

Untersuchungen zu den Auswirkungen einer Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl

Zur Erlangung des akademischen Grades Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)
Genehmigte Dissertation von Anna-Katharina Kraemer aus Frankfurt am Main
Tag der Einreichung: 03.03.2023, Tag der Prüfung: 25.04.2023

Erstreferent: Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Christian Mittelstedt
Darmstadt, Technische Universität Darmstadt



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
DARMSTADT



Fachbereich Maschinenbau
Fachgebiet und Institut für
Werkstoffkunde

Untersuchungen zu den Auswirkungen einer Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl

Genehmigte Dissertation von Anna-Katharina Kraemer

Tag der Einreichung: 03.03.2023

Tag der Prüfung: 25.04.2023

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt

Bitte zitieren Sie dieses Dokument als:

URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-240736

URL: <http://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/24073>

Jahr der Veröffentlichung auf TUpriints: 2023

Dieses Dokument wird bereitgestellt von tuprints,

E-Publishing-Service der TU Darmstadt

<http://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de>

tuprints@ulb.tu-darmstadt.de

Die Veröffentlichung steht unter folgender Creative Commons Lizenz:

Namensnennung – Nicht kommerziell – Keine Bearbeitungen 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Für Fiete

Erklärungen laut Promotionsordnung

§ 8 Abs. 1 lit. c PromO

Ich versichere hiermit, dass die elektronische Version meiner Dissertation mit der schriftlichen Version übereinstimmt.

§ 8 Abs. 1 lit. d PromO

Ich versichere hiermit, dass zu einem vorherigen Zeitpunkt noch keine Promotion versucht wurde. In diesem Fall sind nähere Angaben über Zeitpunkt, Hochschule, Dissertationsthema und Ergebnis dieses Versuchs mitzuteilen.

§ 9 Abs. 1 PromO

Ich versichere hiermit, dass die vorliegende Dissertation selbstständig und nur unter Verwendung der angegebenen Quellen verfasst wurde.

§ 9 Abs. 2 PromO

Die Arbeit hat bisher noch nicht zu Prüfungszwecken gedient.

Darmstadt, 03.03.2023

Anna-Katharina Kraemer

Danksagung

Diese Arbeit entstand als Dissertation während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde (IfW) der Technischen Universität Darmstadt. Mein besonderer Dank gilt dem Leiter des Fachgebiets und Instituts, Herrn Professor Dr.-Ing. Matthias Oechsner, für die Betreuung und Unterstützung bei der Entstehung meiner Arbeit. Vielen Dank für die Übernahme der Berichterstattung und das mir stets entgegengebrachte Vertrauen. Insbesondere auch in der Unterstützung, dass ich mich parallel in der Lehre in diesem Umfang engagieren konnte.

Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Christian Mittelstedt, dem Leiter des Fachgebiets Leichtbau und Strukturmechanik, gilt mein herzlicher Dank für die freundliche Übernahme der Mitberichterstattung.

Dem Geschäftsführer des Industrieverbands Feuerverzinken, Herrn Dr.-Ing. Mark Huckshold, und auch dem Leiter der Technik, Herrn Patrick Düren-Rost, gilt mein Dank für die tolle Unterstützung bei der Forschung. Auch möchte ich mich bedanken für die Möglichkeit meine Ideen in Form von Forschungsprojekten verwirklichen zu können.

Im Rahmen meiner gesamten Forschungstätigkeiten an feuerverzinkten Stahlbauteilen für den Brückenbau hatte ich das Vergnügen eng mit Johannes Grote und Peter Hatke zusammenzuarbeiten. Die freundschaftliche und erfolgreiche Teamarbeit wird hoffentlich auch in Zukunft erfolgreich fortgesetzt werden können.

Dem gesamten Kompetenzbereich Bauteilfestigkeit, unter der Leitung von Herrn Dr.-Ing. Marcus Klein und auch dem ehemaligen Leiter der Analytik Herrn Dr.-Ing. Rainer Landgrebe, möchte ich ganz herzlich danken. Vielen Dank für die Möglichkeit mein Arbeitsumfeld und meine Forschungstätigkeit selbstbestimmt umsetzen zu können.

Bei Herrn Rainer Landgrebe möchte ich mich ganz besonders bedanken. Sie haben mich stets während des Forschungsprojektes und auch der Entstehung meiner Arbeit konstruktiv begleitet und gefördert. Ich habe die intensiven Gespräche und Diskussionen zu meinen Ergebnissen mit Ihnen gerne gesucht.

Ein großer Dank geht auch an die Prüflingenieurinnen und Techniker für ihre Unterstützung und die tolle Zusammenarbeit, vorallem bei den experimentellen Arbeiten. Bei meinen langjährigen BürokollegInnen Andrea, Andreas und Fabian möchte ich mich besonders bedanken für die tolle gemeinsame und intensive Zeit am Institut.

Großer Dank auch an die KollegInnen der anderen Abteilungen, die mich mit Ihrer Arbeit und bei Fragen unterstützt haben.

Der größtmögliche Dank gilt meinem Mann Fabian. Du konntest mich nicht nur moralisch unterstützen und den Rücken frei halten, dank deiner fachlichen Nähe konnten wir viele gemeinsame konstruktive Diskussionen führen, die meine Arbeit weiter gebracht haben. Vielen Dank!

Weiterhin möchte ich auch meiner Familie und unseren Wahlverwandten für eure stetige Unterstützung auf meinem bisherigen Weg besonders danken.

Kurzfassung

Die Feuerverzinkung ist ein langlebiger Korrosionsschutz für Bauteile aus Stahl und damit ein wichtiger Bestandteil, um die Sicherheit einer Konstruktion über die Lebensdauer zu gewährleisten. Ziel ist es, dieses Potential auch im Stahl- und Verbundbrückenbau zu etablieren. Mit der bisherigen Forschung ist ein großer Schritt in diese Richtung bereits getan. Aus den rein phänomenologischen Betrachtungen konnte bisher eine Abminderung der Ermüdungsfestigkeit und eine Verschiebung zu niedrigeren Schwingungszahlen abgeleitet werden. Es bleibt jedoch die Fragestellung nach den Ursachen für die Auswirkung der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl offen.

Ziel dieser Arbeit ist, die Grundlage für ein mechanismenbasiertes Verständnis der schädigenden Wirkung der Feuerverzinkung unter ermüdender Beanspruchung zu schaffen. Der Fokus ist dazu auf die Bewertung der kritischen Rissbildung im Zinküberzug und im Stahlsubstrat gerichtet. Anhand von drei Schwerpunkten *Kerbwirkung*, *Mikrostruktur* und *Bruchmechanik* erfolgen eine systematische Identifikation und Bewertung zu den Schädigungsursachen. Neben experimentellen Ermüdungsversuchen dienen werkstoffanalytische Methoden und bruchmechanische Ansätze dazu, die mikrostrukturellen Einflüsse auf das Mikrorisswachstum zu erfassen.

Als Ergebnis kann herausgestellt werden, dass die Feuerverzinkung als Korrosionsschutz geeignet ist, um im Brückenbau für sämtliche Kerbfälle eingesetzt zu werden. Die im Normentwurf vorgeschlagene Änderung der Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden auf $m = 5$ erscheint zweckmäßig, sodass alle hier untersuchten Kerbfälle mit feuerverzinkten Bauteilen erfüllt werden können. Der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit kann mit den durchgeführten Untersuchungen dennoch bestätigt und darüber hinaus differenzierter bewertet werden.

Auf Basis der durchgeführten experimentellen Untersuchungen kann jetzt die Auswirkung der geometrischen Kerbe in Zusammenhang mit der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit beurteilt werden. Bei niedrigen Überzugsdicken ($< 100 \mu\text{m}$) zeigt sich eine Kerbfallabhängigkeit. Die angewandten Methoden bestätigen, dass prozessbedingte thermische Schwindungsrissbildung im Zinküberzug nicht ursächlich sind für die schädigende Wirkung. Aufgrund der spröden Eigenschaften des Überzugs mit geringer Kohäsionsbruchfestigkeit kommt es zum frühen Risswachstum im Überzug. Eine Differenzierung der Rissbildung und des Risswachstums im Zinküberzug zwischen Normal- und Hochtemperaturverzinkung ist möglich. Aufgrund des verschiedenen Phasenaufbaus resultiert eine unterschiedliche Ausprägung und Verschiebung der Ermüdungsphasen, sodass bei Applikation des dünneren HTV-Überzugs die Rissbildung im Stahl später erfolgt als für Bauteile mit NTV-Überzug. Daraus resultiert eine tendenziell höhere Lebensdauer von HTV-Bauteilen. Die ermüdungslebensdauerreduzierende Wirkung des Überzugs bleibt. Gegenüber einem unverzinkten Stahl sind die Phasen der Ermüdung bei feuerverzinkten Bauteilen aus Stahl zu früheren Lebensdauerzeitpunkten verschoben.

Die Bewertung der Mikrostruktur des Zinküberzugs ermöglicht die Beschreibung schädigungsbildender Mechanismen. Daraus eröffnet sich die Möglichkeit, den Feuerverzinkungsüberzug zielgerichtet und beanspruchungsgerecht für Stahlbauteile als langlebigen und nachhaltigen Korrosionsschutz einzusetzen.

Abstract

Hot-dip galvanizing is a long-lasting corrosion protection for steel components and thus an important component in ensuring the safety of a structure over its service life. The aim is to establish this potential in steel and composite bridge constructions as well. A major step in this direction has already been taken with the research carried out so far. From phenomenological considerations only, a reduction of fatigue strength and a shift to lower numbers of cycles could be deduced by now. However, the question why hot-dip galvanizing has such an effect on the fatigue strength of steel components remains to be answered.

The objective of this work is to provide the basis for a mechanism-based understanding of the damaging effect of hot-dip galvanizing under fatigue loading. To this end, the focus is directed to the evaluation of critical cracking in the zinc coating and steel substrate. A systematic identification and evaluation on the reasons for damage is carried out on the basis of three focal points *notch-geometric effect*, *microstructure* and *fracture mechanics*. In addition to experimental fatigue tests, material analytical methods and fracture mechanics approaches were used to identify the microstructural influences on microcrack growth.

As a result, it can be emphasized that hot-dip galvanizing is suitable as corrosion protection to be used in bridge construction for all detail categories. The change of the slope parameter of the finite life fatigue to $m = 5$ proposed in the draft standard seems to be appropriate, so that all detail categories tested here can be fulfilled with hot-dip galvanized components. The influence of hot-dip galvanizing on fatigue strength can nevertheless be confirmed with the tests carried out and, moreover, evaluated in a more differentiated manner.

On the basis of the experimental investigations carried out, the effect of the notch-geometric associated with hot-dip galvanizing on the fatigue strength can now be evaluated. At low coating thicknesses ($< 100 \mu\text{m}$), notch dependence has been observed. The methods used confirm that process-related thermal shrinkage cracks in the zinc coating are not causal for the damaging effect. Due to the brittle properties of the coating with low cohesive fracture strength, early crack growth occurs in the coating.

A differentiation of the crack behavior between normal and high temperature galvanizing is possible. Due to the different phase structure, a different shift of the fatigue phases can be observed, so that when the thinner high temperature coating is applied, crack formation in the steel occurs later than for components with normal temperature coating. This tends to result in a higher number of cycles for high temperature galvanizing components. The fatigue-life-reducing effect of the coating remains. Compared with an ungalvanized steel, the fatigue phases of hot-dip galvanized steel components are shifted to lower number of cycles.

The evaluation of the microstructure of the zinc coating enables the description of damage-forming mechanisms. This opens up the possibility of using the hot-dip galvanized coating in a targeted and stress-appropriate manner for steel components as long-lasting and sustainable corrosion protection.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	vii
Symbol- und Abkürzungsverzeichnis	xv
1 Einleitung	1
2 Stand der Wissenschaft und Technik	3
2.1 Ermüdung	3
2.2 Auslegung von Brückenbauwerken	6
2.2.1 Ermüdung im Brückenbau	8
2.2.2 Statistische Auswertung von Ermüdungsversuchen nach DIN EN 1993-1-9	9
2.2.3 Auswertung mit einer variablen Steigung m	10
2.2.4 Auswertung mit einer festen Steigung m	10
2.3 Korrosionsschutz durch Feuerverzinkung	12
2.3.1 Korrosionsschutzwirkung	12
2.3.2 Feuerverzinkungsprozess	13
2.3.3 Schichtaufbau des Feuerverzinkungsüberzugs	14
2.3.4 Einfluss der Feuerverzinkung auf Festigkeitskennwerte der Bauteile	16
3 Zielsetzung und Vorgehensweise	19
3.1 Problemstellung und Zielsetzung	19
3.2 Bearbeitungskonzept	20
4 Probekörper und Versuchstechnik	23
4.1 Werkstoffkennwerte	23
4.2 Feuerverzinkung	24
4.2.1 Ausbildung der Überzüge	25
4.2.2 Auswirkung der Vorbehandlungsschritte	26
4.2.3 Bestimmung der Eindringhärte und des Eindringmoduls	27
4.3 Probekörper der experimentellen Ermüdungsversuche	29
4.3.1 Probekörper der Axialschwingversuche verschiedener Kerbfälle	29
4.3.2 Probekörper der Schwingversuche unter 4-Punkt-Biegung	32
4.4 Probekörper der quasi-statischen Mikrozugprüfung	32
4.5 Versuchstechnik	33
4.5.1 Axialschwingversuche	33
4.5.2 Ermüdungsversuche mittels 4-Punkt-Biegung	34
4.5.3 Mikrozugprüfung	35
5 Experimentelle Untersuchungen	37
5.1 Axialschwingversuche an Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9	37
5.1.1 Flachzugproben - Blech mit bearbeiteter Kante, Kerbfall $\Delta\sigma_c = 140 \text{ N/mm}^2$	38
5.1.2 Flachzugproben - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 125 \text{ N/mm}^2$	41
5.1.3 Schraubenverbindungen - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 80 \text{ N/mm}^2$ bis 112 N/mm^2	42
5.1.4 Geschweißte Quersteife - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 80 \text{ N/mm}^2$	45
5.1.5 Schraube - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 50 \text{ N/mm}^2$	47
5.1.6 Zwischenfazit der Ergebnisse der Axialschwingversuche	48
5.2 Schwingversuche mit 4-Punkt-Biegung	53
5.2.1 Ergebnis der Ermüdungsversuche mit 4-Punkt-Biegung	54
5.2.2 Ergebnis der Untersuchungen zum Rissverhalten	56

5.2.3	Zwischenfazit zur 4-Punkt-Biegung	61
5.3	Zusammenfassung der Ermüdungsversuche	61
6	Mikrostrukturelle Betrachtung der Rissbildung und Rissentwicklung	63
6.1	Mikroskopische Betrachtung der feuerverzinkten Überzüge	63
6.2	Mikrozugversuche zur Betrachtung der Rissinitiierung	65
6.3	Bruchflächenanalyse	67
6.3.1	Rissinitiierung im Stahl	67
6.3.2	Charakteristika von Bruchflächen feuerverzinkter Proben	68
6.3.3	Zwischenfazit der Bruchflächenanalyse	70
6.4	Betrachtung der angehaltenen Versuche zur Beurteilung der Rissentwicklung	70
6.4.1	Rissnetzwerk - Computertomografie	71
6.4.2	Rissnetzwerk - Quer- und Flachscliff	71
6.4.3	Zwischenfazit zu den angehaltenen Versuchen	76
6.5	Zusammenfassung der Mikrostrukturbetrachtung	77
7	Rechnerische Betrachtung des Bi-Materialverhaltens	79
7.1	Grundlagen	79
7.2	Analytische Ansätze zur Betrachtung der Rissbildung im Bi-Material	82
7.2.1	Rechenansatz zur Ermittlung der Energiefreisetzungsrates von Rissen im Bi-Material	83
7.2.2	Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsrates von Rissen im Überzug	85
7.2.3	Indenterbruchmechanik	88
7.2.4	Zwischenfazit zur analytischen Berechnung	88
7.3	Numerische Berechnung des Bi-Materials	89
7.3.1	Beschreibung des Modellaufbaus	89
7.3.2	Ergebnisse der numerischen Simulation	92
7.3.3	Vergleich der Ergebnisse zu den analytischen Berechnungen	98
7.3.4	Zwischenfazit zur FE-Simulation	100
7.4	Zusammenfassung der analytischen und numerischen Berechnung	101
8	Diskussion der Ergebnisse	103
9	Zusammenfassung und Ausblick	109
	Literaturverzeichnis	113
A	Anhang	119
A.1	Eingangsparmeter	119
A.1.1	Feuerverzinkung	119
A.1.2	Auszug aus Normentwurf prEN1993-1-9	123
A.2	Ermüdungsversuche	128
A.2.1	Elektrische Widerstandsmessung	128
A.2.2	Axialschwingversuche	128
A.2.3	Ergebnisse der elektrischen Widerstandsmessung im Axialschwingversuch	140
A.2.4	Ergebnisse Schwingversuche der 4-Punkt-Biegung	142
A.2.5	Ergebnisse der elektrischen Widerstandsmessung der 4-Punkt-Biegeproben	146
A.2.6	Untersuchung anderer Überzugswerkstoffe an 4-Punkt-Biegeproben	154
A.3	Mikrostrukturelle Betrachtung	157
A.3.1	Angehaltene Ermüdungsversuche an den Flachzugproben	157
A.4	Rechnerische Betrachtung	167
A.4.1	Analytische Ansätze	167
A.4.2	Indenterbruchmechanik	167
A.4.3	Numerische Simulation	170
	Abbildungsverzeichnis	173
	Tabellenverzeichnis	181

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

Griechische Symbole

Symbol	SI-Einheit	Beschreibung
α		1. Dundur's Parameter
α_k		Formzahl
β		2. Dundur's Parameter
β_k		Kerbwirkungszahl
$\Delta\sigma_c$		Kerbfall (Spannungsschwingbreite)
$\Delta\sigma_D$		Dauerfestigkeit
ΔK		zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_{th}		zyklischer Schwellenwert für Langrisswachstum
$\Delta\sigma, \Delta\sigma_R$		Schwingbreite
ϵ		Dehnung
γ_k		Faktor zur Beschreibung der Kerbverfestigung
κ_i		Muskhelishvili's Konstante
μ		Lamé-Konstante
ν		Querkontraktionszahl
Π	J	Energie
σ	N/mm ²	Spannung
σ_a	N/mm ²	Spannungsamplitude
σ_{AD}	N/mm ²	Dauerfestigkeit ungekerbt
σ_{ADn}	N/mm ²	Dauerfestigkeit gekerbt
σ_m	N/mm ²	Mittelspannung
σ_{max}	N/mm ²	Maximalspannung
σ_{min}	N/mm ²	Minimalspannung
σ_n	N/mm ²	Nennspannung
σ_s	N/mm ²	Eigenspannung
ϑ	°C	Temperatur

Lateinische Symbole

Symbol	SI-Einheit	Beschreibung
a	mm	Risslänge

a		Ordinatenschnittpunkt
\hat{a}		Schätzwert des Ordinatenschnittpunkts
A	mm^2	Fläche
m	mm	Querschnittsbreite
e	mm	Elementkantenlänge
E, \bar{E}	N/mm^2	Elastizitätsmodul
E_{IT}	GPa	Eindringmodul
f		Freiheitsgrad in der Statistik
f	Hz	Frequenz
f		risstreibender Faktor
F	N	Kraft
F_O	N	Oberlast
G	Nmm^{-1}	Energiefreisetzungsrate
G	N/mm^2	Schubmodul
G_{Ic}		kritische Energiefreisetzungsrate
h	mm	Querschnittshöhe, Überzugsdicke
H_{IT}	GPa	Eindringhärte
J	Nmm^{-1}	Energiefreisetzungsrate
k_f		Spannungskonzentrationsfaktor
K	$\text{Nmm}^{\frac{3}{2}}$	Spannungsintensitätsfaktor
K_{Ic}	$\text{Nmm}^{\frac{3}{2}}$	kritischer Spannungsintensitätsfaktor
K_f		Kerbwirkungszahl nach FKM-Richtlinie
K_t		Kerbformzahl nach FKM-Richtlinie
K_t^{scf}		Spannungskonzentrationsfaktor
l	m	Länge
L	mm	Abstand zwischen den Rissen
m		Steigung
\hat{m}		Schätzwert der Steigung
M	kNm	Momentenbeanspruchung
n		Stichprobenumfang
n_χ		dynamische Stützziffer
N		Schwingspielzahl
N_c		charakteristische Lebensdauer
P	N	Indentationslast
P_U		Überlebenswahrscheinlichkeit
r	mm	Radius
R		Spannungsverhältnis
R_m	N/mm^2	Zugfestigkeit
R_{mk}	N/mm^2	Kerbzugfestigkeit

s		Ausfallwahrscheinlichkeit
s_{ij}		Standardabweichung
S	N/mm^2	charakteristische Ermüdungsfestigkeit (Längsspannungsschwingbreite)
S_c	N/mm^2	charakteristische Spannungsschwingbreite
t		Wahrscheinlichkeitswert der t-Verteilung
t	mm	Dicke
T	mm	Risslänge am Indentationseindruck
u	mm	Verschiebung
U	Nm/m	Formänderungsenergie
v	m/s	Geschwindigkeit
Y		Geometriefaktor
Z		Geometriefaktor Energie

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
AC	Wechselstrom (Alternating Current)
BAST	Bundesanstalt für Straßenwesen
BSE	Rückstreuелеktronenkontrast (backscattered electrons)
CEN	Europäisches Komitee für Normung
CT	Computertomograf
DAST	Deutscher Ausschuss für Stahlbau
DC	Gleichstrom (Direct Current)
DifU	Deutsches Institut für Urbanistik
DIN	Deutsche Industrie-Norm
EC3	Eurocode 3: DIN EN 1993-1-9
EPBM	elastisch-plastische Bruchmechanik
ESZ	Ebener Spannungszustand
EVZ	Ebener Verzerrungszustand
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
HTV	Hochtemperaturverzinkung
ISO	Internationale Organisation für Normung (International Organization for Standardization)
LEBM	linear-elastische Bruchmechanik
LMAC	Flüssigmetallinduzierte Rissbildung (liquid metal assisted cracking)
NTV	Normaltemperaturverzinkung
PVD	physikalische Gasphasenabscheidung (Physical Vapour Deposition)
REM	Rasterelektronenmikroskop
SCF	Spannungskonzentrationsfaktor (stress concentration factor)
SE	Sekundärelektronen (secondary electrons)



UV

unverzinkt

1 Einleitung

Der Ausbau der Infrastruktur nimmt aufgrund steigender Anforderungen beispielsweise durch die zunehmende Verkehrsbelastung immer weiter zu. Die getroffenen Annahmen über die erwartete Belastung innerhalb der prognostizierten Lebensdauer von Bestandsbrückenbauwerken sind nicht mehr zutreffend. Das höhere Verkehrsaufkommen übersteigt die Belastungsgrenze der Bauwerke. Die Folge sind Schäden an den Brückenbauwerken, die in den vergangenen Jahren immer weiter zunehmen. Laut Studien des Deutschen Instituts für Urbanistik (DifU) [1] und der Bundesanstalt für Straßenwesen (BASt) [2] sind rund ein Drittel der Brücken in schlechtem Zustand. Ereignisse, wie die unerwartete Sperrung der Schiersteiner Brücke und der Salzachtalbrücke bei Wiesbaden, verdeutlichen diese Situation erheblich. Die Autobahnbrücken liegen in den Verkehrsknoten im Rhein-Main-Gebiet und führen bei Sperrungen zu Verkehrschaos. Auf der Sauerlandlinie zwischen dem Rhein-Main-Gebiet und dem Ruhrgebiet sind 60 Talbrücken zu erneuern [3]. Der aus den Brückenschäden resultierende Bedarf, nicht nur an Instandhaltungsmaßnahmen, sondern auch an Ersatzneubauten führt zu einem Umdenken. Wurde bisher der Fokus auf kostengünstige Brückenbauwerke gelegt, kommen nun neue Faktoren, wie Bauzeit und Ökologie hinzu. Neubauten müssen in zeitlich attraktiven Bauzeiten verfügbar sein. Zusätzlich geht der Fokus weg von der rein ökonomischen Betrachtung hin zur ökologischen Nachhaltigkeitsbetrachtung. Neben den Neubaukosten müssen beispielsweise auch die Kosten für die Instandhaltung in die Bewertung mit einbezogen werden. Stahl kann aufgrund seiner hohen Festigkeiten in filigranen Strukturen langlebig eingesetzt werden und nach dem Lebenszyklus recycelt werden. Stahlschrott wird eingeschmolzen und wieder zu neuem, hochwertigem Stahl verarbeitet. Durch den Einsatz von beispielsweise Wasserstoff im Hochofen wird die CO₂-Erzeugung erheblich reduziert. Unter Berücksichtigung dieser Gesichtspunkte hat der Werkstoff Stahl ein großes Potential in Straßenbrücken in Stahl- und Verbundbauweise vermehrt eingesetzt zu werden.

Neben der Verkehrsbelastung nehmen auch die Umwelteinflüsse zu, die vor allem für den Stahl ein entscheidender Faktor für die Lebensdauer sind. Die Hauptursache für Schäden an Straßenbrücken ist die Korrosion. Die Autobahnbrücke in Minneapolis über den Mississippi ist aufgrund von Korrosion der Stahlträger auf tragische Weise eingestürzt. Ein weiteres Beispiel ist die Morandi Brücke in Genua, die im Jahr 2018 aufgrund von Korrosion an Haupttragelementen einstürzte und 43 Menschen das Leben kostete. In Deutschland und Europa werden üblicherweise organische Beschichtungen als Korrosionsschutzsystem eingesetzt, deren Schutzdauer ca. 25 Jahre beträgt [4]. Damit die Instandsetzungsmaßnahmen gering gehalten werden, werden diese Zeiten zum Teil überschritten. Die Folge können Bereiche starker Korrosion sein, wie diese Aufnahmen der Müngstener Brücke in Solingen zeigen, Abbildung 1.1.

Instandsetzungsmaßnahmen unter laufendem Verkehr sind aufwendig und kostenintensiv. Sie bedeuten häufig auch Einschnitte in den Verkehr bis hin zu Straßenvollsperrungen, Abbildung 1.2. Diese Lebenszykluskosten für die Instandhaltung tragen einen großen Anteil an den Gesamtkosten der Brückenbauwerke [6].

Eine Alternative zu den organischen Beschichtungen sind thermisch erzeugte Überzüge. Die ökologischen und ökonomischen Vorteile sind in Abbildung 1.3 dargestellt.



Abbildung 1.1: Korrosion an der Müngstener Eisenbahnbrücke in Solingen [5]



Abbildung 1.2: Sanierungsmaßnahmen an der Rheinbrücke Speyer [7]

mischen Vorteile einer Feuerverzinkung von Stahlbauteilen als Korrosionsschutz werden bisher nur im Stahlhochbau genutzt. Da die Feuerverzinkung im Vergleich zu anderen Korrosionsschutzarten kostengünstig und wartungsarm ist, hat sich dieses Verfahren im Stahlhochbau etabliert. [8] Im Stahlhochbau sind Korrosionsschutzdauern von mindestens 80 Jahren nachgewiesen [9]. Diese langjährige Erfahrung lässt eine Übertragbarkeit auf den Brückenbau zu. Bisher lässt die in Deutschland gültige Norm zur Bemessung von Bauwerken unter Ermüdungsbeanspruchung die Feuerverzinkung als Korrosionsschutz, aufgrund fehlender wissenschaftlich fundierter Erkenntnisse, nicht zu. Forschungsprojekte u. a. in Deutschland [6, 10, 11] und in Japan [12–14] befassten sich in den vergangenen Jahren intensiv mit der Bewertung der Ermüdung feuerverzinkter Stahlbauteile, um den Einsatz des Korrosionsschutzes auch im Brückenbau zu ermöglichen. Die Ergebnisse der Forschung zeigen ein großes Potential, die Feuerverzinkung als langlebigen Korrosionsschutz einzusetzen, ohne dabei Abstriche in der Beanspruchbarkeit machen zu müssen. Es wurden die für die Konstruktion von Stahl- und Verbundbrücken maßgebenden Details experimentell untersucht. Ein Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit der Stahlbauteile wurde in Abhängigkeit der Konstruktion von bis zu 40 % festgestellt. Gegenüber der konservativen Bemessungsnorm DIN EN 1993-1-9 müssen dadurch teilweise geringe Abminderungen eingegangen werden, die in der Bauausführung jedoch mit sehr geringem Aufwand umsetzbar sind.

Ziel dieser Forschungsarbeit ist es, für ein ganzheitliches Verständnis die Ursachen für diese Abminderung der Beanspruchbarkeit zu kennen und den Mechanismus so zu verstehen, dass mit diesem Wissen die bisherigen Ergebnisse auch auf andere Situationen und Konstruktionen übertragen werden können, ohne für diese weitere experimentelle Versuche durchführen zu müssen. Dazu fehlt bisher ein detailliertes Wissen über die mikrostrukturellen Vorgänge von zyklisch beanspruchten feuerverzinkten Stahlbauteilen. Diese Arbeit soll die Grundlage für diese Übertragbarkeit schaffen.

2 Stand der Wissenschaft und Technik

Eine besondere Herausforderung bei Brückenbauwerken ist die, durch den wechselnden Verkehr entstehende, zyklische Belastung. Diese zyklische Belastung führt zu einer Ermüdung der Werkstoffe und unterscheidet sich dadurch von der Tragfähigkeit im Hochbau unter ruhender Beanspruchung. Die Rissbildung und das Risswachstum ist neben weiteren Einflussfaktoren von den einwirkenden Lastkollektiven abhängig. Eine Abschätzung des auftretenden Verkehrs über die Lebensdauer ist erforderlich, um eine Belastung für die Bemessung ansetzen zu können. Jedoch ist auch eine Bewertung des Materialverhaltens notwendig, welches unter einer ermüdenden Belastung von verschiedenen Einflüssen abhängig ist. Diese Einflüsse sind in Kapitel 2.1 näher erläutert.

Straßen- und Eisenbahnbrücken in Deutschland sind zu 90 % mit kleineren bis mittleren Spannweiten bis etwa 40 m gebaut [15]. Üblicherweise werden dazu Verbundkonstruktionen mit Walzprofilen, Trogkonstruktionen und Hohlkastenquerschnitten eingesetzt. Die Tragfähigkeit muss über verschiedene aussteifende Elemente, wie Steifen, Schotte und auch Verbunddübel hergestellt werden, Abbildung 2.1. Geschweißte Konstruktionsdetails und Montagestoße, die auch mit Schrauben ausgeführt werden können, sind für die Ermüdungstragfähigkeit des Brückentragwerks ebenfalls maßgebend.

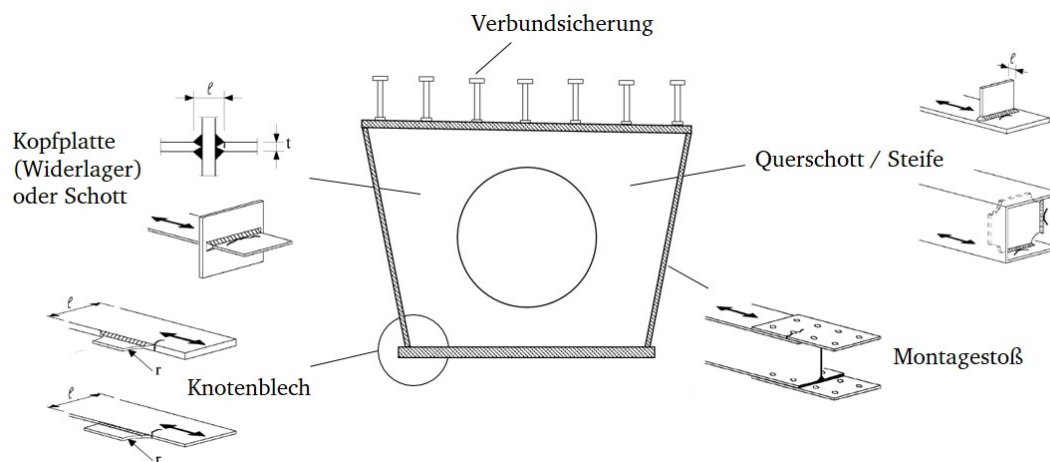


Abbildung 2.1: Beispielhafte Darstellung einer Hohlkastenkonstruktion mit gekennzeichneten Detailpunkten von Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9 [16]

2.1 Ermüdung

Der Begriff Ermüdung bezeichnet das Verhalten von Bauteilen unter zyklischer Belastung und basiert für metallische Werkstoffe auf mikroskopischer Veränderung des Werkstoffgefüges bis zum makroskopischen Versagen. Bei statischer Belastung können Spannungsspitzen durch das Fließen des Materials ausgeglichen werden, wohingegen bei zyklischer Belastung die plastischen Verformungen durch die Lastwechsel zu Ermüdungsgleitbändern führen. Die Entstehung und das Wachstum eines Ermüdungsrisses kann in Phasen beschrieben werden, Abbildung 2.2. Die erste Phase, die Risskeimbildung, entsteht durch Versetzungsbewegungen, die durch In- und Extrusionen die Entstehung von Ermüdungsgleitbändern fördern. Die Gleitbänder bilden Risskeime, aus denen die Mikrorissentstehung bevorzugt erfolgt. Anschließend an die physikalische Risskeimbildung breiten sich die Ermüdungsrisse entlang der Gleitebene aus, bis sie auf ein Hindernis, beispielsweise eine Korngrenze, stoßen. Die Phase der Anrissbildung endet definitionsgemäß mit dem technischen Anriss, der in einer bei der Inspektion detektierbaren Größenordnung liegt. Die weitere Rissausbreitung,

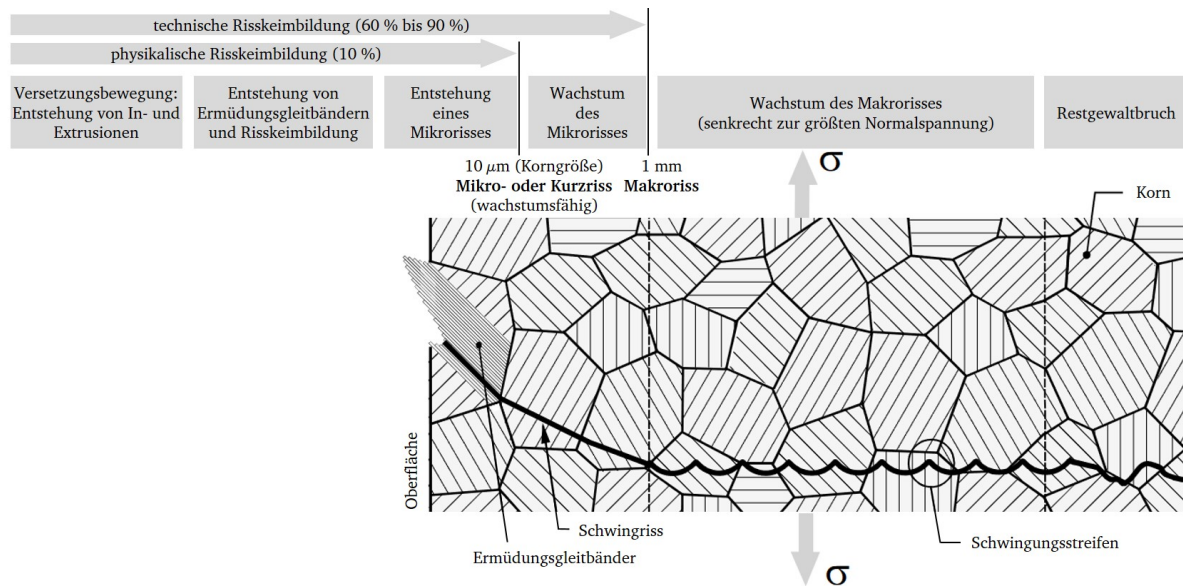


Abbildung 2.2: Überblick über die Phasen der Entstehung eines Ermüdungsrissses mit visueller Darstellung [19]

im Makrobereich ab etwa 1 mm, erfolgt meist senkrecht zur größten Normalspannung und schreitet mit jedem Lastwechsel um einen bestimmten Betrag voran. Daher wird dieses Wachstum als die zweite Phase, das stabile Risswachstum beschrieben. Als dritte Phase wird das instabile Risswachstum, das zum Bruch führt, bezeichnet. Mit zunehmendem Rissfortschritt im Makrobereich reduziert sich der lastübertragende Querschnitt bis zum Versagen durch den Restgewaltbruch. [17]

Auch bei der Rissausbreitung entsteht vor der Rissspitze immer wieder ein Risskeim, von dem aus sich ein Sekundärriss nach vorne und nach hinten zur Rissspitze ausbreitet. Nur in seltenen Fällen tritt eine direkte Rissausbreitung von der aktuellen Rissspitze aus auf. [18]

Abhängig von Werkstoff, Bauteil und Belastung entfallen von der Ermüdung 60 % bis 90 % der Lebensdauer auf das Mikrorisswachstum. Das Wachstum des Makrorisses hat hingegen nur einen geringen Anteil an der gesamten Lebensdauer. Vorhandene Mikro- und Makrorisse aus der Fertigung reduzieren die Lebensdauer eines Bauteils insofern erheblich. Die Ermüdungsfestigkeit ist von vielen Parametern, wie den Werkstoffeigenschaften, der Geometrie, der Umgebung aber auch der Beanspruchungsart abhängig. Die für diese Arbeit relevanten Einflüsse werden im Folgenden näher betrachtet.

Beanspruchung

Üblicherweise geht ein Ermüdungsbruch von einer besonders beanspruchten Stelle im Bauteil, beispielsweise einer Kerbe aus. An diesen Stellen treten lokale Spannungskonzentrationen auf, hervorgerufen durch die Kerbe. Siehe hierzu auch die nachfolgenden Ausführungen unter dem Abschnitt **Kerbwirkung** auf Seite 5. Kerben können konstruktiv bedingt sein, bei der Fertigung oder Montage eingebracht werden oder wie oben beschrieben, ein vorhandener Mikroriss oder eine Fehlstelle im Werkstoff (z. B. spröde Ausscheidung) sein. Deshalb ist die Ermüdungsfestigkeit viel stärker vom Herstellungsprozess und mikroskopischen Fehlstellen abhängig, als die statische Festigkeit. [17]

Der Verlauf einer Schwingbeanspruchung wird üblicherweise durch eine Mittelspannung σ_m und die Spannungsamplitude σ_a festgelegt, die als Ausschlag um die Mittelspannung angesetzt wird. Anstelle der Spannungsamplitude kann auch die Schwingbreite $\Delta\sigma = 2 \cdot \sigma_a$ verwendet werden. Die Spannungsamplitude beziehungsweise Spannungsschwingbreite (Differenz zwischen Ober- und Unterspannung) der Beanspruchung von Bauteilen stellt die wesentliche Einflussgröße auf die Ermüdungsfestigkeit dar. Daher ist das Spannungsverhältnis $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ für die Vergleichbarkeit von Ergebnissen zu berücksichtigen. Je nach Vorgabe des Spannungsverhältnisses werden die Proben mit Zug- oder Druckbeanspruchungen oder einer Kombination dieser belastet. Für ein ungekerbtes Bauteil verringert eine Zugmittelspannung die dauernd ertragbare Spannungsamplitude, wohingegen eine Druckmittelspannung diese

verbessert. Die Betriebsbelastung wird im experimentellen Versuch nachgestellt.

Versuche nach A. WÖHLER werden vereinfacht bei einem konstanten Spannungsverhältnis mit meist sinusförmigen Abläufen geprüft und weichen damit von der variablen Belastung im Betriebsfall ab. Die bis zu einer definierten Grenzwahrscheinlichkeit (z. B. $N = 5 \cdot 10^6$) ertragbare Spannungsschwingbreite, die Dauerfestigkeit, liegt daher etwas günstiger als im Betrieb und wird durch die statistische Absicherung angepasst [19]. Dehnungskontrollierte Versuche, bei denen die Dehnungsschwingbreite konstant gehalten wird, eignen sich insbesondere für Untersuchungen zur Bestimmung der Anrisswahrscheinlichkeit. Dabei ist die Größe der bleibenden Dehnungen das Maß für die Werkstoffschädigung [20].

Werkstoff

Eine höhere Zugfestigkeit verlängert im Allgemeinen die zyklische Lebensdauer und erhöht somit die Beanspruchbarkeit. Diese Erhöhung ist vor allem auf eine vergrößerte Rissentstehungsphase zurückzuführen. Experimentelle Versuche zeigen einen Einfluss der Werkstoffzusammensetzung, der mechanischen Eigenschaften und der mikroskopischen Struktur der Metalle auf die Lebensdauer.

Eine Ausnahme bilden geschweißte Bauteile, bei denen die Lebensdauer hauptsächlich aus der Risswachstumsphase, anstatt der Rissentstehungsphase, besteht. [21]

Kerbwirkung

Homogene Bauteile mit konstanten Querschnittsabmessungen kommen in der Technik kaum vor. Konstruktive Gegebenheiten, wie die Veränderung der Querschnittsabmessungen, Schweißstellen oder Fertigungsfehler sind nicht immer zu vermeiden und damit ursächlich für lokale Spannungsüberhöhungen und ungünstige, mehrachsige Spannungszustände. Je stärker die Kraftflusslinien an einer Kerbstelle abgelenkt werden, desto höher ist die Kerbwirkung, Abbildung 2.3. Die Spannungsüberhöhung ist umso ausgeprägter, je kleiner der Kerbradius und je tiefer die Kerbe sind [19]. Die freie Verformung des Werkstoffes wird durch die Querdehnung behindert, infolge dessen bildet sich ein mehrachsiger Spannungszustand aus. Neben der Hauptnormalspannung treten radiale und tangentielle Spannungen auf. Die Spannungsspitze der Hauptnormalspannung führt im Kerbgrund zu einem örtlichen Fließen bei Überschreitung der kritischen Fließgrenze. Dies führt jedoch nicht zum Versagen des gesamten Querschnitts, da die Beanspruchung im Inneren des Bauteils noch unterhalb der Fließgrenze liegt. Gekerbte Proben im spröden Werkstoffzustand brechen, sobald die größte Normalspannung im Kerbgrund die kritische Trennfestigkeit erreicht. Die Geometrie ist dabei entscheidend für den Entstehungsort und das Wachstum von Ermüdungsrissen im Konstruktionsdetail. [21]

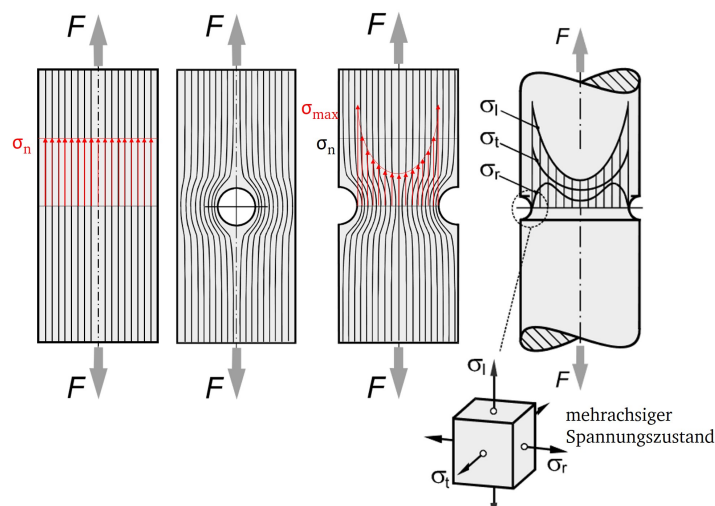


Abbildung 2.3: Darstellung des Kraftflusses und Störung durch technische Kerben [19]

Bei Festigkeitsnachweisen ist es erforderlich, die Spannungsüberhöhung im Kerbgrund zu berücksichtigen. Die maximale Spannung wird ins Verhältnis zur Nennspannung σ_n gesetzt, die sich im ungestörten Spannungsverlauf einstellt,

Abbildung 2.3. Dieses Verhältnis wird bei statischen Festigkeiten als Formzahl $\alpha_k = \sigma_{\max}/\sigma_n$ (nach FKM-Richtlinie [22] K_t) bezeichnet. Die Formzahl kann durch eine geschlossene Lösung (nur für einfache Geometrien), eine numerische Lösung oder experimentelle Methoden ermittelt werden. Für praktische Anwendungen gibt es Formzahldiagramme [22], die in Abhängigkeit von Geometrie und Belastungsart eine Ermittlung der Formzahl ermöglichen.

Die Kerbwirkung führt bei spröden Werkstoffen zu einem früheren Versagen, da bei $\sigma_{\max} = R_m$ ohne Verformung mit Bruch zu rechnen ist. Duktile Werkstoffe hingegen erreichen ab dem Überschreiten der Streckgrenze plastische Verformungen im Bereich höchst beanspruchter Stellen (z. B. im Kerbgrund). Der noch elastische Kern übt eine Stützwirkung auf die bereits plastifizierten Bereiche aus. Das Dehnungsvermögen des Bauteils verringert sich mit gleichzeitiger Zunahme der maximal aufnehmbaren Kraft für kerbverfestigende Werkstoffe, $\gamma_k = R_{mk}/R_m > 1$ [23].

Bei schwingender Beanspruchung ist die effektive Spannungsüberhöhung geringer als die theoretische Spannungsüberhöhung bei statischer Beanspruchung. Die Kerbwirkungszahl β_k (nach FKM-Richtlinie [22] K_f) definiert das Verhältnis der Dauerfestigkeit einer ungekerbten, polierten Probe mit α_k zur dauernd ertragbaren Nennspannungsamplitude der gekerbten Probe, Gleichung 2.1. Eine Kerbe wirkt sich somit weniger stark mindernd auf die Dauerfestigkeit aus, als dies durch die elastische Formzahl α_k zu erwarten wäre. [19]

$$\beta_k = \frac{\sigma_{AD}(\alpha_k = 1)}{\sigma_{ADn}(\alpha_k > 1)} \quad (2.1)$$

Die Dauerfestigkeit wird nicht durch die maximale Spannung bestimmt, sondern durch das einer hohen Spannung ausgesetzte Werkstoffvolumen. Je schärfer die Kerbe, umso größer wird somit der Unterschied zwischen α_k und β_k . Das schadigungsrelevante, hochbeanspruchte Werkstoffvolumen ist bei einer scharfen Kerbe aufgrund des steilen Spannungsgradienten geringer im Vergleich zu einer milden Kerbe. Aus den benachbarten geringer beanspruchten Bereichen resultiert eine Stützwirkung, die bei scharf gekerbten Bauteilen größer ist. Dementsprechend ist eine Rissinitiation bei einer milder gekerbten Probe wahrscheinlicher, da das hochbeanspruchte Volumen größer ist.

Die Bewertung der lokalen Spannungskonzentration und die Bestimmung der Kerbformzahl β_k können nach SIEBEL und STIELER [24] mithilfe einer empirischen Methode nach dem Spannungsgradientenansatz ermittelt werden. Nach diesem Konzept wird die Kerbwirkungszahl als Quotient aus der Formzahl α_k und der dynamischen Stützziffer n_χ berechnet.

Werkstoffoberfläche

Die Oberflächenrauigkeit stellt ebenfalls eine Kerbwirkung dar. Je größer die Rauheit, desto größer ist der lebensdauerreduzierende Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit, insbesondere bei einem Zusammenwirken von Rauheit und einer zunehmenden Festigkeit des Werkstoffs. Ursachen sind, neben dem Auftreten der maximalen Spannung an der Oberfläche, die Mikrokerbwirkung des Oberflächenprofils, die durch Korrosionserscheinungen noch verstärkt werden können. Bei grobkörnigen Stählen ist der Einfluss geringer als bei Feinkornbaustählen. [21]

Auch ein durch Feuerverzinkung hergestellter Überzug stellt eine Veränderung der Werkstoffoberfläche dar. In Abhängigkeit des Werkstoffs und der Feuerverzinkung bilden sich unterschiedliche Oberflächen und Festigkeiten aus. Im Detail wird auf den Feuerverzinkungsprozess und den Überzugaufbau in den Kapiteln 2.3.2 und 2.3.3 eingegangen.

2.2 Auslegung von Brückenbauwerken

Brückenbauwerke werden in Bezug auf die Auslegung auf ermüdende Beanspruchungen nach DIN EN 1993 (EC3) Teil 1-9 [16] bemessen und konstruiert. Diese Norm enthält Bemessungswöhlerlinien für die üblichen, in den Bauwerken vorkommenden, Konstruktionsdetails (genannt Kerbfall). Der Kerbfall beschreibt die ertragbare Spannungsschwingbreite in N/mm^2 bei einer Schwingspielzahl von $N = 2 \cdot 10^6$, die für die Bemessung des jeweiligen Konstruktionsdetails angesetzt werden kann. Die Bemessungswöhlerlinien der DIN EN 1993-1-9 reichen von Kerbfall 36 bis 160, siehe auch Kapitel 2.2.1. Ein Auszug der im Brückenbau relevanten Details, die die Spannweite der Kerbfälle abdecken, ist in Abbildung 2.4 und 2.5 dargestellt.

Tabelle 8.1 — Ungeschweißte Bauteile und Anschlüsse mit mechanischen Verbindungsmitteln


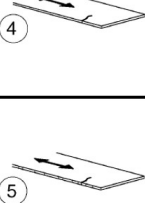
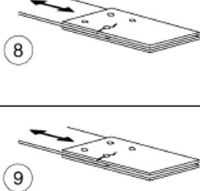
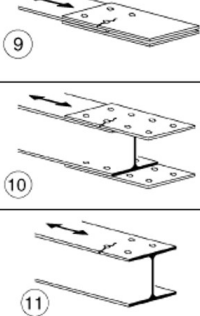
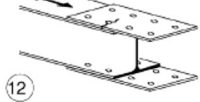
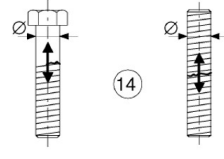
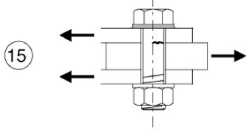
Kerbfall	Konstruktionsdetail	Beschreibung	Anforderungen
160 $m_1 = 3$	ANMERKUNG Der Kerbfall 160 ist der höchst mögliche; kein Kerbfall kann bei irgendeiner Anzahl an Spannungsschwingspielen eine höhere Ermüdungsfestigkeit erreichen. 	<u>160) Gewalzte oder gepresste Erzeugnisse:</u> <u>160)</u> 1) <u>160)</u> Bleche und Flachstähle mit gewalzten Kanten; <u>160)</u> 2) <u>160)</u> Walzprofile mit gewalzten Kanten; <u>160)</u> 3) Nahtlose rechteckige oder runde Hohlprofile.	Kerbfälle 1) bis 3): Scharfe Kanten, Oberflächen- und Walzfehler sind durch Schleifen zu beseitigen und ein nahtloser Übergang herzustellen.
140 $m_1 = 3$		<u>Gescherte oder brenngeschnittene Bleche:</u> 4) Maschinell brenngeschnittener Werkstoff mit nachträglicher mechanischer Bearbeitung 5) Maschinell brenngeschnittener Werkstoff mit seichten und regelmäßigen Brennriefen oder von Hand brenngeschnittener Werkstoff mit nachträglicher mechanischer Bearbeitung. Maschinell brenngeschnittener Werkstoff der Schnittqualität entsprechend EN 1090.	4) Alle sichtbaren Randkerben sind zu beseitigen, Schnittflächen zu überschleifen und Kanten zu brechen. Riefen infolge mechanischer Bearbeitung (z. B. Schleifen) müssen parallel zu den Spannungen verlaufen. Kerbfälle 4) und 5): Einspringende Ecken sind durch Schleifen (Neigung $\leq 1/4$) zu bearbeiten oder durch einen entsprechenden Spannungskonzentrationsfaktor zu berücksichtigen keine Ausbesserungen durch Verfüllen mit Schweißgut
112 $m_1 = 3$		8) Symmetrische zweischnittige Verbindung mit hochfesten vorgespannten Schrauben. 8) Symmetrische zweischnittige Verbindung mit vorgespannten Injektionsschrauben.	8) $\Delta\sigma$ ist am Bruttoquerschnitt zu ermitteln. 8) ... Bruttoquerschnitt ...
90 $m_1 = 3$		9) Zweischnittige Verbindung mit Passschrauben. 9) Zweischnittige Verbindung mit nicht vorgespannten Injektionsschrauben.	9) ... Nettoquerschnitt ... 9) ... Nettoquerschnitt ...
		10) Einschnittige Verbindung mit hochfesten vorgespannten Schrauben. 10) Einschnittige Verbindung mit vorgespannten Injektionsschrauben.	10) ... Bruttoquerschnitt ... 10) ... Bruttoquerschnitt ...
		11) Bauteile mit Löchern unter Biegung und Normalkraft.	11) ... Nettoquerschnitt ...
80 $m_1 = 3$		12) Einschnittige Verbindung mit Passschrauben. 12) Einschnittige Verbindung mit nicht vorgespannten Injektionsschrauben.	12) ... Nettoquerschnitt ... 12) ... Nettoquerschnitt ...
50 $m_1 = 3$	Größenabhängigkeit für $\phi > 30$ mm: $k_t = (30/\phi)^{0,25}$ 	14) Schrauben und Gewindestangen mit gerolltem oder geschnittenen Gewinde unter Zug. Bei großen Durchmessern (Ankerschrauben) muss der Größen-effekt mit k_t berücksichtigt werden.	14) $\Delta\sigma$ ist am Spannungsquerschnitt der Schraube zu ermitteln. Biegung und Zug infolge Abstützkräften sowie weitere Biegespannungen (z. B. sekundäre Biegespannungen) sind zu berücksichtigen. Bei vorgespannten Schrauben darf die reduzierte Spannungsschwingbreite berücksichtigt werden.
100 $m_1 = 5$		Schrauben in ein- oder zweischnittigen Scher-Lochleibungsverbindungen (Gewinde nicht in der Scherfläche) 15) – Passschrauben – Schrauben ohne Lastumkehr (Schraubengüten 5.6, 8.8 oder 10.9)	15) $\Delta\tau$ ist am Schaftquerschnitt zu ermitteln.

Abbildung 2.4: Auszug aus der Kerbfalltabelle nach DIN EN 1993-1-9 [16] für Stahlbauteile und maßgebende geschraubte Konstruktionsdetails

Tabelle 8.4 — Angeschweißte Anschlüsse und Steifen

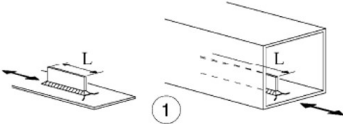
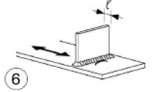
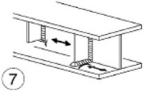
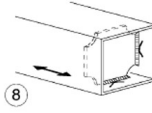
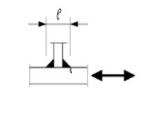
Kerbfall	Konstruktionsdetail	Beschreibung	Anforderungen
80	$L \leq 50 \text{ mm}$		Längsrippen: 1) Die Kerbgruppe hängt von der Länge L der Längsrippe ab. Die Dicke der Steifen muss kleiner sein als ihre Höhe, sonst siehe Tabelle 8.5, Kerbfälle 5 oder 6.
71	$50 < L \leq 80 \text{ mm}$		
63	$80 < L \leq 100 \text{ mm}$		
56	$L > 100 \text{ mm}$		
80	$\ell \leq 50 \text{ mm}$	 	Quersteifen: 6) Quersteifen auf Blechen 7) Vertikalsteifen in Walz- oder geschweißten Blechträgern. Kerbfälle 6) und 7): Die Schweißnahtenden sind sorgfältig zu schleifen, um Einbrandkerben zu entfernen. 7) Wenn die Steife, Fall 7) links, im Stegblech abschließt, wird $\Delta\sigma$ mit den Hauptspannungen berechnet.
71	$50 < \ell \leq 80 \text{ mm}$	 	
80		8) Am Steg oder Flansch angeschweißte Querschotte in Kastenträgern. Nicht für Hohlprofile. Die Kerbfälle gelten auch für Ringsteifen. 9) Einfluss geschweißter Kopfbolzendübel auf den Grundwerkstoff.	

Abbildung 2.5: Auszug aus der Kerbfalltabelle nach DIN EN 1993-1-9 [16] für maßgebende geschweißte Konstruktionsdetails, $m=5$

Die Ergebnisse der bisherigen Forschungsarbeiten [6, 10, 25] zu feuerverzinkten Stahlbauteilen unter Ermüdungsbeanspruchung wurden in die Überarbeitung der DIN EN 1993-1-9 aufgenommen. Die Norm liegt aktuell dem Europäischen Komitee für Normung (CEN) als prEN1993-1-9 zur Begutachtung vor. Die Erhöhung des bisher höchsten Kerbfalles auf 180 und Steigungsänderungen der Bemessungskurven im Zeitfestigkeitsbereich sind Teile der eingebrachten Änderungen, aber auch die Anwendung feuerverzinkter Bauteile. Hierzu wurden praktikable Vorgaben eingebracht, die in den Tabellen darauf hinweisen, bei welchen Kerbfällen eine Abminderung aufgrund der Feuerverzinkung vorgenommen werden muss. Ein Auszug der Tabellen, analog der Abbildungen 2.4 und 2.5 ist im Anhang in Kapitel A.1.2 dargestellt.

2.2.1 Ermüdung im Brückenbau

Grundlage für die in der Norm DIN EN 1993-1-9 [16] vorgegebenen Bemessungskurven sind experimentelle Versuche an Stahlbauteilen unter zyklischer Beanspruchung, den Wöhlerversuchen nach A. WÖHLER. Die ermittelten Schwingspielzahlen werden in einem Diagramm mit doppeltlogarithmischen Achsen dargestellt. Es werden einstufige Versuche mit konstanter Amplitude angesetzt. Für die Bewertung muss ein Zusammenhang zwischen der Spannungsschwingbreite S und der Anzahl der Schwingspiele N bis zum Bruch ermittelt werden, Abbildung 2.6. Der obere Bereich der Kurve (Kurzzeitfestigkeit) nähert sich der Zugfestigkeit des Werkstoffs und der untere Bereich der Kurve nähert sich der Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_D$ an. In diesem Bereich wird die Annahme getroffen, dass kein Bruch des Bauteils eintritt. Die Bereiche überschneiden sich in Abbildung 2.6, da im Diagramm 14 verschiedene Wöhlerkurven mit unterschiedlichen Spannungsschwingbreiten dargestellt sind. BASQUIN [26] hat den Zusammenhang für den Zeitfestigkeitsbereich mithilfe einer Exponentialfunktion (Gleichung 2.2) angenähert und damit die Grundlage für die Auslegung der Ermüdungsbeanspruchbarkeit in der DIN EN 1993-1-9 geschaffen. Das Background Document [27] ist ein Kommentar zur DIN EN 1993-1-9, der die Verfahren zur statistischen Auswertung von Ermüdungsversuchsdaten beschreibt.

$$N = a \cdot S^{-m} \quad (2.2)$$

$$\log N = \log a - m \cdot \log S \quad (2.3)$$

Der Parameter a beschreibt den Schnittpunkt der Wöhlerkurve mit der Ordinate bei $N = 10^0 = 1$ Schwingspiel und der Parameter m beschreibt die inverse Neigung.

DIN EN 1993-1-9 definiert für den Zeitfestigkeitsbereich eine feste Grenze zwischen $N = 10^4$ und $5 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Versuche höherer Schwingspiele werden vernachlässigt. Es wird neben der linearen Regression mit variabler und fester Steigung die charakteristische Ermüdungsfestigkeit S bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen ausgewertet und als

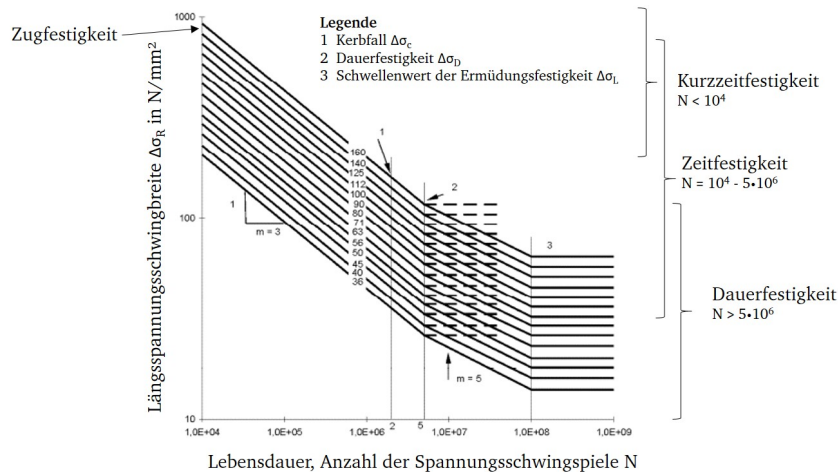


Abbildung 2.6: Ermüdungsfestigkeitskurve für Längsspannungsschwingbreiten aus DIN EN 1993-1-9 [16]

Bemessungswert S_c ausgegeben. Zwischen $5 \cdot 10^6$ und $1 \cdot 10^8$ Schwingspielen wird aufgrund von Schadensakkumulationshypothesen zur Lebensdauervorhersage bei tatsächlich veränderlichen Spannungsschwingbreiten die Steigung auf $m = 5$ angepasst. Diese Steigung geht auf einen Vorschlag von HAIBACH [28] zurück, die abgeknickte Gerade mit $2 \cdot m - 1$ zu beschreiben. Abschließend wird die Dauerfestigkeit als horizontal verlaufend angesehen.

Jede Bemessungskurve, d. h. jede einzelne Linie im Wöhlerdiagramm nach Abbildung 2.6, ist in der DIN EN 1993-1-9 einer Zahl zugeordnet. Sie ist die Ordinate der Wöhlerkurve bei zwei Millionen Schwingspielen und beschreibt die ertragbare Längsspannungsschwingbreite S mit $\Delta\sigma_R$ in N/mm^2 . Bezeichnet wird dieser Wert und somit auch das Konstruktionsdetail, zu dem die Wöhlerkurve gehört, als Kerbfall $\Delta\sigma_c$. In der Norm liegen zehn Tabellen mit zwei bis 19 unterschiedlichen Kerbfällen vor, die von einem gewalzten Blech oder Träger bis hin zur geschraubten oder geschweißten Konstruktion Ausführungen beinhalten, die den gängigen Konstruktionsdetails im Brückenbau entsprechen.

2.2.2 Statistische Auswertung von Ermüdungsversuchen nach DIN EN 1993-1-9

Da die Bemessungskurven auf experimentellen Versuchen basieren, ist eine statistische Auswertung der Versuchsergebnisse vorzunehmen, um die Wöhlerlinien gemäß Gleichung 2.2 zu ermitteln. Die unbekannten Parameter \hat{a} und \hat{m} der Geradengleichung im Zeitfestigkeitsbereich können aus der Stichprobe mithilfe der linearen Regression geschätzt werden. Wenn für die Stichproben eine logarithmische Normalverteilung angenommen werden kann, ist eine Schätzung mithilfe der Gauß'schen Methode der kleinsten Fehlerquadrate möglich. Da die Summe der Quadrate der Residuen ein Minimum ergeben muss, ergeben sich die folgenden Gleichungen nach [27].

$$y_i = \log N_i \quad (2.4)$$

$$x_i = \log S_i \quad (2.5)$$

$$\hat{m} = - \frac{n \cdot \sum(x_i y_i) - (\sum x_i)(\sum y_i)}{n \cdot \sum x_i^2 - (\sum x_i)^2} \quad (2.6)$$

$$\log \hat{a} = \frac{1}{n} \cdot (\sum y_i + \hat{m} \cdot \sum x_i) \quad (2.7)$$

Mit x_i = Schwingspielzahl, y_i = Spannungsschwingbreite und n = Stichprobenumfang.

Die ermittelte Ausgleichsgerade kann als Mittelwert der Ermüdungsfestigkeit mit 50 % Überlebenswahrscheinlichkeit betrachtet werden [29]. Für weitere Ausfallwahrscheinlichkeiten muss die logarithmische Standardabweichung der Stichprobe $s_{\log, N, SP}$ bekannt sein. Analog zum Perlenschnurverfahren nach DIN 50100 [30] werden dazu die Versuchspunkte parallel zur $P_{\bar{U}, 50\%}$ -Wöhlerkurve auf einen beliebigen, gemeinsamen Lasthorizont verschoben. Es wird die Annahme getroffen, dass die Streuung über den gesamten Zeitfestigkeitsbereich konstant ist. Die Steigung m der Zeitfestigkeitsgeraden hängt von der Streuung der Stichprobe, demzufolge vom Werkstoff und der Kerbwirkung ab. Bei

ungekerbten Stahlproben kann die Steigung bis zu $m = 15$ betragen und mit zunehmender Kerbwirkung auf $m = 3$ bis $m = 4$ abfallen.

Die Auswertung nach DIN EN 1993-1-9 berücksichtigt nur Brüche, keine Durchläufer. Als Durchläufer werden Versuche bezeichnet, bei denen es über $10 \cdot 10^6$ Schwingspielen nicht zu einem Bruch gekommen ist. Sie werden nach DIN EN 1993-1-9 vernachlässigt, da die Grenze für die Dauerfestigkeit durch die Vorgabe dieser Schwingspielzahl N festgelegt ist und nicht statistisch aus den Versuchsdaten ermittelt wird. In der Statistik gibt es grundsätzlich weitere Methoden zur Auswertung von Ermüdungsversuchen, die Durchläufer berücksichtigen. Die gängigsten Methoden im Bereich der Dauerfestigkeit sind das Abgrenzungsverfahren und das Treppenstufenverfahren nach DIN 50100 [30]. Die Lage der Dauerfestigkeit wird darin über die statistische Auswertung der Spannungsschwingbreite der im Versuch aufgetretenen Brüche und Durchläufer bestimmt.

2.2.3 Auswertung mit einer variablen Steigung m

Das Background Document [27] spezifiziert die Vorgehensweise zur statistischen Auswertung von Ermüdungsversuchen. Annahme für die Ermittlung der Bemessungskurven für die DIN EN 1993-1-9 ist eine definierte 95 %-ige Überlebenswahrscheinlichkeit der Versuchspunkte. Die charakteristischen Werte basieren auf einem einseitigen Konfidenzintervall mit dieser unteren Grenze. Zunächst ist die Ermittlung der Geraden mit einer aus der Lage der Versuchspunkte bestimmten variablen Steigung m erläutert.

Unter der Annahme, dass die Grundgesamtheit der zu untersuchenden Konstruktionsdetails einer logarithmischen Normalverteilung folgt, lässt sich eine Verteilungsfunktion in Abhängigkeit einer Standardabweichung s bestimmen. Für den Fall, dass die Standardabweichung unbekannt ist, kann die t-Verteilung verwendet werden. Ein weiterer Vorteil der t-Verteilung besteht darin, dass sie auch bei kleinen Stichprobengrößen anwendbar ist. Darüber hinaus nähert sie sich mit wachsender Stichprobengröße der Form der Normalverteilung an. Als Mittelwert wird die mithilfe der linearen Regression geschätzte mittlere Wöhlerkurve angesetzt. Zur Berechnung der Standardabweichung, Gleichung 2.11 müssen die Gleichungen 2.8 bis 2.10 eingeführt werden.

$$S_{xx} = \sum x_i^2 - \frac{(\sum x_i)^2}{n} \quad (2.8)$$

$$S_{yy} = \sum y_i^2 - \frac{(\sum y_i)^2}{n} \quad (2.9)$$

$$S_{xy} = \sum x_i y_i - \frac{\sum x_i \cdot \sum y_i}{n} \quad (2.10)$$

$$\text{daraus folgt } s^2 = \frac{S_{yy} - m \cdot S_{xy}}{n - 2} \quad (2.11)$$

Die Tabelle der t-Verteilung gibt in Abhängigkeit vom Freiheitsgrad f die Quantilwerte zur Wahrscheinlichkeit an, Gleichung 2.12 [31].

$$f = 1 + \frac{1}{n} + \frac{(x_c - \bar{x})^2}{S_{xx}} \quad (2.12)$$

Mit $x_c = \log S_c$ und $\bar{x} = \frac{\sum \log S_i}{n}$ lässt sich die Geradengleichung mit Gleichung 2.13 beschreiben.

$$\log N = (\log a - t \cdot s \cdot \sqrt{f}) + m \cdot \log S \quad (2.13)$$

2.2.4 Auswertung mit einer festen Steigung m

Die DIN EN 1993-1-9 gibt für die Bemessungskurven unterschiedlicher Konstruktionsdetails feste Steigungen m vor. Sie variieren im Zeitfestigkeitsbereich zwischen $N = 10^4$ und $5 \cdot 10^6$ Spannungsschwingspielen je nach Beanspruchungsart. Bei ungeschweißten Bauteilen mit einer Belastung in Form einer Normalspannung ist die Steigung $m = 3$ und bei einer Schubspannung $m = 5$. Zwischen $N = 5 \cdot 10^6$ und $1 \cdot 10^8$ verläuft die Wöhlerlinie dann aufgrund der festen Steigung von $m = 5$ flacher, Abbildung 2.6. Die Kurven sind durch die vorgegebene Steigung konservativ abgeschätzt [32]. Sie ermöglichen einen direkten Vergleich zwischen den einzelnen Kerbfällen. Setzt man die Steigung als bekannt voraus, verringern sich die Freiheitsgrade und die Gleichungen vereinfachen sich. Aus Gleichung 2.3 können die Mittelwerte

$\log \bar{a} = \frac{\Sigma(\log N_i + m \log S_i)}{n}$ direkt bestimmt werden.

$$S_c = \left(\frac{10^{\log \bar{a}}}{2 \cdot 10^6} \right)^{-\frac{1}{m}} \quad (2.14)$$

$$s = \sqrt{\frac{\Sigma(\log \bar{a} - (\log a)_i)^2}{n - 1}} \quad (2.15)$$

$$\log \bar{a}_{95\%} = \log \bar{a} - t \cdot s \quad (2.16)$$

$$S_{c,95\%} = \left(\frac{10^{\log \bar{a}_{95\%}}}{2 \cdot 10^6} \right)^{-\frac{1}{m}} \quad (2.17)$$

In Relation zur charakteristischen Lebensdauer $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspiele berechnen sich die charakteristische Spannungsschwingbreite S_c und die Ausfallwahrscheinlichkeit s über die t-Verteilung nach Gleichung 2.14 und Gleichung 2.15. Das nach Background Document [27] geforderte 95 %-ige Vorhersageintervall ergibt sich aus der Berechnung der parallelen Geraden, Gleichung 2.16. Umgestellt zu Gleichung 2.17 erhält man die Bemessungsschwingbreite $S_{c,95\%} = \Delta\sigma_{c,95\%}$.

Abbildung 2.7 zeigt exemplarisch einen Vergleich der Wöhlerlinien, die sowohl mit variabler wie auch fester Steigung beispielhaft für den Kerbfall 140 (Bauteil mit mechanisch bearbeiteter Kante) berechnet wurden. Die mit fester Steigung $m = 3$ ermittelte Bemessungskurve der 95 %-igen Überlebenswahrscheinlichkeit (—) verläuft bei Bauteilen mit geringer Kerbwirkung steiler, als die empirisch ermittelte Steigung der Versuchsergebnisse (—), Abbildung 2.7. Dies kann zu einer konservativen Abschätzung der Dauerfestigkeit führen und damit Reserven in der ertragbaren Spannungsschwingbreite bei $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen ergeben. Fehlen Versuchsergebnisse in den Übergangsbereichen, kann es auch zu einer Unterschätzung der Ermüdungsfestigkeit im Kurzzeitfestigkeitsbereich kommen. Je weiter die Lage der Versuchspunkte von der vorgegebenen Steigung abweicht, desto größer werden diese abweichenden Randbereiche und der Bemessungswert $\Delta\sigma_c$ kann weit unterhalb der tatsächlich ertragbaren Spannungsschwingbreite liegen.

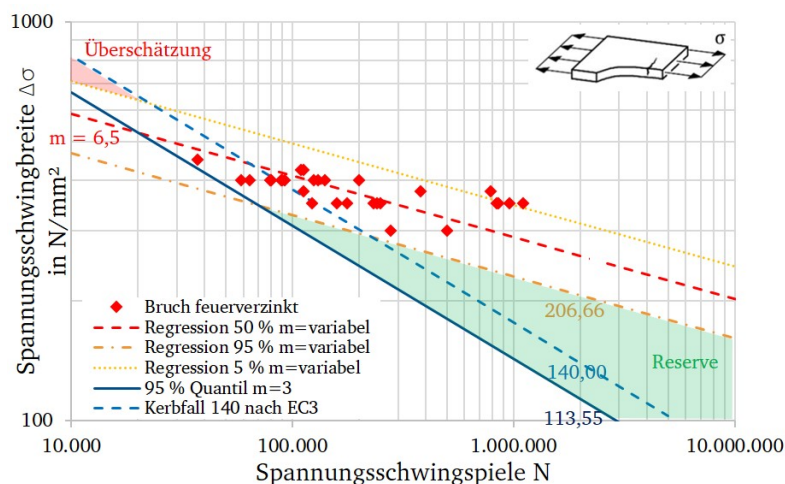
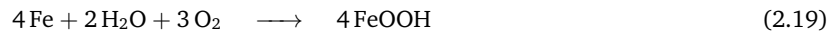


Abbildung 2.7: Darstellung der möglichen Abweichung der normierten Wöhlerlinie mit Steigung $m = 3$ von den Versuchsergebnissen am Beispiel des Kerbfalls 140 - Stahlblech mit bearbeiteter Kante aus Kapitel 5.1 (vgl. [33])

Ergebnisse aus [27, 34] regten an, für die Kerbfälle der Tabelle 8.1 der DIN EN 1993-1-9 die Steigung auf $m = 5$ zu verändern. Tabelle 8.1 enthält ungeschweißte Bauteile und Anschlüsse mit mechanischen Verbindungsmitteln (ein Auszug ist in Abbildung 2.4 dargestellt). Die Änderung der Steigung hat den positiven Effekt, dass zusätzlich zur angehobenen Dauerfestigkeit die Überschätzung der Tragfähigkeit bei hohen Spannungsschwingbreiten verringert würde. Ein aktuell zur Begutachtung beim Europäischen Komitee für Normung (CEN) veröffentlichter Normenvorschlag prEN1993-1-9 hat diese Veränderung aufgenommen und für die Kerbfälle 80 bis 180 die Steigung auf $m = 5$ erhöht.

2.3 Korrosionsschutz durch Feuerverzinkung

Im Stahlbau ist neben der Tragfähigkeit des Bauwerks der Schutz vor Korrosion ein wichtiger Bestandteil, um die Sicherheit einer Konstruktion über die Lebensdauer zu gewährleisten. Während mechanische Belastungen zum Verschleiß führen, verursachen chemische und elektrochemische Reaktionen eine Korrosion. Diese Vorgänge gehen von der Oberfläche aus und führen zu Veränderungen der Werkstoffeigenschaften beziehungsweise zu ihrer Zerstörung. Wird Stahl der Atmosphäre ausgesetzt, so verfärbt sich die Oberfläche nach kürzester Zeit rotbraun, der Stahl korrodiert. Das unedle Metall (energiereich), gewonnen aus den in der Natur vorkommenden Erzen (energiearm), hat das Bestreben die ursprüngliche Form einzunehmen (thermodynamisch stabilerer Zustand). Die vereinfachte chemische Reaktion zu Eisen(II)-sulfat und Eisen(III)-oxidhydroxid (Rotrost) läuft nach den Gleichungen 2.18 und 2.19 ab. [35]



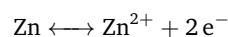
Es werden Korrosionsarten und -erscheinungen (z. B. Flächenkorrosion, Spaltkorrosion) sowie Korrosionsbelastungen (z. B. atmosphärische Korrosion, Korrosion im Boden) unterschieden. [35]

Um einen Korrosionsschaden zu verhindern, muss neben der Ermittlung der Korrosionsbeanspruchung die Kenntnis über die Nutzungsdauer und damit auch die Schutzdauer vorliegen. Mit dieser Kenntnis kann ein Korrosionsschutz ermittelt werden, der der Nutzungsdauer nahe kommt, um den Aufwand für die Instandsetzung der primären Schutzmaßnahme zu minimieren. Man unterscheidet zwei Arten des Korrosionsschutzes, die den Korrosionsvorgang verzögern beziehungsweise vermeiden sollen, den aktiven und den passiven Korrosionsschutz. Der aktive Korrosionsschutz zeichnet sich durch ein Eingreifen in den Korrosionsvorgang durch das Entfernen angreifender Stoffe oder auch den Eingriff in den elektrochemischen Vorgang aus. Der passive Korrosionsschutz hingegen soll die angreifenden Stoffe von der Stahloberfläche fernhalten. Dazu werden künstliche Deck- und Schutzschichten, zum Beispiel in Form von organischen Beschichtungen und metallischen Überzügen ausgeführt. Letztere Maßnahmen, hier insbesondere die mittels Feuerverzinkung hergestellten Zinküberzüge, bilden im Stahlbau den größten Anteil. Da die Feuerverzinkung im Vergleich zu den anderen Korrosionsschutzsystemen langlebig, kostengünstig und wartungsarm ist, hat sich dieses Verfahren im Stahlhochbau etabliert. [8]

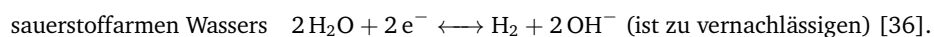
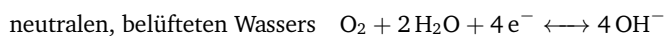
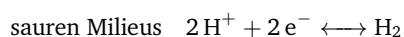
2.3.1 Korrosionsschutzwirkung

Frisch aufgetragene Zinküberzüge weisen eine Oberfläche mit nur minimalen Verunreinigungen auf. An der Atmosphäre entsteht primär Zinkoxid, das unter Wirkung der Luftfeuchtigkeit zu Zinkhydroxid reagiert. In Reaktion mit Kohlenstoffdioxid entsteht aus dem Zinkhydroxid beziehungsweise dem Zinkdioxid ein basisches Zinkcarbonat. Diese Reaktionsprodukte sind schwer wasserlöslich und bilden eine fest anhaftende Schutzschicht. Säuren lösen diese Deckschichten auf. [35]

Im Verlauf der Korrosionsvorgänge bilden sich diese Korrosionsprodukte selbständig immer wieder aus und behindern eine weitere Korrosion. Die Korrosion des Zinks ist eine Oxidationsreaktion, die aus zwei parallel, örtlich getrennt ablaufenden Teilreaktionen besteht. Es handelt sich um die anodische Oxidation des Zinks unter Bildung von Zinkionen



und die kathodische Reduktion eines Oxidationsmittels im Korrosionsmedium eines



Das Maß für die treibende Kraft der elektrochemischen Teilreaktion ist das Gleichgewichtspotential des Metalls. Es kann als elektrische Spannung zwischen dem Metall und einer Bezugselektrode in der jeweiligen Elektrolytlösung gemessen werden. Das Standardpotential (Bezug auf eine Wasserstoffelektrode) von Zink ist fast doppelt so negativ als das des Eisens. Das bedeutet eine stärkere Korrosionsneigung des Zinks als es das Eisen hat. Bei Kontakt verschiebt sich das Potential des Eisens in Richtung des Gleichgewichtspotentials. Dadurch wird bei Verletzung des Zinküberzugs freiliegendes Eisen gegen Korrosion geschützt (kathodischer Korrosionsschutz). [36]

Frisch feuerverzinkte Bauteile sollten gut belüftet gelagert werden, um möglichst viel Kohlendioxid an die Oberfläche zu bringen und dadurch die Schutzschichtbildung zu fördern. Abhängig von der Luftfeuchtigkeit dauert die Bildung

zwischen drei Tagen (75 % rel. Luftfeuchtigkeit) bis zu 100 Tagen (bei trockener Luft). Zu Beginn der Bewitterung ist die Korrosionsgeschwindigkeit größer als nach erfolgter Bildung der Schutzschichten. Im Laufe der Zeit wird die Schutzschicht durch Witterungseinflüsse geringfügig abgetragen und ständig erneuert, was einen Massenverlust bewirkt. Die Umgebungstemperatur, eine indirekte oder direkte Beregnung und Chloride sind atmosphärische Einflussgrößen, die einen unterschiedlichen Abtrag des Zinküberzugs bewirken. Die DIN EN ISO 12944-2 [37] gibt für die Korrosivitätsklassen C1 (Innenraum) bis C5-M (Küsten- und Offshorebereiche) die Abtragsrate im ersten Jahr für Zink mit $\leq 0,1 \mu\text{m}$ bis $8,4 \mu\text{m}$ an. Diese ist damit etwa 20-mal geringer als die Abtragsrate von Stahl unter vergleichbaren Bedingungen. [35]

Die Untersuchungen an Zinküberzügen im Salzsprühnebeltest nach DIN EN ISO 9227 [38] stimmen nicht mit den Ergebnissen aus einem Freibewitterungsversuch überein. Er weicht deutlich in der Qualität und Quantität der Schutzwirkung ab, was darauf zurückzuführen ist, dass bei diesem Test durch die dauerhafte Feuchtigkeit der Oberfläche die Bildung der Schutzschicht auf dem Zinküberzug behindert wird. Ergebnisse von Auslagerungsversuchen in Spritzwasser-Atmosphäre an Wirtschaftsbrücken über Autobahnen ergaben die stärksten Korrosionsangriffe. Diese Untersuchungen wurden in [6] durchgeführt. Ziel war es, die Abtragsraten für die Folgejahre nach dem ersten Untersuchungsjahr zu ermitteln. Bislang liegen noch keine Langzeitdaten vor, sodass die Abtragsrate nur abgeschätzt werden kann. Korrosivitätskarten des Umweltbundesamtes verdeutlichen, dass die atmosphärischen Angriffe zurückgehen. Es werden Abtragsraten für Zink von $0,5 \mu\text{m}$ bis $2,5 \mu\text{m}$ pro Jahr für Deutschland angegeben. Die Reduktion des Angriffs ist auf die geringere Luftverschmutzung und die SO_2 -Konzentration zurückzuführen. Unter der Annahme der Korrosivitätsklasse C4 und Überzugsdicken von $113 \mu\text{m}$ bis $225 \mu\text{m}$ wird ein Korrosionsschutz, der der Lebensdauer einer Brücke von 100 Jahren entspricht, erreicht. Andere Brückenbauwerke, die keine Straßenkreuzungsbauwerke sind, liegen in den Korrosivitätsklassen C2 bis C3 mit niedrigeren Abtragsraten.

2.3.2 Feuerverzinkungsprozess

Die Feuerverzinkung ist ein Beschichtungsverfahren für Eisenbasiswerkstoffe (Substrate), bei dem durch ein Eintauchen in flüssige Legierungsschmelze, deren Hauptbestandteil Zink ist, ein Schutzüberzug erzeugt wird. Der Überzug bildet sich durch einen Diffusionsprozess, in dessen Verlauf sich unterschiedliche Eisen-Zink-Legierungsphasen bilden, die durch einen von der Substrat- zur Zinküberzugsoberfläche abnehmenden Eisengehalt gekennzeichnet sind. Der Schmelzpunkt von Zink liegt bei $\vartheta = 419,5^\circ\text{C}$ und erfordert daher für den Feuerverzinkungsprozess hohe Temperaturen der Schmelzen. Man unterscheidet die Verfahren in Band- und Stückverzinken, kontinuierliche und diskontinuierliche Verfahren. Die im Stahlbau verwendeten Stahlträger und Konstruktionsteile werden am Stück verzinkt. An diesem Beispiel wird im Folgenden die Feuerverzinkung näher erläutert. Die Werkstücke müssen für den Verzinkungsprozess vorbereitet werden, von arteigenen und artfremden Verunreinigungen gesäubert werden, um die gewünschte Diffusionsreaktion des Stahls mit der Zinkschmelze zu erreichen. Dies geschieht durch chemische Prozesse in alkalischen und sauren Flüssigkeiten, bevor der Tauchprozess in der flüssigen Zinkschmelze erfolgt, Abbildung 2.8. Nach dem alkalischen Entfetten wird die Oberfläche durch Eintauchen in inhibierte Beize von Oberflächenoxiden befreit und aktiviert. Das Flussmittel nimmt eine letzte intensive Feinreinigung (das Fluxen) vor, schützt vor Re-Oxidation und erhöht die Benetzungsfähigkeit zwischen der Stahloberfläche und dem schmelzflüssigen Zink. [39]



Abbildung 2.8: Schematische Darstellung des Trockenverzinkens von Stückgut [39]

Nach dem Trocknen wird das Werkstück in die flüssige Zinkschmelze getaucht. Die Betriebstemperatur der Schmelze

liegt in den meisten Fällen zwischen $\vartheta = 440\text{ °C}$ bis 460 °C . In großen Kesseln mit Längen bis zu $l = 28\text{ m}$ kann in diesem Normaltemperaturbereich feuerverzinkt werden. Bei der Hochtemperaturverzinkung liegt die Zinkschmelztemperatur über $\vartheta = 530\text{ °C}$. Nach dem Eintauchen verbleibt das Bauteil in der Schmelze, bis es deren Temperatur angenommen hat. Der Verzinkungskessel hat genug Energiereserven, um beim Eintauchen eines kalten Werkstücks, mögliche erstarrte Bereiche der Schmelze direkt wieder aufzuschmelzen. Diese erstarrten Bereiche würden den Diffusionsprozess verhindern. Das Flussmittel zersetzt sich bei den Temperaturen der Schmelze und fördert das Lösen der Zinkoxide. Als Folge einer wechselseitigen Diffusion des flüssigen Zinks mit dem Eisen im Stahl bildet sich ein Überzug verschiedenartig zusammengesetzter Eisen-Zink-Legierungsschichten. Nach dem Verzinken wird das beschichtete Bauteil durch Schütteln von überschüssigem Zink befreit und anschließend in einem Wasserbad abgeschreckt. Durch die Abkühlung wird der Diffusionsprozess gestoppt. Auf dem normaltemperaturverzinkten Werkstück verbleibt zumeist eine oberste Reinzinkschicht anhaften, die in ihrer Zusammensetzung der Zinkschmelze entspricht. Dadurch unterscheiden sich die normal- von den hochtemperaturverzinkten Oberflächen optisch. Die Zusammensetzung der Zinkschmelze liegt gemäß DIN EN ISO 1461 [40] bei einem Anteil von mindestens 98 % Zink.

Temperaturen der Schmelze oberhalb des Normaltemperaturbereichs führen zu einer schnelleren Reaktion zwischen Zink und Eisen. Die maximale Reaktionsgeschwindigkeit befindet sich zwischen $\vartheta = 490\text{ °C}$ und 520 °C . In diesem Temperaturbereich folgt die Schichtbildung nach einem linearen Zusammenhang. Dies würde eine verkürzte Nutzungsdauer für den Stahlkessel mit der Zinkschmelze bedeuten, da sich große Zinkschichten an den Wänden aufbauen würden. Bei einer Erhöhung der Temperatur auf $\vartheta = 530\text{ °C}$ bis 560 °C wird der Reaktionsablauf wie im Normaltemperaturbereich parabelförmig und die Schichtdicke nähert sich einem Maximalwert an. In diesem Hochtemperaturbereich haben die Begleitelemente des Stahls einen deutlich geringeren Einfluss auf die Reaktionsgeschwindigkeit zwischen Eisen und Zink. [35]

2.3.3 Schichtaufbau des Feuerverzinkungsüberzugs

Die Reaktion von Eisen und Zink und die damit verbundene Bildung der intermetallischen Phasen folgt nach dem Phasendiagramm temperaturabhängig, Abbildung 2.9. Nach HORSTMANN [41] erfolgt die Legierungsbildung immer in Richtung des thermodynamischen Gleichgewichts. Grund für die starke Temperaturabhängigkeit ist die Reaktion von reinem α -Eisen mit Zink. Mit dieser Annahme konnten nicht alle Phänomene, die beim Feuerverzinken auftreten erklärt werden. Verschiedene Forschungen u. a. [42, 43] hatten das Ziel eine umfassende Modellvorstellung zu beschreiben. Zink kristallisiert in einem anderen Gittertyp als Eisen, in der hexagonal dichtesten Kugelpackung, Tabelle 2.1. Dadurch unterscheiden sich beide Metalle in wesentlichen Eigenschaften, was ein einfaches epitaktisches Aufwachsen¹ der Zinküberzüge auf dem Stahluntergrund unmöglich macht. Intermetallische Phasen sind innerhalb eines Konzentrationsbereiches stabil. Sie weisen eine andere Kristallstruktur auf als die ihrer Bestandteile und bestehen meist aus sich gegenseitig durchdringenden Untergittern. Die Bindungskräfte des Gitters bestehen sowohl aus metallischen Bindungsanteilen, als auch geringeren kovalenten Atombindungs- beziehungsweise Ionenbindungsanteilen. Die verspannten Gitter führen dazu, dass die intermetallischen Phasen spröde und hart sind. [36]

Bei Temperaturen bis 490 °C bilden sich fest anhaftende Legierungsschichten, die aus einer sehr dünnen ($\approx 10\text{ nm}$), meist kaum nachweisbaren Γ -Phase, einer darüber liegenden δ_1 -Phase mit anschließender palisadenartig aufgefächerter ζ -Phase bestehen, aus der sich immer wieder Kristalle lösen und abschwimmen. Aufgrund der Diffusion von Eisen in die ζ -Phase bildet sich die δ_1 -Phase weiter aus. Abgeschlossen wird dieser Überzug von der η -Phase, die der Zinkschmelze entspricht. Der Ausschnitt des Zustandsschaubilds Fe-Zn aus Abbildung 2.9 zeigt die möglichen Phasenausbildungen in Abhängigkeit der Temperatur und des damit verbundenen Abkühlvorgangs. Bildet sich sofort eine Schicht aus δ_1 -Phase, dann bleibt diese Phasenstruktur auch beim Abkühlen nach dem Verzinken gleich. Kommt es jedoch bei höher siliziumhaltigen Stählen zur Bildung von δ_1 + Schmelze, so kommt es beim Abkühlen zu Phasenumwandlungen bis hin zur ζ - und η -Phase.

Die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Stahl und der Eisen-Zink-Legierungsschicht führen zu einer thermisch bedingten, mechanischen Rissbildung innerhalb der δ_1 -Phase. Daher werden diese Trennungen auch als Schwindungsrisse bezeichnet.

Rekristallisation, Kornwachstum und Entmischung sind bei Metallen unmittelbare Folge von Diffusionsvorgängen. Aufgrund der dafür benötigten Energie laufen diese Platzwechselforgänge bei erhöhter Temperatur schneller ab als bei niedriger Temperatur. Im Bereich des linearen Schichtwachstums zwischen $\vartheta = 490\text{ °C}$ und 520 °C bildet sich keine dichte δ_1 -Phase aus, Abbildung 2.10. Erst über $\vartheta = 530\text{ °C}$ ist neben der Γ -Phase nur die δ_1 -Phase thermodynamisch

¹mind. eine kristallographische Orientierung des wachsenden Kristalls entspricht der Orientierung des kristallinen Substrats [41]

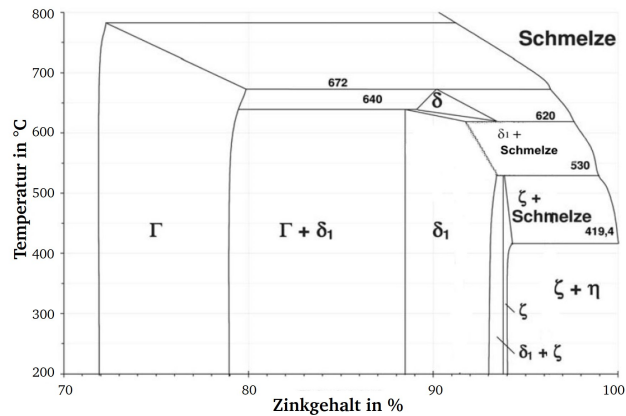


Abbildung 2.9: Zinkreiche Seite des Zustandsschaubildes Eisen-Zink [42]

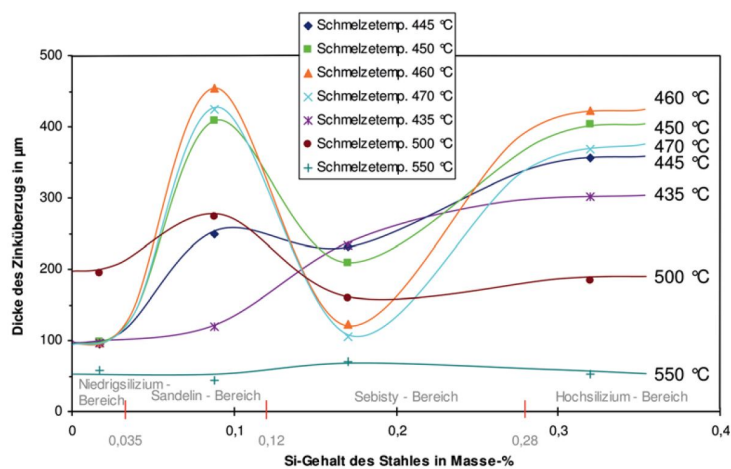


Abbildung 2.10: Dicke der Überzüge in Abhängigkeit vom Si-Gehalt des Stahls bei 10 min Tauchdauer [44]

stabil und bildet sich kompakt aus. Das Schichtwachstum ist sehr langsam und kommt nach ca. fünf Minuten fast zum Erliegen, wodurch sich vergleichsweise dünne Überzüge ausbilden. [35] Die Härte liegt teilweise deutlich höher als üblicher Baustahl und hat dadurch eine sehr gute Beständigkeit bei starker mechanischer Beanspruchung, Tabelle 2.1.





Neben der Abhängigkeit von der Schmelztemperatur und der Tauchdauer hängt das Schichtwachstum außerdem von den Legierungselementen des Stahls ab. BABLIK, SANDELIN und SEBISTY beschrieben erstmals umfassend das Schichtwachstum in Abhängigkeit des Silizium- und Phosphorgehalts. Sie stellten einen linearen Zusammenhang fest, mit Ausnahme eines parabolischen Schichtwachstums im Sebisty-Bereich, Abbildung 2.10. Da die heutigen Stähle aufgrund mechanischer und schweißtechnischer Forderungen relativ phosphorarm sind, ist der dominierende Faktor bei der Abhängigkeit der Siliziumgehalt. Weitere Untersuchungen von SCHUBERT und SCHULZ ergaben, dass die Stähle in Abhängigkeit des Siliziumgehalts den beim Beizen aufgenommenen Wasserstoff wieder abgeben und dadurch die Schichtbildung beeinflussen. [35]

Sie unterscheiden die folgenden Stahlsorten:

- Niedersilizium-Bereich: unter 0,035 % Silizium
- Sandelin-Bereich: von 0,035 bis 0,14 % Silizium
- Sebisty-Bereich: von 0,14 bis 0,25 % Silizium
- Hochsilizium-Bereich: über 0,25 % Silizium



Tabelle 2.1: FeZn-Legierungsphasen am Beispiel einer NTV [35]

Phase	Summenformel	Eisengehalt in m-%	Härte HV _{0,05}	Kristallstruktur
η	Zn	0,08	50	 hexagonal dichtest gepackt
ζ	FeZn ₁₃	6,0 – 6,2	100	 monoklin
δ_1	FeZn ₁₀	7,0 – 11,5	160	 hexagonal dichtest gepackt
Γ	Fe ₅ Zn ₂₁	21,0 – 28,0	120	 kubisch flächenzentriert

Ganzheitlich betrachtet sind deutliche Unterschiede im Schichtaufbau der Verzinkungen in den zwei Temperaturbereichen Normaltemperatur und Hochtemperatur zu erkennen. Hingegen dem beschriebenen Aufbau aus allen vier Phasen einer Normaltemperaturverzinkung (NTV) (Abbildung 2.11, links) bildet sich bei einer Hochtemperaturverzinkung (HTV) (Abbildung 2.11, rechts) der Überzug hauptsächlich aus der kompakten δ_1 -Phase aus. Die Überzugsdicke der NTV ist hier 10-fach größer als die der HTV. Das Schichtwachstum ist bei Temperaturen über 530 °C, wie bei der Hochtemperaturverzinkung, unabhängig vom Siliziumgehalt des Stahls, Abbildung 2.10. Der Unterschied, der nur schwach ausgeprägten ζ -Phase, die aus in der Zinkschmelze eingebetteten Hartzinkkristallen besteht, wird bei späteren Betrachtungen (Kapitel 6) zur Rissbildung und dem Risswachstum von besonderer Bedeutung werden.

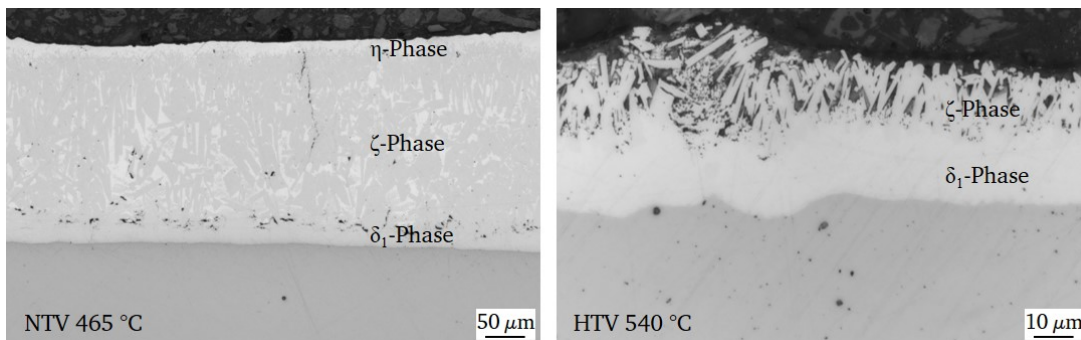


Abbildung 2.11: Beispielhafter Überzugaufbau einer Feuerverzinkung im Normaltemperaturbereich (links) und im Hochtemperaturbereich (rechts) auf einem Sebestystahl [45]

2.3.4 Einfluss der Feuerverzinkung auf Festigkeitskennwerte der Bauteile

Auch in der Automobilindustrie wird die Feuerverzinkung als Korrosionsschutz für Karosserieteile eingesetzt. Daraus entwickelte Forschungen haben sich schon früh mit Ermüdungsbeanspruchungen beschäftigt. Es wurde gezeigt, dass die Feuerverzinkung keinen Einfluss auf die quasi-statischen Kennwerte hat, jedoch aber auf die Ermüdung der Bauteile [46].

In der bisherigen Forschung gibt es dazu unterschiedliche Erkenntnisse. Früh wurde das aufgrund der unterschiedlichen Temperaturausdehnungskoeffizienten von Stahl und Zink entstehende Rissnetzwerk in der δ_1 -Phase von [47] entdeckt. In [48] wurde die Aussage getroffen, dass die Ermüdungsriss von Rissen im Überzug, nahe der Substratoberfläche ausgehen. Sie würden in Richtung der Verzinkungsoberfläche wachsen, nur wenige in das Stahlsubstrat. Das Auftreten von weiteren Rissen im Überzug würde zur Reduzierung der Spannungskonzentration an der Risspitze führen. Risse im

Stahlsubstrat setzten sich in der Verlängerung im Zinküberzug fort. In [49] wurde festgestellt, dass die im Stahlsubstrat aufgetretenen Risse keine Fortsetzung der Risse im Überzug waren. Unterschiedliche Aussagen zum Rissverhalten im Überzug und unter Ermüdung wurden getroffen.

Über die Jahre wurden in der Technologie die Zusammensetzung der Zinkschmelze und der Ablauf des Verzinkungsprozesses weiterentwickelt. Dadurch sind beispielsweise die Diffusionsprozesse in Richtung des Stahlsubstrates verringert worden. Aber nicht nur positive Effekte traten ein, es kam auch zur Rissbildung spannungsbehafteter Bauteile. Daraus hat sich der Bedarf an weiteren Forschungstätigkeiten ergeben. Die Neigung zu flüssigmetallinduzierter Rissbildung (LMAC) wurde dadurch in der Forschung [50, 51] ausgiebig untersucht und ist in die Vorgaben der DASt-Richtlinie 022 [9] eingeflossen. Unter Beachtung der Erkenntnisse wird die flüssigmetallinduzierte Rissbildung verhindert. Einflüsse der Feuerverzinkung auf die quasi-statischen Werkstoffkennwerte können ausgeschlossen werden [46]. Der lastübertragende Querschnitt des Stahlbauteils ist im Verhältnis zum Querschnitt des Überzugs überwiegend, sodass Einflüsse, die aus den mechanischen Eigenschaften des Überzugs hervorgehen, die quasi-statische Tragfähigkeit der feuerverzinkten Bauteile nicht verändern. Im Stahlhochbau, bei überwiegend statischen Beanspruchungen, ist die Feuerverzinkung als Korrosionsschutz Stand der Technik.

Neuere Untersuchungen zur Bestimmung des Einflusses der Feuerverzinkung auf die Ermüdung von Bauteilen analysierten auch Proben, bei denen die Feuerverzinkung nachträglich durch Beizen entfernt wurde, [6, 52]. Diese Proben erreichten eine Ermüdungsfestigkeit, die fast das Niveau der unverzinkten Proben erreichte, Abbildung 2.12. Eine Erklärung, auf was die minimale Abminderung zurückzuführen ist, gibt es bisher nicht. Zur Ursache des Einflusses wurde in [6, 53] die Aussage getroffen, dass die Schwindungsrisse im Überzug in das Stahlsubstrat überspringen und zu den Ermüdungsrissen führen.

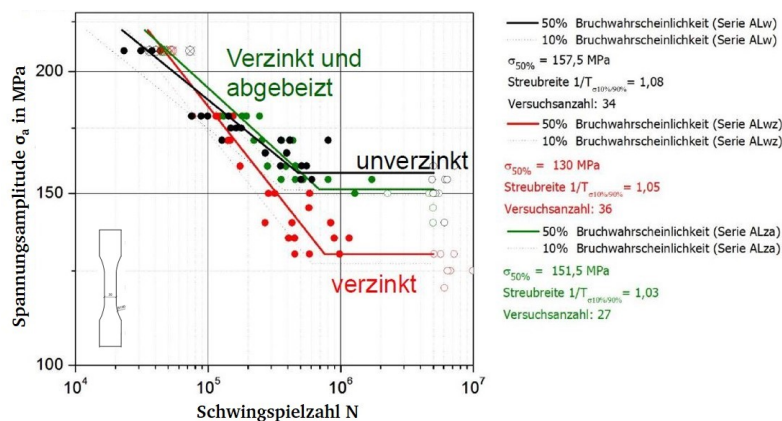


Abbildung 2.12: Ermüdungsversuche an unverzinkten, feuerverzinkten und entzinkten Flachzugproben [6]

In Summe liegen widersprüchliche Aussagen zum Ermüdungsverhalten vor. Auf einen Auszug soll im Folgenden näher eingegangen werden. Es gibt dabei zwei Ansätze, zum Einen die Betrachtung der Energiefreisetzungsrate, bei der der Riss eintritt, wenn der kritische Grenzwert überschritten wird. Und die andere Betrachtung ist die Rissbildung bei Erreichen der Festigkeit des Zinks bei geringer Bruchdehnung.

BERGENGREN UND MELANDER [54] untersuchten den Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsbeanspruchbarkeit in Abhängigkeit der Überzugsdicke (80, 150 und 225 μm) an höherfesten Stählen. Sie stellten fest, dass die Überzugsdicke von 225 μm einen größeren Einfluss auf die ertragbare Lebensdauer hat. Die experimentellen Schwingversuche wurden auf einem niedrigen Belastungsniveau, auf dem bei unverzinkten Proben kein Ermüdungsversagen eintritt, durchgeführt. Die dünneren Überzüge zeigen nach der Versuchsdurchführung keine Veränderung der schon vor Versuchsbeginn vorhandenen Risse. Die Bruchflächen wiesen einen Rissausgangsbereich im Stahl auf. Im dicksten der drei Überzüge waren zusätzliche Risse im Überzug zu erkennen und auf der Bruchfläche viele Rissinitiierungsstellen im Stahl über den Querschnitt verteilt. Sie fassten die Ergebnisse in einem Kitagawa-Diagramm zusammen, in dem die Risslänge mit der Überzugsdicke gleichgesetzt werden kann, Abbildung 2.13. Hingegen konnte [48] den Einfluss der Überzugsdicke nicht bestätigen. Es gibt kontroverse Ergebnisse. So hat sich in den Untersuchungen in [53] der Einfluss

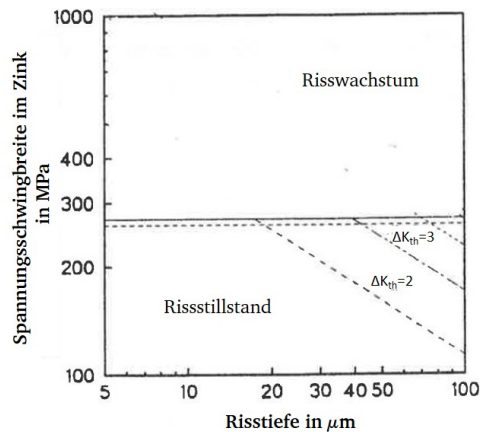


Abbildung 2.13: Kitagawa-Diagramm für ein Risswachstum im Überzug aufgetragen mit der geprüften Spannungsamplitude der feuerverzinkten Proben [54]

der Überzugsdicke auf die Ermüdung wieder bestätigt. Bei den Aussagen ist zu berücksichtigen, dass uneinheitliche Proben, die sich in der Kerbwirkung unterscheiden, verglichen werden. Es besteht die Notwendigkeit den Einfluss der Überzugsdicke in Abhängigkeit der Probengeometrie zu betrachten.

Zusätzlich zur experimentellen Betrachtung führte [54] elastische und elastisch-plastische Finite-Elemente-Simulationen durch. Sie trafen die Aussage, dass auch die elastisch-plastischen Berechnungen keine wesentlich anderen Ergebnisse als die elastischen Berechnungen lieferten. Die Auswertung der Ergebnisse des untersuchten zweidimensionalen Systems, bestehend aus Stahl, δ_1 - und ζ -Phase mit Durchdringungsrissen, fassten sie mit folgenden Aussagen zusammen. Nebeneinanderliegende Risse bis zu einem Abstand von 1 mm haben einen abschirmenden Effekt. Je mehr Risse vorhanden sind, desto besser für die Beanspruchbarkeit des Stahls. Die Spannungsintensität an der Rissspitze wird reduziert, teilweise halbiert. Bei dünnen Überzügen ist die Rissspitzenbeanspruchung unterhalb des zyklischen Schwellenwertes ΔK_{th} des Überzugs, sodass es zu einem Rissstillstand kommt. Die Schwindungsrisse in der δ_1 -Phase mit $15 \mu\text{m}$ sind daher auch zu kurz, um zu wachsen. Ist die Spannung größer als die Bruchzähigkeit der ζ -Phase oder die Spannungsintensität an der Rissspitze in Richtung der ζ -Phase größer als der Schwellenwert, kommt es zur Rissbildung. Ist ein Riss vollständig über die gesamte Überzugsdicke vorhanden, ist dieser lang genug, dass er zu einem Ermüdungsrisse führt.

Weitere Forschungen [55–57] nehmen an, dass die Rissentwicklung ausgehend von den prozessbedingten Schwindungsrissen in der δ_1 -Phase innerhalb des Überzugs stattfindet. Die Ausbreitung erfolgt in intergranularer Form zwischen den ζ -Kristallen, entsprechend der geringen Plastizität bis in die η -Phase. Sie fassen zusammen, dass die Schwindungsrisse allein nicht ursächlich sind für den Prozess der Ermüdung im Bauteil. Die kinetische Konkurrenz der Ermüdungsrissen im Überzug, mit der möglichen Ausbreitung der Schwindungsrissen, ist aufgrund der spröden intermetallischen Phasen zum Nachteil der Ermüdungsrissen. Die Rissbildung findet daher im Überzug statt und ist aufgrund der Sprödigkeit sehr schnell wachsend.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

3.1 Problemstellung und Zielsetzung

Im Stahlbau ist der Schutz vor Korrosion ein wichtiger Bestandteil, um die Sicherheit einer Konstruktion über die Lebensdauer zu gewährleisten. Die Feuerverzinkung ist im Stahlhochbau als Korrosionsschutz etabliert, da sie diese Sicherheit über die gesamte Lebensdauer sicherstellen kann. Unter überwiegend ruhender Beanspruchung ist der im Verhältnis zu dem feuerverzinkten Stahlbauteil dünne Überzug ohne Auswirkung auf die Tragfähigkeit einzusetzen. Bei Ermüdungsbeanspruchungen ist der Zinküberzug nicht zu vernachlässigen. Die bisherigen Forschungen [6, 10] zu diesem Thema ergaben ein großes Potential in der Anwendung der Feuerverzinkung als Korrosionsschutz im Brückenbau. Die Zustimmung in der Industrie führte zu einer Überarbeitung der aktuell gültigen Bemessungsnorm DIN EN 1993-1-9 [16] ermüdungsbeanspruchter Stahlbauteile auf Grundlage der bisherigen Forschungsergebnisse. Ein weiterer Entwurf ist aktuell über das Europäische Komitee für Normung (CEN) zur Begutachtung veröffentlicht, prEN1993-1-9.

In den bisherigen Forschungsprojekten wurden rund 20 der in Summe 97 Kerbfälle in feuerverzinkter Ausführung untersucht. Davon wurden nur zum Teil unverzinkte Referenzversuche, die einen direkten Vergleich ermöglichen und damit ein Maß für die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit aufgrund einer Feuerverzinkung angeben könnten, mit durchgeführt.

Der Einsatz der Feuerverzinkung als Korrosionsschutzsystem konnte anhand der Ergebnisse mit einer geringen Abminderung der Ermüdungsfestigkeit für ungeschweißte Bauteile bestätigt werden. Die Auswertung der Versuchsergebnisse nach DIN EN 1993-1-9 ergab im Bereich der höheren Kerbfälle (geringe Kerbwirkung) eine notwendige Abminderung, da die Regression die unverzinkte Bemessungsschwingbreite bei $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen nicht erreichte [6]. Eine Übertragbarkeit der bisherigen Ergebnisse auf weitere Kerbfälle ist nicht möglich, da keine allgemeingültige Aussage getroffen werden kann. Eine grundsätzliche Betrachtung der Kerbabhängigkeit des Einflusses der Feuerverzinkung muss untersucht werden. Aus diesen Erkenntnissen lässt sich eine erste Hypothese ableiten, die im Rahmen dieser Arbeit untersucht wird. **Der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungslebensdauer ist umso größer, je geringer die Kerbwirkung der Probe ist. Bei niedrigen Kerbfällen dominiert die aus der Kerbe hervorgehende lokale Beanspruchung gegenüber dem Überzugeinfluss.**

Der Einfluss der Feuerverzinkung auf Stahlbauteile im Brückenbau ist grundlegend für etwa 20 % der in der Norm angegebenen Konstruktionsdetails (Kerbfälle) durch Ermüdungsversuche untersucht worden. Die abgeleiteten Erkenntnisse beruhen nur auf der ermittelten Lebensdauer bis zum Bruch. Eine über die makroskopische Betrachtung hinausgehende Bewertung der Schädigungsentwicklung fehlt.

In der Gegenüberstellung der ertragbaren Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_c$ der untersuchten unverzinkten und feuerverzinkten Stahlbauteile, aufgetragen über der normativ geforderten Mindestbeanspruchbarkeit $\Delta\sigma_{c,unverzinkt}$ nach DIN EN 1993-1-9, ist der Einfluss der Feuerverzinkung deutlich zu erkennen, Abbildung 3.1. Die auf einer vertikalen Achse liegenden Punkte entsprechen der selben Geometrie, jeweils in Grün (●) unverzinkt, in Blau (◆) NTV und in Rot (▲) HTV. Sie liegen mit einer Ausnahme bei den untersuchten Bauteilen unterhalb der unverzinkten Versuche. Der Stichprobenumfang der unverzinkten Proben des höchsten Kerbfalls ist zu gering, sodass die Versuchsreihe mit der Auswertung mit fester Steigung unterschätzt wird und damit der Punkt unterhalb der NTV-Versuchsreihe liegt. Es ist eine Tendenz zu erkennen, dass die Abminderung infolge der Feuerverzinkung bei höheren Kerbfällen größer ist. Die weiteren Abweichungen sind bisher nicht erklärbar und daher ist eine Betrachtung der tatsächlichen Beanspruchbarkeit erforderlich. Dazu müssen die Versuchspunkte aus [6, 10] hingegen der bisherigen Auswertung mit fester Steigung, mit variabler Steigung nach EC3 ausgewertet werden.

Aus den rein phänomenologischen Betrachtungen konnte bisher nur eine Verschiebung der Spannungsschwingbreiten zu niedrigeren Schwingspielzahlen abgeleitet werden. Die Ursache für die schädigende Wirkung des Zinküberzugs ist unklar. Erklärungen aus den neueren Forschungen von RADEMACHER [33] und SIMONSEN [53] gehen davon aus, dass die vorhandenen Schwindungsriss im Überzug der Feuerverzinkung die Ursache für verfrüht wachsende Risse im Stahl sind. Sie stehen damit im Widerspruch zu früheren Forschungsergebnissen [54–56], die die Schwindungsriss aufgrund

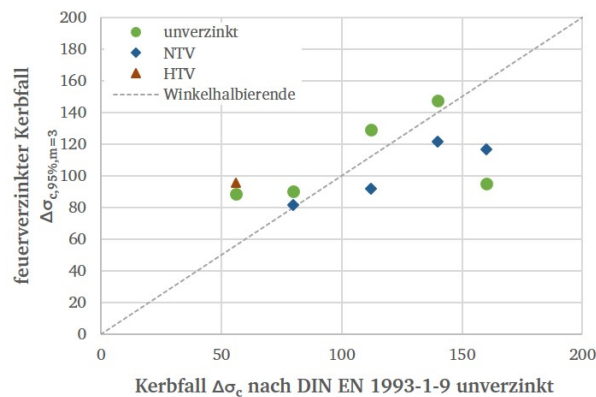


Abbildung 3.1: Darstellung der Ergebnisse aus Forschungsprojekten [6, 10] an ausgewählten Konstruktionsdetails im Vergleich der Dauerfestigkeit unverzinkter zu feuerverzinkter Stahlbauteile

ihrer kurzen Länge als nicht wachstumsfähig bezeichnen. Zur Klärung der schädigenden Wirkung wird die Hypothese aufgegriffen, dass **Schwindungsrisse im Zinküberzug ursächlich sind für die lebensdauerreduzierende Wirkung.**

Um die Grundlage für ein mechanismenbasiertes Verständnis der schädigenden Wirkung der Feuerverzinkung zu schaffen, soll die kritische Rissbildung im Zinküberzug und im Stahlsubstrat bewertet werden. Anhand dieser mikrostrukturellen Betrachtung wird eine dritte Hypothese formuliert. **Das Verformungs- und Rissverhalten und die Überzugsdicke der Feuerverzinkung beeinflussen den Zeitpunkt der Rissbildung im Grundwerkstoff. Die Phasen der Ermüdung werden dadurch verschoben.**

3.2 Bearbeitungskonzept

Abbildung 3.2 gibt einen Überblick über das Bearbeitungskonzept, welches dazu dient, die dargelegte Problemstellung zielführend zu untersuchen. Zudem ist die Einordnung in den Kontext bestehender Forschungsarbeiten IGF351 (P835) [6], IGF19444 [10], die in Grau dargestellt sind (Abbildung 3.2, linker Bereich), möglich. Ergebnisse aus diesen Projekten werden bereichsweise zur statistischen Bewertung im Rahmen dieser Arbeit erneut betrachtet. Das Bearbeitungskonzept lässt sich in drei Schwerpunkte unterteilen: *Kerbwirkung*, *Mikrostruktur* und *Bruchmechanik* (Abbildung 3.2, rechter Bereich).

Der Schwerpunkt *Kerbwirkung* ist die Verbindung dieser Arbeit zu den bisherigen Forschungsarbeiten. Basierend auf Ermüdungsversuchen unterschiedlicher Stahlbauteile mit verschiedenen Feuerverzinkungen und Oberflächenzuständen erfolgt eine empirische Bewertung der notwendigen Abminderung feuerverzinkter Bauteile. Die Bewertung der lebensdauerreduzierenden Wirkung der Feuerverzinkung wird zusätzlich auch an 4-Punkt-Biegeversuchen mit weitergehenden, die mikrostrukturellen Vorgänge bewertenden Methoden (elektrische Widerstandsmessung), durchgeführt. Diese Untersuchungen stellen die Schnittstelle zu den weiteren Schwerpunkten *Mikrostruktur* und *Bruchmechanik* dar.

Die darauf aufbauenden Schwerpunkte sind im Bearbeitungskonzept hinsichtlich des Detailgrades der Untersuchungen farblich abgegrenzt dargestellt. In einem Modellversuch wird die *Mikrostruktur* der Feuerverzinkung als Einfluss auf die Rissbildung und das Risswachstum in Überzug und Stahlbauteil bewertet. Diese Vorgehensweise führt von einer phänomenologischen Beschreibung zu einem mechanismenbasierten Verständnis. Ziel ist hier die Beschreibung der Schädigungsentwicklung im Überzug auf der Grundlage einer Bewertung mikrostruktureller Veränderungen, die mithilfe werkstoffanalytischer Methoden erfasst werden können. Dies erfolgt durch Untersuchungen an unzyklierten und bis zum Versagen zyklierten Proben. Zusätzlich erfolgt eine systematische Bewertung der Schädigungsentwicklung mithilfe von frühzeitig abgebrochenen Versuchen. Grundlage für die Zeitpunkte des Probenausbaus geben die zuvor gewonnenen Erkenntnisse der elektrischen Widerstandsmessung. Des Weiteren werden anhand quasi-statischer Mikrozugversuche die Rissentstehung und das Risswachstum sowie mikrostrukturelle Veränderungen infolge äußerer Belastung analysiert.

Begleitend werden über die Beanspruchungssimulation die Rissbildung und der Rissfortschritt *bruchmechanisch* be-

wertet. Die Simulation wird am Beispiel der 4-Punkt-Biegung durchgeführt. Es werden verschiedene Überzugsdicken, Elastizitätsmoduli und Lastniveaus untersucht, die in der Variation über die experimentellen Möglichkeiten hinausgehen. Diese Parameterstudie dient der Überprüfung der Schädigungshypothesen, die anhand der experimentellen Beobachtungen abgeleitet werden konnten. Der Fokus der rechnerischen Bewertung liegt auf der Unterscheidung zwischen dem Rissfortschritt im Überzug mit Übergang in das Stahlsubstrat oder dem weiteren Risswachstum aus dem Überzug in die Grenzfläche des Bi-Materials. Durch analytische Berechnungen werden Hypothesen überprüft, die anhand der experimentellen Beobachtungen aufgestellt werden.

Die Erkenntnisse dieser drei Schwerpunkte werden unter Berücksichtigung normativer Vorgaben und unter Einbeziehung der Vielzahl vorliegender Ermüdungsversuche anderer Forschungsprojekte zusammengeführt. Die Zielsetzung ist hierbei eine allgemeine Bewertung der Beanspruchbarkeit, sodass auf experimenteller Seite sowohl Normaltemperatur- und Hochtemperaturfeuerverzinkungen, Werkstoff- und Oberflächeneinfluss und verschiedene Kerbfallklassen betrachtet werden.

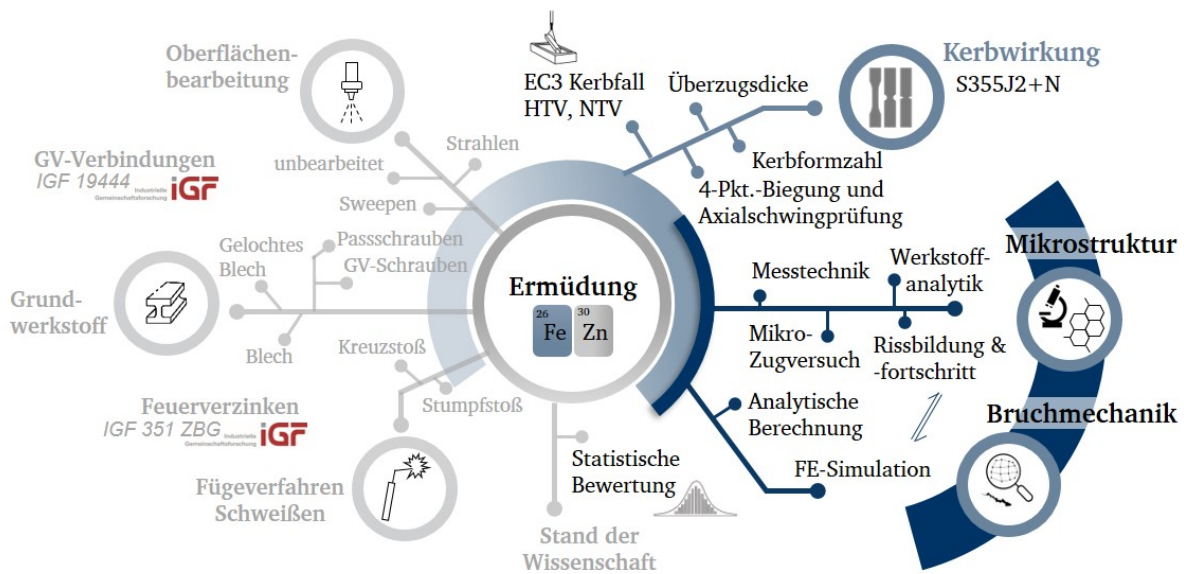


Abbildung 3.2: Übersicht über die Untersuchungen

4 Probekörper und Versuchstechnik

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Probengeometrien in den unterschiedlichen Versuchsreihen eingesetzt. Einleitend werden in diesem Kapitel die ermittelten mechanischen Kennwerte der untersuchten Werkstoffe und Verzinkungsvarianten behandelt. Im Anschluss werden die untersuchten Probekörper der verschiedenen Versuchsarten gemäß Tabelle 4.1 vorgestellt. Nachfolgend werden die für das Erreichen der Forschungsziele systematisch ausgewählten Methoden und die Versuchstechniken beschrieben.

Tabelle 4.1: Übersicht über die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Probekörper

Nr.	Versuch	Probenform	Werkstoff	Schmelze	Überzug ²
1	Axialschwingversuch	Flachzugprobe R100	S355 J2+N	a	UV, NTV, HTV
		Flachzugprobe R15	S355 J2+N	a	UV, NTV, HTV
		Flachzugprobe R5	S355 J2+N	a	UV, NTV, HTV
2	Axialschwingversuch	Passschraubenverbindung	S355 J2+N	a	NTV
3	Axialschwingversuch	Bleche mit Bohrung	S355 J2+N	a	UV, NTV, HTV
4	Axialschwingversuch	geschweißte Quersteife	S355 J2+N	b	UV, NTV, HTV
5	4-Punkt-Biegung	Biegebalken	S355 J2+N	b	UV, NTV, HTV
		Biegebalken	S355 J2+N	b	PVD
6	Mikrozugversuch	Mikrozugprobe	S355 J2+N	a	NTV, HTV

4.1 Werkstoffkennwerte

Für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit wird repräsentativ ein Baustahl gewählt, der im Brückenbau zum Einsatz kommt. Eine gängige Stahlsorte ist im Brückenbau der Werkstoff S355 mit der Nummer 1.0577 nach DIN EN 10025-2 [58]. Es ist ein unlegierter und üblicherweise normalisierter Stahl in der Güte J2+N, der einen Kerbschlagwert von 27 J bei -20°C fordert. Die chemische Zusammensetzung ist in DIN EN 10025-2 mit maximal zulässigen Anteilen der einzelnen Legierungselemente spezifiziert. Ein Auszug ist in Tabelle 4.2 angegeben, sowie die Analyse der nach der Schmelze entnommenen Proben. Die Zuordnung der Schmelze zu den Probekörpern ist in Tabelle 4.1 angegeben.

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung für S355 J2 gemäß DIN EN 10025-2 und nach der Schmelzenanalyse

Bezeichnung	C in % ≤ 16 mm Dicke	Si in % max.	Mn in % max.	P in % max.	S in % max.	Cu in % max.
Sollwerte	0,20	0,55	1,60	0,025	0,025	0,55
Schmelze a	0,152	0,224	1,420	0,014	0,003	0,008
Schmelze b	0,156	0,224	1,440	0,014	0,003	0,014

Der Prozess der Überzugsbildung mittels Feuerverzinkung hängt maßgeblich vom Silizium- und Phosphorgehalt des Werkstoffs ab (Kapitel 2.3.3). Daher wurde bei der Auswahl darauf geachtet, dass dieser mit 0,224% Si im üblicherweise angestrebten Seibistbereich $0,14\% < \text{Si} < 0,25\%$ liegt. Die Probekörper wurden aus Stahlblechen gefertigt, die aus zwei verschiedenen Schmelzen kommen. Die Anteile an Silizium und Phosphor sind gleich, sodass sich daraus kein Einfluss auf die Feuerverzinkung ergibt. Aus Blechen, die der Schmelze a entstammen, wurden die Mikrozugproben, die Bleche mit Bohrung und die Flachzugproben hergestellt. Aus Blechen, die der Schmelze b entstammen, wurden die Proben für die 4-Punkt-Biegung und die geschweißte Quersteife hergestellt.

Die zu erreichenden mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe sind ebenfalls in DIN EN 10025-2 definiert. Ein Auszug der nach Norm geforderten Werkstoffkennwerte für die Stahlsorte S355 J2+N und die ermittelten Werkstoffkennwerte

²UV: unverzinkt, NTV: normaltemperaturverzinkt, HTV: hochtemperaturverzinkt

für die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe sind in Tabelle 4.3 aufgelistet. Diese unterscheiden sich für die zwei verschiedenen Schmelzen mit höheren Zugfestigkeiten bei Schmelze a.

Tabelle 4.3: Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur für S355 J2 gemäß DIN EN 10025-2 und ermittelte Werte der Proben

Bezeichnung	Mindeststreckgrenze R_{eH} in MPa		Zugfestigkeit R_m in MPa		Bruchdehnung in %
	Nennstärke $t \leq 16$ mm		$3 \text{ mm} \leq t \leq 100$ mm		
Sollwerte	355		470 bis 630		
Schmelze b	451		545		27,7
Schmelze a	465		572		27,3

Die ausgewählten Werkstoffe entsprechen ihrer zweckmäßigen Verwendung und die mechanischen Eigenschaften erfüllen die normativen Vorgaben.

4.2 Feuerverzinkung

Die Probekörper werden sowohl im unverzinkten (UV) Zustand (Referenzproben), als auch jeweils mit einem normal- (NTV) und einem hochtemperaturverzinkten (HTV) Überzug geprüft. Details zum Prozess der Feuerverzinkung sind in Kapitel 2.3.3 näher erläutert.

Die Feuerverzinkung der Probekörper wurde in Zinkschmelzen der Zinkbadklassen 1 nach DASt-Richtlinie 022 [9] bei Normaltemperatur $\vartheta = 465$ °C und Hochtemperatur $\vartheta = 540$ °C durchgeführt. Die gemessene Zusammensetzung der Schmelze ist in Tabelle A.1.1 angegeben. Die normativen Anforderungen werden erfüllt.

Die Proben wurden zunächst den Vorbehandlungsschritten Entfetten, Beizen und Fluxen unterzogen. Das anschließende Feuerverzinken wurde je nach Probenvolumen und Temperatur in der Tauchdauer variiert. Alle Proben wurden nach der Verzinkung im Wasserbad abgeschreckt, um den Diffusionsprozess zu stoppen. Detaillierte Angaben zu diesen Schritten sind in Tabelle A.1.2 und Tabelle A.1.3 angegeben.

Aufgrund der unterschiedlichen Versuchsreihen werden verschiedene Probenwerkstoffe, gemäß Kapitel 4.1, untersucht. Die Ausbildung der Zinküberzüge mittels Feuerverzinkung ist nicht nur aufgrund des Siliziumgehalts unterschiedlich. Die Verzinkung erfolgte durch Einzelaufhängung der Probekörper (Stückverzinkung) mit Ausnahme einer weiteren Reihe der SEN B4 Proben, die schleuderverzinkt wurden. Zusätzlich wurde die Feuerverzinkung der Proben je Versuchsreihe in verschiedenen Verzinkungslosen ausgeführt. Die Temperatur der Schmelze und die Tauchdauern variieren, wodurch die Ausbildung der Überzüge unterschiedlich ist. Tabelle 4.4 gibt eine Übersicht über die gemessenen mittleren Überzugsdicken. Der Stichprobenumfang ist abhängig von der Probengröße. Es werden mindestens drei Messungen je Probe durchgeführt. Die Mittelwertbildung berücksichtigt alle Proben einer Versuchsreihe. Die Normaltemperaturverzinkung ergab Überzugsdicken von etwa 100 μm bis 300 μm und die Hochtemperaturverzinkung etwa 50 μm bis 100 μm . Auf der zusätzlich gestrahlten Oberfläche ist das Schichtwachstum verstärkt und der Überzug der Hochtemperaturverzinkung erreichte Überzugsdicken in Höhe der NTV. Im Anhang sind in Kapitel A.2.2 die Mittelwerte der gemessenen Überzugsdicken je Probe in den Tabellen der Schwingprüfprotokolle aufgenommen.

Tabelle 4.4: Überzugsdicken der Feuerverzinkung auf den Probekörpern

Bezeichnung	NTV Überzugsdicke in μm			HTV Überzugsdicke in μm		
	Mittelwert	Max.	Min.	Mittelwert	Max.	Min.
gelochte Lasche	310	405	275	140	155	130
gelochte Lasche (gestrahlt)	-			250	270	233
SEN B4	225	250	140	36	50	25
SEN B4 Schleuderverzinkung	90	128	52	40	47	29
Flachzugproben	88	113	75	70	86	53
Flachzugproben Quersteife	88	97	71	45	58	23

4.2.1 Ausbildung der Überzüge

Zusätzlich zur Überzugsdicke bilden sich bei der Feuerverzinkung bei unterschiedlichen Temperaturen der Schmelze und Tauchdauern der Probekörper, die Phasen verschieden aus. Die Abbildungen 4.1 bis 4.3 geben eine Übersicht über die Zinküberzüge der untersuchten Proben.

Die Überzugsdicken variieren und auch die Schichtdicken der einzelnen Phasen. Die normaltemperaturverzinkten Proben sind annähernd identisch mit einer im Verhältnis zur ζ -Phase dünnen δ_1 -Phase. Je nach Art der Abkühlung ist abschließend eine η -Phase vorhanden. Die Struktur der δ_1 -Phase ist ein kompakter, stängelförmiger Aufbau. Die ζ -Phase hingegen erscheint aufgelockerter (permeabel). Sie besteht aus ζ -Kristallen, die in erstarrter Schmelze eingebettet sind. Zum Teil sind Hohlräume vorhanden, die entstehen, wenn die Schmelze in dieser Phase weiterlegiert.

Die hochtemperaturverzinkten Proben weisen deutlich dünnere Überzugsdicken mit einem anderen Phasenaufbau auf. Die δ_1 -Phase ist stärker ausgeprägt und dicker als bei der NTV. Je nach Temperatur der Schmelze und Abkühlvorgang bildet sich zusätzlich eine Mischphase aus δ_1 -Phase und Schmelze aus. Diese erscheint kugelig (globularer) als die ζ -Phase der Überzüge bei Normaltemperatur (beispielsweise in Abbildung 4.1).

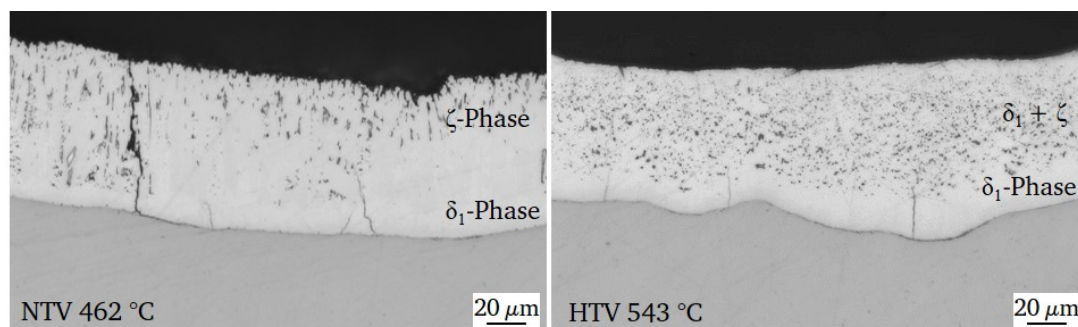


Abbildung 4.1: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Zinküberzügen am Beispiel der Flachzugproben

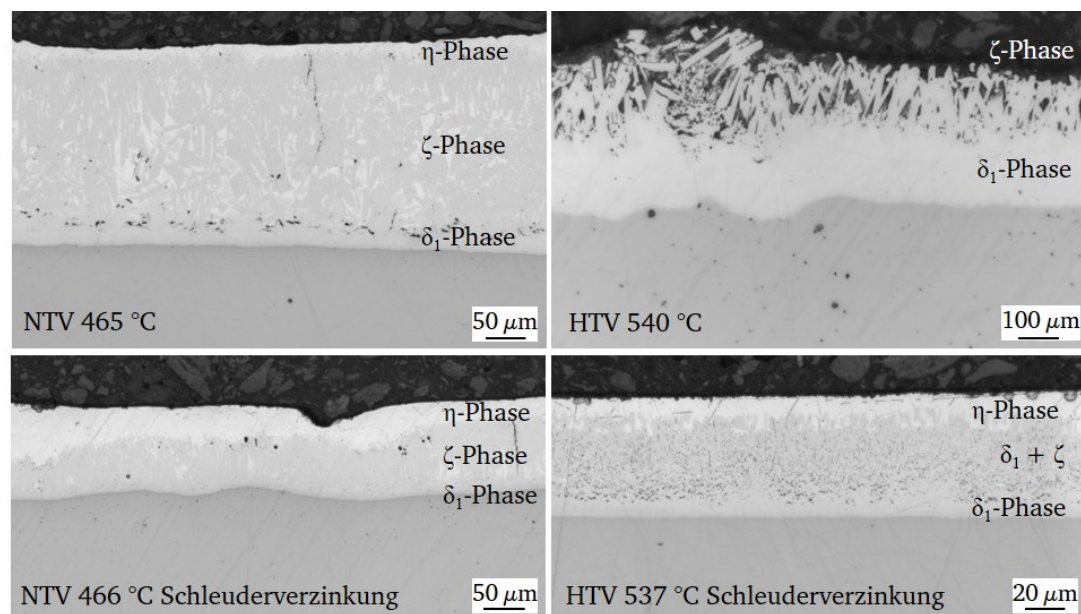


Abbildung 4.2: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Zinküberzügen am Beispiel der 4-Punkt-Biegeproben

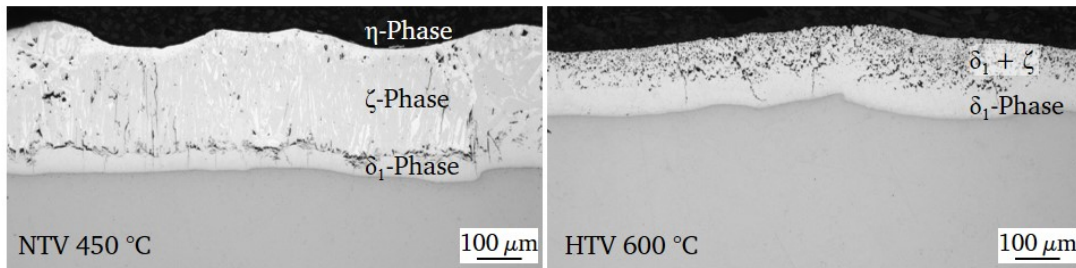


Abbildung 4.3: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Zinküberzügen am Beispiel der gelochten Laschen

In Abbildung 4.2 sind die Unterschiede der Überzüge aus der Stückverzinkung und der Schleuderverzinkung gegenübergestellt. Die oberen Mikroskopaufnahmen sind Schliffe der stückverzinkten Proben, die unteren Aufnahmen der schleuderverzinkten Proben.

Die Überzüge schleuderverzinkter Proben sind insgesamt dünner. Trotzdem bilden sich bei der Schleuderverzinkung alle drei Phasen der Feuerverzinkung aus. Auch bei den Überzügen der Hochtemperaturverzinkung sind eine Mischphase und eine η -Phase zu erkennen. Dies kann verschiedene Ursachen haben, wie beispielsweise die Temperatur der Schmelze oder die Zeit bis zum Abkühlen der Proben. Auffällig ist die deutlich dünnere δ_1 -Phase der Hochtemperaturverzinkung im Vergleich zur stückverzinkten Probe. Dies ist auf die unterschiedlichen Vorbehandlungsschritte zurückzuführen, da die Temperatur und Dauer der Verzinkung nahezu gleich waren, Tabelle A.1.3.

Die Ausbildung des Feuerverzinkungsüberzugs der Flachzugprobe mit aufgeschweißter Quersteife ist in Kapitel A.1.1 dargestellt. Der Zinküberzug im Bereich der Schweißnaht weist keine Auffälligkeiten auf. Die Dicke und die Ausbildung der Phasen entspricht dem restlichen Bereich auf den Probekörpern.

4.2.2 Auswirkung der Vorbehandlungsschritte

Im Folgenden werden die Einflüsse, resultierend aus den unterschiedlichen Vorbehandlungsschritten, separiert betrachtet. Ein Augenmerk wird dabei auch auf die Veränderung der Stahloberfläche gelegt. Mikrokerben auf der Oberfläche können ursächlich für eine Abminderung der Ermüdungsfestigkeit sein. Untersuchungen an Proben, bei denen der Zinküberzug nachträglich durch eine Beize entfernt wurde, erreichten eine Ermüdungsfestigkeit, die fast das Niveau der unverzinkten Proben erreichte [6, 52]. Eine Erklärung, auf was die verbleibende minimale Abminderung zurückzuführen ist, gibt es bisher nicht. Daher werden zum einen Proben nach den einzelnen Vorbehandlungen - Entfettung, Beize und Fluxen - entnommen und zum anderen eine feuerverzinkte Probe nachträglich, mit einer 3 %-igen inhibierten Salzsäure, abgeätzt. An Schliffen wird die Oberfläche des Stahls und das Gefüge im Randbereich lichtmikroskopisch betrachtet, um Veränderungen der Oberflächenbeschaffenheit zu vergleichen, Abbildung 4.4.

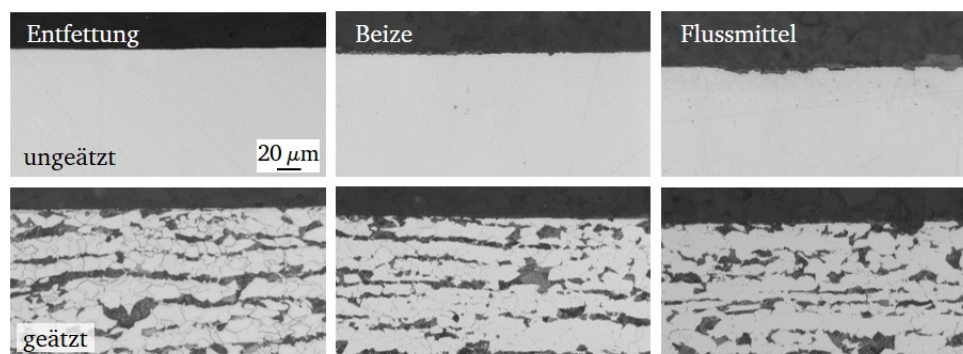


Abbildung 4.4: Lichtmikroskopische Aufnahmen an Schliffen von Proben, die nach den Vorbehandlungen entnommen wurden

Die Entfettung befreit die Oberfläche von Verunreinigungen. Die darauf folgenden Vorbehandlungen Beizen und Fluxen haben eine abtragende und benetzende Wirkung, die zu einer rauerer Oberflächenstruktur führen. Diese Veränderung

der Oberfläche kann im Hinblick auf die Ermüdungsfestigkeit des Stahls eine Rolle spielen, da die tieferen, rausgelösten Stellen eine Kerbwirkung auf mikroskopischer Ebene bewirken, Kapitel 2.1. Das Gefüge, in Abbildung 4.4 in der unteren Reihe im geätzten Zustand dargestellt, weist keine Auffälligkeit auf.

Vergleicht man diese Ergebnisse mit denen der nachträglich abgebeizten, feuerverzinkten Probe, kann man diesen Effekt des Beizbades erneut erkennen, Abbildung 4.5. Der Probekörper wurde dazu zur Hälfte abgebeizt, um einen direkten Vergleich der Oberflächen betrachten zu können. Die Stahloberfläche im Bereich der Probe (Abbildung 4.5 links), in dem die Feuerverzinkung noch erhalten ist, hat eine weniger rau erscheinende Oberfläche als der entzinkte Bereich dieser Probe Abbildung 4.5 (rechts).

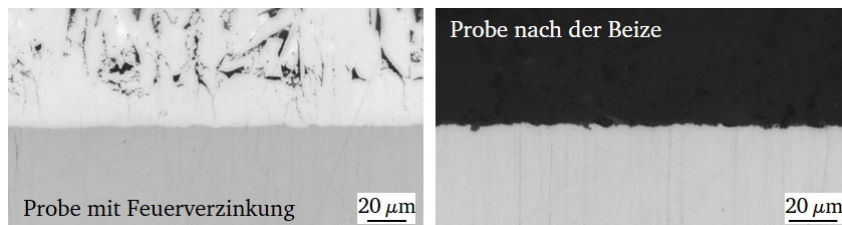


Abbildung 4.5: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer feuerverzinkten Probe (links), die zur Hälfte nachträglich durch Beizen entfernt wurde (rechts)

Die geringfügig reduzierte Beanspruchbarkeit entzinkter Proben gegenüber unverzinkten Proben kann auf die Oberflächenstruktur infolge des Beizprozesses zurückgeführt werden. Dieser Einfluss zeigt sich bei Stahlbauteilen [53] und insbesondere bei Schraubenverbindungen [52], bei denen die Lasteinleitung durch die Kontaktfläche zwischen Schrauben- und Muttergewinde erfolgt.

4.2.3 Bestimmung der Eindringhärte und des Eindringmoduls

Die Charakterisierung der Feuerverzinkung wird mittels instrumentierter Eindringprüfung gemäß DIN EN ISO 14577-1 [59] durchgeführt. Damit ist es möglich, die Phasen der Feuerverzinkung differenziert zu analysieren. Unter dem eindringenden Festkörper bildet sich ein elastisch-plastisches Spannungsfeld aus. Während der elastischen und plastischen Verformung werden die Kraft und der Weg kontinuierlich gemessen. Durch diese Methodik können neben der Eindringhärte H_{IT} auch der Eindringmodul E_{IT} und der Kriechmodul $E_{c,IT}$ bestimmt werden. Dadurch grenzt sich diese Methode von anderen Verfahren zur Bestimmung der Härte ab, die überwiegend am verbleibenden plastischen Eindruck den Härtewert ableiten. Die Abmessungen der Probe muss in allen Richtungen groß gegenüber dem Kontaktbereich des Eindrucks sein.

Es wird ein Eindringmodulprofil über die Überzugsdicke und den Randbereich von 2 mm des Stahlsubstrats erstellt. Der Nano-Indenter Unat der Firma Advanced Surface Mechanics GmbH (Dresden) verwendet einen Berkovich-Indenter mit 140° Spitzenwinkel einer dreiseitigen Pyramide. Aufgrund der mittleren Eindringgröße von etwa $4 \mu\text{m}$ bei 50 mN Prüflast ist es möglich, in den einzelnen Phasen des Feuerverzinkungsüberzugs Eindrücke zu setzen. Die Prüfung wird mit einer definierten Kraft-Zeitfolge durchgeführt. Innerhalb von 10 s wird die Prüflast bis zum Erreichen der definierten Prüfkraft von 50 mN stetig erhöht. Es folgt die werkstoffabhängige Haltezeit von 5 s, bevor eine zügige Entlastung durchgeführt wird.

Das Prüfraster besteht aus acht Eindrücken je Reihe, über die ein Mittelwert gebildet wird. Der Soll-Abstand zwischen den Eindrücken beträgt in beide Koordinatenrichtungen $25 \mu\text{m}$. Pro Probe werden im Mittel 800 Eindrücke gesetzt, Abbildung 4.6. Die ζ -Phase des Überzugs zeichnet sich durch die in der Zinkschmelze eingebetteten Hartzinkkristalle aus. Trifft der Indenter auf einen Kristall, wird dies durch einen höheren Härtewert angezeigt als im Bereich der erstarrten Schmelze. Die Auswertung der Messung erfolgt durch die Bildung der Mittelwerte über die acht Messwerte einer Reihe. Im Übergangsbereich zwischen den Phasen des Überzugs und zum Stahl müssen die einzelnen Punkte in einer Messwertreihe kontrolliert werden und bei Bedarf den Bereichen getrennt zugeordnet werden.

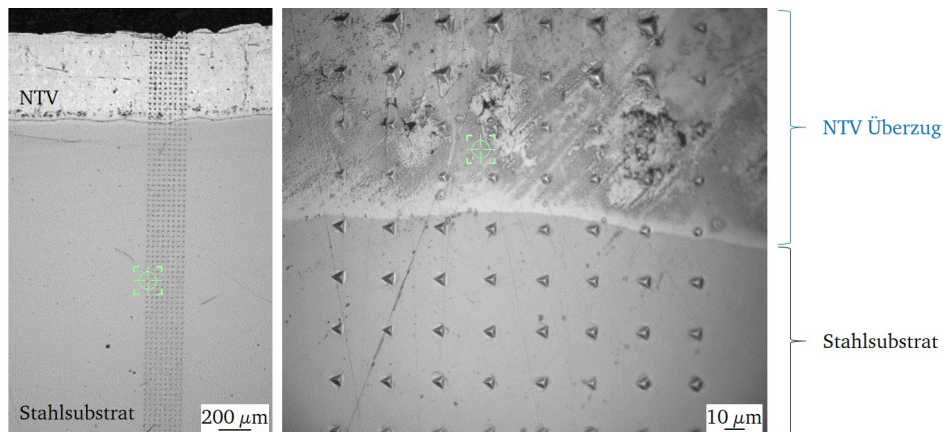


Abbildung 4.6: Prüfmuster der Nano-Indentationsprüfung an feuerverzinkten Stahlbauteilen, hier am Beispiel der gelochten Lasche, S355 J2+N

Die Ergebnisse der Eindringmoduli und der Eindringhärten sind in Abbildung 4.7 dargestellt. Exemplarisch ist die Aufnahme des Schiffs der NTV-Probe im Hintergrund dargestellt, um die Bereiche des Feuerverzinkungsüberzugs und des Stahls zu verdeutlichen. Die Werte des Eindringmoduls springen am Übergang zum Stahl auf $E_{IT} \approx 180$ GPa. Je höher der Eisenanteil im Werkstoff ist, desto höher sind die Eindringmoduli. Die Härtewerte des Stahls steigen in Richtung der ursprünglichen Stahloberfläche etwas an, was durch die gestrahlte Oberfläche zu erklären ist. Vergleicht man die Kurven der normaltemperaturverzinkten Proben, so kann man neben den üblichen Streuungen, wie zwischen der roten (—) und schwarzen (—) Kurve, aus Sebisty-Stahl, eine Tendenz zu niedrigeren Werten auf Hochsiliziumstahl, blaue (—) Kurve erkennen. Die Eindringmoduli liegen im Bereich der ζ -Phase zwischen $E_{IT} \approx 80$ GPa und 100 GPa. Die untersuchte deutlich dünnere Hochtemperaturverzinkung, magenta (—) Kurve, besteht nicht nur aus einer δ_1 -Phase, sondern zusätzlich auch aus einer ζ -Phase. Daher starten die Eindringmoduli bei $E_{IT} \approx 60$ GPa. Es lässt sich ein steiler Anstieg des Eindringmoduls im Bereich der δ_1 -Phase in Richtung des Stahls deutlich erkennen. Die Eindringmoduli steigen im Bereich der δ_1 -Phase von $E_{IT} \approx 100$ GPa auf rund 160 GPa an.

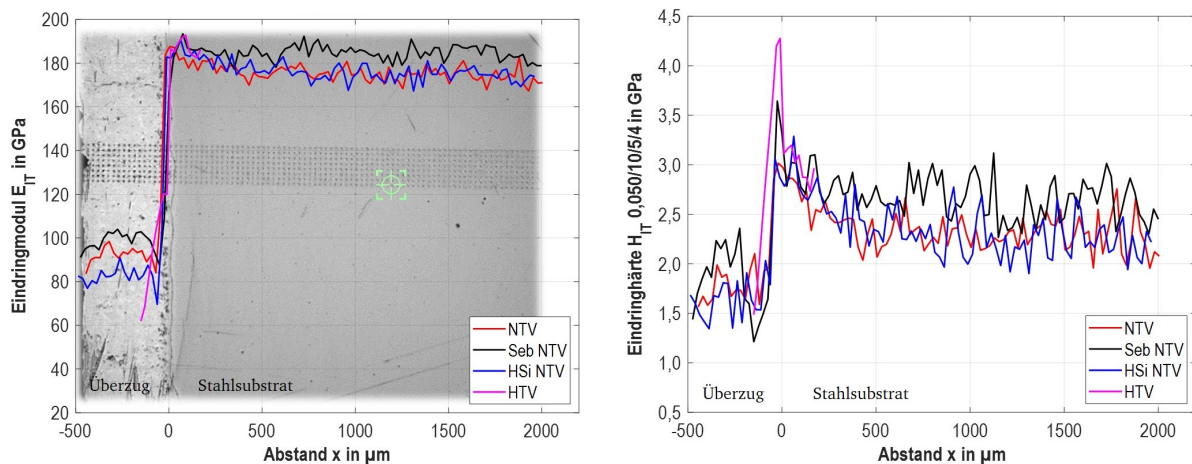


Abbildung 4.7: Vergleich der Mittelwerte des Eindringmoduls und der Eindringhärte aus der Nano-Indentation an den untersuchten, feuerverzinkten Proben

4.3 Probekörper der experimentellen Ermüdungsversuche

4.3.1 Probekörper der Axialschwingversuche verschiedener Kerbfälle

Im Folgenden werden die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Probekörper der Axialschwingversuche beschrieben. Die weiteren Probekörper, die dem Forschungsprojekt [10] entstammen und in die Auswertung der Kerbfälle eingeflossen sind, sind in Kapitel A.2.2 dargestellt.

Flachzugproben

Die Flachzugproben werden verwendet, um den höchsten Kerbfall 160 nach DIN EN 1993-1-9 (gewalztes oder gepresstes Erzeugnis mit gewalzten Kanten) und den nächst niedrigeren Kerbfall 140 (nachträglich mechanisch bearbeitete Kanten) zu prüfen. Zur Herstellung der Probengeometrie gemäß DIN 50125 [60] Form E wird ein Flachstahl aus S355 J2+N verwendet, Abbildung 4.8 (Probenform 1).

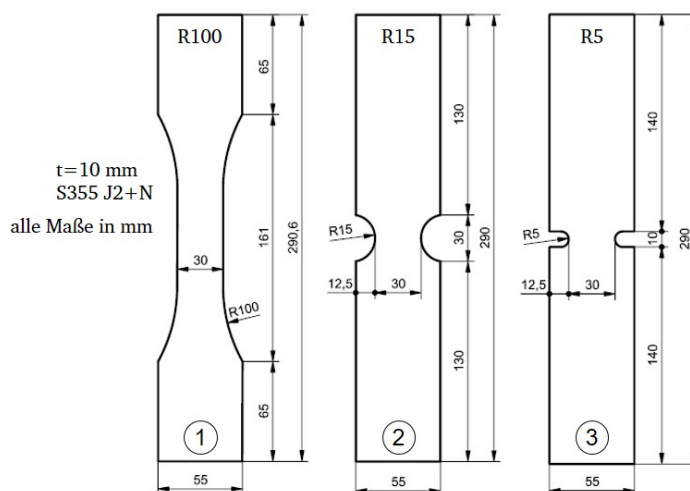


Abbildung 4.8: Probengeometrie der Flachzugproben mit unterschiedlicher Kerbschärfe

Zusätzlich wird diese Probengeometrie verwendet, um den Einfluss der Kerbformzahl in Überlagerung mit dem mittels Feuerverzinkung hergestellten Überzugs zu untersuchen. Ziel ist es zu bestimmen, ob der Einfluss der Feuerverzinkung in einer Abhängigkeit zur Kerbschärfe steht und durch diese überlagert wird. Hierzu werden neben der Standardzugprobe zwei weitere abgeänderte Proben angefertigt, Abbildung 4.8 (Probenformen 2, 3). Die Geometrie wird aus den analytisch ermittelten Kerbformzahlen nach der FKM-Richtlinie *Rechnerischer Festigkeitsnachweis* [22] abgeleitet. Nach Kapitel 5.2.2.1 *Flachstäbe mit beidseitiger Kerbe* ist die Gleichung 4.1 anzuwenden.

$$K_t = 1 + \frac{1}{\sqrt{A \frac{r}{t} + 2B \frac{r}{b} \left(1 + 2 \frac{r}{b}\right)^2}} \quad (4.1)$$

Dabei sind die Konstanten A und B aus Tabelle 5.2.2 der FKM [22] zu wählen, Tabelle 4.5. Für die Probenform 1, die Form des Absatzes nach FKM, ergeben sich unter Zugbeanspruchung die Werte zu $A = 0,5$ und $B = 2,5$. Eine beidseitige Kerbe, wie Probenform 2 und 3, unter Zugbeanspruchung hat $A = 0,22$ und $B = 0,85$ zu wählen. Die Werte für r , t und b erhält man aus Abbildung 4.9. Für den ausgewählten Radius $r = 100$ mm für Probenform 1 (—) bestätigt sich im Diagramm die Kerbformzahl 1, es liegt keine Kerbwirkung vor. Die Probenformen 2 (—) und 3 (—) sollen sich in ihrer Kerbwirkung unterscheiden, daher werden die Verhältnisse $r/t = 1,5$ und $0,5$ ausgewählt. Diese lassen sich in Radien von $r = 15$ mm für Probenform 2 und $r = 5$ mm für Probenform 3 umrechnen. Die Kerbformzahlen liegen gemäß Diagramm bei $K_{t,zd} = 1,45$ für Probenform 2 und $K_{t,zd} = 2,15$ für Probenform 3.

Zur Überprüfung der analytisch berechneten Kerbformzahlen wird für die drei ausgewählten Probengeometrien ein zwei-dimensionales CAD-Modell erstellt und mithilfe der Berechnungssoftware ABAQUS eine Finite-Elemente-Berechnung

Tabelle 4.5: Auszug aus der FKM-Richtlinie *Rechnerischer Festigkeitsnachweis* Tabelle 5.2.2 [22]

	beidseitige Kerbe		Absatz	
	Zug	Biegung	Zug	Biegung
A	0,156	0,224	1,440	0,014
B	0,152	0,224	1,420	0,014

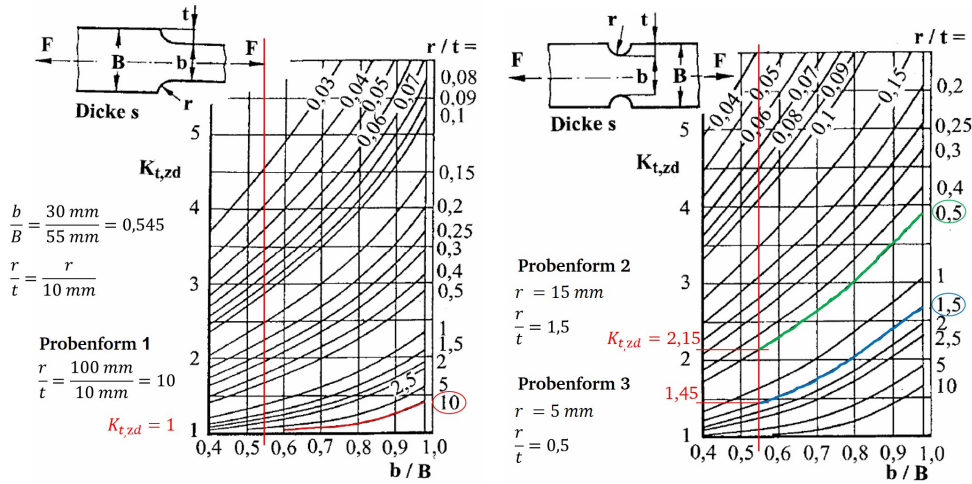


Abbildung 4.9: Auszug aus der FKM-Richtlinie [22] Abb. 5.2-11 Formzahlen für den Flachstab mit beidseitiger Kerbe (links) und Abb. 5.2-13 Formzahlen für den Flachstab mit Absatz (rechts) bei Zug oder Druck, $r > 0, b/B < 1$

durchgeführt. Für die numerische Berechnung der Kerbformzahlen wird ein rein elastisches Materialverhalten gewählt und die maximale Axialspannung (Hauptspannung) im schwächsten Querschnitt bewertet, Abbildung 4.10. Die numerisch ermittelten Kerbformzahlen sind mit $K_{t,1} = 1,0$, $K_{t,2} = 1,63$ und $K_{t,3} = 2,46$ tendenziell höher als die anhand der FKM-Richtlinie abgeleiteten Werte. Das konvergierte Ergebnis wird anhand von mindestens fünf Einzelsimulationen mit zunehmender Netzfeinheit für jede Probengeometrie ermittelt, Abbildung 4.11. Die Plausibilität des numerisch bestimmten Ergebnisses wird durch den Vergleich von analytisch berechneten Nennspannungen im ungekerbten Querschnittsbereich überprüft. Die gewählten Geometrien sind geeignet, um unterschiedliche Kerbschärfen abzubilden, die in Einklang mit Konstruktionsdetails der DIN EN 1993-1-9 stehen.

Geschweißte Quersteife

Darüber hinaus wird die Flachzugprobe auch für das geschweißte Kerbdetail verwendet. Gewählt wird das Konstruktionsdetail einer aufgeschweißten Quersteife, die im Brückenbau üblich ist. Das Detail entspricht dem Kerbfall 80 nach DIN EN 1993-1-9 Tabelle 8.4 Nr. 6. Auf die zuvor verwendete Flachzugprobengeometrie R100 (Probenform 1) gemäß Abbildung 4.8 wird ein weiteres Blech mit Doppelkehlnähten aufgeschweißt, Abbildung 4.12.

Diese Probengeometrie wurde in einem Stahl aus S460 im Forschungsprojekt [6] für Ermüdungsversuche verwendet. Vergleichend werden diese Resultate herangezogen und mit den Ergebnissen, die im Rahmen dieser Arbeit entstehen, gegenübergestellt.

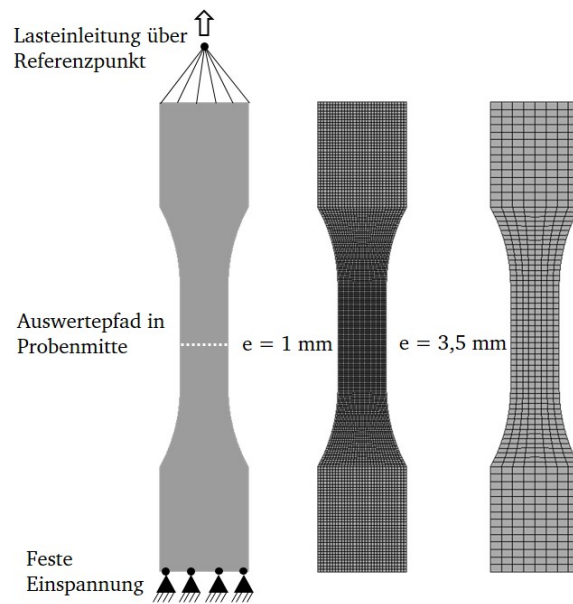


Abbildung 4.10: Beispielhafte Darstellung der Flachzugprobe 1 (R100) in der numerischen Simulation mit Randbedingungen und untersuchter Spanne der Netzfeinheit, Elementkantenlänge e

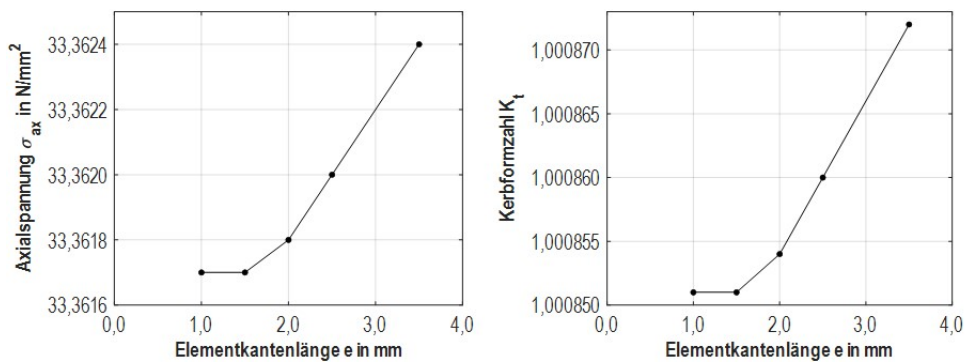


Abbildung 4.11: Darstellung der Konvergenzstudie an Diagrammen der Normalspannung und der Kerbformzahl über der modellierten Elementkantenlänge an der Flachzugprobe 1 (R100)

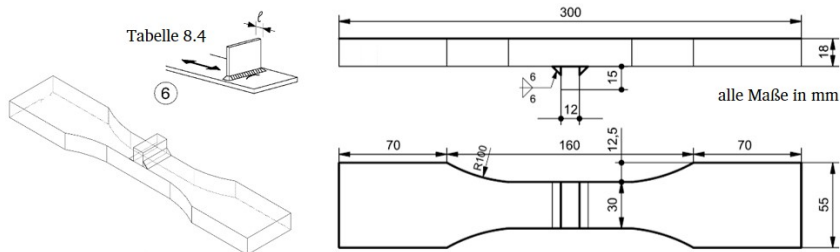


Abbildung 4.12: Probengeometrie der geschweißten Quersteife nach DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6

4.3.2 Probekörper der Schwingversuche unter 4-Punkt-Biegung

Die 4-Punkt-Biegeproben werden in Anlehnung an die SEN B4 Probenform nach ISO 12108 [61] konzipiert, um die mikrostrukturellen Effekte im Zinküberzug bewerten zu können. Diese aus der Bruchmechanik kommende Probenform wird aufgrund der zu untersuchenden Ermüdungsrisse gewählt. Es wird sich dabei nicht an den Probenformen nach CHARALAMBIDES [62] orientiert, da dieser den Fokus auf die Haftfestigkeit von Überzügen bei quasi-statischen Belastungen gelegt hatte. Zudem muss eine Abgrenzung zu den Biegeproben vorgenommen werden, die üblicherweise bei der in-situ Prüfung in der Schmelze verwendet werden [51]. Diese sind mit einem möglichst großen konstanten Momentenbereich konzipiert, um die Wahrscheinlichkeit für eine Schädigung zu erhöhen.

Die 4-Punkt-Biegung hat den Vorteil einer reinen Momentenbeanspruchung im Bereich zwischen den Lasteinleitungspunkten, wo entsprechend der Versagensort zu erwarten ist. Die scharfe Kerbe auf der Zugseite der Probe wurde ersetzt, da diese sich im Feuerverzinkungsprozess vollständig mit Zink zusetzen würde. Die übliche Phasenausbildung könnte nicht stattfinden. Ziel der Probengeometrie ist eine Querschnitttaillierung, die den Ort der Rissentstehung lokal eingrenzt, aber gleichzeitig eine milde Kerbe darstellt. Eine mögliche Überlagerung einer Kerbwirkung über die Einflüsse der Feuerverzinkung soll somit vermieden werden. Mithilfe des Berechnungsprogramms ABAQUS wird eine Finite-Element-Simulation zur Bewertung der Geometrie durchgeführt. Querschnitttaillierungen, in Form verschiedener Radien, werden an einem 3D-Modell berechnet und der Kerbfaktor sowie der Verlauf der Spannungen ausgewertet. Um den Bereich der lokal definierten maximalen Spannung in Probenmitte klein zu halten, wurde iterativ mittels Simulation ein erforderlicher Radius von 40 mm an der Unterseite der Probe ermittelt, Abbildung 4.13. Dies bedeutet eine kleinst mögliche Kerbformzahl von $K_t = 1,5$. Bei größeren Radien wird der Bereich der maximalen Spannung zu groß und der Verlauf zu flach. Die Reduzierung der Querschnittshöhe wird auf $\Delta h = 2$ mm festgelegt.

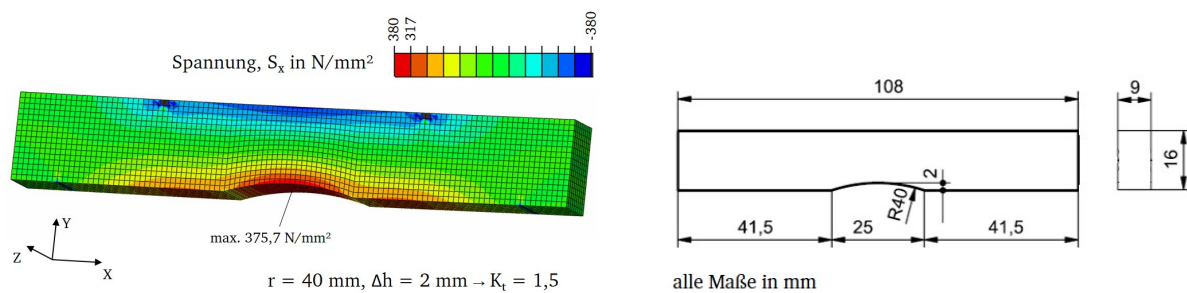


Abbildung 4.13: Probengeometrie für Ermüdungsversuche unter 4-Punkt-Biegung

Die Messtechnik macht es erforderlich, dass die Proben nur im Bereich des minimalen Querschnitts, im Bereich des Radius auf der Unterseite der Probe feuerverzinkt werden. Hierzu werden die Proben vor dem Verzinkungsprozess im übrigen Bereich mit einem Gewebekband maskiert. Nach der Feuerverzinkung müssen die Reste des verbrannten Gewebekbandes von den Flächen abgeschliffen werden, um die Messtechnik (z. B. Potentialsonde, Thermoelemente) anbringen zu können.

4.4 Probekörper der quasi-statischen Mikrozugprüfung

Mithilfe der mikromechanischen Prüfeinrichtung können quasi-statische Zugversuche an feuerverzinkten Proben durchgeführt werden. Durch die Präparation der flachen Seiten, bis zu einer polierten Stahloberfläche kann die Rissentwicklung des Zinküberzugs während des Versuchs kontinuierlich aufgezeichnet werden.

Nach geometrischen Vorgaben der Mikrozugprüfeinrichtung werden die Probekörper gefertigt, da die Länge und Breite der Probe durch die Probenaufnahme begrenzt sind. Die Taillierung der Probe wird gemäß dem Radius $r = 40$ mm der 4-Punkt-Biegebalken gewählt und die Dicke der Probe wird durch den Kraftbereich der Maschine vorgegeben. Die Maße sind in Abbildung 4.14 angegeben.

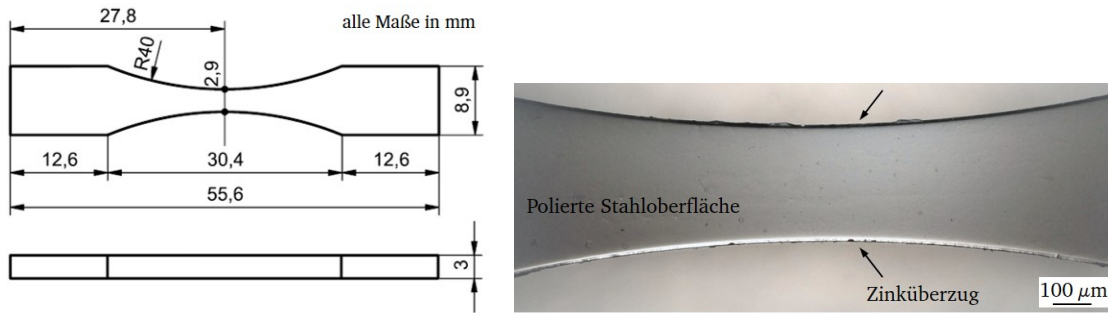


Abbildung 4.14: Probengeometrie für die Mikrozugprüfung (links) und Darstellung der polierten Werkstoffoberfläche in Probenmitte (rechts)

4.5 Versuchstechnik

Die Versuchstechnik und die dazugehörigen, systematisch ausgewählten Methoden zur Umsetzung des Bearbeitungskonzeptes sind Bestandteil dieses Kapitels. Analog der Reihenfolge der Probekörper wird auf die entsprechenden Versuche eingegangen.

4.5.1 Axialschwingversuche

Die Axialschwingversuche werden durchgeführt, um das Ermüdungsverhalten der feuerverzinkten Proben in Abhängigkeit der Kerbschärfe zu bewerten. Hierzu werden kraftgeregelte Ermüdungsversuche mit einer servohydraulischen Prüfmaschine (Nennkraftbereich 630 kN) der Firma Schenck geprüft. Mithilfe einer Einbauhalterung werden die Probekörper reproduzierbar positioniert und über eine Einspannvorrichtung verklemt. Die Prüfmaschine mit eingespannter Flachprobe ist in Abbildung 4.15 dargestellt.



Abbildung 4.15: Servohydraulische Prüfmaschine für Axialschwingversuche

Die Versuche zur Bestimmung der Wöhlerlinien erfolgen unter zugschwellender Belastung bei einem Spannungsverhältnis

nis von $R = 0,1$. Gemäß den im Brückenbau angewandten Normen kann damit eine realitätsnahe Belastung abgebildet werden. Die Prüffrequenz f beträgt lastabhängig zwischen 5 und 30 Hz.

Gemäß [63] werden die Versuche nach dem interaktiven Verfahren geplant. Der Vorteil an dieser Methode ist die geringe erforderliche Anzahl an Proben (ab ca. neun Einzelversuchen). Die Wahl der Versuchspunkte erfolgt iterativ. Basierend auf der Zugfestigkeit und der geschätzten Dauerfestigkeit werden die ersten Belastungsniveaus in äquidistanten Abständen geplant. In Abhängigkeit der ersten Versuchsergebnisse erfolgt eine aktualisierte Abschätzung der erwarteten Dauerfestigkeit durch lineare Regression. Die weiteren Versuchspunkte werden auf dieser Grundlage in der Zeitfestigkeit platziert. Somit kann bei geringer Streuung schon mit wenigen Proben die Steigung ermittelt werden und eine Beurteilung der Ermüdungsfestigkeit erfolgen.

4.5.2 Ermüdungsversuche mittels 4-Punkt-Biegung

Zur Bewertung der mikrostrukturellen Effekte im Zinküberzug werden zusätzliche Ermüdungsversuche durchgeführt. Hierzu werden die Probekörper in eine 4-Punkt-Biegeprüfeinrichtung eingelegt und unter zyklischer Belastung geprüft. Die Ermüdungsversuche werden mit einer servohydraulischen Prüfmaschine (Nennkraftbereich 50 kN) der Firma Instron kraft geregelt bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ durchgeführt, Abbildung 5.18. Als zusätzliche Messtechnik, neben der Kraft- und Wegmessung der Prüfmaschine, werden eine Mikroskopkamera, ein Extensometer, Temperaturfühler und eine elektrische Widerstandsmessung verwendet, Abbildung 4.16. Das Zusammenspiel dieser Messtechnik liefert weitere Erkenntnisse zur Rissbildung und dem Rissfortschritt der Proben.

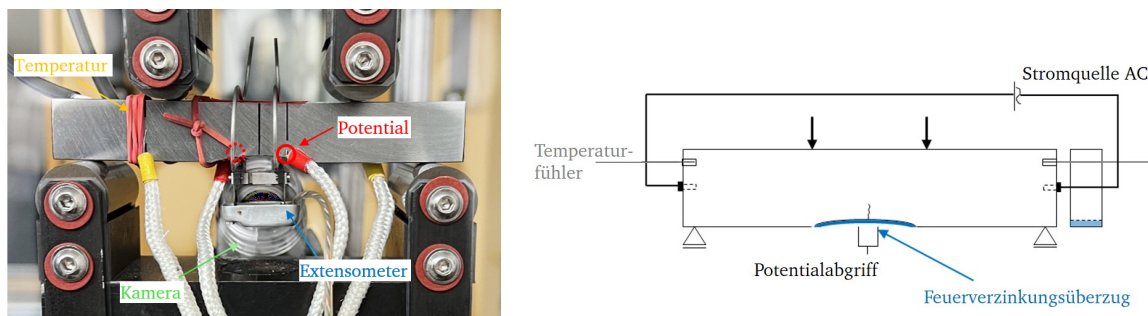


Abbildung 4.16: Darstellung der verwendeten Messtechnik im Versuch (links) und als schematische Skizze (rechts)

Die Messtechnik dient der kontinuierlichen Überwachung und Aufzeichnung von Daten während der gesamten Versuchslaufzeit. Ziel ist es, die Rissentwicklung und auch den Rissfortschritt zu erfassen und zu analysieren. Die Mikroskopkamera zeichnet ein Video über die Unterseite und rückseitige Ansicht der Probe auf. Dieses kann zur Bewertung von Erscheinungen auf der Oberfläche und zum zeitlichen Abgleich mit anderen Messgrößen verwendet werden.

Das Extensometer wird ebenfalls auf der Unterseite der Probe über zwei Schneiden angebracht. Diese werden mit einem dünnen Klebeband elektrisch zur Probe isoliert. Über einen Dehnungsmessstreifen zeichnet das Extensometer die Längung der Probenunterseite auf und lässt somit Rückschlüsse auf einen entstehenden Riss zu. Durch die Entstehung des Risses nimmt die Steifigkeit der Probe ab und die Verformung auf der Zugseite der Probe zu.

Die bei der Entstehung von Rissen freigesetzte Energie kann in Form einer Temperaturerhöhung gemessen werden. Es werden Temperaturfühler an der Probe angebracht, einer im Randbereich als Referenz und einer im Bereich des zu erwartenden Risses. Die Referenzstelle dient gleichzeitig der Überwachung der Probenerwärmung während der Versuchsdurchführung aufgrund der Bestromung durch die elektrische Widerstandsmessung. Das Temperatursignal kann über den Wert der Referenzstelle berichtigt werden und die Änderung aufgrund des Risses isoliert betrachtet werden. Eine weitere Korrektur erfolgt über die kontinuierliche Messung der Raumtemperatur.

Elektrische Widerstandsmessung

Die elektrische Widerstandsmessung ist eine Messmethode, mit der bei einem elektrisch durchströmten Körper eine Widerstandsänderung infolge einer Fehlstelle gemessen werden kann. Dies funktioniert über eine elektrische

Durchströmung der metallischen Probe quer zu dem zu messenden Riss. Solange keine Fehler vorliegen, wäre die Potentialdifferenz überall zwischen den beiden Strompolen, bei gleichbleibendem Abstand, näherungsweise konstant. Durch zwei beidseits des Risses angebrachte Sonden kann der Potentialsprung als eine Funktion der Risstiefe gemessen werden. Weitere Parameter sind die Art des Stroms (AC / DC) und die Zuführung, Stromstärke, Risslänge, Körperform und elektrische sowie magnetische Eigenschaften des Werkstoffes. Aufgrund der Messung des Potentials wird diese Messtechnik auch als Potentialsonde bezeichnet.

Es wird in die Verfahren der Potentialmessung unter Gleichstrom und Wechselstrom unterschieden. Der Gleichstrom dringt tiefer in die Probe ein und erreicht in ausreichendem Abstand der Stromstellen eine vollständige Durchströmung des Körpers. Für eine stabile Messung und eine zuverlässige Auswertung muss mit hohen Stromstärken gearbeitet werden. Die Verwendung von Wechselstrom erhöht bei niedrigerer Stromstärke die Empfindlichkeit an der Oberfläche, verringert jedoch die Tiefenwirkung (Skin-Effekt). [64]

Die 4-Punkt-Biegeproben werden, wie auch die Flachzugproben der unterschiedlichen Kerbschärfen mit einer Widerstandsmessung ausgestattet. Im Fall der in dieser Arbeit zu untersuchenden Proben mit einem dünnen Überzug von $100 - 200 \mu\text{m}$ im Verhältnis zur Probenhöhe von 16 mm am Beispiel der 4-Punkt-Biegeproben ist es möglich, auftretende Risse im Feuerverzinkungsüberzug mithilfe des Wechselstroms zu detektieren.

Eine detaillierte Erläuterung zur elektrischen Widerstandsmessung ist in Kapitel A.2.1 beschrieben.

4.5.3 Mikrozugprüfung

Die Mikrozugprüfung wird durchgeführt, um die Rissinitiierung und die Rissentwicklung im Zinküberzug unter quasi-statischer Belastung betrachten zu können. Die mikromechanische Prüfeinrichtung ermöglicht aufgrund ihrer Größe eine Versuchsdurchführung von quasi-statischen Zugversuchen bei gleichzeitiger Betrachtung der Probe mit einem Mikroskop, Abbildung 4.17. Die Prüfmaschine wird dafür innerhalb der Probenaufnahme des Mikroskops adaptiert und die Probekörper in der Mikrozugprüfmaschine verspannt. Die maximale Prüfkraft der Maschine beträgt $F = 10 \text{ kN}$, bei einer Prüfgeschwindigkeit zwischen $v = 1 \mu\text{m/s}$ bis $90 \mu\text{m/s}$. Durchgeführt werden die Versuche an einem Digitalmikroskop der Firma KEYENCE, das eine Livebildaufnahme bei hoher Auflösung ermöglicht. Eine Vergrößerung zwischen 20- bis 2000-fach ist möglich.

Dies ermöglicht analog zu den Mikroskopaufnahmen von Querschliffen der Probekörper zur detaillierten Untersuchung von Zinküberzügen.

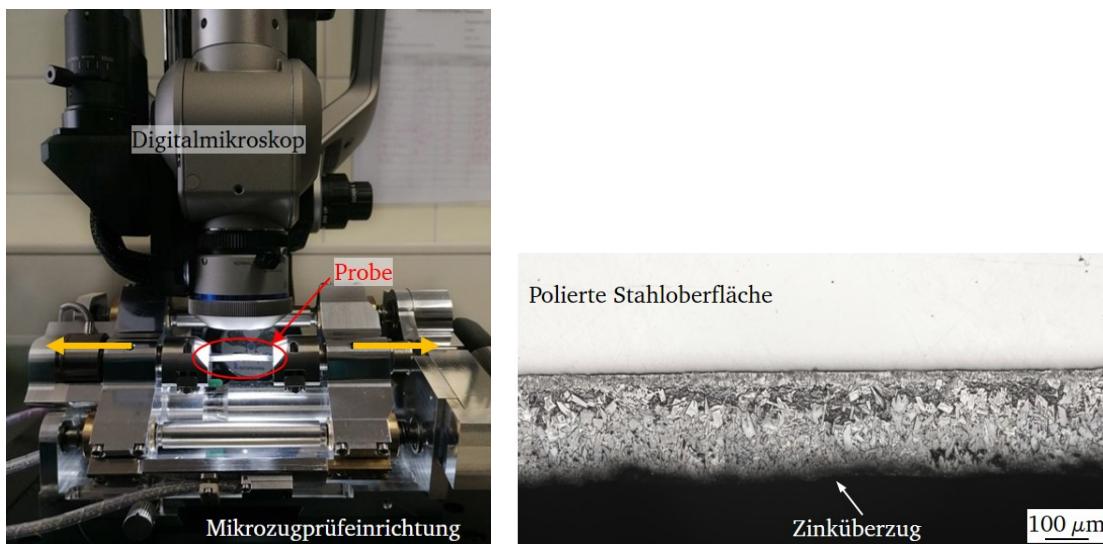


Abbildung 4.17: Mikromechanische Prüfeinrichtung mit eingebauter Zugprobe unter einem Digitalmikroskop und eine Aufnahme einer feuerverzinkten Probe im Randbereich

5 Experimentelle Untersuchungen

Der Schwerpunkt in diesem Kapitel sind Ermüdungsversuche an feuerverzinkten Proben. Die Untersuchungen stellen in dieser Arbeit die Verbindung zwischen den bisherigen Forschungsarbeiten (in Abbildung 3.2 in Grau dargestellt) und den darauf aufbauenden mikrostrukturellen und bruchmechanischen Untersuchungen dar. Der Auszug aus dem Bearbeitungskonzept ist in Blau in Abbildung 5.1 dargestellt. Des Weiteren sind neben der Problemstellung ein Überblick über die Zielsetzung, die Methoden und die Hypothesen in diesem Kapitel aufgeführt.

Basierend auf Ermüdungsversuchen unterschiedlicher Stahlbauteile mit verschiedenen Feuerverzinkungen und Oberflächenzuständen erfolgt eine empirische Bewertung der notwendigen Abminderung feuerverzinkter Bauteile. Darüber hinaus werden die Bemessungskurven der Kerbfälle unverzinkter Details auf die Übertragbarkeit auf feuerverzinkte Details überprüft. Es werden verschiedene Kerbfälle nach DIN EN 1993-1-9 (EC3) geprüft und mit weiteren, aus der bisherigen Forschung vorliegenden, Daten verglichen. Die Variation verschiedener Feuerverzinkungen ermöglicht zusätzlich die Unterscheidung in NTV und HTV sowie die Bewertung der Abhängigkeit von der Überzugsdicke.

Zusätzliche 4-Punkt-Biegeversuche stellen die Schnittstelle zu den weiteren, im Bearbeitungskonzept dargestellten, Untersuchungen dar. Hierzu werden mikrostrukturelle Betrachtungen zur Rissbildung und Rissentwicklung (elektrische Widerstandsmessung) versuchsbegleitend durchgeführt und eine Überleitung zu den nächsten Kapiteln 6 und 7 geben.

Problemstellung:

Der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit von Stahlbauteilen kann bisher nicht für alle Konstruktionsdetails nach EC3 bewertet werden. Die Abhängigkeit von der geometrischen Kerbe des Details ist für eine allgemeingültige Anwendung der Feuerverzinkung nicht ausreichend untersucht.

Zielsetzung:

Bewertung der Abminderung der Ermüdung in Abhängigkeit der Kerbschärfe des Bauteils und weiteren Einflussfaktoren (NTV, HTV, Überzugsdicke) der Feuerverzinkung.

Methoden:

Axialschwingversuche, zykl. 4-Punkt-Biegung, elektr. Widerstandsmessung

Hypothesen:

1. Bei niedrigeren Kerbfällen dominiert die aus der Kerbe hervorgehende lokale Beanspruchung gegenüber dem Einfluss der Feuerverzinkung.
2. Die Überzugsdicke hat einen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit.

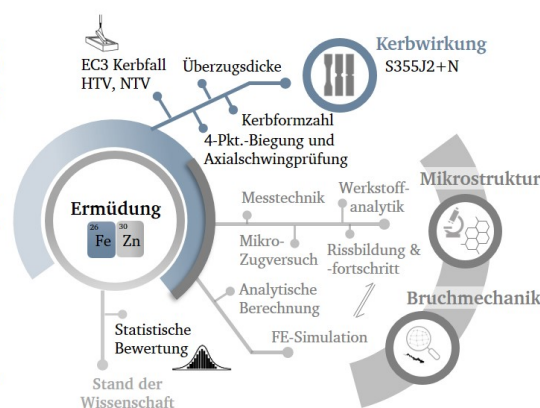


Abbildung 5.1: Problemstellung und Bearbeitungskonzept zum Schwerpunkt *Kerbwirkung*

5.1 Axialschwingversuche an Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9

Die Axialschwingversuche werden durchgeführt, um zunächst den Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdung des Stahlbauteils zu untersuchen. Grundlage dafür sind Kerbfälle nach DIN EN 1993-1-9. Die Versuche, die der DIN EN 1993-1-9 zugrunde liegen und die aus bisherigen Forschungsprojekten an feuerverzinkten Proben bekannt sind, wurden mit normaltemperaturverzinkten Proben durchgeführt. Anhand dieser Ergebnisse erfolgte ein Vergleich mit den Bemessungskurven der Norm. Die große Streuung der Ergebnisse lässt bisher keine eindeutigen Aussagen zum Einfluss und der Abhängigkeit des Einflusses zur Kerbwirkung zu. Eine Tendenz zur geringer werdenden Abminderung durch die Feuerverzinkung mit zunehmender Kerbschärfe (niedrigerer Kerbfall) ist anhand der bisherigen Ergebnisse anzunehmen, siehe Abbildung 3.1.

Um diese Hypothese zu validieren, werden weitere Kerbfälle unterschiedlicher ertragbarer Spannungsschwingbreiten untersucht. Diese werden, zur besseren Abschätzung des Einflusses des Zinküberzugs auf die Ermüdung, sowohl an

unverzinkten, als auch an normal- (NTV) und hochtemperaturverzinkten (HTV) Probekörpern durchgeführt.

Der höchste Kerbfall 160 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 1) wird an einer Flachzugprobe aus einem gewalzten Stahl in Knochenform untersucht. Das zielgerichtete Probendesign ermöglicht eine Vergleichbarkeit und eine genaue Definition des Rissbereichs. Es werden Proben verschiedener Kerbformen durch unterschiedliche Taillierung hergestellt, die dann chargenweise feuerverzinkt werden. Die Probekörper, der jeweilige Verwendungszweck und die Versuchsziele sind in Kapitel 4.3 beschrieben. Bei den Proben ist darauf zu achten, dass sie eine ausreichende Größe haben, um das Konstruktionsdetail und mögliche Eigenspannungen realistisch abzubilden. Als Referenz zu allen Versuchen werden unverzinkte Proben unter zyklischer Belastung geprüft. Vorliegende Ergebnisse aus bisherigen Forschungen werden vergleichend miteinbezogen.

Die weiteren untersuchten Kerbfälle leiten sich aus den geschraubten und geschweißten Konstruktionsdetails ab. Es werden die geschraubten Verbindungen (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 8 bis 10, 15), das Blech mit Bohrung (Nr. 11) und die Schraube (Nr. 14) untersucht, sowie das Detail eines aufgeschweißten T-Stücks (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6). Die systematisch ausgewählten Methoden und die Versuchstechniken sind in Kapitel 4.5 vorgestellt.

Die statistische Auswertung der Ergebnisse zur Bestimmung der Wöhlerlinien erfolgt nach Vorgabe der DIN EN 1993-1-9, welche in Kapitel 2.2.1 erläutert ist. Die Versuche werden zunächst mit der 50 %-Regressionsgerade mit variabler Steigung ausgewertet, um den Einfluss der Feuerverzinkung gegenüber den unverzinkten Proben prozentual bewerten zu können. Die weitere Auswertung erfolgt nach Norm zur Ermittlung der Bemessungswöhlerlinie mit fester Steigung und dient der Betrachtung, ob der vorgegebene Kerbfall $\Delta\sigma_{c,95\%}$ auch für die feuerverzinkte Ausführung eingehalten ist.

Zur Berechnung der Nennspannung der Spannungsschwingbreiten in den Ermüdungsversuchen werden die Ist-Querschnitte nach der Feuerverzinkung angesetzt. Da die Ausbildung der Überzüge sehr unterschiedlich ist, ist die Messung der Überzugsdicke mit einem Schichtdickenmessgerät mit einer großen Streuung verbunden. Den reinen Stahlquerschnitt zu bestimmen, ist somit nicht zerstörungsfrei möglich. Die Verschiebung der Versuchspunkte im Wöhlerdiagramm erfolgt durch diese Querschnittsmessung zu einer minimal niedrigeren Spannungsschwingbreite und entspricht einer konservativen Betrachtung.

Proben, die auf einem Lastniveau geprüft wurden, das nicht zu einem Bruch geführt hat, werden auf einem höheren Lastniveau erneut geprüft. Die Probennummerierung wird mit dem Buchstaben a hinter der Zahl fortgesetzt. Sofern die Brüche der hochgesetzten Proben innerhalb der Normalverteilung des Lastniveaus liegen, werden sie in der Auswertung berücksichtigt. Die Prüfprotokolle sind im Anhang in Kapitel A.2.2 ergänzt.

5.1.1 Flachzugproben - Blech mit bearbeiteter Kante, Kerbfall $\Delta\sigma_c = 140 \text{ N/mm}^2$

Die Flachzugproben werden in einem Axialschwingversuch in unverzinkter, normal- und hochtemperaturverzinkter Variante geprüft. Vergleichende Versuche wurden in dem Forschungsvorhaben P835 [6] an NTV-Proben selber Geometrie durchgeführt. Sie werden in der Auswertung der Versuche berücksichtigt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Abbildung 5.2 dargestellt.

Der für diese Proben höchste Kerbfall nach aktueller Norm DIN EN 1993-1-9 (EC3) für eine bearbeitete Kante ist der Kerbfall 140. Die Steigung ist bis $N = 5 \cdot 10^6$ Schwingspielen mit $m = 3$ definiert. Die Auswertung nach EC3 über alle vorliegenden Versuche ist in Abbildung 5.2 links dargestellt. In grünen Farben (●) werden die unverzinkten Proben dargestellt, in roten Farben (◆) die feuerverzinkten Proben. Die blaue (—) Gerade ist die vorgegebene Bemessungswöhlerlinie für den Kerbfall 140 nach EC3.

Über die Ermittlung der variablen Regressionsgerade erhält man über alle Versuchspunkte der feuerverzinkten Proben eine Steigung von $m = 4,92$. Die in Orange (—) eingetragene Regressionsgerade mit einer $P_{\bar{U},95\%}$ -Überlebenswahrscheinlichkeit liegt bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen oberhalb der Bemessungswöhlerkurve. Die Vorgabe des EC3 ist jedoch eine Auswertung mit fester Steigung ($m = 3$). Die dazugehörige Wöhlerkurve ist in Gelb (—) ergänzt und ergibt als Bemessungskerbfall für die feuerverzinkten Proben $\Delta\sigma_{c,95\%} = 110,6 \text{ N/mm}^2$. Der Kerbfall ist nicht erfüllt. Für die feuerverzinkten Bauteile müsste ein niedrigerer Kerbfall angegeben werden.

Die prEN1993-1-9 erhöht für diesen und weitere Kerbfälle an ungeschweißten Bauteilen die Steigung auf $m = 5$. Verglichen mit der hier variabel ermittelten Steigung von $m = 4,92$ bildet diese Erhöhung die Lage der Versuchspunkte besser ab. Die angepasste Auswertung ist in Abbildung 5.2 rechts dargestellt. Der Entwurf erhöht diesen Kerbfall zusätzlich auf eine Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma_c = 160 \text{ N/mm}^2$, Kapitel 2.2.4. Der ermittelte Bemessungswert

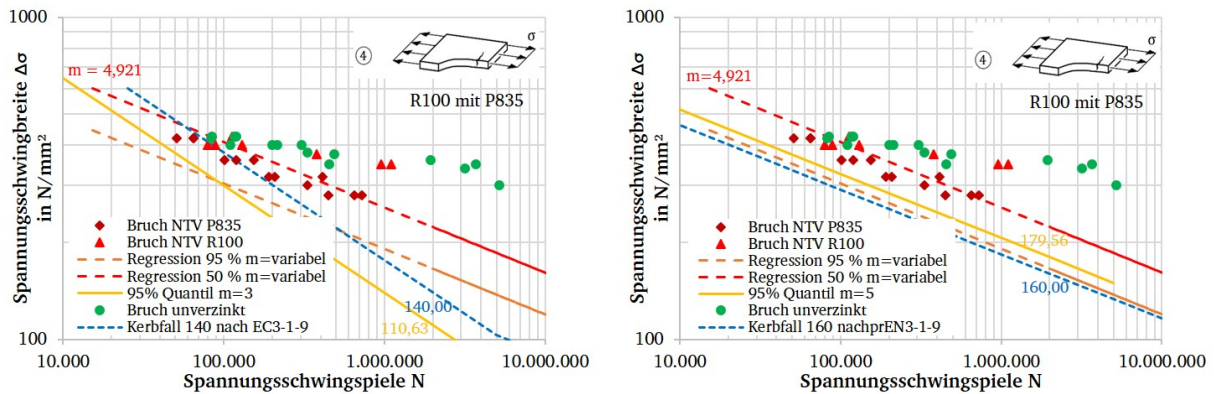


Abbildung 5.2: Wöhlerkurve der Flachzugproben $R = 100$ und der Ergebnisse aus P835 [6] des Kerbfalls 140 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 4)

der feuerverzinkten Proben mit geänderter Steigung liegt mit $\Delta\sigma_{c,95\%} = 179,6 \text{ N/mm}^2$ noch höher. Der Kerbfall wäre auch für feuerverzinkte Proben erfüllt und müsste nicht angepasst werden.

Die Ergebnisse zeigen, dass für die anhand der Versuchsergebnisse (Flachzugprobe $R = 100$ und P835 [6]) abgeleitete Wöhlerlinie, die vorgegebene Steigung der Bemessungskurve nach Norm für die Erfüllung der Kerbfallklasse entscheidend ist. Die bisherigen Abminderungen, die in den neuen Normvorschlag eingeflossen sind, beruhen auf Versuchsergebnissen, die mit der Geradensteigung $m = 3$ ausgewertet wurden. Die weiteren Auswertungen in dieser Arbeit werden sowohl mit der Vorgabe des EC3 als auch dem Entwurf prEN1993-1-9 durchgeführt, um die Anwendbarkeit der vorgeschlagenen Steigungsänderung des Normentwurfs zu überprüfen. Zusätzlich wird die Auswertung mit variabler Steigung vorgenommen, um an diesen Regressionsgeraden den Vergleich zwischen feuerverzinkten und unverzinkten Proben zu führen. Anhand des Vergleichs der variabel bestimmten Steigung mit den Normvorgaben kann überprüft werden, welche der Steigungen die tatsächliche Beanspruchbarkeit der Kerbfälle besser beschreibt.

Die Versuchspunkte (♦) aus P835 [6] liegen im Vergleich zu den Flachzugproben aus dieser Arbeit (▲) bei geringeren Schwingspielzahlen. Überlagernde Einflüsse aus dem Werkstoff und des Feuerverzinkungsprozesses führen zu großen Streuungen und können nicht differenziert ausgewertet werden. Der Vergleich der Abminderung durch die Feuerverzinkung wird daher chargenrein vorgenommen. Die Versuchspunkte aus [6] werden im Folgenden nicht weiter berücksichtigt.

Die Versuchsergebnisse des Standardtyps mit Radius $R = 100 \text{ mm}$ und einer Kerbformzahl $K_t = 1$ (Probenform 1) sind in einem doppelt logarithmischen Wöhlerdiagramm in Abbildung 5.3 dargestellt. Im linken Diagramm ist die variable Auswertung mit angegebener Abminderung zwischen den Versuchsergebnissen der feuerverzinkten zu den unverzinkten Proben dargestellt. Die Lage der feuerverzinkten 50 %-Regressionsgeraden, betrachtet bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen liegt um 1,5 % niedriger. Der abmindernde Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit ist bei diesen Proben gering. Die Auswertung nach DIN EN 1993-1-9 und der Vergleich zur Kerbfallkurve 160 mit Steigung $m = 5$ nach prEN1993-1-9 (Abbildung 5.3 rechts) zeigt, dass die neu gewählte Steigung die Lage der Versuchspunkte ausreichend genau beschreibt und damit der Kerbfall 160 auch in feuerverzinkter Ausführung erfüllt ist. Er liegt mit einem $\Delta\sigma_c = 200,7 \text{ N/mm}^2$ oberhalb der Bemessungswöhlerlinie.

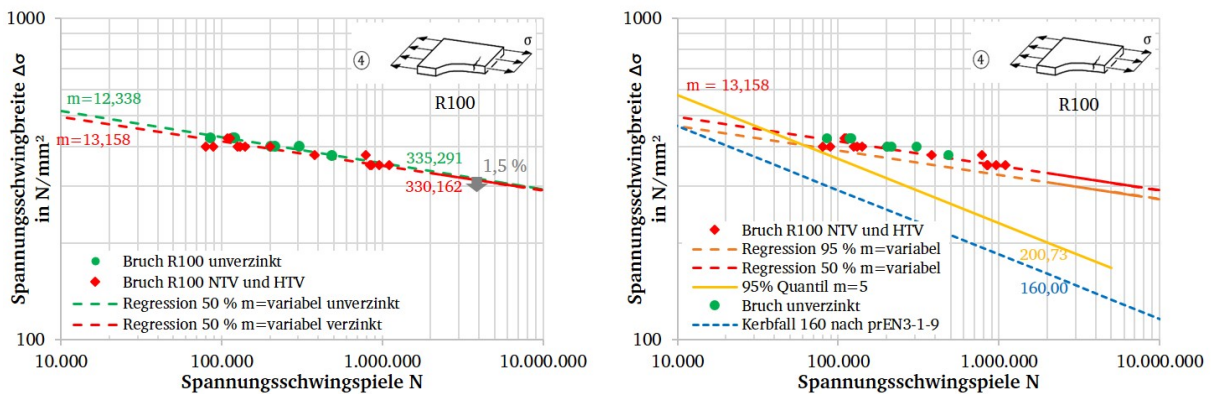


Abbildung 5.3: Wöhlerkurve der Flachzugproben $R = 100$ mit Kerbformzahl $K_t = 1$ nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 50%-Regression (links) und im Vergleich die 95%-Regression zum Kerbfall 140 (rechts)

Einfluss der Kerbform

Die experimentellen Versuche an den Flachzugproben mit drei unterschiedlichen Kerbgeometrien in unverzinkter, normal- und hochtemperaturverzinkter Ausführung ermöglichen die Bewertung der gegenseitigen Beeinflussung von Kerbwirkung und Feuerverzinkung. Es soll dabei betrachtet werden, ob es einen Einfluss auf die Phasen der Ermüdung vom Anriss und Risswachstum im Überzug bis hin zur einsetzenden Schädigung im Grundwerkstoff und dem darauffolgenden Versagen gibt. Die Hypothese aus vorangegangenen Forschungen ist, dass mit zunehmender geometrischer Kerbwirkung des Bauteils die Abminderung der Ermüdung aufgrund der Feuerverzinkung vernachlässigbar wird. In Abbildung 5.4 sind die Versuche an den Flachzugproben unterschiedlicher Kerbwirkung gegenübergestellt. In roten Farbtönen (♦) die normal- und hochtemperaturverzinkten und in grünen Farbtönen (●) die unverzinkten Proben. Mit zunehmender Kerbschärfe wird die Wöhlerkurve zu geringeren Spannungsschwingbreiten verschoben und zu steileren Steigungen im Zeitfestigkeitsbereich.

Ein deutlicher Sprung von $m \approx 13$ für die ungekerbten Proben ($R = 100, K_t = 1,0$) auf $m \approx 5$ für die scharf gekerbten Proben ($R = 5, K_t = 2,45$) entspricht der Erwartung der Literatur [20]. Die aus den Versuchen ermittelte Steigung $m > 5$ passt gut zu den geänderten Vorgaben der prEN1993-1-9 und bestätigt die Angemessenheit der Änderung von $m = 3$ der noch gültigen Fassung auf $m = 5$.

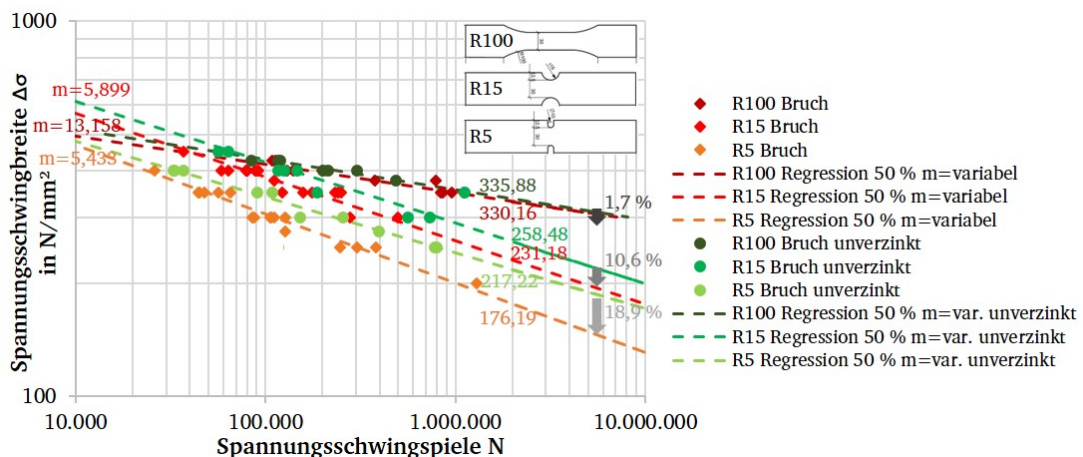


Abbildung 5.4: Wöhlerdiagramm der Flachzugproben zur Bewertung des Einflusses der Kerbschärfe und der Feuerverzinkung

Betrachtet man die Wöhlerlinien der feuerverzinkten gegenüber den unverzinkten Proben, so kann man für jede der drei Varianten den Einfluss der Feuerverzinkung erkennen, Abbildung 5.4. Die Abminderung liegt im Bereich von etwa 2 % bis 20 %. Mit steigender Kerbformzahl steigt die Abminderung weiter an. Die Hypothese, dass die Abminderung aufgrund der Feuerverzinkung durch eine höhere geometrische Kerbwirkung überlagert wird, kann für ungeschweißte Bauteile widerlegt werden.

Der Grund für diese bisherige Annahme ist der Vergleich der feuerverzinkten Versuchspunkte mit der Bemessungswöhlerlinie der unverzinkten Versuche. Da diese in der Auswertung mit fester Steigung von der Lage der Versuche abweichen kann, führt dies zu einer falschen Interpretation der Ergebnisse und des daraus abgeleiteten Einflusses der Feuerverzinkung in Abhängigkeit der Kerbwirkung auf die Ermüdungsbeanspruchbarkeit. Je niedriger die geometrische Kerbwirkung des Bauteils ist, desto größer ist die Abweichung der Versuchspunkte von der Bemessungskurve. Da die feuerverzinkten Proben wiederum eine andere Lage der Versuchspunkte haben, kommt es bei dieser Art des Vergleichs zu Fehlinterpretationen.

Die Auswertung der Versuche, getrennt nach Feuerverzinkungsart, ergibt bei allen drei Kerbformen höhere Schwingzahlzahlen der HTV- gegenüber den NTV-Proben. Die Ermüdungsphase der NTV-Proben ist demnach kürzer als die der HTV-Proben. Die Wöhlerkurven zu den einzelnen Versuchen sind im Anhang in Kapitel A.2.2 dargestellt. Der Unterschied zwischen HTV und NTV bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen liegt in Abhängigkeit der Kerbschärfe bei etwa 3 % bis 10 %. Der größte Unterschied ist bei der ungekerbten Probe mit Radius $R = 100$ festzustellen. Bei den gekerbten Proben $R = 5$ und $R = 15$ liegt der Unterschied in einem Streubereich. Eine direkte Abhängigkeit zur Kerbformzahl kann nicht festgestellt werden.

Eine Abminderung der Ermüdungsfestigkeit von den hier untersuchten feuerverzinkten zu unverzinkten Konstruktionsdetails ist bei allen vorhanden. Um die Höhe dieser Abminderung festzulegen, werden weitere Kerbfälle untersucht.

5.1.2 Flachzugproben - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 125 \text{ N/mm}^2$

Die nächst niedrigere Kerbfallkategorie beschreibt Flachzugproben, die mit wasserstrahlgeschneidenden und brenngeschneidenden Kanten hergestellt wurden. Die Brennschnitte wurden nachträglich nachbearbeitet, um die raue Oberfläche zu glätten. Diese Versuche wurden im Rahmen des Forschungsprojekts P835 [6] durchgeführt. Die brenngeschneidenden Proben weisen aufgrund des hohen Wärmegradienten eine Martensitumwandlung des Randgefüges auf und infolge dessen Härterisse, mit einer Tiefe von etwa $60 \mu\text{m}$. Die Auswertung der Versuchsergebnisse zeigt jedoch keine Unterschiede zu den wasserstrahlgeschneidenden Proben, bei denen das Ermüdungsversagen von der Oberfläche ausgeht. Sie liegen in einem Streubereich.

Die Lage der feuerverzinkten 50 %-Regressionsgeraden, betrachtet bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen liegt um 34,6 % niedriger als die Versuche der unverzinkten Proben, Abbildung 5.5 links. Ein abmindernder Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit ist bei diesen Proben ausgeprägt vorhanden. Die Auswertung der Wöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 mit einer Steigung von $m = 3$ liegt für die feuerverzinkten Proben 37,7 % unterhalb der nach Norm geforderten Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_c$ des Kerbfalls 125 (zwecks Übersichtlichkeit nicht dargestellt). Die Auswertung gemäß prEN1993-1-9 mit $m = 5$ ist in Abbildung 5.5 rechts dargestellt. Die Auswertung nach DIN EN 1993-1-9 und der Vergleich zur Kerbfallkurve 125 mit Steigung $m = 5$ nach prEN1993-1-9 zeigen, dass die neu gewählte Steigung die Versuchspunkte gut widerspiegelt und damit der Kerbfall auch in feuerverzinkter Ausführung erfüllt ist. Er liegt mit einer ermittelten Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_c = 164,35 \text{ N/mm}^2$ weit oberhalb der Bemessungswöhlerlinie. Er liegt auch oberhalb des Kerbfalls 160 mit maschinell brenngeschneidenden, nachbearbeiteten Kanten. Eine Abminderung aufgrund der Feuerverzinkung muss in diesem Fall nicht vorgenommen werden.

Die Ergebnisse verdeutlichen, dass zunächst der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit anhand der Vergleiche zu den unverzinkten Referenzproben bewertet werden sollte. Hierzu dient die 50 %-Regressionsgerade mit variabler Steigung als geeignete Kurve. Die Übertragbarkeit der bisherigen Ergebnisse auf weitere Kerbfälle des EC3 wären möglich, wenn ein fester Wert für die Abminderung durch die Feuerverzinkung angegeben werden könnte. Dazu werden aus weiteren Bereichen der Kerbfalltabellen unterschiedliche Details hinzugezogen. Ausgewählt wird eine breite Spanne an Kerbfällen, von Blechen mit Bohrung [10], geschraubten Verbindungen [45] und Schrauben [52] bis hin zu geschweißten Blechen [6].

Die Auswertung der Versuchspunkte nach DIN EN 1993-1-9 führt aufgrund der festen Steigung zu konservativen Bemessungskurven. Zusätzlich bleiben die Durchläufer ungeachtet und die Grenze des Zeitfestigkeitsbereichs wird bei $N = 5 \cdot 10^6$ Schwingspielen angesetzt. Das ist für viele Bauteile nicht zutreffend.

In anderen statistischen Auswertungen wird die Zeitfestigkeit beispielsweise nach dem Perlenschnurverfahren nach

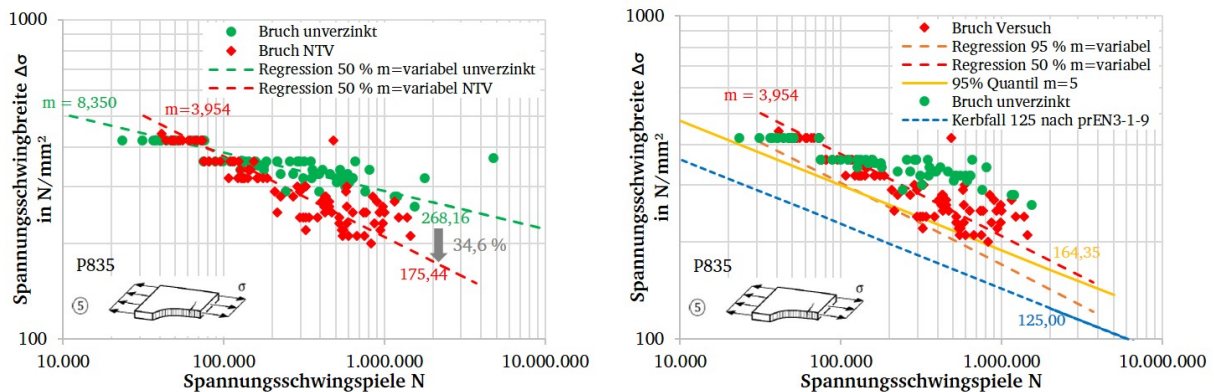


Abbildung 5.5: Wöhlerkurve der Flachzugproben mit brenngeschnittenen, nachbearbeiteten Kanten (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 5) aus [6] nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall 125 (rechts)

DIN EN 50100 [30] abgeschätzt. Die Auswertung erfolgt mit variabler Steigung und stimmt annähernd mit der Auswertung nach EC3 überein. Über die Versuche, die nicht zum Bruch geführt haben wird jedoch die Lage des Abknickpunkts als Übergang zur Dauerfestigkeit bestimmt. Exemplarisch sind dazu in Abbildung 5.20 Wöhlerkurven nach EC3 und nach dem Horizonten- (Zeitfestigkeit) und Treppenstufenverfahren (Dauerfestigkeit) gemäß DIN EN 50100 ausgewertet. Wie die Ergebnisse zeigen, kann der Abknickpunkt zur Dauerfestigkeit, vor allem bei niedrigeren Kerbfällen (höhere Kerbformzahlen) bei niedrigeren Schwingspielen liegen, als der Auswertepunkt des Kerbfalls bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Dies würde zu verbesserten ertragbaren Spannungsschwingbreiten führen, als nach EC3 ermittelt. Weitere Vergleiche von ermittelten Bemessungswöhlerlinien nach EC3 zu Wöhlerkurven nach DIN EN 50100 sind in [6] enthalten.

5.1.3 Schraubenverbindungen - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 80 \text{ N}/\text{mm}^2$ bis $112 \text{ N}/\text{mm}^2$

Im Rahmen des Forschungsprojektes GV-Verbindungen [10] wurden feuerverzinkte, geschraubte Verbindungen geprüft. Ziel war es den Einfluss der Feuerverzinkung auf den Haftreibwert und die Ermüdung gleitfest-vorgespannter Verbindungen zu prüfen. Die Versuchsanzahl der feuerverzinkten GV-Verbindungen lässt keine statistische Auswertung einer Wöhlerkurve zu. Der Vergleich mit den Versuchsergebnissen des Background Documents [27] lässt eine Einordnung in den Streubereich dieser Ergebnisse beziehungsweise zu höheren Spannungsschwingbreiten zu. Der Kerbfall 112 kann als bestätigt angesehen werden. [10]

Die Überprüfung des Kerbfalls 90, Blech mit Bohrung, wurde neben der Schraube selbst zur Überprüfung dieses Verbindungsdetails zusätzlich geprüft. Als Vergleich wurden ebenfalls zweischnittige Passschraubenverbindungen, Kerbfall 90, geprüft. Im Forschungsprojekt *Mikrostruktureffekte* [45] wurden ergänzend die einschnittigen Passschraubenverbindungen, Kerbfall 80, geprüft. Im Folgenden wird auf die Ergebnisse, entsprechend den zuvor beschriebenen Auswertungen, eingegangen, um eine ganzheitliche Betrachtung der Abminderung und Einordnung der feuerverzinkten Kerbfälle zu erhalten.

Zweischnittige Passschraubenverbindung - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 90 \text{ N}/\text{mm}^2$

Die zweischnittigen Passschraubenverbindungen wurden in einem Axialschwingversuch geprüft. Bei hohen Spannungsschwingbreiten ist das Versagen Schraubenbruch. Die Auswertung erfolgt über den Spannungsquerschnitt der Schrauben. Bei niedrigen Lasten, unterhalb der Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma = 100 \text{ N}/\text{mm}^2$, kommt es zum Bruch des Bleches. Hier wird gemäß DIN EN 1993-1-9 bei der Berechnung der Bruttoquerschnitt angesetzt. Die Versuche unterschiedlicher Bruchorte (Schraube \blacklozenge , Blech \blacksquare) sind im Wöhlerdiagramm gesondert gekennzeichnet, Abbildung 5.6. Die Auswertung erfolgt zunächst über alle Versuchspunkte.

Die ermittelte Steigung von $m = 3,56$ passt besser zur Vorgabe $m = 3$ nach DIN EN 1993-1-9. Der Kerbfall ist für die feuerverzinkten Proben nicht erfüllt.

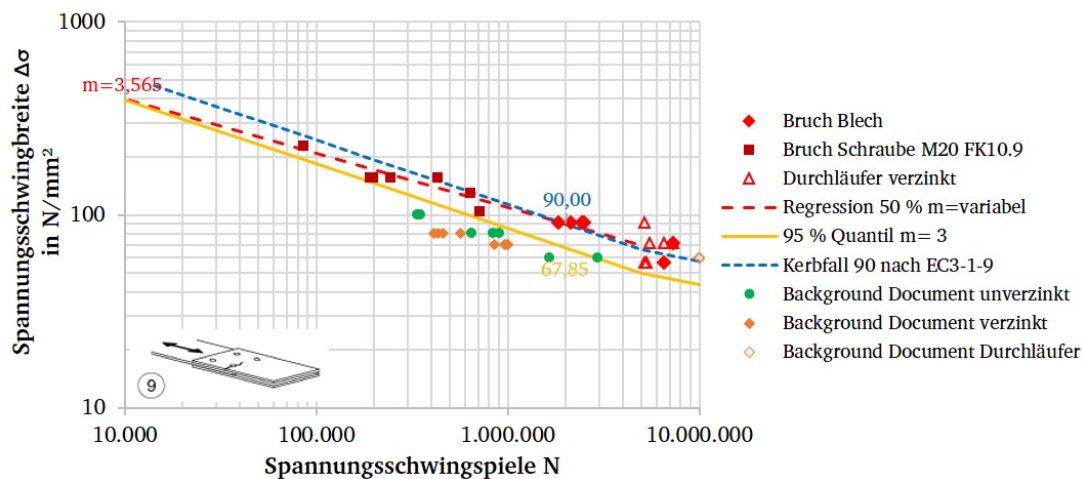


Abbildung 5.6: Wöhlerkurve der zweischnittigen Passschraubenverbindung [10] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 9) nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ die 50 %-Regression und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall

Der Entwurf prEN1993-1-9 erhöht die Steigung auch für diesen Kerbfall auf $m = 5$, was in diesem Fall zu einer Überschätzung der ertragbaren Spannungsschwingbreite führt.

Zum Vergleich sind die Versuchspunkte, die der Norm und damit der Bestimmung des Kerbfalls 90 zugrunde liegen, im Diagramm der Abbildung 5.6 zusätzlich aufgeführt. Sie liegen deutlich unterhalb der hier experimentell abgeleiteten Ergebnisse. Nach dieser Betrachtung müsste der Kerbfall auch für die feuerverzinkten Proben erfüllt sein.

Die Streuungen über Versuche an nicht vorgespannten Schraubenverbindungen sind groß. Daher wird in [65] davon ausgegangen, dass dies auf unterschiedliche Geometrieverhältnisse zurückzuführen ist. Unter Berücksichtigung der Ergebnisse aus [66] wird vorgeschlagen, dass anhand des Verhältnisses zwischen Bohrung und umlaufendem Blech, die Nettoquerschnittsspannung mit einem Spannungskonzentrationsfaktor erhöht wird. Mit der Näherung, dass jede Schraubenreihe den gleichen Anteil übernimmt und einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,99$, ergibt sich Gleichung 5.1. Die Berechnung des Spannungskonzentrationsfaktors K_t^{scf} wird gemäß [65] angewandt und die Spannungsschwingbreiten der Versuche, bei denen ein Bruch im Blech auftrat, mit diesem Faktor multipliziert, Gleichung 5.2.

Mit $c_2 = 1,3$ und $c_3 = 2,2$ für zwei Schraubenreihen erhält man einen Spannungskonzentrationsfaktor von $K_t^{\text{scf}} = 1,59$ für die hier untersuchte Verbindung. Betrachtet man bei der Auswertung nur die Versuchspunkte, bei denen der Bruch im Blech auftrat, so ist der Kerbfall für feuerverzinkte Proben erfüllt. Der Bemessungswert der Spannungsschwingbreite liegt bei $\Delta\sigma_c = 125,3 \text{ N/mm}^2$, Abbildung 5.7. Das Kerbdetail Schraube wird nach EC3 in einen niedrigeren Kerbfall mit der Steigung $m = 3$ eingeordnet. Eine getrennte Auswertung der unterschiedlichen Bruchorte ist notwendig.

$$K_t^{\text{scf}} = 1 + (c_2 - c_3 \frac{d_0}{2 \cdot e_2})^3 \quad (5.1)$$

$$K_t^{\text{scf}} = 1 + (1,3 - 2,2 \frac{22 \text{ mm}}{2 \cdot 50 \text{ mm}})^3$$

$$\Delta\sigma_{c,\text{mod}} = K_t^{\text{scf}} \cdot \Delta\sigma_c \quad (5.2)$$

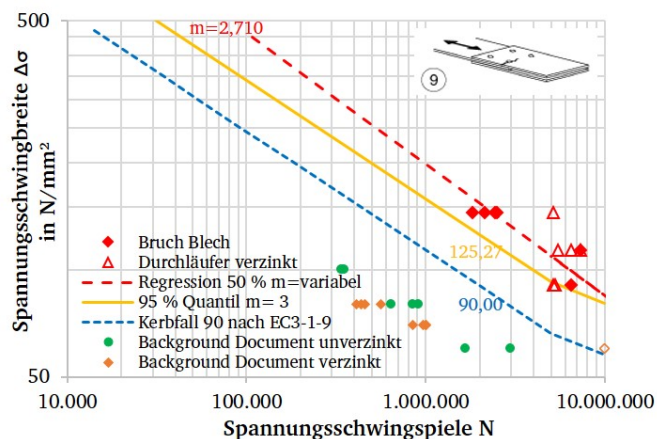


Abbildung 5.7: Wöhlerkurve der zweischnittigen Passschraubenverbindung [10] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 9) nach Auswertung mit dem Spannungskonzentrationsfaktor K_t^{scf} für das Blech

Einschnittige Passschraubenverbindung - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 80 \text{ N/mm}^2$

Die Ergebnisse der einschnittigen Passschraubenverbindung bestätigen die Notwendigkeit des Korrekturfaktors wie bei den zweischnittigen Passschraubenverbindungen. Der Kerbfall ist mit der Nennspannungsauswertung ebenfalls nicht erfüllt, Abbildung 5.8 links.

Die Auswertung wird ebenfalls nach EC3 mit einer Steigung von $m = 3$ durchgeführt, da diese die Lage der Versuchspunkte gut widerspiegelt. $\Delta\sigma_c = 75,2 \text{ N/mm}^2$ wird durch den Spannungskonzentrationsfaktor auf $\Delta\sigma_c = 93,4 \text{ N/mm}^2$ erhöht. Der Kerbfall ist für feuerverzinkte Proben erfüllt, Abbildung 5.8 rechts. Die Erhöhung der Steigung auf $m = 5$ gemäß prEN1993-1-9 passt ebenfalls für die einschnittige Passschraubenverbindung nicht zur Lage der Versuchsergebnisse.

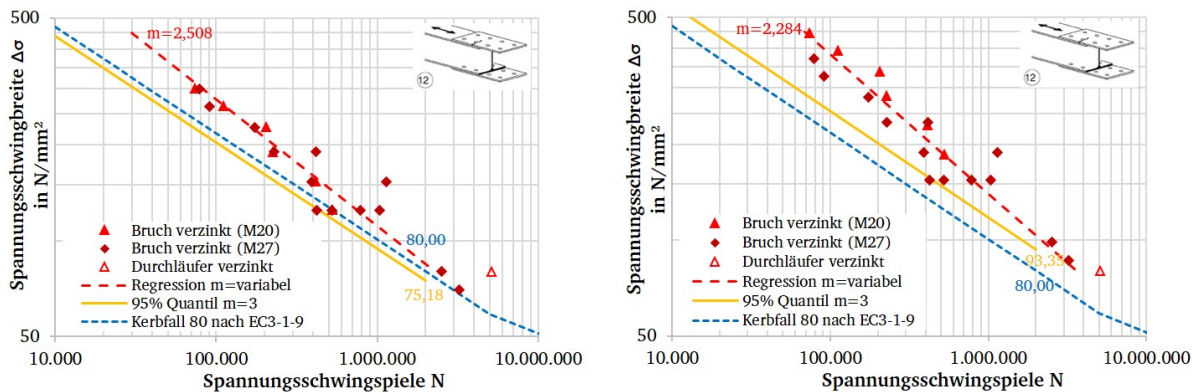


Abbildung 5.8: Wöhlerkurve der einschnittigen Passschraubenverbindung aus [45] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 12) nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 95 %-Regression (links) und im Vergleich die Auswertung mit dem Spannungskonzentrationsfaktor (rechts)

Blech mit Bohrung - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 90 \text{ N/mm}^2$

Die gelochten Bleche mit gebohrten Löchern, Kerbfall 90, wurden ebenfalls im Axialschwingversuch in [10] geprüft. Der Einfluss der Feuerverzinkung auf dieses Detail ist mit einer Abminderung gegenüber den unverzinkten Proben von

43,7% sehr hoch, Abbildung 5.9 links. Die variable Auswertung der Versuche ergibt eine Steigung von $m = 3,85$ und liegt damit zwischen den Vorgaben des EC3-1-9 $m = 3$ und der prEN1993-1-9 $m = 5$. Der Kerbfall ist für feuerverzinkte Proben nach der Auswertung mit $m = 3$ nicht erfüllt. Durch die angepasste Steigung auf $m = 5$ gemäß prEN1993-1-9 liegen die Versuchspunkte der feuerverzinkten Proben oberhalb der Bemessungswöhlerkurve. Der Kerbfall 90 wäre trotz dieser hohen Abminderung gegenüber der unverzinkten Proben auch für die feuerverzinkten Proben mit einer Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma_c = 102,93 \text{ N/mm}^2$ erfüllt.

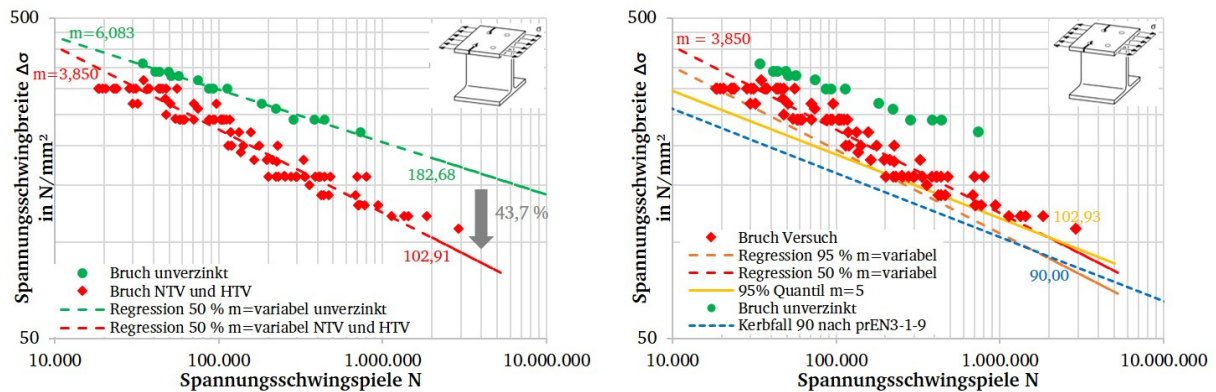


Abbildung 5.9: Wöhlerkurve Blech mit Bohrung (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 11) nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

In die Auswertung dieses Kerbfalls sind mehrere Versuchsreihen mit unterschiedlichen Probekörpern eingeflossen. Es wurden normal- und hochtemperaturverzinkte Proben, mit vor der Feuerverzinkung sandgestrahlten und nicht gestrahlten Oberflächen sowie Blechdicken von $t = 10 \text{ mm}$ und $t = 20 \text{ mm}$ untersucht. Alle Versuchspunkte liegen in einem engen Streubereich, der den Kerbfall erfüllt.

Für die weiteren Betrachtungen im Rahmen dieser Arbeit können diese unterschiedlichen Versuchsreihen zur getrennten Betrachtung des Einflusses der Feuerverzinkungsart und der Überzugsdicke herangezogen werden.

5.1.4 Geschweißte Quersteife - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 80 \text{ N/mm}^2$

Neben geschraubten Verbindungen finden im Straßenbrückenbau überwiegend geschweißte Details Anwendung. Die geschweißten Details liegen aufgrund der hohen Kerbwirkung in vergleichend niedrigen Kerbfällen < 80 . Ein im Brückenbau übliches Detail ist die Quersteife in Stahlträgern zur Aussteifung. Der Hauptlastfluss im Trägergurt wird durch das aufgeschweißte Blech gestört. Im Bereich der Schweißnaht wird durch den Schweißprozess ein Teil des Trägergurt aufgeschmolzen, um die stoffschlüssige Verbindung herzustellen. Die Schweißnaht wirkt als primäre Kerbstelle für dieses Bauteil.

Die Auswertung der Wöhlerkurven mit variabler Steigung ergibt eine niedrigere Steigung der unverzinkten gegenüber den feuerverzinkten Proben, Abbildung 5.10 links. Die Feuerverzinkung führt hier zu einer Verbesserung gegenüber den unverzinkten Proben. Die Versuchsergebnisse der feuerverzinkten Proben liegen demnach oberhalb der Bemessungswöhlerkurve nach DIN EN 1993-1-9, Abbildung 5.10 rechts. Der Kerbfall 80 ist für feuerverzinkte, aufgeschweißte Quersteifen mit $\Delta\sigma_c = 88,0 \text{ N/mm}^2$ erfüllt.

Auffällig ist gegenüber der bisherigen Ergebnisse der positive Einfluss der Feuerverzinkung, Abbildung 5.10 links. Die Wöhlerkurve der feuerverzinkten Proben hat eine flachere Steigung und dadurch liegt die Spannungsschwingbreite bei $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen um 5,9% höher als die der unverzinkten Proben. Die bisher zu sehende Abminderung der Feuerverzinkung gegenüber den Versuchen an unverzinkten Proben bestätigt sich bei diesem geschweißten Konstruktionsdetail nicht.

Es kann auf Versuche identischer Geometrie, jedoch gefertigt aus einem Baustahl des Werkstoffs S460 aus [6] zurückgegriffen werden, um weitere Versuchsergebnisse zu vergleichen. Die Prüfung erfolgte auch bei dem Spannungsverhältnis

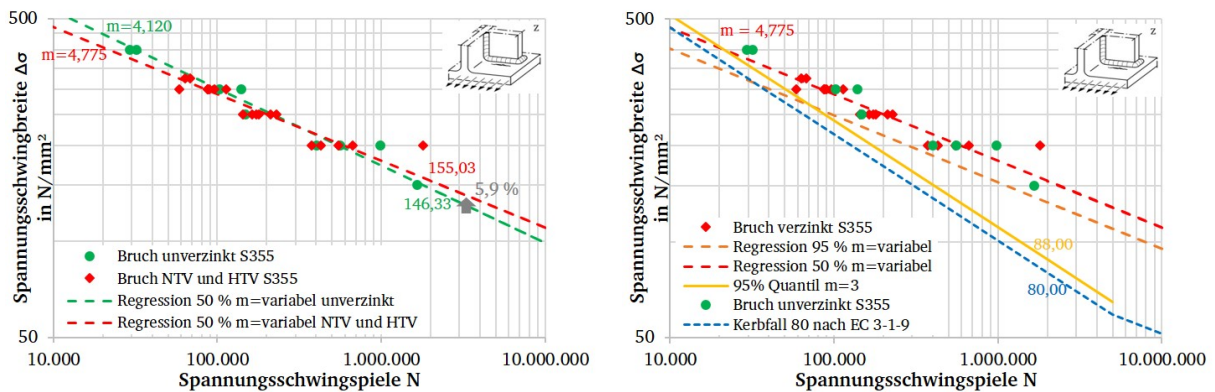


Abbildung 5.10: Wöhlerkurve der geschweißten Quersteife (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6) nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

von $R = 0,1$. Bei diesen Versuchen ist eine Abminderung der Ermüdungsfestigkeit aufgrund der Feuerverzinkung vorhanden, Abbildung A.2.9. Die Auswertung der Bemessungswöhlerkurven mit fester Steigung zeigt auch hier die deutlichen Unterschiede in der Auswertart auf die Bewertung der Ergebnisse. Die vorgegebene Steigung ist steiler und führt zu einer Unterschätzung der ertragbaren Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{c,95\%}$ bei $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Die Streuung der Versuche an unverzinkten Proben ist groß, sodass das 95 %-Quantil der unverzinkten Proben mit Steigung $m = 3$ eine ertragbare Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma_c = 99,6 \text{ N}/\text{mm}^2$ ergibt. Damit würde dieser Bemessungswert unterhalb dem der feuerverzinkten Proben liegen.

Der Werkstoff selbst hat einen deutlichen Einfluss auf die Lage der Zeitfestigkeit der Wöhlerkurve, Abbildung 5.11. So liegen die Versuchspunkte des Stahls S460 unverzinkt mit höherer Zugfestigkeit, wie zu erwarten, bei höheren ermittelten Spannungsschwingbreiten im Bereich höherer Schwingspielzahlen. Eine große Streuung der Versuchsergebnisse ist zu sehen. Bei den Versuchen aus dem Stahl S355 liegen die Versuche der unverzinkten und feuerverzinkten Proben dichter zusammen.

Der Kerbfall 80 ist für beide Stahlsorten mit $\Delta\sigma_{c,S355} = 88,0 \text{ N}/\text{mm}^2$ und $\Delta\sigma_{c,S460} = 99,6 \text{ N}/\text{mm}^2$ auch mit feuerverzinkten Proben erreicht.

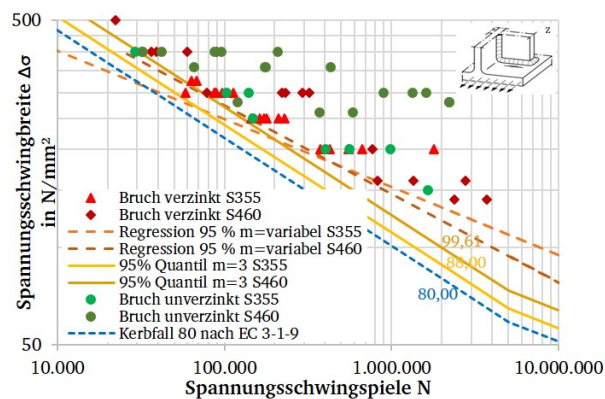


Abbildung 5.11: Wöhlerdiagramm des Kerbfall 80 im Vergleich der Stahlsorten S355 [45] und S460 [6]

Zur weiteren Untersuchung der Fragestellung, weshalb bei diesem, durch die Schweißnaht stark gekerbten Detail, die Abminderung so unterschiedlich ist, werden weitere Untersuchungen aus [45] hinzugezogen. Mikroskopie an Schliften des Details soll zeigen, ob der Temperatureintrag während des Verzinkungsprozesses eine Gefügeumwandlung im

Bereich der Schweißnaht und Wärmeeinflusszone bewirkt. Die Ergebnisse zu diesen Untersuchungen sind in Kapitel A.1.1 dargestellt.

In [6] wurden zusätzlich Eigenspannungsmessungen an Flachzugproben durchgeführt. Gemessen wurden die Eigenspannungen im Anlieferungszustand in Höhe von etwa $\sigma_s = -200$ MPa und nach dem Feuerverzinkungsprozess bei $\vartheta = 460$ °C im Stahl zu etwa $\sigma_s = -110$ MPa. Fertigungsbedingte Eigenspannungen wurden durch den Wärmeeintrag während der Verzinkung abgebaut. Bei geschweißten Proben werden prozessbedingt deutlich höhere Eigenspannungen in das Detail eingebracht. Die Möglichkeit der Reduzierung von Eigenspannungen durch die Feuerverzinkung kann die Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit von feuerverzinkten, geschweißten Details beeinflussen.

5.1.5 Schraube - Kerbfall $\Delta\sigma_c = 50$ N/mm²

Der Kerbfall der Schraube selbst, liegt nach DIN EN 1993-1-9 bei einer niedrigen Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma_c = 50$ N/mm² mit einer weiteren Abminderung für Durchmesser größer als 30 mm. Die prEN1993-1-9 differenziert zwischen schlussgerollten $\Delta\sigma_c = 71$, schlussvergüteten $\Delta\sigma_c = 56$ und feuerverzinkten $\Delta\sigma_c = 50$ Schrauben und erhöht damit die aktuell ertragbare Spannungsschwingbreite für übliche, unverzinkte Schrauben.

In dem Forschungsprojekt [52] wurden verschiedene Einflüsse auf die Ermüdung von Schrauben durch zahlreiche Versuche bewertet. Die Ergebnisse an Stahlbauschrauben beschreiben einen negativen Einfluss der Feuerverzinkung durch eine ca. 15 % niedrigere, ermittelte dauerhaft ertragbare Kraftamplitude gegenüber der entzinkten Variante. Wertet man die Versuchspunkte aus [52] nach den statistischen Vorgaben des EC3 mit fester Steigung $m = 3$ aus, so beträgt die Abminderung etwa 5 %, Abbildung 5.12. Die Ergebnisse der feuerverzinkten Schrauben liegen in der 95 %-Regression oberhalb des Kerbfalls 50 und auch oberhalb des Kerbfalls für schlussvergütete, unverzinkte Schrauben nach prEN1993-1-9. Der Kerbfall 56 der schlussvergüteten Schrauben ist auch für die feuerverzinkten Schrauben erfüllt, es muss nicht abgemindert werden.

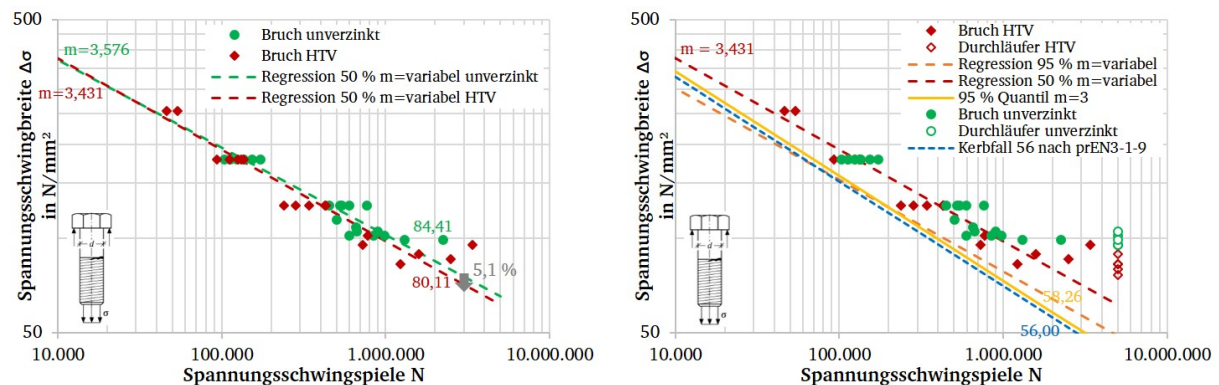


Abbildung 5.12: Wöhlerkurve der Schraube (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 14) nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

Weitere Versuche in [52] mit einer überelastischen, axialen Vorbelastung zeigen eine deutliche Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit von über 100 %. Dargestellt sind diese Versuche in Abbildung 5.13. Es wird für die feuerverzinkten Schrauben eine Bemessungswöhlerlinie mit $\Delta\sigma_c = 122,4$ N/mm² weit über der des Kerbfalls 71 erreicht. Die mittels Rasterelektronenmikroskop untersuchten Ermüdungsbruchflächen zeigen eine Reduzierung der umlaufenden Rissstartbereiche bei Proben mit überelastischer Vorbelastung gegenüber den rein elastisch vorgespannten Schrauben. [52] Da die so generierten Verbesserungen der Ermüdungsfestigkeit auf die überelastische Vorbelastung zurückzuführen sind (lastinduzierte Druckeigenspannungen, verbesserte Lastverteilung und Lasteinleitungsbedingungen) können die Erkenntnisse aus [10] positiv genutzt werden. In [10] wurde festgestellt, dass man bei Anwendung des nach DIN EN 1993-1-9 für HV-Garnituren vorgegebene kombinierte Montageverfahren, eine ca. 30 % höhere Vorspannkraft erzielt als die Sollvorspannkraft. Vor allem beim Einsatz in kritischen Details, in denen die HV-Schrauben zum Einsatz kommen, hat man durch die höhere Vorspannung, die zum Teil durch ein Rückfedern des Torsionsanteils und durch Setzvorgänge

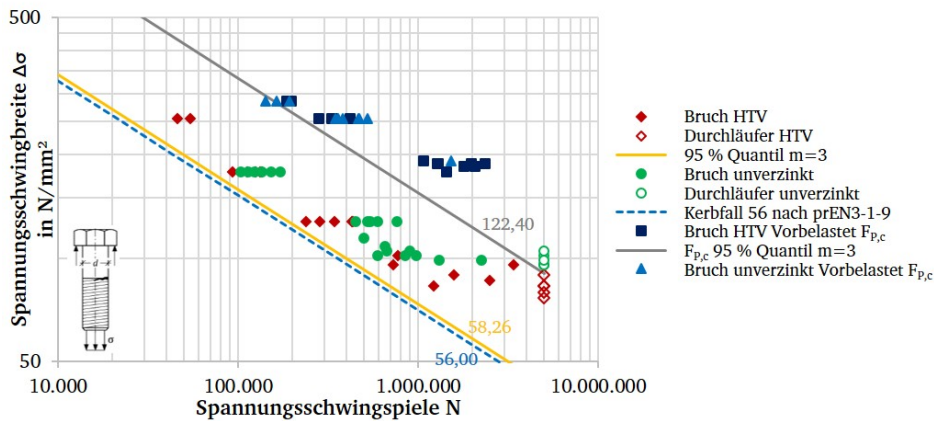


Abbildung 5.13: Ermüdungsversuche an Schrauben mit niedriger und sehr hoher Vorspannung als Vorbelastung vor dem Versuch

in den Kontaktfugen abgebaut wird, eine verbleibende Reserve, die die dauerhaft ertragbare Spannungsschwingbreite verbessert.

Bei großen Schraubenabmessungen über M64 und speziell auch im Windkraftbereich eingesetzte Schrauben ist das Aufbringen einer torsionsfreien, rein axialen Vorspannung üblich. Die beschriebenen Effekte aus einer überelastischen Vorspannung sind praktisch anwendbar.

5.1.6 Zwischenfazit der Ergebnisse der Axialschwingversuche

Die durchgeführten Axialschwingversuche an Proben gemäß den Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9 hatten das Ziel, zu überprüfen, wie hoch die notwendige Abminderung der Ermüdungsfestigkeit feuerverzinkter Bauteile ist und ob es einen Zusammenhang zu den Kerbfällen, beziehungsweise der Kerbformzahl der Bauteilproben gibt. Es wurden diverse geometrisch unterschiedliche Proben, Werkstoffe und Feuerverzinkungen geprüft. Als vergleichende Referenz wurden zusätzlich in allen Ausführungen unverzinkte Proben untersucht. Eine Bewertung und Einordnung der feuerverzinkten Proben in die unverzinkten Kerbfälle ist möglich.











Die Ergebnisse der untersuchten Konstruktionsdetails sind in Tabelle 5.1 dargestellt und durch weitere Ergebnisse der Forschungsprojekte [6, 10, 45] ergänzt. Die Auswertungen, mit variabler Steigung und mit fester Steigung nach prEN1993-1-9, dieser zusätzlichen Versuchsreihen sind im Anhang in Kapitel A.2.2 dargestellt.

In den ersten beiden Spalten der Tabelle 5.1 ist der Kerbfall mit Steigung und Detailabbildung nach aktuell gültiger Norm DIN EN 1993-1-9 angegeben. Die dritte Spalte enthält die Auswertung der ertragbaren Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{c,95\%}$ für die feuerverzinkten Proben mit variabler Steigung. In der vierten Spalte wird die Differenz zur unverzinkten Probe angegeben.

Die Spalten fünf und sechs stellen die Ergebnisse dem Normentwurf prEN1993-1-9 gegenüber. Zum einen ist die Vorgabe nach Entwurf angegeben und zum anderen die berechnete Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{c,95\%}$ der feuerverzinkten Proben mit vorgegebener Steigung.

Die höheren Kerbfälle sind mit der aktuell gültigen Vorgabe nach EC3 in feuerverzinkter Ausführung nicht erfüllt. Keiner der nach prEN1993-1-9 berechneten Kerbfälle muss aufgrund der Feuerverzinkung abgemindert werden. Die angepassten Steigungen für die Kurven und die Reserven im Bereich hoher Schwingspielzahlen führen dazu, dass die Abminderung aufgrund der Feuerverzinkung nicht zu niedrigeren Werten führt. Durch die Anpassungen der Steigung im Entwurf prEN1993-1-9 werden kerbfallabhängig die Versuchsergebnisse genauer abgebildet.

Tabelle 5.1: Gegenüberstellung der untersuchten Kerbfälle, unverzinkt und feuerverzinkt mit Ergebnissen aus [6, 10, 45] ausgewertet nach DIN EN 1993-1-9 und CEN prEN1993-1-9

Kerbfall UV	Konstruktionsdetail	$\Delta\sigma_{c,95\%}$ Versuche fvz	Abminderung in %	Kerbfall fvz	Kerbfall prEN3-1-9	Kerbfall Versuche fvz
EC3		m=vari.	zu unv.	m = 3	fvz	m = 3 o. 5
140 m = 3	gewalztes Blech, Kanten gefräst  8.1 Nr. 4	165,93 m = 4,92	-44,6%	110,6	160 m = 5	179,6
125 m = 3	gewalztes Blech, Brennschnitt [6]  8.1 Nr. 5	142,72 m = 3,95	-37,7%	111,3	125 m = 5	164,4
112 m = 3	GV-Verbindung zweischnittig [10]  8.1 Nr. 8	112	-	112	112 m = 5	112
90 m = 3	Passschraube zweischnittig [10]  8.1 Nr. 9	74,7 (116,8) ³ m = 2,71	-	67,8 (125,3)	90 m = 5	76,2 (114,3)
80 m = 3	Passschraube einschnittig [45]  8.1 Nr. 12	64,43 (71,8) ³ m = 2,51	-27,2%	75,2 (93,4)	80 m = 5	80,8 (98,9)
90 m = 3	Bauteil mit Löchern (gebohrt) [10]  8.1 Nr. 11	88,78 m = 3,85	-49,2%	67,2	90 m = 5	102,9
50 m = 3	Schraube unter Zug [52]  8.1 Nr. 14	64,11 m = 3,43	-10,9%	58,3	56 m = 3	58,3
80 m = 3	Quersteife  8.4 Nr. 6	132,75 m = 4,78	7,9%	88,0	80 m = 3	88,0
112 m = 3	Quer laufender Stumpfstoß, geschliffen [6]  8.3 Nr. 1	116,16 m = 3,65	-35,9%	98,3	112 m = 3	98,3
90 m = 3	Quer laufender Stumpfstoß [6] 8.3 Nr. 5 	81,73	-37,2%	81,0	90 m = 3	81,0

³Auswertung mit Spannungskonzentrationsfaktor

Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen bestätigen den Einfluss der Feuerverzinkung auf Stahlbauteile unter zyklischer Belastung. Die Brüche der feuerverzinkten Proben sind im Vergleich zu unverzinkten Proben zu niedrigeren Spannungsschwingbreiten und Schwingspielzahlen verschoben. Es zeichnet sich jedoch über die untersuchten Kerbfälle kein einheitliches Bild der Abminderung ab.

Es wird bei allen Versuchsreihen festgestellt, dass die hochtemperaturverzinkten Proben längere Schwingspielzahlen bis zum Bruch ertragen. Verschiedene Einflüsse, wie die Überzugsdicke oder die Überzugsausbildung, können die Ermüdungsfestigkeit beeinflussen und werden daher im Folgenden separat betrachtet.

Anhand der unterschiedlichen Höhen der Abminderung kann nicht automatisch darauf geschlossen werden, ob nicht experimentell untersuchte Kerbfälle feuerverzinkter Bauteile erfüllt sind. Die dargestellte Auswertung mit den nach Norm und Normentwurf unterschiedlichen, fest vorgegebenen Steigungen m führt zu verschiedenen Ergebnissen. Diese können die Versuche gut abbilden, sie können sie aber auch unter- oder überschätzen. In Summe kann man jedoch festhalten, dass der Entwurf prEN1993-1-9 mit angepassten Steigungen auch zu den feuerverzinkten Details passt. Sie können ohne eine Abminderung der Kerbfälle aufgenommen werden.

Einfluss der Überzugsdicke

Betrachtet man das Kerbdetail des Blechs mit Bohrung, so kann man anhand der diversen Versuche Unterschiede in der Feuerverzinkung als Einfluss auf die Beanspruchbarkeit ableiten. Die aufgrund unterschiedlicher Tauchdauern erreichten Überzugsdicken variieren hier von ca. $100 \mu\text{m}$ bis $300 \mu\text{m}$. Dargestellt werden die erreichten Mindest- (◆) und Maximaldicken (▲) sowie eine mittlere Dicke (✕), um die Abstände zueinander möglichst groß zu wählen, Abbildung 5.14. Die Auswertung mit variabler Steigung zeigt eine Abhängigkeit zur Überzugsdicke. Mit steigender Überzugsdicke fällt der Wert $\Delta\sigma_{c,95\%}$ bei der Auswertung mit variabler Steigung ab.

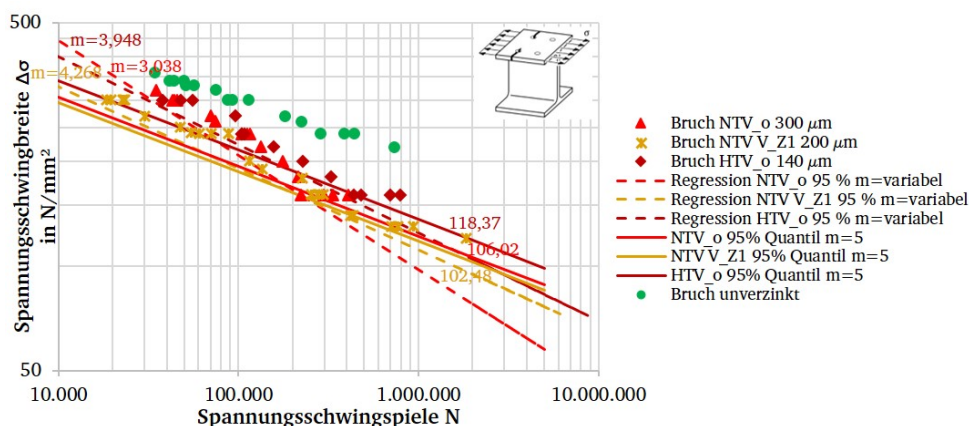


Abbildung 5.14: Wöhlerdiagramm feuerverzinkter, Bleche mit Bohrung des Kerbfall 90 - statistische Auswertung getrennt je Reihe

Um die Abhängigkeit der Abminderung zur Überzugsdicke weiter auszuwerten, werden die weiteren betrachteten Ermüdungsversuche hinzugezogen. Die Darstellung erfolgt in einem Diagramm, in dem die Abminderung über die Überzugsdicke aufgetragen wird, Abbildung 5.15. Separiert werden die Versuchspunkte dargestellt, sodass den Farben die Kerbfälle (Kerbformzahl) und der Symbolform die Feuerverzinkung (● NTV, ◆ HTV) zugeordnet sind. Wenn keine anderen Angaben dabei stehen, dann beträgt die Festigkeit der Probekörper S355.

In Blau (●) sind die Versuchsergebnisse des zuvor betrachteten Blechs mit Bohrung zu sehen. Die Abhängigkeit der Abminderung zur Überzugsdicke bestätigt sich sichtbar. Mit zunehmender Überzugsdicke wird die Abminderung $\Delta\sigma_{\text{unverzinkt}} - \Delta\sigma_{\text{tzn}}$ größer. Diese, bei höheren Überzugsdicken liegenden Probekörper zeigen einen eher linearen Zusammenhang zur Überzugsdicke, unabhängig ob NTV oder HTV.

Die weiteren Versuchsergebnisse reihen sich mit einem großen Streuband in diese Tendenz zu höheren Abminderungen mit zunehmender Überzugsdicke ein. Das größere Streuband zeichnet sich vorallem durch das Detail der geschweißten Quersteife aus. Die Hochtemperaturverzinkte Versuchsreihe mit niedriger Überzugsdicke liegt innerhalb der Streubeereichs, die NTV-Versuchsreihen weichen davon ab. Beide Versuchsreihen aus S355 und S460 sind vertikal zu niedrigeren

Abminderungen verschoben und liegen damit außerhalb des Streubereichs. Die längere Verzinkungsdauer könnte zu einem höheren Abbau der Schweißseigenspannungen führen. Es könnte aber auch ein Ausgleich der geometrischen Kerbwirkung der Schweißnaht durch den dickeren Überzug vorliegen. Durch weitere Untersuchungen an geschweißten Konstruktionsdetails, wie in [45] können die Ursachen weiter bewertet werden. Es zeichnet sich im Diagramm ein Zusammenhang ab, der im Bereich unterhalb der 100 μm Überzugsdicke einen steilen Anstieg der Abminderung zeigt. Die Kurve nimmt mit zunehmender Überzugsdicke weiter zu, jedoch flacht die Kurve über die 100 μm Überzugsdicke hinaus ab. Sie beträgt hier maximal 55 % bei 315 μm Überzugsdicke.

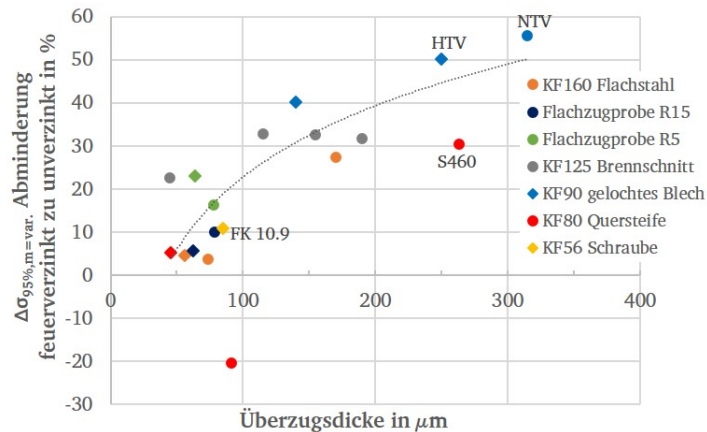


Abbildung 5.15: Vergleich der Abminderungen von $\Delta\sigma_{c,95\%,m=\text{variabel}}$ aufgrund der Feuerverzinkung über die Überzugsdicken an Ergebnissen der Axialschwingversuche

Die hochtemperaturverzinkten Proben (◆) liegen im Vergleich zu den normaltemperaturverzinkten Proben (●) innerhalb eines Kerbfalls bei geringeren Abminderungen. Eine allgemeine Begrenzung der Überzugsdicke, beim Einsatz von Feuerverzinkungen an ermüdungsbeanspruchten Bauteilen auf etwa 200 μm , ist zu empfehlen. Oberhalb können kerbfallabhängig größere Abminderungen auftreten, bei denen dann geprüft werden muss, ob der Kerbfall noch erfüllt ist. Mit dieser Grenzüberzugsdicke von 200 μm erreicht man bei den im Straßenbau anzusetzenden Korrosivitätsklassen eine ausreichende Schutzdauer von 100 Jahren in Höhe der Lebensdauer eines Brückenbauwerks, Kapitel 2.3.1.

Einfluss der Überzugsausbildung

Die niedrigere Abminderung der hochtemperaturverzinkten gegenüber den normaltemperaturverzinkten Proben konnte bereits bei der Darstellung der Versuchsergebnisse im Wöhlerdiagramm gesehen werden. Sie lagen bei höheren ertragbaren Schwingenspielzahlen. Die Gegenüberstellung der Wöhlerkurven von Blechen mit Bohrung in Abbildung 5.14 bestätigt die Unterschiede zwischen den normal- und hochtemperaturverzinkten Proben. Zur Klärung, ob dieser Effekt rein auf dem Unterschied der Überzugsdicke beruht oder von der Überzugsausbildung abhängig ist, sollen die Unterschiede in den ausgebildeten Phasen der Überzüge bewertet werden.

Die Hochtemperaturverzinkung bildet in Summe dünnere Überzüge aus, die überwiegend aus der δ_1 -Phase bestehen. Diese fällt im Vergleich zu Überzügen der Normaltemperaturverzinkung dicker aus, siehe Kapitel 2.3.3. Der Vergleich der Normal- (▲) und Hochtemperaturverzinkung (◆) zeigt am Beispiel der Bleche mit Bohrung, dass die hochtemperaturverzinkten Proben bei höheren ertragbaren Spannungsschwingbreiten liegen, Abbildung 5.16 (links). Im Vergleich zu den unverzinkten Proben liegen sie jedoch in diesem Beispiel sehr dicht zusammen, was auch bei den Flachzugproben zu sehen war. Im Fall des geschweißten Details liegen die Versuchspunkte der NTV und HTV weiter auseinander, Abbildung 5.16 (rechts). Dies liegt an der größeren Streuung der Ergebnisse im Übergangsbereich, bei höheren Schwingenspielzahlen. Im Fall des geschweißten Details kann eine Überlagerung mit prozessbedingten Eigenspannungen ein zusätzlicher Einfluss für die Höhe der Abminderung durch die Feuerverzinkung sein. Der Abbau von Eigenspannungen durch den Feuerverzinkungsprozess wurde in [6] gemessen. Der Abbau an Eigenspannungen ist eine Funktion der Dauer des Wärmeeintrags. Die Tauchdauer der Normaltemperaturverzinkung ist länger als die der Hochtemperaturverzinkung, jedoch bei niedrigeren Temperaturen. Ob dies zur stärkeren Verbesserung der

geschweißten NTV-Proben führt, muss noch weiter untersucht werden.

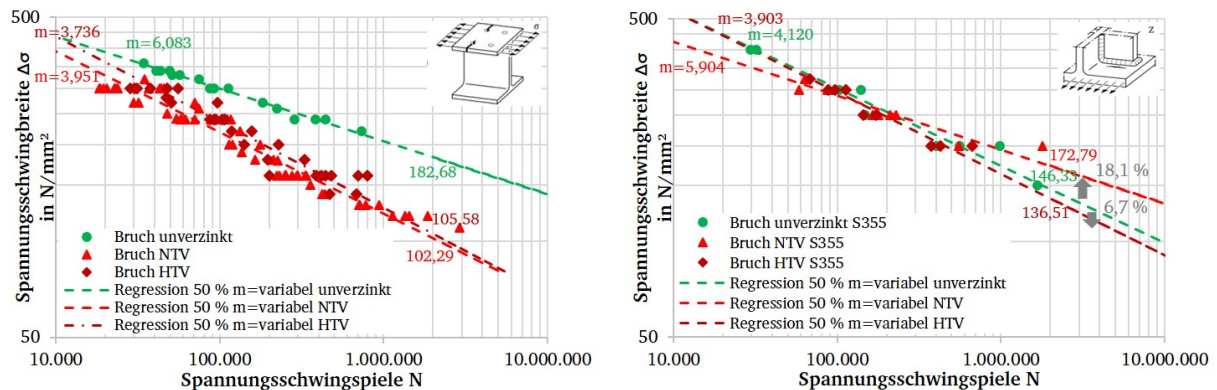


Abbildung 5.16: Wöhlerkurve Bleche mit Bohrung (links) und der geschweißten Quersteife (rechts) nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50%-Regression getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung

Vergleicht man die erreichten Kerbfälle in Form von $\Delta\sigma_{c,95\%}$ der feuerverzinkten Details in einem 45° -Diagramm gegenüber dem Kerbfall nach DIN EN 1993-1-9, ist anschaulich dargestellt, welche Versuchsergebnisse den Kerbfall einhalten. Die berechneten Spannungsschwingbreiten der unverzinkten Details (●) sind zum Vergleich mit dargestellt. In Abbildung 5.17 sind die Ergebnisse aus Tabelle 5.1 (Axialschwingversuche, ergänzt durch Ergebnisse aus [6, 10, 45]) dargestellt.

Bis auf eine Ausnahme sind die Kerbfälle nach prEN1993-1-9 eingehalten. Mit zunehmender Kerbformzahl der Details (niedrigere Kerbfälle) liegen die Ergebnisse näher an der Winkelhalbierenden. Die zuvor beschriebene Reserve zwischen den Versuchspunkten der unverzinkten Proben und der Bemessungskurve, wird geringer. Dieser Abstand wird benötigt, um die Abminderung durch die Feuerverzinkung im Kerbfall zu ermöglichen. Zur besseren Veranschaulichung ist eine Exponentialfunktion durch die Versuchspunkte gelegt. Die Kurve veranschaulicht die Neigung zur beschriebenen größeren Reserve bei höheren Kerbfällen. Die normaltemperaturverzinkten Proben weisen eine größere Streuung der Versuchspunkte auf.

Vergleicht man diese angepasste Auswertung mit der eingangs dargestellten Auswertung mit Steigung $m = 3$ in Abbildung 3.1, so wird die Verschiebung der Versuchspunkte und die damit einhergehende Bewertungsänderung erkenntlich. Der höchste Kerbfall passt nun von der verschobenen Lage zu den anderen Kerbfällen und ist zudem noch erfüllt.

Die detaillierte Analyse der Überzüge, unter Differenzierung der einzelnen Phasen δ_1 - und ζ -Phase, ist für ein weiteres Verständnis der Unterschiede erforderlich. Die Streuung der Überzugsdicken aus den unterschiedlichen Verzinkungschargen bestätigt diese Notwendigkeit. Die mittels Hochtemperaturverzinkung hergestellten Überzugsdicken unterliegen einer geringeren Streuung als die mittels Normaltemperaturverzinkung hergestellten Überzugsdicken. Die δ_1 -Phase der NTV-Überzüge ist, über die verschiedenen Verzinkungschargen hinweg, gleichmäßig ausgebildet mit einer Dicke von etwa $10 \mu\text{m}$. Die Abweichung in der Überzugsdicke ist ursächlich in der ζ -Phase zu sehen, Kapitel 4.2.

In den folgenden mikrostrukturellen Bewertungen (Kapitel 6) wird diese Hypothese weiter untersucht. Es wird speziell auf Unterschiede in der Phasenausbildung der normal- und hochtemperaturverzinkten Überzüge geachtet und die Ergebnisse werden getrennt bewertet.

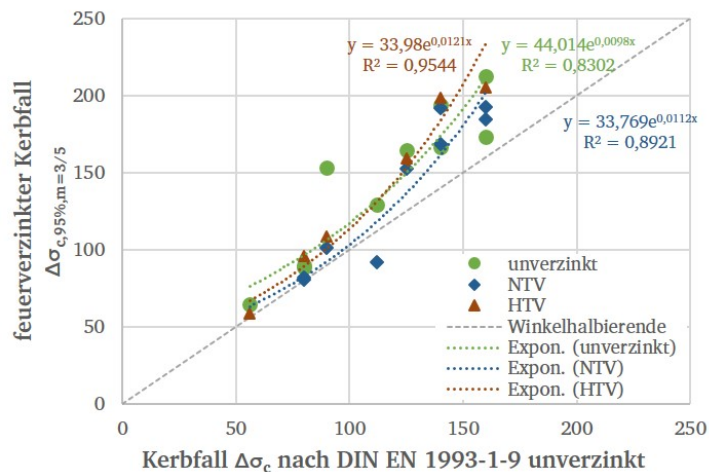


Abbildung 5.17: Vergleich der feuerverzinkten Kerbfälle $\Delta\sigma_{c,95\%,m=3/5}$ mit den unverzinkten Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9

5.2 Schwingversuche mit 4-Punkt-Biegung

Die Schwingversuche unter 4-Punkt-Biegung an Balkenproben werden durchgeführt, um die Ermüdungsphasen der Rissbildung und Rissentwicklung im Zinküberzug detaillierter zu untersuchen. Hierzu werden versuchsbegleitend mikrostrukturelle Betrachtungen durchgeführt, zum Beispiel durch elektrische Widerstandsmessung. Die Proben werden aus demselben Werkstoff S355J2+N wie die zuvor im Axialschwingversuch geprüften Flachproben gefertigt. Es werden normal- und hochtemperaturverzinkte Proben gegenüber einer unverzinkten Referenz geprüft. Die Probekörper werden in eine 4-Punkt-Biegeprüfeinrichtung eingelegt und unter zyklischer Belastung geprüft, Abbildung 5.18. Die Ermüdungsversuche werden mit einer servohydraulischen Prüfmaschine kraft geregelt bei einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ durchgeführt. Details zu den Probekörpern und der Versuchstechnik sind in Kapitel 4.5.2 beschrieben.

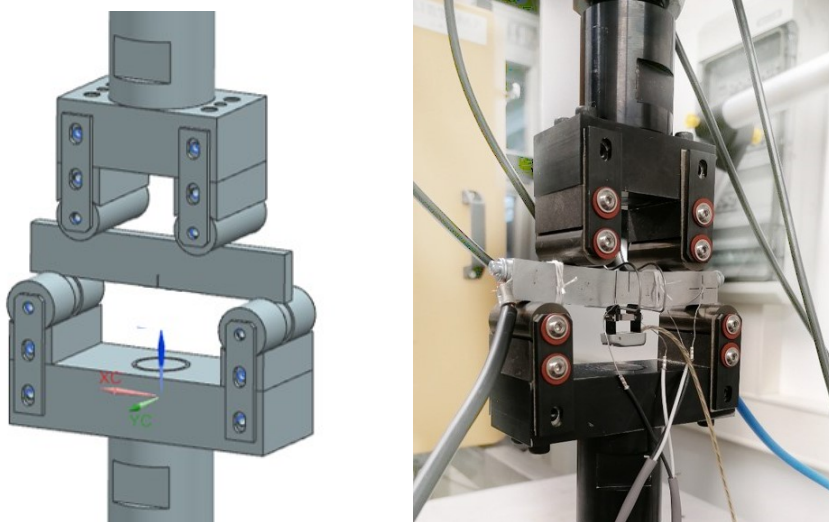


Abbildung 5.18: 3D CAD-Modell des Probenhalters (links) und mit Messtechnik applizierter, eingebauter Probekörper im Versuchstand zur 4-Punkt-Biegung (rechts)

5.2.1 Ergebnis der Ermüdungsversuche mit 4-Punkt-Biegung

Die Versuchsergebnisse der 4-Punkt-Biegung unter Ermüdungsbeanspruchung werden nach statistischen Vorgaben der DIN EN 1993-1-9 im Zeitfestigkeitsbereich ausgewertet. Es soll eine Vergleichbarkeit der Wöhlerkurven zu der Auswertung der Axialschwingversuche gegeben sein. Eine Einordnung in einen Kerbfall nach DIN EN 1993-1-9 ist aufgrund der Belastungsart nicht möglich. Die Dimension eines Brückenquerschnitts unter einer Biegebeanspruchung ist um ein Vielfaches größer als die Versuchsprobekörper. Die auf einen Brückenquerschnitt einwirkende Biegebeanspruchung wird aufgrund der Querschnittsdimension in Zug- und Druckbereiche aufgeteilt und Querschnittsbereichen zugewiesen. Die zu betrachtenden Kerbfälle liegen in den kritischen Zug- oder auch Schubbeanspruchungen. Die Darstellung des Wöhlerdiagramms in Abbildung 5.19 zeigt, dass die Versuchspunkte bei deutlich höheren Spannungsschwingbreiten liegen, weit oberhalb des höchsten Kerbfalls 160.

Die Gründe zur Wahl und speziellen Anpassung dieser Probekörper sind in Kapitel 4.3.2 erläutert.

Ein Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdung der Proben ist in Abbildung 5.19 (links) zu erkennen. Die Abminderung bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen beträgt 13,3% gegenüber den unverzinkten Proben (●). Die Steigung der Wöhlerkurven der 4-Punkt-Biegung liegt im Bereich der gekerbten Bauteile.

Verglichen mit den Ergebnissen der Axialschwingversuche (max. 49,2%) liegt die Abminderung bei der Ermüdung der 4-Punkt-Biegung mit 13,3% im unteren Bereich. Die Überzugsdicken liegen im Mittel bei den normaltemperaturverzinkten Proben bei etwa $90 \mu\text{m}$ und bei den hochtemperaturverzinkten Proben bei etwa $40 \mu\text{m}$. Vergleicht man die Höhe der Abminderung von 13,3% mit den Ergebnissen aus den Axialschwingversuchen, fallen sie in den Streubereich von Proben mit Überzugsdicken zwischen 0 und $100 \mu\text{m}$, Abbildung 5.15.

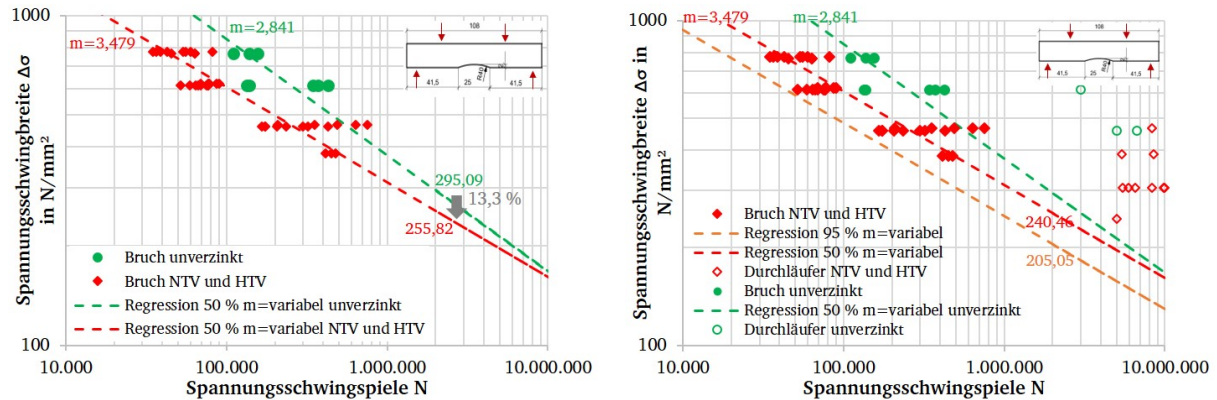


Abbildung 5.19: Wöhlerdiagramm feuerverzinkter 4-Punkt-Biegeproben nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ und der 50%-Regression (links) und ergänzend der 95%-Regression mit Darstellung der Lage der Durchläufer (rechts)

Die getrennte Auswertung der Versuchsergebnisse nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung zeigt, dass man auch hier die Versuchspunkte differenziert betrachten muss, Abbildung 5.20 (links). Im Zeitfestigkeitsbereich und im Übergang zur Kurzzeitfestigkeit, im Diagramm zwischen 40 000 bis 100 000 Schwingspielen, liegen die normaltemperaturverzinkten Proben (▲), wie aus den Versuchsergebnissen zuvor erwartet, bei geringeren Schwingspielzahlen als die hochtemperaturverzinkten Proben (◆). Brüche treten früher auf. Bei niedrigeren Spannungsschwingbreiten liegen die Versuchspunkte teilweise bereits im Übergangsbereich zur Dauerfestigkeit. Der Streubereich der Ergebnisse wird größer, sodass keine eindeutige Aussage getroffen werden kann. Durchläufer treten bei NTV-Proben bei niedrigeren Spannungsschwingbreiten auf als bei HTV-Proben. Die Auswertung der $\Delta\sigma_{50\%}$ -Werte bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen ergibt aufgrund der unterschiedlichen Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden für die NTV-Proben einen höheren Wert als für die HTV-Proben. Da die Durchläufer in diesem Fall nicht mitbewertet werden, entsprechen diese Werte nicht der Erwartung, dass die HTV-Proben bei höheren Spannungsschwingbreiten lägen. Dies zeigt erneut die Schwierigkeit der Interpretation der Ergebnisse, wenn nach EC3 eine Abschätzung der Dauerfestigkeit ohne Berücksichtigung der Durchläufer erfolgt.

Eine Auswertung der Dauerfestigkeit kann mit dem Treppenstufenverfahren nach DIN EN 50100 [30] für die normaltemperaturverzinkten Proben abgeschätzt werden. Die Steigung der Zeitfestigkeit wird mit dem Horizontenverfahren

nach DIN EN 50100 abgeschätzt. Da der Umfang der Stichproben sehr gering ist, können die Werte nur als Annäherung angesehen werden. Die Normalverteilung im Bereich der Dauerfestigkeit wird als Verteilung über die Spannungsschwingbreiten angesetzt und das Ergebnis ist ein Streuband in Richtung der Ordinate. Die Auswertung der hochtemperaturverzinkten Proben erfolgt nach dem Abgrenzungsverfahren nach MAENNIG [67], da die Anzahl und Lage der Strichprobe die notwendigen Kriterien für das Treppenstufenverfahren nicht erfüllt. Beide Verfahren sind gängige statistische Abschätzungen des Dauerfestigkeitsbereichs. Vergleichend wurde die Dauerfestigkeit der NTV-Proben anhand beider Verfahren ausgewertet. Die dargestellten Ergebnisse zeigen die konservativen Werte des Treppenstufenverfahrens. Die Wöhlerkurven sind in Abbildung 5.20 (rechts) dargestellt. Die ermittelten Abknickpunkte der Wöhlerkurven liegen im Schwingzahlbereich kurz nach dem Schnittpunkt der Geraden. Die Dauerfestigkeit der hochtemperaturverzinkten Proben liegt mit $P_{\dot{U},50\%} = 405,16 \text{ N/mm}^2$ somit, wie erwartet, oberhalb der normaltemperaturverzinkten Proben mit einem Wert von $P_{\dot{U},50\%} = 375,0 \text{ N/mm}^2$.

Vergleicht man die Werte $\Delta\sigma_{50\%}$ in Abbildung 5.20 (links) mit der Dauerfestigkeit $P_{\dot{U},50\%}$ in Abbildung 5.20 (rechts), bestätigt sich die bereits beschriebene hohe Reserve der Auswertung nach DIN EN 1993-1-9. Die Abknickpunkte zur Dauerfestigkeit liegen bei geringeren Schwingzahl als die Auswertung von $\Delta\sigma_c$ bei $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Dadurch sind die ermittelten Spannungsschwingbreiten deutlich geringer als die bestimmte Dauerfestigkeit. Auch führt es, wie hier im Beispiel zu sehen, zu falschen Aussagen beim Vergleich der NTV- und HTV-Proben.

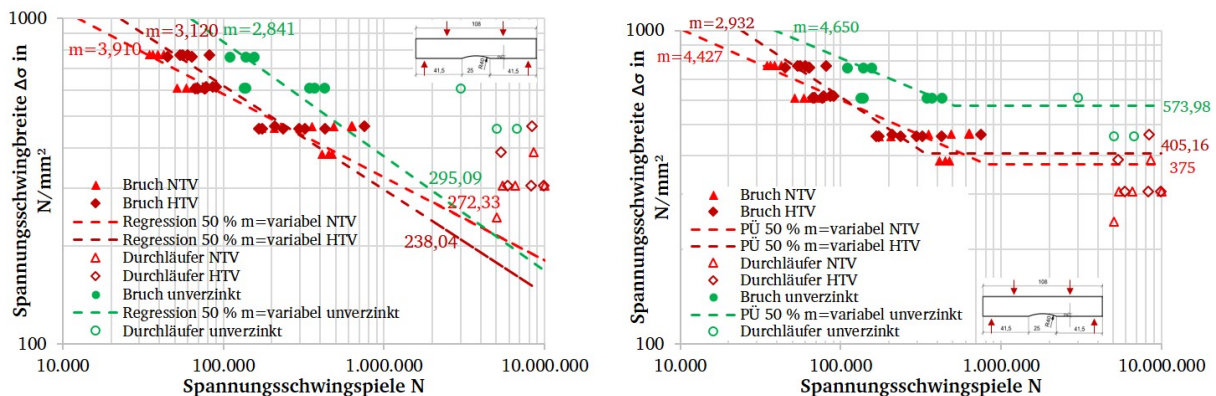


Abbildung 5.20: Wöhlerkurven feuerverzinkter 4-Punkt-Biegeproben ausgewertet nach EC3 mit $m = \text{variabel}$ und $\Delta\sigma_{50\%}$ (links) und unter Berücksichtigung der Durchläufer (rechts) getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung

Setzt man die Zeitfestigkeitsgeraden mit einer festen Steigung $m = 3$ an, so verschiebt sich die Lage der Kurven zu noch niedrigeren Spannungsschwingbreiten, Abbildung A.2.18. Es ergeben sich im Vergleich zu den Ergebnissen zuvor jedoch höhere Werte für die HTV-Proben von $\Delta\sigma_{\text{HTV},50\%} = 184,5 \text{ N/mm}^2$ zu $\Delta\sigma_{\text{NTV},50\%} = 171,1 \text{ N/mm}^2$ der NTV-Proben. Durch diese Auswertung wird die Tragfähigkeit der Proben noch weiter unterschätzt und sollte daher für diesen Fall nicht angewendet werden.

Untersuchung weiterer Überzugwerkstoffe

Um den Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf das Ermüdungsverhalten vergleichend zur Feuerverzinkung zu überprüfen, werden stichprobenartig drei weitere Werkstoffe ausgewählt und in einem Prozess aufgebracht, der eine ähnliche Struktur des Überzugs erreicht. Die Auswahl der Werkstoffe und der Beschichtungsprozess sind in Kapitel A.2.6 beschrieben. Die Metalle können mittels der physikalischen Gasphasenabscheidung, kurz PVD (Physical Vapour Deposition), auf das Grundmaterial aufgebracht werden. Die Beschichtungsart ist nicht mit der Feuerverzinkung zu vergleichen, da keine intermetallischen Phasen durch Diffusion entstehen. Ein sprödes Verhalten zeigen diese Überzüge jedoch auch.

Vergleicht man die Ergebnisse der Ermüdungsversuche mit denen der Feuerverzinkung in Abbildung A.2.43, so sieht man, dass auch die PVD-beschichteten Proben gegenüber der unbeschichteten Referenz bei geringeren Schwing-

spielzahlen versagen. Im Vergleich zu den an feuerverzinkten Proben abgeleiteten Lebensdauern treten Brüche der PVD-beschichteten Proben bei etwas höheren Schwingspielzahlen auf. Ein Einfluss der Überzugsdicken kann aufgrund der stichprobenartigen Prüfung nicht abgeleitet werden.

Die mittels PVD-Beschichtung erzeugten Überzüge lassen keinen direkten Vergleich mit der Feuerverzinkung zu, die durch Legierungsbildung zwischen Zink und Eisen entsteht. Auch zeigt die Betrachtung der Bruchmikrostruktur und der Überzüge, dass das Versagensverhalten nicht mit dem des Feuerverzinkungsüberzugs übereinstimmt, Abbildung A.2.44. Die Überzüge aus Titan und Kupfer zeigen ein ausgeprägtes Rissnetzwerk und die Haftung versagt bei zunehmender Dehnung früher als bei Aluminiumbeschichtung. Der Überzug aus Aluminium, der die geringsten Werte bei den betrachteten Werkstoffkennwerten hat, haftet bis zum Probenbruch am Substrat an. Bei Probenbruch tritt in dem Aluminiumüberzug anstelle eines Rissnetzwerks ein einzelner Riss auf.

5.2.2 Ergebnis der Untersuchungen zum Rissverhalten

Die bisherige Betrachtung der Lebensdauerunterschiede in Form der Schwingspielzahlen bis zum Bruch ist unzureichend, um den Mechanismus hinter der schädigenden Wirkung der Feuerverzinkung zu erklären. Für die Erfassung der Schädigungsinitiierung und Bewertung des Schädigungsverhaltens in Form der Rissbildung und der Rissentwicklung wird versuchsbegleitende Messtechnik appliziert. Der Begriff der Rissbildung umfasst hier neben der Entstehung neuer Risse auch das mögliche Risswachstum vorhandener Schwindungsrisse und Trennungen im Überzug, ab einer detektierbaren kritischen Risslänge.

Über Temperatur- und Widerstandsmessung, Bildaufzeichnung und Messung der lokalen Dehnung können Zustandsänderungen erfasst werden, siehe Kapitel 4.5.2. Die Bildaufzeichnung läuft kontinuierlich bei den Versuchen mit und dient dem Abgleich zu bestimmten Zeitpunkten in der Auswertung der anderen Messgrößen. Die ersten sichtbaren Risse in der Feuerverzinkung und im Stahl bis hin zum Maschinenstopp können darauf zeitlich festgehalten werden. Die weiteren Messmittel dienen der Aufzeichnung von Zustandsänderungen, die beispielsweise die Rissbildung implizieren. Die Energiefreisetzung bei Rissbildung erzeugt Wärme und das Bauteil verliert an Steifigkeit, sodass die Verformung auf der Zugseite zunimmt. Im Folgenden soll zunächst auf diese Messsysteme eingegangen werden, bevor dann die Auswertung der Widerstandsmessung erläutert wird.

Temperatur- und Dehnungsmessung

Die Temperatur- und Dehnungsmessung ist in Kapitel 4.5.2 erläutert. In Abbildung 5.21 sind die Daten Potential, Temperatur und Extensometerdehnung eines Versuchs exemplarisch ausgewertet. Die Potentialmessung ist in diesem Fall zunächst mit einer elektrischen Widerstandsmessung mittels Gleichstrom durchgeführt worden. Quasi-statische Versuche wurden durchgeführt, die aufgrund der hohen Verformung des Stahls zur Rissbildung in der Feuerverzinkung führen, aber noch keine Rissbildung im Stahl zeigen. Die elektrische Widerstandsmessung mit Gleichstrom zeigte keine messbare Veränderung. Es ist daher nicht möglich, die Rissentwicklung im Zinküberzug mit dieser Methode aufzuzeichnen. Dem Potentialanstieg in Abbildung 5.21 ab dem roten Punkt (●) liegt die Rissbildung im Stahl zugrunde. Angehaltene zyklische Versuche mit einem Anstieg des Potentials bestätigen, dass Risse im Stahl detektiert werden. Bei geringstem Potentialanstieg ist bereits ein Riss im Stahl aufzufinden. Untersucht wurde dies mithilfe eines Computertomographen. Die Ergebnisse sind in Kapitel 6.4.1 beschrieben und die Risse in Abbildung 6.17 dargestellt. Die Messungen der Temperatur und der Verformung auf der Zugseite der Probe mithilfe des Extensometers zeigen ein ähnliches Verhalten. Im linken Teilbild von Abbildung 5.21 ist in Rot (●) der Zeitpunkt gekennzeichnet, zu dem der Riss im Stahl beginnt. Der Abstand bis zum Maschinenstopp (Spitzenwert des Potentials) wird in Minuten und in Schwingspielzahlen im Diagramm angegeben und mit einem schwarzen Punkt (●) gekennzeichnet. Diese zwei Zeitpunkte werden in das mittlere (Temperatur) und das rechte Teilbild (Extensometer) von Abbildung 5.21 übertragen. In allen drei Messmethoden liegt der aufgezeichnete Spitzenwert zum Zeitpunkt des Maschinenstopps. Aufgrund des sehr duktilen Werkstoffs tritt der Maschinenstopp ein, bevor der vollständige Bruch der Probe eintritt. Der mithilfe des Potentials, als kritische Risslänge im Stahl, definierte Zeitpunkt (●) kann in die beiden anderen Diagramme übertragen werden. Auch bei diesen Messmethoden liegt der Punkt zu Beginn eines deutlich zu sehenden Anstiegs. Die Detektion der Rissinitiierung und des Risswachstums im Stahl ist mit den hier gezeigten Messmethoden möglich.

Da die Gleichstrommessung nicht geeignet ist, um Zustandsänderungen im Überzug zu detektieren, wird nachfolgend die Bewertung der Rissentstehung mittels elektrischer Widerstandsmessung mit Wechselstrom beschrieben. Vorteil dieser Methode ist die begrenzte Bestromung des Randbereichs anstelle des gesamten Querschnitts und einer damit einhergehenden feineren Auflösung des Zinküberzugsbereichs.

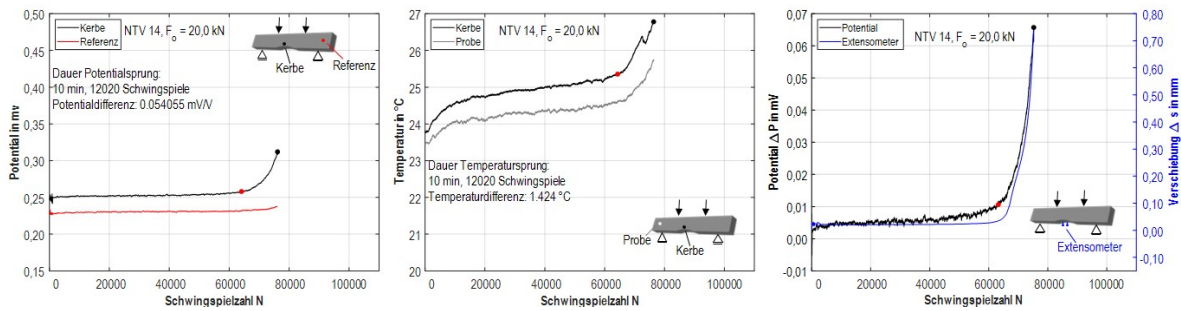


Abbildung 5.21: Exemplarische Darstellung der Messwerte des elektrischen Widerstands mittels Gleichstrom, der Temperatur und des Extensometers an einer normaltemperaturverzinkten Probe

Rissentstehung und Rissentwicklung mit elektrischer Widerstandsmessung

Die elektrische Widerstandsmessung mit Wechselstrom wird gemäß den Angaben in Kapitel A.2.1 mit einer Wechselstromfrequenz f von 2 kHz durchgeführt. An den vergleichenden quasi-statischen Versuchen ist in der Zeitspanne der Rissentwicklung im Überzug ein Anstieg des Potentialverlaufs zu sehen. Die Anwendbarkeit dieser Art der Widerstandsmessung zur Detektion von Rissen in der Feuerverzinkung ist dadurch bestätigt.

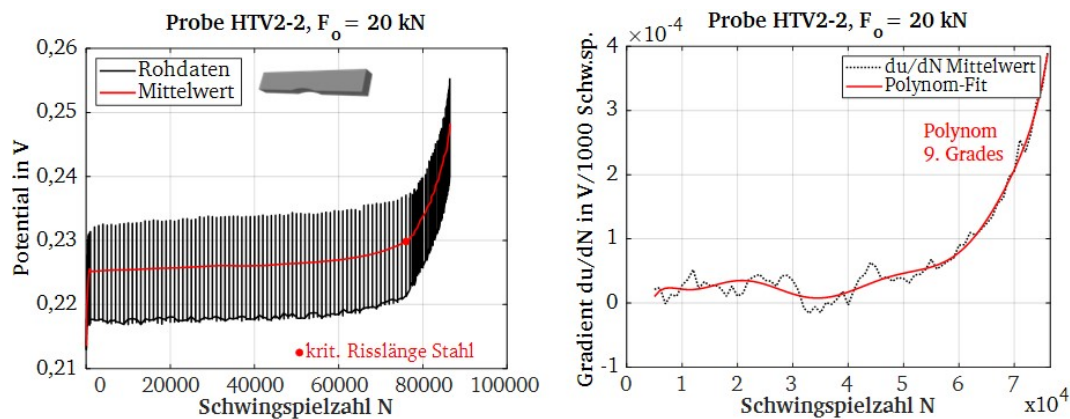


Abbildung 5.22: Beispielhafte Darstellung der Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung mit Wechselstrom an einer hochtemperaturverzinkten 4-Punkt-Biegeprobe

Das aufgezeichnete Signal der Spannung folgt dem sinusförmigen Kraftsignal, sodass das Rohsignal (—) eine große Schwankung der Werte zeigt, Abbildung 5.22 (links). Zur Vermeidung von Informationsverlust wird mit einer hohen Abtastfrequenz von 1 kHz aufgezeichnet, die der 50-fachen Prüffrequenz entspricht. Die Bildung des durchschnittlichen Potentialverlaufs erfolgt hier, indem die einzelnen Abtastpunkte einer Sinusschwingung als arithmetisches Mittel (—) abgebildet werden. Dadurch können Änderungen des elektrischen Widerstand hinreichend genau aufgelöst werden und die einsetzende Schädigung sehr genau zugeordnet werden. In den folgenden Diagrammen wird nur noch der Mittelwert der Potentialänderung dargestellt.

Um eine Veränderung des Signals exakt zu identifizieren, wird die erste Ableitung du/dN gebildet. Abbildung 5.22 (rechts) zeigt exemplarisch die Auswertung des Gradienten ($\cdot \cdot \cdot$) der zuvor gebildeten Mittelwerte bis zum Zeitpunkt der kritischen Risslänge im Stahl. Mithilfe des Gradienten wird der Verlauf der Änderung des Potentials über der Schwingungszahl beschrieben. Um die Schwankungen des Messsignals, infolge der hohen Abtastrate für eine eindeutige Bestimmung der charakteristischen Potentialanstiege auszugleichen, wird das gemittelte Rohsignal mittels Polynom-Fit (—) in einem selbstgenerierten Matlab-Code abgebildet. Ziel war es, einen geglätteten Kurvenverlauf zu erhalten, der die kleineren Höhen und Tiefen ausgleicht. Größere Unterschiede in der Steigung, wie hier bei rund 30000 Schwingenspielen, müssen jedoch enthalten bleiben, um die Rissbildung im Überzug ab dem kontinuierlichen Anstieg

feststellen zu können. Aufgrund der großen Schwankungen im Gradientenverlauf müssen daher die Polynome an jede Messkurve individuell angepasst werden. Im Anhang in Kapitel A.2.5 sind weitere Diagramme der Einzelversuche dargestellt. Die Auswertung der Zeitpunkte wird im Folgenden näher erläutert.

Die Unterscheide zwischen normal- und hochtemperaturverzinkten gegenüber unverzinkten Proben wird an drei beispielhaften Potentialkurven gezeigt, Abbildung 5.23 (links). Der zuvor beschriebene Grenzpunkt der kritischen Risslänge im Stahl ist in den Kurven gekennzeichnet. Anhand der detaillierten Gradientenanalyse kann die einsetzende Schädigung im Überzug und im Stahl differenziert werden. Um den Bereich der Rissentwicklung im Zinküberzug ausreichend aufzulösen, wird der Verlauf nur bis zur kritischen Risslänge des Stahls dargestellt, Abbildung 5.23 (mittig). Zur Verifikation wurden begleitend angehaltene Versuche mit nachgeschalteter Werkstoffanalytik durchgeführt. Ergebnisse dazu werden in Kapitel 6 bei der mikrostrukturellen Betrachtung der Rissbildung detailliert beschrieben.

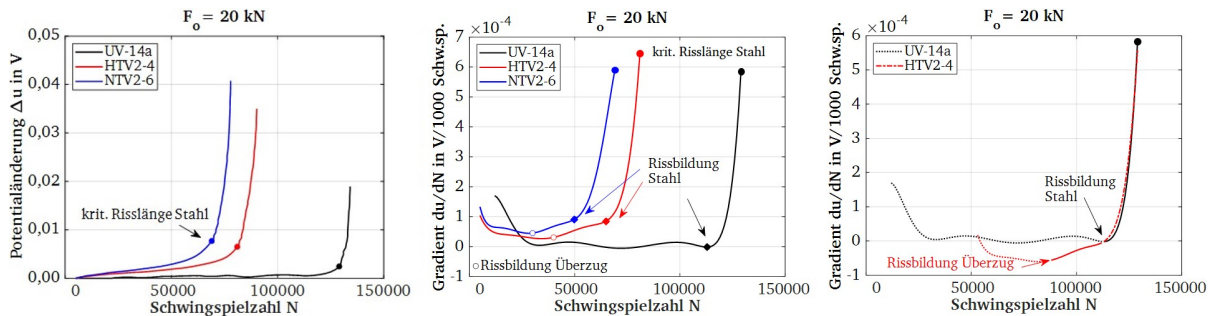


Abbildung 5.23: Vergleich der unverzinkten und feuerverzinkten Proben am Beispiel je einer Kurve mittels der Auswertung der Potentialänderung (links), des Gradienten (mittig) und zur Veranschaulichung die Kurven in den Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl verschoben (rechts)

Die Betrachtung der Potentialänderung im Vergleich unverzinkter zu feuerverzinkter Proben bestätigt den bisherigen Unterschied aus den Ermüdungsversuchen und ermöglicht darüber hinaus durch die detaillierte Analyse der Messsignale eine differenzierte Auflösung der Ermüdungsphasen, Abbildung 5.23 (links). Der steile Kurvenanstieg im Potential bis zum Ende der Kurve (Maschinenstopp) liegt bei den feuerverzinkten Proben bei niedrigeren Schwingenspielzahlen als die unverzinkten Proben. Dabei liegen die NTV-Proben bei niedrigeren Schwingenspielzahlen als die HTV-Proben. Der Zeitpunkt, zu dem sich der Maschinenweg um einen definierten Wert ändert, kann bei den Proben als kritische Risslänge im Stahl (●) ausgewertet werden. Der anschließende Kurvenbereich beschreibt das stabile Risswachstum im Stahl, welches auch bei den unverzinkten Proben zu sehen ist. Das Prüfsystem beendet den Versuch automatisch beim Erreichen einer kritischen Geschwindigkeit der Nachgiebigkeitsänderung. Aufgrund des schnellen Risswachstums über wenige Schwingenspiele hinweg wird dieser Zeitpunkt als Probenbruch gekennzeichnet. Die erzeugten Potential-Schwingenspielzahl-Diagramme können in Bereiche unterschiedlichen Potentialanstiegs unterteilt werden. Die feuerverzinkten Proben zeigen schon kurz nach Versuchsbeginn einen Anstieg des Potentials, der kontinuierlich steiler wird und mit dem Maschinenstopp endet. Das Potentialsignal der unverzinkten Proben steigt erst bei höheren Schwingenspielen an, zum Zeitpunkt, bei denen die Versuche der feuerverzinkten Proben bereits beendet sind.

Zur Verifikation der ermittelten Schädigungszeitpunkte wurden mithilfe der Werkstoffanalytik angehaltene Versuche bezüglich der Rissbildung und dem Risswachstum untersucht. Die Festlegung der Zeitpunkte erfolgt mithilfe der Gradientenauswertung. Die Bewertung der Potentialänderung in Form des Gradienten du/dN , ermöglicht die Identifikation der charakteristischen Schädigungszeitpunkte, Abbildung 5.23 (mittig). In Abbildung 5.23 (rechts) ist die Gradientenkurve am Beispiel der hochtemperaturverzinkten Probe auf die Kurve der unverzinkten Probe verschoben. Die Steigungen sind identisch, wodurch die Zuordnung dieses Bereichs zum Risswachstum im Stahl bestätigt wird und der Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl definiert werden kann. Im Vergleich zu den unverzinkten Proben steigt der Gradient bei den feuerverzinkten Proben bereits nach Versuchsstart mit einer flachen Steigung an. Die blaue Kurve (—) zeigt in diesem Beispiel bereits ab etwa 35 000 Schwingenspielen einen kontinuierlichen Anstieg des Gradienten. Dieser Zeitpunkt beschreibt den messbaren Beginn der Rissbildung im Überzug (○) und kann durch die Videoaufzeichnungen bestätigt werden. Der Gradient nimmt ab diesem Zeitpunkt stärker zu, bis die Rissbildung im Stahl (●) bei etwa 60 000 Schwingenspielen überlagert ist. In der Signalauswertung des Gradienten sind diese Punkte eindeutig identifizierbar. Der Bereich des Potentialsignals zwischen diesen beiden Punkten beschreibt das Risswachstum im Überzug. Hier ist der Potentialanstieg bei den normaltemperaturverzinkten Proben steiler als bei den hochtemperaturverzinkten Proben. Bei ähnlichem zeitlichem Beginn der Rissbildung im Überzug, führt dies zu früherem Versagen des Stahlbauteils.

Im Folgenden werden die Zeitpunkte der Rissbildung und die Dauer der Rissbildung im Überzug getrennt für die feuerverzinkten Proben ausgewertet und verglichen.

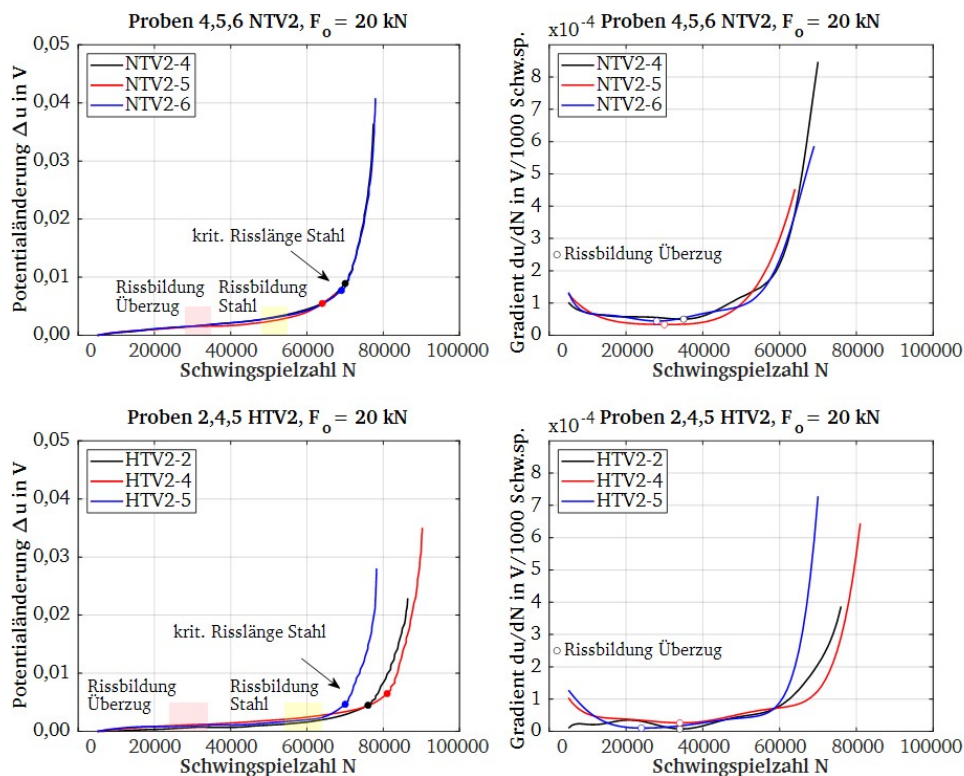


Abbildung 5.24: Vergleich der Rissbildung und der Dauer der Rissbildung der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben an den Potentialänderung-Schwingspielzahl-Diagrammen und den zugehörigen Gradienten

In Abbildung 5.24 werden die Ergebnisse der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben, geprüft bei einer Oberlast von $F_o = 20 \text{ kN}$, gegenübergestellt. Aus der Auswertung der Gradientenkurven werden die Zeitpunkte der Rissbildung im Überzug in die Potentialänderung-Schwingspielzahl-Diagramme übertragen. Für beide Feuerverzinkungen liegt der Zeitpunkt der Rissbildung bei etwa 30 000 Schwingspielen. Die Lage der Anrisspunkte zeigt, dass es auch für den HTV-Überzug (HTV-2-5) möglich ist, dass bei vereinzelt Versuchen zu früheren, dem NTV-Überzug ähnlichen, Zeitpunkten bereits die Rissbildung beginnt. Die begleitende Werkstoffanalytik zeigt, dass bei dem HTV-Überzug die initial vorliegenden Trennungen und Hohlräume einer entsprechenden Streuung unterliegen. Damit kann vermutet werden, dass ein Versuchspunkt mit vom Durchschnitt abweichender Rissbildung bereits zu Versuchsbeginn größere Trennungen hatte.

Die Phase der Ermüdung vom Zeitpunkt der Rissbildung im Überzug bis zum Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl ist bei den HTV-Proben länger als bei den NTV-Proben. Auch ist zu erkennen, dass die Steigung der Potentialkurve der NTV-Probe (—) steiler ist. Der Vergleich der Gradienten zeigt einen schnelleren Anstieg der NTV-Kurve (etwa $1 \text{ V}/1000 \text{ N}$) gegenüber der HTV-Kurve (etwa $0,5 \text{ V}/1000 \text{ N}$).

Auch die Potentialänderung der Proben spiegelt lastunabhängig den Unterschied der Überzugsdicke wider. Der normaltemperaturverzinkte Überzug hat eine mittlere Dicke von $85 \mu\text{m}$ über die drei dargestellten Proben. Die hochtemperaturverzinkte Überzugsdicke liegt im Mittel bei $41 \mu\text{m}$. Die Differenz der Potentialänderung bis zum Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl ist bei der HTV-Probe halb so groß wie bei der NTV-Probe. Zu diesem Zeitpunkt ist das Rissnetzwerk über die gesamte Überzugsdicke gewachsen. Die Differenz des Potentials entspricht in etwa der Differenz der Überzugsdicke, obwohl nicht nur ein einzelner Riss entsteht. Die Zeit der Risswachstumsphase ist bei den mittels NTV hergestellten Überzügen kürzer, die etwa doppelt so dick sind, wie der Überzug der HTV. Die Risswachstumsgeschwindigkeit ist in den Zinküberzügen nicht identisch. Die ζ -Phase der normaltemperaturverzinkten Überzüge, mit in der Schmelze eingebetteten Hartzinkkristallen, könnte ursächlich für ein schnelleres, plötzliches Risswachstum entlang

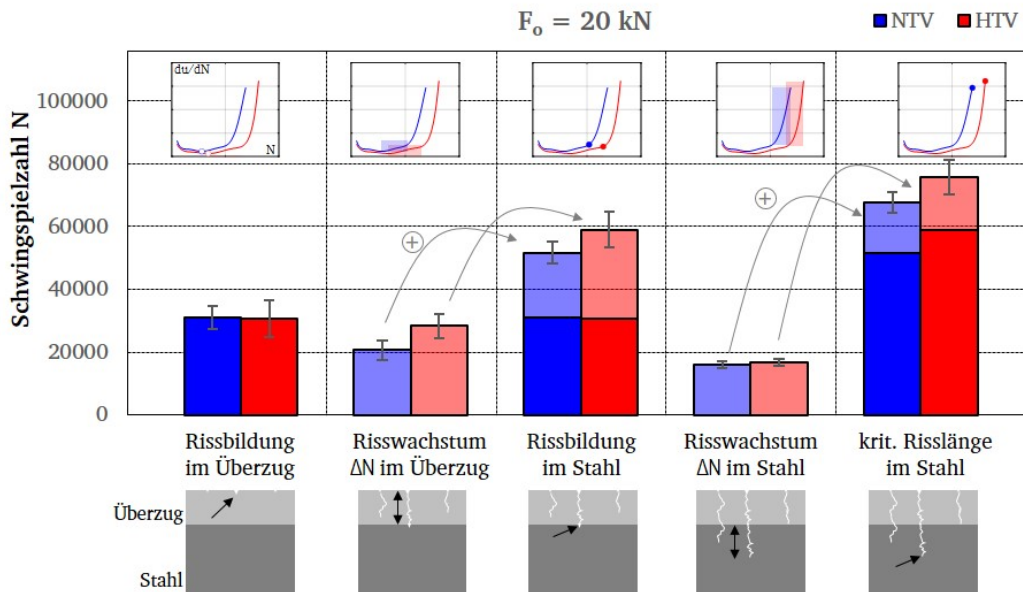


Abbildung 5.25: Vergleich der Rissbildung und der Dauer der Rissbildung im Überzug der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben im Balkendiagramm

dieser Kristalle sein. Eine Überprüfung dieser Hypothese erfolgt vereinfacht durch Mikrozugversuche, Kapitel 6.2. Die mittleren Schwingungszahlen der Zeitpunkte der verschiedenen Risszustände und die Differenz der Schwingungszahlen für das Risswachstum sind in Form eines Balkendiagramms in Abbildung 5.25 gegenübergestellt.

Die Zeitpunkte der Rissbildung im Überzug von NTV und HTV liegen in einem Streubereich, Abbildung 5.25. Die Rissbildung im Stahl liegt bei diesen Feuerverzinkungen im Mittel 10 000 Schwingenspiele auseinander. Die Differenz zwischen Rissbildung im Stahl und im Überzug ist Abhängig vom Risswachstum im Überzug. Der Unterschied der Schwingungszahlen von NTV und HTV zum Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl ist damit identisch zum Risswachstum im Überzug (Abbildung 5.25, 2. Spalte). Da die Risswachstumsgeschwindigkeit im Stahl unabhängig ist vom Überzug, überträgt sich die Differenz auch auf die kritische Risslänge im Stahl, beziehungsweise auf die Lebensdauer der Proben. Die Auswertung für das Lastniveau $F_0 = 25 \text{ kN}$ ist im Anhang in Abbildung A.2.39 und in Abbildung A.2.40 dargestellt. Der dargestellte Unterschied zwischen den NTV- und HTV-Proben wird auf dem höheren Lastniveau nicht nur bestätigt, er ist noch stärker ausgeprägt als in Abbildung 5.25. Im Durchschnitt über alle Versuche liegt die Rissbildung im Überzug im Zeitfestigkeitsbereich bei etwa 40 % der Lebensdauer der feuerverzinkten 4-Punkt-Biegeproben.

Zur Überprüfung und Übertragbarkeit der elektrischen Widerstandsmessung wird diese Messmethode auch bei den Versuchen der Flachzugproben aus Kapitel 5.1 angewendet. Es soll die Hypothese bestätigt werden, dass die Normaltemperaturverzinkung bei höheren Lasten auch zu früheren Anrisszeitpunkten führt, und eine schnellere Rissentwicklung hat.

Die Flachzugproben der drei Kerbformen $R = 100$, $R = 15$, $R = 5$ und der aufgeschweißten Quersteife werden in den Axialschwingversuchen ebenfalls mit der Widerstandsmessung mit Wechselstrom geprüft. Die Messstrecke ist aufgrund der Probengröße und der beidseitigen Rissstartbereiche deutlich größer. Daher muss die Einstellung der Stromstärke angepasst werden. Die Ergebnisse der Spannungsmessung können nicht direkt mit den Werten der 4-Punkt-Biegeproben verglichen werden. Vielmehr müssen die Verläufe und die Unterschiede zwischen den Verzinkungen und der unverzinkten Probe verglichen werden. Die Diagramme sind in Kapitel A.2.3 dargestellt. Die Ergebnisse stimmen mit den Ergebnissen der elektrischen Widerstandsmessung an den 4-Punkt-Biegeproben überein. Es kann bestätigt werden, dass bei den NTV-Proben die Risswachstumsgeschwindigkeit im Überzug höher ist als bei den HTV-Proben. Die Phase des Schädigungsbeginns im Stahl wird früher erreicht.

5.2.3 Zwischenfazit zur 4-Punkt-Biegung

Die Schwingversuche an Proben unter 4-Punkt-Biegung hatten das Ziel, die Rissbildung und das Risswachstum detaillierter zu betrachten. Der negative Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit der Stahlbauteile ist auch bei den 4-Punkt-Biegeversuchen zu sehen. Der Unterschied in der Ermüdung zwischen den normaltemperaturverzinkten und hochtemperaturverzinkten Proben ist dabei noch deutlicher ausgeprägt.

Die Lebensdauerreduzierung kann durch die Messung des elektrischen Widerstands differenziert werden. Obwohl die ertragbaren Schwingungszahlen bis zum Bruch zwischen den NTV- und HTV-Proben abweichen, sind die Zeitpunkte der Rissbildung im Überzug annähernd gleich. Im Mittel bei etwa 40 % der Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich. Zum Teil liegen sie bei den hochtemperaturverzinkten Proben etwas früher. Der Hauptunterschied zwischen den zwei Feuerverzinkungsvarianten ist das schnellere Risswachstum im Überzug einer Normaltemperaturverzinkung. Die Phase der Ermüdung ist stärker verkürzt, obwohl der Überzug mindestens doppelt so dick ist im Vergleich zu einem Überzug der Hochtemperaturverzinkung.

Bei niedrigeren Belastungen im Übergangsbereich sind nicht nur die Phasen der Ermüdung länger, sondern auch der Beginn der Schädigung durch die Rissbildung im Überzug ist zu höheren Schwingungszahlen verschoben.

5.3 Zusammenfassung der Ermüdungsversuche

Die Ermüdungsversuche der verschiedenen Kerbfallproben zeigten durchweg eine Abminderung der Lebensdauer aufgrund der Feuerverzinkung gegenüber unverzinkten Proben. **Diese Abminderung ist bei den normaltemperaturverzinkten Proben höher als bei den hochtemperaturverzinkten Proben.**

Es ist eine Abhängigkeit der Abminderung zur Kerbformzahl zu erkennen. **Mit steigender Kerbwirkung wird die Abminderung der Ermüdung feuerverzinkter zu unverzinkten Proben größer.** Die Hypothese, dass der Einfluss der Feuerverzinkung höher sei, je geringer die Kerbwirkung der Probe ist, kann widerlegt werden. Da die 95 % Bemessungskurven der DIN EN 1993-1-9 mit fester Steigung m oftmals die Versuchspunkte nicht gut darstellen, kann es zu fälschlichen Aussagen zum Einfluss der Feuerverzinkung kommen. Die Betrachtung der Auswertung mit variabler Steigung trifft eine genauere Aussage über die Lage der Versuchspunkte und damit auch zur Höhe der Abminderung der Ermüdung zwischen den feuerverzinkten zu den unverzinkten Proben. Es kann keine einheitliche Abminderung der Feuerverzinkung festgehalten werden, da die Einflüsse der Überzugsdicke oder der Überzugsausbildung variieren. In vorangegangenen Forschungsprojekten (u. a. [6, 10]) wurde die Bewertung der ertragbaren Spannungsschwingbreite anhand der vorgegebenen Auswertung nach EC3 abgeleitet. Die untersuchten Kerbfälle sind für die feuerverzinkten Proben überwiegend nicht erfüllt, wenn die Auswertung nach aktuell gültiger Norm DIN EN 1993-1-9 mit fester Steigung m erfolgt. Diese beschreibt die Beanspruchbarkeit, die anhand der tatsächlichen Lage der Versuchspunkte abgeleitet werden kann, nicht richtig, da die tatsächliche Steigung meist flacher ist. **Die Auswertung der Dauerfestigkeit mittels statistischer Verfahren, die auch Durchläufer in die Bestimmung der Beanspruchbarkeit einfließen lassen, zeigt, dass die Beanspruchbarkeit größer ist als die konservative Annahme des EC3. Es bestehen nach Bemessungsnorm große Reserven, die Feuerverzinkung als Überzug anzuwenden.**

Nach dem Vorschlag der prEN1993-1-9 mit angepasster Steigung der höheren Kerbfälle liegen die feuerverzinkten Proben innerhalb der Bemessungskurven. Eine Abminderung der Kerbfälle ist danach nicht erforderlich. Dennoch ist der Vorschlag der Steigungsänderung auf $m = 5$ nicht für alle vorgeschlagenen Kerbfälle passend zur hier ermittelten Lage der Versuchspunkte. Ein Beispiel stellen die Passschraubenverbindungen dar, bei denen die tatsächlich ermittelte Steigung bei etwa $m = 3$ liegt. Dies birgt die Gefahr, dass die Bemessungsschwingbreite $\Delta\sigma_c$, wie in diesem Beispiel, überschätzt würde.

Es gibt eine Abhängigkeit der Abminderung der Ermüdungsfestigkeit zur Überzugsdicke der Feuerverzinkung. Mit steigender Überzugsdicke steigt die Abminderung der Ermüdungsversuche zwischen feuerverzinkten zu unverzinkten Proben an. Die getrennte Betrachtung nach Kerbfällen, Überzugsdicken (getrennt nach δ_1 - und ζ -Phase) und Feuerverzinkungstemperatur ergibt, dass der Unterschied hauptsächlich auf der ζ -Phase beruht. **Eine Begrenzung des Überzugs auf 200 μm ist zu empfehlen, um die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit einzugrenzen. Für größere Überzugsdicken scheint die Abminderung asymptotisch gegen einen Wert von ca. 60 % zu laufen (siehe Abbildung 5.15).** Damit ist der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdung eingeschränkt, dennoch ist die Korrosionsschutzdauer für Bauteile ausreichend.

Über die Messung des elektrischen Widerstands kann nicht nur eine kritische Risslänge des Stahls bestimmt werden, sondern darüber hinaus auch die Rissbildung im Überzug erfasst werden. Sowohl dem Schädigungsbeginn im Überzug

als auch im Stahlsubstrat kann eine Schwingenspielzahl zugeordnet werden. Die Zeitpunkte der Rissbildung bei mittels NTV und HTV hergestellten Überzügen sind annähernd gleich, mit der Tendenz zur etwas früheren Rissbildung bei der HTV. **Im Zeitfestigkeitsbereich liegt der Zeitpunkt der Rissbildung im Überzug durchschnittlich bei etwa 40 % der Lebensdauer.** Der Hauptunterschied in den Phasen der Ermüdung zwischen den Feuerverzinkungen ist das schnellere Risswachstum im Überzug der Normaltemperaturverzinkung. Die Potentialmessung erhöht das Verständnis hinsichtlich der Zeitpunkte der Schädigungsentwicklung. Die genauen mikrostrukturellen Vorgänge werden in den nachfolgenden Kapiteln weiter untersucht, um ein mechanismenbasiertes Verständnis für die Vorgänge zu erhalten.

6 Mikrostrukturelle Betrachtung der Rissbildung und Rissentwicklung

Die Bewertung der lebensdauerreduzierenden Wirkung der Feuerverzinkung erfolgt, wie im Bearbeitungskonzept (Abbildung 3.2) dargestellt, auf verschiedenen Größenskalen. Die bisherigen Ergebnisse aus Kapitel 5 gehen aus den Bruchlebensdauern und der nächst kleineren Skalierung in Form von Zustandsänderungen hervor (z.B. elektrische Widerstandsmessung, lokale Dehnung u. a.). Im Bearbeitungskonzept sind diese nachfolgenden Betrachtungen in einer tiefer gehenden Ebene dargestellt, auf der eine Analyse der *Mikrostruktur* basisgebend ist. Diese Vorgehensweise führt von einer phänomenologischen Beschreibung zu einem mechanismenbasierten Verständnis. Der Auszug aus dem Bearbeitungskonzept ist in Dunkelblau in Abbildung 6.1 dargestellt.

Ziel ist hier, die Beschreibung der Schädigungsentwicklung im Überzug auf der Grundlage einer Bewertung mikrostruktureller Veränderungen, die mithilfe werkstoffanalytischer Methoden erfasst werden können. Dies erfolgt durch Untersuchungen an ungeprüften und bis zum Versagen geprüften Proben. Zusätzlich wird eine systematische Bewertung der Schädigungsentwicklung mithilfe von gezielt angehaltenen Versuchen vorgenommen. Grundlage für die Zeitpunkte des Probenausbaus geben die zuvor in Kapitel 5.2.2 gewonnenen Erkenntnisse der elektrischen Widerstandsmessung. Des Weiteren werden anhand quasi-statischer Mikrozugversuche die Rissentstehung und das Risswachstum sowie mikrostrukturelle Veränderungen infolge äußerer Belastung analysiert.

Problemstellung:

Die Schädigungsentwicklung feuerverzinkter Stahlbauteile ist kerbabhängig. Mögliche Abhängigkeiten können noch nicht ausreichend beschrieben werden, um eine Übertragbarkeit zu erreichen.

Zielsetzung:

Grundlagen für ein mechanismenbasiertes Verständnis für das Ermüdungsverhalten feuerverzinkter Stahlbauteile zur Verfügung stellen.

Methoden:

Werkstoffanalytik, Bruchflächenanalyse Computertomografie, Härteprüfung, Mikro-Zugversuche, angehaltene Ermüdungsversuche

Hypothesen:

1. Das Verformungs- und Rissverhalten und die Überzugsdicke der Feuerverzinkung beeinflussen den Zeitpunkt der Rissbildung im Grundwerkstoff. Die Ermüdungsphasen werden verschoben.
2. Die Mikrostruktur der ζ -Phase der NTV hat den ursächlichen Einfluss auf die Rissbildung im Überzug.

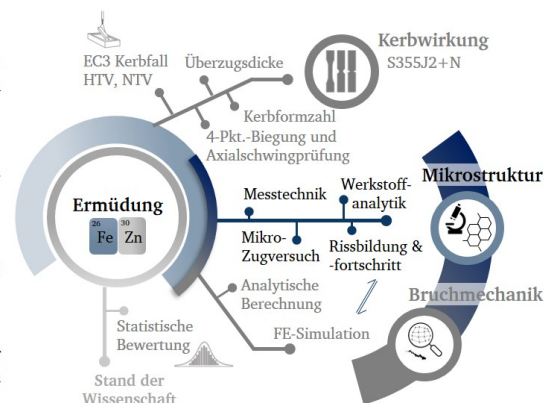


Abbildung 6.1: Problemstellung und Bearbeitungskonzept zum Schwerpunkt *Mikrostruktur*

6.1 Mikroskopische Betrachtung der feuerverzinkten Überzüge

In den Forschungsprojekten [6, 53] wurde die Hypothese aufgestellt, dass die Schwindungsrissbildung in der δ_1 -Phase in den Stahl überspringen und die Ursache für die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit feuerverzinkter Stahlbauteile sind. Genauere Untersuchungen der thermisch bedingten Schwindungsrissbildung und deren Verhalten werden im Rahmen dieser Arbeit metallographisch unterstützt. In Querschliffen werden die Überzüge unter dem Mikroskop näher betrachtet, um den Aufbau, die Schwindungsrissbildung und die Struktur zu untersuchen. Auch hierzu werden normal- und hochtemperaturverzinkte Proben getrennt betrachtet. Eine weitere Form der Visualisierung ist den Schliff in einem geätzten Zustand mit polarisierter Belichtung zu betrachten, Abbildung 6.2 rechts. In der δ_1 -Phase kann man durch die polarisierte Belichtung den stängelförmigen Aufbau der Kristalle über die gesamte Schichtdicke erkennen. Der Unterschied in der Ausbildung der δ_1 - und der ζ -Phase wird deutlich. Schwindungsrissbildung hingegen kann man in dieser

Art der Darstellung nur schwach erkennen.

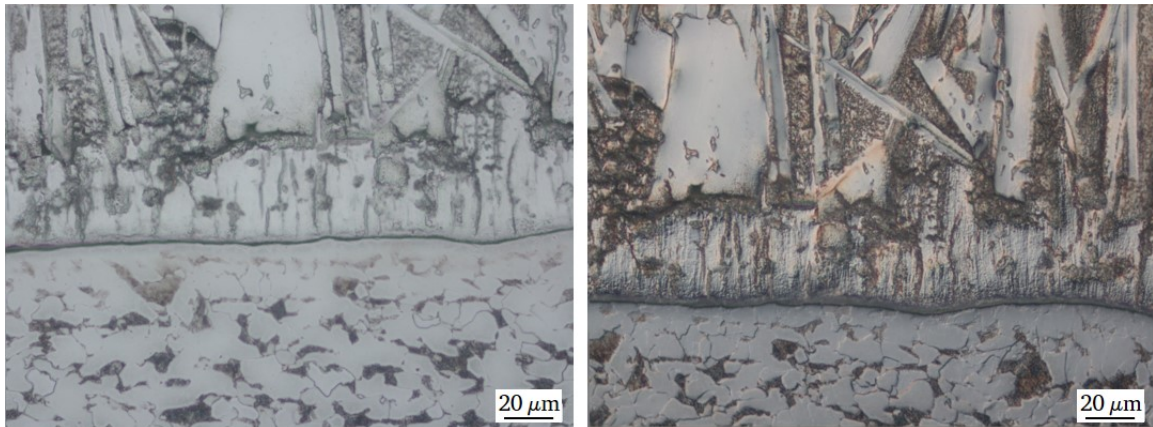


Abbildung 6.2: Mikroskopaufnahme eines mittels Normaltemperaturverzinkung erzeugten Überzugs im Bereich der δ_1 -Phase ohne (links) und mit polarisierter Belichtung (rechts)

Durch die Belichtung werden die verschiedenen Strukturen ersichtlich und eine Abgrenzung fällt leichter. Die ζ -Kristalle werden durch ihre glänzende, ebene Struktur deutlich und grenzen sich von der umliegenden zinkreichen, erstarrten Schmelze ab. Während des Abkühlprozesses wird die Schmelze durch die an Eisen übersättigten ζ -Kristalle weitestgehend aufgezehrt, wodurch größere innere Hohlräume entstehen können. Phasenumwandlungen führen zu Volumen- und Strukturveränderungen, durch die beim Abkühlen mechanische Spannungen in die Überzüge eingetragen werden. Auch diese führen zu den in Abbildung 6.3 dargestellten Trennungen. Aufgrund der Phasenumwandlungen neigen die Überzüge dazu spröde und brüchig zu sein. [36] Die Hohlräume sind in Schlifften meist durch optisch schwarze Bereiche in der ζ -Phase zu erkennen. In Abbildung 6.3, einer Aufnahme mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM), werden diese Hohlräume plastisch sichtbar.

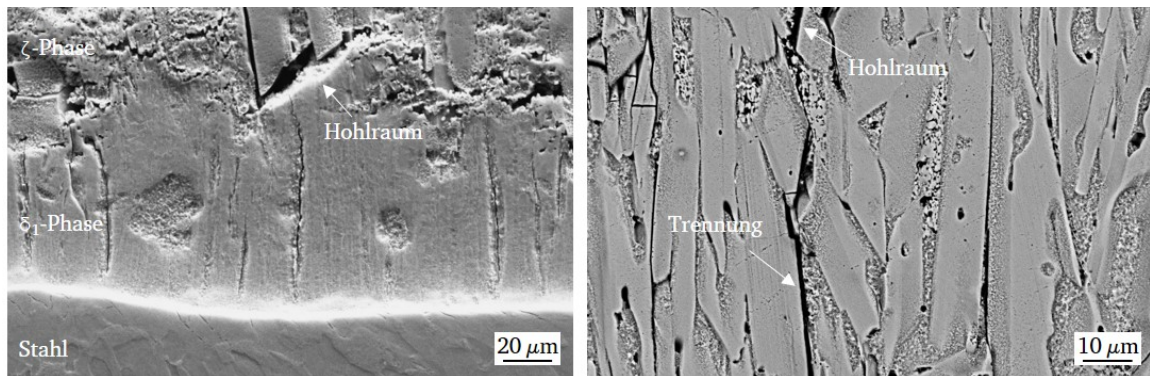


Abbildung 6.3: Rasterelektronenmikroskopische Darstellung einer bei Normaltemperaturverzinkung gebildeten δ_1 -Phase (links) und ζ -Phase (rechts)

In dieser plastischen Darstellung werden die unterschiedlichen Tiefen deutlicher. Man kann sowohl die Struktur der Phasen erkennen, aber vor allem Bereiche, die in die Tiefe gehen, werden dunkler dargestellt. Die entstandenen Hohlräume zwischen den ζ -Kristallen in Abbildung 6.3 verdeutlichen die Anfälligkeit für wachsende Risse, unter Belastung, in dieser Phase. Weitere Aufnahmen von Hohlräumen sind in Abbildung A.1.1 abgebildet.

Die hohe Auflösung der Schwindungsrisse in der δ_1 -Phase lassen eine genaue Betrachtung bis zur Risspitze zu, Abbildung 6.4. Im Bereich der Risspitzen kann man erkennen, dass diese nicht bis auf das Stahlsubstrat verlaufen. Am Beispiel der in den Abbildungen 6.3 und 6.4 (links) dargestellten Schwindungsrisse, kann der Verlauf verdeutlicht

werden. Die Risse werden zu vorhandenen Hohlräumen hin abgelenkt, wodurch ein Versprung durch die Lage des Hohlraums erfolgt. Die Hohlräume liegen häufig in der Grenzfläche zwischen der δ_1 - und ζ -Phase. Abbildung 6.4 rechts zeigt eine Detailaufnahme der Grenzfläche zwischen Stahl und Zinküberzug. Die δ_1 -Phase lässt sich entlang der Schwindungsrisspitzen (—) in zwei Bereiche unterteilen. Der Bereich, direkt angrenzend an die meist nicht nachweisbare Γ -Phase auf dem Stahlsubstrat, wird auch als δ -Kompakt- und der darauf aufbauende Bereich als δ -Palisaden-Struktur bezeichnet. Die δ -Kompakt-Struktur erschwert das weitere Wachstum der Risses.

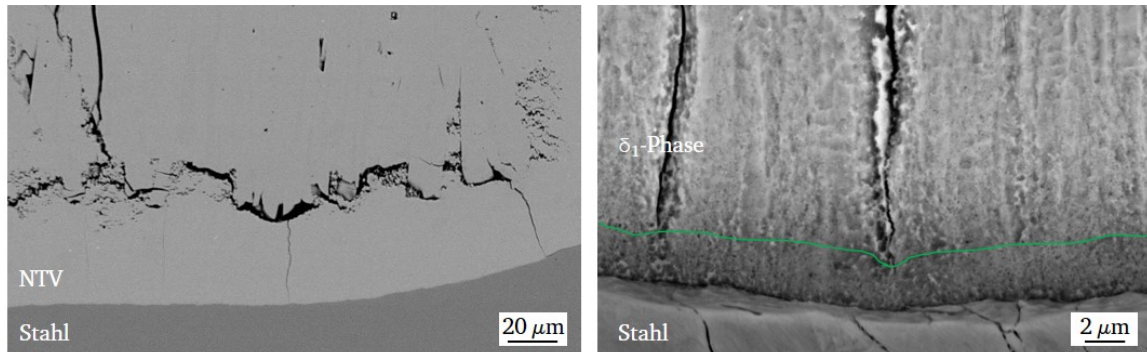


Abbildung 6.4: Detailaufnahme der Schwindungsrisse in der δ_1 -Phase am Übergang zum Substrat

Die Stahloberfläche zeigt eine Druckschubverformung nach links, die aus der mechanischen Bearbeitung resultiert, Abbildung 6.4 (rechts). Die dunklen Linien im Stahlsubstrat sind Zementitanreicherungen auf den Korngrenzen, die hier im Randbereich stärker werden und mittels REM nachgewiesen werden können. Sie ermöglichen eine leichtere Trennung an den Korngrenzen und sind für Bleche im Stahlbau üblich. Sie sind sowohl bei den unverzinkten, als auch feuerverzinkten Proben enthalten und somit bei allen Ermüdungsversuchen inbegriffen berücksichtigt. Es ist kein negativer Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit feststellbar und kein weiterer Einfluss, der während des Feuerverzinkungsprozesses zu erwarten wäre. Wie an den Aufnahmen zu sehen, trat keine flüssigmetallinduzierte Schädigung (LMAC) auf, die auf solche geschwächten Korngrenzen zurückzuführen wäre. Im folgenden Kapitel 6.2 wird in Mikrozugversuchen die Rissinitiierung und das Risswachstum des feuerverzinkten Überzugs untersucht.

6.2 Mikrozugversuche zur Betrachtung der Rissinitiierung

Die Probekörper werden mit einer Querschnittsverjüngung, die dem gewählten Radius der 4-Punkt-Biegeproben entspricht, hergestellt. Sie sind in Kapitel 4.4 und die Versuchstechnik ist in Kapitel 4.5.3 näher beschrieben. Durchgeführt werden die Versuche unter einem Digitalmikroskop, das eine Livebildaufnahme bei einer 1000-fachen Vergrößerung ermöglicht, Abbildung 4.17. Die Geschwindigkeit des Zugversuchs beträgt $5 \mu\text{m/s}$. Die Probe wird bis zum Bruch belastet.

Die Aufnahmen zeigen bei zunehmender Dehnung des Stahls entstehende Segmentierungsrisse im Zinküberzug, die zur Entlastung des Überzugs führen, Abbildung 6.5. Im Bereich zwischen den Rissen haftet der Überzug gut auf dem Stahlsubstrat.



Abbildung 6.5: Exemplarische Darstellung der Segmentierungsrisse im Zinküberzug während eines Mikrozugversuchs

Zu früheren Zeitpunkten in den Versuchen sind verschiedene Rissentwicklungen zu sehen, die in zwei Kategorien eingeteilt werden können. Es sind zum einen Rissentwicklungen zu sehen, die ausgehend von einem Schwindungsriss ein Wachstum in die ζ -Phase aufweisen. In Abbildung 6.6 sind die Risse durch einen roten Pfeil gekennzeichnet. Die Risse verlaufen entlang von Fehlstellen, wie beispielsweise den Hohlräumen in der Schicht. Die spröde Schicht und die glatten Kanten der Hartzinkkristalle begünstigen das Risswachstum.

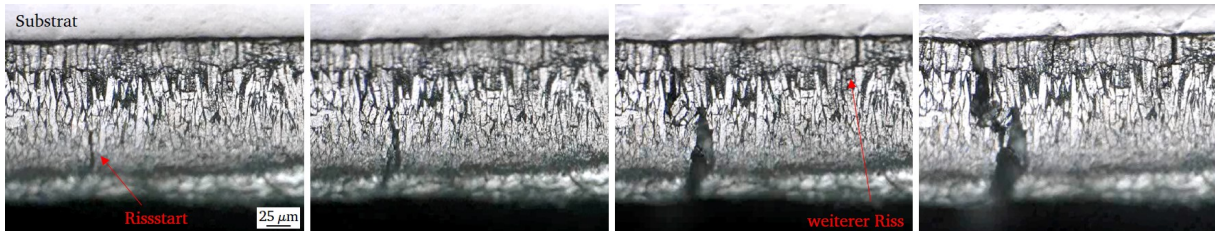


Abbildung 6.6: Exemplarische Darstellung der Rissentwicklung aus der ζ -Phase verlaufend mit zeitlich aufeinanderfolgenden Aufnahmen einer Feuerverzinkung

Zum anderen sind Rissentwicklungen zu sehen, die von Hohlräumen, die sich zwischen der ζ - und der δ_1 -Phase befinden, ausgehen, Abbildung 6.7. Die Rissinitiierungsstellen sind durch einen roten Pfeil gekennzeichnet. Die Risse verlaufen meist in beide Richtungen in beide Phasen hinein. Diese Rissentwicklung ist unter quasi-statischer Belastung unabhängig von vorhandenen Schwindungsrissen. Mithilfe der Bruchflächenanalyse werden Ursachen für Brüche unter zyklischer Belastung bewertet, Kapitel 6.3.

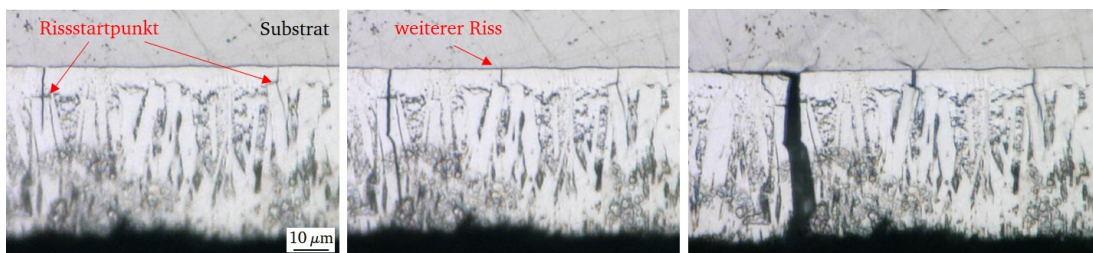


Abbildung 6.7: Exemplarische Darstellung der Rissentwicklung ausgehend von einem Hohlraum mit zeitlich aufeinanderfolgenden Aufnahmen einer Feuerverzinkung

Bereits bei kleinen Dehnungen $\epsilon < 0,003$ des Stahls kommt es zu Entlastungsrissen im Zinküberzug. In den gezeigten Abbildungen 6.5 bis 6.7 ist die, mit zunehmender Dehnung, veränderte Topografie der Stahloberfläche ansatzweise zu sehen. Aufgrund der zu Versuchsbeginn polierten Probenoberfläche ist die Veränderung sehr gut zu erkennen. Die aufgrund der plastischen Verformung austretenden Versetzungen konzentrieren sich gemäß dem Spannungsverlauf in der Probe an den Überzugsrissen, Abbildung 6.8.

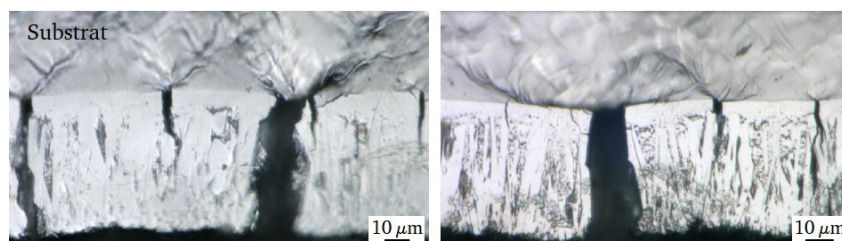


Abbildung 6.8: Beispielhafter Auszug zweier Proben zur Veranschaulichung der Topographie infolge von Versetzungsvorgängen im Stahlsubstrat, in Konzentration zu den Schwindungsrissen im Zinküberzug

6.3 Bruchflächenanalyse

Das Bruchverhalten des Werkstoffs Stahl ist mit Werkstoffmodellen und bruchmechanischen Modellen in der Literatur ausreichend mathematisch beschrieben. Fraktographische Untersuchungen dienen der Analyse der Bruchflächen. Man unterscheidet in einen Sprödbbruch (Spaltbruch), der bei Metallen ohne nennenswerte plastische Verformung auftritt und in einen zähen Bruch (Gleitbruch), der durch hohe plastische Verformungen vor und während des Versagens gekennzeichnet ist. Auf mikroskopischer Betrachtungsebene kann man diese mit dem Rasterelektronenmikroskop deutlich voneinander unterscheiden. So verläuft der Sprödbbruch in der Regel senkrecht zur größten Hauptspannung mit hohen Risswachstumsgeschwindigkeiten, zum Beispiel als trans- oder interkristallin verlaufender Spaltbruch. Der Zähbruch hingegen zeichnet sich durch einen transkristallinen Verlauf mit einer Wabenstruktur aus und ist daher deutlich zu unterscheiden. Interkristalline Brüche treten beispielsweise bei Ausscheidungen an den Korngrenzen und gelöstem Wasserstoff im Kristallgitter auf.

Aufgrund von wiederholten Beanspruchungen, wie den Ermüdungsversuchen, kommt es zunächst zu einer anwachsenden Werkstoffschädigung, die zur Anrissbildung und auch dem Risswachstum führt. Die Phasen der Ermüdung sind in Kapitel 2.1 näher erläutert. Die Dauerbruchfläche ist makroskopisch glatt und verläuft senkrecht zur größten Hauptspannung. Das ungleichmäßige Risswachstum ist auf dieser Bruchfläche in mikrofraktographischen Untersuchungen anhand von Schwingstreifen feststellbar, Abbildung 6.9. Ist der verbleibende Querschnitt zu gering, um die Belastung aufnehmen zu können, kommt es zum Restgewaltbruch. [68] Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Bruchflächen wiesen alle transkristalline Bruchmikrostrukturen auf. Dies bestätigt die Ergebnisse aus [69], dass die Feuerverzinkung nicht zu einer interkristallinen Schädigung im Randbereich des Stahlsubstrats mit einer damit verbundenen Werkstoffzustandsänderung führen muss. Darin untersuchte lastfreie Zinküberzüge mit Tauchdauern von bis zu 15 min wiesen ebenfalls keine interkristallinen Schädigungen auf.

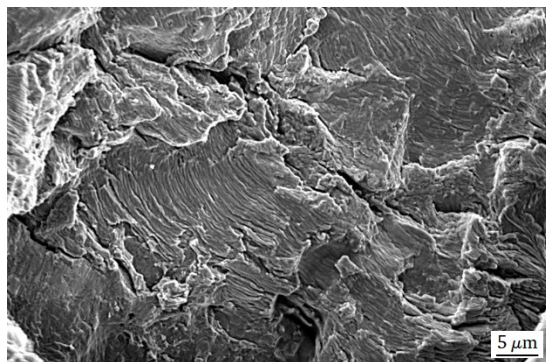


Abbildung 6.9: Mikrofraktographische Aufnahme einer Ermüdungsbruchfläche im Stahl zur Darstellung der Schwingstreifen

Im Folgenden soll nun der Fokus auf die Rissinitiierung und den Rissverlauf, aus dem Zinküberzug heraus in das Stahlsubstrat hinein, gelegt werden. Die Betrachtungen zuvor zeigten Rissverläufe im Überzug bei quasi-statischer Belastung, die entlang der Hartzinkkristalle verlaufen und Hohlräume im Überzug verbinden. Die Risse liefen zum Teil in die Grenzfläche zwischen den Phasen und dem Stahlsubstrat hinein.

6.3.1 Rissinitiierung im Stahl

Neben der Bruchart lassen sich mittels REM die Rissstartbereiche des Stahls lokalisieren. In Abbildung 6.10 sind Rissausgänge durch Pfeile gekennzeichnet. Darüber hinaus sind die sich fächerförmig ausbildenden Bruchverlaufslinien ansatzweise nachweisbar. Die Bruchflächen der feuerverzinkten Proben im Bereich des Stahlsubstrats sind vergleichbar mit denen einer unverzinkten Probe. Über die Querschnittsbreite sind mehrere Rissausgänge anhand der fächerförmig zulaufenden Struktur zu erkennen. Mikrofraktographisch betrachtet sind in diesen Bereichen transkristalline Bruchmikrostrukturen mit Schwingstreifen zu sehen.

Anhand der Bruchflächenbetrachtung ist kein auffälliges Bruchbild im Überzug an den Stellen der Rissinitiierung im Stahl zu erkennen, das auf das Risswachstum im Überzug hindeutet. Um bessere Erkenntnisse zur Auswirkung des Zinküberzugs auf das Rissverhalten zu bekommen, werden im nächsten Kapitel 6.3.2 Bruchflächen feuerverzinkter Proben näher untersucht.

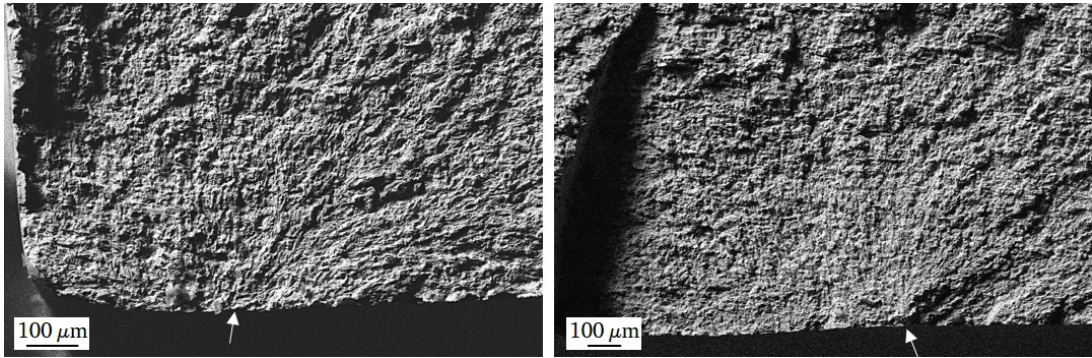


Abbildung 6.10: Beispielhafte Darstellung der Rissstartbereiche im Stahl mit dem Rasterelektronenmikroskop im Randbereich (links) und mittig in einer Probe (rechts)

6.3.2 Charakteristika von Bruchflächen feuerverzinkter Proben

Es liegen in der Literatur für Feuerverzinkungen noch keine, wie oben für Stahl beschriebene, charakteristische Eigenschaften von Bruchflächen vor. Um im Rahmen dieser Arbeit mögliche Unterschiede herauszuarbeiten, wurden die Bruchflächen der verschiedenen experimentellen Versuche an normal- und hochtemperaturverzinkten Proben unter quasi-statischer und zyklischer Belastung ausgewertet. Das Ziel soll sein, die Rissentstehung und das Risswachstum erkennen zu können. In Abbildung 6.11 ist exemplarisch die Bruchfläche eines durch Normaltemperaturverzinkung hergestellten Überzugs in verschiedenen Auflösungen dargestellt. Die Probe wurde unter quasi-statischer Beanspruchung bis zum Bruch belastet. Der Überzug hat sich vom Stahlsubstrat gelöst. Die Bruchfläche ist innerhalb der Schichten (Phasen) und an den Übergängen nicht eben. Die im Mikrozugversuch in-situ beobachteten Rissverläufe sind in den Bruchstrukturen wieder zu erkennen. Die δ_1 -Phase ist bereichsweise homogen, mit eben ausgebildeten Bruchflächen, Abbildung 6.11 (rechts).

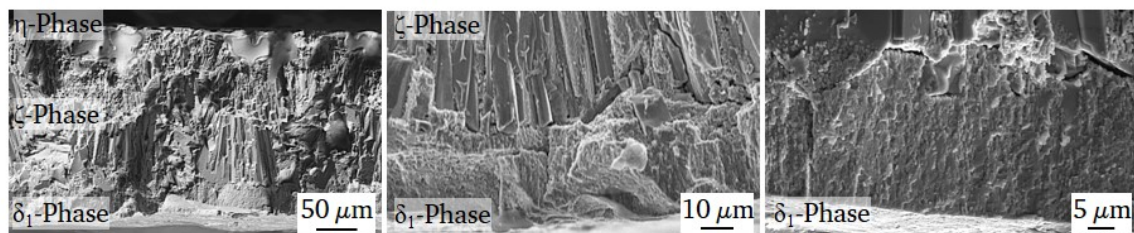


Abbildung 6.11: Bruchfläche einer normaltemperaturverzinkten Probe nach quasi-statischer Beanspruchung bis zum Bruch in verschiedenen Auflösungen

Die dazwischenliegenden, uneben ausgebildeten Bereiche können auch auf das Zusammenlaufen mehrerer Risse zurückzuführen sein. In der ζ -Phase verlaufen die Risse entlang der Kanten der Hartzinkkristalle, sodass der stängelförmige Aufbau zu sehen ist. Zwischen diesen Kristallen und entlang der Grenzfläche zur δ_1 -Phase sieht man die prozessbedingten Hohlräume, wie schon in Abbildung 6.4.

Vergleichend dazu sind in Abbildung 6.12 Bruchflächen von Proben mit einem normal- und einem hochtemperaturverzinkten Überzug unter zyklischer Belastung gegenübergestellt. Die Dehnungen während des Versuchs sind geringer gegenüber der quasi-statischen Beanspruchung, sodass die Überzüge noch am Stahlsubstrat anhaften. Zunächst sieht man im Vergleich zu den Bruchflächen der quasi-statischen Versuche keinen Unterschied. Zwischen den Schichten (Phasen) sind Versprünge innerhalb der Bruchfläche vorhanden. Die Risse verlaufen innerhalb der ζ -Phase entlang der Hartzinkkristalle. Durch die δ_1 -Phase des mit Normaltemperaturverzinkung erzeugten Überzugs verläuft in Bereichen ein Riss parallel zur Oberfläche. Dieser bestätigt die Vermutung, dass die Phase in zwei unterschiedlich aufgebaute Bereiche eingeteilt werden kann (Kompakt und Palisade).

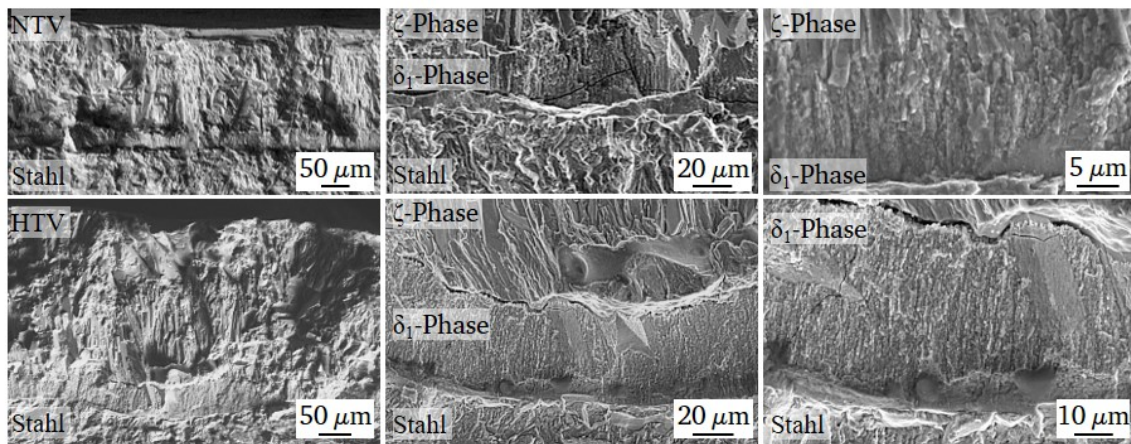


Abbildung 6.12: Bruchflächen eines mit Normal- und Hochtemperaturverzinkung erzeugten Überzugs nach zyklischer Beanspruchung bis zum Bruch in verschiedenen Auflösungen

Auffällig an allen Bruchflächen ist der zumeist stufenförmige Verlauf. Dieser lässt sich vor allem bei der plastischen Bilddarstellung mit Sekundärelektronen (SE) erkennen, Abbildung 6.13. Die von den emittierten Elektronen im Szintillator erzeugten Photonen ausgehende Lichtquelle kann verwendet werden, um mittels weiterer Verstärkung die Helligkeit der Bildröhre zu steuern, sodass ein Schattenwurf, wie von einer seitlichen Lichtquelle entsteht. Die so ersichtlichen Stufen liegen in den Grenzflächen zwischen ζ - und δ_1 -Phase und δ_1 -Phase und Stahlsubstrat. Zwischen den unterschiedlichen Stufen ändert sich jeweils die Richtung des Risswachstums. Eine schematische Darstellung der Ebenen, auf denen die Risse verlaufen, ist in Abbildung 6.14 skizziert. Eine Rissausbreitung ohne Stufenversatz zwischen Zinküberzug und Stahlsubstrat ist an den Rissinitiierungsstellen im Stahl kaum vorhanden. Dies spricht gegen das bisher zum Teil in der Literatur angenommene Überspringen der Schwindungsrisse aus dem Überzug in das Stahlsubstrat hinein. In Verbindung mit dem in Abbildung 6.4 dargestellten Rissstopp an der δ -Kompakt-Schicht, ist ein unmittelbares Überspringen hier ausgeschlossen.

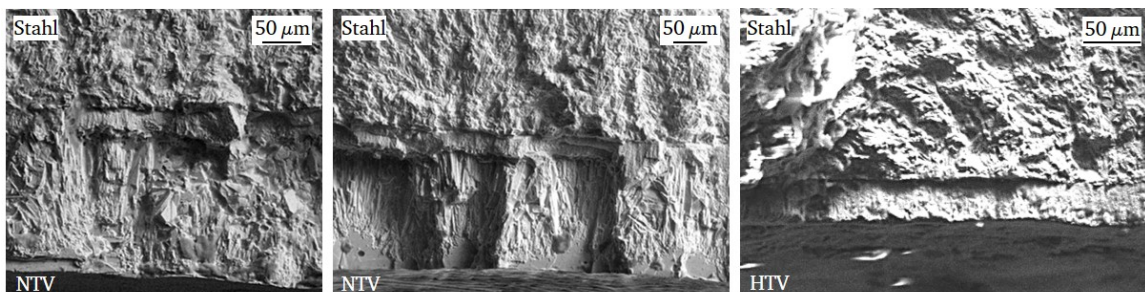


Abbildung 6.13: Bruchflächen feuerverzinkter Proben beispielhaft zur Darstellung der Stufen innerhalb des Überzugs und zum Stahlsubstrat

Betrachtet man vergleichend die Aufnahme der Bruchfläche mit Sekundärelektronen in der Darstellung in Abbildung 6.15, dann werden die Risse im Überzug deutlicher. Diese parallel zur Oberfläche verlaufenden Risse liegen nicht in der Grenzfläche zwischen Überzug und Substrat, sondern treten innerhalb der δ_1 -Phase auf. In diesem Bereich kann kein Durchdringungsriß auftreten.

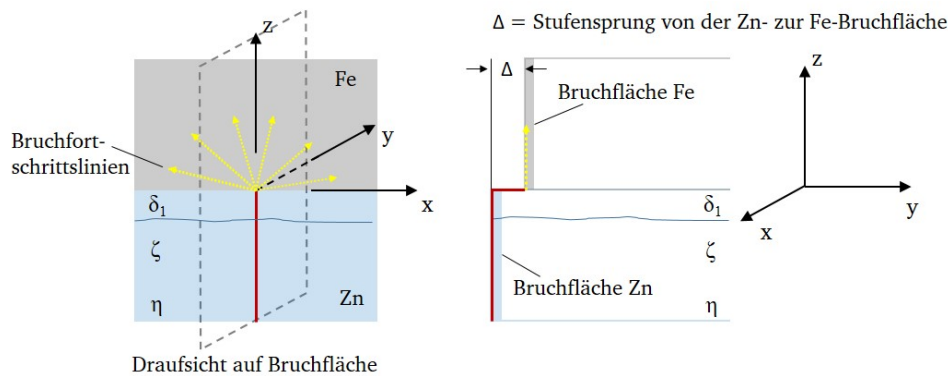


Abbildung 6.14: Schematische Darstellung einer Stufe in einer Bruchfläche zwischen Stahlsubstrat (Fe) und dem Zinküberzug (Zn)

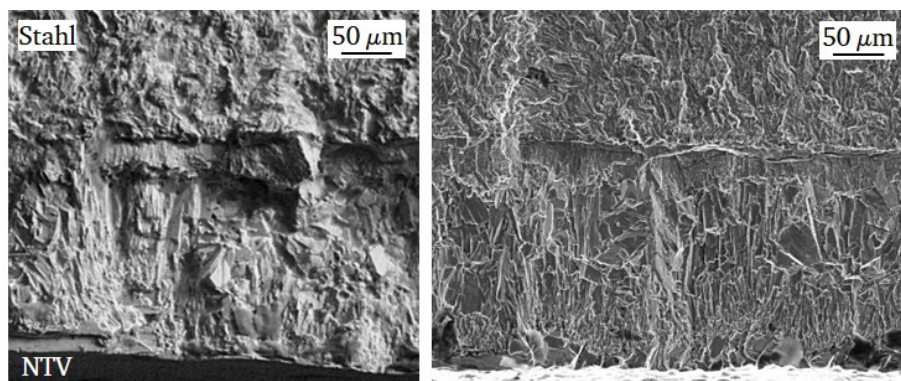


Abbildung 6.15: Darstellung der unterschiedlichen Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskop mit Sekundärelektronenkontrast (SE) mit verstärkter Helligkeit des Szintillators (links) und ohne Verstärkung (rechts)

6.3.3 Zwischenfazit der Bruchflächenanalyse

Der Mikrozugversuch unter quasi-statischer Belastung zeigt keine direkte Abhängigkeit zu den Schwindungsrissen. Die Rissinitiierung findet an Fehlstellen in den Schichten statt, die sich meist durch prozessbedingte Hohlräume in der ζ -Phase oder in der Grenzfläche zwischen der ζ -Phase und der δ_1 -Phase bilden. Die Risse verlaufen entlang der Hartzinkkristallgrenzen und zu nah gelegenen Hohlräumen. Dies kann zu mehreren Ablenkungen im Rissverlauf führen.

Die Bruchflächen der zyklisch belasteten Proben lassen im Vergleich zu den Bruchflächen der quasi-statischen Versuche keine Unterschiede erkennen. Es ist noch zu überprüfen, wie das Risswachstumsverhalten im durch Feuerverzinkung erzeugten Überzug stattfindet. Entlang des Schichtaufbaus und der Struktur der Phasen des Zinküberzugs (die Hohlräume und die Hartzinkkristalle) entstehen stufenförmige Brüche. Auch hier ist noch zu klären, ob diese Stufen aufgrund einer sehr niedrigen Bruchzähigkeit des Überzugs auftreten. Weitere Untersuchungen dazu sind in Kapitel 7 erläutert.

6.4 Betrachtung der angehaltenen Versuche zur Beurteilung der Rissentwicklung

Um die Schädigungsentwicklung unter zyklischer Belastung für die zuvor beschriebenen Ansätze zur Rissbildung und dem Risswachstum innerhalb des Zinküberzugs zu analysieren, erfolgt die Auswertung der angehaltenen Versuche mittels Computertomografie und Lichtmikroskopie. Wie bereits in Kapitel 5.2.2 beschrieben, umfasst der Begriff der Rissbildung hier neben der Entstehung neuer Risse auch das mögliche Risswachstum vorhandener Schwindungsrisse und Trennungen im Überzug. Die bisherigen Untersuchungen wurden an ungeprüften Proben und Proben mit Ermüdungsbruch durchgeführt. Um Aufnahmen von zeitlich dazwischenliegenden Bereichen zu erhalten, werden

Proben im Ermüdungsversuch nach einer bestimmten Anzahl an Schwingspielen angehalten und ausgebaut. Festgelegt werden die Schwingspielzahlen aufgrund der in Kapitel 5.2.2 beschriebenen Erkenntnisse. Die elektrische Widerstandsmessung verzeichnete im Mittel bei 20 000 bis 40 000 Schwingspielen eine erste Steigungsänderung im Bereich der Zeitfestigkeit. Die Ermüdungsversuche werden gezielt bei 30 000, 50 000 und 70 000 Schwingspielen angehalten und die Proben ausgebaut. Zu diesen Zeitpunkten sind die ersten Potentialanstiege gemessen worden und eine Bewertung der Schädigungsentwicklung im Überzug soll ermöglicht werden.

Die Mikroskopaufnahmen an Schlifflinien und Bruchflächenbetrachtungen sind Positionsaufnahmen in einer Ebene und lassen keine Rückschlüsse auf das Rissnetzwerk zu, welches sich über die Probendicke räumlich verteilt. Der Vergleich der Aufnahmen im Mikrozugversuch mit den Bruchflächen zeigt, dass die innerhalb des Überzugs verteilt entwickelten Risse zusammenwachsen. Für eine mehrdimensionale Bewertung gegenüber der eindimensionalen Betrachtung im Schliffbild, werden Proben mithilfe eines Computertomografens gescannt.

6.4.1 Rissnetzwerk - Computertomografie

Der Computertomograf (CT) vomex-s der Firma GE Deutschland (Frankfurt a. M.) kann mit einer hochleistungsfähigen Nanofokusröhre eine Auflösungsgrenze von $0,6 \mu\text{m}$ erreichen. Die Aufnahmen können mit der Software VGSTUDIO MAX zu 3D-Volumenkörpern zusammengesetzt werden, durch die dann beliebig Schnitte gelegt werden können. Aufgrund der geringen Dichteunterschiede zwischen Stahlsubstrat und Zinküberzug kann die Auflösungsgrenze nur erreicht werden, wenn die Probe in kleinere Teile zerlegt wird. Um die feinen Risse im Überzug erkennen zu können, muss die maximale Auflösung von $0,6 \mu\text{m}$ erreicht werden. Die Proben werden dazu in vier Teilstücke über die Breite zerteilt, Abbildung 6.16.

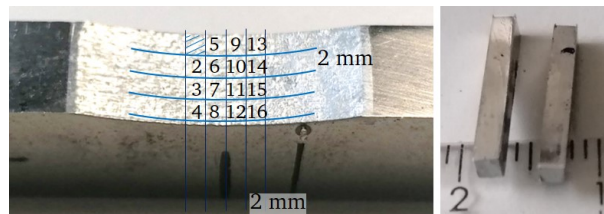


Abbildung 6.16: Darstellung der Probenherstellung für den Computertomographen

Das im Zinküberzug entstehende Rissnetzwerk in der Anfangsphase ist mit der Computertomografie unzureichend darstellbar. Größere Risse, wie in Abbildung 6.17 beispielhaft dargestellt, und auch ein Rissnetzwerk in der ζ -Phase können zum Teil detektiert werden. Die Untersuchungen sind jedoch im Detail nicht genau genug, um die Rissbildung und das Risswachstum beschreiben zu können. Daher wird im Folgenden die gewählte Alternative mittels Mikroskopaufnahmen erläutert und die Ergebnisse gezeigt.

6.4.2 Rissnetzwerk - Quer- und Flachschliff

Die Erstellung von Quer- beziehungsweise Flachschliffen ermöglicht die beschriebene Ebenenaufnahme der Proben an einem Lichtmikroskop. Bei den gängigen Querschliffen, bei denen man den gesamten Zinküberzug auf dem Stahlsubstrat darstellt, müssen viele Schliffebenen betrachtet werden, um einen Einblick in die Rissverläufe über die Probendicke (hier: $t = 10 \text{ mm}$) zu erhalten. Alternativ dazu können Flachschliffe aus den Proben angefertigt werden und von der Oberfläche ausgehend der Überzug abgetragen werden, Abbildung 6.18. Man erhält so die Darstellung der Rissverteilung über eine Fläche innerhalb der Phasen. Um die notwendige dreidimensionale Betrachtung des Rissnetzwerks zu erhalten, wird parallel ein Querschliff betrachtet.

Diese Untersuchungen werden an den Flachzugproben aus Kapitel 4.3.1 durchgeführt. Die Proben werden unter zyklischer Belastung geprüft und es kann aufgrund der beidseitigen Kerbe je ein Quer- und ein Flachschliff angefertigt werden. Es werden Proben der Normal- und der Hochtemperaturverzinkung aller drei Probenformen zu den vorgegebenen Schwingspielzahlen ($N = 30\,000$, $50\,000$ und $70\,000$) angehalten und präpariert. Als Belastung wird eine Spannungsschwingbreite gewählt, die im unteren Bereich der Zeitfestigkeit liegt, um in einem Schwingzahlbereich zu liegen, der es ermöglicht, bei den drei bestimmten Schwingspielzahlen die Proben auszubauen. Je

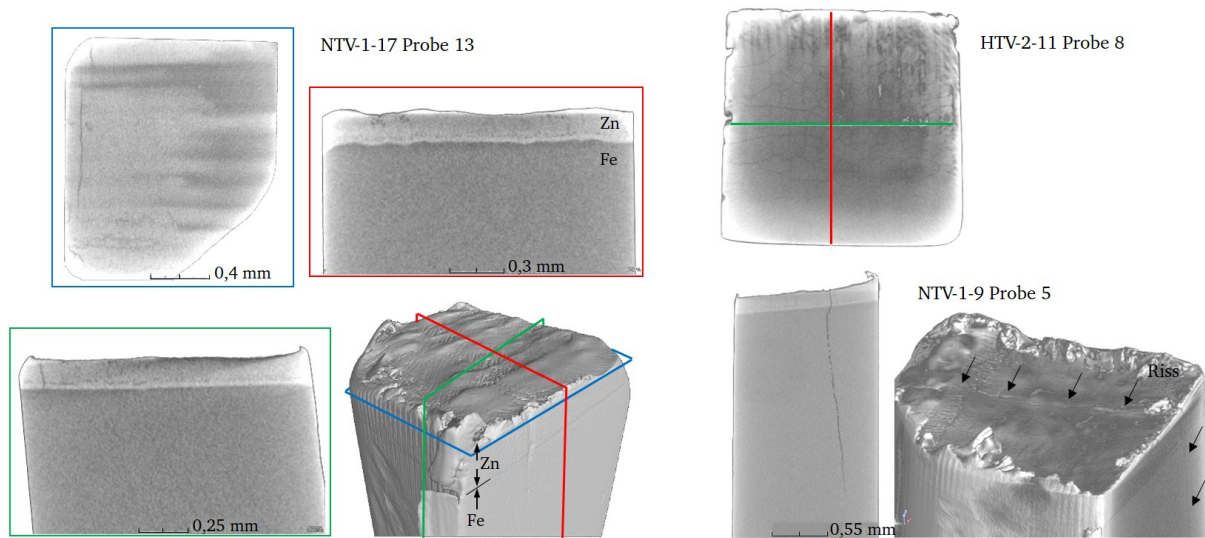


Abbildung 6.17: Beispielhafte Schnitte der CT-Aufnahmen aus der 3D-Rekonstruktion

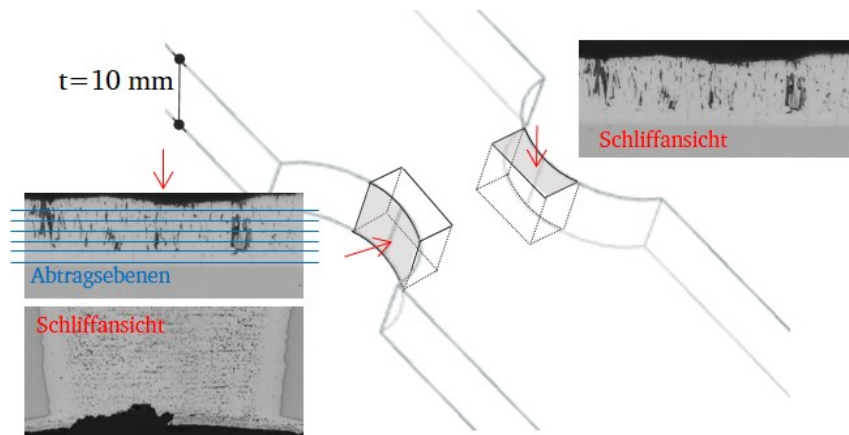


Abbildung 6.18: Darstellung der Probenentnahme und Abtragsrichtung für die schrittweisen Mikroskopaufnahmen

höher die Spannungsschwingbreite, desto weniger Schwingspiele bis zum Bruch sind möglich und die angehaltenen Versuche würden sehr nah zusammen liegen. Die Probenformen 2 und 3 werden bei einer Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$ und die Probenform 1 ($R = 100$) wird bei $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$ belastet, da diese aufgrund der großen Taillierung höhere Belastungen erträgt. Die Probenbrüche auf diesen Lastniveaus liegen üblicherweise im Bereich von 300 000 bis 500 000 Schwingspielen.

Vergleichend werden ungeprüfte Proben ($N = 0$) mit Überzügen der Normal- und Hochtemperaturverzinkung auf die gleiche Weise präpariert und lichtmikroskopisch dargestellt.

Durch die Untersuchung beider Ebenen erhält man eine gute Darstellung des Rissnetzwerks. Die angehaltenen Zeitpunkte erweisen sich als passend, um ab der ersten Entwicklung der Risse (Anriss) im Überzug bis hin zum vollständigen Riss im Überzug einen Überblick zu erhalten. Zunächst ist eine Übersicht der Querschliffe in Abbildung 6.19 für eine normaltemperaturverzinkte Probe der Probenform 2 ($R = 15 \text{ mm}$) dargestellt. Bereits bei einer Schwingspielzahl von $N = 30\,000$ bei einer Belastung mit einer Spannungsschwingbreite von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$ sind die Schwindungsrisse in der δ_1 -Phase vergrößert. Sie wachsen mit steigender Schwingspielzahl in Richtung der ζ -Phase, überwiegend zu vorhandenen Hohlräumen. Die Entwicklung über die weiteren Schwingspielzahlen zeigt, dass sich zusätzlich Risse in der ζ -Phase bilden können, bis diese dann zusammenlaufen und ein Riss über die gesamte Überzugsdicke entsteht.

Die, auf das Stahlsubstrat auftreffenden Risse, werden überwiegend in einen Grenzflächenriss abgelenkt. Die Neigung zu Durchdringungsrisse ist nicht zu erkennen.

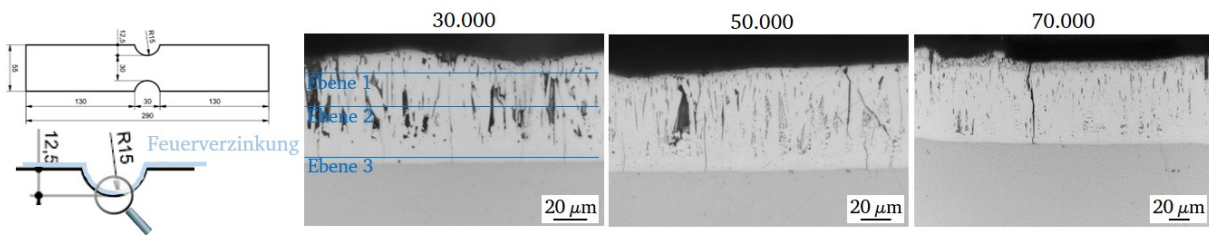


Abbildung 6.19: Übersicht über die Querschliffe an den normaltemperaturverzinkten Proben mit $R = 15$ mm zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten

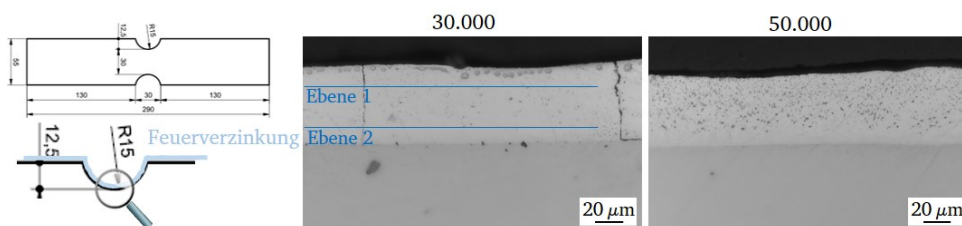


Abbildung 6.20: Übersicht über die Querschliffe an den hochtemperaturverzinkten Proben mit $R = 15$ mm zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten

Ein Unterschied ist bei den hochtemperaturverzinkten Proben zu sehen, Abbildung 6.20. Über die drei untersuchten Probenformen hinweg sind keine wachsenden Schwindungsrisse wie bei der NTV zu sehen. Es treten hier bereits bei 30 000 Schwingspielen Risse auf, die über die gesamte Überzugsdicke verlaufen. Hingegen weist die, zu einem späteren Zeitpunkt ($N = 50\,000$) ausgebaute Probe keine Risse im Überzug auf. Ein Vergleich mit den ungeprüften HTV-Proben zeigt, dass bereits im Ausgangszustand größere Schwindungsrisse in der δ_1 -Phase und dem gesamten Überzug auftreten können, Abbildung A.3.1. Auch die Trennung und Hohlräume in der ζ -Phase der normaltemperaturverzinkten Überzüge sind zu sehen. Zusätzlich gibt es auch Zinküberzüge der HTV, die durch den Prozess noch keine Risse aufweisen und die Rissentwicklung dann erst mit höherer Schwingspielzahl eintritt. Diese Querschliffaufnahmen zeigen nur die eine Probenseite und können daher nicht alle möglichen Risse über die gesamte Probendicke darstellen.

Die weiteren Probengeometrien sind im Anhang in Kapitel A.3.1 dargestellt.

Die zusätzliche Betrachtung der Flachschliffe ermöglicht nun die Bewertung des Rissverlaufs über die Probendicke, die dreidimensionale Ausbreitung. Exemplarisch sind dazu in Abbildung 6.21 die ausgebaute Probe nach $N = 30\,000$ und in Abbildung 6.22 die ausgebaute Probe nach $N = 70\,000$ Schwingspielen dargestellt. Die weiteren untersuchten Proben sind in Kapitel A.3.1 zusammengefasst.

In den Abbildungen sind zwei bis drei Abtragsebenen in Reihen untereinander dargestellt. Ein bis zwei Ebenen liegen in der ζ -Phase und eine Ebene liegt in der δ_1 -Phase. Die Lage der bezeichneten Ebenen ist in Abbildung 6.19 gekennzeichnet. Die linke Aufnahmenreihe der Abbildungen zeigt je Ebene eine Übersicht mittig in der Kerbe am Probenrandbereich. Präparationstechnisch sind die Schliffe etwas schräg, sodass die Ränder nicht parallel verlaufen. Die mittleren Aufnahmen (—) stellen eine detaillierte Ansicht der Übersichtsmittig und die rechte Aufnahmenreihe (—) eine detaillierte Ansicht des Kerbenauslaufs dar. Aufgrund der Rundung der Kerbe ist in der rechten Aufnahmenreihe der Proben $R = 15$ und $R = 5$ schon ein Teil der auslaufenden δ_1 -Phase zu sehen.

Das feine Rissnetzwerk der Schwindungsrisse des Ausgangszustands ist in Abbildung 6.21 und Abbildung 6.22 zu sehen. Nah am Kerbgrund in der δ_1 -Phase in Ebene 3, verlaufen die Risse senkrecht zur aufgetragenen Belastungsrichtung. Mit zunehmenden Schwingspielzahlen werden diese Risse ausgeprägter, es erscheint, als würden nah gelegene Risse zusammenlaufen beziehungsweise zu nah gelegenen Hohlräumen und Trennungen laufen. In der ζ -Phase sind bei $N = 50\,000$ (Abbildung A.3.12) vergrößerte Trennungen und Risse zu erkennen, die dann ebenfalls bei den Aufnahmen

bei $N = 70\,000$ senkrecht zur aufgetragenen Belastungsrichtung verlaufen.
 Diese Beobachtungen bestätigen sich bei den beiden anderen Probenformen $R = 100\text{ mm}$ und $R = 5\text{ mm}$ der Flachzugproben. Bei dem kleinsten Kerbradius $R = 5$ sind das Rissnetzwerk und auch die zunehmenden Risse mit fortschreitender Schwingungszahl stärker ausgeprägt als bei der Probenform $R = 15$.
 Auffällig ist das Vorkommen der Hohlräume und Trennungen in der ζ -Phase der Zinküberzüge, das vor allem in der Übersicht gleichmäßig zeitlich angeordnet aussieht. Dies ist auf die Herstellungsart der Kerben zurückzuführen, die an den Rändern durch die wellenförmige Ausprägung ebenfalls zu sehen ist. Die Riefen auf der Substratoberfläche beeinflussen den Schichtaufbau bei der Feuerverzinkung und hier bestätigt sieht man die zeitliche Anordnung im Zusammenhang mit dem wellenförmigen Rand. Diese Struktur ist nicht begründet durch die aufgetragene Schwingbelastung, sie wird jedoch dadurch verstärkt. Da die Riefen und damit auch die Ausprägung im Zinküberzug parallel zur Belastungsrichtung verlaufen, haben sie keinen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit der Bauteile.

Probe NTV-2-10 N = 30.000

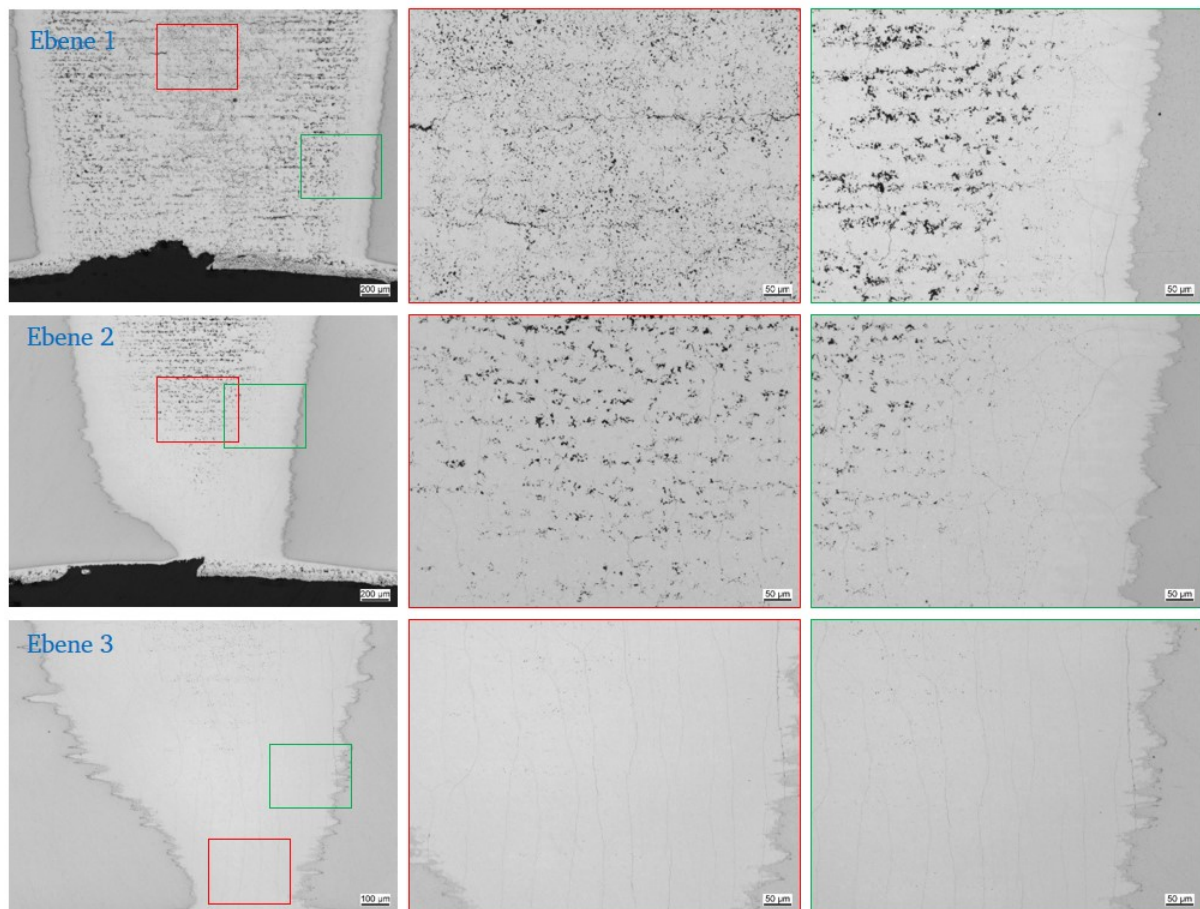


Abbildung 6.21: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 15\text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300\text{ N/mm}^2$

Probe NTV-2-11 N = 70.000

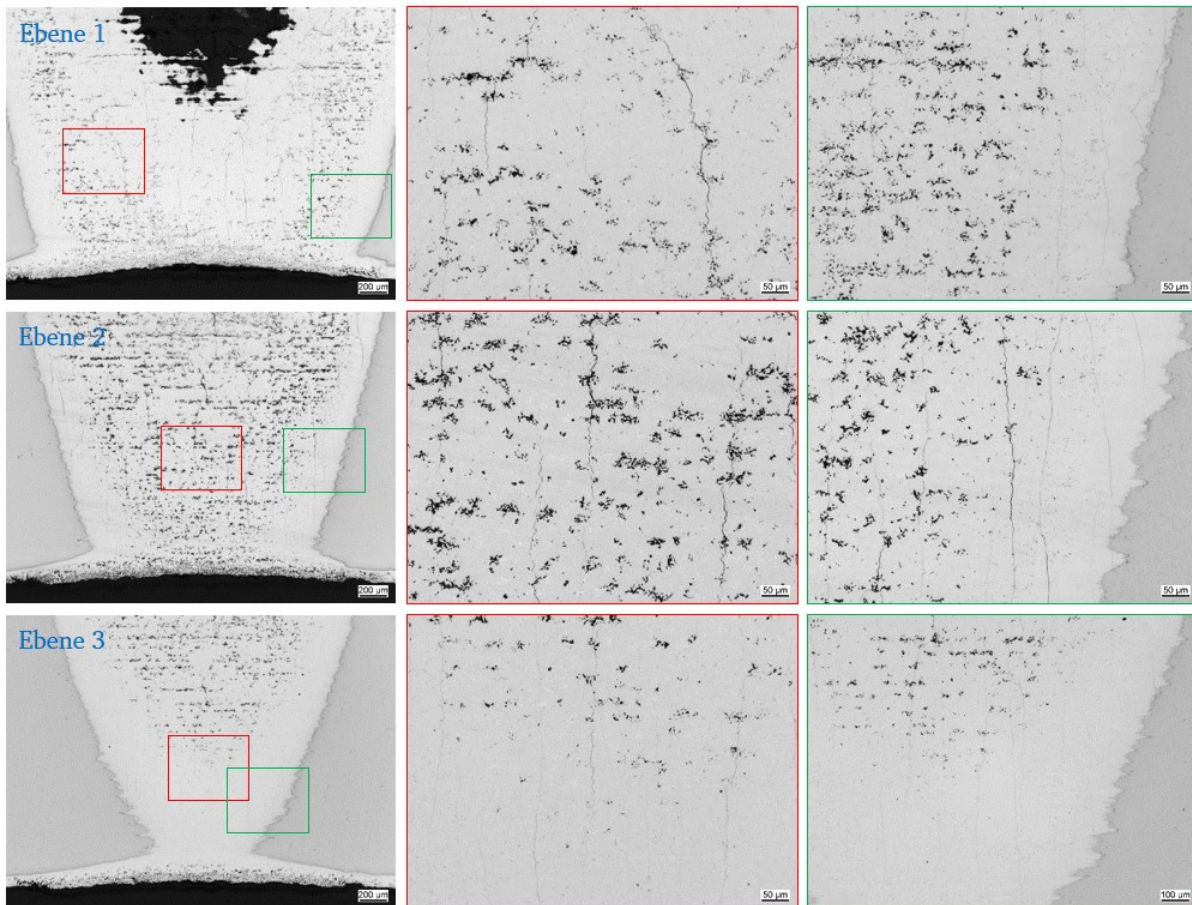


Abbildung 6.22: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 70\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

Die mittels Hochtemperaturverzinkung hergestellten Überzüge unterscheiden sich in der Entwicklung der Risse mit zunehmender Schwingspielzahl. Bereits in den Querschliffen in Abbildung 6.20 ist zu erkennen, dass nicht per se eine Entwicklung der Schwindungsrissen vorliegt. Zum Teil ist ein Netzwerk aus Schwindungsrissen vorhanden, das über die gesamte Überzugsdicke verläuft und in allen drei Schliffebenen in gleicher Ausprägung zu sehen ist (Abbildung A.3.19). Mit zunehmender Schwingspielzahl wird das Rissnetzwerk in der Ausprägung verstärkt, Abbildung 6.23. Bei $N = 50\,000$ (Abbildung 6.24) hingegen ist dieses Rissnetzwerk nicht zusehen. Es treten nah am Kerbgrund senkrecht zur Belastungsrichtung gerichtete Risse auf. Bei den großen Fehlstellen der HTV-2-13 im rechten Randbereich handelt es sich um präparationsbedingte rausgelöste Teilbereiche des Zinküberzugs. Bei den HTV-Zinküberzügen ist eine große Abhängigkeit zur Ausgangssituation festzustellen. Dadurch können auch bei niedrigeren Schwingspielzahlen bereits größere Risse im Überzug auftreten. Auch wahrzunehmen ist dies bei den Proben $R = 5$, bei denen im Querschliff bei $N = 70\,000$ noch kein Riss zu sehen ist, jedoch bei den zeitlich früher ausgebauten Proben. Diese Streuung spiegelt sich auch in der Streuung der mit der elektrischen Widerstandsmessung festgelegten Zeitpunkte für die Anrissbildung im Überzug wider. Die Abhängigkeit zu den Riefen auf der Stahlsubstratoberfläche ist in der kompakteren δ_1 -Phase nicht zu erkennen.

Probe HTV-2-12 N = 30.000

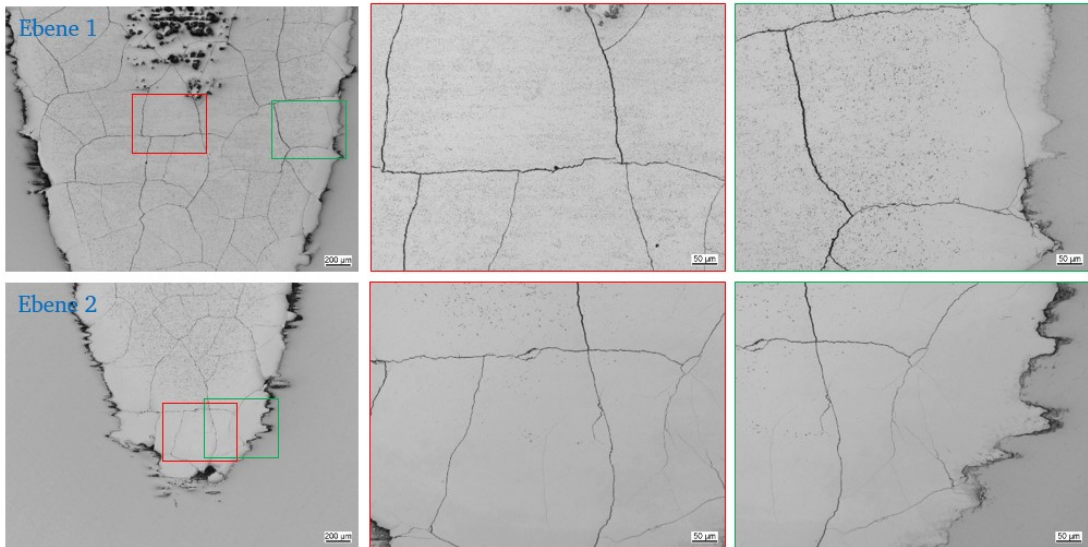


Abbildung 6.23: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

Probe HTV-2-13 N = 50.000

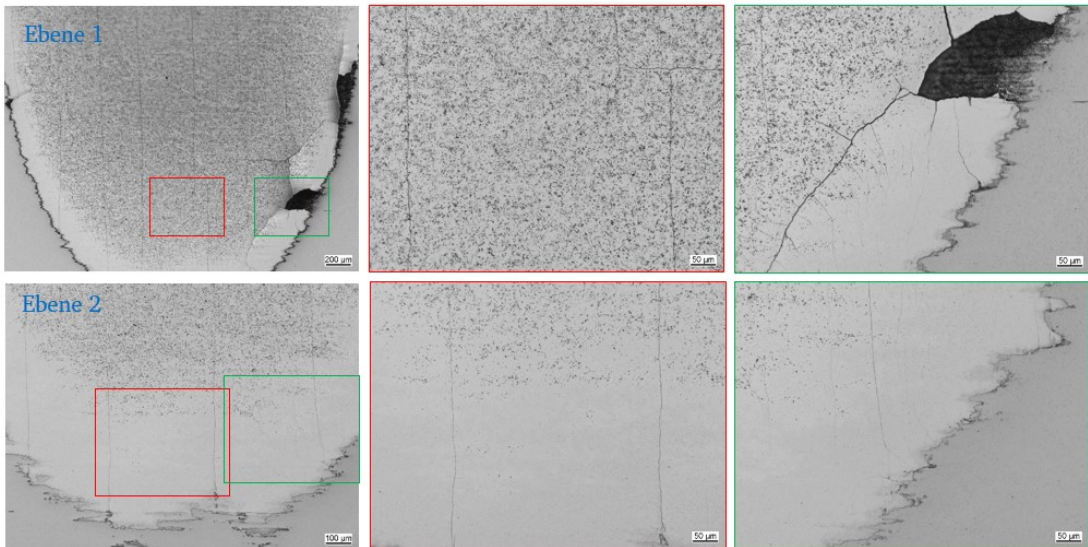


Abbildung 6.24: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

6.4.3 Zwischenfazit zu den angehaltenen Versuchen

Die Ermüdungsversuche an Flachzugproben wurden zu festgelegten Zeitpunkten angehalten, um die Rissentwicklung in dem mittels Feuerverzinkung hergestellten Überzugs bewerten zu können. Bei den normaltemperaturverzinkten Überzügen kann man anfänglich die Vergrößerung der Schwindungsrisse in die ζ -Phase hinein sehen. Gleichzeitig können sich Risse innerhalb der ζ -Phase bilden. Die Risse werden mit zunehmenden Schwingspielen größer, mehrere Risse laufen in einem zusammen, bis Risse vollständig durch den Feuerverzinkungsüberzug laufen. Mit zunehmender

Schwingspielzahl bilden sich die auftretenden Risse in der δ_1 -Phase nah dem Kerbgrund senkrecht zur Belastungsrichtung aus.

Die hochtemperaturverzinkten Proben unterscheiden sich im Schichtaufbau, sodass ein Wachstum der Schwindungsrissse nicht per se stattfindet. Ist ein Rissnetzwerk vorhanden, vergrößert sich dieses. Zum Teil bilden sich jedoch auch davon unabhängig Risse innerhalb des Überzugs aus. Das flächig über die Probe verteilte Rissnetzwerk nimmt mit zunehmenden Schwingspielen zu. Es ist zunächst keine gleichmäßige Verteilung mit äquidistanten Abständen in diesem festzustellen. Mit zunehmenden Schwingspielen bilden sich Risse senkrecht zur Belastungsrichtung aus, vornehmlich nah dem Kerbgrund. Diese treten in ungefähr gleichen Abständen auf.

Die Neigung zum Überspringen der Schwindungsrissse in das Substrat ist bisher nicht zu erkennen, die Risse stoppen beziehungsweise zweigen in die Grenzfläche zwischen Zinküberzug und Stahlsubstrat ab.

6.5 Zusammenfassung der Mikrostrukturbetrachtung

Die in diesem Kapitel beschriebenen Betrachtungen an quasi-statisch und an zyklisch belasteten Proben können weitere Erkenntnisse zur Beschreibung des mikrostrukturellen Rissverhaltens des mittels Feuerverzinkung hergestellten Überzugs geben. Durch werkstoffanalytische Untersuchungen und Bruchflächenanalysen kann in Abhängigkeit der Belastungsart ein Ergebnis formuliert werden. Weitere Grundlagen für ein mechanismenbasiertes Verständnis für das Ermüdungsverhalten feuerverzinkter Stahlbauteile wurden damit erbracht.

Während unter quasi-statischer Belastung keine Abhängigkeit der Rissbildung zu vorhandenen Schwindungsrissen vorliegt, kann es unter zyklischer Belastung zu einem Wachstum der Schwindungsrissse kommen. Fehlstellen, die sich meist durch prozessbedingte Hohlräume und thermische Trennungen in der ζ -Phase oder in der Grenzfläche zwischen der ζ -Phase und der δ_1 -Phase bilden, beeinflussen das Risswachstum. Die Bruchflächen und angehaltenen Versuche verdeutlichen den Rissverlauf entlang von Hartzinkkristallen und zu nah gelegenen Hohlräumen. Dies kann zu mehreren Richtungsänderungen in der Rissausbreitung führen. Die Bruchflächen sind meist stufenförmig ausgebildet, mit Sprüngen zwischen den Phasen des Zinküberzugs und auch zum Stahlsubstrat.

In Kapitel 7 erfolgt eine analytische Berechnung der Bruchzähigkeiten innerhalb des Bi-Materials, um die bisherigen Erkenntnisse abzugleichen. Auch die darauf folgende numerische Simulation soll dem besseren Verständnis der unterschiedlichen Bruchverhalten der Werkstoffe und der Kombination liefern.

7 Rechnerische Betrachtung des Bi-Materialverhaltens

Die weiterführende bruchmechanische Bewertung der mikrostrukturellen Vorgänge ist im Bearbeitungskonzept (Abbildung 3.2) innerhalb der tieferen Ebene, ergänzend zur Analyse der Mikrostruktur, im dritten Schwerpunkt *Bruchmechanik* dargestellt. Diese Untersuchungen tragen zur Beschreibung und zum Verständnis der Rissentstehung und des Risswachstumsverhaltens bei. Der Auszug aus dem Bearbeitungskonzept ist in Dunkelblau in Abbildung 7.1 dargestellt. Einleitend erfolgt eine Einführung der notwendigen Grundlagen. Bestehende analytische Berechnungsansätze aus der Literatur zur Bestimmung des kritischen Spannungsintensitätsfaktors werden für die feuerverzinkten Stahlbauteile angewendet und die Übertragbarkeit überprüft.

Die Beanspruchungssimulation wird am Beispiel der 4-Punkt-Biegung durchgeführt. Es werden verschiedene Überzugsdicken, Elastizitätsmoduli und Lastniveaus untersucht, die in der Variation über die experimentellen Möglichkeiten hinausgehen. Dieses Kapitel 7 dient der Überprüfung der Schädigungshypothesen, die anhand der experimentellen Beobachtungen abgeleitet werden konnten. Die bisherigen Ergebnisse zeigten, dass die Phasen der Ermüdung aufgrund des mittels Feuerverzinkung hergestellten Überzugs verschoben sind. Dabei wurden Unterschiede zwischen der NTV und HTV erfasst, die auch anhand der Beobachtungen zur Mikrostruktur des Überzugs das Rissverhalten (Grenzflächen-/ Durchdringungsrisse) und die spröden Phasenanteile als rissinitiiierend identifizierten. Der Fokus der rechnerischen Bewertung liegt auf der Unterscheidung zwischen dem Rissfortschritt im Überzug mit Übergang in das Stahlsubstrat oder dem weiteren Risswachstum aus dem Überzug in die Grenzfläche des Bi-Materials.

Problemstellung:

Das Verständnis für die Rissentstehung und das Risswachstum im Bi-Material Feuerverzinkung und Stahlsubstrat und für den Einfluss des Elastizitätsmoduls bei unterschiedlicher Rissentwicklung fehlen.

Zielsetzung:

Bruchmechanische Beschreibung und Verständnis der Rissentstehung und des Risswachstumsverhaltens des Bi-Materials.

Methoden:

Analytische Berechnungen, Berechnungen auf Grundlage quasi-statischer Versuche, 2D Finite-Elemente-Simulation

Hypothesen:

1. Geringerer E-Modul und kleinere Überzugsdicke wirken günstig auf die Rissbildung.
2. Neigung zu Grenzflächenrissen unter quasi-statischer Belastung und zu Durchdringungsrisse bei Ermüdung.

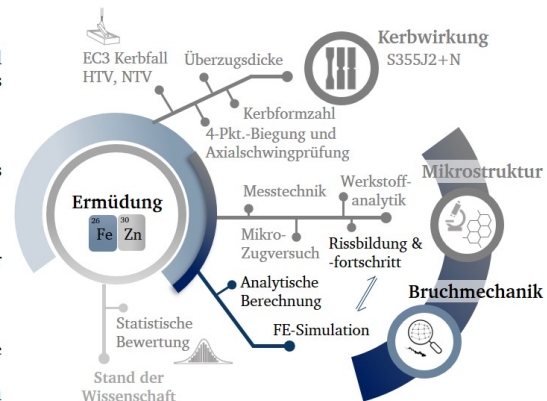


Abbildung 7.1: Problemstellung und Bearbeitungskonzept zum Schwerpunkt *Bruchmechanik*

7.1 Grundlagen

Im *Stand der Wissenschaft und Technik* in Kapitel 2.1 sind die Phasen der Ermüdung in Form der Rissentwicklung näher erläutert. Der Fokus wurde dabei auf die mikrostrukturellen Aspekte, die die Risskeimbildung verursachen, gelegt. Die Vorgänge der Rissbildung treten nicht nur unter Ermüdungsbeanspruchung auf, sondern auch unter statischer Belastung. Zusammengefasst sind diese Vorgänge im komplexen Gebiet der Bruchmechanik, wie von GROSS [70], BLUMENAUER [71], HERTZBERG [72] und Weiteren beschrieben. Ausgangszustand bei dieser Betrachtung ist ein vorgeschädigtes Bauteil, beispielsweise durch Anrisse, Poren oder auch Materialinhomogenitäten. Die Rissinitiation als lokal mikroskopisches Ereignis hängt stark von der Mikrostruktur des Werkstoffs ab. Das weitere Rissverhalten wird beschrieben durch die Bruchmechanik, aufbauend auf der Kontinuumsmechanik. Man unterscheidet zwischen der linear-elastischen (LEBM) und der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM). Beschrieben werden in beiden

Bereichen die Spannungs- und Verformungsfelder vor der Risspitze durch einen einzigen Parameter. In der linear-elastischen Bruchmechanik ist dies der Spannungsintensitätsfaktor K . Treten größere plastische Verformungen vor der Risspitze auf, so ist der linear-elastischen Bruchmechanik eine Grenze gesetzt. Ein Ersatz ist in der elastisch-plastischen Bruchmechanik das J -Integral.

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Betrachtung auf die linear-elastische Bruchmechanik begrenzt. Die Konzepte der Spannungsintensität und der Energiebilanz beschreiben das Rissverhalten eines ideal-spröden Werkstoffs, das sich weitgehend ideal-elastisch verhält. Es werden Risse im spröden Zinküberzug sowie das weitere Wachstum kurzer Risse in der Grenzfläche beziehungsweise im Stahlsubstrat untersucht. Die im Zinküberzug vorhandenen Trennungen und Fehlstellen erfüllen eine weitere Bedingung der Konzepte in Form eines Anfangsrisses. Auch für das duktile Stahlsubstrat ist es üblich, näherungsweise die linear-elastische Bruchmechanik anzuwenden, unter der Annahme, dass die plastische Zone vor der Risspitze klein sei.

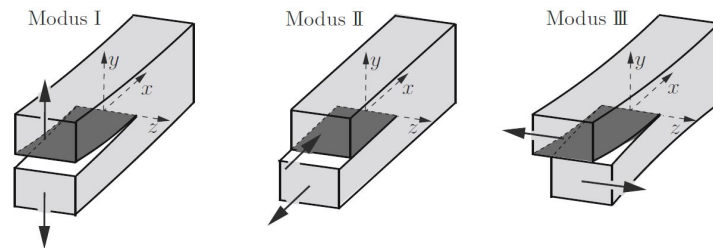


Abbildung 7.2: Darstellung der Rissöffnungsarten [70]

Unterschieden wird die Rissöffnung in drei voneinander unabhängige Bewegungen der Rissflanken, die als Modus I bis Modus III bezeichnet werden, Abbildung 7.2. Das Spannungsfeld um die Risspitze wird mit dem Spannungsintensitätsfaktor K beschrieben. Er kann vereinfacht durch Gleichung 7.1 ausgedrückt werden. Wie die Spannungen und Verschiebungen, hängt die Größe des K -Faktors von der Geometrie des Bauteils ab und formuliert ein Bruchkriterium. Die kritischen Werte K_{Ic} , K_{IIc} und K_{IIIc} werden als Bruchzähigkeit bezeichnet und sind für viele Geometrien und Belastungen in der Literatur angegeben. In den meisten Fällen ist der Modus I die kritische Belastung. Unter quasi-statischer Belastung kommt es nach dem Erreichen der Bruchzähigkeit zum Einsetzen des Rissfortschritts. [70]

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (7.1)$$

Dabei ist a die Risslänge und Y ein dimensionsloser Geometriefaktor, abhängig von der Rissform. Für Modus I eines Oberflächenrisses unter Zugbeanspruchung beträgt $Y = 1,1215$ [73].

Bei Ermüdungsbeanspruchung ist ein Risswachstum schon bei Belastungen unterhalb der kritischen Last K_{Ic} feststellbar. Die periodische Belastung führt zu komplexen inelastischen Vorgängen, die das Ermüdungsrisswachstum beeinflussen. Bleibt die Bedingung der linear-elastischen Bruchmechanik erfüllt, kann das K -Konzept auch hier verwendet werden. Man spricht dann von einem periodisch veränderlichen Spannungsintensitätsfaktor, dessen Schwingbreite $\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot Y$ als zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet wird. Die Risswachstumsrate $da/dN = C \cdot \Delta K^m$ wird nach P. C. PARIS auch Paris-Gesetz genannt, Abbildung 7.3. Beschrieben wird damit der Bereich des stabilen Risswachstums, in dem die Kurve bei doppelt-logarithmischer Darstellung eine konstante Steigung hat. Der Riss wird hier gegenüber mikrostrukturellen Längenskalen als lang betrachtet. Die Kenntnis der Risswachstumsrate ermöglicht eine Lebensdauervorhersage. In der linear-elastischen Bruchmechanik wird davon ausgegangen, dass für $\Delta K < \Delta K_{th}$ kein Risswachstum entsteht. ΔK_{th} steht für *Threshold*, den Schwellenwert für Langrisswachstum.

Die Phase der technischen Rissbildung, wie in Kapitel 2.1 beschrieben, umfasst bis zu 90 % der Lebensdauer. Sie liegt bei Ermüdungsbeanspruchung unterhalb des Schwellenwerts ΔK_{th} . Mithilfe des Kitagawa-Takahashi-Diagramms kann das Wachstum von Rissen unterhalb von ΔK_{th} dargestellt werden. Aufgetragen ist der Schwellenwert als Grenzkurve für die Bereiche der kleinen und langen Risse. Unterhalb der Kurve kommt es zum Stillstand vorhandener Ermüdungsrisse und oberhalb setzt Risswachstum bis zum Bruch ein. [76] BROWN hat die Beschreibung des Bereichs des Kleinrisswachstums unterhalb der Kurve erweitert um den Bereich der Mikrorissbildung [77], Abbildung 7.4. Die Untersuchungen zeigen auf, dass unterhalb der Dauerfestigkeit Risse im Modus II wachsen. Diese sind zunächst schubspannungsgesteuert,

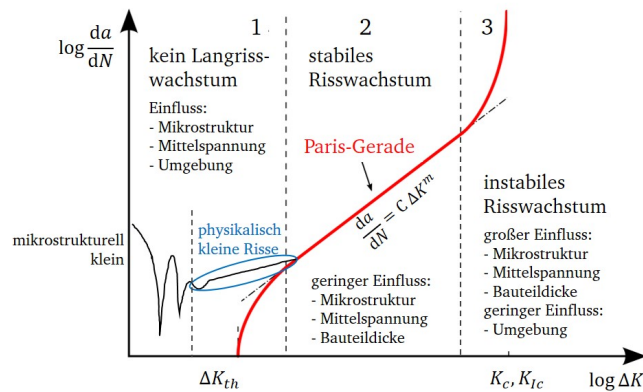


Abbildung 7.3: Schematische Darstellung des Langrisswachstumsverhaltens in Metallen nach [74] unter Berücksichtigung des Kleinrisswachstums nach [75]

bis sie mit zunehmender Risslänge, oberhalb der mikrostrukturellen Größenordnung, zu einem Risswachstum unter Normalspannung im Modus I werden.

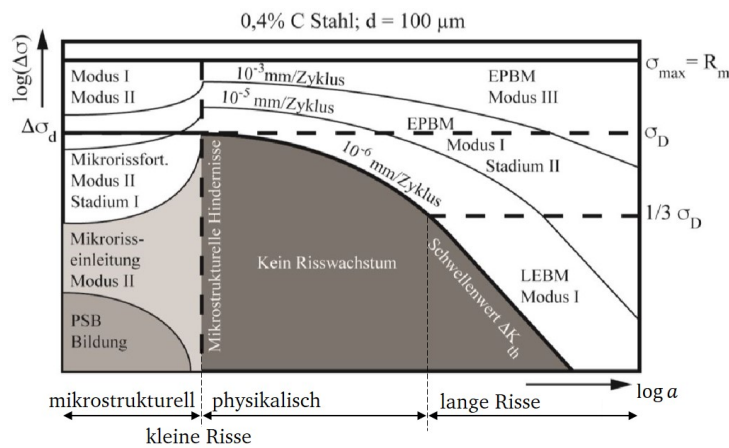


Abbildung 7.4: Erweiterte Darstellung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms nach BROWN [77]

Erste Untersuchungen zum Kleinrisswachstum wurden durch TOKAJI [75] durchgeführt. Untersucht wurde das Wachstumsverhalten kleiner Risse mithilfe des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK . Beobachtet wurde ein Risswachstum unterhalb des Schwellenwertes ΔK_{th} , welches im Vergleich mit der Risswachstumsrate langer Risse ein diskontinuierliches Verhalten zeigte. In Abbildung 7.3 ist dieses Risswachstum inklusive auftretender Rissstopps in Schwarz (—) ergänzt. Das un stetige Wachstumsverhalten ist auf die in Abbildung 7.4 dargestellten mikrostrukturellen Barrieren zurückzuführen. Im Falle mehrphasiger Werkstoffe werden Risse häufig auch von der jeweils härteren Phase aufgehalten. Die höhere Wachstumsrate zeigt, dass kleinere Risse schneller wachsen können, als man es durch die Paris-Gerade beschreiben könnte. [78, 79]

Das Konzept der Energiebilanz nach GRIFFITH [80] und IRWIN [81] besagt, dass ein Riss nur entstehen oder wachsen kann, wenn dadurch die Gesamtenergie des Systems gleich bleibt oder abnimmt. Bezieht man die bei einem infinitesimalen Rissfortschritt freigesetzte Energie $-d\Pi$ auf die zugehörige Bruchfläche dA , erhält man die Energiefreisetzungsrates G , Gleichung 7.2. Die Energiefreisetzungsrates G ist bei elastischen Materialien gleichzusetzen mit der rissstreibenden Kraft und damit äquivalent zum Spannungsintensitätsfaktor K , Gleichung 7.3.

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (7.2)$$

$$G_{I,II} = \frac{K_{I,II}^2}{\bar{E}} \quad (7.3)$$

Mit $\bar{E} = E$ für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und $\bar{E} = \frac{E}{1-\nu^2}$ für den ebenen Verzerrungszustand (EVZ).

Da es sich um ein Bi-Material handelt, ist die Umrechnung zwischen dem Spannungsintensitätsfaktor und der Energiefreisetzungsrates je nach Lage der Risssspitze schwierig. Für die Umrechnung wird der Elastizitätsmodul benötigt, der um die Risssspitze vorliegt. Risse im Überzug, die sich mit der Risssspitze der Grenzfläche nähern, liegen mit dem Nahfeld um die Risssspitze somit innerhalb zwei unterschiedlicher Werkstoffe. Beide Komponenten beeinflussen in Abhängigkeit der elastischen Eigenschaften (Dundurs' Parameter) das Rissverhalten. Daher ist die Umrechnung über einen Elastizitätsmodul nicht möglich und im Weiteren wird daher die Energiefreisetzungsrates betrachtet.

Die Abhängigkeit der beschriebenen Risskeimbildung an der Risssspitze und des Risswachstums von der Homogenität des Werkstoffs spielen bei der linear-elastischen Bruchmechanik eine große Rolle. Die Variation von Werkstoffeigenschaften in Rissausbreitungsrichtung beeinflusst die risstreibende Kraft. Sie ist in ihrer Größe nicht mehr gleichzusetzen mit der auf die Probe aufgebrachten Kraft. [18] Über die Anwendung der Bruchmechanik in inhomogenen Materialien existiert bereits eine umfangreiche Literatur. Eine Zusammenfassung, auf die sich hier in der Literaturangabe beschränkt wird, geben [82, 83]. Tritt der Riss eines Bi-Materials zunächst im steiferen Material auf, dann ist die Intensität des Spannungsfeldes an der Risssspitze am größten. Bildet sich der Riss dagegen zunächst im weniger steifen Material, dann ist das Spannungsfeld im Umfeld größer als an der Risssspitze [84]. Bezogen auf die feuerverzinkten Stahlbauteile sollen diese Hypothesen aus der Literatur anhand der analytischen Lösungen näher betrachtet werden.

7.2 Analytische Ansätze zur Betrachtung der Rissbildung im Bi-Material

Als Einstieg in die rechnerische Betrachtung der Rissbildung in Bi-Materialien werden verschiedene Ansätze zur Berechnung von Risssspitzenbeanspruchungen und kritischen Energiefreisetzungsrates betrachtet. Insbesondere für keramische Überzüge gibt es bestehende analytische Bewertungsansätze, die die Rissentwicklung zwischen zwei Materialien beschreiben, beispielsweise [85, 86]. Für feuerverzinkte Stahlbauteile gibt es hingegen keine bestätigten Untersuchungs- und Bewertungsansätze. Nachfolgend werden verschiedene Methoden zur Bestimmung der Energiefreisetzungsrates G eines Risses betrachtet. Analog zur experimentellen Versuchsführung unter reiner Biegung wird ein Konzept für die Bewertung des Bi-Materials (feuerverzinkter Stahl) angewendet.

Die Berücksichtigung des vorhandenen Multirissnetzwerkes im Überzug, der Einfluss der Feuerverzinkung sowie die Möglichkeit der experimentellen Bestimmung der Bruchzähigkeit mittels Indentationsversuchen schließen die analytische Bewertung der Rissbildung ab. Ziel ist es, neben der Beanspruchungsseite auch die Beanspruchbarkeitsseite zu ermitteln, um eine schädigende Einordnung der Beanspruchung bewerten zu können. Die für die Bruchmechanik hierfür zu bestimmenden Kennwerte basieren auf zerstörenden Prüfungen. Werkstoffkenngrößen wie beispielsweise die Härte, die Biegesteifigkeit oder der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic} (bzw. G_{Ic}) werden aus Messdaten der experimentellen Prüfungen berechnet. Es gibt verschiedene Methoden zur Bestimmung der kritischen Bruchzähigkeit. Einen Auszug möglicher Verfahren gibt Tabelle 7.1.

Tabelle 7.1: Überblick über Methoden zu Bestimmung der Bruchzähigkeit

Bezeichnung	Prüfung	Formelzeichen
Kerbschlagbiegeversuch	dynamisch	K
linear-elastische Bruchmechanik ASTM E399	quasi-statisch	K_{Ic}
Charalambides	quasi-statisch	$K_{Ic,p}$
linear-elastische Bruchmechanik / Rissgeschwindigkeitskurven ASTM E647	zyklisch	ΔK_{th}

7.2.1 Rechenansatz zur Ermittlung der Energiefreisetzungsrate von Rissen im Bi-Material

Im Bereich der Bi-Materialien von Stahlwerkstoffen mit einem keramischen Überzug wurden von HUTCHINSON, HE, SUO und EVANS umfangreiche Forschungsarbeiten zur Haftfestigkeit und damit auch zur Rissentwicklung durchgeführt. Die Anfänge liegen in den Dundurs' Parametern α und β , mit denen das Verhältnis der Elastizitätsmoduli der Materialien zueinander beschrieben wird [87]. DUNDURS hat festgestellt, dass die Elastizitätsprobleme von Bi-Materialien nur von diesen zwei dimensionslosen Kombinationen der Elastizitätsmoduli abhängen, Gleichungen 7.4 und 7.5. [85]

$$\alpha = \frac{\mu_1(\kappa_2 + 1) - \mu_2(\kappa_1 + 1)}{\mu_1(\kappa_2 + 1) + \mu_2(\kappa_1 + 1)} \quad (7.4)$$

$$\beta = \frac{\mu_1(\kappa_2 - 1) - \mu_2(\kappa_1 - 1)}{\mu_1(\kappa_2 + 1) + \mu_2(\kappa_1 + 1)} \quad (7.5)$$

In der Elastizitätstheorie entspricht der Schubmodul $G = E/(2(1 + \nu))$ der zweiten Lamé-Konstanten mit dem Symbol μ_i . Die Muskhelishvili's Konstante [88] κ_i beträgt für einen ebenen Verzerrungszustand $\kappa_i = 3 - 4\nu_i$ [85]. Der Index $i = 1, 2$ steht für die Materialien 1 und 2 des Bi-Materials.

Weiter haben sich neuere Untersuchungen [89] mit der Korrelation zwischen den Dundurs' Parametern und den elastischen Konstanten beschäftigt. SCHMAUDER hat gezeigt, dass α mit den Elastizitätsmoduli der betrachteten Materialien \bar{E}_i vereinfacht werden kann, Gleichungen 7.6, 7.7. Für den ebenen Verzerrungszustand gilt $\bar{E}_i = E_i/(1 - \nu_i^2)$. Die asymptotische Nahfeldanalyse ebener Multi-Materialverbindungsstellen zeigt, dass die Poissonzahl bei Bi-Material vernachlässigt werden kann und man das Verhältnis auf die Elastizitätsmoduli reduzieren kann [90].

Überträgt man diese Annahme, ergeben sich für das Beispiel der feuerverzinkten Stahlbauteile folgende Werte. Für ein Verhältnis der Elastizitätsmoduli zwischen Stahl S355 $E_1 = 209\,000$ MPa mit $\nu_1 = 0,33$ und dem experimentell ermittelten Mittelwert (Kapitel 4.2.3) der Feuerverzinkung $E_2 = 100\,000$ MPa mit $\nu_2 = 0,29$ berechnen sich die Dundurs' Parameter mit den Gleichungen 7.6 und 7.7.

$$\alpha = \frac{\bar{E}_1 - \bar{E}_2}{\bar{E}_1 + \bar{E}_2} \quad (7.6)$$

$$\alpha = \frac{\frac{209\,000}{1 - 0,33^2} - \frac{100\,000}{1 - 0,29^2}}{\frac{209\,000}{1 - 0,33^2} + \frac{100\,000}{1 - 0,29^2}} = 0,36$$

$$\beta = 0,5 \cdot \frac{\bar{E}_1 \frac{1 - 2\nu_2}{1 - \nu_2} - \bar{E}_2 \frac{1 - 2\nu_1}{1 - \nu_1}}{\bar{E}_1 + \bar{E}_2} \quad (7.7)$$

$$\beta = 0,5 \cdot \frac{\frac{209\,000}{1 - 0,33^2} \frac{1 - 2 \cdot 0,29}{1 - 0,29} - \frac{100\,000}{1 - 0,29^2} \frac{1 - 2 \cdot 0,33}{1 - 0,33}}{\frac{209\,000}{1 - 0,33^2} + \frac{100\,000}{1 - 0,29^2}} = 0,12$$

Bei den Betrachtungen wird vorwiegend unterschieden in die Rissentwicklungen eines Grenzflächenrisses, dem Ablösen des dünneren Materials (Überzug) und eines Durchdringungsrisses in das andere Material (Substrat), Abbildung 7.5. Der Einfluss des Parameters β kann nach [85] für kleine Risslängen im Vergleich zum Substrat und $\alpha > 0$ vernachlässigt werden. Bei ähnlich großen Elastizitätsmoduli der Werkstoffe ist die Energiefreisetzungsrate des durchdringenden Risses 4-fach so groß wie die des Grenzflächenrisses. Bei Annahme gleicher Beanspruchbarkeiten ist der Durchdringungsriss dominierend. Je geringer E_2 im Verhältnis zu E_1 wird, desto größer wird α und das Verhältnis dreht sich um. Die Energiefreisetzungsrate des Grenzflächenrisses wird größer.

Für ein Verhältnis der Elastizitätsmoduli zwischen Stahl S355 und Feuerverzinkung berechnet sich der erste Dundurs' Parameter zu $\alpha = 0,36$. Man erhält für den hier betrachteten Fall der feuerverzinkten Stahlbauteile nach der Konvention des Diagramms in Abbildung 7.5 das Verhältnis der Energiefreisetzungsrate an der Rissspitze zu $G_d/G_p \approx 0,39$ von Grenzflächenriss G_d zu Durchdringungsriss G_p . Bruchzähigkeiten sind für Werkstoffe aus Stahl hinreichend bekannt. Für feuerverzinkte Stahlbauteile beziehungsweise für den Feuerverzinkungsüberzug gibt es bisher keine Angaben. In der Literatur [92] werden experimentell bestimmte Werte der kritischen Bruchzähigkeit von etwa $K_{Ic} = 4000 \text{ Nmm}^{-\frac{3}{2}}$ bis $5500 \text{ Nmm}^{-\frac{3}{2}}$ für den Stahl S355 angegeben [92]. Darüber lässt sich mit Gleichung 7.8 eine kritische Energiefreisetzungsrate für den Durchdringungsriss im Stahl berechnen zu $G_{p,Ic} = 129 \text{ N mm}^{-1}$, Gleichung 7.9.

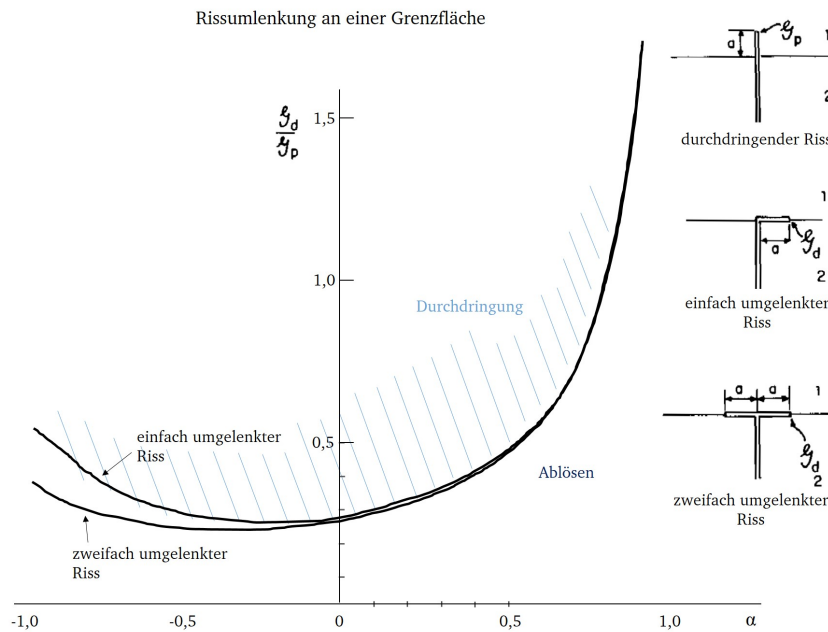


Abbildung 7.5: Verhältnis der Energiefreisetzungsrate von einem umgelenkten Riss zu einem durchdringenden Riss bei gleichem Rissfortschritt a [91]

Unterstellt man eine Beanspruchung in Höhe von $G_{p,lc}$, dann würde man über das mittels Abbildung 7.5 bestimmte Verhältnis für den Grenzflächenriss eine Energiefreisetzungsrate nach Gleichung 7.10 erhalten. Die Energiefreisetzungsrate des Durchdringungsrisses ist im vorliegenden Bi-Material des feuerverzinkten Stahls größer als die Energiefreisetzungsrate des Grenzflächenrisses. Mit

$$K^2 = G \cdot \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (7.8)$$

errechnet sich die Energiefreisetzungsrate im Stahl zu

$$G_{p,lc} = \frac{5\,500^2 \cdot (1 - 0,33^2)}{209\,000} = 129 \text{ N mm}^{-1} \quad (7.9)$$

$$G_d = 0,39 \cdot G_p \quad (7.10)$$

$$G_d = 0,39 \cdot 129 \text{ N mm}^{-1} = 50,3 \text{ N mm}^{-1}$$

Die Annahme des Elastizitätsmoduls des Überzugs zu $E_1 = 100\,000 \text{ N/mm}^2$ beruht auf den Mittelwerten der gemessenen Eindringmoduli mit dem in Kapitel 4.2.3 beschriebenen Indenterverfahren. Der Eindringmodul kann annähernd dem Elastizitätsmodul gleichgesetzt werden. Im Bereich der ζ -Phase ist der Elastizitätsmodul am niedrigsten. Weiterhin ist kritisch zu betrachten, ob diese Elastizitätsmoduli auch das effektive Verhalten des Überzugs beschreiben. Die experimentellen Versuche der 4-Punkt-Biegung unter quasi-statischer Beanspruchung und auch die Mikrozugversuche zeigen alle einheitlich, nach auftretenden Segmentierungsrissen, ein Ablösen des Überzugs. Durchdringungsrisse treten bei den quasi-statischen Versuchen nicht auf. Vergleicht man das mit dem Verhältnis der über den Dundurs' Parameter ermittelten Energiefreisetzungsrate, muss die Beanspruchbarkeit der Grenzfläche geringer sein als $0,39 \cdot G_{p,lc}$, damit der Durchdringungsriss nicht auftritt.

Reduziert man die Annahme des Elastizitätsmoduls des Überzugs auf beispielsweise $E_1 = 20\,000 \text{ N/mm}^2$, erhöht dies den Dundurs' Parameter auf $\alpha = 0,78$ und damit auch das Verhältnis zu $G_d/G_p \approx 1$. Dies bedeutet, dass die Energiefreisetzungsrate des Durchdringungsrisses gleich der des Grenzflächenrisses ist. Damit müsste die Beanspruchbarkeit der Grenzfläche kleiner der 1-fachen Beanspruchbarkeit des Durchdringungsrisses sein, damit es zum Ablösen des

Überzugs kommt.

Innerhalb der δ_1 -Phase steigt der Elastizitätsmodul in Richtung des Stahlsubstrats weiter an. Dies kann in den Berechnungsannahmen in dieser Form nicht berücksichtigt werden. Zudem geht die Haftfestigkeit des Überzugs am Stahlsubstrat, die sich aus der Mikrostruktur der Feuerverzinkung und der Legierungsbildung ergibt, in die bisherige Betrachtung der Beanspruchungsverhältnisse nicht ein. Aufgrund der experimentellen Ergebnisse, die das Ablösen des Überzugs zeigen, kann man davon ausgehen, dass die Haftfestigkeit zu einer geringen Beanspruchbarkeit der Grenzfläche führen.

7.2.2 Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsrate von Rissen im Überzug

Die wesentlichen Erkenntnisse aus den Forschungen zu mehrschichtigen Werkstoffen werden in [85] zusammengefasst. Eingeführt wird bei der Berechnung der Energiefreisetzungsrate für die Rissbildung im Bi-Material ein dimensionsloser Faktor Z zur Beschreibung des Risswachstums. Der Faktor $Z = \sqrt{Y/\pi}$ entspricht einem Geometriefaktor analog dem Geometriefaktor Y (Gleichung 7.1), der die Ausbildung des Risses beschreibt. Grundlage zur Anwendung der Berechnung der Energiefreisetzungsrate ist ein elastisch homogener Überzug und ein halbunendlich dickes Substrat. Der Riss im Substrat selbst und auch ein Durchdringungsrisse erhalten dabei den höchsten Wert $Z = 3,951$ ($Y = 1,12$). Ein Grenzflächenriss, der zum Ablösen des Überzugs führt, wird mit dem geringsten Wert $Z < 1,028$ angesetzt. Bildet sich ein Rissnetzwerk aus, wie es für die Feuerverzinkung beobachtet wurde, ist für die Berechnung der Energiefreisetzungsrate der Faktor $Z = 1,976$ anzunehmen. [85]

Die quasi-statischen Versuche an der 4-Punkt-Biegeprobe zeigen zunächst die Bildung eines Rissnetzwerks im Überzug. Dies kann durch die elektrische Widerstandsmessung zeitlich sehr genau bewertet werden. Über beide Feuerverzinkungen, Normal- und Hochtemperaturverzinkung treten die Risse, aufgezeichnet durch den Anstieg des Potentials, ab etwa $F = 20$ kN auf. Im Anhang in Kapitel A.2.4 sind die ausgewerteten Einzelversuche in Abbildung A.2.19 und A.2.20 dargestellt. Die dazugehörigen Kraft-Weg-Diagramme der quasi-statischen Versuche bestätigen den mittels Potentialanstieg ermittelten Zeitpunkt der Rissbildung in Form eines Steifigkeitsabfalls im Bereich von $F = 20$ kN bis $F = 22$ kN. Es lässt sich kein Einfluss durch den Zinküberzug auf das elastische Verformungsverhalten der Proben ableiten. Mit der Annahme, dass der Zinküberzug die Steifigkeit der Gesamtprobe nicht beeinflusst, wird vorausgesetzt, dass das Stahlsubstrat die Dehnung auf den Zinküberzug überträgt. Die im Überzug zur Rissbildung führende Dehnung wird anhand der im Stahl lastinduzierten Spannung (Gleichung 7.12) bei $F = 22$ kN nach Gleichung 7.13 ermittelt. Mittels dem mit Indentation bestimmten mittleren elastischen Elastizitätsmodul des Zinküberzugs wird die daraus resultierende Spannung im Überzug berechnet, Gleichung 7.14.

Für die experimentell bestimmte Belastung $F = 22$ kN kann über die Gleichung 7.11 die Energiefreisetzungsrate für die Rissbildung im Überzug abgeschätzt werden. Unter der Annahme einer an der oberen Grenze liegenden Überzugsdicke von etwa $300 \mu\text{m}$ für die NTV-Proben und etwa $70 \mu\text{m}$ für die HTV-Proben erhält man die kritischen Energiefreisetzungsraten für die Rissbildung im Überzug, Gleichungen 7.15, 7.17.

$$G_f = Z \cdot \sigma^2 \cdot \frac{h \cdot (1 - \nu^2)}{E_f} \quad (7.11)$$

$$\text{mit } \sigma = \frac{6 \cdot M}{bh^2} = \frac{6 \cdot 22\,000 \text{ N} \cdot 10 \text{ mm}}{9 \text{ mm} \cdot (13,9 \text{ mm})^2} = 759 \text{ N/mm}^2 \quad (7.12)$$

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{759 \text{ N/mm}^2}{209\,000 \text{ N/mm}^2} = 0,003\,63 \quad (7.13)$$

$$\sigma_{\text{NTV}} = \epsilon \cdot E_{\text{NTV}} = 0,003\,63 \cdot 90\,000 \text{ N/mm}^2 = 327 \text{ N/mm}^2 \quad (7.14)$$

$$G_{\text{ic,NTV}} = 1,976 \cdot (327 \text{ N/mm}^2)^2 \cdot \frac{0,3 \text{ mm} \cdot (1 - 0,29^2)}{90\,000 \text{ N/mm}^2} = 0,65 \text{ N mm}^{-1} \quad (7.15)$$

$$\sigma_{\text{HTV}} = \epsilon \cdot E_{\text{HTV}} = 0,003\,63 \cdot 120\,000 \text{ N/mm}^2 = 436 \text{ N/mm}^2 \quad (7.16)$$

$$G_{\text{ic,HTV}} = 1,976 \cdot (436 \text{ N/mm}^2)^2 \cdot \frac{0,07 \text{ mm} \cdot (1 - 0,29^2)}{120\,000 \text{ N/mm}^2} = 0,20 \text{ N mm}^{-1} \quad (7.17)$$

Die Beanspruchbarkeit des Überzugs gegen Rissbildung (Segmentierungsrisse) liegt nach diesem Ansatz bei $G_{\text{ic,NTV}} = 0,65 \text{ N mm}^{-1}$ und $G_{\text{ic,HTV}} = 0,20 \text{ N mm}^{-1}$. Im Vergleich zu den in der Literatur [92] angegebenen Energiefreisetzungsrate im Stahl $G_{\text{p,lc}} = 129 \text{ N mm}^{-1}$ ist die der Feuerverzinkung deutlich niedriger. Dies bestätigt die experimentell beobachtete frühe Rissbildung der Zinküberzüge.

Abschätzung anhand des experimentell bestimmten Multirissnetzwerks paralleler Risse

Ein weiterer Ansatz nach [93] ist die Berechnung der Energiefreisetzungsrate für parallel, in äquidistanten Abständen auftretenden Risse in einem, im Verhältnis zum Substrat, dünnen Überzug. Die Ausbildung der Risse unter einer konstanten Zugspannung wird über eine Art Geometriefaktor, einem dimensionslosen, risstreibenden Faktor f berücksichtigt. Grundlage dafür ist eine in [94] interpolierte Lösung mit Polynomen zehnten Grades für äquidistant verteilte Oberflächenrisse in einem Material. Dieser Ansatz wurde für das Bi-Material angepasst und für Rissabstände kleiner als die 8-fache Überzugsdicke mit f gemäß Gleichung 7.19 angegeben. Bei größeren Abständen wurde keine gegenseitige Beeinflussung der Risse mehr festgestellt.

Auf dieser Grundlage wird die treibende Kraft für die Rissbildung durch eine energetische Bilanzierung aufgestellt. Die gespeicherte Formänderungsenergie U pro Riss wird in Abhängigkeit der parallel verlaufenden Risse der Tiefe h bestimmt, Gleichung 7.18. Der dimensionslose, risstreibende Faktor f hängt von der Rissdichte h/L ab, Gleichung 7.19. Sind die Risse äquidistant verteilt, kann man die Energiefreisetzungsrate an jeder Risspitze durch $G = U/h$ bestimmen.

$$U = \int_0^h G(a) da = f \sigma^2 h^2 / \bar{E} \quad (7.18)$$

$$f = 0,5 \cdot \frac{L}{h} - 0,0316 \cdot \left(\frac{L}{h}\right)^2 \quad (7.19)$$

$$G_I = f \sigma^2 h / \bar{E} \quad (7.20)$$

$$G_{ss} = \left(2f \frac{h}{L} - f \frac{h}{2L}\right) \sigma^2 \cdot h / \bar{E} \quad (7.21)$$

Eine Erweiterung dieses Ansatzes für sich zusätzlich bildende Zwischenrisse ist über G_{ss} in [85] angegeben, Abbildung 7.6. Der Einfachheit halber ist auch hier die Betrachtung auf ein elastisch homogenes System mit einem halbunendlichen Substrat beschränkt. Für die Berechnung der zusätzlich auftretenden Risse in halbiertem Abstand L wird die Energiefreisetzungsrate G_{ss} nach Gleichung 7.21 angegeben. Grafisch sind die Verläufe des dimensionslosen Faktors f beider Rissspitzenbeanspruchungen nach [85] gegenübergestellt, Abbildung 7.6 (links).

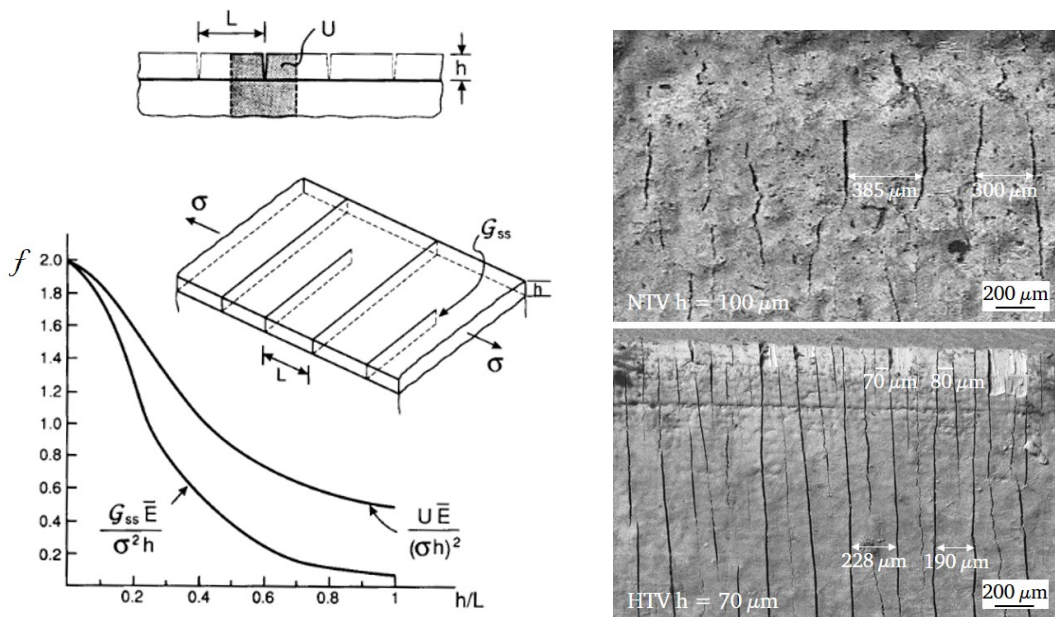


Abbildung 7.6: Ermittlung der Energiefreisetzungsrate in einem Rissnetzwerk [85] (links) und Aufnahmen der Überzugsoberflächen mit dem Rasterelektronenmikroskop einer NTV- und einer HTV-Probe nach einer quasi-statischen 4-Punkt-Biegung bis $F_{\text{max}} = 40 \text{ kN}$ (rechts)

Die in den durchgeführten quasi-statischen 4-Punkt-Biegeversuchen entstandenen Risse verlaufen annähernd parallel. Daher werden die zuvor, über den Ansatz der Rissnetzwerks, berechneten kritischen Energiefreisetzungsrate mit dem hier beschriebenen Ansatz der parallel verlaufenden Risse abgeglichen. Sowohl bei den NTV-, als auch den HTV-Proben entstehen im quasi-statischen 4-Punkt-Biegeversuch bei einer aufgetragenen Belastung von etwa $F = 22$ kN erste Risse im Überzug. Die Verteilung der Risse ist optisch äquidistant verteilt, jedoch sind die gemessenen Abstände zum Teil sehr unterschiedlich, auch je nach Feuerverzinkungsart. Über die Versuchslaufzeit bis $F_{\max} = 40$ kN bilden sich bei den HTV-Überzügen zusätzlich weitere Zwischenrisse aus, die nicht über die gesamte Probenbreite verlaufen, Abbildung 7.6 (rechts). Die ab etwa $F = 22$ kN beobachteten Segmentierungsrisse verändern sich in der Lage nicht weiter über die Versuchsdauer und können am Endzustand der Proben vermessen werden. Für die Berechnung der Energiefreisetzungsrate wird erneut über die Dehnung des Stahls $\epsilon = 0,00363$ und die unterschiedlichen Elastizitätsmoduli der Überzüge der NTV ($E_{IT,NTV} = 90\,000$ N/mm²) und HTV ($E_{IT,HTV} = 120\,000$ N/mm²) die jeweilige anzusetzende Spannung berechnet.

Die NTV-Proben mit unterschiedlichen Überzugsdicken von etwa $h = 308$ μm ($L = 0,6 - 1,1$ mm) und $h = 110$ μm ($L = 0,26 - 0,39$ mm) bilden parallele Risse in entsprechend unterschiedlichen Abständen aus, Abbildung 7.6 (rechts). Der Mittelwert sowie die Maxima und Minima werden über alle Risse im mittleren Bereich der Proben gebildet. Exemplarisch sind je zwei der Abstände eingetragen. Die Abstände der Risse in den HTV-Überzügen sind geringer ($L = 0,07 - 0,08$ mm), bei gleichzeitig geringerer Überzugsdicke von etwa $h = 70$ μm . Zudem wird anhand der Rissöffnung und Risslänge deutlich, dass dies entstandene Zwischenrisse sind und über die Berechnung von G_{ss} beschrieben werden können. Die Abstände zwischen den anfänglichen, stärker ausgebildeten Rissen betragen $L = 0,17 - 0,23$ mm. Aufgrund der nicht äquidistant verteilten Risse und der Mittelwerte der Elastizitätsmoduli kann diese Berechnungsmethode nur als weitere Annäherung an die kritische Energiefreisetzungsrate angesehen werden. Daher wird die Berechnung der Energiefreisetzungsrate für die minimal und maximal gemessenen Abstände ausgewertet. Die kritischen Energiefreisetzungsrate können mit den Verhältnissen h/L über die Gleichungen 7.19 bis 7.21 oder mithilfe des Diagramms nach Abbildung 7.6 (links) ermittelt werden. Die zur Belastung $F = 22$ kN zugehörige Dehnung wird anhand der Gleichungen 7.14, 7.16 umgerechnet. Eingesetzt in die Gleichungen 7.20, 7.21 werden die in Tabelle 7.2 angegebenen kritischen Energiefreisetzungsrate berechnet.

Tabelle 7.2: Berechnete kritische Energiefreisetzungsrate im Zinküberzug

	h	L	f	G_{Ic}	G_{ss}
	in mm	in mm		in N mm ⁻¹	in N mm ⁻¹
NTV	0,1 - 0,3	0,26 - 1,10	1,2156	0,12 - 0,46	
HTV	0,07	0,17 - 0,23	1,1706	0,10 - 0,13	
	0,07	0,07 - 0,08	0,4684		0,003 - 0,004

Die berechneten kritischen Energiefreisetzungsrate der Segmentierungsrisse im Zinküberzug der HTV-Proben sind geringfügig niedriger als die der NTV-Proben. Da sowohl die Rissabstände unterschiedlich, als auch die Elastizitätsmoduli als Mittelwerte eingesetzt sind, liegen die Werte innerhalb eines Streubereichs. Der Wert der Energie G_{ss} der zusätzlichen Risse ist nahezu null. Der Widerstand für weitere Risse im Überzug ist somit sehr gering.

Diese auf experimentellen Grundlagen basierenden Werte liegen je nach Feuerverzinkung gering unterhalb der Energiefreisetzungsrate für ein allgemeines Rissnetzwerk abgeschätzten, analytischen Wert $G_{Ic,NTV} = 0,65$ N mm⁻¹ und $G_{Ic,HTV} = 0,20$ N mm⁻¹ nach Gleichung 7.11. Die experimentell ermittelten Rissabstände beinhalten die Sprödigkeit des Überzugaufbaus und stellen damit die Bruchzähigkeit des Überzugs realistischer dar. Man erhält über diese Ansätze eine Größenordnung der Bruchzähigkeit des Zinküberzugs, die wie zuvor erwähnt, weit unterhalb der Bruchzähigkeit des Stahls liegt. Auch mit steigender Risslänge wird der Grenzwert nicht erreicht, der zu einem Risswachstum im Stahls substrat führen würde. Die Berechnung bestätigt die Beobachtungen in Kapitel 6, dass unter quasi-statischer Belastung der energetisch günstigere Grenzflächenriss eintritt.

Die zyklischen 4-Punkt-Biegeversuche wurden bei Oberlasten geprüft, die im Bereich der Lasten liegen, bei denen im quasi-statischen Versuch Rissbildungen im Überzug beobachtet wurden. Die mittels elektrischer Widerstandsmessung bestimmte frühe Rissbildung im Überzug bestätigt den niedrigen kritischen Schwellenwert auch für die zyklische Belastung (Abbildung 5.24). Die Rissbildung im Überzug der HTV-Proben liegt in einem Streubereich mit den NTV-Proben, mit der Tendenz zur etwas früheren Rissbildung bei HTV-Überzügen.

7.2.3 Indenterbruchmechanik

Eine weitere Möglichkeit, die Bruchzähigkeit experimentell zu bestimmen, liefert der Indentationsversuch, was exemplarisch für die Feuerverzinkung überprüft wurde. Die Indentierung ist eine Methode, bei der über den Widerstand gegen das Eindringen eines Indenters die Härte des Prüfkörpers bestimmt werden kann. Abhängig von der dabei aufbrachten Prüfkraft und der resultierenden Eindringtiefe werden unterschiedliche Härteskalen beschrieben (siehe Kapitel 4.2.3). Über die Eindringprüfung (Indentation) können aber auch Betrachtungen zur Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte erfolgen. Die Abmessungen der Probe müssen dazu in allen Richtungen groß gegenüber dem Kontaktbereich des Eindrucks sein.

In Kapitel A.4.2 sind das Verfahren und die Vorgehensweise zur Bestimmung der Bruchzähigkeit und die Ergebnisse näher erläutert.

Die Methode der Indenterbruchmechanik zur Bestimmung der Bruchzähigkeit liefert für die hier vorliegenden Überzüge der Feuerverzinkung zu wenige und daher keine reproduzierbaren Ergebnisse. Die hier berechnete Energiefreisetzungsrate der δ_1 -Phase der Feuerverzinkung am gezeigten Beispiel kann nur zu einer nicht statistisch belegten Abschätzung im Vergleich mit anderen Verfahren herangezogen werden. In der Literatur [55] findet man ähnliche Werte für die δ_1 -Phase von $K_{Ic} = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Diese, auf einen lokalen Bereich bezogene Bruchzähigkeit, ist niedriger, als die über die Ausbildung des Rissnetzwerks berechnete Bruchzähigkeit.

7.2.4 Zwischenfazit zur analytischen Berechnung

Die analytischen Berechnungsansätze zur Bestimmung der Energiefreisetzungsrate von Rissen ermöglichen auf der Grundlage des Dundurs' Parameters α eine Aussage zum Beanspruchungsverhältnis zwischen Durchdringungsrisse und Grenzflächenrisse. Diese beruht allein auf der Betrachtung der Elastizitätsmoduli des Bi-Materials. **Für kleine Risse in der Grenzfläche oder dem Substrat ergibt sich ein Beanspruchungsverhältnis von $G_d/G_p = 0,39$.** Mit dem Wissen über die Beanspruchbarkeit kann eine Aussage zur Rissbildung getroffen werden. Die Beanspruchbarkeit des Durchdringungsrisse im Stahl kann für kleine Risslängen anhand von Literaturwerten abgeschätzt werden zu $G_{p,lc} = 129 \text{ N mm}^{-1}$. Über die weiteren rechnerischen Ansätze lassen sich aus den experimentell erzeugten Rissnetzwerken Beanspruchbarkeiten des Überzugs ableiten.

Die berechneten Energiefreisetzungsrate der Feuerverzinkung beruhen auf den Beobachtungen der experimentellen Versuche. Bei einer Belastung der 4-Punkt-Biegeprobe von etwa $F = 22 \text{ kN}$ treten Segmentierungsrisse auf. Die zu diesem Zeitpunkt vorliegende Zugspannung beträgt $\sigma = 327 \text{ MPa}$ und übersteigt damit die in der Literatur [57] angegebene Kohäsionsbruchfestigkeit der ζ -Kristalle in Höhe von 260 MPa . Die Länge des Grenzflächenrisse ist gemäß [57] größer, je größer die Kristalle sind. Die über das experimentell erzeugte Rissnetzwerke berechnete Energiefreisetzungsrate im Überzug kann als kritische Energiefreisetzungsrate angenommen werden. **Die kritische Energiefreisetzungsrate des Überzugs liegt bei sehr niedrigen Werten, im Mittel $G_{Ic,NTV} = 0,26 \text{ N mm}^{-1}$ und $G_{Ic,HTV} = 0,12 \text{ N mm}^{-1}$.** Der Streubereich der Werte ist begründet in den unterschiedlichen Abständen der Risse, die auch auf die nicht homogene Mikrostruktur des Überzugs zurückzuführen sind und dem Ansatz eines mittleren Elastizitätsmoduls. Die Tendenz der rechnerischen Mittelwerte lässt eine frühere Rissbildung im Überzug der hochtemperaturverzinkten Proben vermuten. Überträgt man die niedrigen Werte auf einen ebenso niedrigeren zyklischen Schwellenwert, so bestätigt dies die experimentell mittels elektrischer Widerstandsmessung bestimmten Zeitpunkte der Rissbildung im Überzug (Abbildung 5.24). Der Zeitpunkt der Rissbildung im Überzug der HTV-Proben unterliegt einer größeren Streuung gegenüber der NTV-Proben.

Es fehlen noch abschließende Informationen, um die Neigung zu einem Grenzflächenrisse oder Durchdringungsrisse zu erörtern. Aufgrund der beobachteten Grenzflächenrisse wird von einer zusätzlichen geringen Haftfestigkeit des Überzugs ausgegangen, die auch zu niedrigen Beanspruchbarkeiten der Grenzfläche führen. Die kritische Energiefreisetzungsrate eines Grenzflächenrisse kann analytisch nicht berechnet werden. Eine aufbauende und auch vergleichende numerische Analyse mit der Methode der finiten Elemente soll weiteren Aufschluss auf die Energiefreisetzungsrate des Feuerverzinkungsüberzugs und der Grenzfläche liefern, Abschnitt 7.3. Das über den Dundurs' Parameter bestimmte Verhältnis der Energiefreisetzungsrate zwischen Durchdringungsrisse und Grenzflächenrisse kann so überprüft werden. Darüber hinaus können mit der Finite-Elemente-Simulation auch Risse in der Feuerverzinkung untersucht werden, die noch nicht die gesamte Dicke des Überzugs erreicht haben. Des Weiteren können auch Risse im Stahl bei vollständig intaktem Überzug betrachtet werden.

7.3 Numerische Berechnung des Bi-Materials

Ziel der numerischen Simulation im Rahmen dieser Arbeit ist die Rissbildung und den Rissfortschritt unter der dargestellten Beanspruchung bruchmechanisch zu bewerten. KUNA [95] und PARKS [96, 97] geben einen Einblick in die numerische Simulation bruchmechanischer Betrachtungen mittels finiter Elemente. Die Ergebnisse von BERGENGREN und MELANDER [54] zur Untersuchung der Rissbildung feuerverzinkter Stahlbauteile dienen ebenfalls als Grundlage für die Bewertung. Mithilfe der Simulation können über die analytischen Ansätze hinaus (Verhältnis des Grenzflächenrisses zum Durchdringungsriss), weitere Rissspitzenbeanspruchungen von Bi-Materialien betrachtet werden. In Abbildung 7.7 sind an einem Substrat mit Überzug weitere mögliche Risse dargestellt. Die ersten zwei nummerierten Rissdarstellungen sind über den Zusammenhang nach DUNDURS in Abbildung 7.5 bereits beschrieben. Für diese beiden Rissarten wird daher die numerische Simulation der analytischen Berechnung (Kapitel 7.2) gegenübergestellt. Aufgrund oben erläuterten Schwierigkeit bei der Bestimmung des Elastizitätsmoduls um die Rissspitze, wenn sich diese der Grenzfläche zweier Materialien nähert, wird im Folgenden weiterhin die Energiefreisetzungsrate G zur Bewertung bestimmt.

Die numerische Betrachtung erfolgt durch eine systematische Bewertung anhand der unter 4-Punkt-Biegung modifizierten SEN B4 Probenform (Kerbradius R40, Kapitel 4.3.2). Die im Vorfeld durchgeführten experimentellen Versuche mit zusätzlicher Messtechnik, wie der elektrischen Widerstandsmessung und der Werkstoffanalytik, liefern Vorkenntnisse zum Zeitpunkt der Schädigung. Darauf aufbauend und begleitend wird die Finite-Elemente-Berechnung daher analog dieser Probengeometrie ausgeführt. Dazu wird das Vollmodell aufgrund der vorhandenen Symmetrie zu einem ebenen Halbmodell vereinfacht. Der Berechnungsaufwand wird reduziert und ermöglicht eine über die experimentellen Möglichkeiten hinausgehende Parameterstudie durchzuführen. Es werden verschiedene Überzugsdicken, Elastizitätsmoduli und Lastniveaus untersucht. Ferner wird unterschieden, ob sich ein Riss im Überzug, im Substrat, in beidem oder in der Grenzfläche befindet.

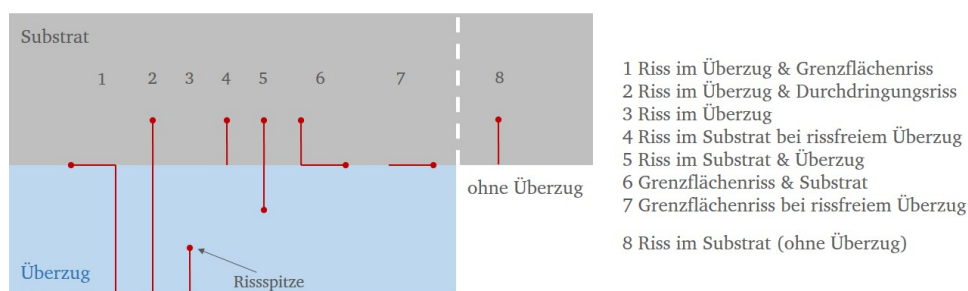


Abbildung 7.7: Übersicht über die möglichen Rissausprägungen im Bi-Material und der Riss im Stahlsubstrat

7.3.1 Beschreibung des Modellaufbaus

Für die Finite-Elemente-Berechnung wird die Simulationssoftware ABAQUS/CAE 2019 6.24 von Dassault Systèmes Simulia Corp. verwendet. Die Simulation baut, wie auch schon die analytischen Rechenansätze, auf den experimentellen Untersuchungen auf. Mithilfe eines zweidimensionalen, symmetrischen Modells des 4-Punkt-Biegeversuchs wird die Rissentwicklung im Überzug und im Stahlsubstrat ausgewertet, Abbildung 7.8. Die Symmetrieebene des Halbmodells liegt in der Probenmitte und wird durch ein vertikal verschiebliches Auflager festgehalten. Das vertikale Auflager wird in Form eines weiteren Loslagers abgebildet, das die horizontale Verschiebung ermöglicht. Die Lasteinleitung der Kraft F beziehungsweise die dazu äquivalente Verschiebung u erfolgt punktuell über einen Knoten. Die Geometrieverhältnisse werden analog der experimentell geprüften Proben übernommen. Der Werkstoff S355 wird durch ein linear-elastisches Materialmodell abgebildet. Der Elastizitätsmodul des Stahls wird mit $E_{St} = 209$ GPa und die Querkontraktionszahl mit $\nu = 0,33$ modelliert. Die Probendicke b kann über die Eingabeoption *plane stress/strain* mit der Dicke von $t = 9$ mm berücksichtigt werden. Der ebene Verzerrungszustand wird in der Definition der Elemente ausgewählt.

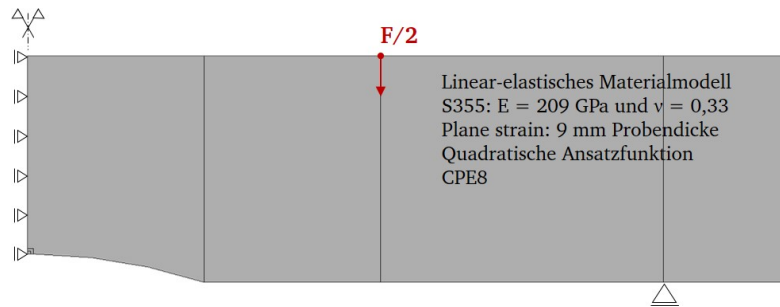


Abbildung 7.8: Axialsymmetrisches Modell der Probe

Für eine hohe Berechnungsgenauigkeit wird ein Augenmerk auf eine hohe Vernetzungsgüte gelegt und eine quadratische Ansatzfunktion verwendet. Über eine Konvergenzanalyse wird die maximal mögliche Elementgröße in den verschiedenen Bereichen der Probe festgelegt. Bei der Untersuchung wurde darauf geachtet, dass die Konturintegrale um die Rissspitze des zu modellierenden Risses ein konvergiertes Ergebnis bilden können. Hierzu sind im vorliegenden Fall fünf Konturintegrale ausreichend. Dazu wird das verfeinerte Netz mit wachsender Risslänge vergrößert, sodass die Rissspitze in der Mitte des verfeinerten Bereichs liegt und fünf Konturintegrale innerhalb der Netzverfeinerung liegen. Die Elementgröße ist abhängig von der modellierten Risslänge. Für die hier betrachteten kleinsten Rissen von $a = 0,005 \text{ mm}$ beträgt die Elementkantenlänge $e = 0,001 \text{ mm}$. Durch das Verhältnis wird zusätzlich sichergestellt, dass um die Rissspitze fünf Elemente liegen, über die die Konturintegrale gebildet werden können. Die Auswertung der Konturintegrale über die die Energiefreisetzungsrate J bestimmt wird, erfüllt ebenfalls mit diesen Annahmen, ein konvergiertes Ergebnis zu bilden. So liegt mindestens in den letzten beiden Konturintegralen ein konvergierter Wert der Energiefreisetzungsrate J vor. Bis zu einer Risslänge von $a = 0,01 \text{ mm}$ wird die Elementkantenlänge linear gesteigert, sodass die Anzahl von fünf Elementen zur Berechnung der Konturintegrale eingehalten werden. Ab einer Risslänge von $a = 0,01 \text{ mm}$ wird die Elementkantenlänge mit $e = 0,01 \text{ mm}$ beibehalten.

Der Vorteil der zweidimensionalen Berechnung liegt in dem geringeren Berechnungsaufwand gegenüber einem dreidimensionalen Modell. Dadurch ist es möglich, insbesondere im Bereich des zu modellierenden Risses eine sehr feine Vernetzung zu erzielen, die wiederum genauere Ergebnisse liefert, Abbildung 7.9. Im Randbereich der Probe kann die Elementgröße der Vernetzung deutlich größer sein.

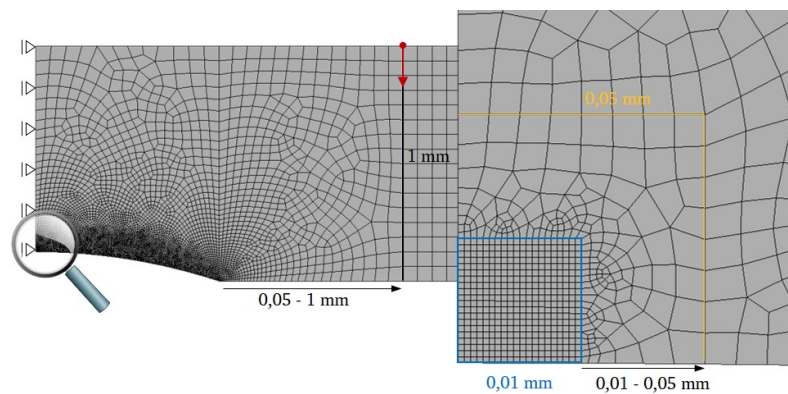


Abbildung 7.9: Vernetzung der Probe aus dem Stahlgrundwerkstoff

In der Modellierung wird der Überzug als zusätzliches Part mit variierter Dicke und den entsprechenden Materialparametern abgebildet. Elastizitätsmoduli im Bereich von $E_{Zn} = 10 \text{ GPa}$ bis 400 GPa und einer Querkontraktionszahl von $\nu = 0,29$ werden untersucht. Die Überzugsdicken der Feuerverzinkung variieren zwischen $50 \mu\text{m}$ und $300 \mu\text{m}$. Im Modell werden Dicken von $100 \mu\text{m}$ und $200 \mu\text{m}$ betrachtet. Im Bereich des Überzugs wird die gleiche Elementgröße um die Rissspitze aus der Konvergenzanalyse übernommen, Abbildung 7.10. Es wird ein linear-elastisches Materialmodell verwendet, dessen Eingangswerte im Rahmen der Grundcharakterisierung der Materialien abgeleitet wurden, Kapitel 4.1.

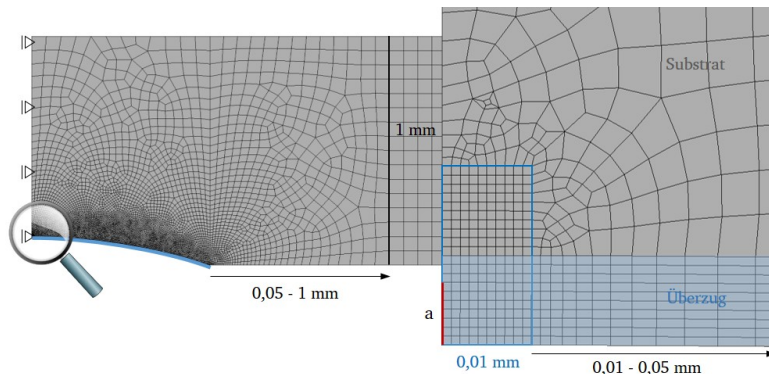


Abbildung 7.10: Vernetzung der Probe aus dem Stahlgrundwerkstoff mit Überzug

Die Dicke der δ_1 -Phase, in der sich die Schwindungsrisse befinden, liegt bei etwa $10 \mu\text{m}$. Diese Größe wird als Anfangsrislänge in der Simulation mit $a = 0,01 \text{ mm}$ gewählt. Mithilfe der Konvergenzanalyse wird die Elementkantenlänge bei dieser Rislänge im Rissbereich auf $e = 0,01 \text{ mm}$ festgelegt. Über den restlichen Probenbereich steigt diese Elementkantenlänge dann auf $e = 1 \text{ mm}$ an.

Die Modellierung des Risses auf der Symmetrieebene erfolgt zunächst über das Entfernen der Randbedingungen. Die horizontale Randbedingung wird in der Länge des Risses entfernt, Abbildung 7.11 (links). Dies erfolgt sowohl im Überzug als auch im Stahlsubstrat. Durch das mit $\Delta a = 0,01 \text{ mm}$ schrittweise Auflösen der Randbedingungen wird ein Risswachstum modelliert und man erhält je Wachstumsschritt die Energiefreisetzungsrate, Abbildung 7.11 (rechts). Bevor das Modell berechnet wird, kann im Modul *Interaction* der Riss definiert werden, sodass durch die Berechnungssoftware ABAQUS die berechneten Konturintegrale ausgegeben werden. Der Riss wird über das Feature *Crack* definiert und unter Angabe der Rissspitzenposition und der Verlaufsrichtung spezifiziert. Auch das Halbmodell wird bei der Rissdefinition berücksichtigt. Diese Auswertung funktioniert nur, solange sich die Rissspitze inklusive der benötigten fünf Konturintegrale innerhalb eines Materials befinden. Die Begründung dafür liefert die Erläuterung zum Dundurs' Parameter in Kapitel 7.2.1. Sobald der Riss auf oder in die Nähe der Grenzfläche trifft, ist dieser abhängig von beiden Materialkonstanten und der Spannungsintensitätsfaktor K ist nicht mehr trivial zu berechnen.

Die Modelle, in denen der Riss zu nah an der Grenzfläche liegt, werden über die direkte Berechnung der Energiefreisetzung durch die Änderung in der Reaktionskraft zwischen den betrachteten Zuständen ausgewertet. Dazu wird zu der zunächst aufgebrachten Kraft die äquivalente Verschiebung u bestimmt und diese auf die Modelle als unveränderliche Belastung aufgebracht. Bei einer Veränderung der Rislänge a unter gleichbleibender Belastung ändert sich die Reaktionskraft RF am ursprünglichen Lastverschiebungspunkt des Systems. Über die Differenz zum davor liegenden Zustand (Index 1) kann die Energiefreisetzungsrate mit Gleichung 7.22 berechnet werden. Diese Vorgehensweise wurde anhand der Ergebnisse an Modellen mit der Auswertung J der Konturintegrale überprüft. In der linear-elastischen Berechnung ist J und G gleichzusetzen [70].

$$G = \frac{RF_2 \cdot u_2 - RF_1 \cdot u_1}{(a_2 - a_1) \cdot b} \quad (7.22)$$

Für den Fall, dass der Riss nicht alleine entlang der Symmetrieebene verläuft, sondern zusätzlich entlang der Grenzfläche zwischen Überzug und Substrat, muss das Part des Überzugs zunächst über einen *Tie Constraint* mit dem Part Substrat verbunden werden, Abbildung 7.11 (mittig). Im Bereich des zu simulierenden Risses kann so entsprechend der Vorgehensweise auf der Symmetrieebene ein Riss durch das Lösen der Verbindung modelliert werden.

Es werden diverse Modelle mit und ohne Feuerverzinkungsüberzug modelliert. Alle untersuchten Modellvariationen sind in Abbildung 7.12 dargestellt und unter Bezug zur Nummerierung nach Abbildung 7.7 angegeben. Zur Vollständigkeit der Untersuchungen werden neben unterschiedlichen Rissverläufen und Risslängen die Belastung, die Überzugsdicke und der Elastizitätsmodul des Überzugs variiert. Der Einfluss des veränderlichen Elastizitätsmoduls, sowie der Einfluss der Überzugsdicke können so näher betrachtet werden. Die Ergebnisse werden mit den experimentell bestimmten Ergebnissen und den daraus gewonnenen Erkenntnissen verglichen.

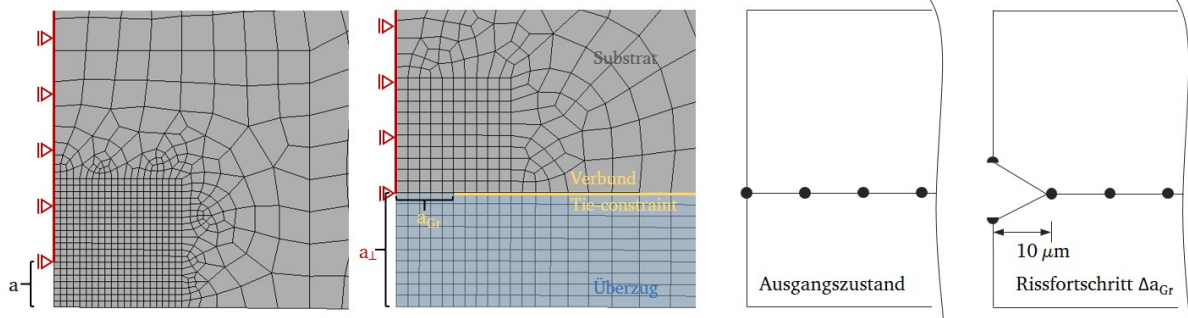


Abbildung 7.11: Simulation des Risses a in der Symmetrieebene nur im Substrat (links) und im Überzug und in der Grenzfläche zwischen Überzug und Substrat (mittig) mit schematischer Darstellung der Rissmodellierung (rechts)

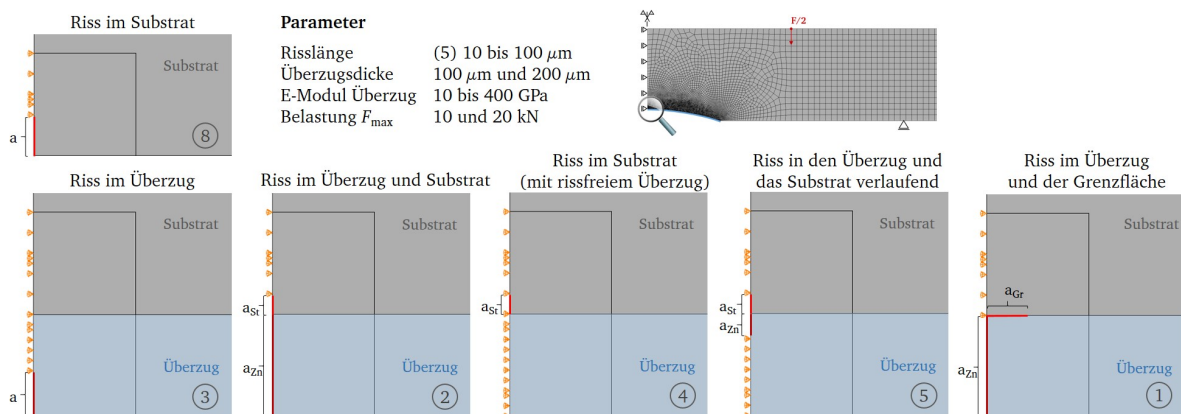


Abbildung 7.12: Übersicht über die berechneten FE Modelle unterschiedlicher Rissausprägungen

7.3.2 Ergebnisse der numerischen Simulation

Im Vergleich zu den in Kapitel 7.2 zum Teil berechneten kritischen Energiefreisetzungsraten des Materials wird mithilfe der numerischen Simulation zunächst die Beanspruchung des betrachteten Zustands ermittelt.

Nachfolgend werden nur sechs der acht Modelltypen nach Abbildung 7.7 weiterverfolgt. Modelltyp 7 *Grenzflächenriss mit intaktem Überzug* führt nur zu sehr kleinen Steifigkeitsänderungen, da keine Änderung senkrecht zur Spannungsrichtung stattfindet. Die über die Reaktionskraft ermittelte Energiefreisetzungsraten ist annähernd gleich Null und somit vernachlässigbar klein. Für Modelltyp 6 *Riss im Substrat und der Grenzfläche* ist die ermittelte Energiefreisetzungsraten ebenfalls so klein, dass dieser Risstyp nicht versagensdominierend ist und daher nicht weiter berücksichtigt wird.

Die weiteren Modelle der senkrecht zum Substrat verlaufenden Risse und des Grenzflächenrisses werden nachfolgend betrachtet. Neben der Berechnung der Energiefreisetzungsraten können die Verformung und der Spannungsverlauf überprüft werden. Für die linear-elastische Berechnung dient die Gegenüberstellung von berechneten Spannungswerten lediglich dem Vergleich untereinander und bildet keine absolute reale Beanspruchung ab. Exemplarisch zeigt die Abbildung 7.13 die berechnete Beanspruchung für einen senkrecht zur Oberfläche verlaufenden Riss (links) und für einen in die Grenzfläche umgelenkten Riss (rechts). Dargestellt ist der mit der Lupe in Abbildung 7.10 gezeigte Bereich des Risses aus dem Gesamtmodell. Die Spannungsüberhöhungen an der Risspitze, sowie die Verformung im Bereich des Risses sind zu sehen.

Im Folgenden wird nun auf die verschiedenen Einflüsse der Risslage, des Elastizitätsmoduls des Überzugs, der Überzugsdicke und der Belastungshöhe auf die Energiefreisetzungsraten eingegangen. Anschließend folgt in Kapitel 7.3.3 ein Vergleich zu den Ergebnissen der analytischen Berechnungsansätze. Zusätzlich zur Berechnung der Energiefreisetzungsraten der Beanspruchungszustände kann anhand der Ergebnisse der quasi-statischen 4-Punkt-Biegeversuche die kritische Energiefreisetzungsraten der Grenzfläche bestimmt werden. Der Einfluss der Beanspruchungshöhe wird stichprobenartig überprüft. Vordergründiges Ziel ist dabei der Vergleich des Verhältnisses der Energiefreisetzungsraten

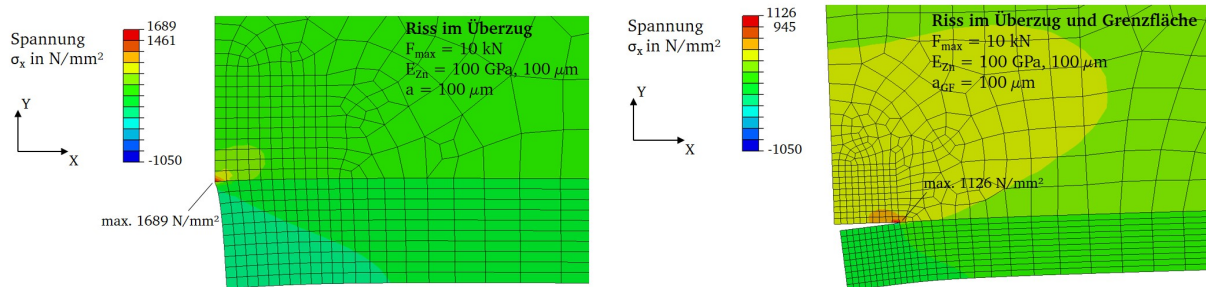


Abbildung 7.13: Beispiele des Spannungsverlaufs σ_x eines senkrecht zur Oberfläche verlaufenden Risses (links) und eines Grenzflächenrisses (rechts)

von Grenzflächenriss zu Durchdringungsris mit den Annahmen nach [91].

Einfluss der Rissorientierung auf die Energiefreisetzungsrate

Mithilfe der numerischen Simulation werden zunächst die verschiedenen senkrecht zur Oberfläche des Bauteils verlaufenden Risse untersucht und die Ergebnisse gegenübergestellt. In Abbildung 7.14 sind die Varianten dargestellt und die berechneten Energiefreisetzungsrate G bei einer Belastung von $F_{\max} = 10 \text{ kN}$ für eine Risslänge von $a = 10 \mu\text{m}$ exemplarisch in den Einzelabbildungen der Modelltypen angegeben. Im Diagramm ist der Verlauf der Energiefreisetzungsrate über der Risslänge a für die untersuchten Varianten gegenübergestellt.

Die höchste Energiefreisetzungsrate wird für den Modelltyp 2 (\blacktriangle) bestimmt, den ein durchgerissener Überzug und ein vorliegender Riss im Substrat kennzeichnen ($G = 0,42 \text{ N mm}^{-1}$ bei $a = 0,15 \text{ mm}$). Ist der Überzug nicht vorhanden (Modelltyp 8 \bullet), so reduzieren sich die Steifigkeitsänderung und folglich die Energiefreisetzungsrate deutlich. Die Differenz ΔG zwischen diesen beiden Varianten beträgt etwa $0,1 \text{ N mm}^{-1}$. Die Abhängigkeit zur Risslänge ist hingegen gleich, sodass die berechneten Verläufe G parallel sind. Die Differenz entspricht der Energiefreisetzungsrate des Überzugs bei $100 \mu\text{m}$ und einem Elastizitätsmodul von 100 GPa . Für den Riss im Substrat mit rissfreiem Überzug (Modelltyp 4 \blacksquare) steigt die Energiefreisetzungsrate bis zur hier maximal betrachteten Risslänge $a = 0,15 \text{ mm}$ deutlich flacher an, ($G = 0,15 \text{ N mm}^{-1}$). Der Zuwachs der Energiefreisetzungsrate im Stahlsubstrat mit intaktem Überzug ist geringer als bei den beiden anderen Varianten. Modelltyp 3 (\blacklozenge) beschreibt das intakte Substrat, mit Riss im Überzug. Ist der Riss nur im Überzug, folgt der berechnete Verlauf der Energiefreisetzungsrate zunächst dem Verlauf *Riss im Stahl mit rissfreiem Überzug* (Modelltyp 4 \blacksquare).

Die Neigung zur Rissbildung im Stahlsubstrat ist, bei einem über die gesamte Überzugsdicke verlaufenden Riss (\blacktriangle), von den drei dargestellten Varianten am größten. Die Kurve verläuft parallel zur Kurve des Risses im Substrat (\bullet) bei höheren Energien G . Den Wert der Energiefreisetzungsrate $G_p = 0,11 \text{ N/mm}$ bei einer Risslänge von $0,01 \text{ mm}$ für den Durchdringungsris im Substrat muss sich bei intaktem Überzug bei einer aufsummierten Risslänge $a = 0,11 \text{ mm}$ aus $a_{Zn} = 0,1 \text{ mm}$ des Überzugs und weiteren $a_{St} = 0,01 \text{ mm}$ wiederfinden. Dargestellt ist dies in Abbildung A.4.5 (Pfeil).

Der Verlauf der Kurve *Riss nur Zink* (\blacklozenge) ist zunächst in einer Größenordnung mit der Kurve *Riss im Substrat mit rissfreiem Überzug*. Nähert sich die Risspitze im Überzug der Grenzfläche zum Stahlsubstrat, liegen die um die Risspitze umliegenden finiten Elemente zum Teil im Überzug und zum Teil schon im Substrat. Die auszuwertenden Konturintegrale sind abhängig von zwei verschiedenen Elastizitätsmoduli und können daher nicht mehr mit der Software ABAQUS berechnet werden. Dieser Zusammenhang wurde anhand des Dundurs' Parameters in Abbildung 7.5 erläutert. Die Energiefreisetzungsrate wird über die Nachgiebigkeit am Gesamtmodell berechnet. Der Einfluss des Substrats auf G ist an der etwas abfallenden Kurve im Endbereich zur Risslänge $a = 0,1 \text{ mm}$ zu sehen.

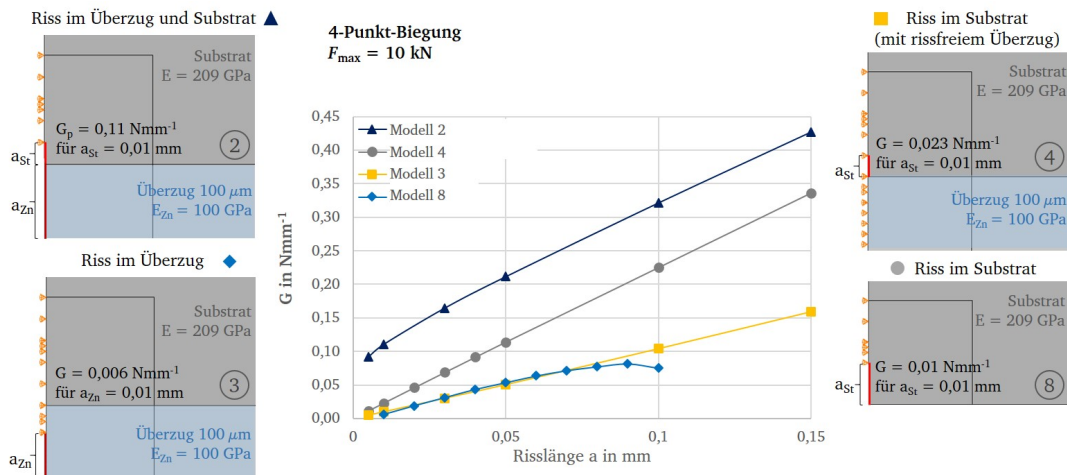


Abbildung 7.14: Übersicht über die Energiefreisetzungsraten G der untersuchten, senkrecht zur Oberfläche verlaufenden Rissvarianten über der Risslänge a

Die Rissentwicklung im Überzug, in Abhängigkeit des Steifigkeitsverhältnisses zwischen Substrat und Überzug folgt den schon bekannten Verläufen aus der Literatur [85]. Für Modelltyp 3 (Riss im Überzug) wurde überprüft, welchen Einfluss der Elastizitätsmodul auf die Energiefreisetzungsrate in Abhängigkeit der Risslänge bezogen auf die Überzugsdicke hat, Abbildung 7.15 (links). Bei gleichem Elastizitätsmodul von Substrat und Überzug ist der Dundurs' Parameter $\alpha = 0$ (●) und die Abhängigkeit der Energiefreisetzungsrate zum Risslängen-/Überzugsdickenverhältnis ist linear. Bei einem Überzugswerkstoff mit geringerer Steifigkeit (● $E_{Zn} = 40$ GPa) erreicht die Energiefreisetzungsrate das Maximum innerhalb der Schichtdicke und flacht zur maximalen Risslänge wieder ab. Die höchsten Werte werden bei Überzugswerkstoffen höherer Steifigkeit (● $E_{Zn} = 400$ GPa) erreicht.

Diese Entwicklung zeigt sich für die untersuchten Elastizitätsmoduli am Modell des feuerverzinkten Stahls (● $E_{Zn} = 100$ GPa) ebenfalls. Der Dundurs' Parameter für den hier niedrigsten untersuchten Elastizitätsmodul $E_{Zn} = 40$ GPa (●) des Überzugs im Vergleich zum Elastizitätsmodul $E_{St} = 209$ GPa des Stahlsubstrats liegt im Bereich von $\alpha < 0$ und hat das Maximum der Spannungsintensität bereits nicht mehr im Bereich der größten Risslänge. Das Maximum verschiebt sich mit niedrigeren Werten für α in Richtung Mitte der Überzugsdicke. Die berechneten Verläufe der Energiefreisetzungsrate in Abhängigkeit des Risslängen-/Überzugsdickenverhältnis zeigen, dass das elastische Verformungsverhalten des Überzugs die freigesetzte Energie maßgeblich beeinflussen kann. Ist die Steifigkeit des Überzugs deutlich höher als die des Substrats, steigt die Energiefreisetzungsrate überproportional an, wodurch die Risspitzenbeanspruchung bei Erreichen des Substrats größer wird. Umgekehrt ist die Risspitzenbeanspruchung durch einen duktilen Überzug deutlich reduziert. Die Neigung zu einem Grenzflächenriss ist hiermit höher als zu einem Durchdringungsris.

Für $\alpha = 0$ können die Ergebnisse der FE-Simulation mit den analytischen Ansätzen überprüft werden. In Abbildung 7.15 (mittig) ist der Vergleich der Energiefreisetzungsraten über der Risslänge anhand der Ergebnisse der FE-Simulation (●) gegenüber den Ergebnissen der analytischen Berechnung (◆) dargestellt. Grundlage für die analytische Berechnung der Energiefreisetzungsrate sind die Gleichungen 7.1 und 7.3, basierend auf dem Geometriefaktor $Y = 1,1215$ für den Modus I eines Oberflächenrisses unter Zugbeanspruchung [70]. Die hier entstandene Differenz zwischen den Kurven ist begründet in der Abhängigkeit des Geometriefaktors von der Risslänge und von der Beanspruchung. Die Ansätze beruhen auf einer reinen Zugbeanspruchung, die im Bereich des Überzugs zur Vereinfachung annähernd angenommen werden kann. Mit zunehmender Risslänge wird der Einfluss aus der, über den Querschnitt linear verlaufenden, Zug-Druck-Spannung infolge des Momentes jedoch größer. Der berechnete Geometriefaktor Y , der der FE-Simulation zugrunde liegt, ist in Abbildung 7.15 (rechts) dem Geometriefaktor aus der Literatur, basierend auf [73] für eine reine Biegebeanspruchung mit konstantem Querschnitt gegenübergestellt. In [98] ist bereits eine Abhängigkeit des Geometriefaktors von der Risslänge (Abbildung A.4.1) berücksichtigt, jedoch weicht dieser etwas von der Simulation ab. In der Literatur liegen viele Ansätze zur Bestimmung der Geometriefaktoren vor, auch für die Unterscheidung zwischen dünnen und dicken Scheiben. Sie alle weichen geringfügig voneinander ab. Die Veränderung des Querschnitts in der vorliegenden halbunendlichen Simulation erfüllt nicht die Grundlagen für die Annahme in der dargestellten Literatur und führt mit steigender Risslänge zu einer Erhöhung des Geometriefaktors auf $Y = 1,242$.

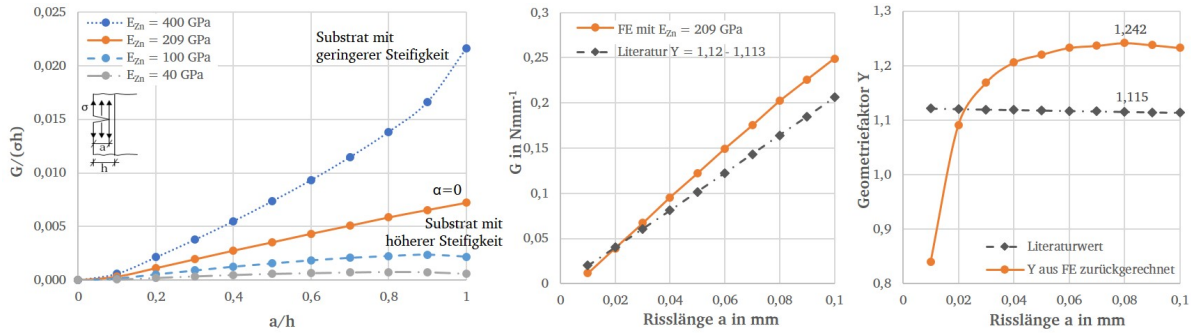


Abbildung 7.15: Veränderung der Rissspitzenbeanspruchung über die Risslänge in Abhängigkeit der Steifigkeitsverhältnisse (links) und Vergleich mit analytischen Ansätzen (mittig, rechts)

Im Folgenden werden die Abhängigkeiten der Energiefreisetzungsrate G der Risse vom Elastizitätsmodul des Überzugs, der Überzugsdicke und auch der Belastung am Beispiel des Durchdringungsrisse (Modelltyp 5) betrachtet.

Einfluss des Elastizitätsmoduls und der Dicke des Überzugs

Die numerische Simulation des Durchdringungsrisse (Modelltyp 2 *Riss Zink und Stahl*) beziehungsweise des Risse im Substrat gibt für die modellierten Risse aus den gebildeten Konturintegralen sowohl die Energiefreisetzungsrate G als auch den Spannungsintensitätsfaktor K aus. Über den Zusammenhang nach Gleichung 7.8 wird umgerechnet und überprüft, welcher Elastizitätsmodul dem Modell in der Berechnung zugrunde liegt. Der Mittelwert über die 62 Modelle mit Risslängen im Stahl von $a_{St} = 10 \mu m$ bis $150 \mu m$ und Elastizitätsmoduli des Überzugs von $E_{Zn} = 10\,000 N/mm^2$ bis $400\,000 N/mm^2$ bestätigt im Mittel den vorgegebenen Elastizitätsmodul $E_{St} = 209\,000 N/mm^2 \pm 60$ im Stahl. Der Überzug verändert die Steifigkeit der Probe nicht.

Vergleicht man im Modelltyp 5 (Abbildung 7.12) die Rissentwicklung von der Grenzfläche ausgehend in Richtung Substrat a_{St} und in Richtung des Überzugs a_{Zn} , stellt man zwei verschiedene Energiefreisetzungsraten für die Rissspitzen bei gleicher Risslänge a fest. Aufgetragen in einem Balkendiagramm in Abbildung 7.16 für zwei exemplarisch gewählte Risslängen ($a = 0,01$ mm, $0,03$ mm), erhält man bei identischem Elastizitätsmodul von Substrat und Überzug auch die gleichen Rissspitzenbeanspruchungen beziehungsweise Werte für G . Bei einem Elastizitätsmodul des Überzugs von $E_{Zn} = 100\,000 N/mm^2$, halb so groß wie der des Stahlsubstrats, ist der Wert der Energiefreisetzungsrate des in den Überzug laufenden Risse halb so groß. Die Risslänge geht in die Berechnung der Energiefreisetzungsrate linear ein. Dieses Verhältnis wird für weitere Risslängen a bestätigt. Damit das Risswachstum von der Grenzfläche aus in Richtung des Überzugs verläuft, muss die kritische Energiefreisetzungsrate G_{Ic} des Überzugs geringer sein als 50% von G_{Ic} des Stahlsubstrats. In diesem Fall entspricht dies dem Verhältnis der Elastizitätsmoduli. Bezieht man dies auf den Aufbau des Zinküberzugs ist die Neigung zu einem Riss in den Überzug größer als in das Stahlsubstrat.

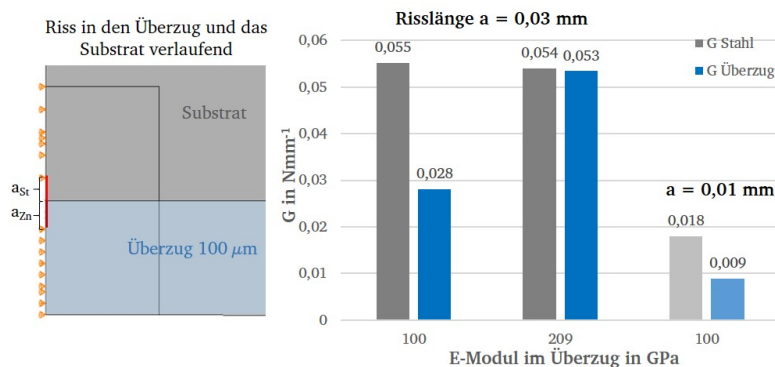


Abbildung 7.16: Vergleich der Energiefreisetzungsraten G bei auftretendem Riss im Überzug und im Stahlsubstrat senkrecht zur Grenzfläche

Vergleicht man weiterhin den Riss im Überzug mit dem Durchdringungsriss im Substrat, zeigen die Ergebnisse der numerischen Simulation ein einheitliches Bild bezüglich des Einflusses des Elastizitätsmoduls und der Dicke des Überzugs auf die Energiefreisetzungsrate. Mit höherem Elastizitätsmodul und mit steigender Überzugsdicke wird die Energiefreisetzungsrate erhöht.

Ist der Riss nur im Überzug, steigt die Rissspitzenbeanspruchung an, je dicker der Überzug wird und je größer der Elastizitätsmodul wird, Abbildung 7.17. Im linken Diagramm der Abbildung 7.17 ist an diesem Beispiel die Energiefreisetzungsrate G über dem Verhältnis der Risslänge a zur Dicke des Überzugs h aufgetragen. Mit größer werdendem Elastizitätsmodul des Überzugs steigt die Energiefreisetzungsrate an. Vergleicht man innerhalb eines Elastizitätsmoduls die zwei Überzugsdicken $100 \mu\text{m}$ zu $200 \mu\text{m}$, liegt die Kurve der höheren Überzugsdicke über alle Varianten bei höheren Energiefreisetzungsraten. Bei dem Fall Riss im Überzug ist G bei doppelter Überzugsdicke auch um den Faktor 2 höher. Die Ergebnisse der FE-Simulation sind anhand der analytischen Ansätze validiert, die Risslänge geht linear in die Gleichung ein und bestätigt so die Ergebnisse.

Mit größer werdendem Elastizitätsmodul wird der Einfluss aus der Überzugsdicke größer. Bei einem Elastizitätsmodul des Überzugs von $E = 40\,000 \text{ N/mm}^2$ ist der Einfluss nur sehr gering. Bei $E = 10\,000 \text{ N/mm}^2$ ist der Einfluss aus der Überzugsdicke in dieser Darstellung nicht mehr zu erkennen, Abbildung A.4.6 (links).

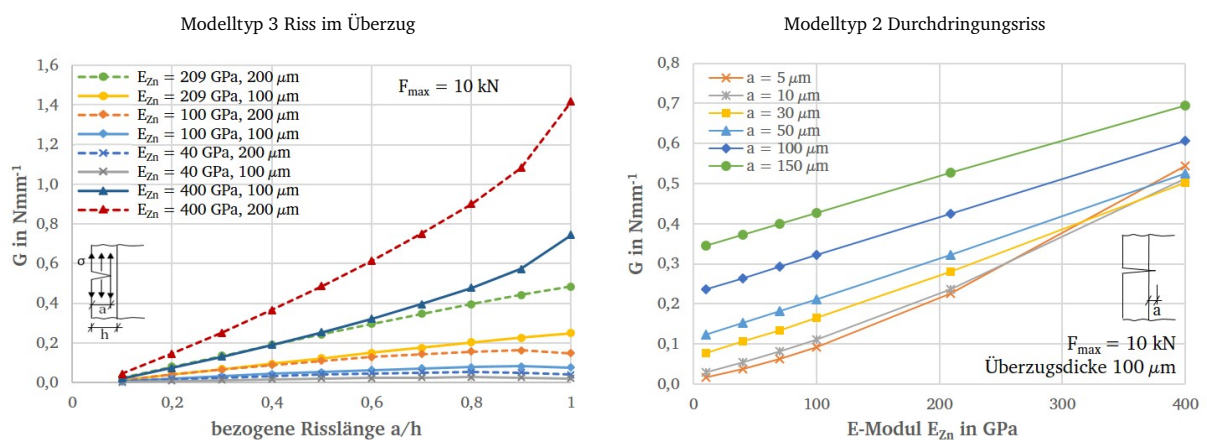


Abbildung 7.17: Darstellung des Einflusses der Überzugsdicke und des Elastizitätsmoduls an den Beispielen des Risses im Überzug (links) und des Durchdringungsrisses (rechts)

Im rechten Diagramm der Abbildung 7.17 ist der zuvor betrachtete Zusammenhang am Beispiel des Durchdringungsrisses im Stahlsubstrat in einer weiteren Darstellung veranschaulicht. Die Energiefreisetzungsrate ist hier für die unterschiedlichen Risslängen über den Elastizitätsmodul des Überzugs aufgetragen. Auch hier steigt die Energiefreisetzungsrate mit zunehmendem Elastizitätsmodul an, da ein steiferer Überzug mehr Energie gespeichert hat. Bei Risslängen ab $50 \mu\text{m}$ verlaufen die Kurven parallel, der Zuwachs der Energie über den Elastizitätsmodul bleibt gleich. Bei den Risslängen unterhalb nimmt mit kleiner werdender Risslänge die Energiefreisetzungsrate bei größeren Elastizitätsmoduli des Überzugs stärker zu. Das Nahfeld um die Rissspitze liegt bei diesen Risslängen nicht nur im Bereich des Substrats. Ein Teil ragt in den Zinküberzug rein, sodass der Einfluss des Dundurs' Parameters vorhanden ist, der das Verhältnis der Elastizitätsmoduli des Überzugs und des Substrats beschreibt. Bei gleichem Elastizitätsmodul $E = 209 \text{ GPa}$ ist die Energiefreisetzungsrate G daher gleich. Die Kurven der Risslängen $a = 5 \mu\text{m}$, $a = 10 \mu\text{m}$ sind annähernd identisch. Der Einfluss auf die Energiefreisetzungsrate wird daher bei höherer Steifigkeit des Überzugs größer. Die geringe Abweichung ist durch die unterschiedliche Querkontraktionszahl im FE-Modell begründet. Um die nicht lineare Abhängigkeit vom Elastizitätsmodul bei kleinen Risslängen zu bewerten, werden am Beispiel einer Risslänge von $a = 10 \mu\text{m}$ die Ergebnisse weiter betrachtet.

Die exemplarische Darstellung des Grenzflächenrisses von $a = 10 \mu\text{m}$ zwischen Stahlsubstrat und Überzug in Abbildung A.4.6 (rechts) zeigt ein ähnliches Verhalten wie der Durchdringungsriss in Abbildung A.4.6 (links). Unterschiede werden erst deutlich, wenn man die Abweichung prozentual aufträgt, Abbildung 7.18. Die Differenz der Energiefreisetzungsraten beider Überzugsdicken beim Grenzflächenriss bleibt gleich. Ein geringer Anstieg über dem Elastizitätsmodul ist zu sehen. Beim Durchdringungsriss hingegen ist ein deutlicher Einfluss der Risslänge und des Elastizitätsmoduls auf die Differenz der Energiefreisetzungsraten festzustellen. Mit höherem Elastizitätsmodul steigt die Differenz von G

zwischen den Überzugsdicken an und bei längeren Rissen wird der Einfluss der Überzugsdicke geringer.

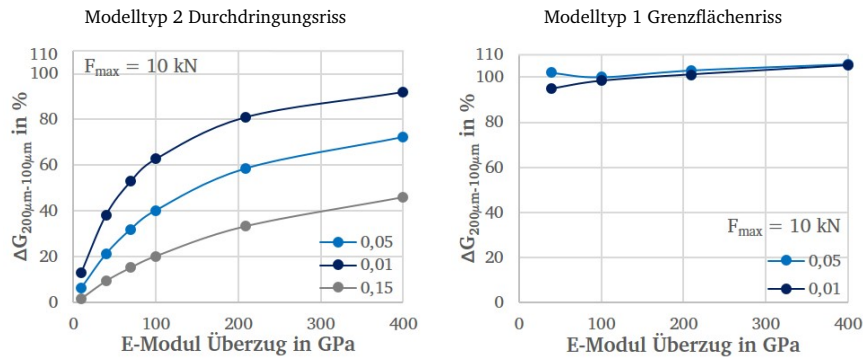


Abbildung 7.18: Differenz der Energiefreisetzungsraten der Überzugsdicken $200 \mu\text{m}$ und $100 \mu\text{m}$ am Beispiel des Durchdringungsrisse (links) und des Grenzflächenrisse (rechts) für verschiedene Risslängen a bei $F_{\text{max}} = 10 \text{ kN}$

Der Einfluss des Elastizitätsmoduls des Überzugs auf die Energiefreisetzungsraten des Grenzflächenrisse ist in Abbildung 7.20 dargestellt. Die Energiefreisetzungsraten steigen auch hier für höhere Elastizitätsmoduli an.

Einfluss der Belastungshöhe

Die Höhe der aufgebracht Last beeinflusst ebenfalls die Energiefreisetzungsraten an der Rissspitze. Mit zunehmender Belastung wird die Energiefreisetzungsraten erhöht und die Differenz zur kritischen Energiefreisetzungsraten, beziehungsweise dem kritischen Spannungsintensitätsfaktor, wird geringer. In welchem Maß sich bei doppelter Belastung die Energiefreisetzungsraten G erhöht, verdeutlicht Abbildung 7.19 für die untersuchten senkrecht zur Oberfläche verlaufenden Risse. Die aus Abbildung 7.14 schon bekannten Ergebnisse sind hier in der Darstellung um die bei doppelter Belastung $F = 20 \text{ kN}$ berechneten Energiefreisetzungsraten erweitert. Das stellt die Auswertung der FE-Berechnungen bei einer Überzugsdicke von $100 \mu\text{m}$ dar. Die Erhöhung der Belastung von 10 kN auf 20 kN führt für die 4-Punkt-Biegung in den dargestellten Rissvarianten zu einer Erhöhung der Energiefreisetzungsraten. Die Steigung der Geraden ist bei der höheren Belastung steiler. Dadurch nimmt die Differenz zwischen $G_{20\text{kN}}$ zu $G_{10\text{kN}}$ mit größerer Risslänge a zu. Bei der Risslänge $a = 100 \mu\text{m}$ beträgt die Erhöhung von G einen Faktor von etwa vier.

Eine Erhöhung der Energiefreisetzungsraten G um den Faktor vier bei einer Erhöhung der Belastung von $F = 10 \text{ kN}$ auf 20 kN tritt auch bei den Grenzflächenrisse auf. Die Energiefreisetzungsraten sind bei den untersuchten Grenzflächenrisse bis zu einer Risslänge von $a = 100 \mu\text{m}$ gleichbleibend. Da der Riss in der Grenzfläche in Belastungsrichtung verläuft ist hier die Steifigkeitsänderung nicht so maßgebend, wie bei den senkrecht verlaufenden Risse. So ist auch bei einer weiteren Verdopplung der Belastung von $F = 20 \text{ kN}$ auf 40 kN eine Erhöhung der Energiefreisetzungsraten um etwa den Faktor vier ($(F_2/F_1)^2$) zu sehen. Die analytische Berechnung der Energie ist abhängig von der quadratischen Spannung und bestätigt auch hier erneut die Plausibilität der Ergebnisse. Die Erhöhung ist auch auf eine Überzugsdicke von $200 \mu\text{m}$ übertragbar. Im Anhang in Abbildung A.4.7 ist das Diagramm der Energiefreisetzungsraten über der Risslänge in der Grenzfläche dargestellt.

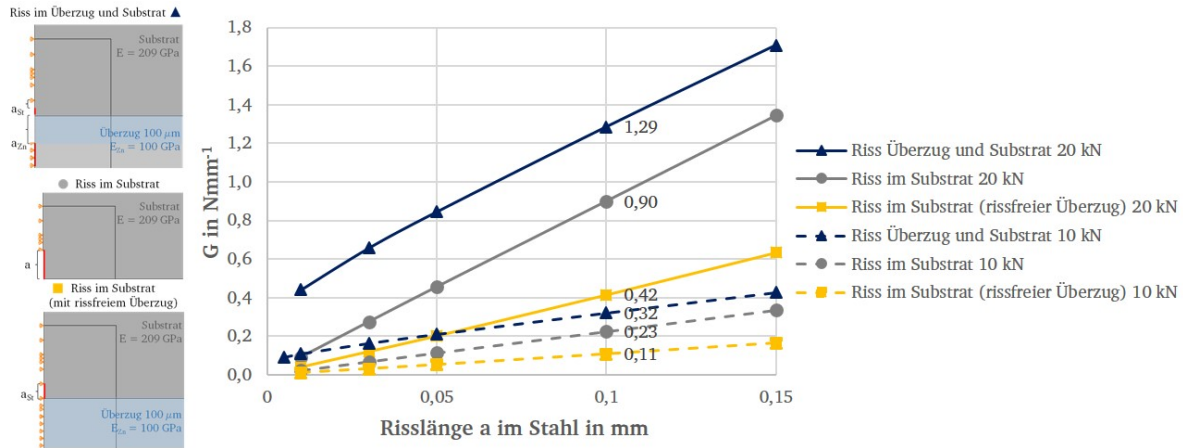


Abbildung 7.19: Vergleich der Energiefreisetzungsraten der Risse im Stahlsubstrat (Modelltypen 2, 4 und 8) für $F = 10 \text{ kN}$, 20 kN

7.3.3 Vergleich der Ergebnisse zu den analytischen Berechnungen

In Kapitel 7.2.2 wurden die Ergebnisse der berechneten kritischen Energiefreisetzungsraten, die auf der experimentell beobachteten Rissbildung im Überzug an den quasi-statischen 4-Punkt-Biegeproben basieren, erläutert. Über beide Feuerverzinkungen, Normal- und Hochtemperaturverzinkung treten die Risse, identifiziert durch den Anstieg des Potentials, ab etwa $F = 22 \text{ kN}$ auf.

Die ermittelten Energiefreisetzungsraten aus der analytischen Berechnung und der numerischen Simulation, zunächst für den Riss im Überzug betrachtet, sind annähernd gleich. Bei $F = 22 \text{ kN}$ wird für eine, in der FE-Simulation berechnete, Überzugsdicke von $100 \mu\text{m}$ und einem Elastizitätsmodul von $E_{Zn} = 100 \text{ GPa}$ eine kritische Energiefreisetzungsrate von $G_{Ic,f} = 0,24 \text{ N mm}^{-1}$ ermittelt. Die numerische Simulation ergibt ein Ergebnis von $G_{Ic,f,FE} = 0,21 \text{ N mm}^{-1}$ unter den gleichen Randbedingungen. Das Ergebnis der Simulation kann ebenfalls mit der kritischen Energiefreisetzungsrate gleichgesetzt werden, da die experimentellen Beobachtungen die Rissbildung bei dieser Belastung und den vorgegebenen Randbedingungen bestätigen. Die berechneten Unterschiede zwischen NTV- ($G_{Ic,NTV} = 0,26 \text{ N mm}^{-1}$) und HTV-Proben ($G_{Ic,HTV} = 0,12 \text{ N mm}^{-1}$) können mit den Ergebnissen der FE-Simulation erklärt werden. Beim Vergleich verschiedener Überzugsdicken wurde deutlich, dass diese auch in der Beanspruchung linear eingehen. Ein halb so dicker Überzug der HTV erfährt eine halb so hohe Risspitzenbeanspruchung und gleicht damit die höhere Beanspruchbarkeit des NTV-Überzugs aus. Dadurch ergeben sich für beide Feuerverzinkungsarten ähnliche Zeitpunkte für die Rissbildung und bestätigen die mittels elektrischer Widerstandsmessung ermittelten Ergebnisse.

Mit dem modellierten Halbmodell wird der Fall des zweiseitigen Grenzflächenrisses berechnet. Der Abbildung 7.5 ist zu entnehmen, dass für $\alpha > 0$ kein Unterschied zwischen dem einfach und dem zweifach umgelenkten Riss besteht. Die Ergebnisse der numerischen Simulation bestätigen die analytischen Berechnungen, die auf dem Ansatz des Rissnetzwerks aufbauen. Die Beanspruchungen des Risses in der Grenzfläche $G_{d,FE} = 0,045 \text{ N mm}^{-1}$ und des Durchdringungsrisse $G_{p,FE} = 0,11 \text{ N mm}^{-1}$ aus der Simulation bestätigen für eine Risslänge von $a = 0,01 \text{ mm}$ das nach Abbildung 7.5 ermittelte Verhältnis von 0,39 mit $G_{d,FE}/G_{p,FE} = 0,41$. Bei länger werdenden Rissen im Bereich von $a = 0,05 \text{ mm}$ wird das Verhältnis aufgrund des Risslängeneinflusses des Durchdringungsrisse kleiner. In Abbildung 7.20 ist dies am Anstieg der Energiefreisetzungsrate G_p zu sehen, wohingegen G_d nahezu konstant bleibt. Auch ist der bereits beschriebene Einfluss des steiferen Elastizitätsmoduls des Überzugs ($E_{Zn} = 400 \text{ GPa}$) auf die Energiefreisetzungsrate von kleinen Risslängen durch den erhöhten Anstieg der Kurve zu sehen. Ein weiterer Vergleich bei einem Elastizitätsmodul des Überzugs von $E_{Zn} = 40\,000 \text{ N/mm}^2$ ergibt aus der numerischen Simulation ein Verhältnis von $G_{d,FE}/G_{p,FE} = 0,27$ bei der Risslänge $a = 0,01 \text{ mm}$. Nach dem Diagramm Abbildung 7.5 steigt das Verhältnis für einen erhöhten Dundurs' Parameter an. Grund für den Unterschied zwischen der numerischen Simulation mit geringer werdendem Verhältnis liegt in der Berechnung der Energiefreisetzungsrate. Der analytische Ansatz beruht auf der Berechnung über die gleichbleibende Spannung, damit wird die gespeicherte Energie mit größerem Elastizitätsmodul größer. In der Finite-Elemente-Berechnung wird die Dehnung vorgegeben und konstant gehalten, wodurch sich die gespeicherte Energie mit größer werdendem Elastizitätsmodul reduziert. Die Veränderung des Verhältnisses muss demnach gegenläufig sein. Die Vorgabe der Dehnung als Beanspruchungszustand für den Überzug entspricht dem

Zustand der untersuchten Proben, bei denen aufgrund des Steifigkeits- und Querschnittsverhältnisses das Stahlsubstrat die Dehnung bestimmt.

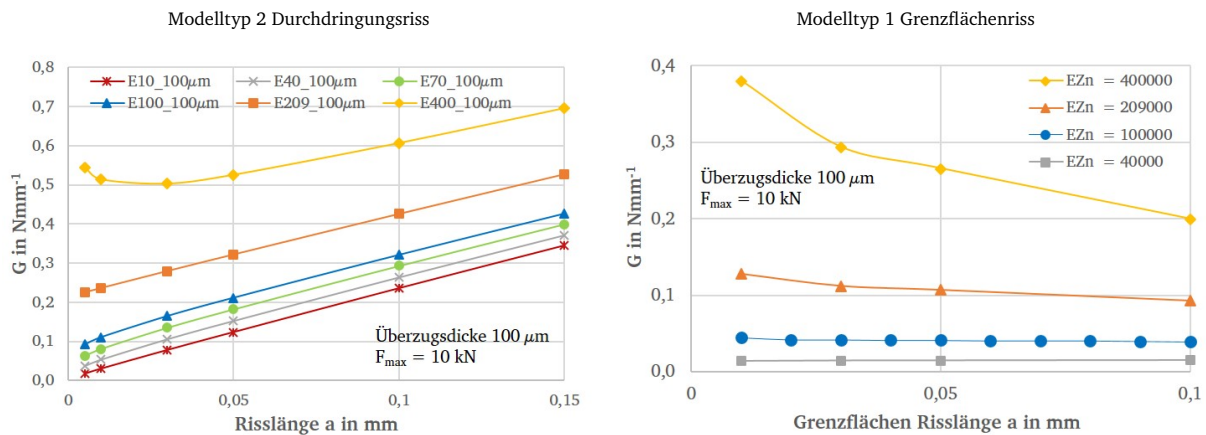


Abbildung 7.20: Darstellung der Energiefreisetzungsrate über der Risslänge am Beispiel des Durchdringungsrissses (links) und des Grenzflächenrissses (rechts) an der 4-Punkt-Biegeprobe mit einer Belastung von $F_{\text{max}} = 10 \text{ kN}$ und einer Überzugsdicke von $100 \mu\text{m}$

Berechnung der kritischen Energiefreisetzungsrate des Grenzflächenrissses

Bei den experimentellen Versuchen ist bei einer Belastung von $F = 40 \text{ kN}$ zu sehen, dass es zur Delamination des Überzugs kommt. Die Simulation des Grenzflächenrissses bei dieser Belastung und einer Überzugsdicke von $100 \mu\text{m}$ ergibt eine Energiefreisetzungsrate von $G = 0,558 \text{ N mm}^{-1}$. Diese kann aufgrund der experimentellen Beobachtungen, der schon vorhandenen Ablösungen, mit der kritischen Energiefreisetzungsrate $G_{d,lc}$ gleichgesetzt werden. Die analytische Betrachtung ergab, dass man $G = 50,3 \text{ N mm}^{-1}$ erreichen müsste, um das Beanspruchungsverhältnis G_d/G_p auch auf die kritischen Energiefreisetzungen zu übertragen. Hier liegt in etwa der Faktor 10 dazwischen. Setzt man die ermittelte Energiefreisetzungsrate ins Verhältnis mit der kritischen Energiefreisetzungsrate für das Stahlsubstrat $G_{p,lc}$ erhält man $G_{d,lc}/G_{p,lc} = 0,558/129 = 0,004$. Dieses Verhältnis tendiert zu Null und liegt somit weit unterhalb der Kurve aus Abbildung 7.5. Die viel geringere Beanspruchbarkeit der Grenzfläche schließt einen Durchdringungsriß unter der untersuchten quasi-statischen Beanspruchung aus.

Die berechnete Risspitzenbeanspruchung bezogen auf die kritischen Energiefreisetzungsrate für die untersuchten Rissentwicklungen sind im Diagramm in Abbildung 7.21 dargestellt. Nach dem Risswachstum im Überzug sind im Diagramm die Rissentwicklungen Durchdringungsriß und Grenzflächenriß über der Gesamtrisslänge gegenübergestellt. Der Riss im Substrat ohne Überzug ist zum Vergleich im Diagramm ergänzt, liegt jedoch aufgrund der geringen Belastung bei Null. Ein Riss im Substrat liegt normiert, aufgrund der hohen Beanspruchbarkeit und dem daraus folgenden niedrigen Verhältnis ebenfalls bei fast Null. Der Grenzflächenriß hingegen liegt bei einem Verhältnis von $G/G_c = 0,07$. Es bestätigt die energetische Neigung zum Grenzflächenriß unter quasi-statischer Belastung des hier vorliegenden Bi-Materials.

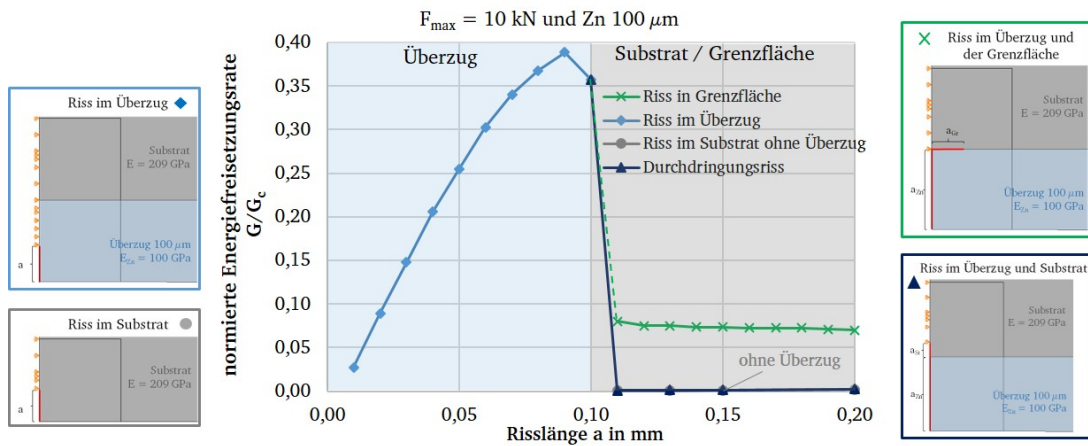


Abbildung 7.21: Darstellung der normierten Energiefreisetzungsrate der untersuchten Rissentwicklungen

7.3.4 Zwischenfazit zur FE-Simulation

Die numerische Simulation zeigt, dass ein Riss im Überzug die Energiefreisetzungsrate des daraus weiterführenden Risses deutlich erhöht. Mit größerem Elastizitätsmodul und dickerem Überzug steigen die Energiefreisetzungsrate über alle modellierten Rissvarianten an. Es kann festgestellt werden, dass eine doppelte Überzugsdicke auch die Energiefreisetzungsrate verdoppelt. Mit steigendem E-Modul zeigt sich ein geringer Anstieg der Differenz $G_{200\ \mu\text{m}} - G_{100\ \mu\text{m}}$ zwischen den zwei Überzugsdicken. Prozentual ausgewertet hat die Überzugsdicke bei Grenzflächenrissen keinen Einfluss und der Einfluss des Elastizitätsmoduls des Überzugs ist sehr gering. Bei dem Durchdringungsriss hingegen wird die Differenz der Energiefreisetzungsrate beider Überzugsdicken bei längeren Rissen geringer. Mit größerem Elastizitätsmodul ist ein stärkerer Anstieg der Differenz feststellbar.

Die experimentellen Versuche zeigen, dass die hochtemperaturverzinkten Proben auf einem Lastniveau, verglichen mit den normaltemperaturverzinkten Proben, bei höheren ertragbaren Schwingungszahlen liegen. Die hochtemperaturverzinkten Überzüge sind aufgrund der Verfahrenstemperatur dünner und in der Tendenz mit einem höheren Elastizitätsmodul als die normaltemperaturverzinkten Überzüge ausgebildet. Die niedrigeren Beanspruchungen an der Risspitze bei dünneren Überzügen, wie es bei der HTV der Fall ist, bestätigen die experimentellen Ergebnisse. Die Phase der Ermüdung bis zum Bruch ist länger, weshalb diese Versuche im Vergleich zu den Proben mit dickeren NTV-Überzügen, bei höheren ertragbaren Schwingungszahlen liegen.

Eine Verdopplung der Belastung bedeutet eine Erhöhung der Energiefreisetzungsrate um den Faktor vier $((F_2/F_1)^2)$, da die Spannung quadratisch in die analytische Formel eingeht. Die Ergebnisse können somit auf andere Belastungen umgerechnet werden. Einen Überblick über die Ergebnisse, auszugsweise für $F_{\text{max}} = 10\ \text{kN}$ und $a = 10\ \mu\text{m}$ gegenübergestellt, gibt Abbildung 7.22.

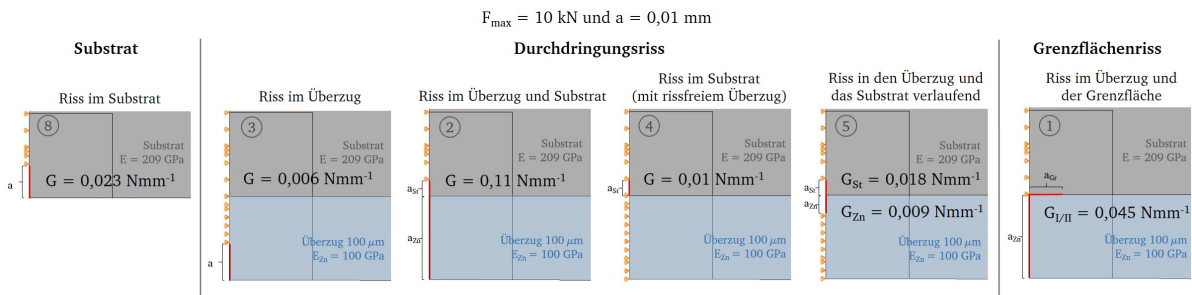


Abbildung 7.22: Übersicht über die berechneten Spannungsintensitäten an den verschiedenen Risspitzen bei einer Belastung von $F_{\text{max}} = 10\ \text{kN}$ und einer Risslänge von $a = 0,01\ \text{mm}$

7.4 Zusammenfassung der analytischen und numerischen Berechnung

Die analytischen Berechnungsansätze konnten mit der FE-Simulation bestätigt werden. Die kritische Energiefreisetzungsrate des Überzugs liegt bei sehr niedrigen Werten, im Mittel $G_{Ic,NTV} = 0,26 \text{ N mm}^{-1}$ und $G_{Ic,HTV} = 0,12 \text{ N mm}^{-1}$. Die Beanspruchungssituation dieser Überzüge ist aufgrund des Dickenunterschieds um den Faktor 2 ebenfalls um diesen Faktor auseinander. Damit werden in beiden Feuerverzinkungen die Beanspruchbarkeiten zu dem gleichen Zeitpunkt erreicht. Dies bestätigt die experimentell mittels elektrischer Widerstandsmessung bestimmten frühen Zeitpunkte der Rissbildung im Überzug (Abbildung 5.24).

Die Ergebnisse der numerischen Simulation zeigen bei einer Risslänge von $a = 10 \mu\text{m}$ gleiche Verhältniswerte $G_{d,FE}/G_{p,FE} = 0,41$ der Energiefreisetzungsrate des Grenzflächenrisses ($G_{d,FE} = 0,045 \text{ N mm}^{-1}$) und des Durchdringungsrisse ($G_{d,FE} = 0,11 \text{ N mm}^{-1}$) zu dem analytischen Berechnungsansatz $G_d/G_p = 0,39$. In der Simulation ist das Verhältnis G_d/G_p risslängenabhängig und wird mit zunehmender Risslänge kleiner. Die, anhand der in den experimentellen Versuchen gesehenen Ablösung des Überzugs, errechnete kritische Energiefreisetzungsrate beträgt $G_{d,ic} = 0,558 \text{ N mm}^{-1}$. Das Verhältnis zwischen den zwei Rissvarianten tendiert zu Null und bestätigt die experimentell beobachtete Neigung zum Grenzflächenriss unter quasi-statischer Belastung. Trägt man die Energiefreisetzungsraten über der Risslänge in einem Diagramm auf, Abbildung 7.23, getrennt nach Überzug und Substrat und trägt die bisherigen Simulationsergebnisse für die unterschiedlichen Rissentwicklungen ein, so kann man die Verläufe der Risspitzenbeanspruchungen über der Risslänge ablesen. Auch hier zeigt sich die parallel zu höheren Energiefreisetzungsraten verschobene Kurve des Risses im Überzug und Substrat gegenüber dem Riss nur im Substrat. Die Beanspruchung der Grenzfläche ist deutlich geringer und risslängenunabhängig. Normiert auf die kritische Energiefreisetzungsrate wird die Beanspruchung und damit die Neigung zur Rissentwicklung deutlicher. Gezeigt wurde dies in Abbildung 7.21. Die Risspitzenbeanspruchung im Stahlsubstrat ist verglichen mit der Beanspruchbarkeit nahezu Null. Mit zunehmender Risslänge wird das Verhältnis im Stahlüberzug immer größer und übersteigt die anderen Werte deutlich. Die normierte Energiefreisetzungsrate des Grenzflächenrisses liegt höher als die des Durchdringungsrisse.

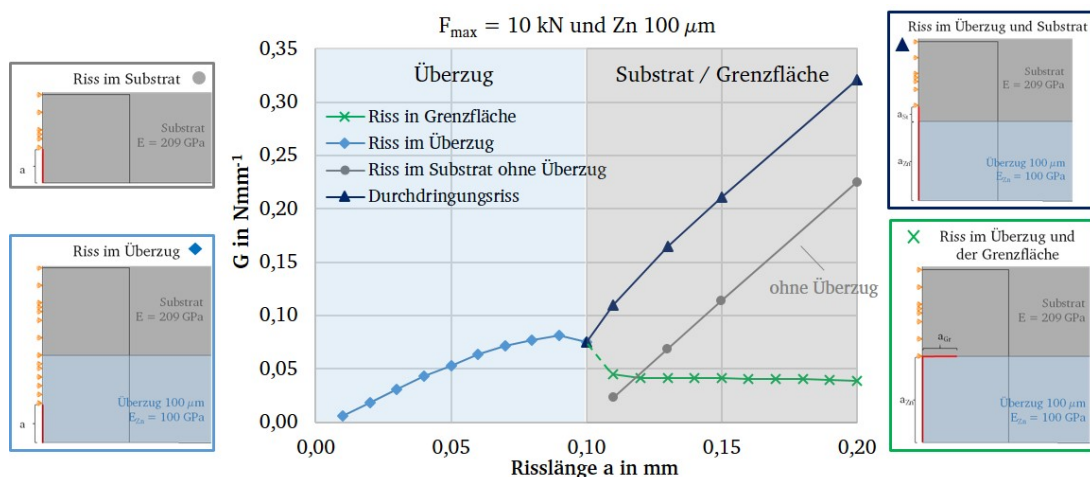


Abbildung 7.23: Vergleich der Risspitzenbeanspruchung Durchdringungsrisse und Grenzflächenrisse für $F_{\max} = 10 \text{ kN}$, $E_{Zn} = 100 \text{ GPa}$ und Überzugsdicke $100 \mu\text{m}$

Die Fragestellung nach der Neigung zum Grenzflächenriss oder Durchdringungsrisse feuerverzinkter Stahlbauteile ist für die untersuchten Eigenschaften bei quasi-statischer Beanspruchung bewertet. Die Mikrostruktur des Feuerverzinkungsüberzugs, der Atomaufbau der ζ -Phase in monokliner Form, führen zu einem spröden, sehr rissanfälligen Überzug. Die Untersuchungen in Kapitel 5 zeigen bei den Ermüdungsversuchen einen Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit des Stahlbauteils. Die Feuerverzinkung als Überzug führt zu einer Verkürzung der Ermüdungsphasen des feuerverzinkten Bauteils.

Der Beginn der Paris-Geraden für den Baustahl S355 J2, wie hier verwendet, gibt einen unteren Grenzwert für stabilen Rissfortschritt ΔK_{th} von $10,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ an. Als intrinsischer Schwellenwert für das Mikrorisswachstum im Stahl kann für den ferritischen Stahl $\Delta K_{th,eff} = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ angenommen werden. Die Spannungsintensitätsfaktoren können über

den Elastizitätsmodul von Stahl in einen Schwellenwert der zyklischen Energiefreisetzungsrate umgerechnet werden zu $\Delta G_{\text{th}} = 0,46 \text{ N mm}^{-1}$ und $\Delta G_{\text{th,eff}} = 0,0085 \text{ N mm}^{-1}$. Die Simulation des Risses im Zinküberzug bei $a = 0,1 \text{ mm}$ vollständig aufgerissen liefert am Übergang zum Stahlsubstrat $G_{a=0,1} = 0,3 \text{ N mm}^{-1}$ bei einer Belastung von $F_{\text{max}} = 20 \text{ kN}$. Bei dieser Belastung treten Ermüdungsbrüche in den experimentellen Versuchen auf. Die Werte liegen unterhalb des Schwellenwertes ΔG_{th} zum Erreichen eines stabilen Rissfortschritts für Langrisse, jedoch überschreiten sie den intrinsischen Schwellenwert. Dies führt zur Mikrorissinitiierung im Stahlsubstrat, welcher mit der weiteren zyklischen Belastung wächst. Die Ermittlung einer Risswachstumsrate für das Bi-Material ist nur mit sehr komplexen Versuchen möglich.

8 Diskussion der Ergebnisse

Die in den einzelnen Kapiteln im Fazit diskutierten Ergebnisse werden zu einer ganzheitlichen Betrachtung der gewonnenen Erkenntnisse aufgegriffen, um Zusammenhänge abzuleiten. Die Ergebnisse, die durch verschiedene, sich ergänzende Methoden erarbeitet und unter Beachtung weiterer Einflussfaktoren generiert wurden, werden diskutiert.

Die in der Forschung [6] bereits betrachteten Kerbfälle zeigten in der Auswertung die Tendenz, dass der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit bei niedrigeren Kerbfällen geringer wird. Diese Aussage konnte im Rahmen dieser Arbeit begründet widerlegt werden und es konnte gezeigt werden, woher die Unterschiede in der Bewertung der Versuchsergebnisse kommen.

Die Axialschwingversuche der unterschiedlich stark gekerbten Flachzugproben zeigen, dass sowohl die Kerbschärfe der geometrischen Kerbe die Ermüdungsfestigkeit reduziert, als auch, dass der Zinküberzug zu einer weiteren Abminderung führt. Mit zunehmender Kerbschärfe steigt die Höhe der weiteren Abminderung aufgrund des Zinküberzugs an. Die widersprüchlichen Ergebnisse werden auf Grundlage der Auswertung der Versuchspunkte diskutiert.

Die Auswertung der Schwingversuche nach EC3 mit einer festen Steigung $m = 3$ für ungeschweißte Kerbfälle bildet die tatsächliche Beanspruchbarkeit auf Basis experimentell ermittelter Daten nicht für alle Kerbfälle richtig ab. Je geringer die Kerbwirkung eines Bauteils ist, desto flacher ist die Wöhlerkurve ($m > 3$). In diesem Fall wird die tatsächlich ertragbare Spannungsschwingbreite nach EC3 unterschätzt. Daher wurde in [6] die falsche Annahme getroffen, dass die Abminderung durch die Feuerverzinkung bei hohen Kerbfällen größer sei.

In dieser Arbeit wurden die im Brückenbau üblichen Kerbfälle aus u. a. [6, 10, 45] mit variabler Steigung neu ausgewertet, um die tatsächliche Abminderung der Ermüdungsfestigkeit feuerverzinkter Bauteile aus Stahl bestimmen zu können. Der Vergleich der ermittelten Spannungsschwingbreiten der Kerbfälle mit einer variablen Steigung zu denen mit einer festen Steigung nach EC3 ist in Abbildung 8.1 dargestellt. Die ermittelten Kerbfälle mit feuerverzinkten Proben sind hier über die unverzinkten Kerbfälle aufgetragen. Liegen die Punkte oberhalb der Winkelhalbierenden, so sind die Kerbfälle auch für feuerverzinkte Bauteile erfüllt. Im rechten Diagramm (feste Steigung $m = 3$) sieht man mit größer werdenden Kerbfällen den immer größer werdenden Abstand der Punkte zur Winkelhalbierenden. Anhand dessen wurde die Vermutung des größer werdenden Einflusses durch die Feuerverzinkung mit niedrigerer Kerbwirkung aufgestellt. Im linken Diagramm mit variabler Steigung ist zu erkennen, dass die Differenz zwischen unverzinkt (●) und HTV (▲) annähernd gleich ist, jedoch zu höheren Kerbfällen etwas geringer wird. Die normaltemperaturverzinkten (NTV) Proben (◆) zeigen eine größere Streubreite der Versuchsergebnisse gegenüber den hochtemperaturverzinkten (HTV) Proben. Die Dicke der Überzüge der NTV unterliegen größeren Schwankungen und beeinflussen daher die Ergebnisse stärker. Alle Versuchsreihen liegen oberhalb der Winkelhalbierenden. Die variabel berechneten Spannungsschwingbreiten liegen höher als die Kerbfälle.

Die Versuchsreihe des Kerbfalls 160 aus [6] liegt unterhalb der vergleichend im Rahmen dieser Arbeit geprüften Proben, was auf eine niedrigere Zugfestigkeit des Stahls zurückzuführen ist. Die hohe Abminderung aufgrund der Feuerverzinkung kann sowohl durch die Variationen im Verzinkungsprozess, wie beispielsweise unterschiedliche Überzugsdicken, als auch durch die fehlende Auswertung der Dauerfestigkeit begründet sein. Die Betrachtung über alle Kerbfälle hinweg unterliegt vielen Einflussfaktoren und damit verbunden hohen Schwankungen. Um eine Ausgangssituation zu schaffen, die eine Vergleichbarkeit ohne Streuung von Festigkeit und Verzinkungsprozess ermöglicht, wurden Flachzugproben verschiedener Kerbschärfen aus einer Werkstoff- und Verzinkungscharge untersucht. Hierfür zeigt sich der zunehmende Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit mit zunehmender Kerbschärfe deutlich.

Die auf Basis der bisherigen Forschungsergebnissen überarbeitete Fassung des EC3, führt aufgrund der angepassten Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden für die meisten Kerbfälle dazu, dass auch feuerverzinkte Proben innerhalb der geforderten Überlebenswahrscheinlichkeit liegen. Trotzdem wird in der prEN1993-1-9 weiterhin daran festgehalten, dass die Kerbfälle um einen Kerbfall abgemindert werden müssen, sobald die Bauteile feuerverzinkt sind. Gerade im Brückenbau ist der Bauteilsicherheit eine außergewöhnliche Priorität zuzuordnen, die eine entsprechend konservative Auslegung benötigt, auch wenn die Ergebnisse eine große Reserve in den Bemessungswöhlerlinien haben. Die Auswertung der feuerverzinkten Proben mit variabler Steigung zeigt jedoch eine große Reserve, die eine Abminderung um

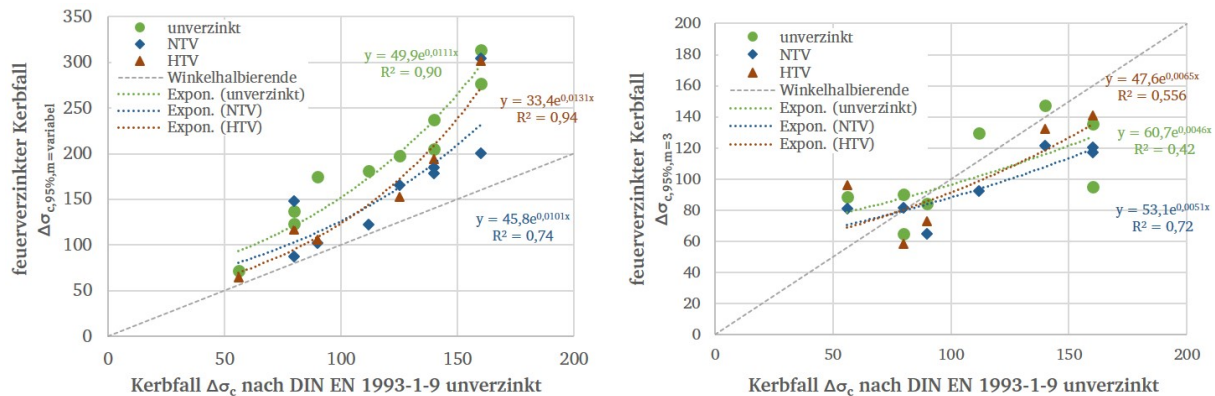


Abbildung 8.1: Vergleich der feuerverzinkten Kerbfälle $\Delta\sigma_{c,95\%}$ nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ (links) und $m = 3$ bzw. $m = 5$ (rechts) mit den unverzinkten Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9

einen Kerbfall nicht pauschal für alle Kerbfälle an ungeschweißten Details erforderlich macht.

Die Anpassung der Steigung und die damit bleibende Festhaltung an zwei festen Steigungswerten führt dazu, dass Kerbfälle, wie am Beispiel der Passschraubenverbindung zu sehen, überschätzt werden. Liegt die tatsächliche Steigung eines Kerbfalls bei niedrigeren Werten ($m \leq 5$), wird die Bemessungsschwingbreite $\Delta\sigma_{c,95\%}$ zu hoch berechnet.

Alternative Auswertungen bestätigen das ungenutzte Beanspruchungspotential, sogar für feuerverzinkte Bauteile aus Stahl. Die Auswertung der Dauerfestigkeit, die die Lage der Durchläufer berücksichtigt, würde in den meisten Fällen zu einer Verschiebung zu höheren Spannungsschwingbreiten führen, da die Abknickpunkte bei früheren Schwingspielen lägen. In Kapitel 5.2 konnte am Beispiel der 4-Punkt-Biegeproben gezeigt werden, dass durch das Treppenstufen- und auch das Abgrenzungsverfahren die tatsächliche Dauerfestigkeit hier um den Faktor 1,4 bis 2 höhere Beanspruchbarkeiten ergibt, als die Auswertung nach DIN EN 1993-1-9. Kritisch zu bewerten an diesen alternativen Auswerteverfahren ist der notwendige Stichprobenumfang (30 Einzelversuche), um auch die äußere Grenze $P_{\bar{U},95\%}$ statistisch abgesichert bestimmen zu können.

Wird die Abminderung der Beanspruchbarkeit gegenüber unverzinkten Proben unter Berücksichtigung der experimentell ermittelten tatsächlichen Dauerfestigkeit bestimmt, so können am Beispiel der 4-Punkt-Biegung signifikant größere Werte bestimmt werden. Die HTV-Proben zeigen beispielsweise bei der Auswertung nach EC3 mit variabler Steigung eine Abminderung von 7,7 %, welche gegenüber der im Treppenstufenverfahren erfassten Abminderung von 34,7 % stark abweicht. Dies zeigt, dass auch die Bewertung nach EC3 mit variabler Steigung ohne Berücksichtigung von Durchläufern sehr konservativ ist und den tatsächlichen Unterschied in der Beanspruchbarkeit von feuerverzinkten und unverzinkten Proben nicht widerspiegeln kann. Der Vergleich der verschiedenen Auswertungsmethoden zeigt, welches ungenutzte Beanspruchungspotential der Auslegung nach EC3 zugrunde liegt. Die Methode nach EC3 ist dennoch begründet für die praktische Umsetzung mit ausreichender Sicherheit in der Auslegung. Hingegen ist aus Forschungsperspektive die Bewertung der tatsächlichen Beanspruchbarkeiten für den Vergleich der maßgebende Bezug. Für die Berücksichtigung von Durchläufern müssen Proben bis zu hohen Grenzschwingspielzahlen geprüft werden. Damit ist aufgrund der meist niedrigen Prüffrequenzen der häufig eingesetzten servohydraulischen Prüfsysteme ein hoher Kosten- und Zeitaufwand verbunden. Als Alternative zu einem aufwendigen Versuchsprogramm wäre ein lokales Schädigungskonzept für die Bewertung der Lebensdauer denkbar. Ansätze zur Berücksichtigung der inhärenten Schädigungswirkung des Feuerverzinkungsüberzugs werden dazu im Ausblick gegeben.

Über diese Ergebnisse der Schwingversuche hinaus kann festgehalten werden, dass über alle untersuchten Versuchsreihen die hochtemperaturverzinkten Proben längere Schwingspielzahlen bis zum Bruch ertragen als die normaltemperaturverzinkten Proben. Ein Grund ist die unterschiedliche Überzugsdicke, da dünnere Überzüge einen geringeren Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit haben. Abbildung 5.15 stellt die Abminderung prozentual über der Überzugsdicke dar. Forschungsergebnisse wie [53, 54] werden dadurch bestätigt und Annahmen wie in [48], dass es keinen Dickeneinfluss gibt, damit widerlegt. Eine allgemeine Begrenzung der Überzugsdicke auf etwa $200 \mu\text{m}$ ist bei ermüdungsbeanspruchten Bauteilen zu empfehlen. Oberhalb können kerbfallabhängig größere Abminderungen auftreten, bei denen individuell geprüft werden muss, ob der Kerbfall noch erfüllt ist. Es zeigt sich mit zunehmender Überzugsdicke eine Tendenz zu einer maximalen Abminderung, die asymptotisch gegen einen Wert von etwa 60 % läuft. Die Ergebnisse der numerischen

Simulation zeigen, dass mit höherem Elastizitätsmodul des Zinküberzugs die Differenz der Energiefreisetzungsraten zwischen den Überzugsdicken ansteigt. Bei längeren Rissen wird der Einfluss der Überzugsdicke geringer. Dies bestätigt die Tendenz zu einem Grenzwert für die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit bei höheren Überzugsdicken. Weitere Untersuchungen sollten durchgeführt werden, um zu bestätigen, ob der Einfluss bei dem anzunehmenden Grenzwert bleibt oder die Abminderung doch linear zur Überzugsdicke zunimmt. Mit der Begrenzung auf eine maximale Überzugsdicke von $200\ \mu\text{m}$ erreicht man bei den Korrosivitätsklassen im Straßenbrückenbau eine ausreichende Schutzdauer in Höhe der Lebensdauer eines Brückenbauwerks von 100 Jahren. Weiterhin wird somit auf einen ressourcenschonenden Feuerverzinkungsprozess geachtet.

Die unterschiedlichen Ergebnisse der Ermüdungsfestigkeit zwischen NTV und HTV sind, aufgrund der mikrostrukturellen Beobachtungen der Rissentwicklung in den Schichten der Systeme, nicht nur mit dem Überzugsdickenunterschied zu begründen. Um den Einfluss der Phasen herauszustellen wird die ermittelte Abminderung in Abhängigkeit der Überzugsdicke separiert, nach der für die Schwindungsrisse relevanten δ_1 -Phase und der für die Rissbildung als ursächlich identifizierten ζ -Phase, in Abbildung 8.2 differenziert dargestellt. Das rechte Diagramm, in dem die Abminderung über der Dicke der ζ -Phase aufgetragen ist, sieht qualitativ aus, wie das Diagramm über die gesamte Überzugsdicke (Abbildung 5.15). Deutlich ist dies an den Ergebnissen des gelochten Bleches (NTV \bullet , HTV \blacklozenge) zu sehen, die in gleicher Reihenfolge liegen. Das linke Diagramm, in dem die δ_1 -Phase dargestellt ist, lässt hingegen keine Abhängigkeit der Versuchspunkte zur δ_1 -Schichtdicke erkennen. Dies ist nur im direkten Bezug zu dem Diagramm über die gesamte Überzugsdicke zu erkennen. Daraus ist zu schließen, dass die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit aufgrund der Feuerverzinkung überwiegend von der Dicke der ζ -Phase abhängig ist, was in Übereinstimmung mit der widerlegten Hypothese bezüglich der überspringenden Schwindungsrisse steht. Die ζ -Phase führt zu einem schnellen Risswachstum mit langen Risslängen im Vergleich zu HTV-Überzügen, die überwiegend aus einer dünneren δ_1 -Phase bestehen und dadurch kürzere Risslängen aufweisen. Begleitet mit der Potentialmessung und den nachgeschalteten werkstoffanalytischen Untersuchungen konnte hier ein hoher Beitrag für das Verständnis zur Schädigungsentwicklung geschaffen werden. Die analytischen und numerischen Berechnungen zum Rissverhalten bekräftigen das Ergebnis. Kritisch zu hinterfragen ist an dieser Stelle, inwieweit die Kerbfälle gemeinsam ausgewertet werden dürfen, um einen Zusammenhang zur Überzugsdicke beziehungsweise der einzelnen Schichtdicken der Phasen abzuleiten. Die Versuchspunkte der geschweißten Quersteife geben Grund zur Annahme, dass das nicht uneingeschränkt möglich ist. Hierbei muss die bereits diskutierte Eigenspannungsthematik bei der Interpretation ebenfalls berücksichtigt werden, durch die weitere Effekte überlagert sind.

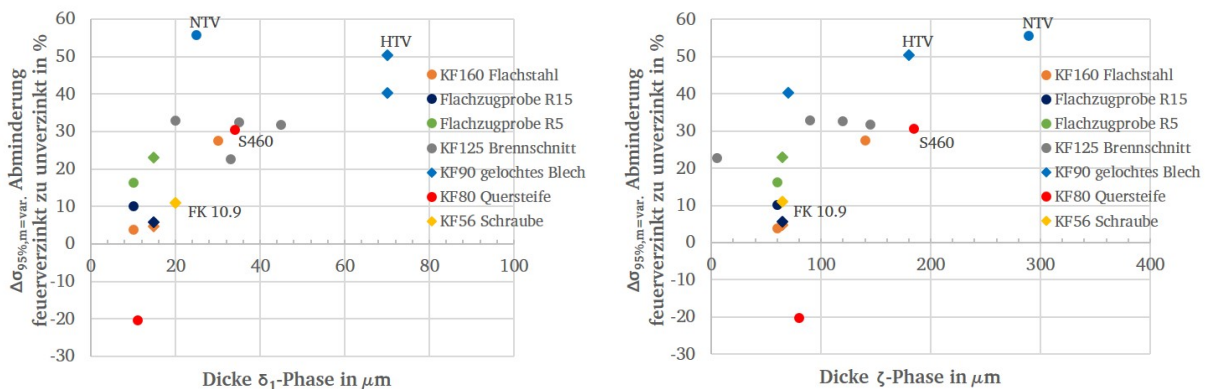


Abbildung 8.2: Vergleich der Abminderungen von $\Delta\sigma_{c,95\%,m=\text{variabel}}$ aufgrund der Feuerverzinkung getrennt nach Phasen an Ergebnissen der Axialschwingversuche

Der Überzugaufbau der HTV ist globular, feiner als der Überzug der NTV mit größeren eingebetteten Hartzinkkristallen. Trotz diesem Unterschied sind die Zeitpunkte der kritischen Rissbildung innerhalb eines Streubereichs an Schwingspielzahlen. Die Zeitpunkte der Rissbildung im Überzug sind für HTV- und NTV-Proben vergleichbar. Bei HTV-Proben zeigte die Analyse der Potentialsignale, dass eine größere Streuung möglich sein kann. Unter Berücksichtigung der Ergebnisse der Werkstoffanalytik kann abgeleitet werden, dass die Rissbildung von initialen Trennungen, Hohlräumen und auch Schwindungsrissen beeinflusst ist. Diese unterliegen fertigungsbedingt bei den HTV-Proben entsprechend einer

größeren Streuung. Bei hohen Amplituden zeigt sich, dass tendenziell die NTV Proben frühere Rissbildungszeitpunkte aufweisen. Aufgrund der jeweiligen ermittelten Streuung können sich einzelnen Versuchsergebnisse überschneiden. Der entscheidende Unterschied für den Vergleich der Beanspruchbarkeit von NTV- zu HTV-Proben ist das Risswachstum im Überzug. Mithilfe der versuchsbegleitenden elektrischen Widerstandsmessung konnte das Rissverhalten im Überzug beschrieben werden. Die Bestimmung einer kritischen detektierbaren Risslänge im Überzug und die Identifikation des Zeitpunktes der Rissbildung im Stahl ermöglichen eine Zuordnung von Schwingspielzahlen zu diesen für die Beschreibung der Schädigungsentwicklung charakteristischen Zeitpunkte. Die Rissbildung im Stahl erfolgt bei NTV-Proben deutlich früher. Die bereits als kritisch bewerteten Hartzinkkristalle der ζ -Phase sind somit entscheidend für das schnelle Risswachstum im Überzug, welches aufgrund der Überschreitung des intrinsischen Schwellenwertes die Risseimbildung im Stahl begünstigt. Das schnelle Risswachstum in der ζ -Phase des deutlich dickeren NTV-Überzugs (bis $300\ \mu\text{m}$) führt zu einem viel schnelleren Versagen als der dünnere HTV-Überzug (etwa $50\ \mu\text{m}$). Dass der Anriss im Überzug zu ähnlichen Zeitpunkten erfolgt, ist auf das spröde Verhalten des Überzugs und auch initial vorhandene Risse zurückzuführen. Die Phasen der Ermüdung von der Rissbildungsphase bis zum stabilen Rissfortschritt im Stahl sind entsprechend verkürzt und begründen die reduzierte Lebensdauer feuerverzinkter gegenüber unverzinkter Bauteile. In Abbildung 8.3 ist anhand eines Zeitstrahls über die Schwingspielzahlen einer Probe vom Startzeitpunkt N_0 bis zum Bruch N_B der Vergleich zu einer feuerverzinkten Probe dargestellt. Durch vorhandene Schwindungsrisse, Trennungen und sich früh ausbildende Mikrorisse im Zinküberzug, ist die Phase der Inkubation von kurzen Rissen im Stahlsubstrat auf eine geringere Anzahl an Schwingspielen verkürzt.

Die ermittelte Differenz des Risswachstums im Überzug zwischen NTV und HTV kann auf den Zeitpunkt der kritischen Risslänge im Stahl beziehungsweise auf die Lebensdauer der Proben übertragen werden, da die Risswachstumsgeschwindigkeit im Stahl gleich ist. Die ermittelte lastunabhängige Abminderung der Lebensdauer in der Zeitfestigkeit von 40 % durch die Feuerverzinkung ist in Übereinstimmung mit Forschungsergebnissen [99], bei denen galvanische und nicht-elektrolytisch erzeugte Zinküberzüge untersucht wurden. Gegenstand der Untersuchungen waren Kerbproben aus Vergütungsstahl 23MnB4 der FK10.9 mit einer Kerbformzahl von $K_t \approx 3$.

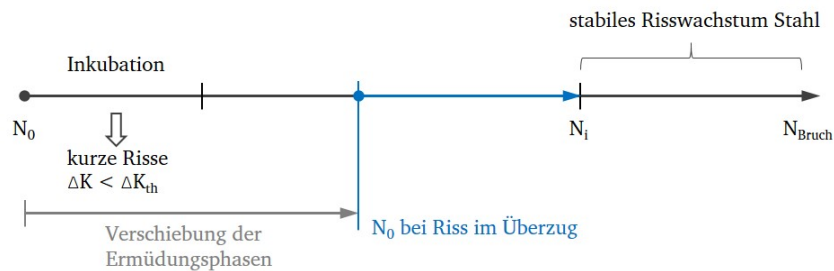


Abbildung 8.3: Darstellung der Verschiebung der Ermüdungsphasen an einem Zeitstrahl bis zum Bruch

Die energetisch günstigeren Bedingungen für das Risswachstum im Bi-Material konnten durch die analytische und numerische Betrachtung bestimmt werden. Die Voraussetzungen für die Anwendbarkeit ist durch einen ideal-spröden Überzug erfüllt, jedoch nicht durch die Homogenität. In erster Annäherung liefern die Berechnungsansätze trotzdem eine gute Abschätzung im Verhältnis der möglichen Rissbildungen zueinander. Die Beanspruchbarkeit des Überzugs gegen Segmentierungsrisse konnte aufgrund der Beobachtungen in den quasi-statischen 4-Punkt-Biegeversuchen über das entstandene Rissnetzwerk berechnet werden. Die zu diesem Zeitpunkt vorliegende Zugspannung übersteigt die Kohäsionsbruchfestigkeit der ζ -Kristalle. Die ermittelten kritischen Energiefreisetzungsraten aus dem experimentell erzeugten Rissnetzwerk liegen im Mittel bei $G_{Ic,HTV} = 0,12\ \text{N mm}^{-1}$ und $G_{Ic,NTV} = 0,26\ \text{N mm}^{-1}$. Sie spiegeln die gleiche Differenz wie zwischen der Beanspruchung beider Feuerverzinkungsarten aufgrund der unterschiedlichen Überzugsdicken wider. Sie liegen um ein Vielfaches niedriger als die kritische Energiefreisetzungsraten von Stahl.

Zu diskutieren ist, ob dieser Ansatz der analytischen Berechnung und auch der vereinfachten FE-Simulation anhand eines zweidimensionalen Modells ausreichend ist, das Rissbildungs- und Risswachstumsverhalten zu beschreiben. Es sind nicht alle Voraussetzungen der linear-elastischen Bruchmechanik erfüllt, jedoch entsprechen die getroffenen Annahmen bei kurzen Rissen dem üblichen Vorgehen. Die Trennungen und Hohlräume, die im Zinküberzug vorliegen, können als Anfangsriss mit scharfer Risspitze bewertet werden. Die Homogenität des Werkstoff im Überzug ist nicht gegeben. Jedoch zeigte der Vergleich der ermittelten kritischen Energiefreisetzungsraten, die über das im experimentellen Versuch entstandene Rissnetzwerk berechnet wurden, mit den FE-Ergebnissen eine gute Übereinstimmung. Die Vorgehensweise konnte die im Rahmen dieser Arbeit aufgestellten Hypothesen beantworten. Die niedrigen Bruchzähigkeiten

des Überzugs und der Grenzfläche bestätigen die Annahme der frühen Rissinitiierung. Diese können bereits bei einer geringen Dehnung des Stahlbauteils von $\epsilon = 0,0036$ auftreten und lassen die Frage offen, ob die alleinige Betrachtung der Bruchzähigkeit als Kriterium für die Rissbildung zutreffend ist. Für den duktilen Stahl ist diese Grenzdehnung von $\epsilon = 0,0036$ für die Rissentstehung im Zinküberzug bereits bei einer elastischen Beanspruchung erreicht.

Da die Abhängigkeit zu den Verformungseigenschaften beziehungsweise die Höhe der plastischen Verformbarkeit des Überzugs ausschlaggebend ist, muss man unterscheiden in ein duktilen und ein sprödes Überzugswerkstoff. Dadurch stellt sich die Frage, ob mit einem duktilen Überzugswerkstoff die Ermüdungsfestigkeit verbessert werden würde. Eine Rissbildung im duktilen Material führt zu einer Plastizierung im Bereich der Rissspitze und führt damit zur Abrundung, was wiederum zu einem Rissstillstand führt. Die Phase der Ermüdung würde sich verzögern. Bei den spröden Überzügen hingegen kommt es zu der beschriebenen plötzlichen Rissbildung bei Überschreiten der Zugfestigkeit oder der Dehngrenze des Materials ohne ein Verformungsvermögen.

Die Auswirkung der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit kann anhand der experimentellen Versuchsergebnisse durch die zeitlich früher auftretenden Brüche, getrennt für NTV- und HTV-Proben beobachtet werden. Zu sehen ist auch, dass es zu stufenförmigen Brüchen kommt, bei denen ein in die Grenzfläche umgelenkter Rissverlauf wahrscheinlich ist. Die Ermittlung einer Risswachstumsrate für das Bi-Material ist nur mit sehr komplexen Versuchen möglich. Die Übertragbarkeit der ermittelten Ergebnisse auf das Verhalten unter zyklischer Beanspruchung ist noch zu erörtern.

Der Vergleich, der mittels FE-Simulation berechneten Rissspitzenbeanspruchungen, an verschiedenen Risswachstumsrichtungen für unterschiedliche Überzugsdicken und Risslängen, mit der kritischen Energiefreisetzungsrate für Langrisswachstum unter zyklischer Belastung $\Delta G_{th} = 0,46 \text{ N mm}^{-1}$ zeigt, dass die Beanspruchung für den Werkstoff Stahl S355 sehr niedrig liegt. Aus der Literatur ist bekannt, dass das Mikrorisswachstum bereits bei Erreichen des intrinsischen Schwellenwertes $\Delta G_{th,eff} = 0,0085 \text{ N mm}^{-1}$ beginnt. Die höhere Risslänge in einem vollständig durchgerissenen Überzug der Normaltemperaturverzinkung hat eine höhere Rissspitzenbeanspruchung als die HTV-Überzüge zur Folge. Der intrinsische Schwellenwert wird früher erreicht. Die Risskeimbildung im Stahlsubstrat beginnt bei den NTV-Proben tendenziell früher und bestätigt somit die experimentellen Ergebnisse der Schwingversuche. Mit wachsender Risslänge steigt die Rissspitzenbeanspruchung und erreicht auch in der FE-Simulation Werte, die die Grenze zum Langrisswachstum G_{th} des Stahls überschreiten.

Die mittels der elektrischen Widerstandsmessung identifizierten Bereiche müssen durch die zusätzlich gewonnenen Ergebnisse der Berechnung weiter spezifiziert werden. Da das Risswachstum im Stahl über die gleiche Anzahl an Schwingspielen ablaufen muss, ist der Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl bereits der Zeitpunkt des erreichten Langrisswachstums. Die davor liegenden Schwingspiele enthalten somit neben dem benannten Risswachstum im Überzug bereits auch die Risskeimbildung und die Mikrorissphase im Stahl. Eine Differenzierung dieser ist mithilfe der elektrischen Widerstandsmessung nicht möglich.

Die Übertragbarkeit der FE-Simulation, in der ein einzelner Riss modelliert wurde, wird anhand der ermittelten Geometriefaktoren verglichen. Im Gegensatz zur Simulation entsteht im Zinküberzug ein Rissnetzwerk unterschiedlichster Ausprägung. Die in der Literatur [73] angegebenen Geometriefaktoren Y bei der Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors beschreiben die Abhängigkeit zur Form der auftretenden Risse zur Beanspruchungssituation. Die Angaben für ein Rissnetzwerk mit $Y = 0,793$ [85] unterscheiden sich von dem einzelnen Oberflächenriss mit $Y = 1,12$. Daraus resultiert ein geringerer Spannungsintensitätsfaktor für das Rissnetzwerk und bestätigt die getroffene Annahme, dass die Energiefreisetzungsrate geringer wird, wenn eine größere Anzahl an Schwindungsrissen im Überzug vorhanden ist. Der in der FE-Simulation ermittelte Geometriefaktor zeigt eine starke Risslängenabhängigkeit im Bereich kurzer Risse. Von $Y = 0,84$ für eine Risslänge von $a = 0,01 \text{ mm}$ bis $Y = 1,24$ kurz vor dem Erreichen der Grenzfläche zum Substrat steigt der Geometriefaktor für den einzelnen Riss an. In [98] wird bereits eine Abhängigkeit des Geometriefaktors zur Risslänge beschrieben, jedoch beträgt diese nur geringe Unterschiede.

Der untersuchte Stahl S355 ist der Werkstoff, der für fast alle Anwendungen im Brückenbau die bevorzugte Auswahl darstellt. Die Tendenz geht zum Teil zu Stählen höherer Festigkeit, um noch schlankere Tragkonstruktionen zu ermöglichen. An dem untersuchten Schweißdetail aus [6] aus dem Stahl S460 konnte gezeigt werden, dass die Feuerverzinkung einen höheren Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit hat. Dieser ist jedoch mit dem Überzugsdickeneinfluss überlagert und kann daher nicht eindeutig mit den deutlich dünneren Überzugsdicken der hier geprüften Proben aus S355 verglichen werden. Der Kerbfall bleibt weiterhin erfüllt, da die Festigkeitssteigerung des Werkstoffs den größeren Einfluss auf die Lage der Versuchspunkte hat.

Soll das Beanspruchungspotenzial feuerverzinkter Stahlbauteile ausgenutzt werden, so kann eine Hochtemperaturverzinkung von hoch beanspruchten Konstruktionen zu einer höheren Ermüdungsfestigkeit führen als eine Normaltemperaturverzinkung. Überdies kann über die Auswertung der Wöhlerlinie mit variabler Steigung die Reserve berechnet werden beziehungsweise das Bauteil kerbfallunabhängig ausgelegt werden.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Zu Beginn standen die Forschungsergebnisse wie [6, 54] zum Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit feuerverzinkter Stahlbauteile. Ziel war es, die Feuerverzinkung als langlebigen Korrosionsschutz im Stahl- und Verbundbrückenbau zu etablieren. Mit dem aktuellen, zur Begutachtung vorliegenden, Normentwurf prEN1993-1-9 ist ein großer Schritt in diese Richtung bereits getan. Es blieb jedoch die Fragestellung nach den Ursachen für die Auswirkung der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl offen.

Anhand von drei Schwerpunkten *Kerbwirkung*, *Mikrostruktur* und *Bruchmechanik* wurden Untersuchungen zu den Ursachen durchgeführt. Über die bisher nur phänomenologische Beschreibung hinausgehend wurde ein mechanismenbasiertes Verständnis geschaffen. Neben experimentellen Ermüdungsversuchen dienten werkstoffanalytische Methoden und bruchmechanische Ansätze dazu, die mikrostrukturellen Einflüsse auf das Mikrorisswachstum zu erfassen.

Der Schwerpunkt *Kerbwirkung* ist die Schnittstelle zu bisherigen Forschungsergebnissen. Die Schwingversuche an Konstruktionsdetails gemäß DIN EN 1993-1-9 (EC3) bestätigten den grundsätzlichen lebensdauerreduzierenden Einfluss der Feuerverzinkung. Die differenzierte Auswertung der Versuchsergebnisse zeigte, dass die Kerbschärfe der geometrischen Kerbe die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl reduziert. **Zusätzlich zum kerbfallabhängigen Einfluss, reduziert darüber hinaus der mittels Feuerverzinkung hergestellte Überzug die Ermüdungsfestigkeit.** Die durchgeführten Untersuchungen können die bisher angenommene Überlagerung der geometrischen Kerbwirkung mit zunehmender Kerbschärfe gegenüber der Feuerverzinkung nicht bestätigen. Diese Annahmen sind auf die Auswertung der Wöhlerkurven mit fester Steigung zurückzuführen, die vor allem bei hohen Kerbfällen (geringe Kerbwirkung) zu fehlerhaften Interpretationen zum Einfluss der Feuerverzinkung führt. Um diesen Einfluss des Zinküberzugs bewerten zu können, sollten Wöhlerkurven mit variabler Steigung ausgewertet und mit den unverzinkten Referenzversuchen verglichen werden.

Ein Ergebnis der Schwingversuche ist die höhere Dauerfestigkeit der hochtemperaturverzinkten (HTV) gegenüber den normaltemperaturverzinkten (NTV) Proben. Zudem liegt das Versagen der HTV-Proben bei höheren Spannungsschwingbreiten bei höheren Schwingspielzahlen. Die Auswertung verschiedener Überzugsdicken zeigt, dass **dünnere Überzüge einen geringeren Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit haben.** Der dünnere HTV-Überzug hat aufgrund der dickeren δ_1 -Phase die längeren Schwindungsrisse gegenüber dem NTV-Überzug. Dadurch konnte gezeigt werden, dass die Schwindungsrisse nicht alleine ursächlich für die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit sind. Der damit vorliegende Widerspruch zur Literatur, dass die Schwindungsrisse in das Stahlsubstrat überspringen, wurde zum Anlass genommen, die Auswirkungen auf einer mikrostrukturellen Ebene zu betrachten.

Die im Rahmen des Schwerpunkts *Mikrostruktur* durchgeführten Ermüdungsversuche an 4-Punkt-Biegeproben bestätigen die Anwendbarkeit der elektrischen Widerstandsmessung an feuerverzinkten Proben. **Die Wechselstrom-Potentialsondenmessung erlaubt die Bestimmung einer kritischen Risslänge im Überzug sowie im Stahl.** Darüber hinaus können die Schwingspielzahlen zu diesen Zeitpunkten bestimmt werden. Im Zeitfestigkeitsbereich zeigt sich eine als kritische zu wertende Rissbildung im Überzug bei etwa 40 % der Lebensdauer der feuerverzinkten 4-Punkt-Biegeproben. Die systematische Untersuchung angehaltener Versuche mit werkstoffanalytischen Methoden ermöglicht eine Bewertung der Schädigungsentwicklung unter zyklischer Belastung.

Quasi-statische Mikrozugversuche bestätigen die Annahme eines spröden Überzugs. Größtenteils unabhängig von vorhandenen Schwindungsrissen initiieren Risse in der ζ -Phase an Hohlräumen beziehungsweise thermisch induzierten Trennungen aus dem Feuerverzinkungsprozess. Es bilden sich eine Vielzahl an Segmentierungsrissen, die dann in eine Delamination des Überzugs vom Stahlsubstrat übergehen. Rechnerische Ansätze zum Bi-Materialverhalten ermöglichen, anhand der Rissbildung im Überzug aus quasi-statischen 4-Punkt-Biegeversuchen, eine kritische Energiefreisetzungsrate für die Rissbildung im Überzug von etwa $G_{Ic,Zn} = 0,2 \text{ N mm}^{-1}$ zu berechnen. Gegenübergestellt mit der Beanspruchbarkeit des Stahlsubstrats $G_{Ic,St} = 129 \text{ N mm}^{-1}$ bestätigt sich das energetisch deutlich günstigere Risswachstum im Überzug. Die Länge der Schwindungsrisse ist zu kurz, um eine ausreichend große Rissspitzenbeanspruchung zu erreichen, um die Beanspruchbarkeit im Stahl zu überschreiten. Mit zunehmender Anzahl an Schwindungsrissen und auftretenden Segmentierungsrissen entsteht eine weitere Entlastung an der Rissspitze. Darin begründet ist ein Überspringen des Schwindungsrisses in den Stahl nicht hauptursächlich.

Anhand der angehaltenen Schwingversuche kann gezeigt werden, dass bei NTV-Proben unter einer zyklischen Belastung ein Risswachstum im Überzug von den Schwindungsrissen ausgeht. Das Risswachstum findet in die energetisch günstigere Richtung, die ζ -Phase, statt, bis der Riss über die gesamte Überzugsdicke verläuft. Verstärkt durch die geometrische Kerbwirkung bilden sich die Risse mit zunehmender Schwingspielzahl in der δ_1 -Phase senkrecht zur Belastungsrichtung aus. Das bereits vorhandene Rissnetzwerk im Überzug wird dadurch meist verstärkt.

Die untersuchten, angehaltenen HTV-Proben weisen meist im Ausgangszustand einzelne Risse über die gesamte Überzugsdicke auf. Es zeigt sich kein eindeutiger Mechanismus. Sowohl verstärkte Rissnetzwerke als auch senkrecht zur Belastungsrichtung verlaufende Risse können auftreten.

Im Hinblick auf die Rissbildung und das Risswachstum im Stahl kann anhand der Bruchflächen bestätigt werden, dass die **Schwindungsrisse in den vorliegenden Untersuchungen nicht direkt in Durchdringungsrissen in das Stahlsubstrat übergehen**. Zu sehen sind meist mehrfach stufenförmige Bruchflächen zwischen Substrat und Überzug und auch innerhalb des Überzugs zwischen den Phasen.

Die Bruchflächenanalysen zeigen ausschließlich transkristalline Bruchmikrostrukturen. Eine Korngrenzendiffusion von Zink, die zu einer flüssigmetallinduzierten Rissbildung (LMAC) führt, mit interkristalliner Bruchmikrostruktur, tritt nicht auf.

Die Beanspruchungssimulation auf Basis der linear-elastischen *Bruchmechanik* hilft den Einfluss der zyklischen Lebensdauerverkürzung zu erklären. Neben der Bestimmung des Beanspruchungszustands der Risspitze für verschieden verlaufende Risse, Überzugsdicken und Elastizitätsmoduli des Überzugs ist es auch möglich, über die modellierte Beanspruchung, in der experimentell eine Delamination festgestellt wurde, die kritische Energiefreisetzungsrate $G_{d,lc} = 0,558 \text{ N mm}^{-1}$ zu berechnen. Gegenüber der kritischen Energiefreisetzungsrate des Stahls $G_{lc,St}$ ist diese auch deutlich kleiner und bestätigt die Neigung zu Grenzflächenrissen.

Mit zunehmender Risslänge, die durch das Wachstum im Überzug erreicht wird, wird die Risspitzenbeanspruchung größer. Dies kann auch ein zunächst in die Grenzfläche verlaufender Riss sein. **Unter zyklischer Belastung kann solch ein Riss dazu führen, dass aufgrund der mikrostrukturellen Gegebenheiten ein Kurzrissswachstum im Stahl eintritt, noch bevor der Schwellenwert $\Delta G_{th} = 0,46 \text{ N mm}^{-1}$ für das Langrissswachstum im Stahl erreicht wird.**

Grundsätzlich können die experimentellen Beobachtungen durch die Finite-Elemente-Simulation bestätigt werden. Die NTV-Proben bilden aufgrund der spröden ζ -Phase bereits zu früheren Schwingspielen Risse im Überzug aus. Die Risse sind aufgrund der Überzugsdicke länger im Vergleich zu den HTV-Proben mit dünneren Überzügen und führen daher zu einer weiteren Lebensdauerreduzierung. **Gegenüber der für den unverzinkten Stahl verfügbaren Inkubationszeit und des Mikrorissswachstums sind bei feuerverzinkten Stahlbauteilen die Phasen der Ermüdung zu geringeren Schwingspielzahlen verschoben.**

Zusammenfassend kann herausgestellt werden, dass die Feuerverzinkung als Korrosionsschutz geeignet ist, um im Brückenbau für sämtliche Kerbfälle eingesetzt zu werden. Die im Normentwurf vorgeschlagene Änderung der Steigung auf $m = 5$ erscheint zweckmäßig, sodass alle untersuchten Kerbfälle mit feuerverzinkten Bauteilen erfüllt werden können. Dennoch hat die Feuerverzinkung einen lebensdauerreduzierenden Einfluss gegenüber unverzinkten Stahlbauteilen. Im Rahmen dieser Forschungsarbeit konnte auf Basis experimenteller Untersuchungen nicht nur die Kerbfallabhängigkeit und der Einfluss der Überzugsdicke bewertet werden, sondern auch eine Differenzierung zwischen den Verzinkungsarten Normal- und Hochtemperatur erfolgen. Durch die Bewertung der Mikrostruktur als Einfluss der Feuerverzinkung auf die Phasen der Ermüdung konnten schädigungsbildende Mechanismen erklärt werden. Daraus eröffnet sich die Möglichkeit, den Feuerverzinkungsprozess zielgerichtet und beanspruchungsorientiert zu optimieren sowie für Stahlbauteile einen langen und nachhaltigen Korrosionsschutz zu bieten.

Ausblick

Die durchgeführten Untersuchungen konnten den Einfluss der Überzugsdicke der Feuerverzinkung auf das Ermüdungsverhalten von Bauteilen aus Stahl weiter beschreiben. Es zeigt sich eine Tendenz, dass der Einfluss der Überzugsdicke an einen Grenzwert bei etwa 60 % Abminderung der Dauerfestigkeit zu unverzinkten Proben verläuft. Durch systematische Untersuchungen unterschiedlicher Überzugdicken ist dieser Grenzwert zu überprüfen.

Unterschiede zwischen den Proben der Normal- und Hochtemperaturverzinkung konnten festgestellt werden. Daher wurde die Abminderung der Ermüdungsfestigkeit in der vorliegenden Arbeit separiert nach den Dicken der einzelnen Phasen betrachtet. Bei weiteren Untersuchungen zum Einfluss der Überzugsdicke sollte diese Trennung weiter berücksichtigt werden, um das Verständnis des Schichtaufbaus auf den Einfluss zu stärken.

Die Schwingversuche zeigten bei den geschweißten Konstruktionsdetails unterschiedlich hohe Abminderungen der feuerverzinkten Bauteile aus Stahl. In einem Kerbfall (geschweißte Quersteife) führte die Feuerverzinkung zu einer Verbesserung der dauerhaft ertragbaren Spannungsschwingbreite. Die Fragestellung nach den überlagerten Einflüssen ist noch nicht ausreichend beantwortet. Untersuchungen in [6] zeigten, dass durch den Feuerverzinkungsprozess Eigenspannungen in den Bauteilen abgebaut werden. Untersuchungen, ob der Temperatureintrag bei der Feuerverzinkung ausreichend ist, um die Schweißeigenspannungen zu reduzieren, liegen nicht vor. Zudem sollte eine systematische Untersuchung erfolgen, die die Stabilität der Schweißeigenspannungen bzw. deren Abbau im Feuerverzinkungsprozess bestimmt. Die dafür erforderliche Temperatur und deren zeitliche Einwirkung in den einzelnen Prozessschritten der Feuerverzinkung sollten ermittelt werden.

Der Zinküberzug bildet sich abhängig vom Siliziumgehalt im Schweißzusatzwerkstoff auf den Proben in unterschiedlichen Dicken aus. Das kann dazu führen, dass im Bereich der Schweißnaht dickere Überzüge entstehen als im restlichen Bereich der Probe. Die Nahtübergänge zum Stahl beeinflussen das Schichtwachstum der Feuerverzinkung mit einem vermehrten Aufbau. Eine Fragestellung ist, ob der Zinküberzug ausreichend ist, um nicht nur optisch diese Kerbstelle im Bauteil zu mildern, sondern auch den Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit zu reduzieren. Weitere Untersuchungen an geschweißten Konstruktionsdetails könnten für diese Vielzahl an Kerbfällen in der Bemessungsnorm DIN EN 1993-1-9 ein grundlegendes Verständnis schaffen, um Prozessparameter ziel- und beanspruchungsorientiert zu bestimmen.

Der Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl ist auf die spröden Eigenschaften des Überzugs zurückzuführen. Ein Ansatz, die negative Auswirkung der Feuerverzinkung zu reduzieren, wäre die Wahl eines duktilen Materials, beziehungsweise die Bildung eines duktilen Überzugs. Eine Umsetzbarkeit im Prozess der Feuerverzinkung ist aufgrund der Phasenumwandlung nicht möglich.

Jedoch zeigten Forschungsergebnisse [100] mit dem Ziel, das Blei aus der Zinkschmelze zu entfernen, dass durch den Zusatz von 0,4 % Chrom bei gleichbleibender Korrosionsbeständigkeit dünnere Überzüge (halbiert) erzeugt werden. Zudem ist der Aufbau der ζ -Phase verändert, hin zu feineren globularen Strukturen, Abbildung 9.1. Der Einfluss derartiger Veränderungen muss im Hinblick auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen aus Stahl untersucht werden. Ein dünnerer Überzug ohne die Ausbildung von Hartzinkkristallen müssten sich positiv auf die Ermüdungsfestigkeit auswirken. Zusätzlich ergeben sich ökologische und ökonomische Verbesserungen des Feuerverzinkungsprozesses. Diese sind der Verzicht auf Blei, ein geringerer Energieeinsatz aufgrund kürzerer Tauchdauern, verringerter Verbrauch an Zink aufgrund dünnerem Schichtaufbau und die höhere Korrosionsbeständigkeit.

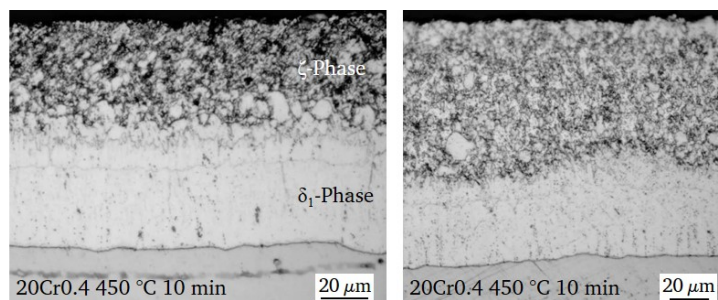


Abbildung 9.1: Beispielhafte Darstellung des Zinküberzugs bei bleifreien, chromhaltigen Schmelzen [100]

Die experimentelle Bestimmung von Wöhlerlinien für sämtliche Kerbfälle ist sehr zeit- und kostenintensiv. Zudem

können nicht alle Kerbgeometrien mittels Nennspannungskonzept ausgelegt werden. Es gibt bereits Ansätze über einen Spannungskonzentrationsfaktor die lokale Spannungsüberhöhung zu berücksichtigen (Kapitel 5.1.3). Mit dem übergeordneten Ziel, den Einfluss der Feuerverzinkung in Abhängigkeit der Kerbwirkung (Kerbfallklassen) zu bewerten, kann eine Lebensdauerbewertung mithilfe des Kerbdehnungskonzepts (Örtliches Konzept) durchgeführt werden. Die lokal resultierende Beanspruchung, die beispielsweise mittels FE-Simulation bestimmt werden kann, wird der Beanspruchbarkeit des Werkstoffs gegenübergestellt. Diese wird in Form von Dehnungswöhlerlinien an zylindrischen Werkstoffproben abgeleitet. Die aus Kapitel 7.3 vorliegenden FE-Modelle der Flachzugproben können als Basis genutzt werden. Es ist ein elastisch-plastisches Materialverhalten anzusetzen. Für die Lebensdauerbewertung wird die lokale Beanspruchung der lokalen Beanspruchbarkeit gegenübergestellt, Abbildung 9.2. Die Bewertung der Schädigung erfolgt zum Beispiel anhand des Schädigungsparameters P_{SWT} nach SMITH, WATSON und TOPPER [101], Gleichung 9.1.

$$P_{SWT} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \epsilon_a \cdot E} \quad (9.1)$$

mit σ_a : örtliche Spannungsamplitude, σ_m : örtliche Mittelspannung, ϵ_a : örtliche Dehnungsamplitude

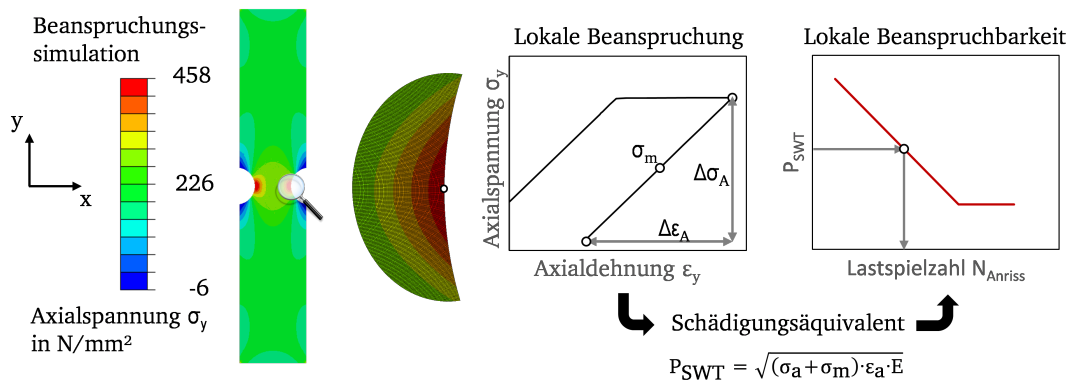


Abbildung 9.2: Schematische Darstellung zur Auswertung nach dem Örtlichen Konzept

Zunächst könnte eine Betrachtung ohne Überzugseinfluss erfolgen, die ausschließlich den Einfluss der Kerbwirkung auf die lokale Schädigung bewertet. Im Anschluss müsste die lebensdauerreduzierende Wirkung der Feuerverzinkung in der Form berücksichtigt werden, dass beispielsweise die P_{SWT} -Dehnungswöhlerlinie um die experimentell ermittelte Abminderung reduziert wird.

Ein alternatives Vorgehen könnte darin bestehen, dass die Dehnungswöhlerlinie anhand von feuerverzinkten Werkstoffrundproben abgeleitet wird und die durch den Zinküberzug entstehende Abminderung inhärent berücksichtigt wird. Somit gelingt es, die schädigende Wirkung des Überzugs auf der Beanspruchbarkeitsseite zu berücksichtigen.

Literaturverzeichnis

- [1] W.-H. Arndt. *Ersatzneubau kommunale Straßenbrücken. Endbericht*. Hrsg. von Deutsches Institut für Urbanistik (Difu). Berlin, 2013. URL: <https://repository.difu.de/jspui/handle/difu/255098> (besucht am 18. 11. 2022).
- [2] BASt, Hrsg. *Brücken an Bundesfernstraßen, Brückenstatistik*. 2018-09. URL: https://www.bast.de/BASt_2017/DE/Statistik/Bruecken/Brueckenstatistik.html.
- [3] Projektgruppe A45. *A45: Die Schlagader der Region wird zukunftsfähig*. Hrsg. von Straßen.NRW. URL: https://www.a45wirdneu.de/fileadmin/user_upload/A45-Mappe-5-4-17-ansicht.pdf (besucht am 06. 01. 2023).
- [4] Bundesanstalt für Straßenwesen. *Zusätzliche Technische Vertragsbedingungen und Richtlinien für Ingenieurbauten: ZTV-ING*. Hrsg. von Verkehrsblatt Verlag. Dortmund, 2022-01-01.
- [5] Solinger Tageblatt. *Müngstener Brücke*. URL: <https://www.solinger-tageblatt.de/solingen/korrosion-bruecke-3900049.html> (besucht am 29. 12. 2022).
- [6] D. Ungermann, M. Oechsner, S. Friedrich. „Feuerverzinken im Stahl- und Verbundbrückenbau: IGF 351ZBG“. In: *FOSTA P835* (2014).
- [7] Feig Gerüstbau. *Sanierung der Rheinbrücke Speyer*. URL: <https://www.feig-geruestbau.de/leistungsprofil/turmgerueste/> (besucht am 29. 12. 2022).
- [8] P. Gröger. *Feuerverzinkung: Korrosionsschutz*. Bd. 111. Die Bibliothek der Technik, 1995.
- [9] DASt-Richtlinie 022. *Feuerverzinken von tragenden Stahlbauteilen*. Hrsg. von Deutscher Ausschuss für Stahlbau. Düsseldorf, 2016-06-01.
- [10] M. Oechsner u. a. „GV-Verbindungen an feuerverzinkten Stahl- und Verbundbrücken: IGF 19444“. In: *GAV 172* (4.2017 - 12.2020).
- [11] D. Ungermann, M. Feldmann. „Ermüdungsfestigkeit feuerverzinkter Verbunddübelleisten im Verbundbrückenbau: IGF 18624“. In: *FOSTA P1042* (2.2015 - 01.2019).
- [12] K. Minami, T. Mori und H. Horikawa. „Stress properties of Welded Portions by Hot Dip Galvanizing and Fatigue test-Fatigue Strength of Welded Joints by Hot Dip Galvanizing (Report 1)“. In: *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 21.4 (2003), S. 576–583. ISSN: 0288-4771. DOI: 10.2207/qjws.21.576.
- [13] K. Minami, T. Mori und H. Horikawa. „Fatigue test on Large-scale Welded Girder Specimens with Hot Dip Galvanizing-Fatigue Strength of Welded Joints by Hot Dip Galvanizing (Report 2)“. In: *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 21.4 (2003), S. 584–591. ISSN: 0288-4771. DOI: 10.2207/qjws.21.584.
- [14] T. Mori, K. Minami und H. Horikawa. „Influence of Hot Dip Galvanizing Conditions and Steel on Fatigue Strength-Fatigue Strength of Welded Joints by Hot Dip Galvanizing (Report 3)“. In: *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 22.2 (2004), S. 272–281. ISSN: 0288-4771. DOI: 10.2207/qjws.22.272.
- [15] V. Schmitt u. a. „Untersuchungen zum verstärkten Einsatz von Stahlverbundkonstruktionen bei Brücken kleiner und mittlerer Spannweiten“. In: *Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. Forschungsbericht P 629* (2005).
- [16] DIN EN 1993-1-9. *Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-9: Ermüdung*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. 2010-12-01.
- [17] J. Rösler. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 5., korr. Aufl. 2016. Springer eBook Collection. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016. ISBN: 9783658137953. DOI: 10.1007/978-3-658-13795-3.
- [18] J. H. Chen, G. Wang. „Study on cleavage fracture criteria of the quasi-brittle and micro-inhomogeneous materials“. In: *International Journal of Fracture* 108.2 (2001), S. 143–164. ISSN: 03769429. DOI: 10.1023/A:1007614505509.
- [19] V. Läßle. *Einführung in die Festigkeitslehre: Lehr- und Übungsbuch*. 4. aktualisierte Auflage. Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien GmbH Wiesbaden, 2016. ISBN: 9783834882813. DOI: 10.1007/978-3-8348-8281-3.

-
- [20] E. Roos, K. Maile und M. Seidenfuß. *Werkstoffkunde für Ingenieure*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2022. ISBN: 978-3-662-64731-8. DOI: 10.1007/978-3-662-64732-5.
- [21] A. Nussbaumer und H.-P. Günther. „Grundlagen und Erläuterung der neuen Ermüdungsnachweise nach Eurocode 3“. In: *Stahlbau-Kalender 2006*. Hrsg. von Ulrike Kuhlmann. Wiley Online Library. Berlin: Wilhelm Ernst & Sohn, 2006, S. 381–484. ISBN: 9783433018217.
- [22] R. Rennert. *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen*. 7., überarbeitete Auflage. FKM-Richtlinie. Frankfurt am Main: VDMA Verlag, 2020. ISBN: 9783816307433.
- [23] K.-H. Kloos. „Spannungsbedingungen und Zähigkeitseigenschaften“. In: *VDI-Bericht 318* (1978), S. 131–142.
- [24] E. Siebel und Stieler M. „Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung“. In: *VDI-Bericht 97.5* (1955), S. 122–126.
- [25] K. Drebenstedt u. a. „Neubewertung des Kerbfallkatalogs nach DIN EN 1993–1–9“. In: *Stahlbau-Kalender 2021*. Hrsg. von Ulrike Kuhlmann. Wiley Online Library. Berlin: Wilhelm Ernst & Sohn, 2021, S. 367–434. ISBN: 9783433610503. DOI: 10.1002/9783433610503.ch6.
- [26] O. H. Basquin. „The Exponential Law of Endurance Tests“. In: *ASTM 1910.10 ()*, S. 625–630.
- [27] G. Sedlacek u. a. „Commentary to Eurocode 3: EN 1993 - Part 1-9 - Fatigue“. In: *JRC Scientific and Technical Reports* (2007-10).
- [28] E. Haibach. *Modifizierte lineare Schadensakkumulationshypothese zur Berücksichtigung des Dauerfestigkeit Abfalls mit fortschreitender Schädigung*. Hrsg. von Laboratorium für Betriebsfestigkeit. Darmstadt, 1970.
- [29] L. Papula, Hrsg. *Mathematik für Ingenieure und Naturwissenschaftler Band 3*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2016. ISBN: 978-3-658-11923-2. DOI: 10.1007/978-3-658-11924-9.
- [30] DIN 50100. *Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. 2016-12.
- [31] L. Papula. „Grundlagen der mathematischen Statistik“. In: *Mathematik für Ingenieure und Naturwissenschaftler Band 3*. Hrsg. von Lothar Papula. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2016, S. 471–649. ISBN: 978-3-658-11923-2. DOI: 10.1007/978-3-658-11924-9_3.
- [32] K. Drebenstedt. „Ermüdungsfestigkeit von Konstruktionsdetails mit aufgeschweißten und aufgelöteten Bauteilen“. Dissertation. Universität Stuttgart, 2021.
- [33] D. Rademacher. „Zur sicheren Anwendung feuerverzinkter Bauteile im Stahl- und Verbundbrückenbau“. Dissertation. Technische Universität Dortmund, 2017.
- [34] A. Hobbacher. *Recommendations for Fatigue Design of welded Joints and Components: Doc. XIII-2151r4-07/XV-1254r4-07*. Hrsg. von International Institute of Welding. Paris, 2008.
- [35] P. Peißker und M. Huckshold. „Handbuch Feuerverzinken“. In: *Wiley VCH Verlag 4*. vollst. überarb. Auflage (2016).
- [36] W.-D. Schulz und M. Thiele. *Feuerverzinken von Stückgut: Werkstoffe - Technologien - Schichtbildung - Eigenschaften - Fehler*. 2. Auflage. Hanser eLibrary. Bad Saulgau und München: Leuze und Carl Hanser Verlag, 2012. ISBN: 9783874803205. DOI: 10.12850/9783874803205. URL: <http://www.hanser-elibrary.com/doi/10.12850/9783874803205>.
- [37] DIN 12944-2. *Beschichtungsstoffe - Korrosionsschutz von Stahlbauten durch Beschichtungssysteme: Teil 2: Einteilung der Umgebungsbedingungen*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. 2018-04-01.
- [38] DIN EN ISO 9227. *Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären - Salzsprühnebelprüfungen*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. Berlin, 2017-07. DOI: 10.31030/2585719.
- [39] Institut Feuerverzinken GmbH. „Arbeitsblätter Feuerverzinken: C.3 Hohlprofile und Hohlbauteile, C.4 Behälter, D.2 Spannungsarm fertigen“. In: 2018 ().
- [40] DIN 1461. *Durch Feuerverzinken auf Stahl aufgebrachte Zinküberzüge (Stückverzinken): Anforderungen und Prüfungen*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. 2009-10-01.
- [41] D. Horstmann. „Zum Ablauf der Eisen-Zink-Reaktionen“. In: *GAV e.V.* (1991), S. 11–30.
- [42] H. Bablik und F. Götzl. „Korrosion und Metallschutz“. In: *Metallwirtschaft* (1940), S. 1141–1143.

-
- [43] W. Katzung und R. Rittig. „Zum Einfluß von Si und P auf das Verzinkungsverhalten Von Baustählen“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 28.12 (1997), S. 575–587. ISSN: 0933-5137. DOI: 10.1002/mawe.19970281209.
- [44] M. Thiele, W.-D. Schulz und P. Schubert. „Schichtbildung beim Feuerverzinken zwischen 435 °C und 620 °C in konventionellen Zink-Schmelzen – eine ganzheitliche Darstellung“. In: *Materials and Corrosion* 57.11 (2006), S. 852–867. ISSN: 09475117. DOI: 10.1002/maco.200603977.
- [45] M. Oechsner, A.-K. Kraemer, D. Ungermann, P. Hatke, J. Grote. „Bewertung von Mikrostruktureffekten der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit feuerverzinkter Stahl- und Verbundbrücken: IGF 20824“. In: (10.2019–06.2023).
- [46] K.-H. Kloos, R. Landgrebe und W. Schneider. „Untersuchungen zur Anwendbarkeit hochtemperaturverzinkter HV-Schrauben der FK10.9“. In: *VDI-Bericht* 128.12 (1986), S. 98–108.
- [47] A. Borhan-Tavakoli. „Formation and Growth of the δ Phase in the Fe-Zn System; Part 1“. In: *International Journal of Materials Research* 75.5 (1984), S. 350–355. ISSN: 1862-5282. DOI: 10.1515/ijmr-1984-750505. URL: <http://dx.doi.org/10.1515/ijmr-1984-750505>.
- [48] S. Harper und R. S. Brown. „Galvanizing characteristics of steel and their weldments: eight progress report BNF: ILR20 Project No 2M124B“. In: *Metals Technology Centre Paper No 2M124B/19* (1976).
- [49] R. Pietrowski und J. R. Hiam. „Fatigue properties of sheet steel before and after galvanizing“. In: *SAE 790462* (1979).
- [50] M. Feldmann u. a. „Analyse der Einflüsse auf die Rissbildung infolge Flüssigmetallversprödung beim Feuerverzinken“. In: *Stahlbau* 77.1 (2008), S. 46–61. DOI: 10.1002/stab.200810007.
- [51] J. Adelman u. a. „Entwicklung eines praxisgeeigneten Prüfverfahrens zur Untersuchung der Einflussgrößen bei der Rissbildung von Bauteilen aus Stahl in Zinkschmelze: IGF 15081“. In: *GAV* 159 (2009).
- [52] F. Kraemer. „Bewertung von Einflussfaktoren auf das Montage- und Ermüdungsverhalten gewindefurchender und metrischer Schraubenverbindungen“. Dissertation. TU Darmstadt, 2020. DOI: 10.25534/TUPRINTS-00011315.
- [53] F. Simonsen. „Der Einfluss von zinkbasierten Korrosionsschutzsystemen auf die zyklische Beanspruchbarkeit von Bauteilen aus Stahl“. Dissertation. Technische Universität Darmstadt, 2015.
- [54] Y. Bergengren, A. Melander. „An experimental and theoretical study of the fatigue properties of hot-dip galvanized high-strength sheet steel“. In: *International Journal of Fatigue* 14.3 (1992), S. 154–162. ISSN: 0142-1123. DOI: 10.1016/0142-1123(92)90368-M.
- [55] G. Reumont u. a. „The effects of an Fe–Zn intermetallic-containing coating on the stress corrosion cracking behavior of a hot-dip galvanized steel“. In: *Surface and Coatings Technology* 139.2-3 (2001), S. 265–271. ISSN: 02578972. DOI: 10.1016/S0257-8972(01)01017-9.
- [56] J.-B. Vogt, O. Boussac und J. Foct. „Prediction of fatigue resistance of a hot-dip galvanized steel“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 24.1 (2001), S. 33–39. DOI: 10.1046/j.1460-2695.2001.00365.x.
- [57] S. Ochiai u. a. „Multiple-cracking phenomenon of the galvanized coating layer on steels under thermal and tensile stresses“. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 36.7 (2005), S. 1807–1816. ISSN: 1073-5623. DOI: 10.1007/s11661-005-0044-0.
- [58] DIN EN 10025-2. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil-2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. Berlin, 2019-10. DOI: 10.31030/3035421.
- [59] DIN EN ISO 14577-1. *Metallische Werkstoffe - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter - Teil-1: Prüfverfahren*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. Berlin, 2015-11. DOI: 10.31030/2055269.
- [60] DIN 50125. *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. Berlin, 2022-08. DOI: 10.31030/3337825.
- [61] ISO 12108. *Metallische Werkstoffe - Ermüdungsprüfung - Bestimmung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit unter zyklischer Beanspruchung*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. 2018-07-01.
- [62] P.G. Charalambides u. a. „A Test Specimen for Determining the Fracture Resistance of Bimaterial Interfaces“. In: *Journal of Applied Mechanics* 56.1 (1989), S. 77–82. ISSN: 0021-8936. DOI: 10.1115/1.3176069.

-
- [63] K. Block und K. Dreier. „Die Ermüdungsfestigkeit kostengünstig und zuverlässig ermitteln“. In: *Materialprüfung* 40 (1998), S. 73–77.
- [64] R. Zeller. „Rißstiefenmessung nach dem Potentialsondenverfahren mit Wechselstrom“. In: *Materials Testing* 23.3 (1981), S. 85–86. ISSN: 0025-5300. DOI: 10.1515/mt-1981-230306.
- [65] J. Maljaars und M. Euler. „Fatigue S-N curves of bolts and bolted connections for application in civil engineering structures“. In: *International Journal of Fatigue* 151 (2021), S. 106355. ISSN: 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106355. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112321002152>.
- [66] W. D. Pilkey, D. F. Pilkey und Z. Bi. *Peterson's Stress Concentration Factors*. John Wiley & Sons, 2020. ISBN: 9781119532514.
- [67] W. W. Maennig. „Maennig, W.W. 1977. Das Abgrenzungsverfahren, eine kostensparende Methode zur Ermittlung von Schwingfestigkeitswerten—Theorie, Praxis und Erfahrungen“. In: *Materialprüfung* 19.8 (1977), S. 280–289.
- [68] L. Engel und H. Klingele. *Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden: Hrsg. vom Gerling Inst. für Schadenforschung u. Schadenverhütung GmbH. 2., neubearb. Aufl.* München, Wien: Hanser, 1982. ISBN: 3446134166.
- [69] D. Koerber. „Einflussgrößen auf die flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion beim Feuerverzinken“. Dissertation. Darmstadt: Technische Hochschule Darmstadt, 2013.
- [70] D. Gross und T. Seelig. *Bruchmechanik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2016. ISBN: 978-3-662-46736-7. DOI: 10.1007/978-3-662-46737-4.
- [71] W. Kreher. „H. Blumenauer, G. Pusch. Technische Bruchmechanik. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie“. In: *Crystal Research and Technology* 28.7 (1993), S. 952. ISSN: 02321300. DOI: 10.1002/crat.2170280712.
- [72] R. W. Hertzberg, R. P. Vinci und J. L. Hertzberg. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 5. ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2013. ISBN: 9780470527801. URL: <http://www.loc.gov/catdir/enhancements/fy1205/2011051145-d.html>.
- [73] W. F. Brown, J. Srawley. „Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials“. In: *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*. ASTM International, 1966, S. 1-1–129. ISBN: 978-0-8031-6215-0. DOI: 10.1520/STP44663S.
- [74] S. R. Lampman. *ASM Handbook: Fatigue and Fracture*. Materials Park, OH: ASM International, 1996. ISBN: 978-1-62708-193-1. DOI: 10.31399/asm.hb.v19.9781627081931.
- [75] K. Tokaji, T. Ogawa und S. Osako. „The growth behaviour of microstructurally small fatigue cracks in a ferritic-pearlitic steel“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 11.5 (1988), S. 85–99.
- [76] U. Krupp. *Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen*. Habilitationsschrift. 2004. URL: <https://d-nb.info/973382600>.
- [77] M. W. Brown. „Interface between short, long and non-propagating cracks: in The Behavior of Short Cracks“. In: *Mechanical Engineering Publication* EGF Pub. 1 (1986), S. 423–439.
- [78] Y. Motoyashiki, A. Brückner-Foit und A. Sugeta. „Investigation of small crack behaviour under cyclic loading in a dual phase steel with an FIB tomography technique“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 30.6 (2007), S. 556–564. ISSN: 1460-2695. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2007.01130.x.
- [79] Y. Motoyashiki, A. Brückner-Foit und A. Sugeta. „Microstructural influence on small fatigue cracks in a ferritic-martensitic steel“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 75.3-4 (2008), S. 768–778. ISSN: 00137944. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2007.04.019.
- [80] A. A. Griffith. „VI. The phenomena of rupture and flow in solids“. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character* 221 (1921), S. 163–198. ISSN: 0264-3952. DOI: 10.1098/rsta.1921.0006.
- [81] G. R. Irwin. „Fracture Dynamics“. In: *Fracture of Metals* (1948), S. 147–166.
- [82] T. M. Maccagno und J. F. Knott. „The low temperature brittle fracture behaviour of steel in mixed modes I and II“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 38.2-3 (1991), S. 111–128. ISSN: 00137944. DOI: 10.1016/0013-7944(91)90076-D.

- [83] O. Kolednik u. a. „On the fracture behavior of inhomogeneous materials - A case study for elastically inhomogeneous bimetals“. In: *International Journal of Solids and Structures* 42.2 (2005), S. 605–620. ISSN: 00207683. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2004.06.064.
- [84] R. Schöngrundner. *Numerische Studien zur Ermittlung der rissstreibenden Kraft in elastisch-plastischen Materialien bei unterschiedlichen Belastungsbedingungen*. Bd. 329. Fortschritt-Berichte VDI Reihe 18, Mechanik, Bruchmechanik. Düsseldorf: VDI-Verl., 2011. ISBN: 9783183329182.
- [85] J. W. Hutchinson und Z. Suo. „Mixed Mode Cracking in Layered Materials“. In: *Advances in applied mechanics*. Hrsg. von Richard von Mises u. a. Bd. 29. *Advances in Applied Mechanics*. Boston [etc.]: Academic Press, 1948-1994, S. 63–191. ISBN: 9780120020294. DOI: 10.1016/S0065-2156(08)70164-9.
- [86] H. Ming-Yuan und J. W. Hutchinson. „Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials“. In: *International Journal of Solids and Structures* 25.9 (1989), S. 1053–1067. ISSN: 00207683. DOI: 10.1016/0020-7683(89)90021-8.
- [87] J. Dundurs. „Discussion: Edge-Bonded Dissimilar Orthogonal Elastic Wedges Under Normal and Shear Loading“. In: *Journal of Applied Mechanics* 36.3 (1969), S. 650–652. ISSN: 0021-8936. DOI: 10.1115/1.3564739.
- [88] N. I. Muskhelishvili. *Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity: Fundamental Equations Plane Theory of Elasticity Torsion and Bending*. Fourth, Corrected and Augmented Edition. Dordrecht und s.l.: Springer Netherlands, 1977. ISBN: 9789401730341. DOI: 10.1007/978-94-017-3034-1.
- [89] S. Schmauder und M. Meyer. „Correlation Between Dundurs’ Parameters and Elastic Constants“. In: *International Journal of Materials Research* 83.7 (1992), S. 524–527. ISSN: 1862-5282. DOI: 10.1515/ijmr-1992-830708.
- [90] C. Sator. *Asymptotische Nahfeldanalysen ebener Multi-Materialverbindungsstellen mit der Methode komplexer Potentiale*. Bd. 21. TU Darmstadt, Studienbereich Mechanik, 2010. ISBN: 9783935868211. URL: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:tuda-tuprints-22304>.
- [91] M. Y. He, A. G. Evans und J. W. Hutchinson. „Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials: Role of residual stresses“. In: *International Journal of Solids and Structures* 31.24 (1994), S. 3443–3455. ISSN: 00207683. DOI: 10.1016/0020-7683(94)90025-6.
- [92] K.-H. Grote, B. Bender und D. Göhlich. *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018. ISBN: 978-3-662-54804-2. DOI: 10.1007/978-3-662-54805-9.
- [93] M. D. Thouless. „Crack spacing in brittle films on elastic substrates“. In: *Journal of the American Ceramic Society* 73.7 (1990), S. 2144–2146. ISSN: 0002-7820. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1990.tb05290.x.
- [94] J. P. Benthem und W. T. Koiter. *Methods of Analysis of Crack Problems: Chapter 3: Asymptotic approximations to crack problems*. Noorhoff International Publishing, 1972. ISBN: 978-94-017-2260-5. DOI: 10.1007/978-94-017-2260-5_3.
- [95] M. Kuna. *Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2008. ISBN: 978-3-8351-0097-8. DOI: 10.1007/978-3-8348-9285-0.
- [96] D. M. Parks. „A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factors“. In: *International Journal of Fracture* 10.4 (1974), S. 487–502. ISSN: 03769429. DOI: 10.1007/BF00155252.
- [97] D. M. Parks. „The virtual crack extension method for nonlinear material behavior“. In: *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 12.3 (1977), S. 353–364. ISSN: 00457825. DOI: 10.1016/0045-7825(77)90023-8.
- [98] H. Tada, P. C. Paris und G. R. Irwin. *The Stress Analysis of Cracks Handbook, Third Edition*. ASME Press, 2000. ISBN: 0791801535. DOI: 10.1115/1.801535.
- [99] M. Oechsner, F. Kraemer und M. Klein. „Ermüdungsverhalten zyklisch beanspruchter Schrauben mit Zinkbasiertem Korrosionsschutz: IGF 20412“. In: (2022). Hrsg. von DSV.
- [100] R. Feser und D. Karutz-Wolf. „Schichtbildungsverhalten von bleifreien Cr-haltigen Zinklegierungen mit höheren Korrosionsbeständigkeiten für das Stückverzinken: IGF 19819“. In: *GAV* 171 (2021).
- [101] K. N. Smith, P. Watson und T. H. Topper. „A stress strain function for the fatigue of materials“. In: *Journal of Materials Processing Technology* (1970), S. 767–778. (Besucht am 12. 12. 2022).
- [102] K. Küpfmüller, W. Mathis und A. Reibiger. *Theoretische Elektrotechnik: Eine Einführung*. 16. Auflage. SpringerLink Bücher. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2005. ISBN: 9783540266150. DOI: 10.1007/b137742.

-
- [103] N. Kanani. *Galvanotechnik: Grundlagen, Verfahren und Praxis einer Schlüsseltechnologie*. 3., aktualisierte Auflage. München: Hanser, 2020. ISBN: 9783446462564.
- [104] DIN 1090-2. *Ausführung von Stahltragwerken und Aluminiumtragwerken: Teil 2: Technische Regeln für die Ausführung von Stahltragwerken*. Hrsg. von Beuth Verlag GmbH. 2018-09-01.
- [105] M. F. Ashby. *Materials selection in mechanical design*. Fifth edition. Amsterdam u. a.: BH (Butterworth-Heinemann is an imprint of Elsevier), 2017. ISBN: 9780081005996.
- [106] M. Bautsch. „Rastertunnelmikroskopische Untersuchungen an mit Argon zerstäubten Metallen“. Dissertation. Technische Universität Berlin, 1993. ISBN: 3929937425.
- [107] S. Palmqvist. „Rißbildungsarbeit bei Vickers-Eindrücken als Maß für die Zähigkeit von Hartmetallen“. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 33.9 (1962), S. 629–634. DOI: 10.1002/srin.196203379.
- [108] G. R. Anstis u. a. „A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements“. In: *Journal of the American Ceramic Society* 64.9 (1981), S. 533–538. ISSN: 0002-7820. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x.
- [109] G.R. Anstis u. a. „A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: II, Strength Method“. In: *Journal of the American Ceramic Society* 64.9 (1981), S. 539–543. ISSN: 0002-7820. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1981.tb10321.x.
- [110] D. Munz und T. Fett. *Mechanisches Verhalten keramischer Werkstoffe: Versagensablauf, Werkstoffauswahl, Dimensionierung*. Springer-Verlag, 2013. ISBN: 9783642517105.

A Anhang

A.1 Eingangsparameter

A.1.1 Feuerverzinkung

Die Feuerverzinkung der Probekörper wurde bei Normaltemperatur 465 °C und Hochtemperatur 540 °C durchgeführt mit Zinkbadklassen 1 nach DAST-Richtlinie 022 [9].

Tabelle A.1.1: Chemische Zusammensetzung der Zinkschmelze

Bezeichnung	Al in %	Sn in %	Pb in %	Bi in %	Fe in %	Cd in %	Cu in %	Ni in %
SEN B4	0,004	<0,001	0,018	<0,001	0,033	0,001	0,006	0,001
Flachzugproben	0,0038	<0,001	0,0185	<0,001	0,1338	0,0005	0,007	0,001
gelochte Lasche	<0,1	<0,1	<1,5	<0,1	0,5	k.A.	k.A.	<0,1

Tabelle A.1.2: Chemische Zusammensetzung der Vorbehandlungsschritte

Bezeichnung	SEN B4 Proben		Flachstahlzugproben	
	Zusammensetzung in g/l	Temperatur in °C	Zusammensetzung in g/l	Temperatur in °C
Entfetten Alkalisch		48		44
Beizen inhibiert	HCl 139 g/l Eisen 56,1 g/l	22	HCl 108 g/l Eisen 76,1 g/l	24
Flussmittel	Ammonium- und Zinkchlorid 428 g/l	51	Ammonium- und Zinkchlorid 392 g/l	46

Tabelle A.1.3: Angaben zum Verzinkungsprozess

Bezeichnung	Entfetten	Beizen	Fluxen	Verzinkung	Abschrecken
	Tauchdauer in min.	in min.	in sec.	in °C / min.	
SEN B4 Stückverzinkt	10	40	60	465 / 2,5	20 sec.
SEN B4 Stückverzinkt	10	40	60	540 / 2,5	20 sec.
SEN B4 Schleuderverzinkt	-	8	10	466 / 2,0	77 °C
SEN B4 Schleuderverzinkt	-	8	10	537 / 1,5	85 °C
Flachzugproben	12	25	20	462 / 2,3	69 °C
Flachzugproben	12	25	20	543 / 1,75	78 °C
gelochte Lasche	12	25	20	450 / 10	ja
gelochte Lasche	12	25	20	600 / 5	nein

Beispielhafte Aufnahmen der Zinküberzüge

Beispielhafte Aufnahmen der ζ-Phase eines mittels Normaltemperaturverzinkung hergestellten Überzugs, der thermisch bedingte Trennung und Hohlräume durch aufgezehrte erstarrte Schmelze aufweist.

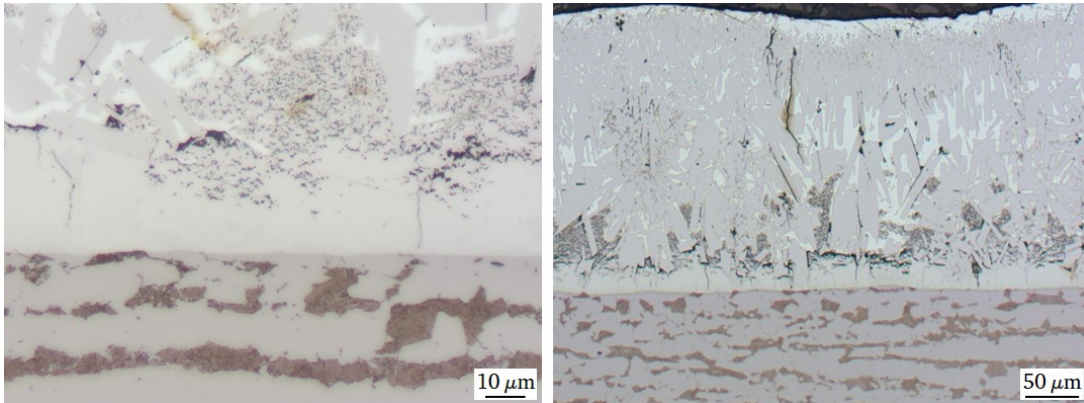


Abbildung A.1.1: Beispielhafte Aufnahme einer 4-Punkt-Biegeprobe NTV stückverzinkt von der Oberseite (links) und aus dem Radius (rechts)

Feuerverzinkter Überzug auf einer Schweißnaht

Das Gefüge einer Schweißnaht unterscheidet sich von dem Ferritisch-Perlitischen Gefüge des Stahls, das aufgrund des Walzprozesses der Stahlbleche zeilig angeordnet ist. Der Bereich der Wärmeeinflusszone zeigt die Umwandlung in einen körnigen bis bereichsweise auch feinnadeligen Bainit in der Schweißnaht, Abbildung A.1.2.

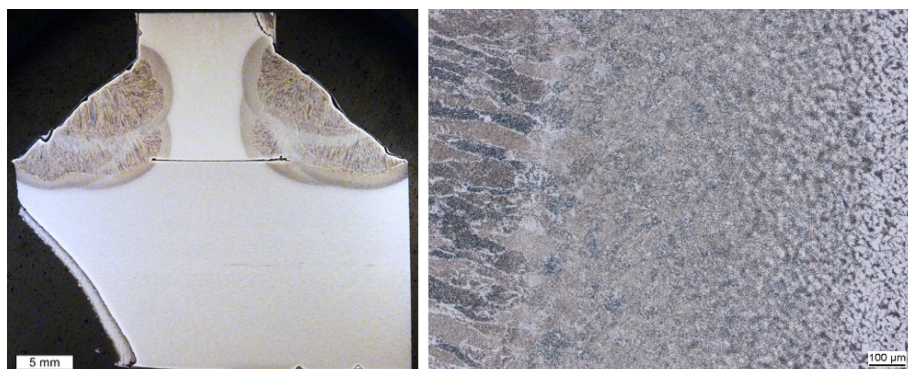


Abbildung A.1.2: Mikroskopaufnahmen eines Querschliffs durch die Schweißnaht und Detailaufnahme des Bereichs der Gefügewandlung

Die Probekörper des Kerbfalls der aufgeschweißten Steife werden für die experimentellen Versuche feuerverzinkt. Da der Schichtaufbau des mittels Feuerverzinkung erzeugten Überzugs vom Substrat abhängig ist, wird dieser genauer betrachtet und mit den Bereichen auf dem umliegenden Stahl verglichen. Der verwendete Schweißzusatzwerkstoff hat einen Siliziumgehalt von 0,76 %.

Das Gefüge der Schweißnaht und dieser hier vorliegende etwas höhere Siliziumgehalt beeinflussen den Überzugaufbau nicht. Der Zinküberzug weist im Bereich der Schweißnaht den identischen Aufbau auf wie im Bereich des Stahlsubstrats, Abbildung A.1.3.

Die Bruchflächen zeigen keine Auffälligkeiten. Die Rissinitiationen liegen entlang der Schweißnaht, Abbildung A.1.4. Die Bruchfläche der feuerverzinkten Probe unterscheidet sich durch eine größere Anzahl an Rissinitiationsstellen verteilt über die Probenbreite im Vergleich zur unverzinkten Probe.

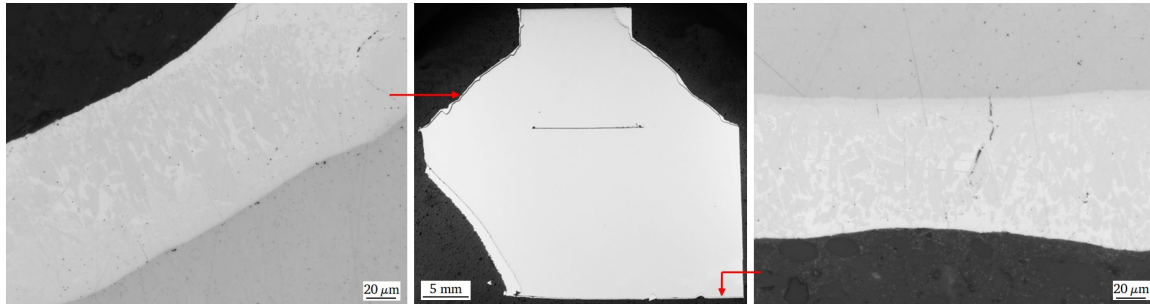


Abbildung A.1.3: Beispielhafte mikroskopische Aufnahme eines Schliffes des Kerbfalls - aufgeschweißte Steife - Normaltemperaturverzinkt

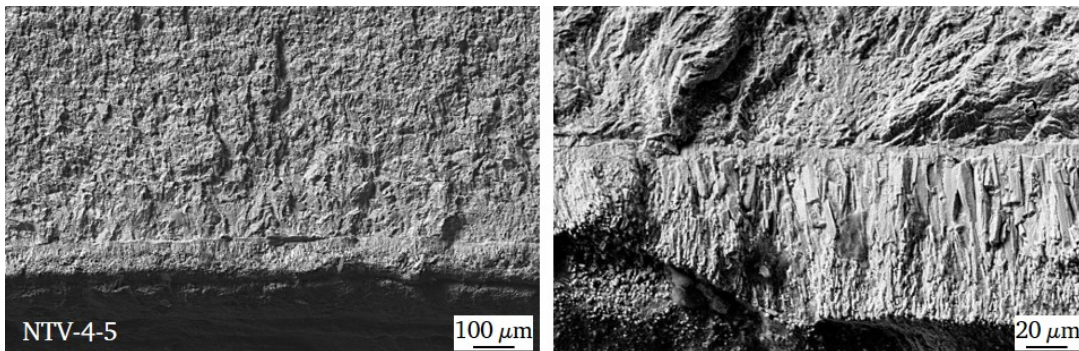


Abbildung A.1.4: Beispielhafte Darstellung einer Bruchfläche einer Flachzugprobe mit aufgeschweißter Quersteife

Instrumentierte Eindringprüfung

Einzelergebnisse der Nano-Indentationsprüfung an Schliffen, die aus den verschiedenen Feuerverzinkungen der untersuchten Proben für die Grundcharakterisierung hergestellt wurden.

Eindringhärte

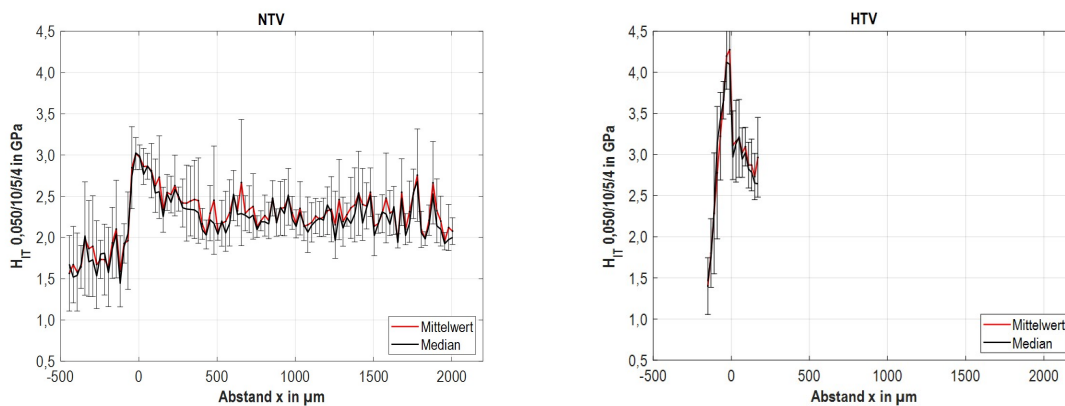


Abbildung A.1.5: Eindringhärteverläufe für die Varianten Normal- und Hochtemperaturverzinkung

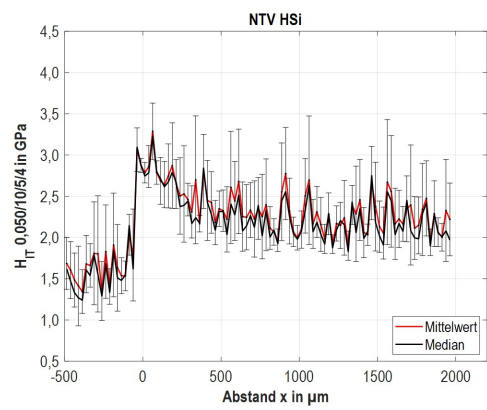
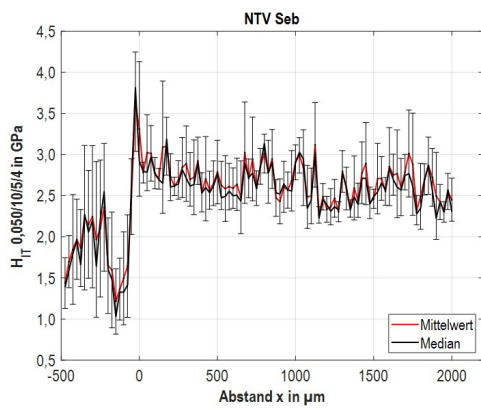


Abbildung A.1.6: Eindringhärteverläufe für die Normaltemperaturverzinkung auf Stahl mit Siliziumgehalt im Sebisty- und im Hochsiliziumbereich

Eindringmodul

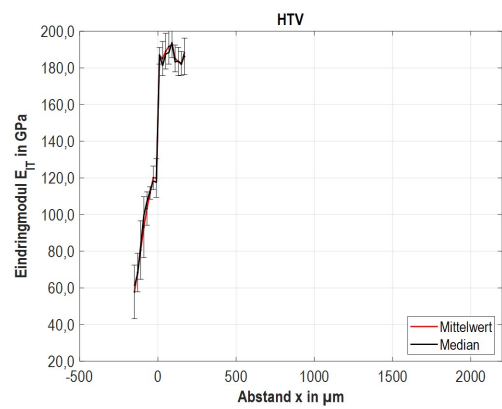
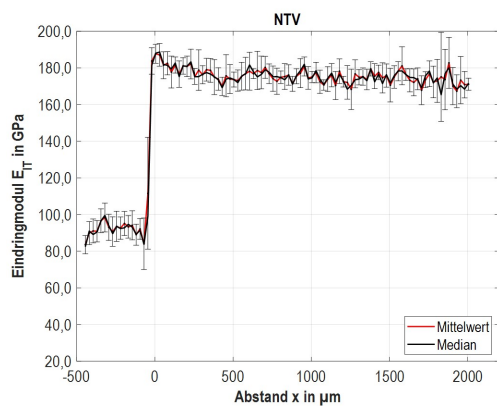


Abbildung A.1.7: Eindringmodulverläufe für die Varianten Normal- und Hochtemperaturverzinkung

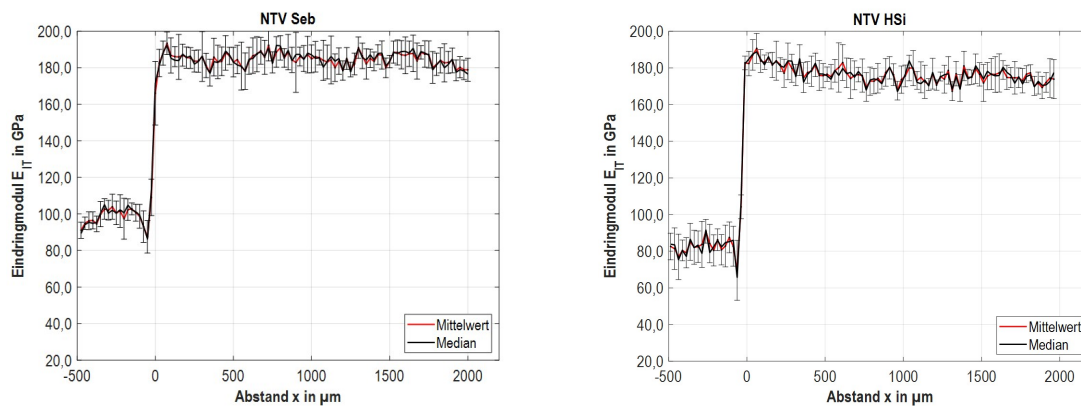


Abbildung A.1.8: Eindringmodulverläufe für die Normaltemperaturverzinkung auf Stahl mit Siliziumgehalt im Sebisty- und im Hochsiliziumbereich

A.1.2 Auszug aus Normentwurf prEN1993-1-9

Auszug aus der überarbeiteten Tabelle, des beim Europäischen Komitee für Normung (CEN) als prEN1993-1-9 vorliegenden Normentwurfs, für im Rahmen dieser Arbeit relevante Konstruktionsdetails.

Table 10.1: Plain members









Detail category	Constructional detail	Description	Supplementary Requirements	
180 $m_1 = 5$	① 	Rolled or extruded products subject to normal stress: ① plates and flats with as rolled edges; ② rolled sections with as rolled edges; ③ seamless hollow sections, either rectangular or circular	①, ②: Defects, sharp edges and rolling flaws should be removed by grinding until a smooth transition is achieved with mean surface roughness depth in the order of mill scale ($R_z \leq 200 \mu\text{m}$). Repair by welding not allowed, requiring following technical delivery conditions: ①: Class A3 acc. to EN 10163-2. ②: Option 1.5 acc. to EN 10210	
	② 		①, ②, ③: Defects, sharp edges and rolling flaws should be removed by grinding until a smooth transition is achieved. Repair by welding not allowed, requiring following technical delivery conditions: ①: Class A3 acc. to EN 10163-2. ②: Class C3 acc. to EN 10163-3. ③: Option 1.5 acc. to EN 10210	
	③ 		①, ②, ③: Defects, sharp edges and rolling flaws should be removed by grinding until a smooth transition is achieved. Repair by welding should be followed by grinding until a smooth transition is achieved.	
160 $m_1 = 5$	④ 	Sheared or thermally cut material subject to normal stress: ④ with subsequent grinding; ⑤ with subsequent deburring	Stress concentrations due to macro-geometric effects should be accounted for. $\Delta\sigma$ should be calculated using net section including appropriate stress concentration factors.	
125 $m_1 = 5$	⑤ 		⑤ Mean surface roughness depth after grinding in the order of mill scale ($R_z \leq 200 \mu\text{m}$). Repair by welding not allowed. ⑥ Thermal cut quality acc. to EN 9013 with mean surface profile range 2. Repair by welding followed by grinding until a smooth transition is achieved.	
100 $m_1 = 5$	⑥ 	Rolled or extruded products subject to shear stress: ⑥ to ⑧ same description as for ① to ③	For shear loads in webs of any section class, Formula (8.25) of EN 1993-1-1 should be used to calculate $\Delta\tau$.	
	⑦ 		⑥, ⑦ and ⑧: Requirements as for ① to ③ in detail category 125.	
	⑧ 			
For ① to ③ made of weathering steel the next lower detail category of Figure 8.1 should be used, but not higher than Detail Category 140. For ① to ③ with hot dip galvanizing the next lower detail category of Figure 8.1 should be used, but not higher than Detail Category 140.				

Abbildung A.1.9: Kerbfaltabelle 10.1 nach prEN1993-1-9 für Stahlbauteile

Table 10.2: Mechanically fastened joints

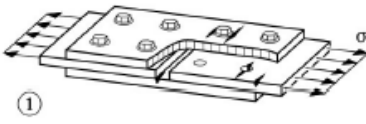
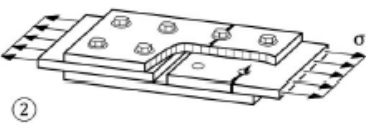
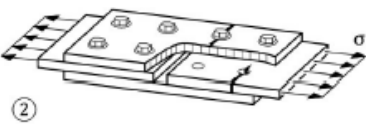
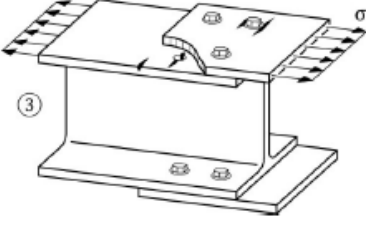
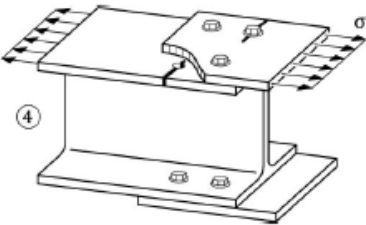
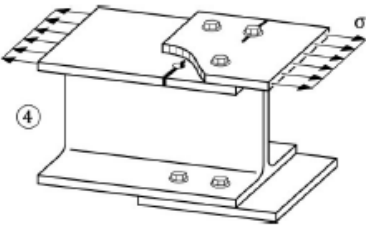
Detail category	Constructional detail	Description	Supplementary Requirements
112 $m_1 = 5$		① Double covered symmetrical joint subject to normal stress with preloaded high strength bolts or preloaded injection bolts	$\Delta\sigma$ should be calculated for all members containing a potential crack site using the gross cross-section.
90 $m_1 = 5$		② Double covered symmetrical joint subject to normal stress	For all members containing a potential crack site, $\Delta\sigma$ should be calculated with $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{net} \left[a + \left(b - c \frac{d_0}{w} \right)^3 \right]$ where σ_{net} is the net cross-section stress. For fitted bolts and non-preloaded injection bolts: 1 bolt row: $a = 1; b = 1,6; c = 2,7$ 2 bolt rows: $a = 1; b = 1,3; c = 2,2$ ≥ 3 bolt rows: $a = 1; b = 1,1; c = 1,8$ For non-preloaded normal bolts in holes with normal clearance: $a = 1; b = 1,6; c = 2,7$ See note at the end of table for dimensions d_0 and w . The bolts should be checked using ⑦.
		with fitted bolts or non-preloaded injection bolts	
71 $m_1 = 3$		with non-preloaded normal bolts in holes with normal clearance without load reversal	Holes thermally cut or punched
		with fitted bolts or non-preloaded injection bolts	
100 $m_1 = 5$		③ One-sided fully supported connection subject to normal stress with preloaded high strength bolts or preloaded injection bolts	$\Delta\sigma$ should be calculated for all members containing a potential crack site using the gross cross-section. One-sided unsupported connections should be avoided or the effect of eccentricity should be taken into account in the stress calculation.
80 $m_1 = 5$		④ One-sided fully supported connection subject to normal stress	For all members containing a potential crack site, $\Delta\sigma$ should be calculated as for ③. The bolts should be checked using ⑦. One-sided unsupported connections should be avoided or the effect of eccentricity should be taken into account in the stress calculation.
		with fitted bolts or non-preloaded injection bolts	
56 $m_1 = 3$		with non-preloaded normal bolts in holes with normal clearance without load reversal	Holes thermally cut or punched
		with fitted bolts or non-preloaded injection bolts	

Abbildung A.1.10: Erster Teil der Kerbfalltabelle 10.2 nach prEN 1993-1-9 für maßgebende geschraubte Konstruktionsdetails

Table 10.2: Mechanically fastened joints (continued)

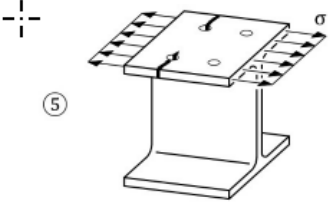
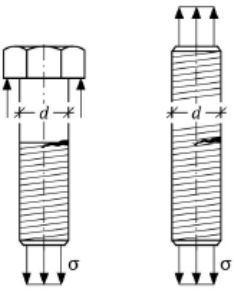
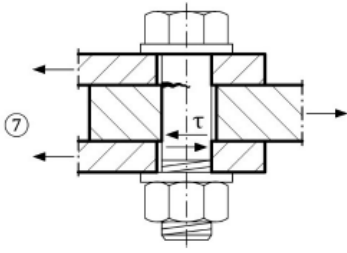
Detail category	Constructional detail	Description	Supplementary Requirements
90 $m_1 = 5$	 <p>⑤</p>	<p>ⓐ Structural element subject to normal stress with drilled or reamed round holes</p>	<p>$\Delta\sigma$ should be calculated using net cross-section.</p>
50 $m_1 = 3$		<p>as aforementioned, but with thermally cut or punched round holes</p>	
71 $m_1 = 3$	<p>Size effect for $d > 30$ mm.</p> <p>$k_s = (30/d)^{0.25}$</p> <p>where d is the nominal bolt diameter in mm.</p>  <p>⑥</p>	<p>ⓑ Black bolts and rods subject to normal stress with normal metric screw threads rolled after heat treatment</p>	<p>$\Delta\sigma$ should be calculated using the tensile stress area of the bolt or rod according to EN 1993-1-8, see 5.7. See Annex E for preloaded bolts and rods.</p>
56 $m_1 = 3$		<p>as aforementioned, but rolled before heat treatment</p>	
50 $m_1 = 3$		<p>as aforementioned, but hot-dip or electric galvanized after rolling</p>	
50 $m_1 = 3$		<p>as aforementioned, but with cut threads</p>	
100 $m_1 = 5$	 <p>⑦</p>	<p>ⓒ Fitted bolts subject to single or double shear</p>	<p>Carbon steel bolts should be of Grade 5.6, 5.8, 6.8, 8.8 or 10.9 acc. to EN 1993-1-8.</p> <p>Stainless steel bolts should have nominal values of yield strength and ultimate tensile strength equal to or higher than those of Grade 70 according to EN 1993-1-4.</p> <p>Thread should not be in shear plane(s).</p> <p>$\Delta\tau$ should be calculated using the shank area of the bolt.</p>
		<p>as aforementioned, but with normal bolts in holes with normal clearance without load reversal</p>	
<p>NOTE It applies $w = \max(p_2; 2e_2)$. See EN 1993-1-8 for definition of d_0, p_2 and e_2.</p> <p>For ⓐ made of weathering steel the next lower detail category of Figure 8.1 should be used.</p> <p>For details ⓐ, ⓑ and ⓒ with hot dip galvanizing and with drilled or reamed holes, the next lower detail category of Figure 8.1 should be used.</p>			

Abbildung A.1.11: Zweiter Teil der Kerbfalltabelle 10.2 nach prEN 1993-1-9 für maßgebende, den geschraubten Konstruktionsdetails zugehörigen, Details

Table 10.5: Weld attachments and stiffeners



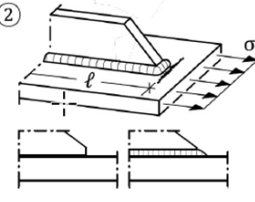

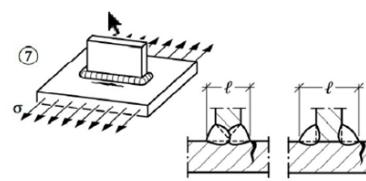

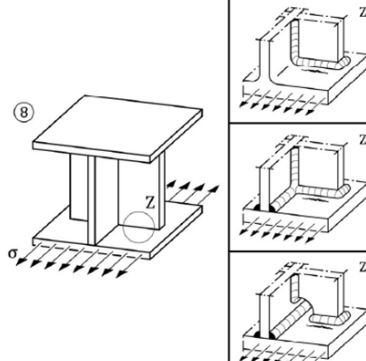

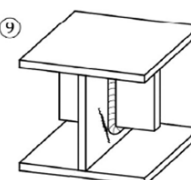

Detail category	Constructional detail	Symbol	Description	Supplementary Requirements
80	 <p>①</p> <p>$l = \text{distance of weld toes}$</p>		① Plates and beam flanges subject to normal stress with longitudinal attachment at their surfaces, as-welded, $l \leq 50\text{mm}$	Attachment welded all around. Attachment thickness is less than its height. Otherwise see ③ or ④ of Table 10.6. $\Delta\sigma$ should be calculated using the normal stress in the parent metal neglecting the attachment.
71			as aforementioned, but $50 < l \leq 200\text{mm}$	
63			as aforementioned, but $l > 200\text{mm}$	
as ①	 <p>②</p> <p>Before and after welding</p>		② as aforementioned, but with chamfered attachment ends, as-welded	See ①.
80	 <p>⑦</p>		⑦ Plates and beam flanges subject to normal stress with transverse attachment at their surfaces, as-welded:	$\Delta\sigma$ should be calculated using normal stress in parent metal neglecting the attachment. Ends of welds should be ground to remove undercut if exists.
71			$l \leq 50\text{mm}$ $50 < l \leq 80\text{mm}$	
as ⑧	 <p>⑧</p>		⑧ Flanges and webs of rolled sections subject to normal stress with fitted transverse attachment at their surfaces, welded all round, as-welded	See ①. Longitudinal welds, if exist, should be checked using Table 10.3.
as ⑧			as aforementioned, but of built-up sections (weld intersection)	
as ⑧			as aforementioned, but with cut holes, welded all around	
as ⑧	as aforementioned, but not welded all around			
as ⑨	 <p>⑨</p>		⑨ Webs subject to combined normal and shear stresses with transverse attachment terminating in the web, welded all round, as-welded	$\Delta\sigma$ should be calculated using principal stress in the web neglecting the attachment. Ends of welds should be ground to remove undercut if exists.

Abbildung A.1.12: Auszug aus der Kerfalltabelle 10.5 nach prEN 1993-1-9 für maßgebende geschweißte Konstruktionsdetails, m=5

A.2 Ermüdungsversuche

A.2.1 Elektrische Widerstandsmessung

Die Verwendung von Wechselstrom erhöht bei niedrigerer Stromstärke die Empfindlichkeit an der Oberfläche, verringert jedoch die Tiefenwirkung (Skin-Effekt). [64] Der Fokus die Rissbildung und Rissentwicklung im Feuerverzinkungsüberzug zu detektieren, erfordert für diese Anwendung keine Tiefenwirkung. Durch den Skin-Effekt werden die Stromlinien an die Probenoberfläche gedrängt, wodurch die Stromdichte im randnahen Oberflächenbereich zunimmt. Es steigt der spezifische Oberflächenwiderstand und der effektive Strompfad wird gegenüber der Gleichstromanregung verlängert, da die Stromlinien deutlicher dem Rissverlauf folgen.

Unter vereinfachten Annahmen kann für einen runden Leiter bei Wechselstrom die Leitschichtdicke in Abhängigkeit der Frequenz und der Permeabilität nach Gleichung A.1 und A.2 bestimmt werden [102].

$$\Delta R = \Delta \rho \cdot \frac{L}{A} \cdot \frac{r_L}{2\delta} \quad (\text{A.1})$$

$$\delta = \sqrt{\frac{2\rho}{\omega\mu}} \quad (\text{A.2})$$

Der spezifische Widerstand des Leiters $\rho = \frac{1}{\sigma}$ ist reziprok der elektrischen Leitfähigkeit σ . Der Baustahl S355 J2+N (Werkstoffnummer 1.0577) hat eine elektrische Leitfähigkeit von $\sigma = 6,67 \cdot 10^6$ S/m. Die Kreisfrequenz ω kann berechnet werden mit $\omega = 2 \cdot \pi \cdot f$. Die absolute Permeabilität $\mu = \mu_0 \cdot \mu_r$ des Leiters wird bestimmt aus dem Produkt der Permeabilitätskonstanten μ_0 und der relativen Permeabilitätszahl μ_r . Eingesetzt in Gleichung A.2 ergibt sich Gleichung A.3. Die gewünschte Messtiefe kann mithilfe dieser Formeln dazu genutzt werden, die Parameter für die Einstellungen der Wechselstromsonde zu wählen. Für Ferritische Stähle liegen die Permeabilitätskonstante bei $\mu_0 = 1,257 \cdot 10^{-6}$ N/A² und die Permeabilitätszahl bei $\mu_r = 1000 - 2000$. Die normalgeglühten Stähle liegen im oberen Bereich. [103] Eingesetzt in Gleichung A.3 lässt sich die Leitschichtdicke formulieren zu Gleichung A.4.

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\sigma \pi f \mu_0 \mu_r}} \quad (\text{A.3})$$

$$\delta^2 = \frac{1}{6,67 \cdot 10^6 \cdot \pi \cdot f \cdot 1,257 \cdot 10^{-6} \cdot 2000} \quad (\text{A.4})$$

Die Einheiten der elektrischen Leitfähigkeit σ und der Permeabilitätskonstanten μ_0 lassen sich umformulieren zu Siemens $S = A/V$ und $N/A^2 = Vs/Am$. Setzt man nun in Gleichung A.4 die gewünschte Tiefe von $\rho = 100 \mu\text{m}$ ein, so erhält man bei $\mu_r = 2000$ für die einzustellende Frequenz des Wechselstroms $f = 1,898$ kHz.

Für die elektrische Widerstandsmessung mit Wechselstrom wird die Messeinrichtung DCM-2 der Firma MATELECT LTD verwendet. Die Stromstärke $I = 0,02$ A und die Frequenz $f = 2$ kHz kann an die Probe angepasst werden. Die Flachproben mit größerem Querschnitt als die 4-Punkt-Biegeproben werden daher auf $I = 0,6$ A erhöht, bei einer Frequenz $f = 10$ kHz.

A.2.2 Axialschwingversuche

Prüfprotokolle

Tabelle A.2.1: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 1

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
UV_3_1	400,00	x	214 342	
UV_3_2	400,00	x	305 547	
UV_3_3	400,00	x	201 621	
UV_3_5	300,00	o	10 000 000	
UV_3_5a	425,00	x	84 824	
UV_3_6	200,00	o	10 000 000	
UV_3_6a	350,00	o	6 690 475	
UV_3_7	200,00	o	10 000 000	
UV_3_7a	425,00	x	119 949	
UV_3_8	300,00	o	10 000 000	
UV_3_8a	425,00	x	117 181	
UV_3_11	375,00	x	486 142	
NTV_3_1	350,00	x	596 307	85
NTV_3_2	350,00	x	960 243	75
NTV_3_3	300,00	o	8 159 640	71
NTV_3_4	400,00	x	130 962	76
NTV_3_5	350,00	x	1 101 355	72
NTV_3_6	400,00	x	88 996	71
NTV_3_7	400,00	x	106 529	77
NTV_3_8	375,00	x	379 761	71
NTV_3_9	425,00	x	112 379	
NTV_3_10	325,00	o	5 000 000	68
NTV_3_14	375,00	x	524 065	75
HTV_3_1	400,00	x	140 636	65
HTV_3_2	350,00	x	854 662	55
HTV_3_3	400,00	x	199 893	55
HTV_3_4	350,00	x	840 056	49
HTV_3_5	425,00	x	109 112	47
HTV_3_6	400,00	x	125 076	55
HTV_3_7	375,00	x	787 289	58
HTV_3_8	325,00	x	789 773	57
HTV_3_12	375,00	x	525 553	56
HTV_3_13	325,00	o	5 000 000	58

Tabelle A.2.2: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 2

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
UV_2_1	300,00	x	563 002	
UV_2_2	400,00	x	147 456	
UV_2_4	400,00	x	126 453	
UV_2_5	400,00	x	117 140	
UV_2_6	450,00	x	63 912	
UV_2_7	300,00	o	10 000 000	
UV_2_8	200,00	o	10 000 000	
UV_2_9	350,00	x	186 730	
UV_2_10	450,00	x	56 357	
UV_2_11	300,00	x	730 489	
UV_2_12	350,00	x	1 125 957	
NTV_2_1	400,00	x	91 903	71
NTV_2_2	450,00	x	37 207	67
NTV_2_3	350,00	x	158 938	76
NTV_2_4	400,00	x	58 635	84
NTV_2_5	250,00	o	6 779 593	76
NTV_2_5a	300,00	o	334 226	
NTV_2_6	400,00	x	63 940	
NTV_2_7	350,00	x	122 147	
NTV_2_8	350,00	x	177 140	91
NTV_2_13	300,00	x	317 577	80
HTV_2_1	400,00	x	78 919	66
HTV_2_2	350,00	x	240 795	66
HTV_2_3	400,00	x	89 953	56
HTV_2_4	400,00	x	79 818	57
HTV_2_6	350,00	x	231 591	64
HTV_2_7	250,00	o	5 044 550	67
HTV_2_8	375,00	x	111 864	47
HTV_2_9	300,00	x	278 773	67
HTV_2_10	350,00	x	248 990	65
HTV_2_11	300,00	x	500 958	61
HTV_2_14	300,00	x	601 022	64

Tabelle A.2.3: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 3

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
UV_1_1	300,00	x	126 298	
UV_1_2	400,00	x	33 358	
UV_1_3	400,00	x	32 961	
UV_1_4	400,00	x	37 083	
UV_1_5	200,00	o	10 000 000	
UV_1_5a	350,00	x	108 158	
UV_1_6	250,00	x	803 480	
UV_1_7	200,00	o	10 000 000	
UV_1_7a	350,00	x	90 246	
UV_1_8	300,00	x	152 103	
UV_1_9	300,00	x	257 111	
UV_1_10	250,00	x	783 647	
UV_1_11	250,00	x	1 208 580	
UV_1_12	275,00	x	396 903	
NTV_1_1	350,00	x	47 926	76
NTV_1_2	300,00	x	85 679	75
NTV_1_3	275,00	x	126 655	74
NTV_1_4	300,00	x	108 043	75
NTV_1_5	200,00	x	1 294 182	79
NTV_1_6	350,00	x	44 522	80
NTV_1_7	300,00	x	111 374	79
NTV_1_8	350,00	x	45 243	73
NTV_1_12	250,00	x	318 828	76
NTV_1_13	250,00	x	172 669	81
HTV_1_1	400,00	x	26 179	67
HTV_1_2	350,00	x	56 551	70
HTV_1_3	300,00	x	127 876	61
HTV_1_4	250,00	x	302 630	59
HTV_1_5	350,00	x	65 175	70
HTV_1_6	250,00	x	246 075	58
HTV_1_7	300,00	x	87 200	64
HTV_1_8	300,00	x	105 653	59
HTV_1_9	250,00	x	382 905	69
HTV_1_10	200,00	x	435 919	71
HTV_1_13	350,00	x	66 171	63

Tabelle A.2.4: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 4

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
UV_4_1	300,00	x	139 314	
UV_4_2	400,00	x	32 042	
UV_4_3	400,00	x	29 354	
UV_4_4	300,00	x	102 479	
UV_4_5	150,00	x	1 661 562	
UV_4_6	200,00	x	402 206	
UV_4_7	200,00	x	983 805	
UV_4_8	200,00	x	558 482	
UV_4_9	250,00	x	147 651	
NTV_4_1	300,00	x	89 458	78
NTV_4_2	250,00	x	179 056	78
NTV_4_3	300,00	x	86 948	81
NTV_4_4	200,00	x	1 795 709	77
NTV_4_5	300,00	x	58 713	74
NTV_4_6	250,00	x	211 466	85
NTV_4_7	250,00	x	163 577	78
NTV_4_8	250,00	x	228 253	77
NTV_4_9	325,00	x	64 811	81
NTV_4_10	200,00	x	550 433	79
NTV_4_11	150,00		5 000 000	72
NTV_4_11_a	200,00	x	358 929	
NTV_4_12	325,00	x	78 535	84
NTV_4_14	150,00	x	2 188 534	70
NTV_4_15				0
HTV_4_1	300,00	x	96 546	20
HTV_4_2	200,00	x	375 199	26
HTV_4_3	300,00	x	87 682	25
HTV_4_4	300,00	x	113 438	17
HTV_4_5	250,00	x	144 061	17
HTV_4_6	200,00	x	666 897	23
HTV_4_7	250,00	x	173 006	15
HTV_4_8	150,00		5 000 000	23
HTV_4_8_a	325,00	x	84 654	
HTV_4_9	325,00	x	67 888	25
HTV_4_10	200,00	x	428 607	20
HTV_4_11	150,00		5 000 000	20

Flachzugproben

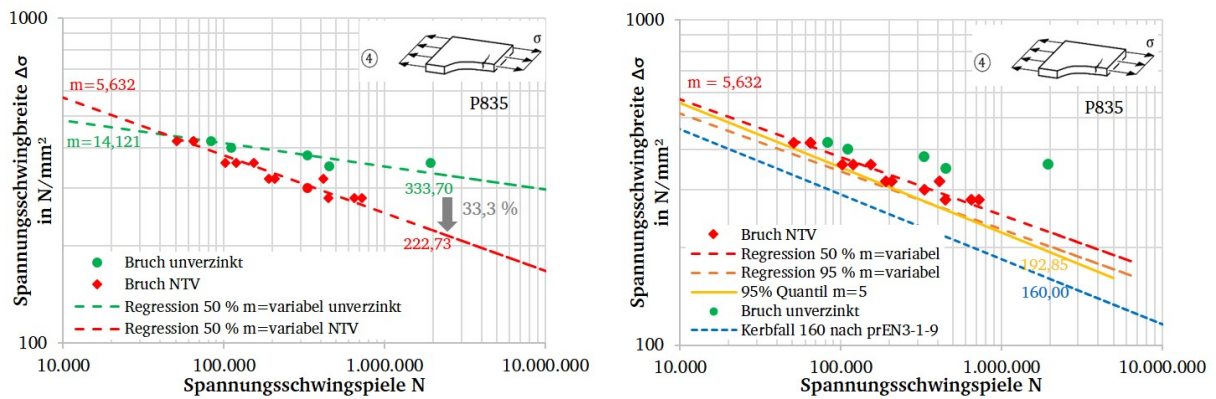


Abbildung A.2.1: Wöhlerkurve der Flachzugproben inkl. den Ergebnissen aus [6] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 1) nach Auswertung mit m =variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

Die Auswertung der Wöhlerkurven zu den drei Kerbformzahlen ist zunächst in Abbildung A.2.2 für Normal- und Hochtemperaturverzinkung zusammen betrachtet.

Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung für die Flachzugproben der drei Kerbformzahlen.

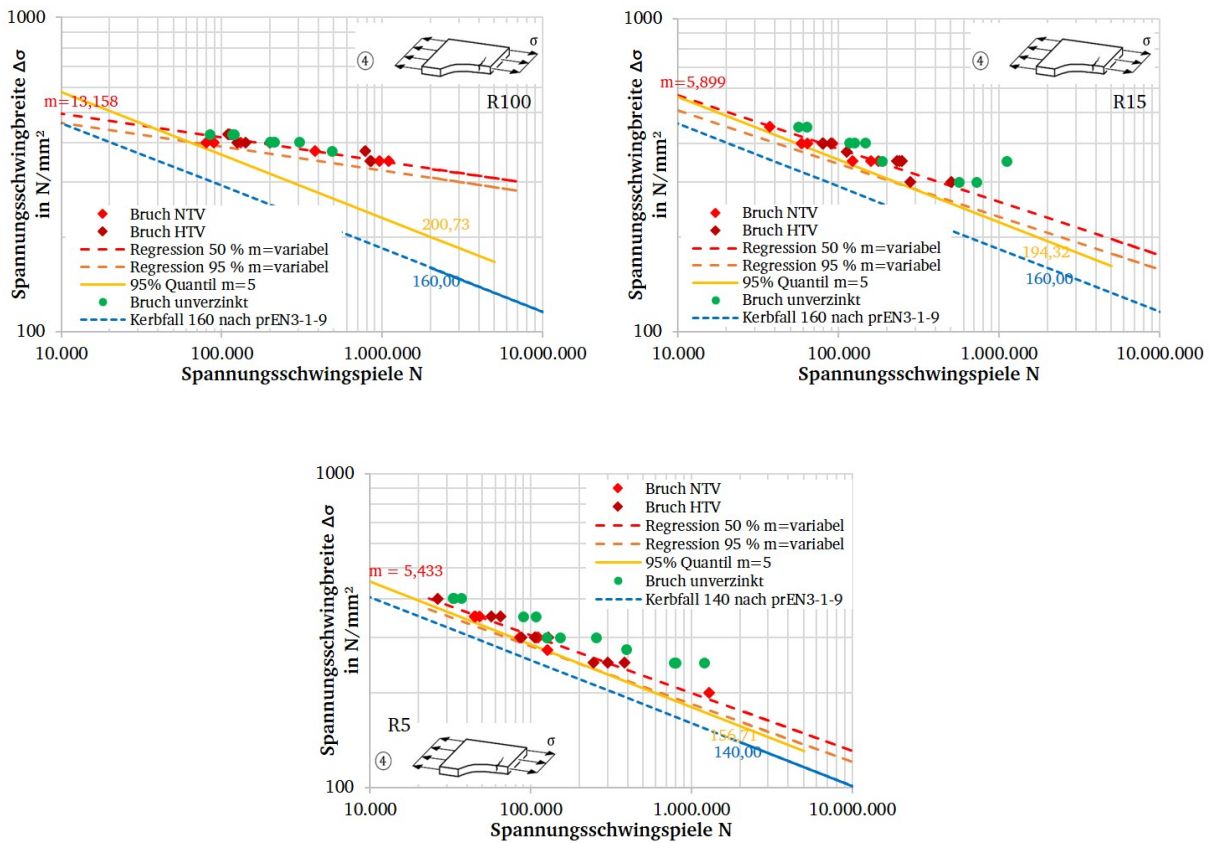


Abbildung A.2.2: Wöhlerkurve der drei Flachzugproben unterschiedlicher Kerbformzahl nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9

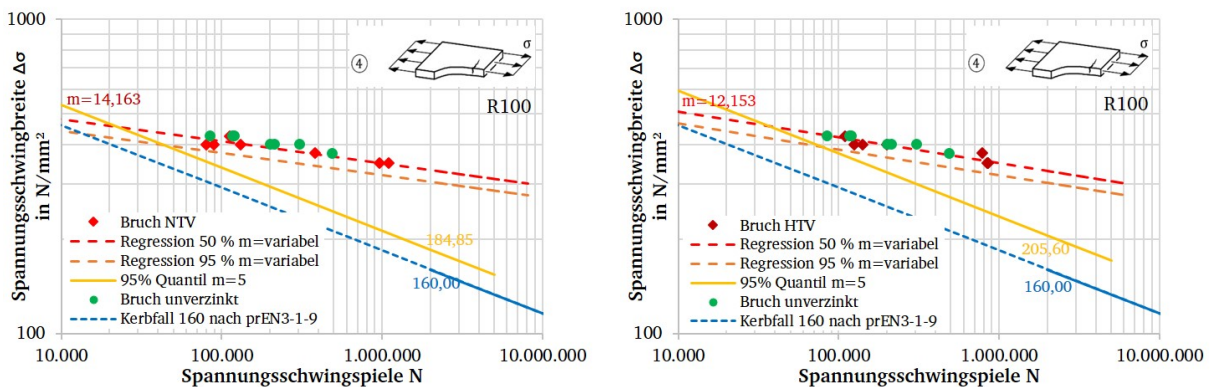


Abbildung A.2.3: Wöhlerkurve der Flachzugprobe mit Radius $R = 100$ getrennt nach NTV und HTV nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9

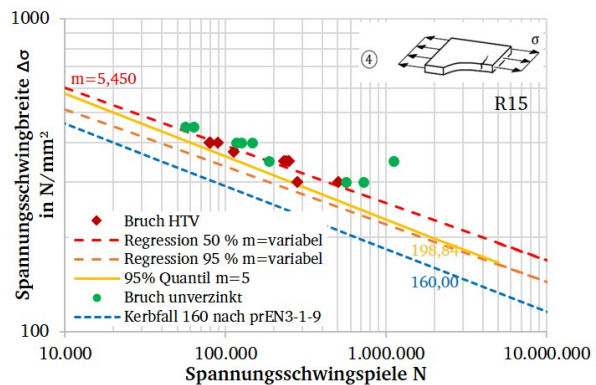
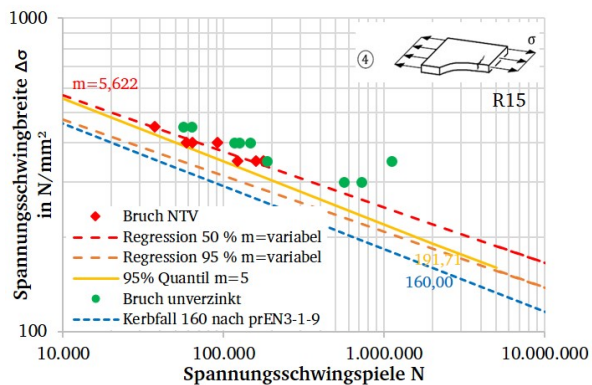


Abbildung A.2.4: Wöhlerkurve der Flachzugprobe mit Radius $R = 15$ getrennt nach NTV und HTV nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9

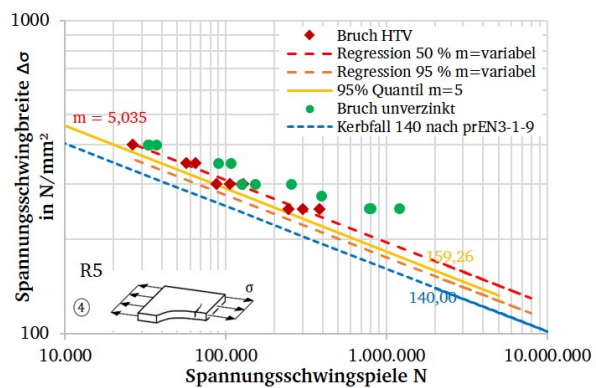
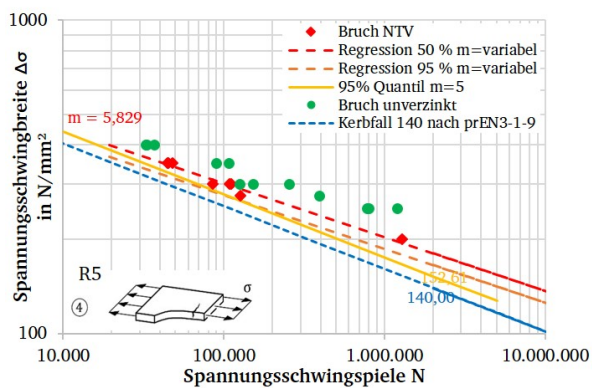


Abbildung A.2.5: Wöhlerkurve der Flachzugprobe mit Radius $R = 5$ getrennt nach NTV und HTV nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9

Stahlblech mit Bohrung

Die Probekörper der geschraubten Verbindungen werden mit einem mittig gebohrten Loch als Probenform für die Untersuchungen des Kerbfalls 90, Bauteil mit Löchern, verwendet. Die Bleche der Abmessung 340 mmx100 mmx10 mm in S355 J2+N werden für die Versuche unter zyklischer Belastung mit einem mittig gebohrten Loch versehen, Abbildung A.2.6. Der Kerbfall wird untersucht, da er für eine vollständige Bemessung einer geschraubten Verbindung ebenso erfüllt sein muss, wie die Verbindung selbst und auch die Schraube, die als nächstes Detail folgt. Die Ergebnisse wurden im Rahmen des Forschungsvorhabens zu GV-Verbindungen [10] generiert. Es wurden zusätzlich Versuche an Blechen der Abmessung 400x100x20 mm in S355 J2+N durchgeführt. Auch diese Ergebnisse fließen in die Betrachtung mit ein.

Bezeichnung der Versuchsreihe:

UV_o

NTV_o

HT-gvz_o

HTV_o_s

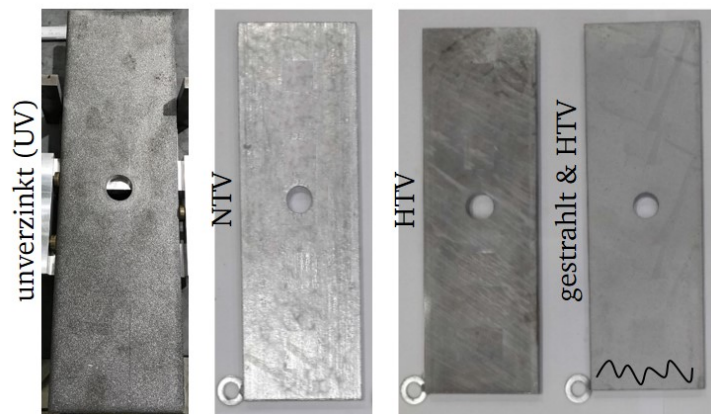


Abbildung A.2.6: Darstellung der Probekörper mit mittlerer Bohrung und unterschiedlicher Oberflächenbearbeitung

Geschraubte Verbindung

Die geschraubten Verbindungen im Brückenbau werden aufgrund der zyklischen Beanspruchung als Passschraubenverbindung (2-schnittig: Kerbfall 90 und 1-schnittig: Kerbfall 80) oder Gleitfest-vorgespannte (GV-) Verbindung (2-schnittig: Kerbfall 112 und 1-schnittig: Kerbfall 90) ausgeführt, Abbildung A.2.7. Die Untersuchungen wurden im Rahmen des Forschungsprojektes zu GV-Verbindungen [10] und dem Projekt zur Mikrostrukturuntersuchung unter der Nummer IGF 20824 durchgeführt. Die Probenformen werden in Anlehnung an die Geometrievorgaben der DIN EN 1090-2, Anhang G [104] gewählt, mit denen man die Haftreibwerte für eine GV-Verbindung experimentell ermitteln kann. Ziel der Versuche ist die Bestimmung der Kerbfälle und die Überprüfung, ob die feuerverzinkten Details die unverzinkten Kerbfälle nach DIN EN 1993-1-9 erfüllen.

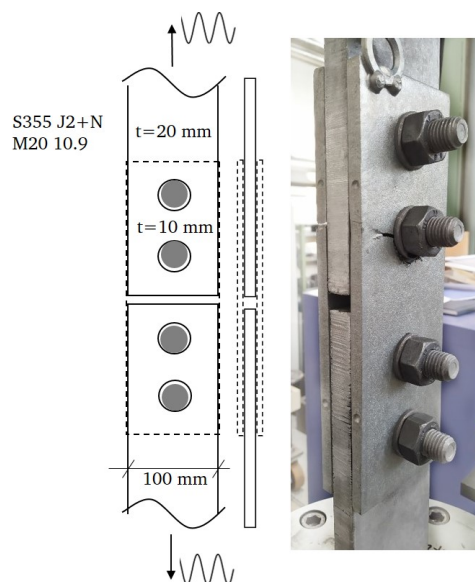


Abbildung A.2.7: Beispielhafte Darstellung einer geschraubten Verbindung mit Passschrauben für die experimentellen Versuche

Schrauben

In [52] wurden Versuche an feuerverzinkten Stahlbauschrauben M16x110/30-10.9 HV tZn durchgeführt, Abbildung A.2.8. Ziel war es die überelastische Vorspannung zu nutzen, um den Einfluss der Feuerverzinkung auf die Ermüdungsfestigkeit zu reduzieren. Diese Versuchsergebnisse vervollständigen die untersuchten Kerbfälle und werden im Rahmen dieser Arbeit nach DIN EN 1993-1-9 ausgewertet. Die Ermüdungsversuche wurden auf Hochfrequenz-



Abbildung A.2.8: Darstellung der in [52] untersuchten hochtemperaturverzinkten Schrauben

resonanzpulsatoren unter rein axialer Belastung durchgeführt. Die Mittellast wurde in einer Versuchsreihe bei 40 % Ausnutzung der Streckgrenze gewählt. Eine weitere Versuchsreihe wurde mit einer überelastischen Vorbelastung bei $F_{m0} = 170$ kN geprüft. Längen- und Steifigkeitsänderungen der Proben werden durch die Regelung der Mittellast im laufenden Versuch ausgeglichen. [52]

geschweißte Quersteife

Auswertung der Versuchsergebnisse aus [6] an dem Konstruktionsdetail der geschweißten Quersteife. Als Probenmaterial wurde S460 verwendet. Die Schweißnaht wurde in [6] in einer Lage ausgeführt, Abbildung A.2.10.

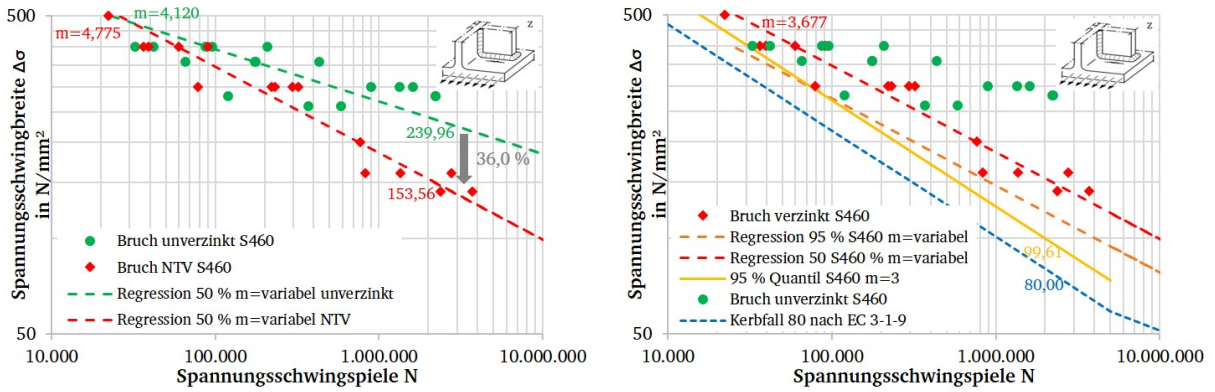


Abbildung A.2.9: Wöhlerkurve der geschweißten Quersteife aus [6] in S460 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6) nach Auswertung mit m =variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

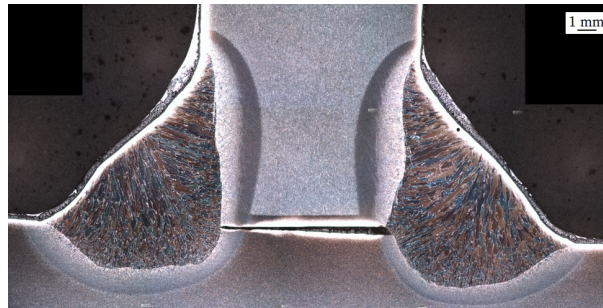


Abbildung A.2.10: Querschliff des Details *geschweißte Quersteife* aus P835 [6] mit Darstellung der Wärmeeinflusszone

Quer laufender Stumpfstoß

Auswertung der Versuchsergebnisse aus [6] an dem Konstruktionsdetail der geschweißten Quersteife. Als Probenmaterial wurde S460 verwendet.

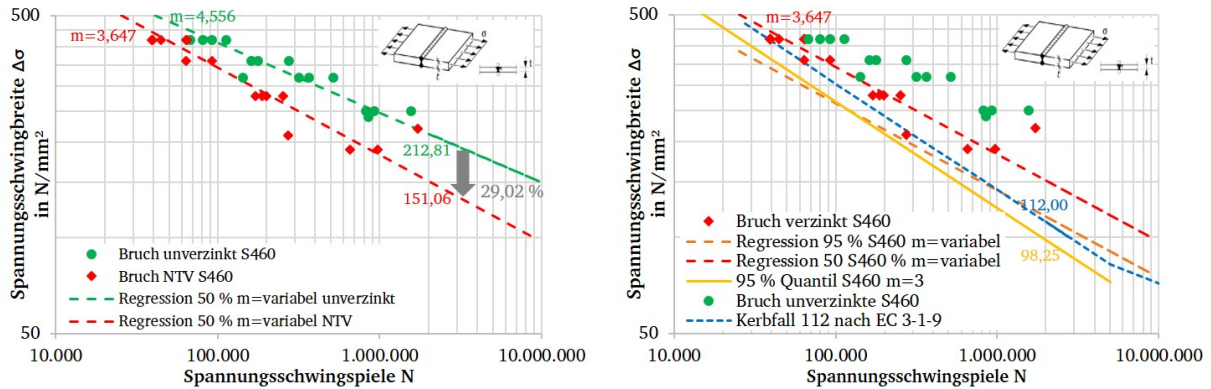


Abbildung A.2.11: Wöhlerkurve des Stumpfstoßes, geschliffen aus [6] in S460 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.3, Nr. 1) nach Auswertung mit m=variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

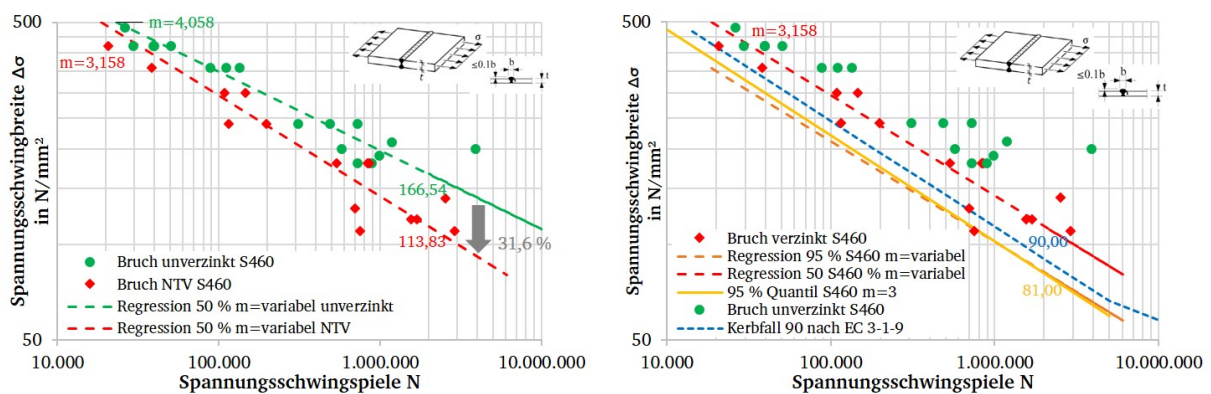


Abbildung A.2.12: Wöhlerkurve des Stumpfstoßes aus [6] in S460 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.3, Nr. 5) nach Auswertung mit m=variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)

A.2.3 Ergebnisse der elektrischen Widerstandsmessung im Axialschwingversuch

Einzelkurven Potential und Gradient

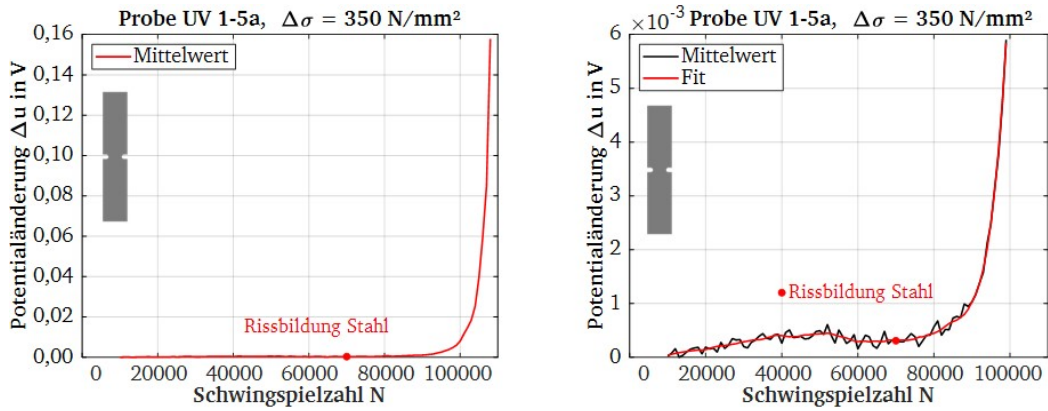


Abbildung A.2.13: Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-5

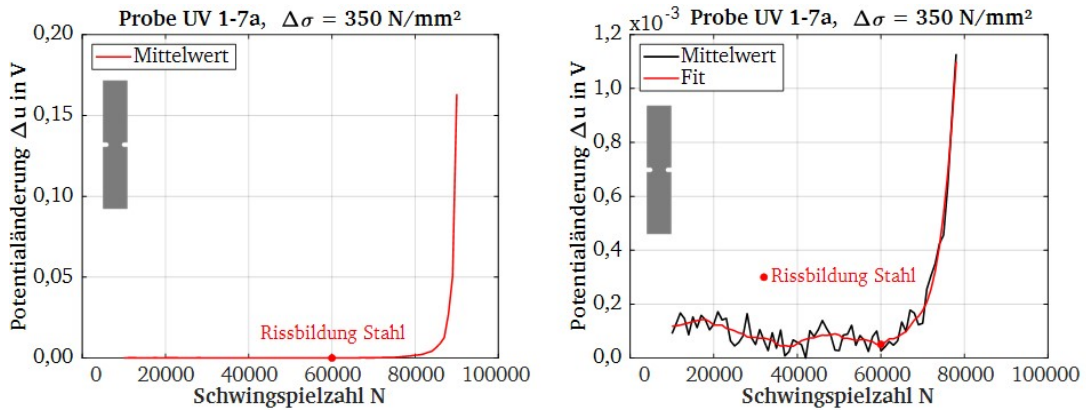


Abbildung A.2.14: Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-7

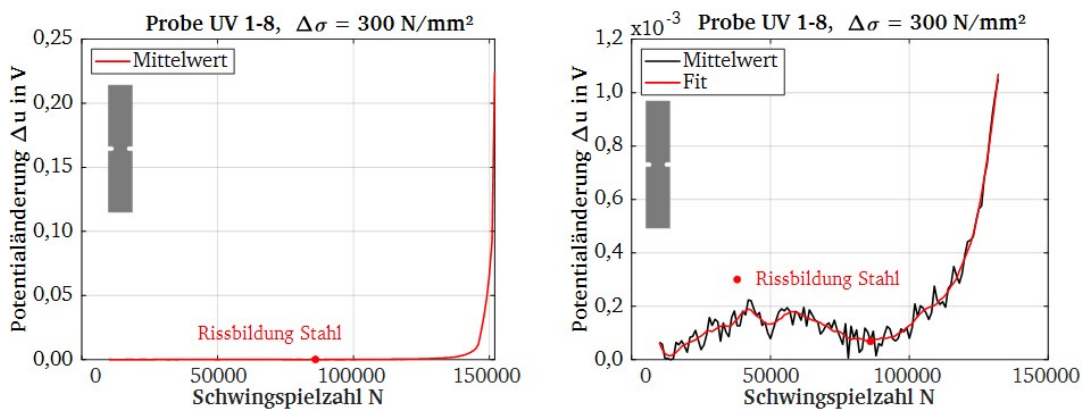


Abbildung A.2.15: Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-8

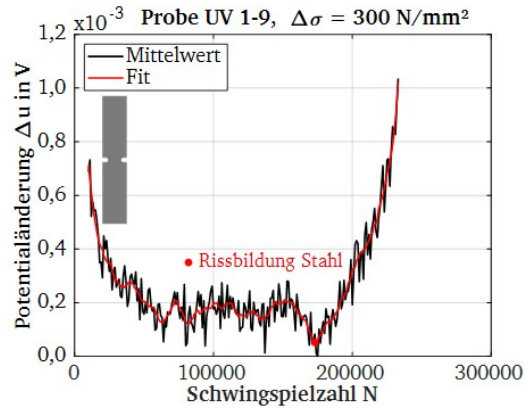
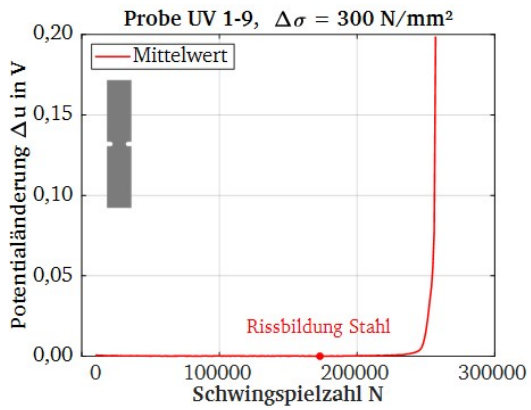


Abbildung A.2.16: Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-9

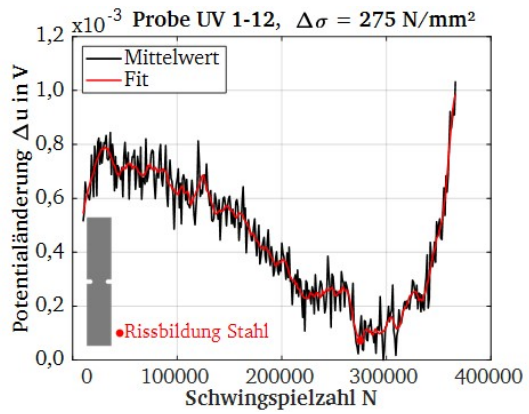
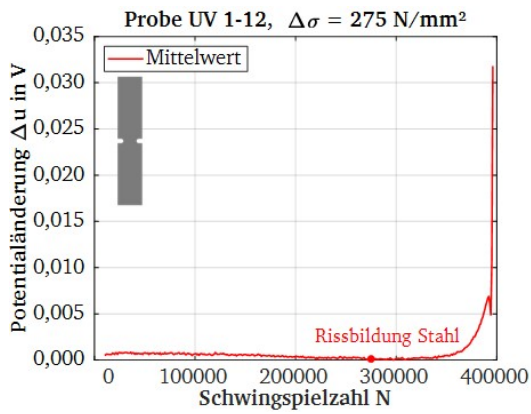


Abbildung A.2.17: Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-12

A.2.4 Ergebnisse Schwingversuche der 4-Punkt-Biegung

Prüfprotokolle

Tabelle A.2.5: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der 4-Punkt-Biegeproben Charge 1

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
UV_3	612,24	o	3 007 000	
UV_3a	765,31	x	155 881	
UV_4	765,31	x	110 349	
UV_5	765,31	x	138 158	
UV_6	459,18	o	6 706 941	
UV_6a	612,24	x	137 896	
UV_7	612,24	x	426 721	
UV_8	459,18	o	5 017 547	
UV_8a	612,24	x	343 390	
UV_11	489,80	x	1 824 113	
NTV_11	306,12	o	10 000 000	200
NTV_12	306,12	o	6 549 000	180
NTV_12a	382,65	o	1 680 001	
NTV_12b	765,31	x	38 962	
NTV_13	382,65	x	411 099	220
NTV_14	612,24	x	75 196	190
NTV_15	612,24	x	59 001	220
NTV_29	382,65	x	9 120 114	170
NTV_30	612,24	x	51 803	180
NTV_32	612,24	x	64 674	170
NTV_34	459,18	x	206 513	180
NTV_39	459,18	x	173 533	170
HTV_1	612,24	x	77 121	40
HTV_2	459,18	x	235 524	25
HTV_4	612,24	x	68 916	40
HTV_5	306,12	o	8 275 000	45
HTV_5a	459,18	x	166 802	
HTV_6	459,18	x	322 538	25
HTV_7	612,24	x	76 570	50
HTV_8	459,18	x	427 044	25
HTV_9	612,24	x	66 778	45
HTV_10	765,31	x	63 422	30
HTV_11	306,12	o	5 907 594	45
HTV_11a	459,18	x	173 879	
HTV_12	306,12	o	6 724 592	40
HTV_12a	459,18	x	297 174	
HTV_13	765,31	x	45 184	35
HTV_14	765,31	x	63 708	35

Tabelle A.2.6: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der 4-Punkt-Biegeproben Charge 2

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
NTV_2_1	434,76	x	558 254	95
NTV_2_4	621,09	x	77 404	100
NTV_2_5	621,09	x	69 111	75
NTV_2_6	621,09	x	77 933	79
NTV_2_7	465,81	x	633 763	102
NTV_2_8	776,36	x	38 937	86
NTV_2_9	465,81	x	488 956	91
NTV_2_10	776,36	x	36 555	74
NTV_2_11	388,18	o	8 551 705	73
NTV_2_11_a	776,36	x	42 838	88
NTV_2_14	776,36	x	34 730	82
NTV_2_16	465,81	x	355 170	84
NTV_2_17	465,81	x	420 804	105
HTV_2_4	621,09	x	90 223	43
HTV_2_5	621,09	x	78 259	39
HTV_2_6	465,81	x	209 007	38
HTV_2_7	776,36	x	53 799	41
HTV_2_8	465,81	o	8 325 427	35
HTV_2_8a	776,36	x	81 510	
HTV_2_9	465,81	x	751 787	44
HTV_2_10	388,18	o	5 374 049	39
HTV_2_10a	776,36	x	59 905	
HTV_2_12	776,36	x	55 626	32

Tabelle A.2.7: Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der 4-Punkt-Biegeproben PVD Beschichtung

Probe	Spannungsschwingbreite in N/mm ²	Ereignis	Schwingspielzahl N	mittlere Überzugsdicke in μm
Cu_3	621,09	x	145 104	105
Cu_4	776,36	x	74 279	105
Cu_5	465,81	o	5 230 387	105
Cu_5a	776,36	x	93 475	105
Cu_6	465,81	x	784 189	105
Al_3	621,09	x	134 729	50
Al_4	776,36	x	67 933	50
Al_5	465,81	x	6 486 425	50
Al_5a	621,09	x	107 045	50
Ti_1	621,09	x	107 126	25
Ti_2	776,36	x	58 964	25
Ti_3	465,81	o	5 188 478	25
Ti_3	621,09	x	124 833	25

Wöhlerdiagramm 4-Punkt-Biegung

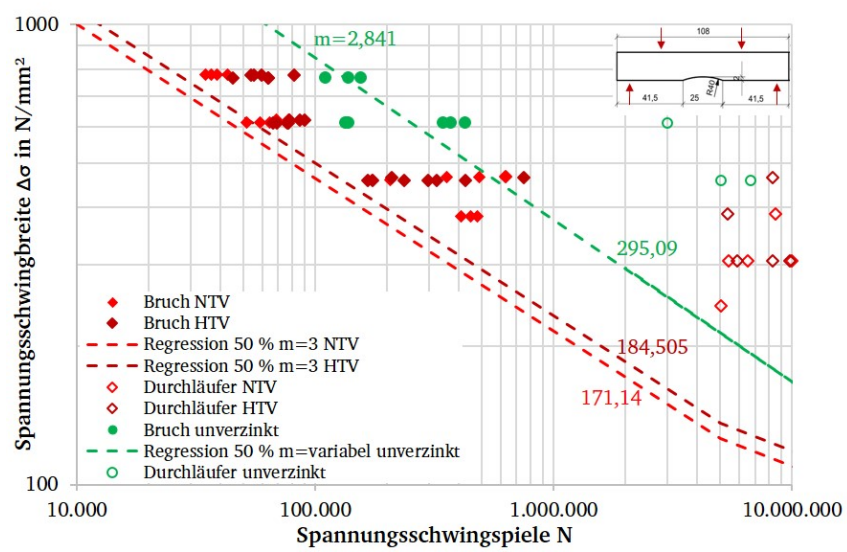


Abbildung A.2.18: Wöhlerkurven feuerverzinkter 4-Punkt-Biegeproben ausgewertet nach EC3 mit $m = 3$ und $\Delta\sigma_{50\%}$ getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung

quasi-statische Versuche zur Überprüfung der Messtechnik

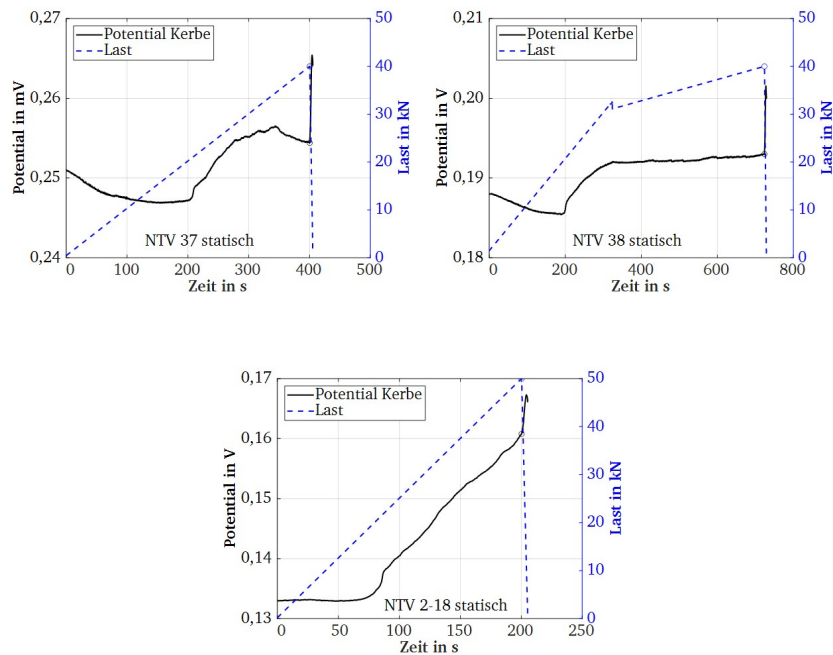


Abbildung A.2.19: Elektrische Widerstandsmessung gegenüberstellt der aufgebracht Belastung unter quasi-statischer 4-Punkt-Biegung normaltemperaturverzinkter Proben

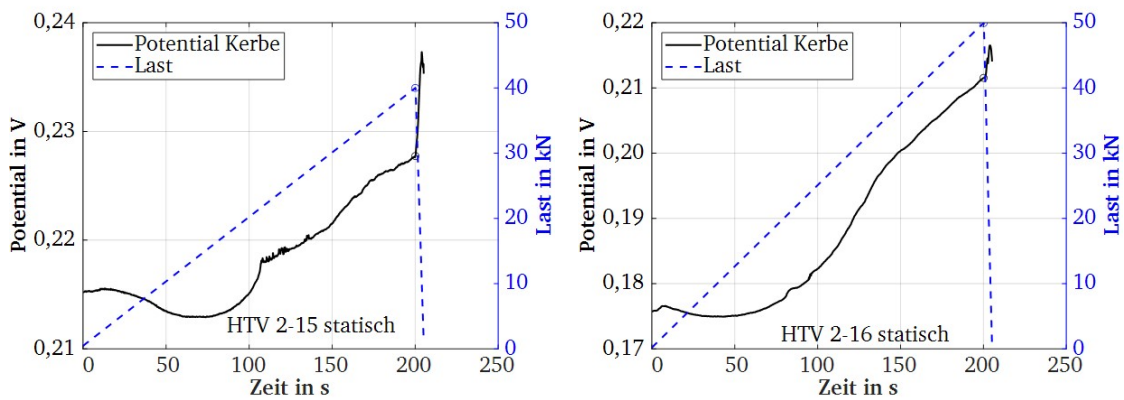


Abbildung A.2.20: Elektrische Widerstandsmessung gegenüberstellt der aufgebracht Belastung unter quasi-statischer 4-Punkt-Biegung hochtemperaturverzinkter Proben

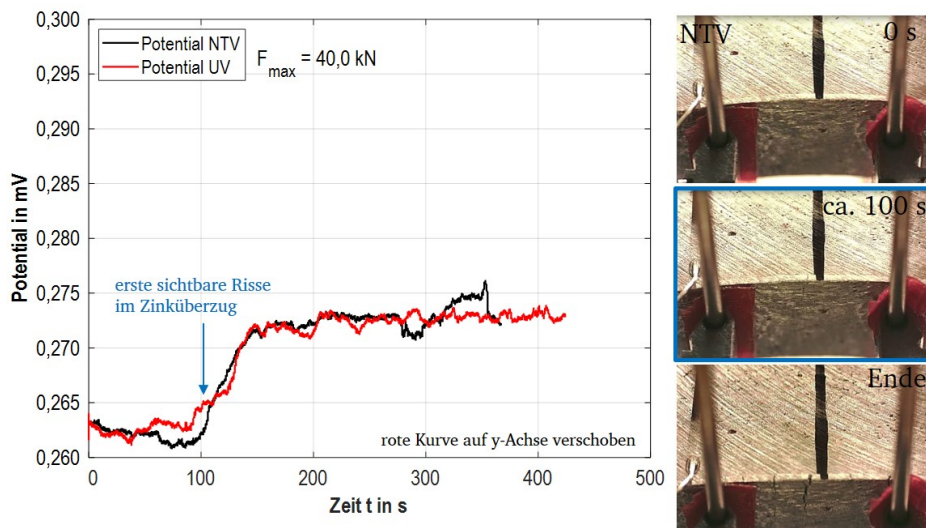


Abbildung A.2.21: Elektrischen Widerstandsmessung an unverzinkten und feuerverzinkten Proben unter quasi-statischer 4-Punkt-Biegung

A.2.5 Ergebnisse der elektrischen Widerstandsmessung der 4-Punkt-Biegeproben

Einzelkurven Potential und Gradient

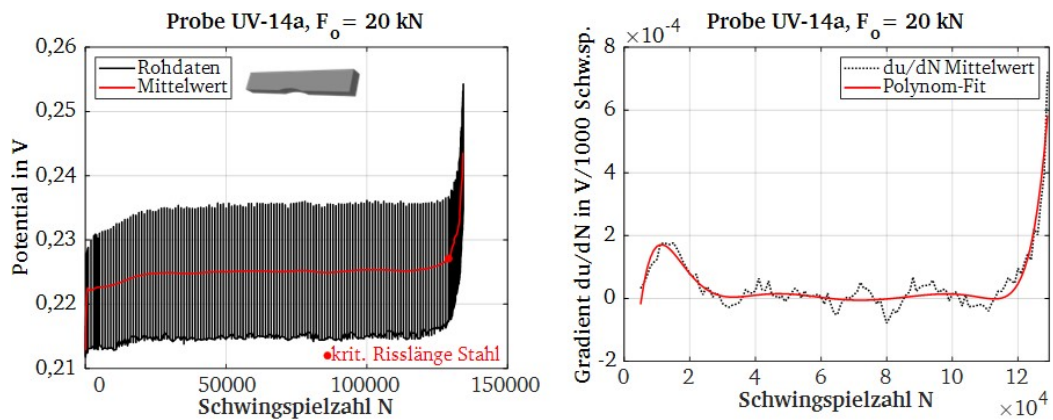


Abbildung A.2.22: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der unverzinkten 4-Punkt-Biegeprobe UV-14a

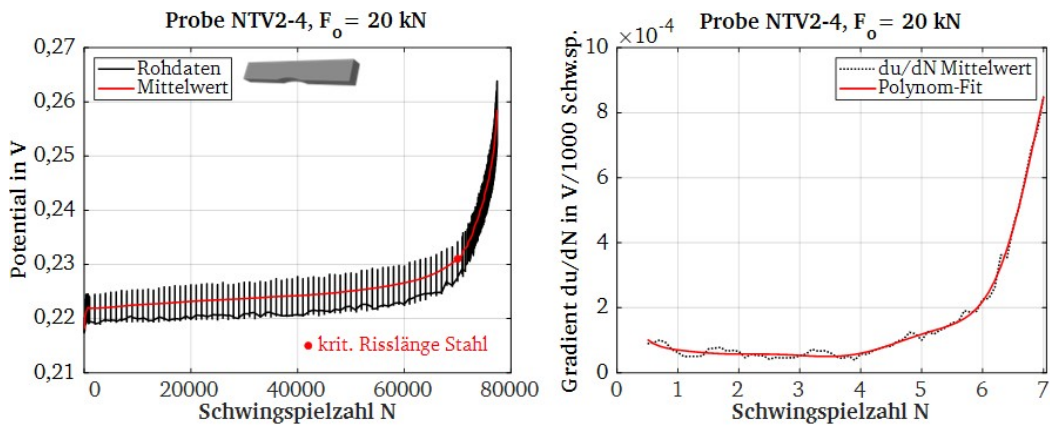


Abbildung A.2.23: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-4

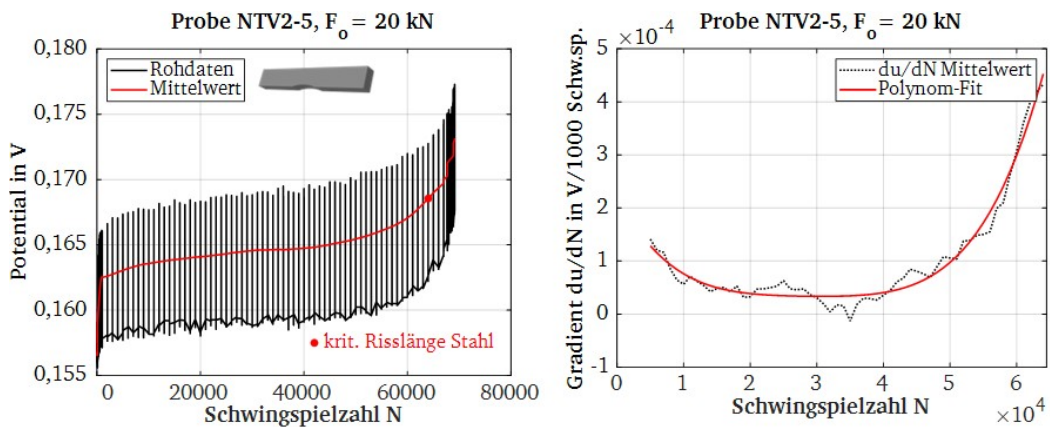


Abbildung A.2.24: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-5

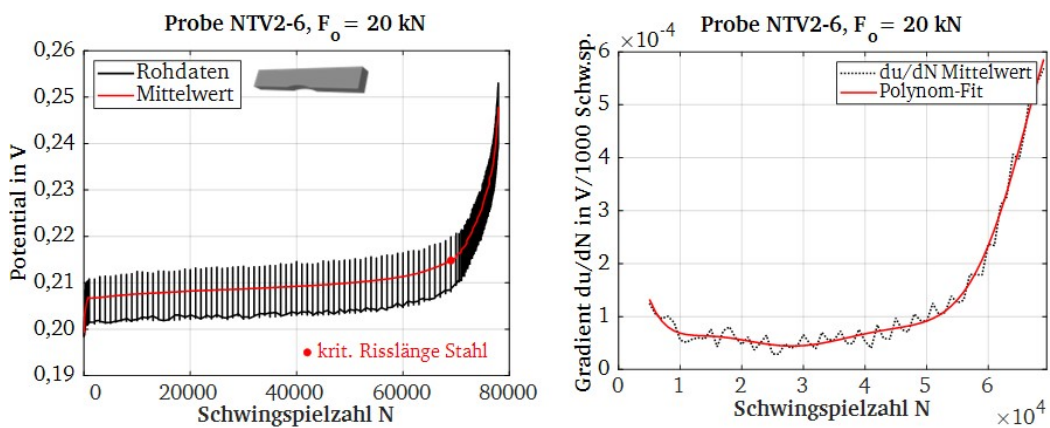


Abbildung A.2.25: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-6

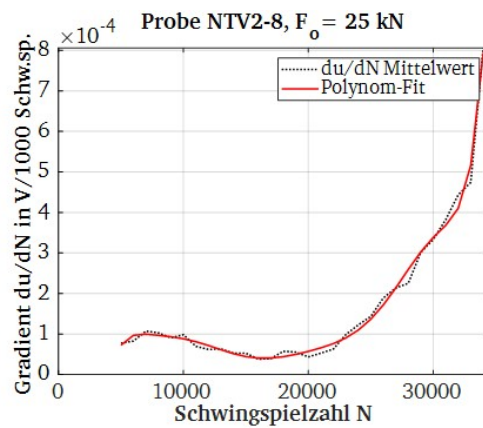
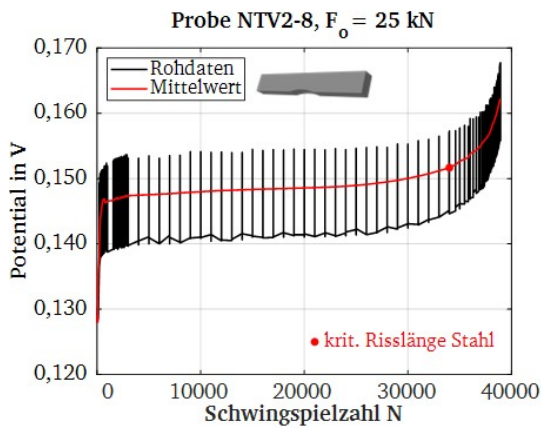


Abbildung A.2.26: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-8

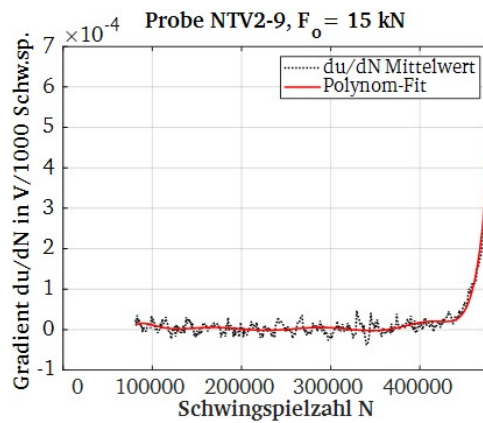
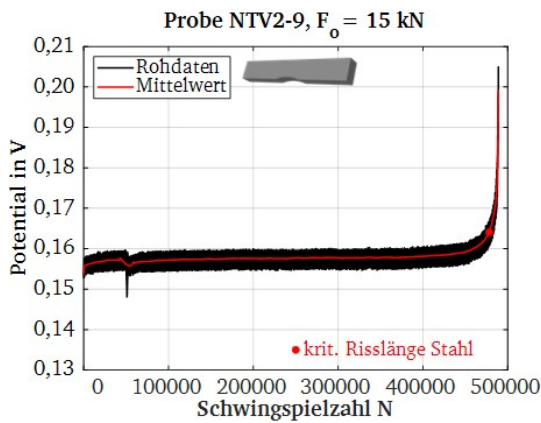


Abbildung A.2.27: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-9

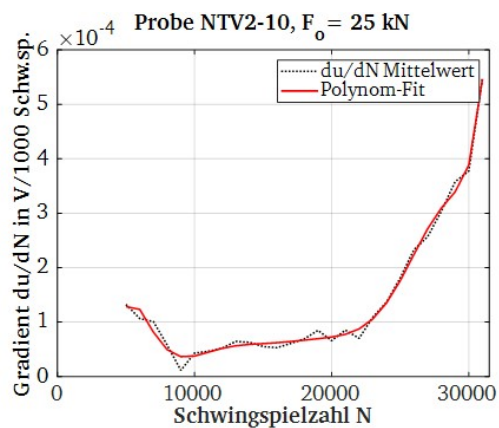
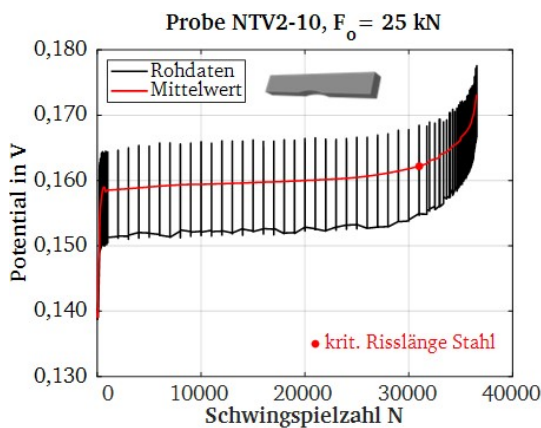


Abbildung A.2.28: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-10

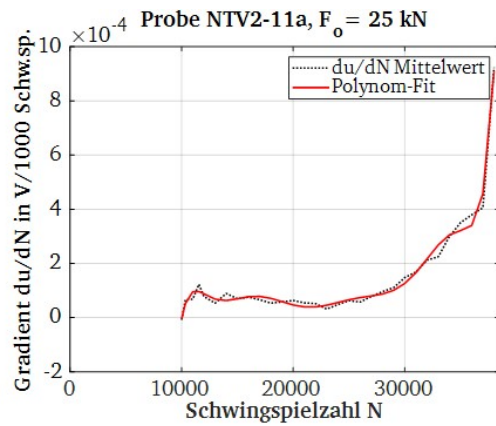
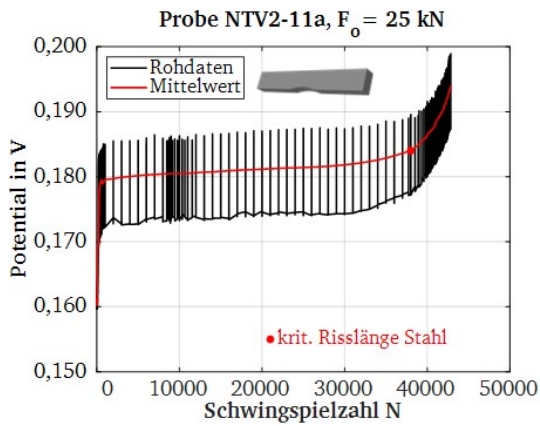


Abbildung A.2.29: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-11a

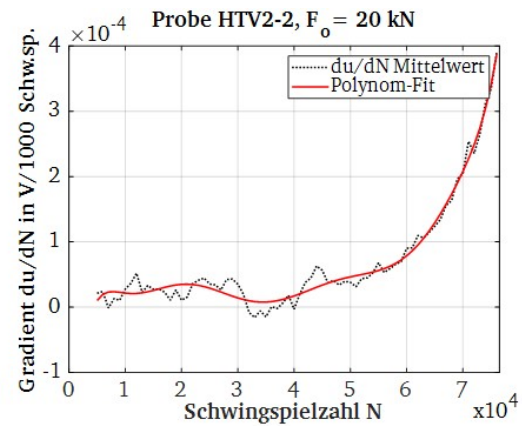
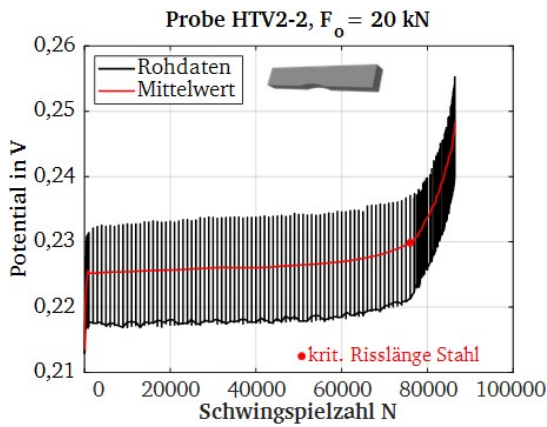


Abbildung A.2.30: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-2

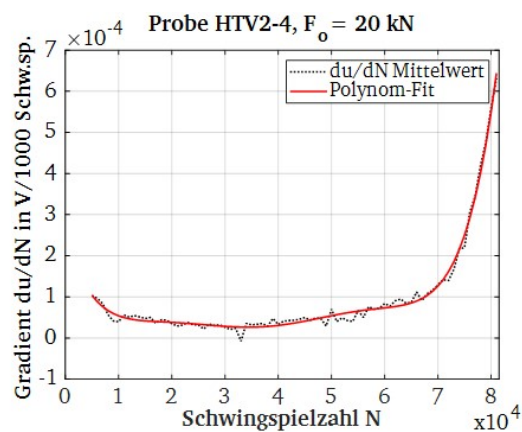
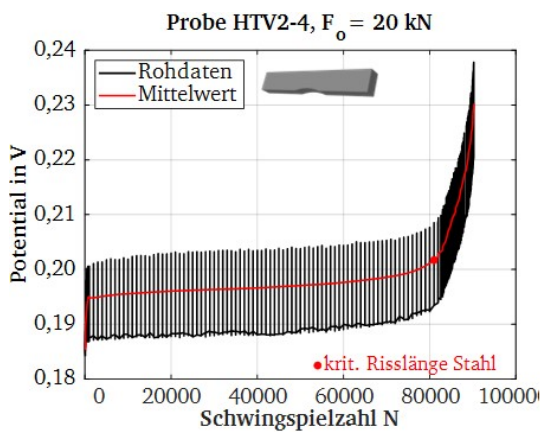


Abbildung A.2.31: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-4

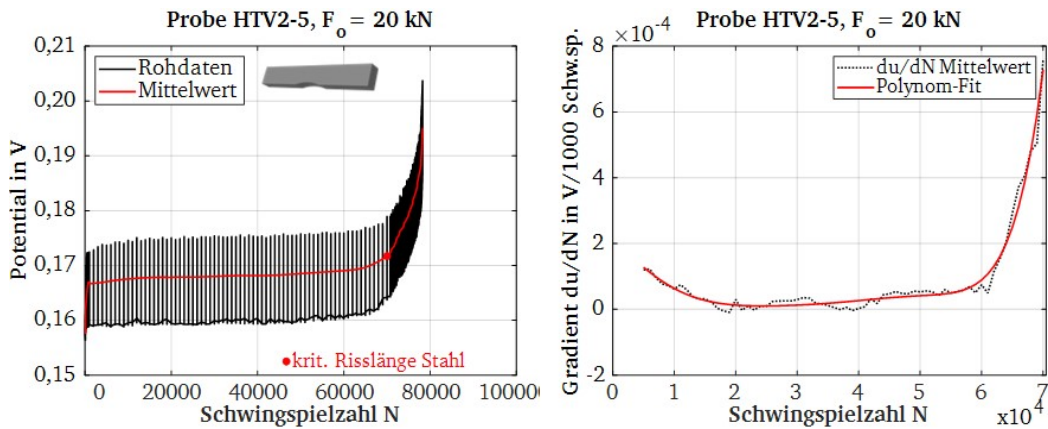


Abbildung A.2.32: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-5

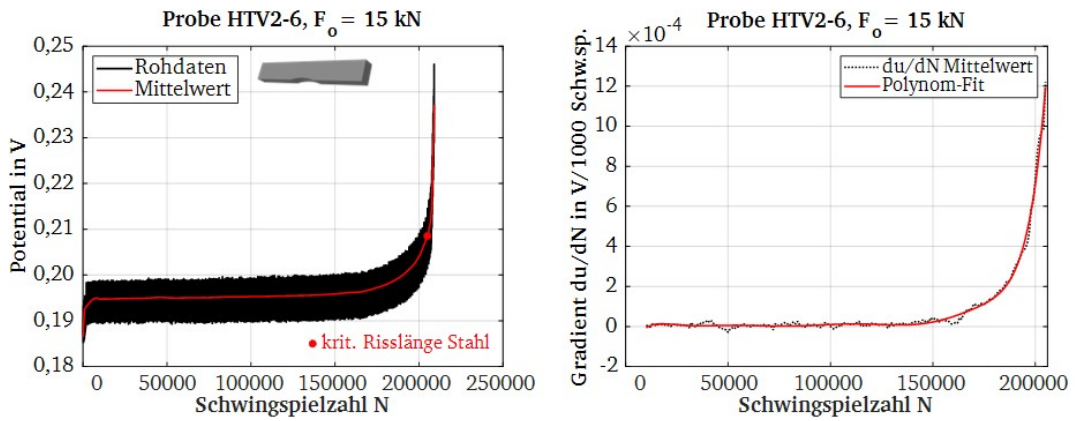


Abbildung A.2.33: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-6

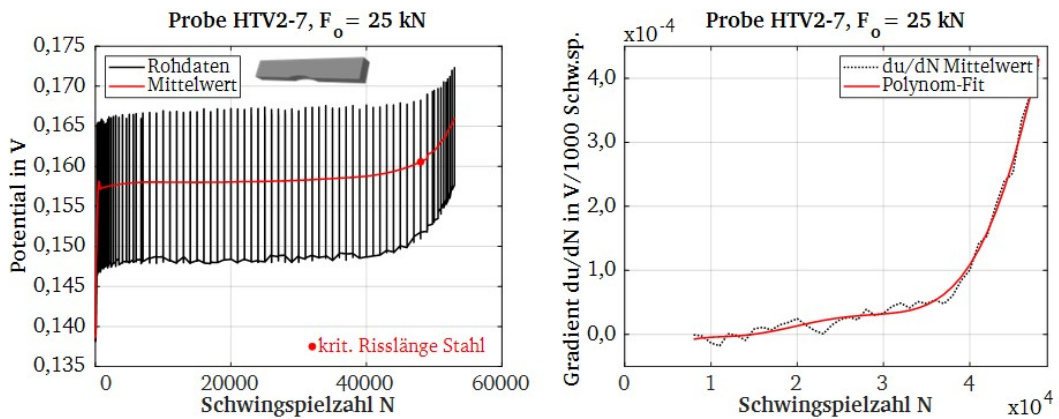


Abbildung A.2.34: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-7

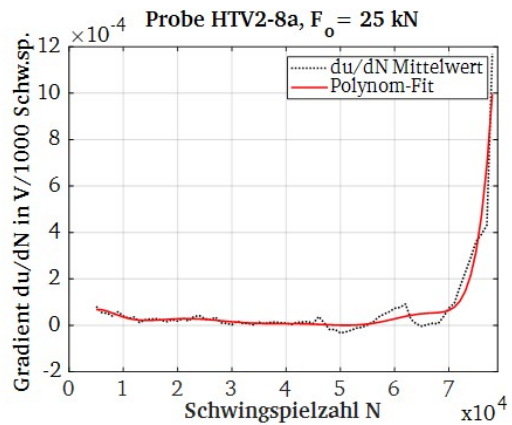
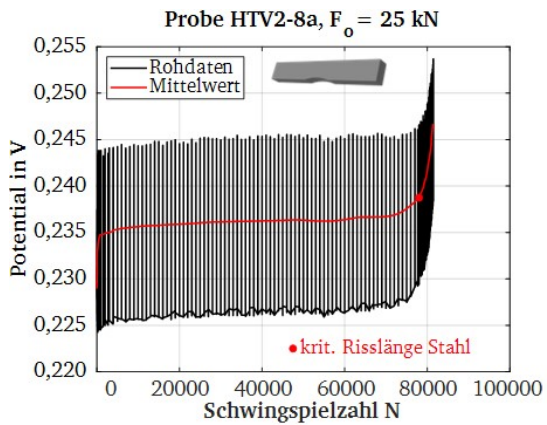


Abbildung A.2.35: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-8a

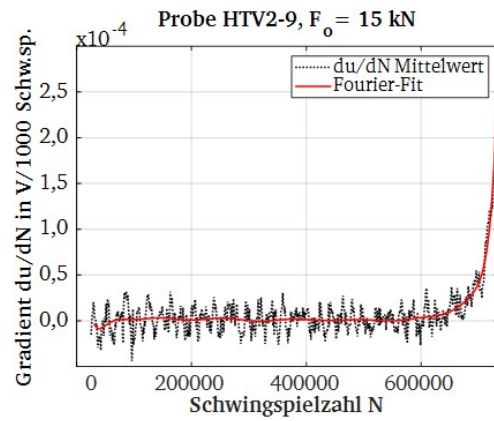
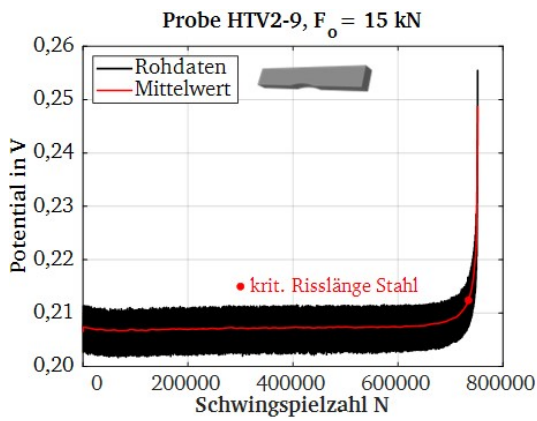


Abbildung A.2.36: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-9

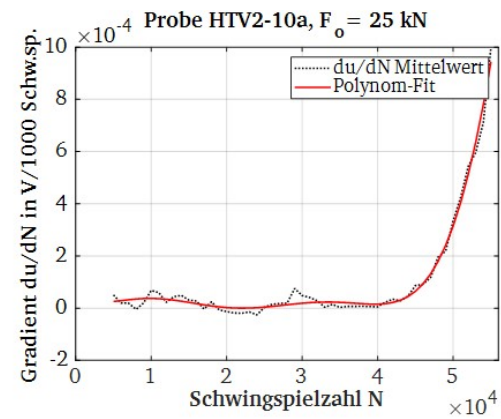
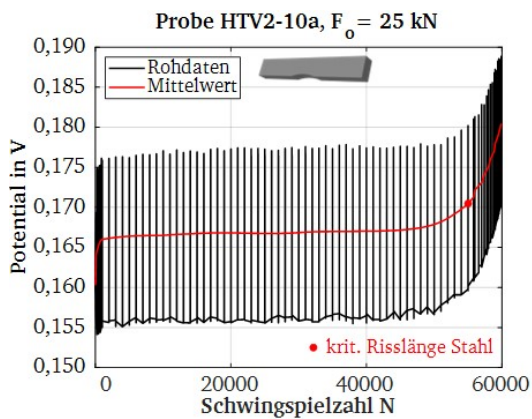


Abbildung A.2.37: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-10a

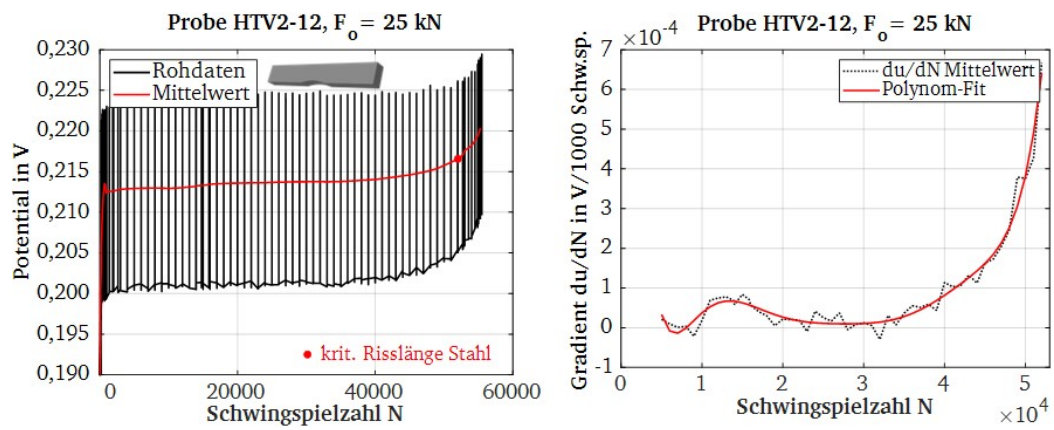


Abbildung A.2.38: Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-12

Gegenüberstellung der Feuerverzinkung bei $F_o = 25$ kN

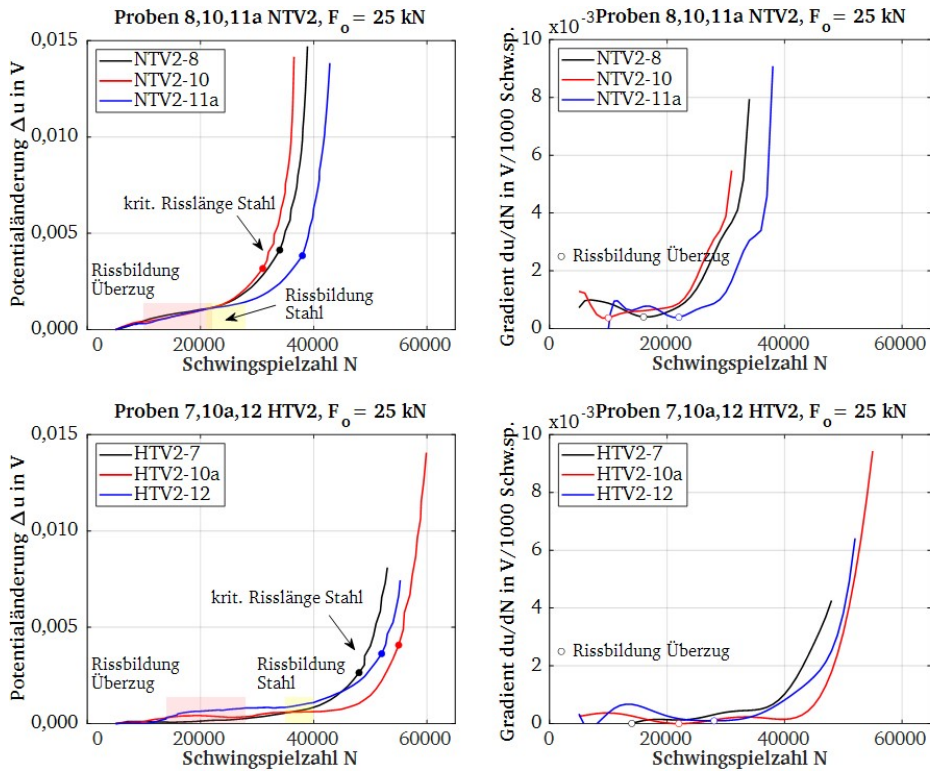


Abbildung A.2.39: Vergleich der Rissbildung und der Dauer des Risswachstums der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben an den Potentialänderung-Schwingspielzahl-Diagrammen und den zugehörigen Gradienten

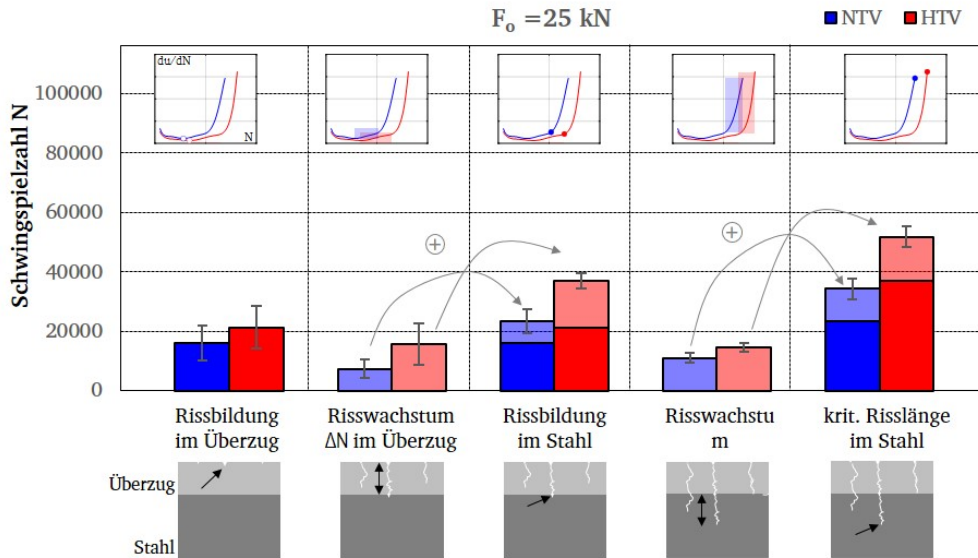


Abbildung A.2.40: Vergleich der Rissinitiation und der Dauer der Rissbildung der NTV- und HTV-Proben im Balkendiagramm

A.2.6 Untersuchung anderer Überzugswerkstoffe an 4-Punkt-Biegeproben

Zu den in Kapitel 5.2.1 durchgeführten Versuchen werden im Folgenden die Auswahl der Werkstoffe und der Beschichtungsprozess beschrieben.

Es wurden stichprobenartig drei Werkstoffe ausgewählt und in einem Prozess aufgebracht, der eine ähnliche Struktur des Überzugs erreicht. Die Feuerverzinkung hat im Vergleich zu Stahl einen kleineren Elastizitätsmodul ($E_{Zn} = 90\,000\text{ N/mm}^2$, $E_{St} = 210\,000\text{ N/mm}^2$) und ist eine Eisen-Zink-Legierung aus einer spröden intermetallischen Phase. Um die mechanischen Eigenschaften des Überzugs in Form der Parameter Härte, Elastizitätsmodul und Bruchzähigkeit als Einflussgröße zu untersuchen, werden die 4-Punkt-Biegeproben mittels physikalischer Gasphasenabscheidung mit ausgewählten Werkstoffen beschichtet. Das Bruchzähigkeits-Festigkeits-Diagramm nach ASHBY [105] differenziert für die verschiedenen Werkstoffe das Versagen durch plastische Verformung beziehungsweise Spaltbruch, Abbildung A.2.41. Die Versagensspannung σ_{Grenz} ist für Metalle durch die Dehngrenze R_p festgelegt und ein Versagen durch Überschreiten der Dehngrenze wird im Diagramm als *Fließen* bezeichnet. Die Diagonalen stellen Paare aus K_{Ic} und σ_{Grenz} mit konstanter kritischer Risslänge a_c in mm dar. So haben Werkstoffe, die im Diagramm oben links einsortiert sind, eine große kritische Risslänge und neigen daher zum Versagen durch plastischen Kollaps. Werkstoffe, die unten rechts platziert sind, haben eine kleine kritische Risslänge, sodass sie zum Versagen durch Rissfortschritt neigen. [17] Die Gegenüberstellung der Metalle in den genannten Kriterien lässt die Wahl dreier weiterer Metalle als Überzug zu. Diese sind Kupfer, Aluminium und Titan. Die Werkstoffkennwerte sind in Tabelle A.2.8 dargestellt.

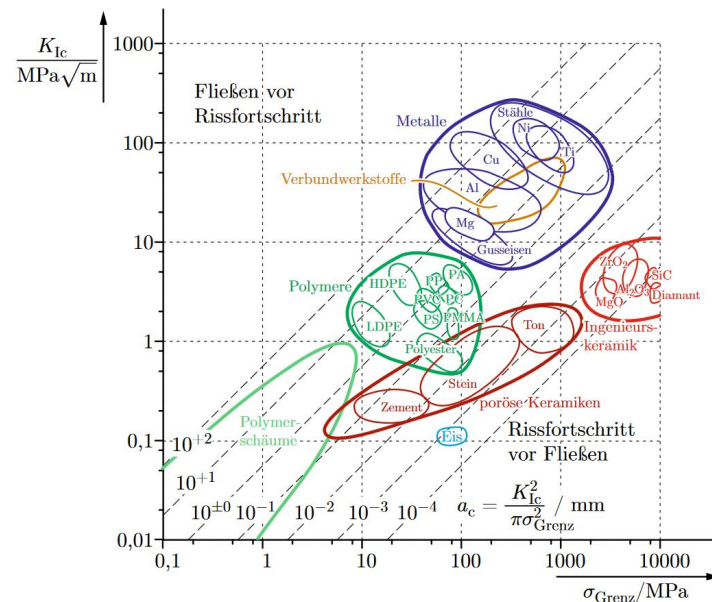


Abbildung A.2.41: Bruchzähigkeits-Festigkeits-Diagramm nach ASHBY [17]

Tabelle A.2.8: Werkstoffkennwerte im Mittel von, als Beschichtung geeigneten, Metallen [105]

	Härte in kp/mm^2	E-Modul in MPa	K_{Ic} in $MPa\sqrt{m}$
Baustahl	160 HV	210.000	50
Zink	170 HV	108.000	N/A
Aluminium	170 HV	70.000	< 50
Titan	970 HV	116.000	> 50
Kupfer	370 HV	130.000	> 50

Die Metalle können mittels der physikalischen Gasphasenabscheidung, kurz PVD (Physical Vapour Deposition), auf das Grundmaterial aufgebracht werden. Die Atome, des als Beschichtung ausgewählten Metalls (Target), werden

bei diesem Prozess durch Beschuss mit energiereichen Ionen herausgelöst und gehen in die Gasphase über. Diese kondensieren unter Vakuum auf dem in der Nähe liegenden Substrat und bilden eine Schicht. Titan wird bei 400 °C mit einer Gleichstrom-Gasentladung aufgebracht. Die beiden anderen Metalle Aluminium und Kupfer sind weniger reaktiv und müssen daher bei 300 °C bis 400 °C mit Wechselstrom abgeschieden werden. Eine schematische Darstellung ist in Abbildung A.2.42 links gegeben. Über die Temperatur und die Biasspannung beim Wechselstrom kann das Schichtwachstum und die Wachstumsart bestimmt werden, sodass ein stängelförmiger Aufbau, der der Feuerverzinkung ähnelt, erreicht wird. Das Schichtwachstum bei Aluminium und Kupfer führt zu vergleichbaren Beschichtungsdicken, wie die Feuerverzinkungsüberzüge, Abbildung A.2.42 rechts.

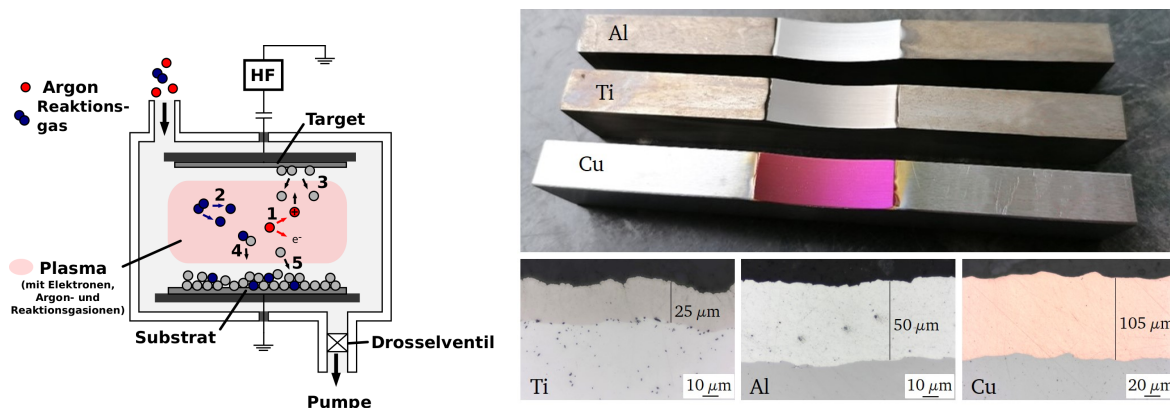


Abbildung A.2.42: Schematische Darstellung einer Sputterkammer mit einer Wechselstromversorgung [106] (links) und Übersicht der mittels Gasphasenabscheidung hergestellten Proben und der jeweiligen Beschichtungsdicken (rechts)

Die Beschichtungsart ist nicht mit der der Feuerverzinkung zu vergleichen, da keine intermetallischen Phasen durch Diffusion entstehen. Das spröde Verhalten des Überzugs tritt jedoch bei beiden auf. Der Probekörper wird in etwa der gleichen Temperatur während des Prozesses unterzogen, sodass auch bei dem PVD-Verfahren während des Abkühlprozesses die Temperaturexpansionskoeffizienten des Substrats und des Überzugs zu unterschiedlicher Dehnung führen. Vergleicht man die Ergebnisse der stichprobenartigen Ermüdungsversuche mit der Feuerverzinkung in Abbildung A.2.43, so sieht man, dass auch die PVD-beschichteten Proben gegenüber der unbeschichteten Referenz bei geringeren Lastwechselzahlen versagen. Im Vergleich zu den an feuerverzinkten Proben abgeleiteten Lebensdauern treten Brüche der PVD-beschichteten Proben schon bei höheren Schwingspielzahlen auf. Mit steigender Beschichtungsdicke von Titan über Aluminium bis Kupfer zeigt sich hier lastabhängig die Tendenz, dass die dickeren Beschichtungen bei höheren Lasten bei höheren Schwingspielzahlen liegen. Bei niedrigeren Lastniveaus ist bei der Beschichtung mit Kupfer noch ein Bruch aufgetreten, bei den geringeren Schichtdicken hingegen Durchläufer. Ergänzt man die Versuche zur Auswertung der Versuche feuerverzinkter Proben ergibt sich die steilere, graue Regressionsgerade. Die Verschiebung zu höheren Schwingspielzahlen ist erkennbar. Im Übergangsbereich zur Dauerfestigkeit zeigt sich das Verhalten, wie beim Vergleich der Normal- und Hochtemperaturverzinkung (Abbildung 5.20).

Die Betrachtung der Bruchmikrostruktur und der Überzüge zeigt, dass das Versagensverhalten nicht mit dem Feuerverzinkungsüberzug übereinstimmt, Abbildung A.2.44. Die Überzüge aus Titan und Kupfer zeigen ein ausgeprägtes Rissnetzwerk und die Haftung versagt bei zunehmender Dehnung früher, als bei Aluminiumbeschichtung. Der Überzug aus Aluminium, der die geringsten Werte bei den betrachteten Werkstoffkennwerten hat, haftet bis zum Probenbruch am Substrat an. Die Bruchfläche zeigt den stängelförmigen Aufbau des Überzugs. Alle Bruchflächen liegen in einer Ebene und es sind Rissinitiierungsstellen am Randbereich des Stahls zu erkennen. Eine Rissinitiierung, ausgehend vom Überzug mit Übergang in den Grundwerkstoff kann nicht beobachtet werden. Der Überzug versagt entweder durch Delamination oder durch Segmentierungsrisse. Es findet eine Entlastung des Überzugs statt. Eine Ermüdungsrisssbildung im Überzug ist mithilfe der rasterelektronenmikroskopischen Bruchflächendokumentation nicht zu sehen. Die Bruchflächen der hier untersuchten Proben mit PVD-Beschichtung unter quasi-statischer Belastung sehen aus, wie die der Ermüdungsversuche.

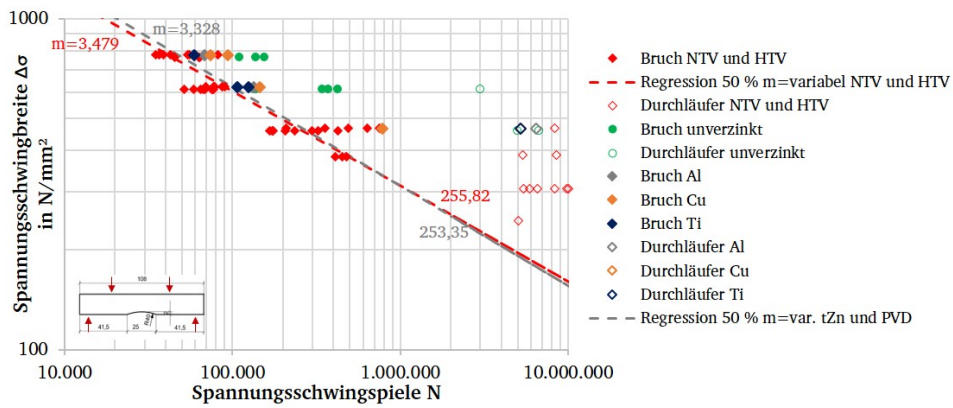


Abbildung A.2.43: Wöhlerdiagramm feuerverzinkter und PVD-beschichteter Proben unter 4-Punkt-Biegung

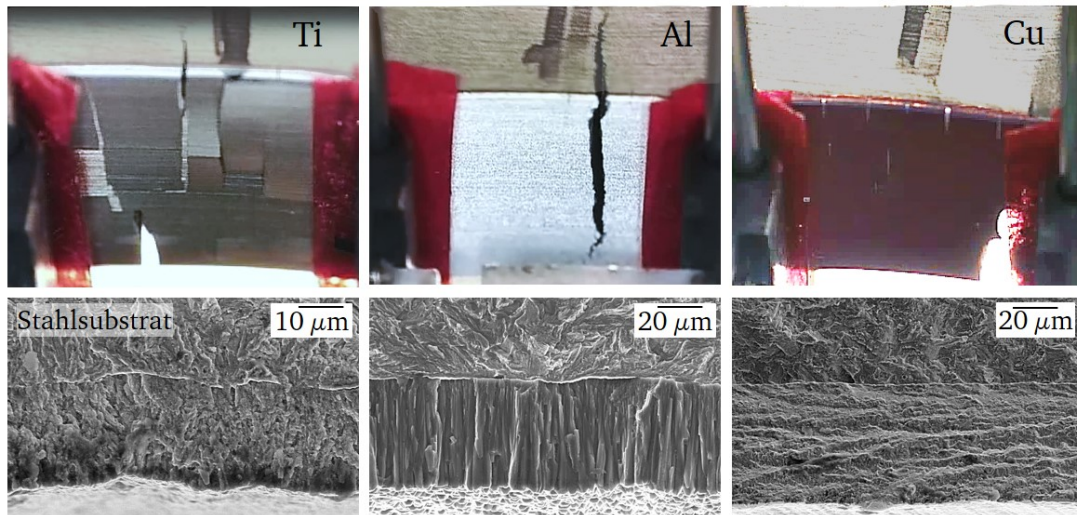


Abbildung A.2.44: Bruchverhalten der besputterten Proben (oben) und Beispiele der rasterelektronenmikroskopischen Betrachtung der Bruchflächen (unten)

A.3 Mikrostrukturelle Betrachtung

A.3.1 Angehaltene Ermüdungsversuche an den Flachzugproben

Die Quer- und Flachschnitte wurden an ungeprüften NTV- und HTV-Proben mit $R = 15$ als Referenz und Dokumentation des Ausgangszustands angefertigt.

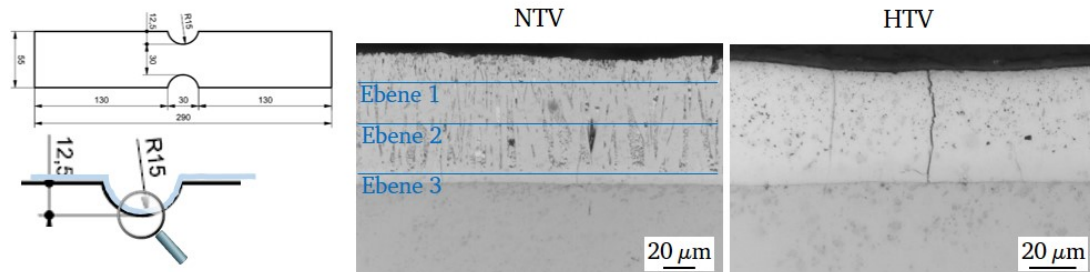


Abbildung A.3.1: Übersicht über die Querschnitte an den ungeprüften Proben mit $R = 15$ mm

Probe NTV-2-15 N = 0

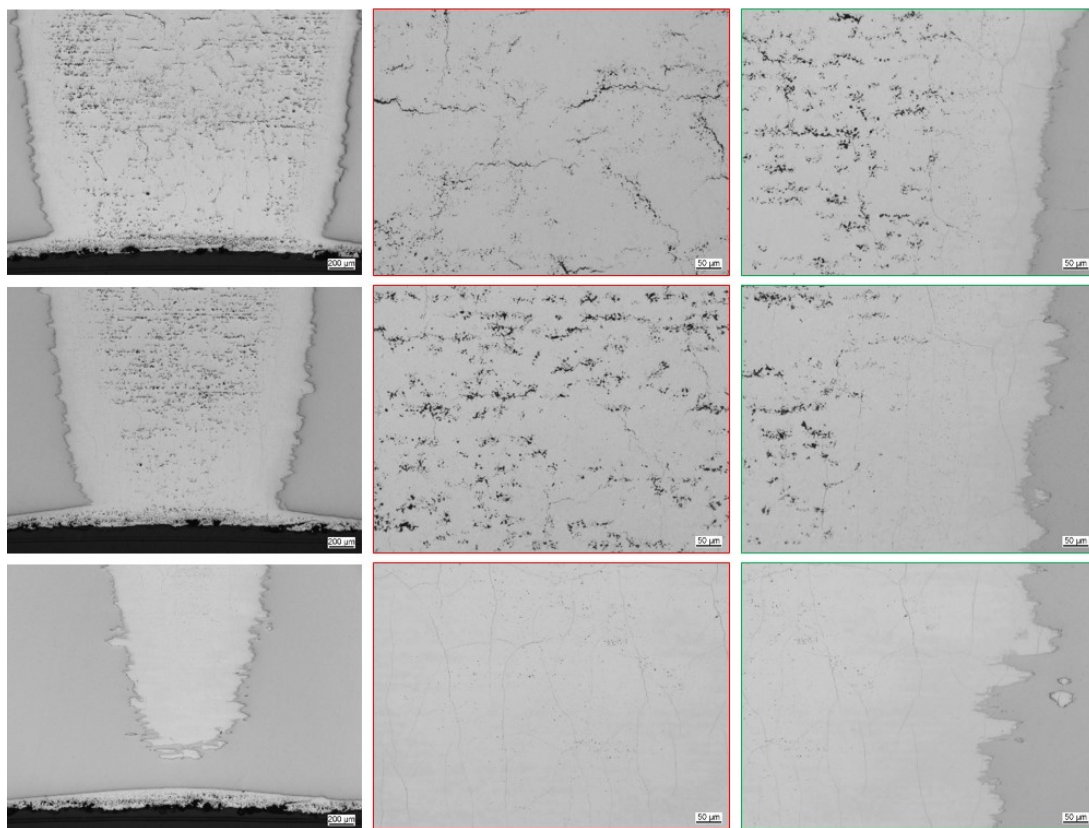


Abbildung A.3.2: Mikroskopische Aufnahmen der drei Ebenen des Flachschnitts einer ungeprüften NTV-Probens mit $R = 15$ mm

Zunächst werden die NTV-Proben der unterschiedlichen Kerbform $R = 5$, $R = 15$ und $R = 100$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten dargestellt und im Anschluss daran die HTV-Proben.

Probe HTV-2-15 N = 0

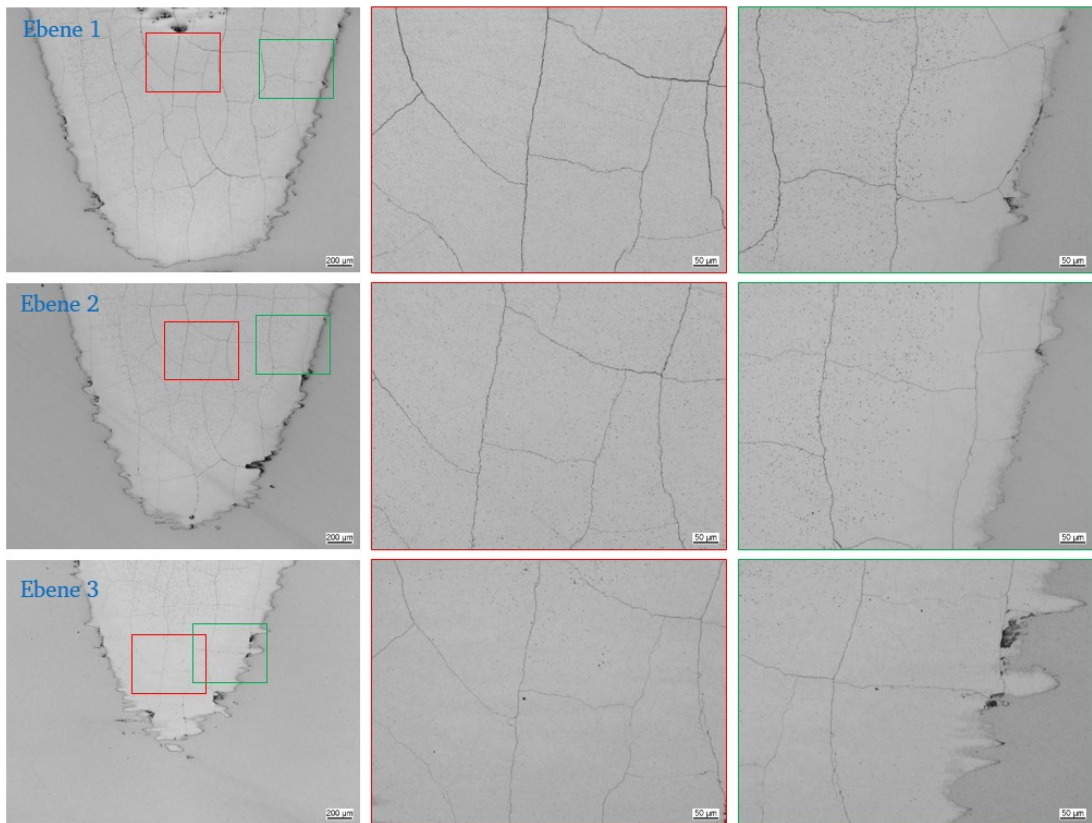


Abbildung A.3.3: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer ungeprüften HTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$

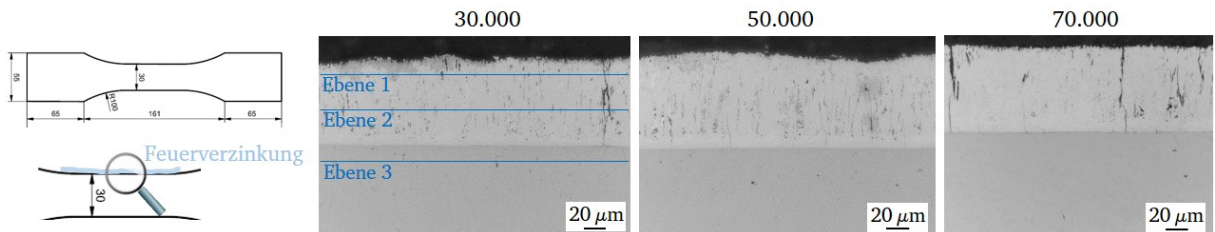


Abbildung A.3.4: Übersicht über die Querschliffe an den normaltemperaturverzinkten Proben mit $R = 100 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten

Probe NTV-3-11 N = 30.000

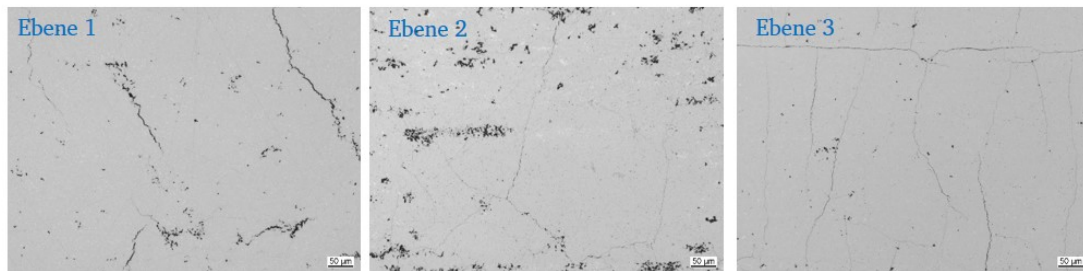


Abbildung A.3.5: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachslichs einer NTV-Probe mit $R = 100$ mm - angehalten nach $N = 30\ 000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350$ N/mm²

Probe NTV-3-12 N = 50.000

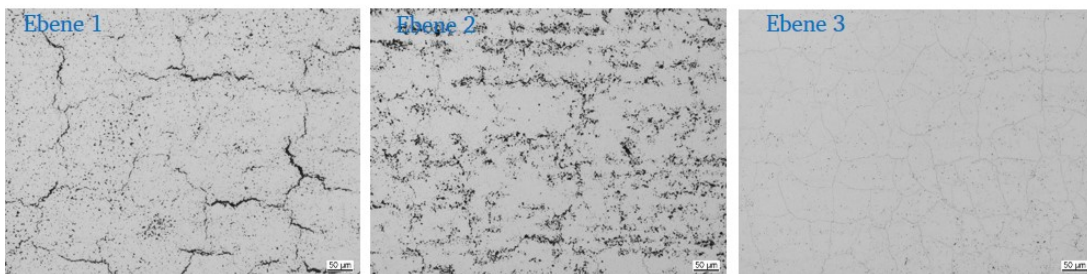


Abbildung A.3.6: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachslichs einer NTV-Probe mit $R = 100$ mm - angehalten nach $N = 50\ 000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350$ N/mm²

Probe NTV-3-13 N = 70.000

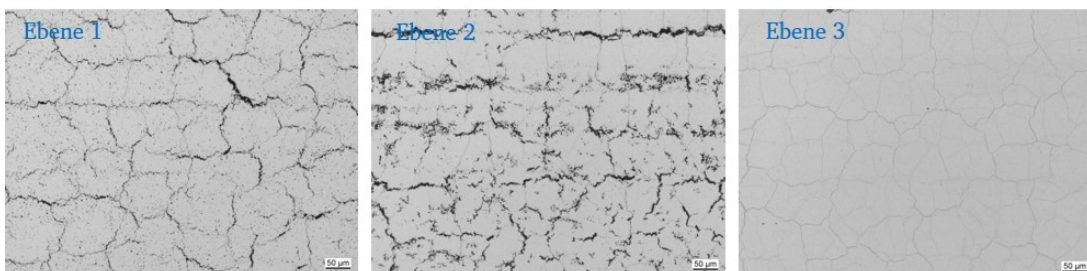


Abbildung A.3.7: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachslichs einer NTV-Probe mit $R = 100$ mm - angehalten nach $N = 70\ 000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350$ N/mm²

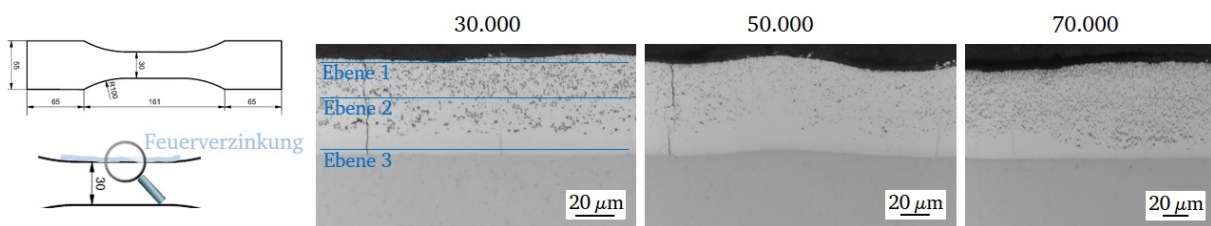


Abbildung A.3.8: Übersicht über die Querschliffe an den hochtemperaturverzinkten Proben mit $R = 100$ mm zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten

Probe NTV-3-11 $N = 30.000$

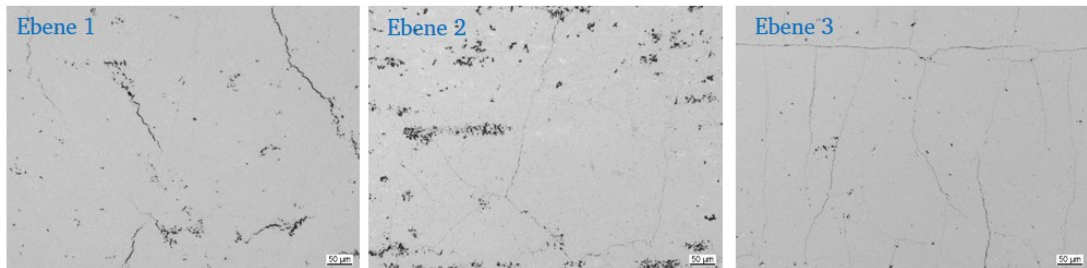


Abbildung A.3.9: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 100$ mm - angehalten nach $N = 30.000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350$ N/mm²

Probe NTV-3-12 $N = 50.000$

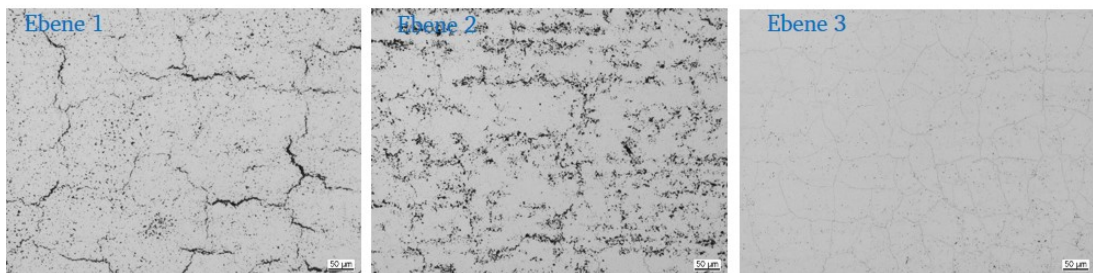


Abbildung A.3.10: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 100$ mm - angehalten nach $N = 50.000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350$ N/mm²

Probe NTV-3-13 $N = 70.000$

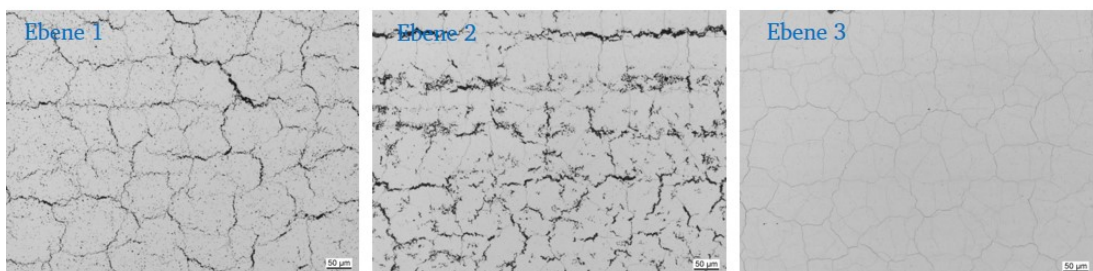


Abbildung A.3.11: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 100$ mm - angehalten nach $N = 70.000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350$ N/mm²

Probe NTV-2-9 N = 50.000

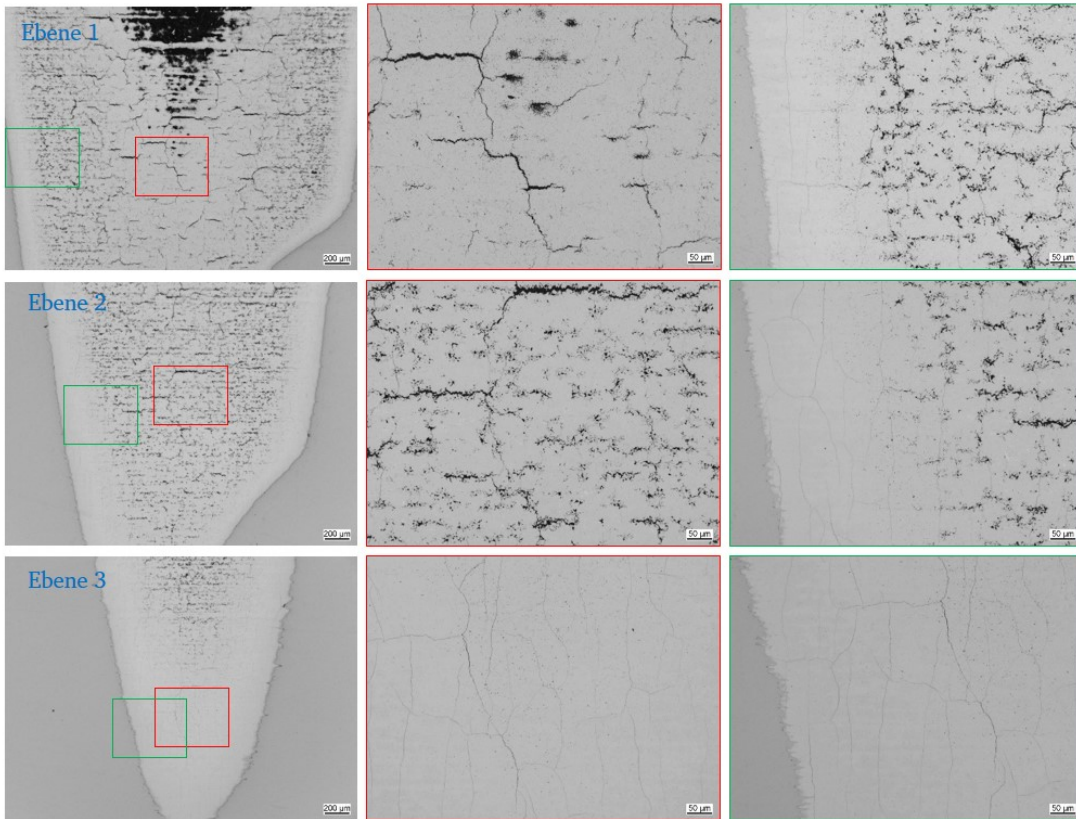


Abbildung A.3.12: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

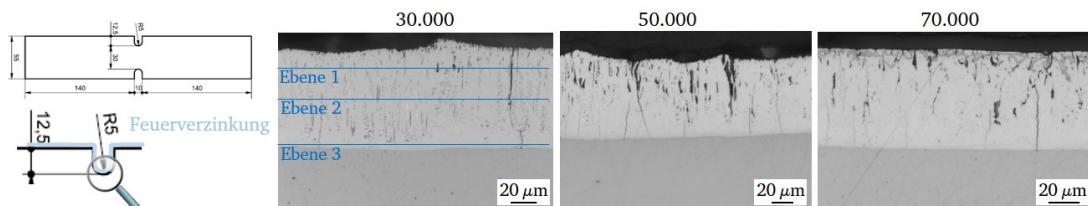


Abbildung A.3.13: Übersicht über die Querschliffe an den normaltemperaturverzinkten Proben mit $R = 5 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten

Probe NTV-1-10 N = 30.000

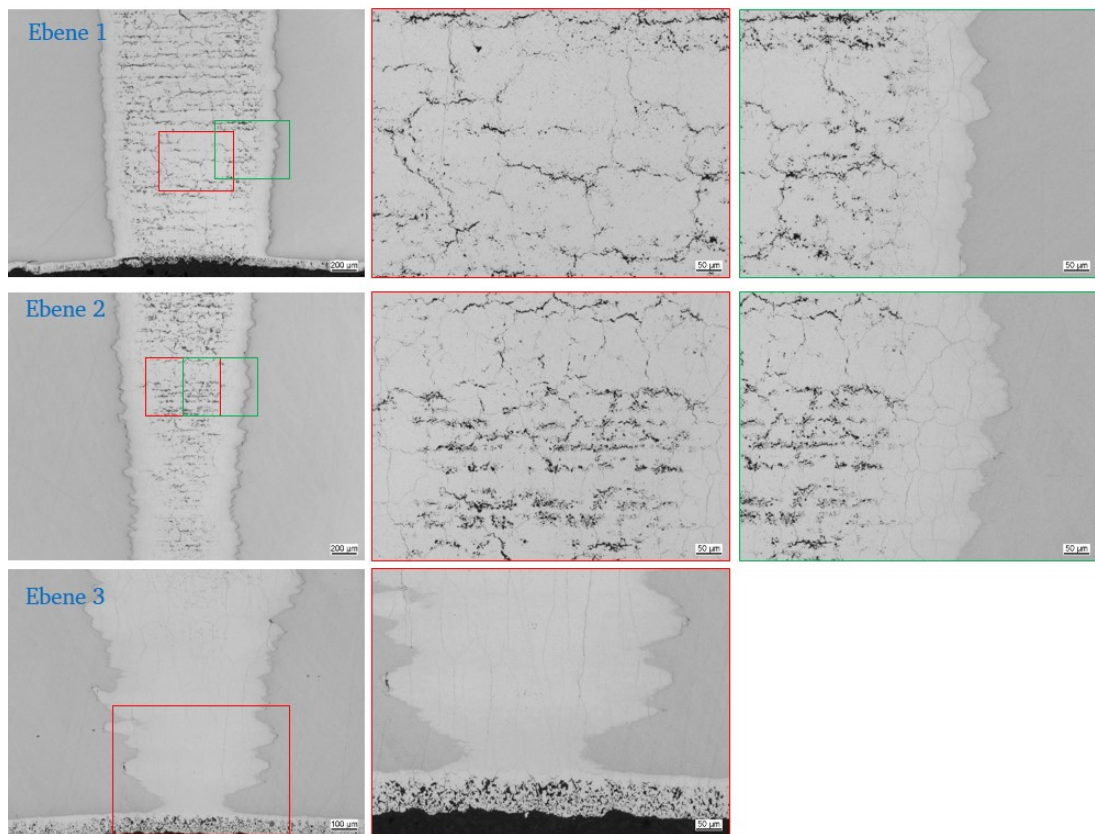


Abbildung A.3.14: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

Probe NTV-1-9 N = 50.000

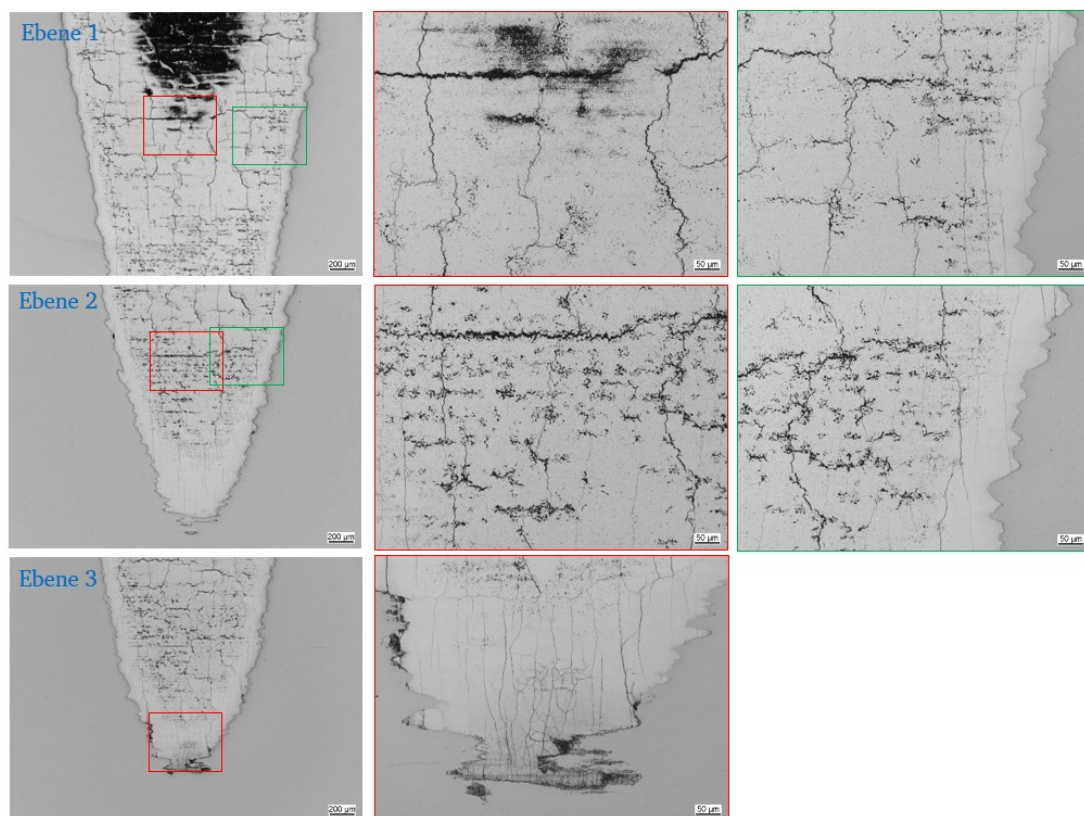


Abbildung A.3.15: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

Probe NTV-1-10 N = 30.000

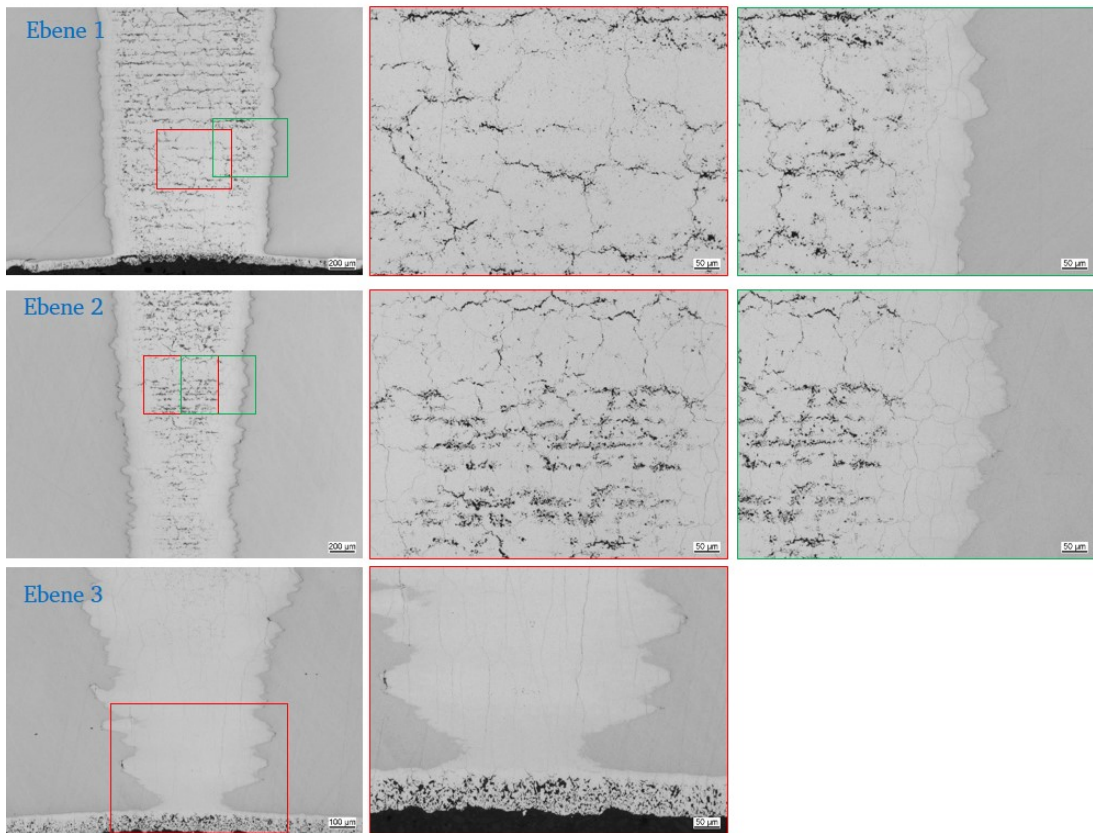


Abbildung A.3.16: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 70\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

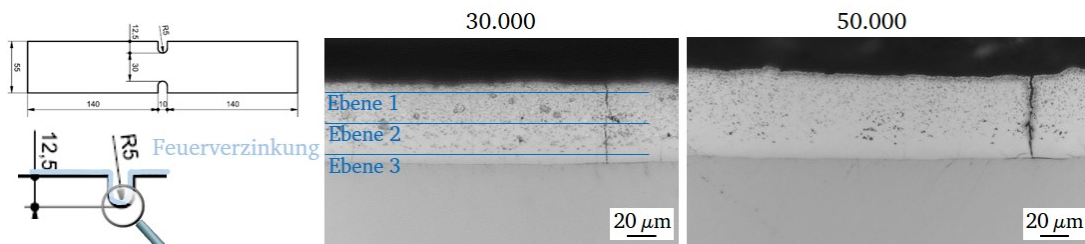


Abbildung A.3.17: Übersicht über die Querschliffe an den hochtemperaturverzinkten Proben mit $R = 5 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten

Probe HTV-1-11 N = 30.000

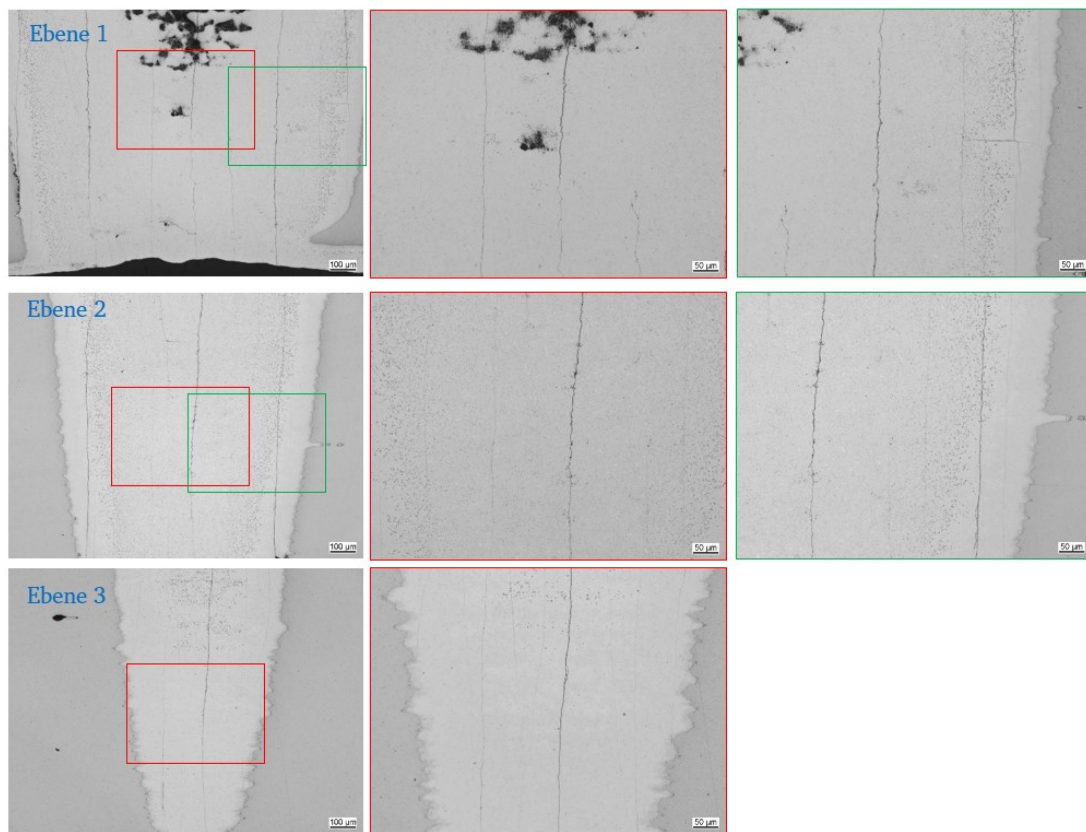


Abbildung A.3.18: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

Probe HTV-1-12 N = 50.000

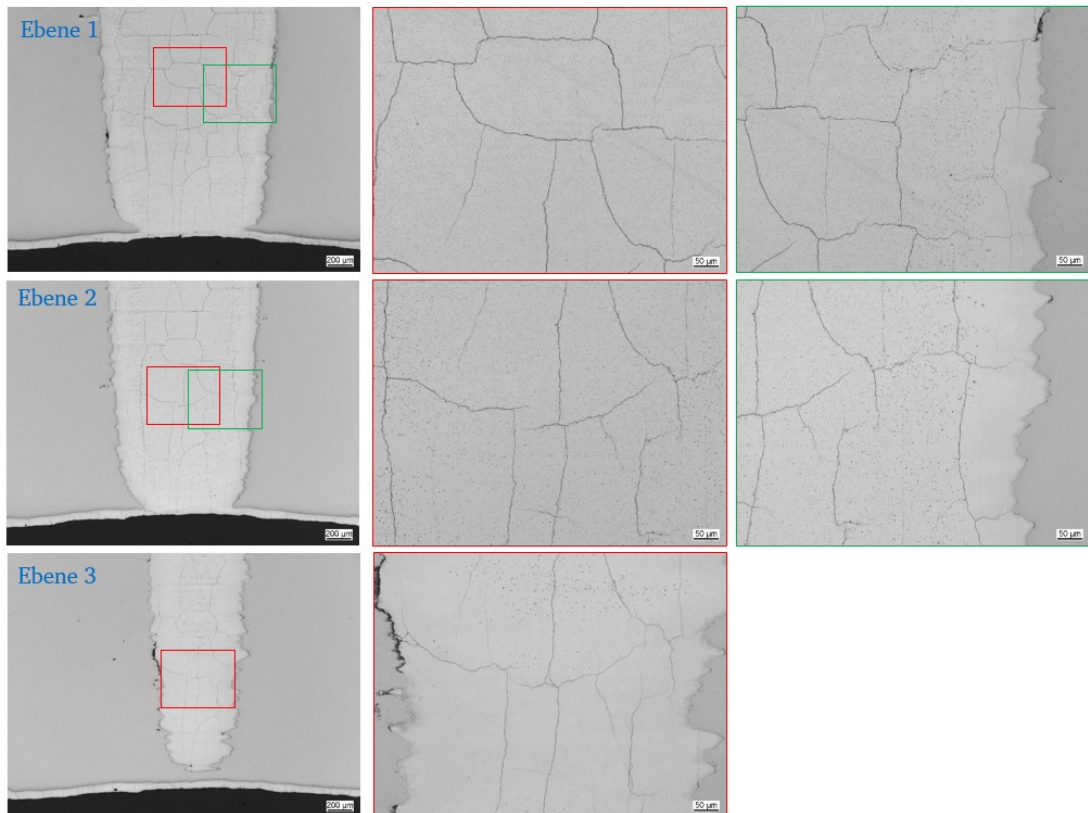


Abbildung A.3.19: Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$

A.4 Rechnerische Betrachtung

A.4.1 Analytische Ansätze

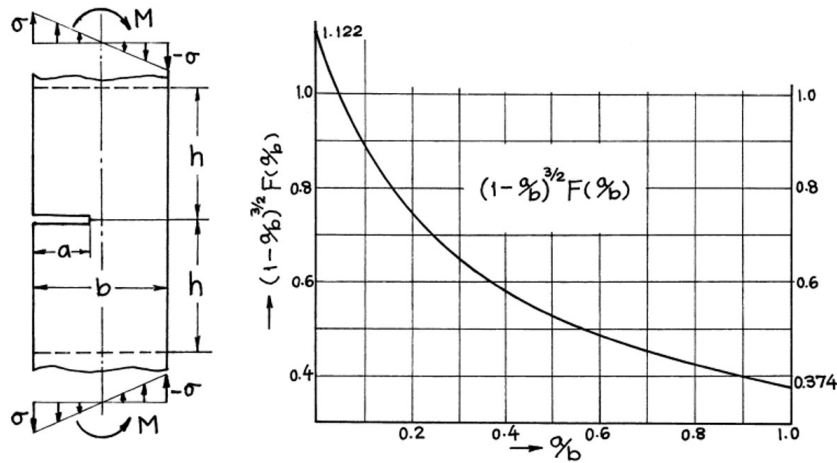


Abbildung A.4.1: Auszug aus [98] zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors für eine Probe unter reiner Biegung

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot F(a/b) \quad (\text{A.5})$$

$$\text{mit } F(a/b) = \sqrt{\frac{2b}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2b}} \cdot \frac{0,923 + 0,199(1 - \sin \frac{\pi a}{2b})^4}{\cos \frac{\pi a}{2b}} \quad (\text{A.6})$$

$$F(a/b) = \sqrt{\frac{2 \cdot 13,9 \text{ mm}}{\pi \cdot 0,1 \text{ mm}} \tan \frac{\pi \cdot 0,1 \text{ mm}}{2 \cdot 13,9 \text{ mm}}} \cdot \frac{0,923 + 0,199 \left(1 - \sin \frac{\pi \cdot 0,1 \text{ mm}}{2 \cdot 13,9 \text{ mm}}\right)^4}{\cos \frac{\pi \cdot 0,1 \text{ mm}}{2 \cdot 13,9 \text{ mm}}} = 1,113$$

$$\text{mit } \sigma = \frac{6 \cdot M}{bh^2} = \frac{6 \cdot 15\,000 \text{ N} \cdot 10 \text{ mm}}{9 \text{ mm} \cdot 13,9 \text{ mm}^2} = 517,6 \text{ N/mm}^2$$

$$\text{und } F(a/b) = 1,122 - 1,40(a/b) + 7,33(a/b)^2 - 13,08(a/b)^3 + 14,0(a/b)^4$$

$$F(a/b) = 1,122 - 1,40(0,1/13,9) + 7,33(0,1/13,9)^2 - 13,08(0,1/13,9)^3 + 14,0(0,1/13,9)^4 = 1,112$$

$$K_I = 517,6 \text{ N/mm}^2 \cdot \sqrt{\pi \cdot 0,1 \text{ mm}} \cdot 1,112 = 322 \text{ Nmm}^{-\frac{3}{2}} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$G_I = \frac{322^2 \cdot (1 - 0,33^2)}{209\,000} = 0,44 \text{ N mm}^{-1} \quad (\text{A.7})$$

A.4.2 Indenterbruchmechanik

Die Indentierung ist eine Methode, bei der über den Widerstand gegen das Eindringen eines Indenters die Härte des Prüfkörpers bestimmt werden kann. Abhängig von der dabei aufgebracht Prüfkraft und der resultierenden Eindringtiefe werden unterschiedliche Härteskalen beschrieben (siehe Kapitel 4.2.3). Über die Eindringprüfung (Indentation) können aber auch Betrachtungen zur Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte erfolgen. Die Abmessungen der Probe muss dazu in allen Richtungen groß gegenüber dem Kontaktbereich des Eindrucks sein.

Unter dem eindringenden Festkörper bildet sich ein elastisch-plastisches Spannungsfeld aus. Die tangentialen Zugeigenspannungen, die die plastische Zone umgeben, führen bei Überschreiten einer kritischen Indenterkraft bei späten Probekörpern zur Ausbildung von radialen Oberflächenrissen, Abbildung A.4.2. Diese erste Rissentstehung während oder nach der Entlastung ist nach PALMQVIST benannt. Darüber hinaus kann eine zweite größere kritische Prüfkraft dazu führen, dass während der Belastung unter der Indenterspitze, am Übergang von der plastisch verformten zur

elastisch verformten Zone, ein Mittenriss entsteht. Dieser kann sich mit dem bei Entlastung entstehenden Radialriss zu Radialmittenrissen erweitern. Die lastinduzierten Eigenspannungen führen weiterhin zu Lateralrissen. Dieses für die Härteprüfung unerwünschte Phänomen der Rissbildung kann zur quantitativen Bewertung des Bruchverhaltens genutzt werden. PALMQVIST [107] hat die ersten Zusammenhänge zwischen hohen Prüfkraften und den auftretenden Rissen an Eindrücken an spröden Hartmetallen definiert und die Rissbildung charakterisiert. Verwendung fand dieser Ansatz bisher überwiegend bei keramischen Überzügen, beispielsweise bei ANSTIS [108], CHANTIKUL [109] und MUNZ [110].

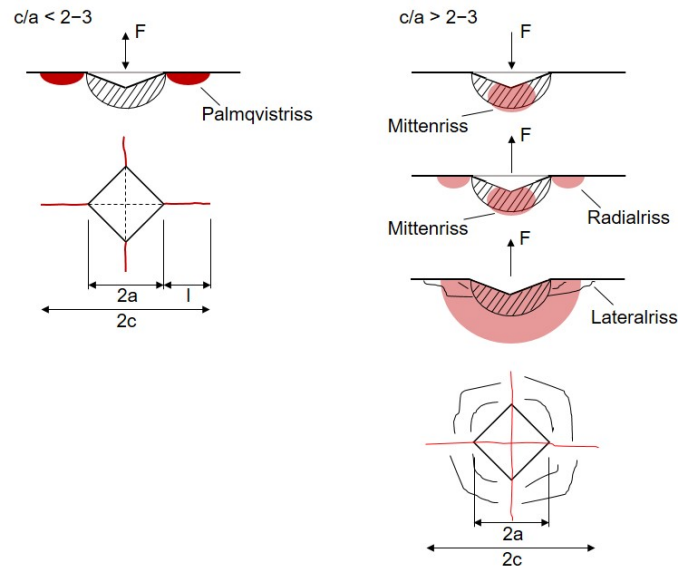


Abbildung A.4.2: Rissentwicklung am Vickersindenter [107]

Die Eigenspannungsintensität nach Entlastung stellt einen Grenzwert des Werkstoffs dar. Die Bruchzähigkeit K_{Ic} dagegen kennzeichnet den Beginn des instabilen Risswachstums. PALMQVIST legte aufgrund seiner Ergebnisse fest, dass die Kraft, bei der 50% der Härteeindrücke Risse aufwiesen, als kritische Prüfkraft betrachtet wird. Daraus berechnete er die Zähigkeit mit der Indentationslast P und der Risslänge T .

$$K_{Ic} = 0,0028 \sqrt{HV} \sqrt{\frac{P}{T}} \quad (\text{A.8})$$

Da die Betrachtung phasenweise erfolgen soll, kommt für die Feuerverzinkungsüberzüge nur die Indenterbruchmechanik mit Vickersindrücken im Mikrobereich in Frage. Da die Indenterbruchmechanik für die Feuerverzinkung phasendifferenziert erfolgen soll, müssen die bei der Härteprüfung entstehenden Eindrücke entsprechend klein sein. Eingangs wurden hierzu mittels Vickersindenter Mikrohärteprüfungen durchgeführt (HV0,1). Für die verschiedenen Überzüge der NTV und HTV konnte keine Rissentwicklung erreicht werden. Zudem sind die resultierenden Härteeindrücke so groß, dass pro Phase maximal ein Indentationsversuch möglich ist. Deshalb wird auf die kleinste Härteskala, die Nanoindentation gemäß DIN EN ISO 14577-1 [59] zurückgegriffen, für die aufgrund höherer Flächenpressung die Erwartung besteht, entsprechende Rissentstehung beobachten zu können. Mit Prüfkraften bis $F = 1 \text{ N}$ ist es möglich, die δ_1 - und die ζ -Phase separiert zu bewerten. Der Nano-Indenter Unat der Firma Advanced Surface Mechanics GmbH (Dresden) verwendet einen Berkovich-Indenter mit 120° Spitzenwinkel einer dreiseitigen Pyramide. Die anzuwendende Prüflast wird schichtabhängig ermittelt und beträgt maximal 1 N. Einen Auszug der Eindrücke an Schlifflinien feuerverzinkter Stahlproben zeigt, dass vor allem Lateralrisse aufgetreten sind, auch ohne die charakteristischen Radialmittenrisse, Abbildung A.4.3.

Ein Beispiel eines Eindrucks in der δ_1 -Phase, der zu einer Rissentwicklung an der Oberfläche geführt hat, die den Palmqvistrissen entsprechen, zeigt Abbildung A.4.4. Entlang einer Kante des Eindrucks können Risse in Verlängerung

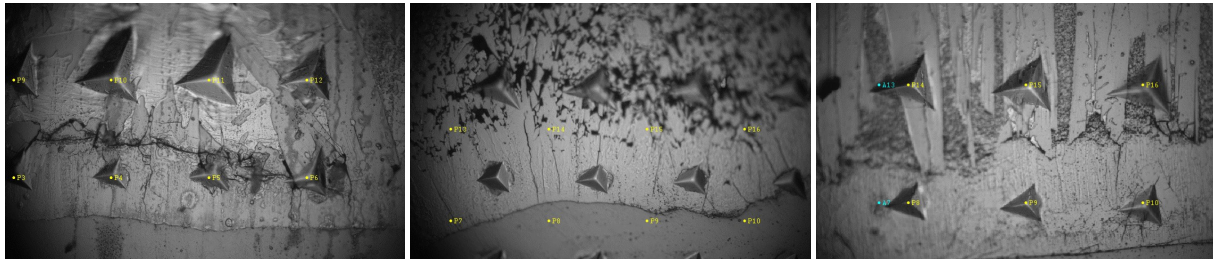


Abbildung A.4.3: Eindrücke des Nanoindenters in der δ_1 - und der ζ -Phase der Feuerverzinkung

festgestellt werden. Setzt man nun diese Werte in die Gleichung A.8 ein, so erhält man Gleichung A.11.

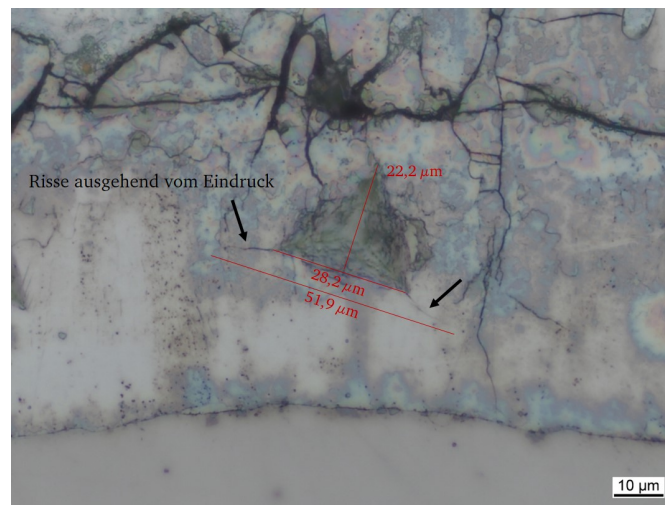


Abbildung A.4.4: Beispielhafte Rissvermessung an einem Eindruck in der δ_1 -Phase einer Normaltemperaturverzinkung

$$a = 0,5 \cdot 0,0282 \cdot 0,0222$$

$$= 3,13 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^2$$

$$HV = 0,5 \cdot \frac{1}{(3,13 \cdot 10^{-4})^2} \quad (\text{A.9})$$

$$= 510,3 \cdot 10^4 \text{ N mm}^{-2}$$

$$K_{Ic} = 0,0028 \sqrt{510,3 \cdot 10^4} \sqrt{\frac{1 \text{ N}}{0,5 \cdot 0,0519 \text{ mm}}} \quad (\text{A.10})$$

$$= 39,3 \text{ Nmm}^{-\frac{3}{2}} = 1,24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$G_{Ic} = \frac{39,3^2 \cdot (1 - 0,29^2)}{100\,000} = 0,014 \text{ N mm}^{-1} \quad (\text{A.11})$$

Die Rissentstehung erfüllt nicht in allen Fällen die Kriterien für die Auswertung nach PALMQVIST. Zusätzlich entspricht der Eindruck des Berkovich Indenters nicht der Vickerspyramide und kann daher nur zu Abschätzung angesetzt werden. Die mikroskopische Darstellung der Mikrostruktur der Feuerverzinkung erschwert die Vermessung der entstandenen Risse. Die Betrachtung ist aufgrund der manuell notwendigen Vermessung prüferabhängig und ist daher mit großen Streuungen verbunden. Die hier berechnete Energiefreisetzungsrate der δ_1 -Phase der Feuerverzinkung am gezeigten Beispiel kann nur zu einer nicht statistisch belegten Abschätzung im Vergleich mit anderen Verfahren herangezogen werden. In der Literatur [55] findet man ähnliche Werte für die δ_1 -Phase von $K_{Ic} = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

A.4.3 Numerische Simulation

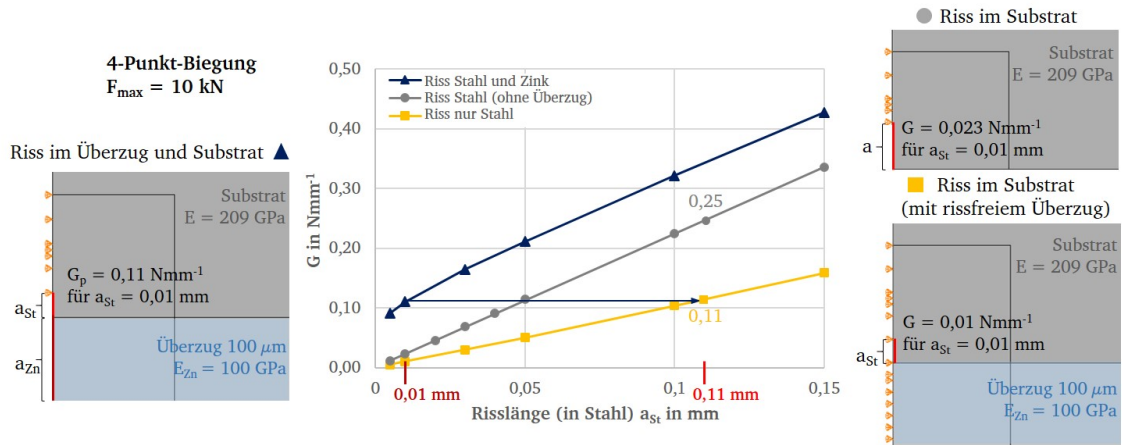


Abbildung A.4.5: Vergleich der Risspitzenbeanspruchung im Stahlsubstrat in Abhängigkeit des Überzugs

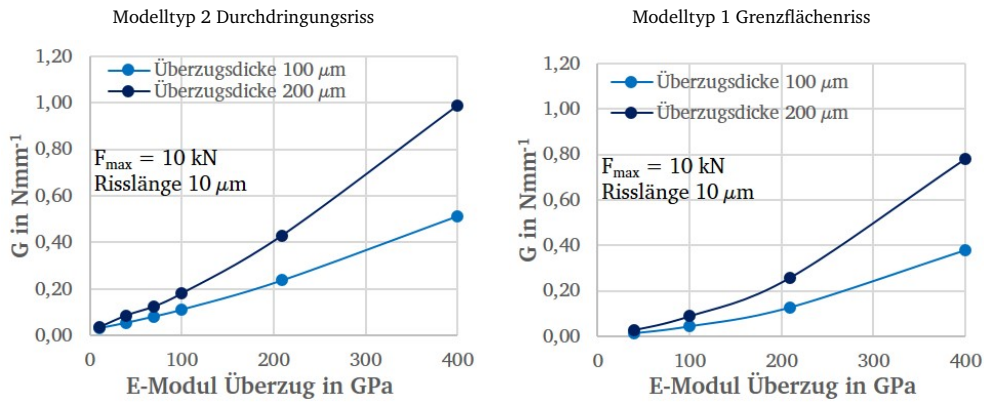


Abbildung A.4.6: Einfluss der Überzugsdicke am Beispiel des Durchdringungsrisses (links) und des Grenzflächenrisses (rechts) für die Risslänge $a = 10 \mu\text{m}$ bei $F_{\max} = 10 \text{ kN}$

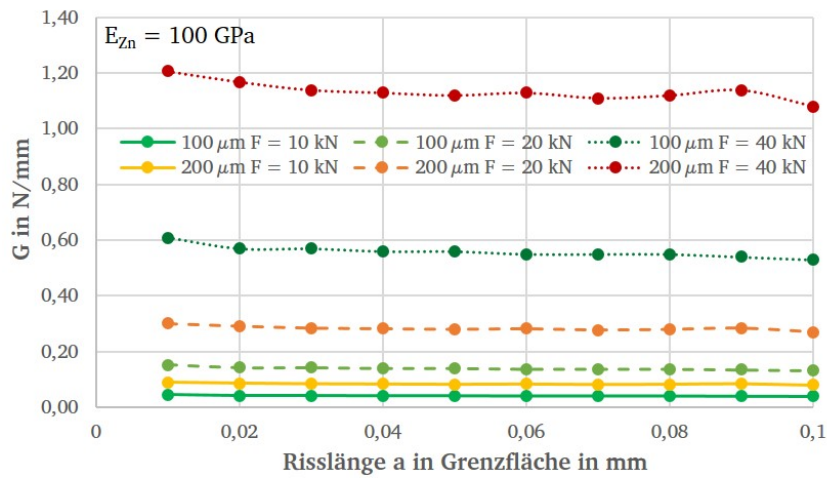


Abbildung A.4.7: Vergleich der Energiefreisetzungsraten eines Risses in der Grenzfläche unterschiedlicher Lastniveaus und Überzugsdicken

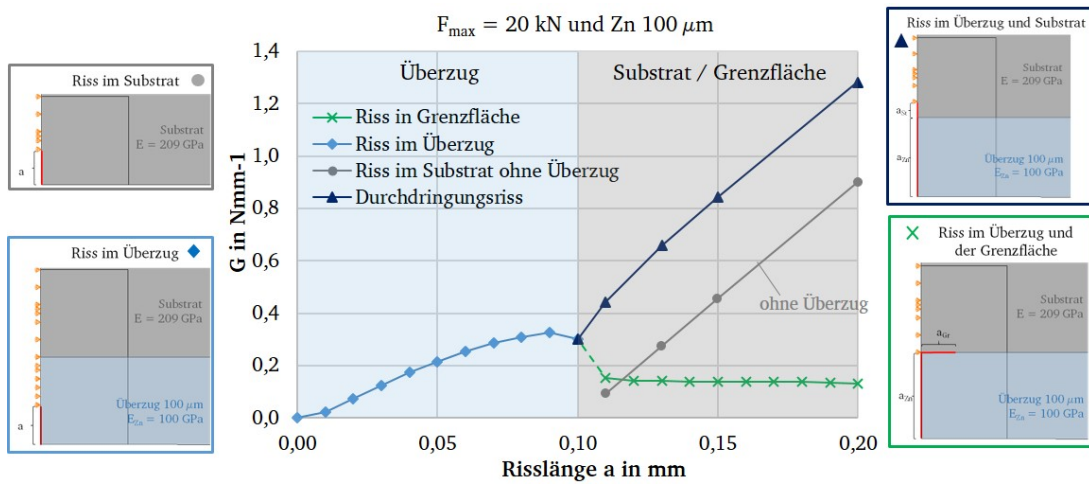


Abbildung A.4.8: Vergleich der Risspitzenbeanspruchung Durchdringungsriss und Grenzflächenriss für $F_{max} = 20 \text{ kN}$, $E_{Zn} = 100 \text{ GPa}$ und Überzugsdicke $100 \ \mu\text{m}$

Abbildungsverzeichnis

1.1	Korrosion an der Müngstener Eisenbahnbrücke in Solingen [5]	1
1.2	Sanierungsmaßnahmen an der Rheinbrücke Speyer [7]	2
2.1	Beispielhafte Darstellung einer Hohlkastenkonstruktion mit gekennzeichneten Detailpunkten von Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9 [16]	3
2.2	Überblick über die Phasen der Entstehung eines Ermüdungsrissses mit visueller Darstellung [19]	4
2.3	Darstellung des Kraftflusses und Störung durch technische Kerben [19]	5
2.4	Auszug aus der Kerbfalltabelle nach DIN EN 1993-1-9 [16] für Stahlbauteile und maßgebende geschraubte Konstruktionsdetails	7
2.5	Auszug aus der Kerbfalltabelle nach DIN EN 1993-1-9 [16] für maßgebende geschweißte Konstruktionsdetails, $m=5$	8
2.6	Ermüdungsfestigkeitskurve für Längsspannungsschwingbreiten aus DIN EN 1993-1-9 [16]	9
2.7	Darstellung der möglichen Abweichung der normierten Wöhlerlinie mit Steigung $m = 3$ von den Versuchsergebnissen am Beispiel des Kerbfalls 140 - Stahlblech mit bearbeiteter Kante aus Kapitel 5.1 (vgl. [33])	11
2.8	Schematische Darstellung des Trockenverzinkens von Stückgut [39]	13
2.9	Zinkreiche Seite des Zustandsschaubildes Eisen-Zink [42]	15
2.10	Dicke der Überzüge in Abhängigkeit vom Si-Gehalt des Stahls bei 10 min Tauchdauer [44]	15
2.11	Beispielhafter Überzugsaufbau einer Feuerverzinkung im Normaltemperaturbereich (links) und im Hochtemperaturbereich (rechts) auf einem Sebestystahl [45]	16
2.12	Ermüdungsversuche an unverzinkten, feuerverzinkten und entzinkten Flachzugproben [6]	17
2.13	Kitagawa-Diagramm für ein Risswachstum im Überzug aufgetragen mit der geprüften Spannungsamplitude der feuerverzinkten Proben [54]	18
3.1	Darstellung der Ergebnisse aus Forschungsprojekten [6, 10] an ausgewählten Konstruktionsdetails im Vergleich der Dauerfestigkeit unverzinkter zu feuerverzinkter Stahlbauteile	20
3.2	Übersicht über die Untersuchungen	21
4.1	Lichtmikroskopische Aufnahmen von Zinküberzügen am Beispiel der Flachzugproben	25
4.2	Lichtmikroskopische Aufnahmen von Zinküberzügen am Beispiel der 4-Punkt-Biegeproben	25
4.3	Lichtmikroskopische Aufnahmen von Zinküberzügen am Beispiel der gelochten Laschen	26
4.4	Lichtmikroskopische Aufnahmen an Schlifflinien von Proben, die nach den Vorbehandlungen entnommen wurden	26
4.5	Lichtmikroskopische Aufnahmen einer feuerverzinkten Probe (links), die zur Hälfte nachträglich durch Beizen entfernt wurde (rechts)	27
4.6	Prüfmuster der Nano-Indentationsprüfung an feuerverzinkten Stahlbauteilen, hier am Beispiel der gelochten Lasche, S355 J2+N	28
4.7	Vergleich der Mittelwerte des Eindringmoduls und der Eindringhärte aus der Nano-Indentation an den untersuchten, feuerverzinkten Proben	28
4.8	Probengeometrie der Flachzugproben mit unterschiedlicher Kerbschärfe	29
4.9	Auszug aus der FKM-Richtlinie [22] Abb. 5.2-11 Formzahlen für den Flachstab mit beidseitiger Kerbe (links) und Abb. 5.2-13 Formzahlen für den Flachstab mit Absatz (rechts) bei Zug oder Druck, $r > 0$, $b/B < 1$	30
4.10	Beispielhafte Darstellung der Flachzugprobe 1 (R100) in der numerischen Simulation mit Randbedingungen und untersuchter Spanne der Netzfeinheit, Elementkantenlänge e	31
4.11	Darstellung der Konvergenzstudie an Diagrammen der Normalspannung und der Kerbformzahl über der modellierten Elementkantenlänge an der Flachzugprobe 1 (R100)	31
4.12	Probengeometrie der geschweißten Quersteife nach DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6	31

4.13	Probengeometrie für Ermüdungsversuche unter 4-Punkt-Biegung	32
4.14	Probengeometrie für die Mikrozugprüfung (links) und Darstellung der polierten Werkstoffoberfläche in Probenmitte (rechts)	33
4.15	Servohydraulische Prüfmaschine für Axialschwingversuche	33
4.16	Darstellung der verwendeten Messtechnik im Versuch (links) und als schematische Skizze (rechts) . .	34
4.17	Mikromechanische Prüfeinrichtung mit eingebauter Zugprobe unter einem Digitalmikroskop und eine Aufnahme einer feuerverzinkten Probe im Randbereich	35
5.1	Problemstellung und Bearbeitungskonzept zum Schwerpunkt <i>Kerbwirkung</i>	37
5.2	Wöhlerkurve der Flachzugproben $R = 100$ und der Ergebnisse aus P835 [6] des Kerbfalls 140 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 4)	39
5.3	Wöhlerkurve der Flachzugproben $R = 100$ mit Kerbformzahl $K_t = 1$ nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall 140 (rechts) . . .	40
5.4	Wöhlerdiagramm der Flachzugproben zur Bewertung des Einflusses der Kerbschärfe und der Feuerverzinkung	40
5.5	Wöhlerkurve der Flachzugproben mit brenngeschnittenen, nachbearbeiteten Kanten (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 5) aus [6] nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall 125 (rechts)	42
5.6	Wöhlerkurve der zweischnittigen Passschraubenverbindung [10] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 9) nach Auswertung mit $m =$ variabel die 50 %-Regression und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall	43
5.7	Wöhlerkurve der zweischnittigen Passschraubenverbindung [10] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 9) nach Auswertung mit dem Spannungskonzentrationsfaktor K_t^{scf} für das Blech	44
5.8	Wöhlerkurve der einschnittigen Passschraubenverbindung aus [45] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 12) nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 95 %-Regression (links) und im Vergleich die Auswertung mit dem Spannungskonzentrationsfaktor (rechts)	44
5.9	Wöhlerkurve Blech mit Bohrung (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 11) nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts) .	45
5.10	Wöhlerkurve der geschweißten Quersteife (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6) nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts) .	46
5.11	Wöhlerdiagramm des Kerbfall 80 im Vergleich der Stahlsorten S355 [45] und S460 [6]	46
5.12	Wöhlerkurve der Schraube (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 14) nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)	47
5.13	Ermüdungsversuche an Schrauben mit niedriger und sehr hoher Vorspannung als Vorbelastung vor dem Versuch	48
5.14	Wöhlerdiagramm feuerverzinkter, Bleche mit Bohrung des Kerbfall 90 - statistische Auswertung getrennt je Reihe	50
5.15	Vergleich der Abminderungen von $\Delta\sigma_{c,95\%,m=variabel}$ aufgrund der Feuerverzinkung über die Überzugsdicken an Ergebnissen der Axialschwingversuche	51
5.16	Wöhlerkurve Bleche mit Bohrung (links) und der geschweißten Quersteife (rechts) nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung .	52
5.17	Vergleich der feuerverzinkten Kerbfälle $\Delta\sigma_{c,95\%,m=30,5}$ mit den unverzinkten Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9	53
5.18	3D CAD-Modell des Probenhalters (links) und mit Messtechnik applizierter, eingebauter Probekörper im Versuchsstand zur 4-Punkt-Biegung (rechts)	53
5.19	Wöhlerdiagramm feuerverzinkter 4-Punkt-Biegeproben nach Auswertung mit $m =$ variabel und der 50 %-Regression (links) und ergänzend der 95 %-Regression mit Darstellung der Lage der Durchläufer (rechts)	54
5.20	Wöhlerkurven feuerverzinkter 4-Punkt-Biegeproben ausgewertet nach EC3 mit $m =$ variabel und $\Delta\sigma_{50\%}$ (links) und unter Berücksichtigung der Durchläufer (rechts) getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung	55
5.21	Exemplarische Darstellung der Messwerte des elektrischen Widerstands mittels Gleichstrom, der Temperatur und des Extensometers an einer normaltemperaturverzinkten Probe	57
5.22	Beispielhafte Darstellung der Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung mit Wechselstrom an einer hochtemperaturverzinkten 4-Punkt-Biegeprobe	57

5.23	Vergleich der unverzinkten und feuerverzinkten Proben am Beispiel je einer Kurve mittels der Auswertung der Potentialänderung (links), des Gradienten (mittig) und zur Veranschaulichung die Kurven in den Zeitpunkt der Rissbildung im Stahl verschoben (rechts)	58
5.24	Vergleich der Rissbildung und der Dauer der Rissbildung der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben an den Potentialänderung-Schwingenspielzahl-Diagrammen und den zugehörigen Gradienten	59
5.25	Vergleich der Rissbildung und der Dauer der Rissbildung im Überzug der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben im Balkendiagramm	60
6.1	Problemstellung und Bearbeitungskonzept zum Schwerpunkt <i>Mikrostruktur</i>	63
6.2	Mikroskopaufnahme eines mittels Normaltemperaturverzinkung erzeugten Überzugs im Bereich der δ_1 -Phase ohne (links) und mit polarisierter Belichtung (rechts)	64
6.3	Rasterelektronenmikroskopische Darstellung einer bei Normaltemperaturverzinkung gebildeten δ_1 -Phase (links) und ζ -Phase (rechts)	64
6.4	Detailaufnahme der Schwindungsrisse in der δ_1 -Phase am Übergang zum Substrat	65
6.5	Exemplarische Darstellung der Segmentierungsrisse im Zinküberzug während eines Mikrozugversuchs	65
6.6	Exemplarische Darstellung der Rissentwicklung aus der ζ -Phase verlaufend mit zeitlich aufeinanderfolgenden Aufnahmen einer Feuerverzinkung	66
6.7	Exemplarische Darstellung der Rissentwicklung ausgehend von einem Hohlraum mit zeitlich aufeinanderfolgenden Aufnahmen einer Feuerverzinkung	66
6.8	Beispielhafter Auszug zweier Proben zur Veranschaulichung der Topographie infolge von Versetzungsvorgängen im Stahlsubstrat, in Konzentration zu den Schwindungsrissen im Zinküberzug	66
6.9	Mikrofraktographische Aufnahme einer Ermüdungsbruchfläche im Stahl zur Darstellung der Schwingstreifen	67
6.10	Beispielhafte Darstellung der Rissstartbereiche im Stahl mit dem Rasterelektronenmikroskop im Randbereich (links) und mittig in einer Probe (rechts)	68
6.11	Bruchfläche einer normaltemperaturverzinkten Probe nach quasi-statischer Beanspruchung bis zum Bruch in verschiedenen Auflösungen	68
6.12	Bruchflächen eines mit Normal- und Hochtemperaturverzinkung erzeugten Überzugs nach zyklischer Beanspruchung bis zum Bruch in verschiedenen Auflösungen	69
6.13	Bruchflächen feuerverzinkter Proben beispielhaft zur Darstellung der Stufen innerhalb des Überzugs und zum Stahlsubstrat	69
6.14	Schematische Darstellung einer Stufe in einer Bruchfläche zwischen Stahlsubstrat (Fe) und dem Zinküberzug (Zn)	70
6.15	Darstellung der unterschiedlichen Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskop mit Sekundärelektronenkontrast (SE) mit verstärkter Helligkeit des Szintillators (links) und ohne Verstärkung (rechts)	70
6.16	Darstellung der Probenherstellung für den Computertomographen	71
6.17	Beispielhafte Schnitte der CT-Aufnahmen aus der 3D-Rekonstruktion	72
6.18	Darstellung der Probenentnahme und Abtragsrichtung für die schrittweisen Mikroskopaufnahmen	72
6.19	Übersicht über die Querschliffe an den normaltemperaturverzinkten Proben mit $R = 15$ mm zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten	73
6.20	Übersicht über die Querschliffe an den hochtemperaturverzinkten Proben mit $R = 15$ mm zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten	73
6.21	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 15$ mm - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300$ N/mm ²	74
6.22	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 15$ mm - angehalten nach $N = 70\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300$ N/mm ²	75
6.23	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 15$ mm - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300$ N/mm ²	76
6.24	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 15$ mm - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300$ N/mm ²	76
7.1	Problemstellung und Bearbeitungskonzept zum Schwerpunkt <i>Bruchmechanik</i>	79
7.2	Darstellung der Rissöffnungsarten [70]	80
7.3	Schematische Darstellung des Langrisswachstumsverhaltens in Metallen nach [74] unter Berücksichtigung des Kleinrisswachstums nach [75]	81
7.4	Erweiterte Darstellung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms nach BROWN [77]	81

7.5	Verhältnis der Energiefreisetzungsrate von einem umgelenkten Riss zu einem durchdringenden Riss bei gleichem Rissfortschritt a [91]	84
7.6	Ermittlung der Energiefreisetzungsrate in einem Rissnetzwerk [85] (links) und Aufnahmen der Überzugsoberflächen mit dem Rasterelektronenmikroskop einer NTV- und einer HTV-Probe nach einer quasi-statischen 4-Punkt-Biegung bis $F_{\max} = 40$ kN (rechts)	86
7.7	Übersicht über die möglichen Rissausprägungen im Bi-Material und der Riss im Stahlsubstrat	89
7.8	Axialsymmetrisches Modell der Probe	90
7.9	Vernetzung der Probe aus dem Stahlgrundwerkstoff	90
7.10	Vernetzung der Probe aus dem Stahlgrundwerkstoff mit Überzug	91
7.11	Simulation des Risses a in der Symmetrieebene nur im Substrat (links) und im Überzug und in der Grenzfläche zwischen Überzug und Substrat (mittig) mit schematischer Darstellung der Rissmodellierung (rechts)	92
7.12	Übersicht über die berechneten FE Modelle unterschiedlicher Rissausprägungen	92
7.13	Beispiele des Spannungsverlaufs σ_x eines senkrecht zur Oberfläche verlaufenden Risses (links) und eines Grenzflächenrisses (rechts)	93
7.14	Übersicht über die Energiefreisetzungsrate G der untersuchten, senkrecht zur Oberfläche verlaufenden Rissvarianten über der Risslänge a	94
7.15	Veränderung der Risspitzenbeanspruchung über die Risslänge in Abhängigkeit der Steifigkeitsverhältnisse (links) und Vergleich mit analytischen Ansätzen (mittig, rechts)	95
7.16	Vergleich der Energiefreisetzungsrate G bei auftretendem Riss im Überzug und im Stahlsubstrat senkrecht zur Grenzfläche	95
7.17	Darstellung des Einflusses der Überzugsdicke und des Elastizitätsmoduls an den Beispielen des Risses im Überzug (links) und des Durchdringungsrisse (rechts)	96
7.18	Differenz der Energiefreisetzungsrate der Überzugsdicken $200 \mu\text{m}$ und $100 \mu\text{m}$ am Beispiel des Durchdringungsrisse (links) und des Grenzflächenrisses (rechts) für verschiedene Risslängen a bei $F_{\max} = 10$ kN	97
7.19	Vergleich der Energiefreisetzungsrate der Risse im Stahlsubstrat (Modelltypen 2, 4 und 8) für $F = 10$ kN, 20 kN	98
7.20	Darstellung der Energiefreisetzungsrate über der Risslänge am Beispiel des Durchdringungsrisse (links) und des Grenzflächenrisses (rechts) an der 4-Punkt-Biegeprobe mit einer Belastung von $F_{\max} = 10$ kN und einer Überzugsdicke von $100 \mu\text{m}$	99
7.21	Darstellung der normierten Energiefreisetzungsrate der untersuchten Rissentwicklungen	100
7.22	Übersicht über die berechneten Spannungsintensitäten an den verschiedenen Risspitzen bei einer Belastung von $F_{\max} = 10$ kN und einer Risslänge von $a = 0,01$ mm	100
7.23	Vergleich der Risspitzenbeanspruchung Durchdringungsrisse und Grenzflächenrisse für $F_{\max} = 10$ kN, $E_{Zn} = 100$ GPa und Überzugsdicke $100 \mu\text{m}$	101
8.1	Vergleich der feuerverzinkten Kerbfälle $\Delta\sigma_{c,95\%}$ nach Auswertung mit $m = \text{variabel}$ (links) und $m = 3$ bzw. $m = 5$ (rechts) mit den unverzinkten Kerbfällen nach DIN EN 1993-1-9	104
8.2	Vergleich der Abminderungen von $\Delta\sigma_{c,95\%,m=\text{variabel}}$ aufgrund der Feuerverzinkung getrennt nach Phasen an Ergebnissen der Axialschwingversuche	105
8.3	Darstellung der Verschiebung der Ermüdungsphasen an einem Zeitstrahl bis zum Bruch	106
9.1	Beispielhafte Darstellung des Zinküberzugs bei bleifreien, chromhaltigen Schmelzen [100]	111
9.2	Schematische Darstellung zur Auswertung nach dem Örtlichen Konzept	112
A.1.1	Beispielhafte Aufnahme einer 4-Punkt-Biegeprobe NTV stückverzinkt von der Oberseite (links) und aus dem Radius (rechts)	120
A.1.2	Mikroskopaufnahmen eines Querschliffs durch die Schweißnaht und Detailaufnahme des Bereichs der Gefügeumwandlung	120
A.1.3	Beispielhafte mikroskopische Aufnahme eines Schliffes des Kerbfalles - aufgeschweißte Steife - Normaltemperaturverzinkt	121
A.1.4	Beispielhafte Darstellung einer Bruchfläche einer Flachzugprobe mit aufgeschweißter Quersteife	121
A.1.5	Eindringhärteverläufe für die Varianten Normal- und Hochtemperaturverzinkung	121
A.1.6	Eindringhärteverläufe für die Normaltemperaturverzinkung auf Stahl mit Siliziumgehalt im Sebisty- und im Hochsiliziumbereich	122
A.1.7	Eindringmodulverläufe für die Varianten Normal- und Hochtemperaturverzinkung	122

A.1.8	Eindringmodulverläufe für die Normaltemperaturverzinkung auf Stahl mit Siliziumgehalt im Sebigst- und im Hochsiliziumbereich	123
A.1.9	Kerbfaltabelle 10.1 nach prEN1993-1-9 für Stahlbauteile	124
A.1.10	Erster Teil der Kerbfaltabelle 10.2 nach prEN 1993-1-9 für maßgebende geschraubte Konstruktionsdetails	125
A.1.11	Zweiter Teil der Kerbfaltabelle 10.2 nach prEN 1993-1-9 für maßgebende, den geschraubten Konstruktionsdetails zugehörigen, Details	126
A.1.12	Auszug aus der Kerbfaltabelle 10.5 nach prEN 1993-1-9 für maßgebende geschweißte Konstruktionsdetails, $m=5$	127
A.2.1	Wöhlerkurve der Flachzugproben inkl. den Ergebnissen aus [6] (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.1, Nr. 1) nach Auswertung mit m =variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)	133
A.2.2	Wöhlerkurve der drei Flachzugproben unterschiedlicher Kerbformzahl nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9	134
A.2.3	Wöhlerkurve der Flachzugprobe mit Radius $R = 100$ getrennt nach NTV und HTV nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9	134
A.2.4	Wöhlerkurve der Flachzugprobe mit Radius $R = 15$ getrennt nach NTV und HTV nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9	135
A.2.5	Wöhlerkurve der Flachzugprobe mit Radius $R = 5$ getrennt nach NTV und HTV nach Auswertung und Einordnung zu Bemessungswöhlerkurven nach DIN EN 1993-1-9 und prEN1993-1-9	135
A.2.6	Darstellung der Probekörper mit mittiger Bohrung und unterschiedlicher Oberflächenbearbeitung	136
A.2.7	Beispielhafte Darstellung einer geschraubten Verbindung mit Passschrauben für die experimentellen Versuche	136
A.2.8	Darstellung der in [52] untersuchten hochtemperaturverzinkten Schrauben	137
A.2.9	Wöhlerkurve der geschweißten Quersteife aus [6] in S460 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.4, Nr. 6) nach Auswertung mit m =variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)	138
A.2.10	Querschliff des Details <i>geschweißte Quersteife</i> aus P835 [6] mit Darstellung der Wärmeeinflusszone	138
A.2.11	Wöhlerkurve des Stumpstoßes, geschliffen aus [6] in S460 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.3, Nr. 1) nach Auswertung mit m =variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)	139
A.2.12	Wöhlerkurve des Stumpstoßes aus [6] in S460 (DIN EN 1993-1-9: Tabelle 8.3, Nr. 5) nach Auswertung mit m =variabel und der 50 %-Regression (links) und im Vergleich die 95 %-Regression zum Kerbfall (rechts)	139
A.2.13	Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-5	140
A.2.14	Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-7	140
A.2.15	Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-8	140
A.2.16	Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-9	141
A.2.17	Einzelkurven der elektrischen Widerstandsmessung für unverzinkte Proben UV 1-12	141
A.2.18	Wöhlerkurven feuerverzinkter 4-Punkt-Biegeproben ausgewertet nach EC3 mit $m = 3$ und $\Delta\sigma_{50\%}$ getrennt nach Normal- und Hochtemperaturverzinkung	144
A.2.19	Elektrische Widerstandsmessung gegenüberstellt der aufgetragenen Belastung unter quasi-statischer 4-Punkt-Biegung normaltemperaturverzinkter Proben	145
A.2.20	Elektrische Widerstandsmessung gegenüberstellt der aufgetragenen Belastung unter quasi-statischer 4-Punkt-Biegung hochtemperaturverzinkter Proben	145
A.2.21	Elektrischen Widerstandsmessung an unverzinkten und feuerverzinkten Proben unter quasi-statischer 4-Punkt-Biegung	146
A.2.22	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der unverzinkten 4-Punkt-Biegeprobe UV-14a	146
A.2.23	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-4	147
A.2.24	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-5	147
A.2.25	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-6	147
A.2.26	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-8	148
A.2.27	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-9	148
A.2.28	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-10	148
A.2.29	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der NTV 4-Punkt-Biegeprobe NTV2-11a	149
A.2.30	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-2	149
A.2.31	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-4	149

A.2.32	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-5	150
A.2.33	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-6	150
A.2.34	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-7	150
A.2.35	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-8a	151
A.2.36	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-9	151
A.2.37	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-10a	151
A.2.38	Auswertung der elektrischen Widerstandsmessung an der HTV 4-Punkt-Biegeprobe HTV2-12	152
A.2.39	Vergleich der Rissbildung und der Dauer des Risswachstums der normal- und hochtemperaturverzinkten Proben an den Potentialänderung-Schwingspielzahl-Diagrammen und den zugehörigen Gradienten	153
A.2.40	Vergleich der Rissinitiiierung und der Dauer der Rissbildung der NTV- und HTV-Proben im Balkendiagramm	153
A.2.41	Bruchzähigkeits-Festigkeits-Diagramm nach ASHBY [17]	154
A.2.42	Schematische Darstellung einer Sputterkammer mit einer Wechselstromversorgung [106] (links) und Übersicht der mittels Gasphasenabscheidung hergestellten Proben und der jeweiligen Beschichtungsdicken (rechts)	155
A.2.43	Wöhlerdiagramm feuerverzinkter und PVD-beschichteter Proben unter 4-Punkt-Biegung	156
A.2.44	Bruchverhalten der besputterten Proben (oben) und Beispiele der rasterelektronenmikroskopischen Betrachtung der Bruchflächen (unten)	156
A.3.1	Übersicht über die Querschliffe an den ungeprüften Proben mit $R = 15 \text{ mm}$	157
A.3.2	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer ungeprüften NTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$	157
A.3.3	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer ungeprüften HTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$	158
A.3.4	Übersicht über die Querschliffe an den normaltemperaturverzinkten Proben mit $R = 100 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten	158
A.3.5	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 100 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$	159
A.3.6	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 100 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$	159
A.3.7	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 100 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 70\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$	159
A.3.8	Übersicht über die Querschliffe an den hochtemperaturverzinkten Proben mit $R = 100 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten	159
A.3.9	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 100 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$	160
A.3.10	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 100 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$	160
A.3.11	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 100 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 70\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 350 \text{ N/mm}^2$	160
A.3.12	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 15 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$	161
A.3.13	Übersicht über die Querschliffe an den normaltemperaturverzinkten Proben mit $R = 5 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten	161
A.3.14	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$	162
A.3.15	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$	163
A.3.16	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer NTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 70\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$	164
A.3.17	Übersicht über die Querschliffe an den hochtemperaturverzinkten Proben mit $R = 5 \text{ mm}$ zu den unterschiedlich ausgebauten Zeitpunkten	164
A.3.18	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 30\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$	165
A.3.19	Mikroskopaufnahmen der drei Ebenen des Flachschliffs einer HTV-Probe mit $R = 5 \text{ mm}$ - angehalten nach $N = 50\,000$ bei einer Belastung von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$	166
A.4.1	Auszug aus [98] zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors für eine Probe unter reiner Biegung	167
A.4.2	Rissentwicklung am Vickersindenter [107]	168
A.4.3	Eindrücke des Nanoindenters in der δ_1 - und der ζ -Phase der Feuerverzinkung	169
A.4.4	Beispielhafte Rissvermessung an einem Eindruck in der δ_1 -Phase einer Normaltemperaturverzinkung	169

A.4.5	Vergleich der Rissspitzenbeanspruchung im Stahlsubstrat in Abhängigkeit des Überzugs	170
A.4.6	Einfluss der Überzugsdicke am Beispiel des Durchdringungsrisses (links) und des Grenzflächenrisses (rechts) für die Risslänge $a = 10 \mu\text{m}$ bei $F_{\text{max}} = 10 \text{ kN}$	170
A.4.7	Vergleich der Energiefreisetzungsrate eines Risses in der Grenzfläche unterschiedlicher Lastniveaus und Überzugsdicken	171
A.4.8	Vergleich der Rissspitzenbeanspruchung Durchdringungsriss und Grenzflächenriss für $F_{\text{max}} = 20 \text{ kN}$, $E_{\text{Zn}} = 100 \text{ GPa}$ und Überzugsdicke $100 \mu\text{m}$	171

Tabellenverzeichnis

2.1	FeZn-Legierungsphasen am Beispiel einer NTV [35]	16
4.1	Übersicht über die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Probekörper	23
4.2	Chemische Zusammensetzung für S355 J2 gemäß DIN EN 10025-2 und nach der Schmelzenanalyse	23
4.3	Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur für S355 J2 gemäß DIN EN 10025-2 und ermittelte Werte der Proben	24
4.4	Überzugsdicken der Feuerverzinkung auf den Probekörpern	24
4.5	Auszug aus der FKM-Richtlinie <i>Rechnerischer Festigkeitsnachweis</i> Tabelle 5.2.2 [22]	30
5.1	Gegenüberstellung der untersuchten Kerbfälle, unverzinkt und feuerverzinkt mit Ergebnissen aus [6, 10, 45] ausgewertet nach DIN EN 1993-1-9 und CEN prEN1993-1-9	49
7.1	Überblick über Methoden zu Bestimmung der Bruchzähigkeit	82
7.2	Berechnete kritische Energiefreisetzungsrate im Zinküberzug	87
A.1.1	Chemische Zusammensetzung der Zinkschmelze	119
A.1.2	Chemische Zusammensetzung der Vorbehandlungsschritte	119
A.1.3	Angaben zum Verzinkungsprozess	119
A.2.1	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 1	129
A.2.2	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 2	130
A.2.3	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 3	131
A.2.4	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der Flachzugproben - Probenform 4	132
A.2.5	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der 4-Punkt-Biegeproben Charge 1	142
A.2.6	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der 4-Punkt-Biegeproben Charge 2	143
A.2.7	Übersicht der durchgeführten Schwingversuche der 4-Punkt-Biegeproben PVD Beschichtung	143
A.2.8	Werkstoffkennwerte im Mittel von, als Beschichtung geeigneten, Metallen [105]	154