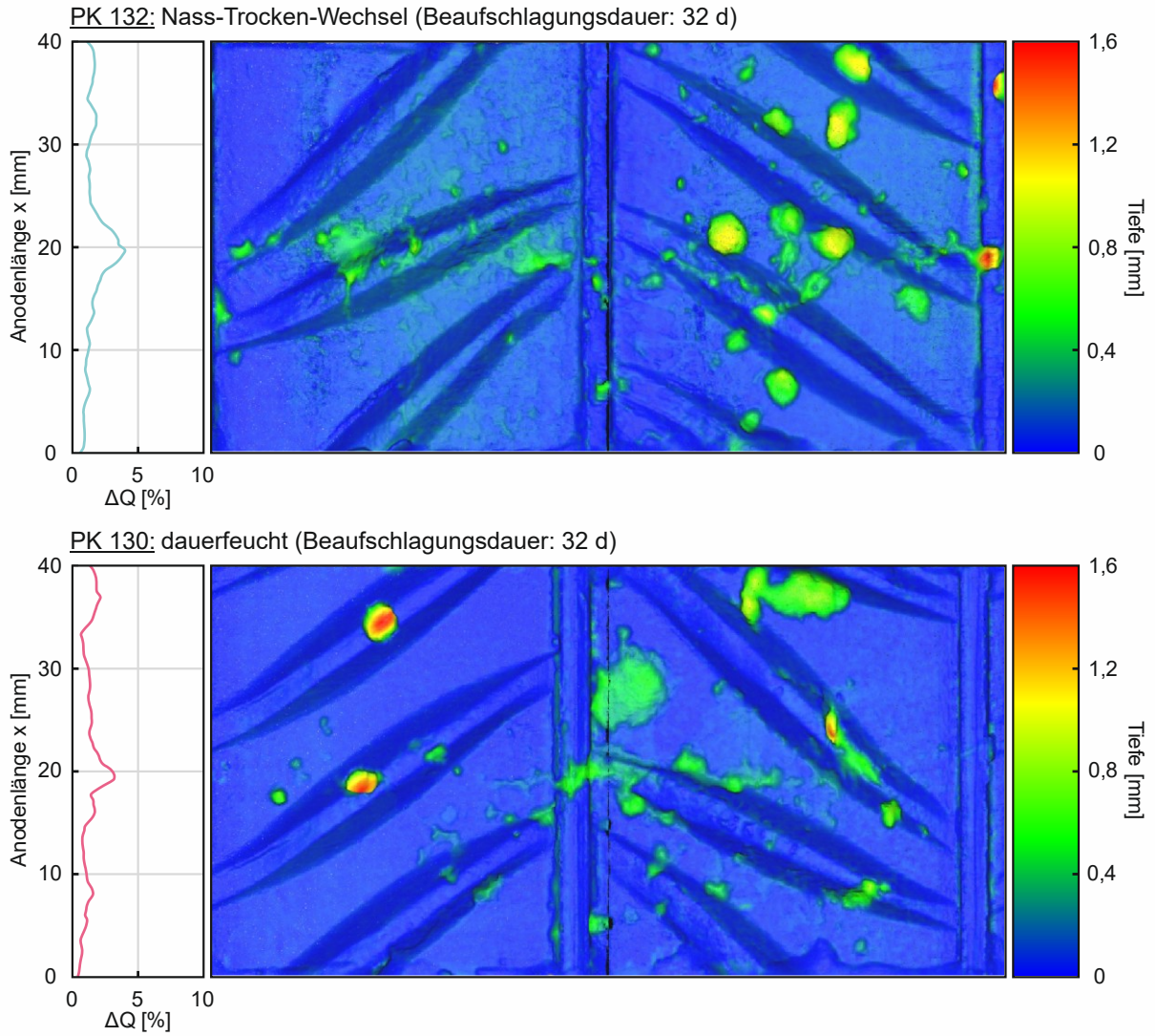


Abb. B5 Exemplarische Darstellung des Querschnittsverlustverlaufs ΔQ(x) über die Anodenlänge neben dem zugehörigen, abgerollten Punktwolkenvergleich vor und nach korrosiver Schädigung für einen Prüfkörper mit (oben) und ohne (unten) durchlaufbedingte Trockenphasen



Abb. B6 Exemplarische Bilder der *natürlich* korrodierten Prüfkörper der *plastischen Prüfkörpervariante*

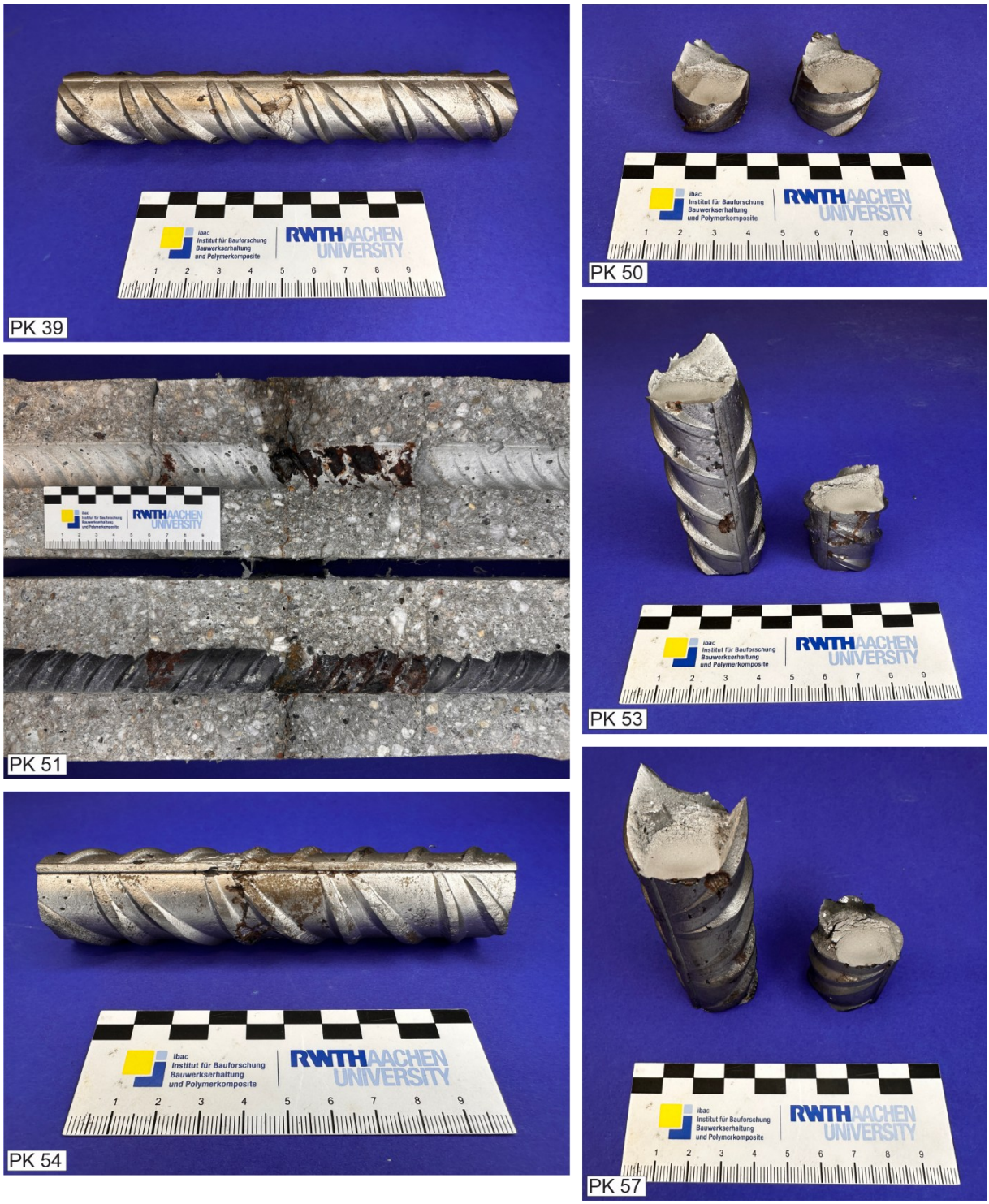


Abb. B7 Exemplarische Bilder der *natürlich* korrodierten Prüfkörper der *plastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)

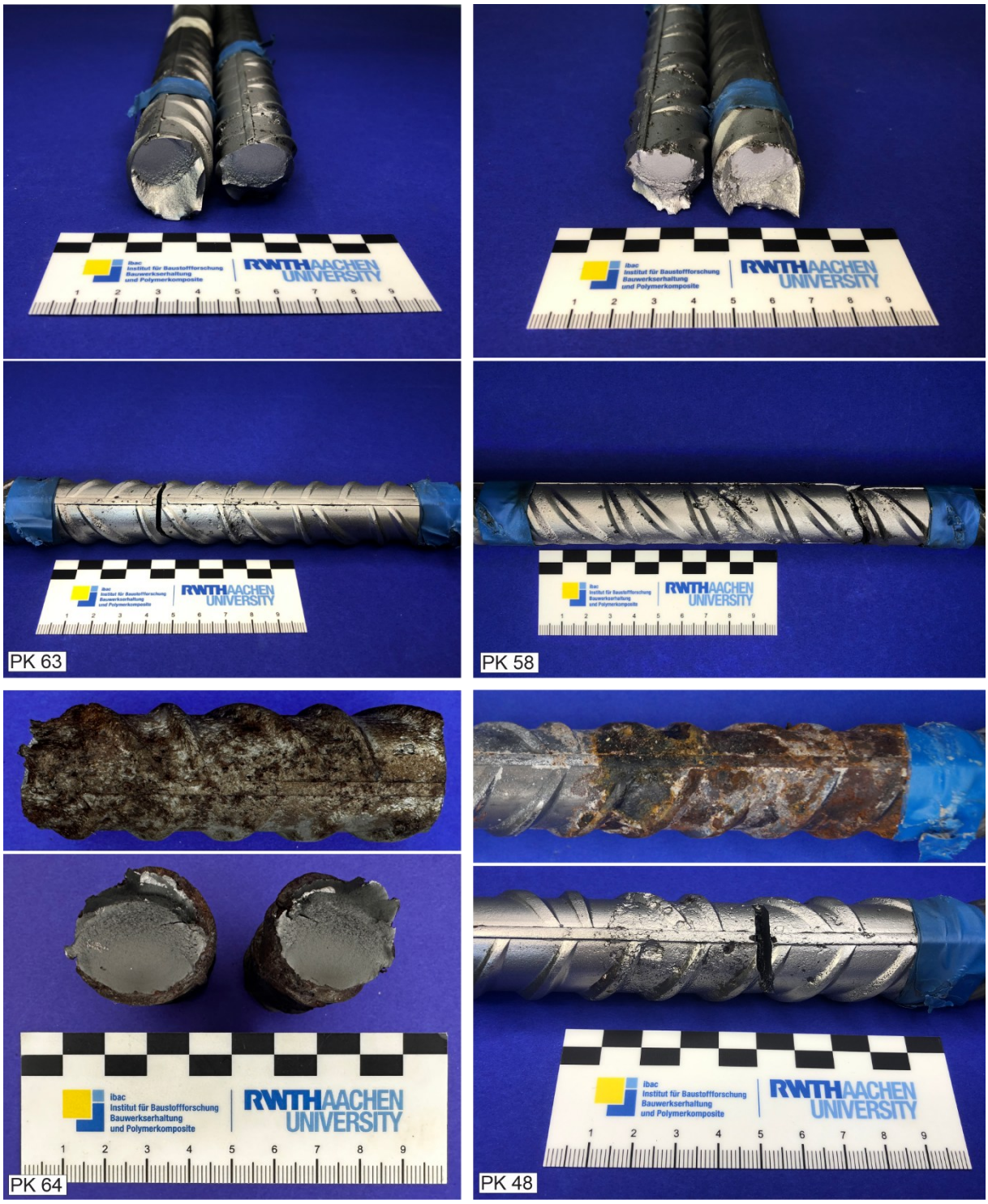


Abb. B8 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *plastischen Prüfkörpervariante*

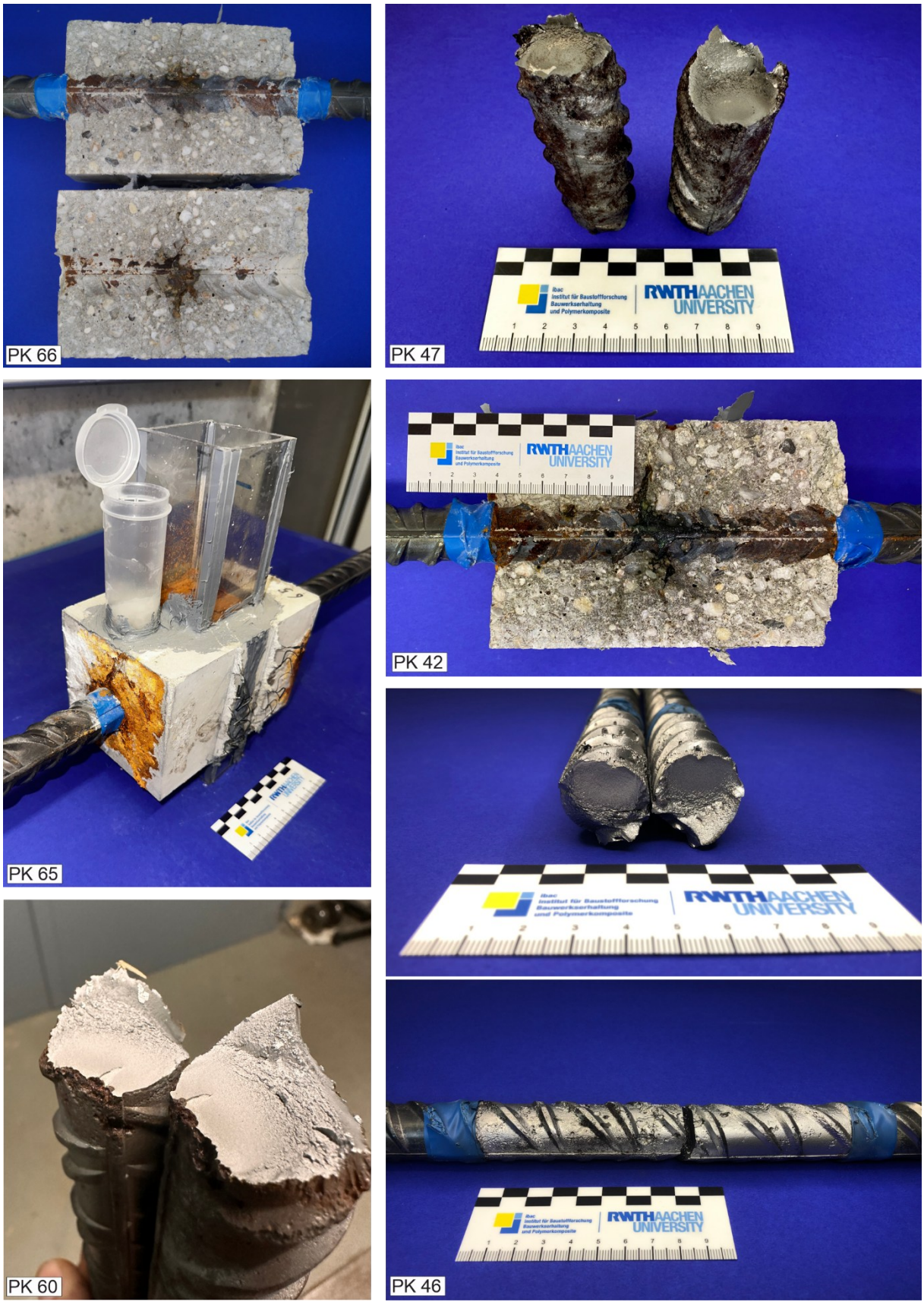


Abb. B9 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *plastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)



Abb. B10 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante*



Abb. B11 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)



Abb. B12 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)



Abb. B13 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)



Abb. B14 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)



Abb. B15 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)



Abb. B16 Exemplarische Bilder der *beschleunigt* korrodierten Prüfkörper der *linear-elastischen Prüfkörpervariante* (Fortsetzung)

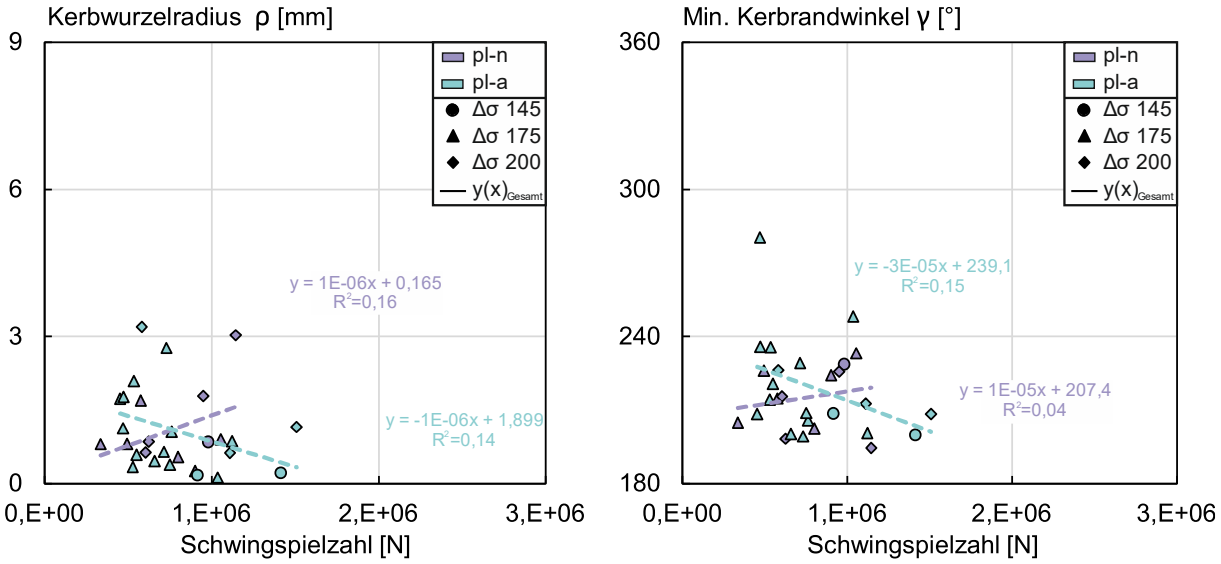


Abb. B17 Kerbwurzelradius ρ und minimaler Kerbrandwinkel γ in Abhängigkeit von der Schwingfestigkeit für die *beschleunigt* und *natürlich* korrodierten Prüfkörper der *plastischen Prüfkörpervariante*

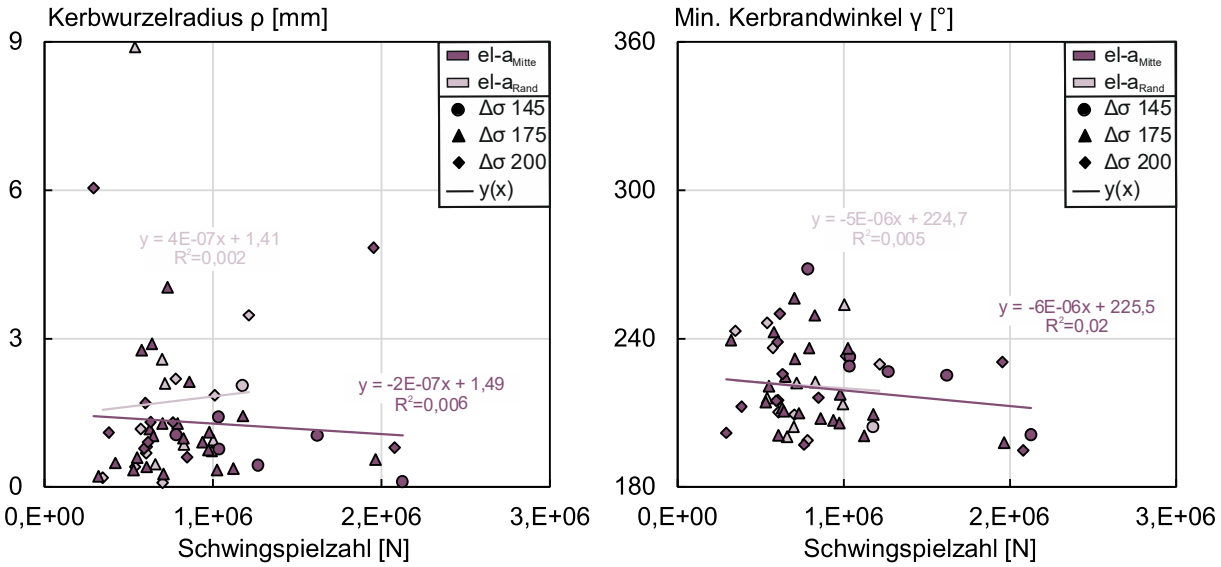


Abb. B18 Kerbwurzelradius ρ und minimaler Kerbrandwinkel γ in Abhängigkeit von der Schwingfestigkeit für die *elastische Prüfkörpervariante* differenziert in *mittige* und *randnahe Brüche*

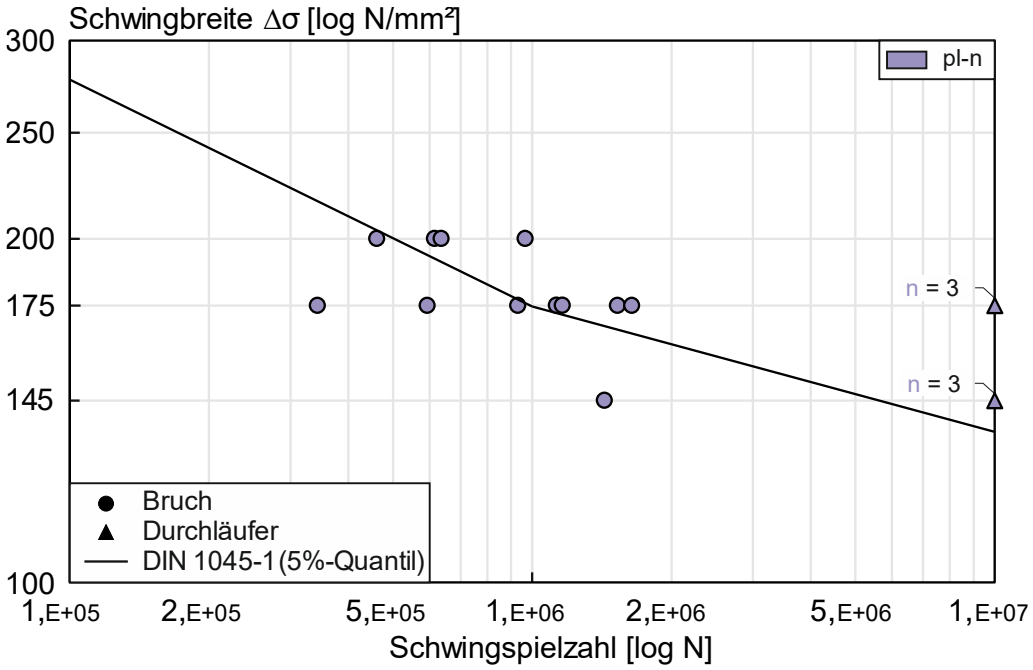


Abb. B19 Doppeltlogarithmische Darstellung der Ergebnisse der Dauerschwingversuche an den *plastisch* vorbelasteten, *natürlich* korrodierten Prüfkörpern

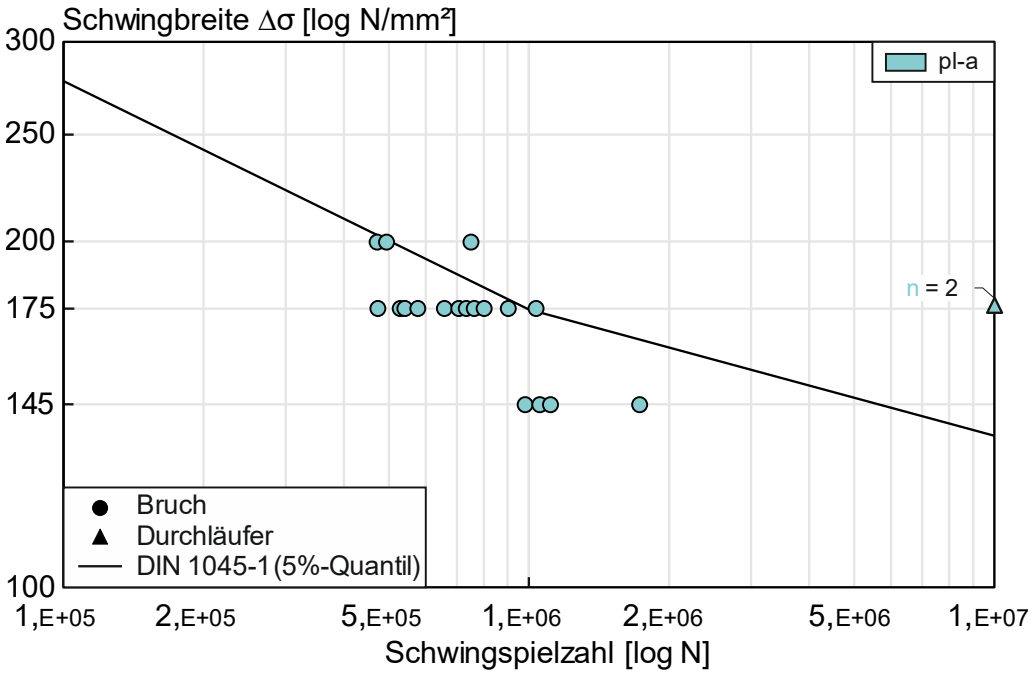


Abb. B20 Doppeltlogarithmische Darstellung der Ergebnisse der Dauerschwingversuche an den *plastisch* vorbelasteten, *beschleunigt* korrodierten Prüfkörpern