BENJAMIN SEYFRIED

Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Verbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen

KIT Scientific Publishing

Benjamin Seyfried

Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Verbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen

BAND 18

Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine
Berichte zum Stahl- und Leichtbau

Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Verbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen

von
Benjamin Seyfried

KIT Scientific Publishing

Karlsruher Institut für Technologie
Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine

Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Verbindungen
aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen

Zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs
von der KIT-Fakultät für Bauingenieur-, Geo- und Umweltwissenschaften
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) genehmigte Dissertation

von Benjamin Seyfried, M.Sc.

Tag der mündlichen Prüfung: 10. Januar 2025
Referent: Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann

Impressum

Scientific Publishing

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
KIT Scientific Publishing
Straße am Forum 2
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark
of Karlsruhe Institute of Technology.
Reprint using the book cover is not allowed.

www.ksp.kit.edu

This document – excluding parts marked otherwise, the cover, pictures and graphs – is licensed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License (CC BY 4.0): https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/deed.en

The cover page is licensed under a Creative Commons Attribution-No Derivatives 4.0 International License (CC BY-ND 4.0): https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0/deed.en

Print on Demand 2026 – Gedruckt auf FSC-zertifiziertem Papier

ISSN 2198-7912
ISBN 978-3-7315-1457-2
DOI 10.5445/KSP/1000185301

Kurzfassung

Ultrahochfeste Feinkornbaustähle werden im Mobilkranbau und verwandten Industriezweigen zunehmend eingesetzt, um Leichtbau zu betreiben. Aufgrund der werkstoffspezifischen Besonderheiten begrenzen aktuell Schweißverbindungen die Beanspruchbarkeit der komplexen Tragkonstruktionen, sowohl gegenüber statischen als auch wechselnden Beanspruchungen, maßgeblich. Das Laserstrahlschweißen und das Laserstrahl-Metallschutzgas-Hybridschweißen bieten hier zahlreiche Vorteile, wie die deutlich reduzierte Wärmeeinbringung, die große Einschweißtiefe und die hohe Reproduzierbarkeit. Der Einsatz ist bisher aber Sonderanwendungen vorbehalten. Fehlende Erfahrungswerte und Kenntnisse über Fertigungs- und Schweißprozesseinflüsse sowie nicht validierte Bemessungsempfehlungen sind hierfür wesentliche Gründe.

Um den sicheren Einsatz laserstrahl- und laserhybridgeschweißter Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) zu gewährleisten, liefert diese Arbeit einen wichtigen Beitrag. Hierzu belegen die durchgeführten Schweißversuche die Anwendbarkeit der Fügeverfahren für typische Konstruktionsdetails des Mobilkranbaus. Die Schweißnahtcharakterisierung zeigt, dass reproduzierbar eine mittelhohe (Laserhybrid) bis hohe (Laserstrahl) Nahtqualität erzielt werden kann. Jedoch variiert das metallurgische Gefüge in der Schweißzone der martensitisch geprägten Grundwerkstoffe mitunter erheblich. Wegen der höheren Legierungsgehalte sowie begünstigt durch die sehr hohen Abkühlraten beim Laserstrahlschweißen neigen die Werkstoffe zu einer Aufhärtung in der WEZ. Verbreitet ist zudem ein Härteabfall in der Anlasszone, welcher maßgebend das quasi-statische Versagen im Querzugversuch bestimmt.

Im Mittelpunkt der Arbeit steht das Ermüdungsverhalten der Fügeverbindungen. Grundlage bilden Schwingversuche an Kleinprüfkörpern, ergänzt durch praxisnahe Großbauteilversuche in Anlehnung an den Teleskopausleger. Unterschiede hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit resultieren in erster Linie aus der lokalen Schweißnahtgeometrie, welche maßgebend durch das Fügewerkzeug – Laserstrahl bzw. Laserstrahl und MSG-Lichtbogen – geprägt wird. Auf Nennspannungsbasis ist zwischen den laserhybrid- (Kerbfall 71) und den laserstrahlgeschweißten Stumpfstößen (Kerbfall 100) zu unterscheiden. Die kerbspannungsbasierten Untersuchungen deuten auf eine moderat niedrigere lokale Ermüdungsfestigkeit der betrachteten Werkstoffgruppe hin. Diese lässt sich mit einer geringeren Stützwirkung infolge des sehr feinkörnigen Gefüges im Kerbbereich begründen. Für den präferierten Ersatzkerbradius von r_{ref} = 0,3 mm wird daher der moderat angepasste Kerbfall 260 (m = 3) empfohlen. Darüber hinaus wird das Anwendungspotenzial einer kerbdehnungsbasierten Bewertung unter Berücksichtigung des zyklischen, elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens für Schweißverbindungen aufgezeigt.

Die praxisrelevanten Bemessungsempfehlungen sind derzeit auf den Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich beschränkt. Genaue Kenntnis der Anwendungsgrenzen ist für die Auslegung der hier im Fokus stehenden, typischerweise bei hohen Beanspruchungshorizonten eingesetzten Schweißverbindungen von besonderer Relevanz. Daher wird auf Grundlage einer integralen Betrachtung der Schweißzone eine Methode zur Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit entwickelt. Das Verfahren basiert auf einer kombinierten Auswertung von kraft- und dehnungsgeregelten Schwingversuchen an Kerbdetailproben. Ziel ist die Kalibrierung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie über mehrere Lebensdauerbereiche hinweg, anhand derer ein Abgrenzkriterium zwischen dem Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich abgeleitet wird.

Die erarbeiteten Ergebnisse führen zu angepassten Bemessungsempfehlungen für das Nenn- und Kerbspannungskonzept, die in die Regelwerke übernommen werden können.

Abstract

Ultra-high-strength fine-grained structural steels are increasingly used in mobile cranes and related applications to achieve lightweight construction. Due to the specific properties of these materials, welded joints currently considerably restrict the resilience of the complex support structures to both static and alternating loads. Laser beam welding and laser beam gas metal arc hybrid welding provide numerous advantages here, such as significantly reduced heat input, deep penetration and high reproducibility. However, their use has so far been limited to special applications. The lack of experience and knowledge of manufacturing and welding process influences as well as non-validated design recommendations are key reasons for this.

To ensure the safe use of laser beam and laser hybrid welded joints made of ultra-high strength steels (960 MPa $\leq R_{p0.2} \leq$ 1300 MPa), this work makes an important contribution. The welding tests conducted demonstrate the applicability of the joining processes for typical constructional details of mobile cranes. The weld characterization shows that a medium-high (laser hybrid) to high (laser beam) weld quality can be achieved reproducibly. However, the metallurgical microstructure in the weld zone of the martensitic-stamped base materials can vary considerably. Due to the higher alloy contents and favoured by the very high cooling rates during laser beam welding the materials tend to harden in the heat-affected zone. Additionally, a drop in hardness is common in the tempering zone, which significantly influences quasi-static failure in the transverse tensile test.

This work focuses on the fatigue behaviour of the welded joints. The basis is formed by cyclic tests on small-scale specimens, complemented by practical large-scale component tests, which are chosen by analogy with the telescopic boom. Differences in fatigue strength result primarily from the local weld geometry, which is decisively influenced by the joining tool – laser beam or laser beam and arc. According to the nominal stress approach, a distinction must be made between the laser hybrid (FAT 71) and the laser beam welded (FAT 100) butt joints. The notch stress-based investigations indicate a moderately lower local fatigue strength of the examined material group. This can be explained by lower support effects due to the very fine-grained microstructure in the notch area. For the preferred reference notch radius of $r_{ref} = 0.3$ mm, moderately adapted FAT 260 ($m = 3$) is therefore recommended. Furthermore, the application potential of a notch strain-based approach, considering the cyclic, elastic-plastic material behaviour, is demonstrated for welded joints.

Practical design recommendations are currently limited to the high-cycle and very-high-cycle fatigue regime. Precise knowledge of the application limits is particularly relevant

for the design of the welded joints in focus here, which are typically used under high loads. Therefore, a method for delimiting the low-cycle fatigue regime is developed using an integral assessment of the weld zone. The method is based on a combined evaluation of force- and strain-controlled fatigue tests on small-scale welded specimens. The aim is to calibrate a trilinear strain-life curve over several fatigue life regimes. The strain-life curve will be used to derive a criterion for differentiating between the low-cycle and high-cycle fatigue regime.

The results obtained lead to adapted design recommendations for the nominal and notch stress approach, which can be incorporated into the standards.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung ..... **i**

Abstract ..... **iii**

Abkürzungen und Symbole ..... **ix**

Abkürzungsverzeichnis ix

Symbolverzeichnis x

Vorwort ..... **xv**

1 Einleitung **1**

1.1 Ausgangssituation und Problemstellung 1

1.2 Zielsetzung 4

1.3 Aufbau der Arbeit 5

2 Wissensstand **7**

2.1 Hochfeste Feinkornbaustähle 7

2.1.1 Charakterisierung der Stahlwerkstoffe 7

2.1.2 Hochfeste vergütete Feinkornbaustähle 11

2.1.3 Hochfeste thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle 12

2.2 Thermisches Fügen von hochfesten Feinkornbaustählen 13

2.2.1 Grundlagen 13

2.2.2 Laserstrahlschweißen 19

2.2.3 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen 25

2.3 Ermüdung von Schweißverbindungen 29

2.3.1 Grundlagen des Ermüdungsversagens 29

2.3.2 Ermüdungsfestigkeit 31

2.3.3 Relevante Einflüsse auf die Ermüdung 33

2.4 Bemessungskonzepte wechselnd beanspruchter Schweißverbindungen 45

2.4.1 Übersicht der Konzepte 45

2.4.2 Nennspannungskonzept 46

2.4.3 Strukturspannungskonzept 49

2.4.4 Kerbspannungskonzept 50

2.4.5 Kerbdehnungskonzept 53

2.4.6 Weitere Nachweiskonzepte 63

3 Experimentelle Untersuchungen 65
3.1 Übersicht der Untersuchungen 65
3.2 Werkstoffe 67
3.3 Schweißversuche und Herstellung der Proben 71
3.3.1 Allgemeine Vorgehensweise 71
3.3.2 Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff 72
3.3.3 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen 74
3.4 Charakterisierung der Fügeverbindungen 76
3.4.1 Untersuchungen zur Schweißnahtcharakterisierung 76
3.4.2 Schweißnahtqualität 76
3.4.3 Härte und Metallurgie 81
3.4.4 Quasi-statische Eigenschaften 89
3.4.5 Zusammenfassung der Charakterisierung 98
3.5 Ermüdungsversuche an Kleinprüfkörpern 103
3.5.1 Versuchsprogramm 103
3.5.2 Konstruktionsdetail – Stumpfstoß 105
3.5.3 Konstruktionsdetail – Stumpfstoß mit Blechdickensprung 111
3.5.4 Konstruktionsdetail – Längssteife 115
3.6 Validierungsversuche an Großbauteilen 118
3.6.1 Methodik und Zielsetzung 118
3.6.2 Konzipierung und Herstellung 118
3.6.3 Ermüdungsversuche 120
3.6.4 Ergebnisse und Einordnung 122

4 Bewertung der Ermüdungsfestigkeit 127
4.1 Einführung 127
4.2 Nennspannungsbasierte, globale Bewertung 128
4.2.1 Differenzierung nach dem Schweißverfahren 128
4.2.2 Laserstrahlgeschweißte Stumpfstöße 128
4.2.3 Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Stumpfstöße 134
4.3 Kerbspannungsbasierte, lokale Bewertung 139
4.3.1 Grundlagen und durchgeführte Analyse 139
4.3.2 Modellbildung, Randbedingungen und Werkstoffkennwerte 139
4.3.3 Bewertungsansätze 142
4.3.4 Ergebnisse der Kerbspannungsberechnungen 144
4.3.5 Einfluss einzelner Geometriegrößen 150

4.4 Kerbdehnungsbasierte, lokale Bewertung 154
4.4.1 Grundlagen und durchgeführte Analyse 154
4.4.2 Zyklisches Werkstoffverhalten 155
4.4.3 Ermittlung der Kerbbeanspruchung unter Anwendung eines Kerbnäherungsverfahrens 157
4.4.4 Ermittlung der Kerbbeanspruchung auf Grundlage einer elastisch-plastischen FE-Berechnung 158
4.4.5 Auswertung und Bewertung der Kerbbeanspruchung 160
4.4.6 Zusammenfassung der kerbdehnungsbasierten Bewertung 166
4.5 Gegenüberstellung und Bewertung der Konzepte 167

5 Entwicklung einer Methode zur Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit 171
5.1 Einführung 171
5.2 Verfahren zur Kalibrierung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie 172
5.3 Anwendung auf die Fragestellung: Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit 178

6 Bemessungsempfehlungen 185
6.1 Übersicht 185
6.2 Nennspannungskonzept 185
6.3 Kerbspannungskonzept 190

7 Zusammenfassung und Ausblick 195
7.1 Zusammenfassung 195
7.2 Ausblick 198

Literaturverzeichnis 201

Anhang

A Probekörperdokumentation 215
A.1 Schweißparameter 215
A.2 Probekörperabmessungen 219

B Versuchsergebnisse 221
B.1 Quasi-statische Querzugversuche 221
B.2 Schwingversuche an Kleinprüfkörpern 223
B.3 Schwingversuche an Großbauteilen 239
B.4 Dehnungsgeregelte Schwingversuche an Grundwerkstoffproben [Mel+21] 240

C Numerische Untersuchungen 243
C.1 Quasi-statische Querzugversuche 243
C.2 Eingangsparameter der FE-Modelle 245
D Elastisch-plastische Kerbbeanspruchung 247
D.1 Rechnerische Abschätzung des zyklischen Werkstoffverhaltens nach der FKM-Methode 247
D.2 Schädigungsparameter P_{RAM} 248
E Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit 249
E.1 Trilineare Regression 249
E.2 Kalibrierte trilineare DWL aus DV und KV 251
E.3 Zyklische Kennwerte aus der trilinearen Regression mit festen Neigungen 255
F Bemessungsempfehlungen 257
F.1 Berücksichtigung der Zusatzbeanspruchung infolge Exzentrizität 257

Abkürzungen und Symbole

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Erläuterung
ACC	Werkstoffzustand: beschleunigt gekühlt (engl.: Accelerated Cooling)
Al	Chemisches Element: Aluminium
AR	Werkstoffzustand: ungeglüht (engl.: As Rolled)
B	Chemisches Element: Bor
BlK	Blechkante
BG	Bewertungsgruppe der Schweißnaht (bspw. nach [DIN EN ISO 5817])
C	Chemisches Element: Kohlenstoff
Cr	Chemisches Element: Chrom
Cu	Chemisches Element: Kupfer
DMS	Dehnungsmessstreifen
DQ	Werkstoffzustand: direktgehärtet (engl.: Direct Quenched)
DV	Dehnungsgeregelter Schwingversuch
DWL	Dehnungswöhlerlinie
GW	Grundwerkstoff
ICHAZ	Interkritische Wärmeeinflusszone: $Ac_3 \geq T_{max} \geq Ac_1$ (engl.: Intercritical Heat-Affected Zone)
KV	Kraftgeregelter Schwingversuch
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
MAG	Metall-Aktivgas-Schweißen
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
Mn	Chemisches Element: Mangan
Mo	Chemisches Element: Molybdän
N	Werkstoffzustand: normalgeglüht ($T > Ac_1$); auch chemisches Element: Stickstoff
Nb	Chemisches Element: Niob
Ni	Chemisches Element: Nickel
P	Chemisches Element: Phosphor
PT	Farbeindringprüfung (engl.: Penetrant Test)
Q	Werkstoffzustand: gehärtet (engl.: Quenched)

Abkürzung	Erläuterung
QST	Werkstoffzustand: gehärtet und selbstangelassen (engl.: Quenched & Self Tempered)
QT	Werkstoffzustand: vergütet (engl.: Quenched & Tempered)
RI	Rissinitiierung
RT	Durchstrahlprüfung (engl.: Radiographic Test)
S	Chemisches Element: Schwefel
SCHAZ	Unterkritische Wärmeeinflusszone: $T_{max} < Ac_1$ (engl.: Subcritical Heat-Affected Zone)
Si	Chemisches Element: Silizium
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
SNO	Schweißnahtoberseite
SNU / SNW	Schweißnahtunterseite bzw. Schweißnahtwurzel
T	Werkstoffzustand: angelassen (engl.: Tempered)
Ti	Chemisches Element: Titan
TM	Werkstoffzustand: thermomechanisch gewalzt
triDWL	Trilineare Dehnungswöhlerlinie
UCHAZ	Überkritische Wärmeeinflusszone: $T_{So} \geq T_{max} \geq Ac_3$ (engl.: Upper Critical Heat-Affected Zone)
UML	Uniform Material Law (vgl. [BoSe87, BäSe90])
V	Chemisches Element: Vanadium
VT	Sichtprüfung (engl.: Visual Test)
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen
WPS	Schweißanweisung (engl.: Welding Procedure Specification)
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfung
ZSDK	Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

Symbolverzeichnis

Symbol	Erläuterung	Einheit
A	Bruchdehnung	%
Ac_1	Temperatur bei Beginn der Austenitbildung (bei Erwärmung)	°C
Ac_3	Endtemperatur der Ferrit- zu Austenitumwandlung	°C
A_g	Gleichmaßdehnung	%
b	Schweißnaht- bzw. Wurzelbreite an der Unterseite; auch: zyklischer Schwingfestigkeitsexponent	mm; -

Symbol	Erläuterung	Einheit
B	Schweißnahtbreite an der Oberseite	mm
b_1, b_2, b_3	Zyklischer Schwingfestigkeitsexponent (Bereich: 1, 2, 3)	-
c	Zyklischer Duktilitätsexponent	-
D	Schadenssumme, Gesamtschädigung	-
d_e, d_f	Taillendurchmesser des einfallenden bzw. fokussierten Strahls	mm
D_i	Teilschädigung (für die i-te Hysterese)	-
d_L	Durchmesser des Strahls auf der Linse	mm
d_0	Strahltaillendurchmesser	mm
e	Exzentrizität	mm
E	Elastizitätsmodul	GPa
f	Prüffrequenz; auch: Brennweite der Fokussierlinse	Hz; mm
h	Nahtüberhöhung an der Unterseite bzw. Wurzelüberhöhung	mm
H	Nahtüberhöhung an der Oberseite	mm
h_k	Tiefe einer Wurzelkerbe	mm
H_k	Tiefe einer Einbrandkerbe (an der Oberseite)	mm
k	Skalierungsfaktor für Schädigungsparameter (P_ε, P_{RAM})	-
K'	Zyklischer Verfestigungskoeffizient	MPa
k_f	Kerbwirkungszahl	-
k_m	Spannungsvergrößerungsfaktor zur Berücksichtigung des Versatzes der verschiedenen Bauteile (vgl. [Hobb16])	-
k_t	Kerbformzahl	-
KV	Kerbschlagarbeit im Charpy-Kerbschlagbiegeversuch (hier: Probe mit V-Kerb)	J
l_e	Einspannlänge der Probe in der Prüfmaschine	mm
L_0	Anfangsmesslänge im Zugversuch	mm
m, m_2	Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden (Bereich 2)	-
M, M_σ	Mittelspannungsempfindlichkeit	-
M_E	Tangentenmodul: Steigung im elastischen Teil der Spannungs-Dehnungs-Kurve	GPa
M_s	Martensitstarttemperatur	°C
m_{var}	Variable Neigung der Zeitfestigkeitskurve (Auswertung mit freier Neigung)	-
m_1	Neigung der Kurzzeitfestigkeitsgeraden (Bereich 1)	-
M^2	Beugungsmaßzahl (vgl. Gl. 2.2)	-
m_3	Neigung der Langzeitfestigkeitsgeraden (Bereich 3)	-
n'	Zyklischer Verfestigungsexponent	-

Symbol	Erläuterung	Einheit
N	Schwingspielzahl	-
N_A	Schwingspielzahl bei technischem Anriss	-
N_B	Bruchschwingspielzahl	-
N_c	Bezugsschwingspielzahl der Ermüdungsfestigkeit bei $2 \cdot 10^6$	-
N_G	Grenzschwingspielzahl, Übergang Zeit- / Langzeitfestigkeit	-
$N_Ü$	Übergangsschwingspielzahl – Abgrenzung des Kurzzeit- vom Zeitfestigkeitsbereich (vgl. Kapitel 5)	-
N_V	Versagensschwingspielzahl	-
o	Kantenversatz (unplanmäßig)	mm
P	Leistung, Laserleistung; auch: Schädigungsparameter	W; MPa
$P_{c,mvar}$	Charakteristischer Schädigungswert bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen für eine variable Neigung der Zeitfestigkeitskurve	MPa
P_i	Parameter, in Abschnitt 4.3 Geometriegröße der Schweißnaht	*(var.)*
P_{RAM}	Schädigungsparameter, vgl. Anhang D.2	MPa
P_{SWT}	Schädigungsparameter nach Smith-Watson-Topper [Smi+70]	MPa
$P_Ü$	Überlebenswahrscheinlichkeit	%
P_ε	Schädigungsparameter nach [Wern99]	MPa
r	Schweißnaht- bzw. Wurzelübergangsradius	mm
R	Spannungsschwingbreiten- bzw. Amplitudenverhältnis	-
$r_{B,min}$	Mindestbiegeradius (Angabe für die Kaltumformung)	mm
R_e	Verformungs- bzw. Fließgrenze	MPa
R^*_e	Verformungsgrenze in Abhängigkeit des Spannungsschwingbreitenverhältnisses R (vgl. Gl. 2.7)	MPa
R_m, $R_{m,w}$	Quasi-statische Zugfestigkeit bzw. Querzugfestigkeit	MPa
$R_{m,nom}$	Nominelle statische Zugfestigkeit nach Regelwerk	MPa
R^*_m, $R^*_{m,w}$	Maximale Spannungsschwingbreite bezogen auf die Zugfestigkeit bzw. Querzugfestigkeit in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R	MPa
$R_{p0,2}$	Quasi-statische 0,2 %-Dehngrenze (nominelle Streckgrenze)	MPa
r_{real}	Realer Kerbradius	mm
r_{ref}	Ersatzkerbradius	mm
R_ε	Dehnungsschwingbreitenverhältnis	-
S	Mikrostützwirkungsfaktoren (vgl. [Neub68])	-
SCF	Spannungskonzentrationsfaktor (engl.: Stress Concentration Factor)	-
SPP	Strahlparameterprodukt (vgl. Gl. 2.1)	mm mrad
t, t_1, t_2, t_i	Blechdicke (Blech: 1, 2, i)	mm

Symbol	Erläuterung	Einheit
T	Temperatur	°C
t_e	Futterblechdicke, bspw. zur Kompensation des einseitigen Blechdickensprungs in der Prüfmaschine	mm
T_{Li}	Liquidustemperatur (alle Phasen flüssig)	°C
T_{max}	Maximale Aufheiztemperatur bzw. Spitzentemperatur	°C
T_{So}	Solidustemperatur (Beginn der Bildung flüssiger Phasen)	°C
T_σ	Streuspanne (vgl. Gl. 3.1)	-
T_0	Vorwärmtemperatur	°C
$t_{8/5}$	Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C	s
z_e, z_f	Abstand der Taille des einfallenden bzw. des fokussierten Strahls zur Linse	mm
z_R, $z_{R,e}$, $z_{R,f}$	Rayleighlänge (einfallender bzw. fokussierter Strahl)	mm
β	Winkelversatz	°
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite	MPa
$\Delta\sigma_c$	Kerbfall, Bezugswert der Ermüdungsfestigkeit bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen, charakteristische Ermüdungsfestigkeit	MPa
$\Delta\sigma_{c,mvar}$	Charakteristische Ermüdungsfestigkeit bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen für variable Neigung der Zeitfestigkeitskurve	MPa
$\Delta\sigma_{eff}$	Effektive Spannungsschwingbreite im Kerbbereich (vgl. Abschnitt 2.4.4)	MPa
$\Delta\sigma_{k,no}$	Auf $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspiele normierte Kerbspannungsschwingbreite (wenn nichts anderes angegeben: unter Annahme einer festen Neigung von $m = 3$)	MPa
$\Delta\sigma_{k,1}$	Betragsmäßig größte im Kerbgrund wirkende Hauptspannungsschwingbreite	MPa
$\Delta\sigma_n$	Spannungsschwingbreite bezogen auf die Nennspannung	MPa
$\Delta\sigma_{N=1000}$	Stützstelle der elastischen DWL bei 10^3 Schwingspielen	MPa
$\Delta\sigma_{PÜ=10\%}$	Ermüdungsfestigkeit für eine Überlebenswahrscheinlichkeit (hier: 10 %), bezogen auf eine Gauß-Verteilung	MPa
$\Delta\sigma_Ü$	Übergangsspannungsschwingbreite – Abgrenzung des Kurz- vom Zeitfestigkeitsbereich (vgl. Kapitel 5)	MPa
θ	Divergenzwinkel (vgl. Abschnitt 2.2.2)	mrad
θ_e, θ_f	Divergenzwinkel des einfallenden bzw. fokussierten Strahls	mrad
λ	Wellenlänge (vgl. Abschnitt 2.2.2)	µm
ν	Querkontraktionszahl	-
ε_a, $\varepsilon_{a,t}$	Dehnungsamplitude (Gesamtdehnungsamplitude)	-
$\varepsilon_{a,ä}$	Schadensäquivalente Dehnungsamplitude ($R = -1$)	-

Symbol	Erläuterung	Einheit
$\varepsilon_{a,el}$	Elastischer Anteil der Dehnungsamplitude	-
$\varepsilon_{a,pl}$	Plastischer Anteil der Dehnungsamplitude	-
ε'_f	Zyklischer Duktilitätskoeffizient	-
ε_k	Kerbdehnung	-
$\varepsilon_{k,1}$	Betragsmäßig größte im Kerbgrund wirkende Hauptdehnung	-
ε_m	Mitteldehnung	-
ε_{max}	Maximale Dehnung (Oberdehnung)	-
ρ^*	Ersatzstrukturlänge	mm
σ_a	Spannungsamplitude	MPa
$\sigma_{a,ä}$	Schadensäquivalente Spannungsamplitude (R = -1)	MPa
$\sigma_{a,0}$	Referenzspannungsamplitude – Stützstelle der elastischen DWL bei 10^3 Schwingspielen und R = -1	MPa
σ_{eff}	Effektive Spannung im Kerbbereich (vgl. Abschnitt 2.4.4)	MPa
σ'_f	Zyklischer Schwingfestigkeitskoeffizient	MPa
σ'_{f1}, σ'_{f2}, σ'_{f3}	Zyklischer Schwingfestigkeitskoeffizient (Bereich: 1, 2, 3)	MPa
σ_k	Kerbspannung	MPa
$\sigma_{k,1}$	Betragsmäßig größte im Kerbgrund wirkende Hauptspannung	MPa
σ_m	Mittelspannung	MPa
σ_{max}	Maximale Spannung (Oberspannung)	MPa
σ_n	Nennspannung bzw. Spannung im Nennquerschnitt	MPa
σ_o	Oberspannung	MPa
σ_s	Strukturspannung	MPa
σ_u	Unterspannung	MPa
Φ	Nahtneigungswinkel (Hilfsparameter vgl. Tabelle 4.3)	°
ω	Nahtflankenwinkel an der Unterseite bzw. wurzelseitig; auch: Kerböffnungswinkel	°; °
Ω	Nahtflankenwinkel an der Oberseite,	°
$\int A$	Integrale Bruchdehnung (bezogen auf den inhomogenen Bereich der Schweißzone, integriert über die Messlänge)	%
$\int A_g$	Integrale Gleichmaßdehnung (bezogen auf den inhomogenen Bereich der Schweißzone, integriert über die Messlänge)	%
$\int m_k$	Integrales Tangentenmodul (bezogen auf den inhomogenen Bereich der Schweißzone, integriert über die Messlänge)	GPa
$\int R_{p0,2}$	Integrale 0,2 %-Dehngrenze (bezogen auf den inhomogenen Bereich der Schweißzone, integriert über die Messlänge)	MPa

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT). Zum Gelingen dieser Arbeit haben zahlreiche Personen beigetragen, denen ich an dieser Stelle herzlich danken möchte.

An erster Stelle möchte ich mich bei meinem Doktorvater, Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer, für das entgegengebrachte Vertrauen, die Möglichkeit zur Promotion und die andauernde Unterstützung bedanken. Während meiner Zeit als Mitarbeiter an seinem Institut erhielt ich u. a. wertvolle Einblicke in die Werkstoff- und Bauteilprüfung. Die experimentelle Herangehensweise an wissenschaftlich komplexe Fragestellungen begeistert mich nach wir vor und bildet die Grundlage dieser Arbeit.

Für das Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Korreferats möchte ich Frau Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann (Institut für Konstruktion und Entwurf, Universität Stuttgart) ganz herzlich danken. Herrn Prof. Dr.-Ing. Philipp Dietsch danke ich für die Übernahme des Vorsitzes sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Dehn für die Mitwirkung an meiner Doktorprüfung.

Meinen Kollegen an der Versuchsanstalt Stahl, Holz und Steine danke ich für die schöne gemeinsame Zeit und die stets konstruktive Arbeitsatmosphäre. Besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Philipp Weidner für die inhaltlichen Diskussionen sowie die kritische Durchsicht meiner Arbeit. Herrn Dr.-Ing. Peter Knödel danke ich für die hilfreichen Ratschläge, besonders zu Beginn meiner wissenschaftlichen Laufbahn.

Darüber hinaus gilt mein Dank den Kranbauern und den zahlreichen Teilnehmern des FOSTA Workshops Kranbau für den wertvollen Input aus der Praxis sowie für die umfangreiche Bereitstellung von Probekörpern. Den Wissenschaftlern am Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit (LBF) danke ich für die besonders gelungene Zusammenarbeit im FOSTA-Forschungsprojekt P 1203 „KranlaSt“. Ferner gilt mein Dank den zahlreichen Wegbegleitern aus anderen Projekten, die meinen Arbeitsalltag während meiner Zeit am Institut bereichert haben.

Mein größter Dank gilt meiner Familie und meinen Freunden. Meinen Eltern Martina und Hermann danke ich für die außergewöhnliche Förderung und ihren Rückhalt sowie dafür, dass sie mir diesen Ausbildungsweg ermöglicht haben. Besonders meiner Frau Anne danke ich für die liebevolle Unterstützung und Motivation sowie für ihre Geduld.

Karlsruhe, im Oktober 2024

1 Einleitung

1.1 Ausgangssituation und Problemstellung

Im Mobilkranbau, Spezialfahrzeugbau sowie weiteren verwandten Branchen mit höchsten Anforderungen an die Tragfähigkeit bei gleichzeitig geringem Eigengewicht der Tragstrukturen kommen zunehmend höchst- und ultrahochfeste Feinkornbaustähle zum Einsatz. Die damit verbundenen Ressourcen- bzw. Eigengewichtseinsparungen können direkt zur Steigerung der Nutzlast oder zur Reduktion des Gesamtgewichts genutzt werden. Letzteres ist in den meisten Fällen regulatorisch beschränkt, weshalb Leichtbaupotenziale optimal ausgenutzt werden müssen. So richtet sich beispielsweise im Mobilkranbau das Gesamtgewicht des Fahrwagens nach der in Deutschland maximal zulässigen Achslast von 12 t [KiHa15] und einer maximalen Achsanzahl von zehn Achsen (Ausnahmegenehmigung nach § 70 [StVZO]). Branchen wie der Mobilkranbau sind daher seit jeher Innovationstreiber beim Einsatz und bei der Verarbeitung hochfester Stahlwerkstoffe. Bereits heute werden im modernen Mobilkranbau zunehmend ultrahochfeste Feinkornbaustähle, also Baustähle mit nominellen Streckgrenzen über 960 MPa, sowohl im Teleskopausleger als auch im Unterwagen eingesetzt (vgl. Abbildung 1.1).

Abbildung 1.1: Moderner Mobilkran mit Teleskopausleger aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen [Lieb23]

Die Entwicklungen der letzten Jahrzehnte im Mobilkranbau, die zum Einsatz von Feinkornbaustählen mit Streckgrenzen über 960 MPa beigetragen haben, sind u. a. in [Ham+00], [HaHe13], [KiHa15] und [Ker+22] dokumentiert. Andere Branchen wie der allgemeine Kranbau, weitere Hebezeughersteller, Produzenten von LKW-Aufliegern, der Land- und Baumaschinenbau und nicht zuletzt das Bauwesen profitieren von den Innovationen im Mobilkranbau. Die hierbei eingesetzten ultrahochfesten Blechhalbzeuge grenzen sich insbesondere durch die größeren Blechdicken von den Feinblechhalbzeugen der Automobilindustrie ab. Da die ultrahochfesten Feinkornbaustähle der Festigkeitsklassen S1100 und S1300 derzeit nicht normativ geregelt sind, werden seitens der Stahlhersteller unterschiedliche Ansätze hinsichtlich der Legierungskonzepte und der Herstellverfahren verfolgt, um die hohen Festigkeiten zu erzielen. So können sich die verschiedenen Stahlprodukte im Lieferzustand bezüglich der mechanischen Eigenschaften zwar ähneln, nach der Weiterverarbeitung, insbesondere einer nachträglichen Wärmeeinbringung, ist diese Vergleichbarkeit jedoch nicht mehr zwingend sichergestellt.

Aufgrund werkstoffspezifischer Besonderheiten der verschiedenen, aktuell am Markt verfügbaren ultrahochfesten Feinkornbaustähle stellt das thermische Fügen höchste Anforderungen an die Schweißverfahren und an die verarbeitenden Betriebe. Gegenwärtig limitieren die Schweißverbindungen dieser Werkstoffe die Beanspruchbarkeit der komplexen Tragkonstruktionen, sowohl gegenüber statischen als auch wechselnden Beanspruchungen, maßgeblich. Aufgrund zahlreicher Vorteile, wie der deutlich reduzierten sowie lokal konzentrierten Wärmeeinbringung, der großen Einschweißtiefe und der hohen Reproduzierbarkeit, zeigen das Laserstrahlschweißen und das Laserstrahl-Metallschutzgas-Hybridschweißen großes Potenzial in diesem Anwendungsgebiet (vgl. u. a. [Sey+18b]). Derzeit wird das Laserstrahlschweißen im Mobilkranbau nur in Sonderanwendungen, wie bspw. beim thermischen Fügen der bis zu 15 m langen Teleskopauslegersegmente, eingesetzt (vgl. [Lutz14]). Hierbei werden die beiden zuvor kaltumgeformten Halbschalen mit voll durchgeschweißten Längsnähten (vgl. Abbildung 1.2) verbunden. Typischerweise erfolgt mittlerweile die Ausführung einlagig mit dem Laserstrahl-Metallschutzgas-Hybridschweißverfahren. Derzeit werden jedoch Schweißnähte in höher beanspruchten Bereichen, wie bspw. eine querverlaufende Stumpfnaht mit Blechdickensprung in der wechselnd biegezugbeanspruchten Oberschale (vgl. Abbildung 1.2), gemieden. In der Fertigungsbreite wird noch immer häufig das konventionelle Metallaktivgasschweißen (MAG-Schweißen) eingesetzt. Fehlende Erfahrungswerte und Kenntnisse über Fertigungs- und Schweißprozesseinflüsse sowie noch nicht ausgenutzte Optimierungspotenziale der Laserstrahlfügeverfahren im Zusammenhang mit den bisher nicht normativ geregelten Grundwerkstoffen sind hierfür wesentliche Gründe.

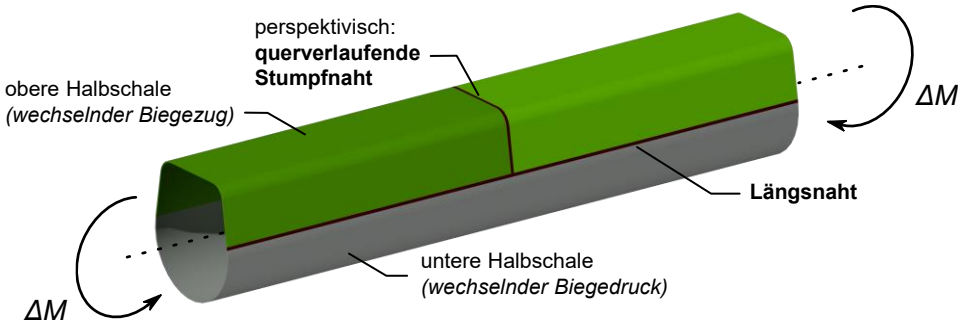


Abbildung 1.2: Anwendungspotenzial von Laserstrahlschweißungen am Beispiel des Teleskopauslegers

Die Ausnutzung von Leichtbaupotenzialen beim Einsatz von höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen erfordert eine Anpassung bzw. Optimierung der Konstruktion. Gewichtseinsparungen oder Traglaststeigerungen der Bauteile werden häufig durch eine Reduktion der Blech- bzw. Wanddicken erzielt. Bei der Auslegung rücken dadurch andere Versagensmechanismen in den Vordergrund. Neben einem potenziellen Stabilitätsversagen bei statischer Beanspruchung, betrifft dies insbesondere ein Ermüdungsversagen im meist durch wechselnde Beanspruchungen geprägten Betriebszustand. Ermüdungskritisch werden dann häufig Schweißverbindungen aufgrund der spezifischen Besonderheiten, wie hohe Kerbschärfe und Zugeigenspannungen im Nahtbereich. Die gängigen Bemessungskonzepte sind überwiegend an Schwingversuchen kalibriert, jedoch für laserstrahl- und laserhybridgeschweißte Verbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen noch nicht hinreichend validiert. Darüber hinaus bedarf es für eine sichere und wirtschaftliche Auslegung der Bauteile einer präzisen Beschreibung der Anwendungsgrenzen dieser primär auf den Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich abzielenden Bemessungskonzepte. Für die typischerweise bei hohen bis sehr hohen Beanspruchungshorizonten eingesetzten Schweißverbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen ist die Abgrenzung zum Kurzzeitfestigkeitsbereich, welcher durch andere Versagensmechanismen geprägt ist, von besonderer Relevanz.

1.2 Zielsetzung

Im gesetzlich geregelten Bereich fordern die gängigen Regelwerke (vgl. u. a. [DIN EN 1993-1-9] und [DIN EN 13001-3-1]) Festigkeitsnachweise, welche im Hinblick auf Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) bisher unzureichend experimentell abgesichert sind. Unter Berücksichtigung der grundwerkstoff- und schweißverfahrensspezifischen Besonderheiten soll die vorliegende Arbeit einen Beitrag zum sicheren Einsatz dieser Schweißverbindungen leisten. Im Detail sollen nachfolgende wissenschaftlich-technische Ergebnisse erzielt werden:

- Beleg der *praxistauglichen Anwendbarkeit* der Fügeverfahren für typische Konstruktionsdetails aus dem Mobilkranbau und Definition der hierfür notwendigen Randbedingungen, wie Nahtvorbereitung, Schweißparameter etc.
- *Experimentelle Charakterisierung* der wesentlichen Merkmale der Schweißverbindungen auf Grundlage zerstörungsfreier Prüfungen, der Metallurgie und Härteverteilung in der Schweißzone sowie der quasi-statischen Eigenschaften

Mit Schwerpunkt auf dem Ermüdungsverhalten der Fügeverbindungen sollen folgende Ergebnisse erzielt werden:

- *Bewertung des Ermüdungsverhaltens* anhand experimenteller und numerischer Untersuchungen an praxisrelevanten Konstruktionsdetails
- Anwendung, Validierung und *Anpassung der relevanten Bemessungskonzepte* sowie Identifikation *ermüdungskritischer Einflüsse* auf die Verbindungen
- Anpassung bzw. Erweiterung der Anwendungsgrenzen des Nennspannungskonzepts für sehr hohe Beanspruchungshorizonte und *Abgrenzung des* durch andere Versagensmechanismen geprägten *Kurzzeitfestigkeitsbereichs*

1.3 Aufbau der Arbeit

Der Aufbau und die Gliederung der Arbeit sind nachfolgend beschrieben und in Abbildung 1.3 zusammengefasst:

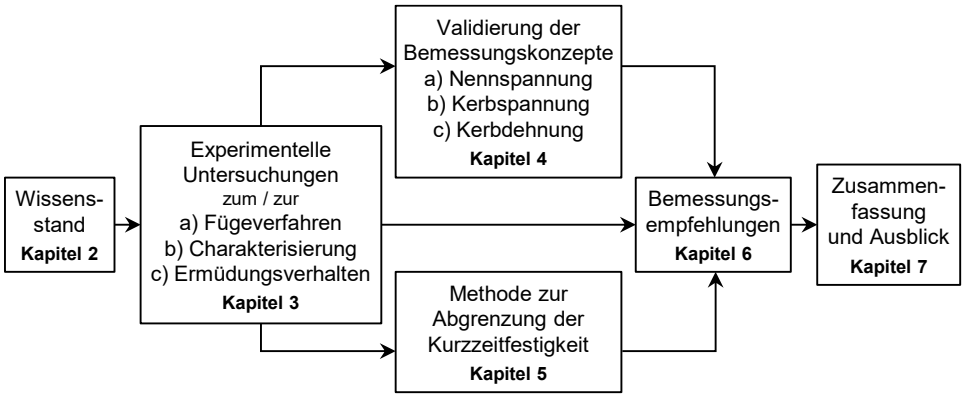


Abbildung 1.3: Aufbau und Gliederung der Arbeit

Kapitel 2 fasst den aktuellen Wissensstand zu den zentralen Schwerpunkten dieser Arbeit zusammen. Wesentliche Merkmale der hochfesten Feinkornbaustähle sowie die hier relevanten Herstellrouten – konventionelles Flüssigvergüten und thermomechanisches Walzen – werden gegenübergestellt. Mit Fokus auf diesen Grundwerkstoffen wird sowohl das Laserstrahlschweißen als auch das Laserhybridschweißen, als Kopplung der Verfahren Laserstrahl- und Metallschutzgasschweißen, eingeführt. Das Ermüdungsverhalten der Schweißverbindungen steht im Zentrum dieser Arbeit, weshalb zunächst auf die Grundlagen des Ermüdungsversagens und die Beschreibung der Ermüdungsfestigkeit eingegangen wird. Fortfolgend werden die wesentlichen Einflüsse auf die Ermüdung von Schweißverbindungen beschrieben. Im Hinblick auf die Auslegung wird auf die relevanten globalen und lokalen Bemessungskonzepte eingegangen sowie die hier offenen Fragestellungen und der Forschungsbedarf aufgezeigt.

In *Kapitel 3* sind die durchgeführten experimentellen Untersuchungen zusammengetragen. Ausgehend von einer kurzen Analyse der verwendeten höchst- und ultrahochfesten Grundwerkstoffe werden zunächst die Schweißversuche und die dabei erzielten Ergebnisse beschrieben. Anschließend werden die wesentlichen Merkmale der Fügeverbindungen herausgearbeitet. Die Charakterisierung umfasst zerstörungsfreie Prüfungen zur Bewertung der Schweißnahtqualität, Analysen von Metallurgie und Härteverteilung in der Schweiß-

zone sowie die Ermittlung der quasi-statischen mechanischen Eigenschaften durch Querzugversuche. Nachfolgend werden die Ermüdungsversuche an Kleinprüfkörpern zu den Konstruktionsdetails Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung sowie zur aufgeschweißten Längssteife vorgestellt. Kapitel 3 schließt mit der Konzipierung, Durchführung und Auswertung von Ermüdungsversuchen an Großbauteilen zur Validierung der Kleinprüfkörper. Die Großbauteile entsprechen einem repräsentativen Ausschnitt des Teleskopauslegers. Aufgrund des analog zur Praxis gewählten Fertigungsablaufs der Großbauteile werden zahlreiche Fertigungseinflüsse hier implizit mitberücksichtigt.

Kapitel 4 widmet sich der Bewertung der Ermüdungsfestigkeit sowohl unter der Anwendung nennspannungsbasierter, globaler als auch kerbspannungs- und kerbdehnungsbasierter, lokaler Bewertungsmethoden. Für die Kerbfalleinstufung nach dem Nennspannungskonzept werden die eigenen Ermüdungsversuchsergebnisse durch Literaturdaten ergänzt. Die verbreiteten Ansätze zum Kerbspannungskonzept werden für die vorliegenden Schweißverbindungen überprüft, ggfs. angepasst und zur Identifikation ermüdungsrelevanter Schweißnahtunregelmäßigkeiten herangezogen. Unter Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens hat sich für Schweißverbindungen bisher noch keine einheitliche, kerbdehnungsbasierte Vorgehensweise etabliert. Daher werden verschiedene Ansätze erprobt, gegenübergestellt und für den vorliegenden Anwendungsfall hinsichtlich der Treffsicherheit bei der Lebensdauervorhersage bewertet.

In *Kapitel 5* wird auf Grundlage einer integralen Betrachtung der Schweißzone eine Methode zur Differenzierung von Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich entwickelt. Das Verfahren basiert auf einer kombinierten Auswertung von kraft- und dehnungsgeregelten Schwingversuchen an Kerbdetailproben zur Herleitung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie. Anhand der trilinearen Dehnungswöhlerlinie wird ein Abgrenzkriterium zwischen Kurzzeit- und Zeitfestigkeit hergeleitet.

Kapitel 6 bündelt die Ergebnisse der vorhergehenden Abschnitte. Zur nennspannungs- und kerbspannungsbasierten Auslegung von laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen werden angepasste Bemessungsempfehlungen vorgestellt.

Kapitel 7 fasst zunächst die durchgeführten Arbeiten und die wesentlichen Ergebnisse zusammen. Abschließend erfolgt ein Ausblick auf die noch offenen Fragestellungen sowie auf den sich im Rahmen dieser Arbeit ergebenden zukünftigen Forschungsbedarf.

2 Wissensstand

2.1 Hochfeste Feinkornbaustähle

2.1.1 Charakterisierung der Stahlwerkstoffe

Feinkornbaustähle zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Schweißeignung aus. Charakteristisch ist das sehr feinkörnige Werkstoffgefüge, welches durch spezielle Legierungskonzepte und spezifische Herstellprozesse erzielt wird. Feinkornbaustähle sind teilweise in der Normenreihe DIN EN 10025 als „warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen“ geregelt. Baustähle mit höheren Streckgrenzen werden hier nach der Herstellart eingruppiert. Teil 6 (vgl. [DIN EN 10025-6]) regelt Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand bis nominellen Mindeststreck- bzw. 0,2 %-Dehngrenzen von 960 MPa. Neben der Festigkeitsklasse wird die Bezeichnung dieser Werkstoffe in Abhängigkeit der Prüftemperatur im geforderten Kerbschlagbiegeversuch mit Q (-20 °C), QL (-40 °C) und QL1 (-60 °C) ergänzt. Gängige Werkstoffbezeichnungen sind S690QL, S890QL und S960QL.

Teil 4 (vgl. [DIN EN 10025-4]) regelt thermomechanisch gewalzte, schweißgeeignete Feinkornbaustähle, derzeit bis zur Festigkeitsklasse S500M bzw. nominellen Streckgrenzen bis 500 MPa. Darüber hinaus sind thermomechanisch gewalzte Flacherzeugnisse mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen bis zu einer Streckgrenze von 960 MPa nach [DIN EN 10149-2] geregelt. Der Fokus dieser Normenreihe liegt jedoch auf den Werkstoffeigenschaften für das Kaltumformen. Nach den Ausführungen in [DIN EN 10149-1] sind die Sorten S900MC und S960MC nicht uneingeschränkt schweißgeeignet.

Zur Eingruppierung der verschiedenen hochfesten Feinkornbaustähle gibt es zahlreiche, nicht einheitlich definierte Nomenklaturen. Auf Seiten der Stahlhersteller sind Bezeichnungen wie Advanced High Strength Steel (Abk.: AHSS) oder Ultra High Strength Steel (Abk.: UHSS) anzutreffen, deren Unterteilung meist anhand der nominellen Zugfestigkeit erfolgt. Einheitliche Abstufungen fehlen und werden seitens der Stahlhersteller häufig individuell festgesetzt. Auf Seiten der Anwender und insbesondere im deutschsprachigen Raum ist, wie bspw. in [Mel+15, Hra+15, Hrab19] dokumentiert, mittlerweile eine Einteilung der Feinkornbaustähle auf Grundlage der Mindeststreckgrenze verbreitet:

- *Höchstfeste Feinkornbaustähle*
  Mindeststreckgrenze von 700 MPa bis 960 MPa

- *Ultrahochfeste Feinkornbaustähle*
  Mindeststreckgrenze größer 960 MPa

Die damit verbundene Abgrenzung der Festigkeitsklassen S1100 und S1300 erscheint zweckmäßig, da genau diese Werkstoffe derzeit nicht normativ geregelt sind. Folglich obliegt hier die Wahl der Herstellart den Stahlherstellern selbst. Verbindlich sind nur die Herstellerangaben (bspw. [SSAB14], [Thys18] oder [Voes21]), die sich in erster Linie auf den Auslieferungszustand der Halbzeuge beziehen. Eine Vergleichbarkeit zwischen den wenigen, derzeit am Markt verfügbaren ultrahochfesten Halbzeugen ist so nicht immer gegeben. Diese rückt aber vor allem bei der Weiterverarbeitung, bspw. beim thermischen Fügen oder dem Kaltumformen, in den Fokus.

Grundsätzlich lassen sich nur Halbzeuge der gleichen oder zumindest einer vergleichbaren Herstellart direkt miteinander vergleichen. Zur Einordnung sind in Abbildung 2.1 die verschiedenen Herstellrouten von Stahlwerkstoffen schematisch dargestellt. Konventionelle Walzverfahren (Abbildung 2.1 – Normalwalzen) grenzen sich von den zunehmend verbreiteten thermomechanischen Walzverfahren in erster Linie durch die deutlich höhere Endwalztemperatur ab. Diese liegt nach [Wirn20] bei ca. 1300 °C, in jedem Fall aber oberhalb der Rekristallisationstemperatur. Bei den konventionellen Verfahren dient der Walzprozess primär zur Formgebung, der Einfluss auf das metallurgische Gefüge ist gering.

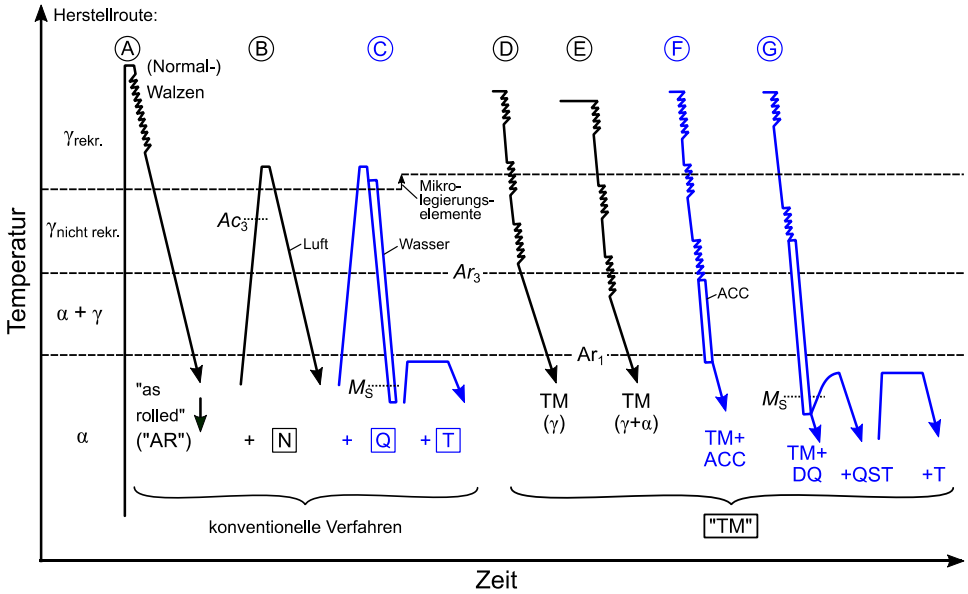


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung verschiedener Stahlherstellrouten auf Grundlage von [StSc01] – für die Festigkeitsklassen ab S960 relevante Herstellrouten blau hervorgehoben

Die denkbar einfachste Herstellroute stellt Route A nach Abbildung 2.1 dar. Nach dem Normalwalzen der Halbzeuge erfolgt lediglich eine undefinierte, nicht weiter spezifizierte Abkühlung, meist an der Luft. So hergestellte Grobbleche können entweder im rudimentären Zustand ungeglüht bzw. „as rolled“ (Abk.: „AR“) ausgeliefert werden oder als Ausgangsprodukt für nachfolgende Wärmebehandlungen dienen. Zur Einstellung definierter Gefügezustände durch Wärmebehandlung sind das Normalglühen (Route B) sowie das Härten bzw. Vergüten (Route C) anzuführen. Beim Normalglühen erfolgt eine Wiedererwärmung oberhalb der Rekristallisationstemperatur und anschließend eine definierte Luftabkühlung (Zustand: „N“). So hergestellte normalgeglühte un- und niedriglegierte Baustähle weisen i. d. R. ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf [StSc01]. Nach konventioneller Walztechnik werden Feinkornbaustähle mit höheren Festigkeiten vor allem durch Härten (engl.: „Quenched“ – Zustand: „Q“), d. h. durch die aufeinanderfolgenden Prozessschritte Austenitisieren und Abschrecken, meist in Wasser, erzielt. Infolge der hohen Abkühlgeschwindigkeit ist das so hergestellte metallurgische Gefüge meist geprägt von Martensit und Bainit [StSc01]. Zur Einstellung definierter mechanischer Eigenschaften, insbesondere der Zähigkeit, kann eine nachfolgende Anlassbehandlung bei moderaten Temperaturen ($T << Ac_1 \approx 720$ °C) erfolgen. Das so durch Vergüten (Zustand: „QT“) eingestellte Gefüge weist gute Zähigkeitseigenschaften bei verhältnismäßig hoher Festigkeiten und Streckgrenze auf.

Forderungen nach höherer Festigkeit bei dennoch guten Zähigkeitseigenschaften und gleichzeitiger Sicherstellung der Schweißeignung haben zur Entwicklung der thermomechanischen Walztechnik geführt. Grundsätzlicher Unterschied zur konventionellen Walztechnik ist, dass der Walzprozess nicht nur zur Formgebung, sondern auch durch eine definierte zeit- und temperaturabhängige Abfolge der einzelnen Walzphasen zur Beeinflussung des metallurgischen Gefüges herangezogen wird. Im Vergleich zum Normalwalzen kann so ein sehr feinkörniges Werkstoffgefüge, das eine hohe Festigkeit und gute Zähigkeitseigenschaften aufweist, hergestellt werden. Der so eingestellte Werkstoffzustand ist, im Gegensatz zu einem konventionell erzeugten Werkstoffgefüge, irreversibel und kann nicht durch eine Wiederholung der Wärmebehandlung wiederhergestellt werden.

Der Oberbegriff TM-Stahl fasst mittlerweile eine Vielzahl verschiedener Herstellrouten, bei denen thermomechanisches Walzen eingesetzt wird, zusammen (vgl. Abbildung 2.1 – Routen D bis G). Grundsätzlich können nur Halbzeuge, die nach der gleichen Herstellroute hergestellt werden, hinsichtlich ihrer mechanischen und insbesondere technologischen Eigenschaften miteinander verglichen werden. Die Routen D und E unterscheiden sich vor allem durch die Temperaturbereiche, innerhalb welcher die einzelnen Walzphasen durchlaufen werden. Sie können nach der Endwalztemperatur – Route D im nicht rekristallisierten γ-Gebiet (Austenit) und Route E im α+γ-Gebiet (Austenit und Ferrit) – unterschieden werden. Bei beiden Routen erfolgt die Abkühlung der Halbzeuge nach der letzten

Walzphase an der Luft. Sowohl nach Route D als auch nach Route E hergestellte Halbzeuge werden i. d. R. im Zustand „TM“ (bspw. S500M nach [DIN EN 10025-4]) ausgeliefert. Auf Seiten der Fertiger ist eine Differenzierung und ggfs. spezifische Anpassung der Fertigungsbedingungen auf die verschiedenen Halbzeuge so nicht mehr möglich.

Höchste Festigkeiten werden auch bei der thermomechanischen Walztechnik nur durch eine beschleunigte Abkühlung, meist mit Wasser, erzielt. Nach dem Endwalzen erfolgt bei Route F eine beschleunigte Abkühlung (engl.: Accelerated Cooling – Abk.: ACC) mit definierter Geschwindigkeit und auf eine definierte Endtemperatur (Zustand: „TM + ACC“). Hierzu ist ein zusätzlicher, speziell für die Abkühlung konzipierter Walzanlagenabschnitt erforderlich. Im Gegensatz dazu erfolgt bei Route G die Abkühlung in vergleichbarer Weise wie beim konventionellen Abschrecken (vgl. Zustand „Q“) schnellstmöglich in Wasser (Zustand: „TM + DQ“). Die Abkürzung „DQ“ steht dabei für direktes Abschrecken bzw. Direkthärten (engl.: „Direct Quenching“) und beschreibt das direkte Abschrecken aus der Walzwärme ohne die Zwischenschritte Abkühlen und Wiedererwärmen (Austenitisieren). Vergleichbar zum konventionellen Vergüten kann zur Einstellung spezifischer mechanischer Eigenschaften und zum Abbau von Eigenspannungen nachfolgend ein gezieltes Anlassen (Zustand: „TM + DQ + T“) erfolgen. Ohne erneutes Wiederwärmen kann außerdem ein moderater Selbstanlasseffekt infolge der vorhandenen Restwärme der Halbzeuge ausgenutzt werden (Zustand: „TM + QST“).

Die in dieser Arbeit im Fokus stehenden Feinkornbaustähle mit nominellen Streckgrenzen ab 960 MPa basieren i. d. R. auf martensitischen bzw. martensitisch geprägten Werkstoffkonzepten. Hierfür relevante Herstellrouten sind in Abbildung 2.1 blau hervorgehoben und lassen sich zum einen in konventionell vergütete und zum anderen in thermomechanisch gewalzte, beschleunigt gekühlte Feinkornbaustähle unterteilen. In jedem Fall spielen die Abkühlbedingungen (Abkühlgeschwindigkeit, Endtemperatur etc.) eine entscheidende Rolle zur Herstellung des spezifischen Werkstoffgefüges sowie der daraus resultierenden mechanischen und technologischen Eigenschaften. Untersuchungen in [Sch+16] zeigen, dass für dieselbe Schmelze sowie gleiche Walzbedingungen nur durch Variation der Endabkühltemperaturen die mechanischen Eigenschaften der Blechhalbzeuge so differenziert eingestellt werden können, dass diese Anforderungen der Festigkeitsklassen von S550 bis S1100 erfüllen.

2.1.2 Hochfeste vergütete Feinkornbaustähle

Die derzeit im Mobilkranbau und verwandten Industriezweigen nach konventioneller Walztechnik hergestellten Feinkornbaustähle mit nominellen Streckgrenzen ab 960 MPa sind wasservergütete, niedriglegierte Baustähle nach Herstellroute C (vgl. Abbildung 2.1) und werden als Grobbleche eingesetzt. Da das konventionelle Walzen (Fertigwalzen bei ca. 1300 °C [Wirn20]) wenig Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Halbzeuge hat, ist das Legierungskonzept bei diesen Werkstoffen von besonderer Bedeutung. Höchst- und ultrahochfeste wasservergütete Feinkornbaustähle zeigen Kohlenstoffgehalte von meist nicht über 0,2 %, selten bis zu 0,25 % (vgl. [SSAB14]), und enthalten Zusätze wie Chrom, Molybdän, Nickel und Vanadium sowie ggfs. weitere Mikrolegierungselemente [Ker+22]. Gleichzeitig wird auf ein möglichst niedriges Kohlenstoffäquivalent geachtet, um eine hohe Schweißeignung der Halbzeuge sicherzustellen. Zur Erzielung eines martensitischen Gefüges beim Härten ist nach [Schu10] die chemische Zusammensetzung bestenfalls so abgestimmt, dass zum einen die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabgesetzt wird, aber zum anderen die Martensitstarttemperatur möglichst hoch bleibt. Nur so kann eine möglichst gleichmäßige Durchhärtung über die Halbzeugdicke, auch bei größeren Blechdicken, sichergestellt werden. Für das Umwandlungshärten sind neben den Abkühlbedingungen insbesondere umwandlungsbehindernde Legierungselemente wie Kohlenstoff, Mangan, Nickel und Bor relevant [Rau+12]. Weitere Festigkeitssteigerung wird unter Verwendung von Ausscheidungshärten, durch die Interaktion der Mikrolegierungselemente Titan, Niob und Vanadium in Verbindung mit Anteilen an Kohlenstoff und Stickstoff erzielt [Kle+05]. Die Anlassbeständigkeit wird durch Karbidbildner, wie Chrom, Molybdän und Vanadium, wiederum in Kombination mit Kohlenstoff verbessert.

Nach dem konventionellen Walzen und vor dem Vergüten liegt aufgrund der niedrigen Abkühlgeschwindigkeit, meist undefiniert an der Luft (Zustand: „AR“), zunächst ein ferritisch-perlitisches Gefüge vor. Durch das Austenitisieren, d. h. Wiedererwärmen oberhalb der Rekristallisationstemperatur, und anschließendem Abschrecken in Wasser wird ein sehr feinkörniges martensitisches Werkstoffgefüge ggfs. mit Bainitanteilen erzielt [Wirn20]. Eine nachfolgende Anlasswärmebehandlung, d. h. erneutes Wiedererwärmen bei moderaten Temperaturen ($T << Ac_1 \approx 720$ °C), kann die Zähigkeitseigenschaften erheblich steigern. Dabei fällt die Festigkeit des angelassenen Martensits nur geringfügig ab. Nach [GuHa15] werden die ultrahochfesten Feinkornbaustähle (Festigkeitsklassen: S1100 und S1300) nur bei geringen Temperaturen oder gar nicht mehr angelassen. Auch die Ausnutzung eines Selbstanlasseffekts aus der Restwärme der Blechhalbzeuge ist möglich (Zustand: „QST“ – vgl. [Sch+16]). Fällt das Anlassen weg, so liegen die Halbzeuge im gehärteten Zustand (Zustand: „Q“) vor. Die komplette Wärmebehandlung (u. a. Temperatur, Haltezeit etc.) fällt in den Verantwortungsbereich des Stahlherstellers, detaillierte Informationen sind für Außenstehende nur schwer zu erhalten.

Der Werkstoffzustand der konventionell durch Flüssigvergüten hergestellten Feinkornbaustähle lässt sich durch Wiederholen der Vergütungsprozessroute wiederherstellen. Bei der Herstellung von komplexen Großbauteilen scheitert dies in der Praxis jedoch bereits an den geometrischen Abmessungen dieser Schweißteile.

2.1.3 Hochfeste thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle

Thermomechanisches Walzen kann, wie bereits beschrieben, zur zusätzlichen Festigkeitssteigerung genutzt werden. Durch gezielte Walzphasen vor, während und nach der Umwandlung, d. h. bei deutlich niedrigeren Temperaturen als beim konventionellen Walzen, entsteht ein sehr energiereiches Gefüge mit zahlreichen Gitterbaufehlern [Schu10]. Die hohe Anzahl an Fehlstellen begünstigt die Entstehung eines sehr feinkörnigen Gefüges. Zudem reduzieren Mikrolegierungselemente, wie Niob und Titan, bereits bei höheren Temperaturen das Kornwachstum [Wirn20]. Für die Herstellung von höchst- und insbesondere ultrahochfesten Feinkornbaustählen reicht thermomechanisches Walzen zur Festigkeitssteigerung allein nicht aus (vgl. [Spi+05]). Vielmehr wird auf eine Kombination verschiedener Methoden, insbesondere auf das Umwandlungshärten bzw. Martensithärten, zurückgegriffen [Rau+12].

Für die im Rahmen dieser Arbeit im Fokus stehenden Blechhalbzeuge und Dickenbereiche wird zunehmend die Prozesstechnik der Warmbandstraße (vgl. [Hei+11]) zur Herstellung von höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustähle genutzt. Zur Erzielung martensitischer bzw. martensitisch geprägter Werkstoffgefüge werden die so hergestellten Halbzeuge durch beschleunigtes Abkühlen direkt gehärtet (Zustand: „DQ“). Hierfür muss die Endabkühltemperatur unterhalb der Martensitstarttemperatur M_s liegen, weshalb die Warmbandstraße mit einem zusätzlichen Anlagenabschnitt zur aktiven Kühlung (vgl. [Hei+11]) der Blechhalbzeuge ausgestattet sein muss. Häufig werden die Blechbänder nach dem Abschrecken auf Coils aufgewickelt, können in Einzelfällen aber auch direkt zu Tafelblechen quergeteilt werden. Durch Aufhaspeln bei moderaten Temperaturen kann die Restwärme des Coils wiederum zum Selbstanlassen genutzt werden (vgl. [Sch+16]). Für die Auslieferung als Tafelblech werden die Blechbänder dann wieder abgehaspelt, gerichtet und quergeteilt. Zum Abbau von Eigenspannungen und zur Einstellung spezifischer mechanischer Eigenschaften kann ggfs. eine finale Anlassbehandlung im Tafelglühofen erfolgen [Son+08]. Durch Wegfall der Vergütung als separate Prozessschritte kann die Wirtschaftlichkeit und Energieeffizienz der Herstellung gesteigert werden [Est+19]. Zudem können die Halbzeuge Vorteile hinsichtlich Ebenheit und Oberflächengüte aufweisen [Ham+00]. Dagegen können die Walzphasen bei niedrigeren Temperaturen zu Anisotropie, wie Zeiligkeit, im metallurgischen Gefüge führen, wodurch insbesondere in Blechdickenrichtung abweichende mechanische Eigenschaften auftreten können.

2.2 Thermisches Fügen von hochfesten Feinkornbaustählen

2.2.1 Grundlagen

Das thermische Fügen ist stets mit einer lokalen, nachträglichen Wärmeeinbringung in die Verbindungspartner verbunden. Bei Stahlwerkstoffen führt der Erwärmungs- und anschließende Abkühlungszyklus zu einer lokalen Beeinflussung des metallurgischen Gefüges und einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften im Vergleich zum Grundwerkstoff. Vereinfacht kann die Wärmeeinwirkung durch die Parameter Spitzentemperatur und Einwirkzeit quantifiziert werden. Aus der konzentrierten Wärmeeinbringung durch die schweißverfahrensspezifische Wärmequelle, wie Lichtbogen oder Laserstrahl, folgt ein mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtmitte abnehmender Spitzentemperaturverlauf, wie schematisch in Abbildung 2.2 dargestellt.

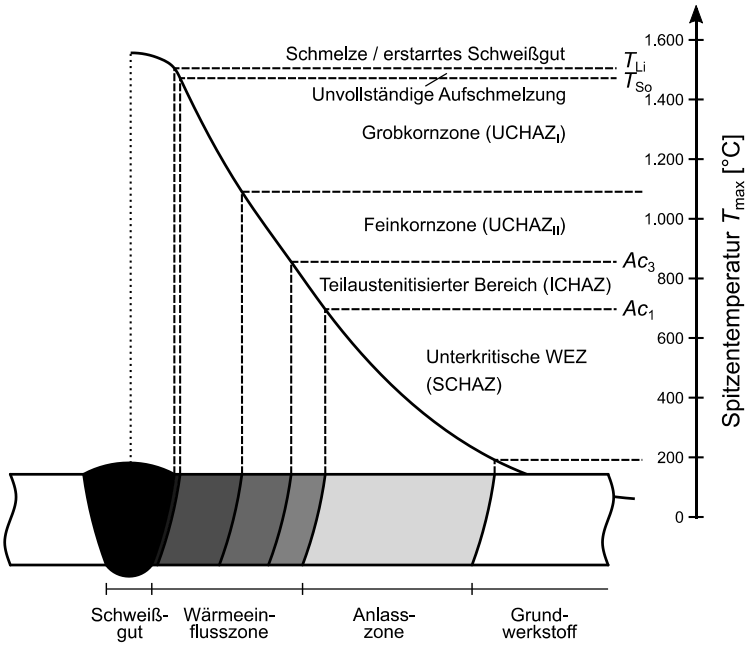


Abbildung 2.2: Schematischer Aufbau der Schweißzone von umwandlungsfähigen Stählen in Anlehnung an [Dilt05, Schu10] (Begriffe und Gefügebereiche auf hochfeste Feinkornbaustähle adaptiert)

Auf Grundlage der Spitzentemperatur können verschiedene Gefügebereiche voneinander abgegrenzt werden (vgl. Abbildung 2.2). Der übergeordnete Begriff Schweißzone fasst alle thermisch beeinflussten Bereiche, inklusive dem Schweißgut selbst, zusammen und umfasst somit die Bereiche Schweißgut, Wärmeeinflusszone und Anlasszone. Der Spitzentemperaturbereich der jeweiligen Zone hängt in erster Linie vom Legierungskonzept und Werkstoffzustand des Grundwerkstoffs ab (vgl. Abschnitt 2.1). Die Abmessungen der einzelnen Zonen werden primär durch die schweißverfahrensspezifische Wärmeeinbringung beeinflusst. Abgrenzung, Unterteilung und Bezeichnung der einzelnen Bereiche variieren in der Literatur teilweise und werden daher nachfolgend nach Abbildung 2.2 für diese Arbeit definiert.

Als Schmelze bzw. erstarrtes Schweißgut wird der komplett aufgeschmolzene Gefügebereich ($T_{max} \geq T_{Li}$) der Schweißzone bezeichnet. Die Erstarrungsvorgänge sind im Wesentlichen durch Keimbildung und Kristallwachstum geprägt, im Detail aber sehr komplex. Die Erstarrung setzt überwiegend am Rand des Schmelzbads an teilweise aufgeschmolzenen Körnern ein. Das Kristallwachstum erfolgt zur Schmelzbadmitte hin, genau genommen orthogonal zu den Erstarrungsisothermen [Schu10]. Aufgrund der gerichteten Erstarrung weist das Schweißgut von Schmelzschweißverbindungen bevorzugt Stengelkristallite auf [Dilt05]. In Abhängigkeit der Schweißparameter, wie Streckenenergie und Geschwindigkeit, und der damit verbundenen unterschiedlichen Ausbildung der Schweißbadgeometrie kann das Erstarrungsgefüge beeinflusst werden. Das frühzeitige Erstarren einzelner Phasen führt zu einer Konzentrationsverschiebung der Legierungselemente und in Folge zu einer konstitutionellen Unterkühlung der Schmelze. In Abhängigkeit der Abkühlbedingungen erfolgt dadurch eine Anreicherung von Legierungselementen und möglichen Verunreinigungen zur Schweißnahtmitte hin. Insbesondere durch Anreicherungen von Verunreinigungen in der Schweißnahtmitte steigt die Heißrissgefahr.

An das Schweißgut gliedert sich ein nur teilweise aufgeschmolzener Bereich ($T_{Li} \geq T_{max} \geq T_{So} \approx 1450$ °C) an. Aufgrund der geringen Breite von meist nur wenigen Hundertstelmillimetern wird dieser Bereich häufig auch als Schmelzlinie bezeichnet. Bedingt durch Legierungselemente, Verunreinigungen und Gase wird die Schmelztemperatur im Gefüge lokal herabgesetzt, weshalb bereits unterhalb der Liquidustemperatur flüssige Phasen entstehen, die beim Erstarren aufgrund eingeschränkter Diffusion zu submikroskopischen Seigerungen führen [Dilt05].

Bei Spitzentemperaturen unterhalb der Solidustemperatur liegen während des gesamten Schweißzyklus nur feste Phasen vor. Die überkritische WEZ (engl.: Upper Critical Heat-Affected Zone, Abk.: UCHAZ) ist durch den Spitzentemperaturbereich $T_{So} \geq T_{max} \geq Ac_3$ und durch die vollständige Austenitisierung definiert. Der sich direkt an die teilaufgeschmolzene Zone angliedernde obere Temperaturbereich wird als Grobkornzone bezeich-

net. Trotz kurzer Haltedauer ist bei Spitzentemperaturen oberhalb von ca. 1100 °C mit einem erheblichen Kornwachstum zu rechnen [Schu10]. Das sich einstellende Gefüge hängt im Wesentlichen vom Legierungskonzept des Grundwerkstoffs (vgl. Abschnitt 2.1) und der Wärmeführung ab. Grundsätzlich ist durch die Zunahme der Korngröße nach der Hall-Petch-Beziehung [Hall51] mit einer Abnahme der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften zu rechnen. I. d. R. sind die mechanischen Werte in der Grobkornzone schlechter als in jedem anderen Gefügebereich [Schu10]. Dagegen liegen bei Spitzentemperaturen nur knapp oberhalb Ac_3 vergleichbare Bedingungen zum Normalglühen vor. Die nur kurze Überhitzung, rasche Abkühlung und meist unaufgelöste Ausscheidungen behindern ein Austenitkornwachstum und führen bei der Rückumwandlung aufgrund guter Keimbildungsbedingungen zu einem sehr feinkörnigen Gefüge [Dilt05]. Entsprechend wird diese Zone als Feinkornzone bezeichnet. Sie weist meist ausgezeichnete mechanische Gütewerte auf.

In der interkritischen WEZ (engl.: Intercritical Heat-Affected Zone, Abk.: ICHAZ) liegen Spitzentemperaturen von $Ac_3 \geq T_{max} \geq Ac_1$ vor. Die Vorgänge in dieser teilaustenitisierten Zone sind meist komplex. Das sich einstellende Gefüge hängt stark vom Grundwerkstoff sowie den Aufheiz- und Abkühlbedingungen ab. Aufgrund der guten mechanischen Eigenschaften hinsichtlich Festigkeit und Zähigkeit beeinträchtigt dieser Bereich die Bauteilsicherheit i. d. R. nicht [Schu10].

In Abhängigkeit des Legierungskonzepts, des Lieferzustands und der Bearbeitungshistorie des Grundwerkstoffs können auch bei Spitzentemperaturen $T_{max} < Ac_1$ Gefügeveränderungen auftreten, die die mechanischen Eigenschaften beeinflussen. Der Bereich wird als unterkritische WEZ (engl.: Subcritical Heat-Affected Zone, Abk.: SCHAZ) oder auch als nichtsichtbare WEZ, da im Makroschliff nicht sichtbar, bezeichnet. Die Änderung der mechanischen Eigenschaften resultiert bspw. aus einer Rekristallisation bei vorausgehender Kaltumformung oder einer Alterung bei stickstoffhaltigen Stählen. Bei den in dieser Arbeit im Fokus stehenden höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen sind in dieser Zone vor allem Anlasseffekte maßgebend, die zu einer Entspannung des martensitisch geprägten Grundwerkstoffgefüges und in Folge zu einem Festigkeitsabfall führen können. Daher wird im Rahmen dieser Arbeit dieser Bereich als Anlasszone bezeichnet. Der Anlassgrad kann durch Temperatur und Einwirkzeit bspw. mit dem Hollomon-Jaffe-Parameter [HoJa45] abgeschätzt werden und nimmt mit zunehmendem Abstand von der Schweißnahtmittellinie ab. Die lokale Entfestigung hängt in erster Linie von der Anlassbeständigkeit des Grundwerkstoffs im Auslieferungszustand ab (vgl. Abschnitt 2.1 und Abschnitt 3.2). Die größte Entfestigung, der sog. „Härtesack“, tritt direkt am Übergang der im Makroschliff sichtbaren Wärmeeinflusszone zur Anlasszone ($T_{max} \approx Ac_1$) auf und kann anhand von Härtemessungen (vgl. Abschnitt 3.4.3) nachgewiesen werden. Die Ausdehnung der Anlasszone wird primär durch die Höhe der Wärmeeinbringung bestimmt. In [Mau+15] wird belegt, dass hauptsächlich die relative Breite der Anlasszone im Verhältnis

zur Blechdicke und nicht der lokal maximale Härteabfall maßgebend für die quasi-statische Festigkeit der gesamten Schweißzone ist. Vor diesem Hintergrund sollte daher beim thermischen Fügen von Feinkornbaustählen mit Neigung zur Entfestigung einzelner Bereiche die Wärmeeinbringung minimiert werden.

Hinsichtlich der Wärmeeinbringung sind jedoch schweißverfahrensspezifische Grenzen gesetzt. Im Vergleich zu den konventionellen Lichtbogenschweißprozessen, wie dem Metallaktivgasschweißen (Abk.: MAG), ergibt sich beim Laserstrahlschweißen aufgrund der unterschiedlichen Wärmequellencharakteristik eine andersartige Schweißnahtausprägung. In Abbildung 2.3 sind typische Schweißnahtprofile einer exemplarischen Stumpfnahtschweißverbindung der Blechdicke 8 mm für das MAG-, das Laserstrahl- und das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren gegenübergestellt. Während beim MAG-Verfahren aufgrund der geringeren Einschweißtiefe bei dieser Blechdicke eine angeschrägte Schweißkantenvorbereitung und eine Mehrlagenschweißung erforderlich ist, ist für die beiden Laserstrahlschweißvarianten eine rechtwinkelige I-Kantenvorbereitung und einseitige Einlagenschweißung ausreichend. Die qualitative Gegenüberstellung der Abmessungen von Schweißgut, WEZ und Anlasszone in Abbildung 2.3 zeigt, dass die laserstrahlgeschweißte Variante zur kleinsten und die MAG-Variante zur größten Ausdehnung der Schweißzone führt. Dies ist in erster Linie auf den variierenden Wärmeeintrag zurückzuführen. Für die verschiedenen Verfahren ist ein repräsentativer Bruttowärmeeintrag, ohne Berücksichtigung des spezifischen Wirkungsgrads, in [Sey+18b] gegenübergestellt. Demnach beträgt für diesen Anwendungsfall ein typischer Bruttowärmeeintrag beim Laserstrahlschweißen ca. 3 kJ/cm, beim Laserhybridschweißen ca. 5 kJ/cm und beim MAG insgesamt ca. 18 kJ/cm bzw. im Mittel 6 kJ/cm je Schweißlage.

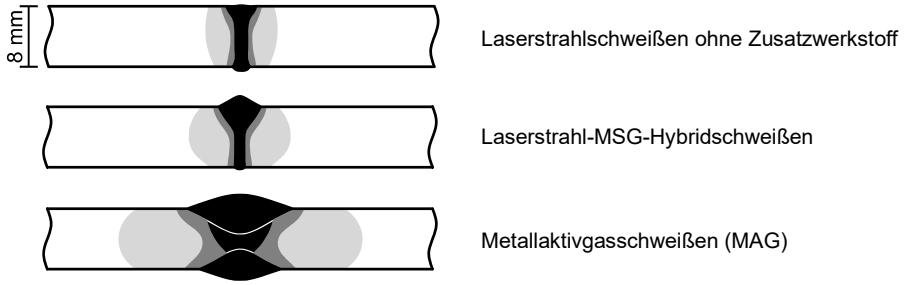


Abbildung 2.3: Schematischer Vergleich von Schweißverfahren und resultierenden Schweißzonen am Beispiel einer Stumpfstoßverbindung der Blechdicke 8 mm – Schweißgut ($T_{max} \geq T_{Li}$ – schwarz), sichtbare WEZ ($T_{max} > Ac_1$ – mittelgrau) und Anlasszone ($T_{max} < Ac_1$ – hellgrau)

Die lokal begrenzte, geringe Wärmeeinbringung der Laserstrahl- und Laserhybridschweißverfahren führt zu sehr hohen Abkühlraten in der Schweißzone. Im Vergleich zum MAG-

Schweißen kann sich dadurch im Schweißgut und in der WEZ ein abweichendes metallurgisches Gefüge mit anderen mechanischen Eigenschaften einstellen. Wie beschrieben, sind die metallurgischen Vorgänge teilweise sehr komplex und hängen neben den schweißverfahrensspezifischen Randbedingungen sehr stark vom vorliegenden Grundwerkstoff ab. Die Abkühlgeschwindigkeit wird häufig mit der $t_{8/5}$-Zeit charakterisiert, die die Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C angibt und sich somit auf den Temperaturbereich bezieht, innerhalb welchem die wichtigsten Gefügeumwandlungen stattfinden.

Zur isolierten, differenzierten Betrachtung einzelner Gefügebereiche können Gleeble-Versuche durchgeführt werden. Im Gleeble-System kann der Schweißzyklus für einen konkreten Bereich simuliert und das Umwandlungsverhalten des Gefüges sowie die sich dadurch einstellenden mechanischen Eigenschaften experimentell abgeschätzt werden. Maßgebende Eingangsparameter hierbei sind die Aufheizrate und die Abkühlgeschwindigkeit, die entsprechend dem jeweiligen Schweißverfahren gewählt werden, sowie die Spitzentemperatur. Die aus den Gleeble-Versuchen abgeleiteten Kenngrößen sind nur für den jeweiligen Grundwerkstoff und das jeweilige Schweißverfahren gültig. Entsprechend beziehen sich die Versuchsergebnisse nur auf einen spezifischen Grundwerkstoff, da, wie in Abschnitt 2.1 beschrieben, die Vergleichbarkeit verschiedener Hersteller bzw. Produkte bei höchst- und insbesondere ultrahochfesten Feinkornbaustählen derzeit nicht gegeben ist. Für eine dem MAG-Verfahren entsprechende Aufheizrate und Abkühlgeschwindigkeit sind für höchst- und ultrahochfeste Feinkornbaustähle bisher wenige Gleeble-Untersuchungen bekannt. In [Amr+20] werden Untersuchungen an je einer Liefercharge eines höchstfesten (S960) und eines ultrahochfesten (S1100) Feinkornbaustahls für 7 s $\leq t_{8/5} \leq$ 17 s sowie in [Mič+20] an einem S960MC nach [DIN EN 10149-1] für $t_{8/5} \approx$ 10 s beschrieben. In [Łomo21] wird für einen S1100QL und einer der Grobkornzone zuordenbaren Spitzentemperatur von $T_{max} \approx$ 1250 °C der Abkühlgeschwindigkeitsbereich von 3 s $\leq t_{8/5} \leq$ 10 s simuliert. Aus der hohen Abkühlgeschwindigkeit ($t_{8/5}$ = 3 s) resultiert nach [Łomo21] ein martensitisches Gefüge mit einer im Vergleich zum Grundwerkstoff (430 HV10) vergleichbaren Härte von 445 HV10. Zudem kann für dieses Gefüge im Kerbschlagbiegeversuch bei -40 °C mit KV = 65 J eine ausreichende Sicherheit gegen Sprödbruch auch bei niedrigen Temperaturen nachgewiesen werden.

Insbesondere im Schweißgut werden im Vergleich zum Lichtbogenschweißen beim Laserstahlschweißen hohe Härtewerte beobachtet. Aufgrund der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit liegt ein überwiegend martensitisch geprägtes Gussgefüge vor, das vor allem bei tiefen Temperaturen eine geringe Zähigkeit aufweisen kann [Lore11]. Wird beim Laserstrahl- oder Laserhybridschweißen ein Zusatzwerkstoff verwendet, so ist hervorzuheben, dass die derzeit am Markt verfügbaren Zusätze in erster Linie auf die Lichtbogenschweißverfahren abgestimmt sind und sich die technischen Angaben auf diese Randbedingungen (Wärmeeinbringung, Abkühlzeiten, Aufschmelzung etc.) beziehen. Die hohen Abkühlraten und überwiegend Einlagenschweißungen beim Laserstrahl- und Laserhybridschweißen

können aufgrund der Entstehung von martensitischem Gefüge und fehlender Anlasseffekte, die bspw. bei Mehrlagenschweißungen mit dem MAG-Verfahren auftreten, zu höherer Härte und Festigkeit, aber auch zu geringerer Zähigkeit im Schweißgut führen. In [Sch+18] konnte für Laserhybridstumpfnahtschweißungen am höchstfesten Feinkornbaustahl S960MC unter Verwendung des niederfesten Schweißzusatzes G4Si1 mit einer nominellen Zugfestigkeit von 530 MPa $\leq R_{m,nom} \leq$ 680 MPa gezeigt werden, dass bei diesen Randbedingungen die Festigkeit der Schweißzone die des Grundwerkstoffs übersteigt. Auch beim S1100QL ist die Verwendung eines artähnlichen, aber nominell niederfesteren Zusatzwerkstoffs verbreitet, was in [Win+11] mit dem G 69 6 M21 Mn4Ni1,5CrMo (770 MPa $\leq R_{m,nom} \leq$ 940 MPa) erfolgreich erprobt wurde, und in der Teleskopauslegerfertigung bereits in dieser Form angewandt wird. Bei hohen Zähigkeitsanforderungen kann beim Laserstrahl- bzw. Laserhybridschweißen der Einsatz eines Zusatzwerkstoffs mit nominell niedriger Festigkeit einen Mehrwert liefern.

Für das thermische Fügen von hochfesten Feinkornbaustählen gelten die grundsätzlichen Empfehlungen nach dem Stahl-Eisen-Werkstoffblatt „Schweißgeeignete Feinkornbaustähle“ [SEW 088] und dem DVS-Merkblatt „Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen“ [DVS 0916]. Demnach sind die maßgebenden Einflussfaktoren die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und die Wärmeführung, die im Wesentlichen durch die Streckenenergie, die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur sowie die vorliegende Schweißkantenform bestimmt wird. Hinzu kommen noch mögliche Einflüsse aus Zusatzwerkstoff und Schutzgas. Für die nicht geregelten ultrahochfesten Feinkornbaustähle bieten die Stahlhersteller meist für die jeweiligen Produkte und spezifischen Werkstoffkonzepte zusätzliches Informationsmaterial (bspw. [SSAB21]), welche Schweißparameter zur Erzielung eines optimalen Fügeergebnisses enthalten. Grundsätzlich gelten die Empfehlungen aus den Regelwerken sowie von den Stahlherstellern in erster Linie für die Randbedingungen der konventionellen Lichtbogenschweißverfahren. Bedingt durch die andere Wärmequellencharakteristik und der sich dadurch unweigerlich einstellenden veränderten Randbedingungen, können die Empfehlungen nicht oder nur bedingt auf das Laserstrahl- und Laserhybridschweißen übertragen werden. Für das Laserstrahl- und Laserhybridschweißen können grundlegende Empfehlungen bspw. aus [DIN EN 1011-6] entnommen werden. Für das thermische Fügen von höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen liegen derzeit jedoch nur wenige Informationen vor. Angaben zum jeweiligen Grundwerkstoff müssen daher entweder beim Stahlhersteller erfragt oder aus Forschungsarbeiten, die sich auf das konkrete Stahlprodukt beziehen, entnommen werden. Liegen keine Informationen vor, muss die Schweißeignung derzeit zwingend experimentell nachgewiesen werden [Lore11].

2.2.2 Laserstrahlschweißen

Der Begriff „LASER“ steht für das englischsprachige Akronym „Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation“ und bedeutet frei übersetzt „Lichtverstärkung durch stimulierte Emission von Strahlung“. Damit wird bereits ein Teil des dabei genutzten physikalischen Effekts sowie das Funktionsprinzip des gleichnamigen Geräts beschrieben. Nach den von Albert Einstein Anfang des 20. Jahrhunderts erarbeiteten quantenmechanischen Grundlagen basiert die Emission auf der Wechselwirkung zwischen Licht und Materie. Die Laserstrahlung, eine Form elektromagnetischer Strahlung, wird dabei durch die Materie emittiert. Gefolgt von umfangreichen theoretischen Vorarbeiten wurde 1960 in den Hughes Research Laboratories (USA) der erste Rubinlaser fertiggestellt (vgl. [Maim60]). Der so erzeugte Strahl ist monochromatisch, kohärent und weist nur eine geringe Divergenz auf [Dilt06]. Aufgrund dieser charakteristischen Eigenschaften eignet sich der Laserstrahl als universell einsetzbares Werkzeug und wird heute als Energie- oder Informationsträger in zahlreichen Anwendungsfeldern, wie der Messtechnik, der Informationstechnik und der Medizin, aber vor allem als Bearbeitungswerkzeug zum Schneiden, Abtragen, Markieren, Bohren u. v. m. eingesetzt. Der Durchbruch beim thermischen Fügen, worauf der Fokus dieser Arbeit liegt, wurde durch Anlagengenerationen ab einer Leistungsdichte des Laserstrahls von ca. 10^6 W/cm² erzielt [HüGr09].

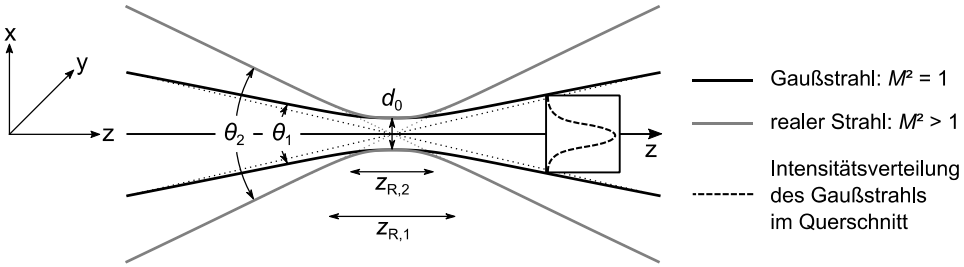


Abbildung 2.4: Schematischer Vergleich der Ausbreitung eines idealen Gaußstrahls und eines realen Strahls

Der reale Laserstrahl weist im Vergleich zum theoretisch idealen Gaußstrahl stets eine größere Divergenz auf, wie in Abbildung 2.4 schematisch anhand der in Ausbreitungsrichtung längsgeschnittenen Strahlen dargestellt. Die abgebildeten geometrischen Größen und Symbole sind in Anlehnung an [DIN EN ISO 11145] gewählt und können bspw. mit den in [DIN EN ISO 11146-1] bzw. [DIN EN ISO 11146-2] beschriebenen Prüfverfahren bestimmt werden. In der Anwendung wird im Fokusbereich neben einem kleinen Strahltaillendurchmesser d_0 ein möglichst langer annähernd paralleler Bereich des Strahls gefordert. Diese Eigenschaft kann durch eine möglichst große Rayleighlänge z_R ausgedrückt werden. Die Rayleighlänge beschreibt genau den Abstand in Ausbreitungsrichtung, bei welchem

die Strahlabmessung jeweils dem $\sqrt{2}$-fachen Durchmesser der Strahltaille d_0 entspricht. Damit die Rayleighlänge groß wird, muss der Divergenzwinkel θ möglichst klein sein. Zur Charakterisierung des Laserstrahls wird häufig das nach Gl. 2.1 definierte Strahlparameterprodukt *SPP* herangezogen. Eingangsgrößen sind der Strahltaillendurchmesser d_0 und der Divergenzwinkel θ. Je kleiner das Strahlparameterprodukt, desto besser ist der Laserstrahl fokussierbar und desto höher umgangssprachlich die Strahlqualität. Das Strahlparameterprodukt wird meist in der Einheit „mm mrad“ angegeben.

$$\boldsymbol{SPP = \frac{d_0\,\theta}{4}} \tag{2.1}$$

Beim idealen Gaußstrahl nimmt die Leistungsdichte von der Strahlmitte zum Rand entsprechend einer Gaußschen Normalverteilung ab. Diese Intensitätsverteilung orthogonal zur Ausbreitungsrichtung wird auch als Grundmode TEM_{00} (engl.: Transverse Electromagnetic Mode) bezeichnet. In der Realität stellen sich in Abhängigkeit der Bauart des Lasers abweichende Intensitätsprofile mit zusätzlichen Knotenlinien in der Transversalebene (orthogonal zur Ausbreitungsrichtung) ein. Beispielsweise beschreibt der Mode höherer Ordnung TEM_{24} eine Intensitätsverteilung mit zwei Knoten in x-Richtung und vier Knoten in y-Richtung. Bei Moden höherer Ordnung ist die Leistungsdichte unregelmäßiger verteilt und die Strahlqualität schlechter. Beim Auftreten unterschiedlicher Betriebsmoden lässt sich die Strahlqualität mit dem Strahlparameterprodukt nicht mehr eindeutig vergleichen. Daher wird die dimensionslose Beugungsmaßzahl M^2 eingeführt, welche aus der Normierung des Strahlparameterprodukts mit dem Faktor π/λ auf den Grundmode TEM_{00} hervorgeht (vgl. Gl. 2.2). Für den idealen Gaußstrahl gilt $M^2 = 1$ und für reale Strahlen stets $M^2 > 1$. Je größer die Beugungsmaßzahl, desto niedriger ist umgangssprachlich die Strahlqualität. Mit der Beugungsmaßzahl ist die Vergleichbarkeit verschiedener Betriebsmoden sowie unterschiedlicher Wellenlängen λ, die sich infolge unterschiedlicher Lasertypen bzw. Lasermedien einstellen (vgl. Tabelle 2.1), gegeben.

$$\boldsymbol{M^2 = \frac{\pi\, d_0\, \theta}{4\,\lambda}} \tag{2.2}$$

Von besonderer Wichtigkeit bei der Strahlenführung ist die Fokussierung des „Rohstrahls“ auf dem zu bearbeitenden Werkstück. Die Fokussierung eines Gaußstrahls durch eine dünne Linse ist schematisch in Abbildung 2.5 mit den zugehörigen Symbolen dargestellt. Der von links einfallende „Rohstrahl“, beschrieben durch die Parameter Taillendurchmesser d_e, Divergenzwinkel θ_e bzw. Rayleighlänge $z_{R,e}$, wird im Taillenabstand z_e durch die Linse geführt. Der ausfallende, fokussierte Strahl kann wiederum durch die Parameter Taillendurchmesser d_f, Divergenzwinkel θ_f bzw. Rayleighlänge $z_{R,f}$, beschrieben werden. Bei der Fokussierung eines Gaußstrahls hängt der Abstand der Strahlentaille z_f zur Linse, auch

Fokuslage genannt, im Gegensatz zur geometrischen Optik nicht nur von der Brennweite der Fokussierlinse Linse f und z_e ab, sondern auch von der Rayleighlänge $z_{R,e}$ [HüGr09].

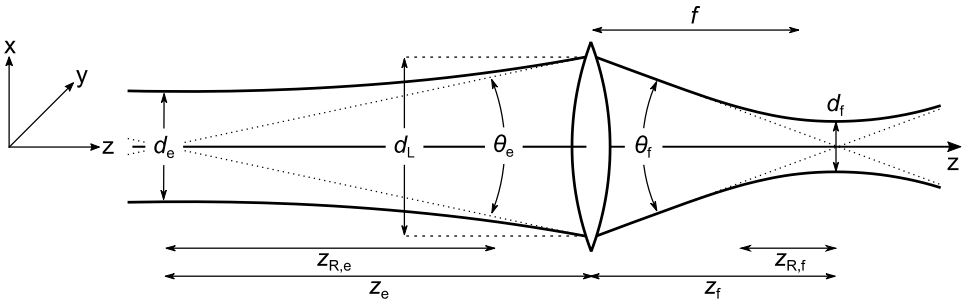


Abbildung 2.5: Fokussierung eines Gaußstrahls in Anlehnung an [HüGr09]

Aus der analytischen Beschreibung der Ausbreitung des Gaußstrahls sowie dessen Brechung durch die Linse können nachfolgend dargestellte Zusammenhänge abgeleitet werden. Für die Herleitung wird auf die umfassenden Ausführungen in [HüGr09] verwiesen. Unter in der Materialbearbeitung typischerweise geltenden Randbedingungen, dass die Brennweite f deutlich kleiner als der Taillenabstand z_e ist, lässt sich die für den Fokusdurchmesser d_f geltende Näherung Gl. 2.3 herleiten. Demnach hängt der Fokusdurchmesser neben den Strahlparametern des einfallenden Strahls und der Brennweite der Fokussierlinse auch vom Durchmesser des Strahls auf der Linse d_L ab. Zur Erzielung eines möglichst kleinen Fokusdurchmessers sollte der einfallende Strahl daher vor der Fokuslinse aufgeweitet werden.

$$\boldsymbol{d_f} \approx \frac{\boldsymbol{d_e\, f}}{\sqrt{\boldsymbol{z_e^2 + z_{R,e}^2}}} = \frac{\boldsymbol{d_e\, \theta_e\, f}}{\boldsymbol{d_L}} \tag{2.3}$$

In der Materialbearbeitung wird meist eine hohe Leistungsdichte benötigt, die wiederum aus einem kleinen Fokusdurchmesser resultiert. Gl. 2.3 lässt sich mit der nach dem Strahlendurchmesser umgeformten Gl. 2.2 in Gl. 2.4 überführen. Aus Gl. 2.4 lässt sich ableiten, dass für einen kleinen Fokusdurchmesser die Beugungsmaßzahl M^2, die Brennweite f und die Wellenlänge λ klein, sowie der Durchmesser des Strahls auf der Linse d_L möglichst groß sein sollten.

$$\boldsymbol{d_f} \approx \frac{\boldsymbol{M^2\, f}}{\boldsymbol{d_L}} \cdot \frac{\boldsymbol{4\, \lambda}}{\boldsymbol{\pi}} \tag{2.4}$$

Da sich die Beugungsmaßzahl M^2 durch die Fokussierung nicht verändert (≙ Propagationskonstante), lässt sich die Divergenz des fokussierten Strahls als Beziehung nach Gl 2.5 aus Gl. 2.4 und Gl. 2.2 ableiten.

$$\boldsymbol{\theta_f} \approx \frac{\boldsymbol{d_L}}{\boldsymbol{f}} \tag{2.5}$$

Eine große Divergenz des fokussierten Strahls ist in der Anwendung aufgrund der geringen Tiefenschärfe bzw. kleinen Rayleighlänge $z_{R,f}$ nicht wünschenswert. Die Beziehungen nach Gl. 2.4 und Gl 2.5 verdeutlichen daher die Wichtigkeit einer geringen Beugungsmaßzahl bzw. umgangssprachlich einer hohen Strahlqualität. Bei gleicher Divergenz kann bei kleinerer Beugungsmaßzahl entweder der Arbeitsabstand vergrößert (d. h. höherer Flexibilität) oder der Fokusdurchmesser verkleinert (d. h. höherer Leistungsdichte) werden.

Wie beschrieben, wird insbesondere beim thermischen Fügen eine hohe Leistungsdichte des fokussierten Laserstrahls benötigt. Grundsätzlich kann beim Laserstrahlschweißen zwischen Wärmeleitschweißen und Tiefschweißen unterschieden werden. Die beiden Varianten werden über die dominierende Art der Strahleinkopplung ins Werkstück voneinander abgegrenzt. Entsprechend der Namensgebung erfolgt der Energieeintrag beim Wärmeleitschweißen über Wärmeleitung. Aufgrund der geringen Wirk- bzw. Einschweißtiefe von bis etwa einem Millimeter wird das Wärmeleitschweißen vorzugsweise im Dünnblechbereich, bspw. bei Ecknähten an Sichtkanten, und in der Elektroindustrie eingesetzt. Beim Wärmeleitschweißen spielt für den Energieeintrag die Absorption des Laserstrahls eine entscheidende Rolle. Der Absorptionsgrad ist primär vom Material und der Oberflächenbeschaffenheit des Werkstücks sowie der Wellenlänge des Laserstrahls abhängig. Die spezifische Wellenlänge hängt vom Lasermedium bzw. dem verwendeten Lasertyp (vgl. Tabelle 2.1) ab. Für typisch industriell eingesetzte metallische Werkstoffe, wie Stahl, Kupfer und Aluminium, variiert der Absorptionsgrad in Abhängigkeit des verwendeten Lasermediums und der korrespondierenden Wellenlänge erheblich und entscheidet somit über den Einsatzbereich eines bestimmten Lasertyps. Weitere Auswahlkriterien sind u. a. die Art der Strahlenführung, die beim CO_2-Laser aufwendig über Spiegel und beim Festkörperlaser über flexible Glasfaserkabel erfolgt, sowie der aus der Bauweise der Anlage resultierende Platzbedarf (vgl. Tabelle 2.1). Darüber hinaus ist eine umfangreiche Übersicht verfügbarer Laserstrahlquellen, differenziert nach Lasertyp und -mode, hinsichtlich Laserstrahlleistung und Strahlqualität in [Lore11] zu finden.

Tabelle 2.1: Übersicht von Laserstrahlquellen zur Metallbearbeitung nach [Fah+14] ergänzt durch [Lore11]

Lasertyp	Aktives Medium	Wellenlänge	Merkmale / Anwendung
Gaslaser	Gas / Gasgemische: bevorzugt CO_2	10,6 µm	Strahlführung über Spiegel, hoher konstruktiver Aufwand und Platzbedarf Schweißen, Schneiden, Härten und Beschriften
Festkörper-laser	Kristalle oder dotierte Gläser: bspw. Nd:YAG (Neodym: Yttrium-Aluminium-Granulat)	1,064 µm	Strahlführung über flexible Glasfaser-kabel, vergleichbar geringer Platzbedarf Schweißen, Schneiden, Löten, Beschriften, Bohren, Abtragen
Dioden-laser	Halbleiter: GaInP (Gallium-Indium-Phosphid) GaAs (Galliumarsenid)	0,68 µm 0,78-0,98 µm	Direkte Anwendung: Löten, Härten, Wärmeleitschweißen Indirekte Anwendung: Pumpquelle für Festkörperlaser (Scheibenlaser)

Ab einem kritischen Wert der Leistungsdichte von ca. 10^6 W/cm² [Dilt06] kann nicht mehr die gesamte Energie über Wärmeleitung ins Werkstück abtransportiert werden. In der Folge übersteigt die Bearbeitungstemperatur lokal die Verdampfungstemperatur des Werkstoffs. Metalldampf entsteht, durch dessen Rückstoßdruck sich eine in die Tiefe gerichtete Kapillare ausbildet und somit die Einschweißtiefe sprunghaft ansteigen lässt. Die Kapillare wird auch als sogenanntes Keyhole (vgl. Abbildung 2.6) bezeichnet und kann als schmales, tiefes, dampfgefülltes Loch beschrieben werden, das an den Wänden von Metallschmelze umgeben ist. Der Durchmesser des Keyholes entspricht in etwa dem Durchmesser des fokussierten Laserstrahls d_f. Das Keyhole folgt der Bewegung des Laserstrahls in Schweißrichtung, und die Metallschmelze erstarrt an der Rückseite zur Schweißnaht (vgl. Abbildung 2.6). Mit dem Auftreten des Keyholes spricht man vom Laserstrahltiefschweißen oder auch vom Laserkeyhole-Schweißen, das in dieser Arbeit im Fokus steht. Eine umfangreiche Übersicht theoretischer und experimenteller Arbeiten zum Laserstrahltiefschweißeffekt ist in [Lore11] zusammengetragen. Beim Laserstrahltiefschweißen ist der Absorptionsgrad im Vergleich zum Wärmeleitschweißen um ein Vielfaches höher, da die Laserstrahlung an den schmelzflüssigen Wänden des Keyholes deutlich besser absorbiert wird. Nach [HüGr09] ist der Wirkungsgrad beim Tiefschweißen weitestgehend unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit, der Wellenlänge, der Beugungsmaßzahl und dem Fokusdurchmesser und hängt hauptsächlich vom Werkstoff ab.

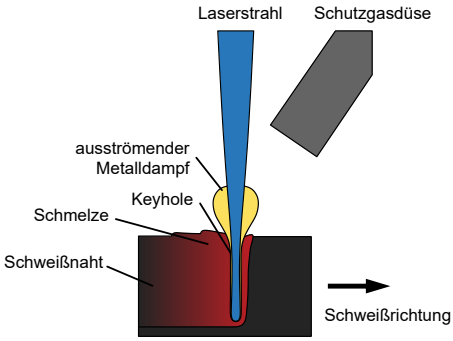


Abbildung 2.6: Verfahrensprinzip des Laserstrahltiefschweißens in Anlehnung an [Dilt06]

Im Hinblick auf das Schweißergebnis, auch vor dem Hintergrund der Ermüdungsfestigkeit (vgl. Abschnitt 2.3), rückt die Schweißnahtgeometrie in den Fokus. Zur ersten Abschätzung der Nahtquerschnittsfläche kann die Streckenenergie herangezogen werden. Die Zusammenstellung verschiedener experimenteller Untersuchungen in [HüGr09] zeigt, dass für die Nahtbreite primär der Fokusdurchmesser d_f die maßgebende Einflussgröße ist. Für die Einschweißtiefe kann eine direkte Abhängigkeit zum Quotient aus Laserleistung und Fokusdurchmesser P/d_f nachgewiesen werden. Bei moderneren, konventionell eingesetzten Hochleistungslasern (bspw. Scheiben- oder Faserlaser) und sehr kleinen Fokusdurchmessern scheint diese Beziehung jedoch nicht mehr allgemein gültig zu sein. Hier hat zudem der Divergenzwinkel θ_f Einfluss auf das Schweißnahtprofil in Tiefenrichtung. Am Schweißnahtquerschliff zeigt sich dieser Einfluss anhand der charakteristischen Sanduhrform des erstarrten Schweißguts (vgl. Abschnitt 3.4.3 – bspw. Abbildung 3.6). Auch eine Veränderung der Fokuslage Δz_f, die meist in Bezug zur Werkstückoberfläche gemessen wird, kann sich speziell bei größerem Divergenzwinkel auf das Fügeergebnis auswirken. Zudem zeigen Untersuchungen in [WeDa07], dass bei kleinen Fokusdurchmessern sich eine moderate Verschiebung der Strahltaille in das Werkstück hinein ($\Delta z_f < 0$) positiv auf den Wirkungsgrad auswirken kann.

Eine Vergleichbarkeit des Fügeergebnisses bzw. dessen Eigenschaften ist nur möglich, wenn sich die charakteristischen Merkmale, wie Schweißnahtgeometrie, Gefügebereiche etc., vergleichbar ausbilden. Dies ist nur dann gegeben, wenn das Fügewerkzeug eine vergleichbare Charakteristik aufweist. Stellt man exemplarisch eine MAG- und eine Laserstrahlschweißverbindung (vgl. bspw. Abbildung 2.3) gegenüber, so sind Unterschiede hinsichtlich der Schweißnahtausprägung offensichtlich. In Abhängigkeit des jeweiligen Fügewerkzeugs, Lichtbogen oder Laserstrahl, sind der Beeinflussung von Abmessung und lokalen Geometriemerkmalen, wie bspw. des Nahtübergangsradius, spezifische Grenzen gesetzt. So resultieren aus Laserstrahlschweißungen zwangsläufig sehr schmale Nahtpro-

file und bei Durchschweißung eine Schweißnahtwurzel geringer Breite. Beim Fügewerkzeug Laserstrahl ist zudem zu berücksichtigen, dass moderne Hochleistungslaser mittlerweile sehr kleine Fokusdurchmesser bei geringer Divergenz (d. h. sehr hoher Strahlqualität) liefern, die sich von den bisher konventionell eingesetzten Strahlquellen deutlich unterscheiden. Studien wie bspw. [NiJa18] zeigen, dass sich dadurch die Schweißnahtausprägung sowie die lokalen Geometriemerkmale wesentlich ändern und diese sich zunehmend an Elektronenstrahlschweißungen annähern. Verbindungseigenschaften, die nachweislich von lokalen Merkmalen abhängen, können dann stark voneinander abweichen. Die Versuchsergebnisse aus [NiJa18] für Verbindungen aus dem höchstfesten Feinkornbaustahl S960QL zeigen für Schweißungen mit einem konventionellen Scheibenlaser (d_f = 0,375 mm; SPP = 8 mm mrad) im Vergleich zu einem modernen Faserhochleistungslaser (d_f = 0,1 mm; SPP = 0,4 mm mrad) eine deutlich geringere Ermüdungsfestigkeit. Hieraus kann abgeleitet werden, dass für sensitive Eigenschaften, wie die Ermüdungsfestigkeit, zunächst nur Schweißverbindungen verglichen werden können, die mit einem Fügewerkzeug vergleichbarer Charakteristik hergestellt wurden. Für das Laserstrahlschweißen sollten hierzu insbesondere die Strahlqualität und der Fokusdurchmesser ähnliche Werte aufweisen.

Im Kontext der im Rahmen dieser Arbeit betrachteten Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen ab 960 MPa sind bisher wenige Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen bekannt. In [Wirn20] liegt der Fokus für ausgewählte Feinkornbaustähle bis zur Festigkeitsklasse S1100 auf der Schweißnahtcharakterisierung, dem Schmelzbadverhalten und einer Bewertung der Kantenvorbereitung auf das Fügeergebnis. Mit dem Fokus auf der Ermüdungsfestigkeit umfassen die Ergebnisdokumentationen, wie [RoFr14], [NiJa18] und [Rio+21], nur Feinkornbaustähle mit nominellen Festigkeiten bis S960.

2.2.3 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Hybridschweißen ist in [DIN EN ISO 12932] als Kopplung aus mindestens zwei thermischen Fügeverfahren definiert, die gleichzeitig innerhalb einer Prozesszone bzw. demselben Schmelzbad operieren. Dagegen unterscheidet sich eine Prozesskombination durch die Ausbildung von mindestens zwei separaten Schmelzbädern, die durchgehend durch einen festen bzw. bereits wiedererstarrten Bereich voneinander abgegrenzt sind. Für die Verfahren Laserstrahl- und Metallschutzgasschweißen (Abk.: MSG) sind die Unterschiede schematisch in Abbildung 2.7 dargestellt.

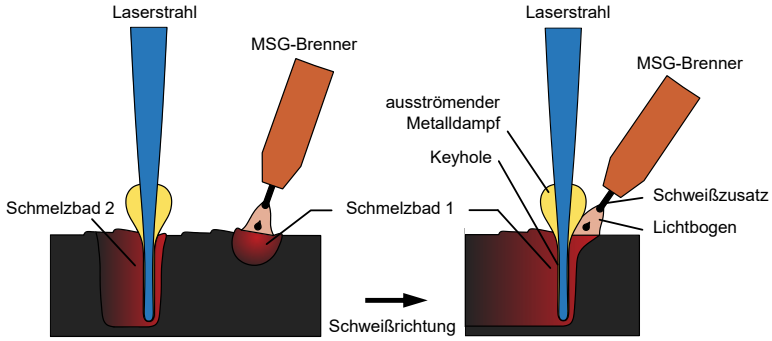


Abbildung 2.7: Vergleich eines kombinierten Schweißprozesses (links) und eines Hybridprozesses (rechts, [Dilt06]) am Beispiel der Prozesse Laserstrahl- und Metallschutzgasschweißen

Die Art der Energieeinkopplung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen hängt stark vom Lasertyp bzw. Lasermedium und der daraus resultierenden Wellenlänge ab. Während der Strahl des CO_2-Lasers mit einer Wellenlänge von $\lambda = 10{,}6$ µm (vgl. Tabelle 2.1) stark durch das Lichtbogenplasma absorbiert wird, ist die Wechselwirkung mit dem durch den Festkörperlaser ($\lambda = 1{,}064$ µm) oder den Diodenlaser (0,68 µm $\leq \lambda \leq$ 0,98 µm) erzeugten Strahl gering. Der CO_2-Laser trägt daher überwiegend zu einer Erhöhung des Energieeintrags in das Plasma oberhalb des potenziellen Keyholes bei. Wohingegen der durch den Festkörper- oder Diodenlaser erzeugte Strahl dieses Plasma weitestgehend ungestört durchdringen und die Kapillare bzw. das Keyhole ausbilden kann. Der so effektiv einzustellende Tiefschweißeffekt führt zu einer deutlichen Erhöhung der Einschweißtiefe (Laserstrahltiefschweißen – vgl. Abschnitt 2.2.2). Durch die Wechselwirkung der beiden Prozesse in einer Prozesszone wird die Wärmeeinbringung ins Werkstück erhöht, weshalb im Vergleich zu den beiden Einzelprozessen die Schweißgeschwindigkeit gesteigert werden kann. Wie bei den Ausführungen zum Verfahrensvergleich in Abbildung 2.3 beschrieben, liegt beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen die Wärmeeinbringung etwas über der des Laserstrahlschweißens ohne Zusatzwerkstoff, jedoch deutlich unterhalb der des Metallschutzgasschweißens. Dies muss bei der auf den jeweiligen Grundwerkstoff abzustimmenden Wärmeführung beachtet werden. Während beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen Vorteile der Einzelverfahren (vgl. Tabelle 2.2 – linke und mittlere Spalte) überwiegend weiter genutzt werden können, werden Nachteile der einzelnen Verfahren teilweise kompensiert. Zudem ergeben sich aus der Wechselwirkung der beiden Prozesse weitere Synergieeffekte (vgl. Tabelle 2.2 – rechte Spalte). Nicht zu vernachlässigen ist jedoch auch, dass aufgrund dieser Wechselwirkung der Komplexitätsgrad der Schweißaufgabe zunimmt und die Findung geeigneter Schweißparameter weiter erschwert wird.

Tabelle 2.2: Vorteile der Einzelverfahren Lichtbogen- und Laserstrahlschweißen sowie zusätzliche Synergieeffekte aus der Verfahrenskopplung nach [DVS 3216]

Vorteile des Einzelverfahrens		Synergieeffekte aus der Verfahrenskopplung
Lichtbogenschweißen	**Laserstrahlschweißen**	
- gezielte Beeinflussung der Wärmeführung - Zugabe von Zusatzwerkstoff zur Spaltüberbrückbarkeit - und/oder zur metallurgischen Beeinflussung des Erstarrungsgefüges - preiswerte, konventionelle Energiequelle	- hohe Schweißgeschwindigkeit - geringe Streckenenergie - hohe Einschweißtiefe - tiefe, schmale Naht	- Prozessstabilisierung durch Wechselwirkungen zwischen den Prozessen - Steigerung des thermischen Wirkungsgrads - erweiterte Schweißmöglichkeiten

In der Anwendung ist beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen die serielle Anordnung von Laserstrahl und MSG-Brenner in Schweißrichtung die Regel. Für eine möglichst große Einschweißtiefe erfolgt die Einkopplung des Laserstrahls i. d. R. orthogonal zur Werkstückoberfläche. Um den Abstand zwischen Laserstrahl und Lichtbogen klein zu halten, wird bauartbedingt der MSG-Brenner meist in Schweißnahtrichtung geneigt. Sowohl eine schleppende MSG-Brennerführung (d. h vorlaufend, vgl. Abbildung 2.7 – rechts) als auch eine stechende Brennführung (d. h. nachlaufend) ist möglich. Nach [Haf+07] ist bei schleppender Brennerführung die Spaltüberbrückbarkeit größer. Dadurch können bei der Schweißkantenvorbereitung größere Maßtoleranzen zugelassen werden. Während beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff der geforderte technische Nullspalt meist nur durch eine mechanische Überarbeitung der Schnittkanten reproduzierbar sichergestellt werden kann, eignet sich für das Laserhybridschweißen, wie bspw. in [Mel+21] dargestellt, ein wirtschaftlicherer oxidfreier Laserzuschnitt als I-Nahtvorbereitung. Das Laserhybridschweißen ist nicht ausschließlich auf Stumpfstöße begrenzt, sondern eignet sich auch für die Herstellung von Parallel- und T-Stößen (vgl. u. a. [Pet+15]), wie bspw. die Anwendung bei der Fertigung von Paneelen im Schiffsbau zeigt (vgl. [MiLe03]).

Obwohl bei der Kopplung der Anteil der Prozesse individuell gewählt werden kann, ist das Schweißnahtprofil an der Oberseite überwiegend durch den MSG-Prozess und in der Tiefe sowie bei Durchschweißungen an der Schweißnahtunterseite durch den Laserstrahlschweißprozess geprägt (vgl. Abbildung 2.3). Eine aufwendigere Y-Nahtvorbereitung kann beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von Stumpfstößen im Vergleich zur I-Nahtvorbereitung Vorzüge aufweisen. Eine aus der schleppenden MSG-Brennerführung resultierende große, konvexe Schweißnahtüberhöhung kann dadurch reduziert werden. Zudem kann der Zusatzwerkstoffanteil im oberen Bereich der Schweißnaht erhöht und die mechanischen Eigenschaften des erstarrten Schweißguts gezielt beeinflusst werden.

Eine umfangreiche Übersicht von Untersuchungen zur Verwendung von Zusatzwerkstoffen beim Laserstrahl- und Laserhybridschweißen ist in [Lore11] zusammengetragen. Die Verfügbarkeit von Zusatzwerkstoffen für die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustähle ist jedoch stark eingeschränkt. Für die Festigkeitsklasse S1100 gibt es mittlerweile wenige ungeregelte Zusatzwerkstoffprodukte (bspw. [Voes20]) für das konventionelle MSG-Schweißen, die jedoch nur unter der Einhaltung strenger Randbedingungen, wie Streckenenergie, $t_{8/5}$-Zeit, Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur, und nur für ein konkretes Grundwerkstoffprodukt (vgl. [Voes21]) die hohen Festigkeiten in der Schweißzone erzielen. Für die Festigkeitsklasse S1300 sind gegenwärtig keine Schweißzusätze am Markt verfügbar, die in der Schweißzone die Festigkeit des Grundwerkstoffs erreichen. Außerdem ist anzumerken, dass die derzeit verfügbaren geregelten hochfesten Zusatzwerkstoffe, wie bspw. der G 89 6 M21 Mn4Ni2CrMo mit einer nominellen Streckgrenze ≥ 890 MPa nach [DIN EN ISO 16834], grundsätzlich auf das konventionelle MSG-Schweißen abgestimmt sind und die spezifischen technischen Angaben sich auf diese Randbedingungen (Streckenenergie, Abkühlzeiten, Aufschmelzung etc.) beziehen. Beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen sowie beim Laserstrahlschweißen mit Kalt- oder Heißdrahtzuführung müssen die verfahrensspezifischen Besonderheiten, wie eine deutlich geringere Wärmeeinbringung und überwiegend Einlagenschweißungen, berücksichtigt werden. Diese können aufgrund geringerer Abkühlzeiten und fehlender Anlasseffekte, die bei Mehrlagenschweißungen auftreten, zu höherer Härte und Festigkeit, aber auch zu geringerem Kaltumformvermögen und schlechterem Sprödbruchverhalten der Schweißzone führen. In [Sch+18] kann für Laserhybridstumpfnahtschweißungen am höchstfesten Feinkornbaustahl S960MC unter Verwendung des niederfesten Schweißzusatzes G4Si1, mit einer nominellen Zugfestigkeit zwischen 530 MPa und 680 MPa, gezeigt werden, dass die Festigkeit der Schweißzone die des Grundwerkstoffs übersteigt. Auch für den S1100QL ist die Verwendung eines artähnlichen, aber nominell niederfesteren Zusatzwerkstoffs verbreitet. Dies wird in [Win+11] am Beispiel des G 69 6 M21 Mn4Ni1,5CrMo mit einer nominellen Zugfestigkeit zwischen 770 MPa und 940 MPa (vgl. [DIN EN ISO 16834]) untersucht und in der Praxis bei der Teleskopauslegerfertigung (vgl. [Lutz14]) bereits in dieser Form angewendet.

Umfassende Vorarbeiten zur Schweißnahtcharakterisierung durch zerstörungsfreie Prüfungen und metallurgische Analysen sowie Härte-, Querzug- und Kerbschlagbiegeprüfungen von Laserstrahl-MSG-Hybridstumpfnahtschweißungen an höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen liegen durch [Haf+07] vor. Hierbei wurde in Abhängigkeit des untersuchten Grundwerkstoffs und der darauf abgestimmten Zusatzwerkstoffe eine Verlagerung der Bruchlage im quasi-statischen Querzugversuch festgestellt. Bei den Laserhybridschweißungen aus den Grundwerkstoffen S690QL, S700MC, S960QL lag die Bruchlage im ungestörten Grundwerkstoff. Bei den wasservergüteten ultrahochfesten Feinkornbaustählen S1100QL und S1300QL war nicht das sich unter Verwendung eines nominell

niederfesteren Zusatzwerkstoffs einstellende Schweißgut maßgebend für das quasi-statische Versagen, sondern die Anlasszone (vgl. Abbildung 2.2). Diese zeigte bei den Härtemessungen einen ausgeprägten Härteabfall. Weitere Untersuchungen zur Schweißnahtcharakterisierung von Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen sind u. a. in [Lore11], [Lah+15] und [Sch+18] zu finden. Jedoch lag bei keiner der Untersuchungen der Fokus auf dem Ermüdungsverhalten dieser Schweißverbindungen.

2.3 Ermüdung von Schweißverbindungen

2.3.1 Grundlagen des Ermüdungsversagens

Um Leichtbau zu betreiben, werden in den hier im Fokus stehenden Industriezweigen zunehmend höchst- und ultrahochfeste Feinkornbaustähle eingesetzt. Die Gewichtseinsparung der Tragstrukturen wird dann häufig durch eine Reduktion der Blech- bzw. Wanddicken erzielt. Bei der Auslegung rücken dadurch andere Versagensmechanismen in den Vordergrund. Neben einem potenziellen Stabilitätsversagen bei statischer Beanspruchung, betrifft dies insbesondere ein Ermüdungsversagen im meist durch wechselnde Beanspruchungen geprägten Betriebszustand. Ermüdungskritisch sind häufig Schweißverbindungen aufgrund ihrer technologischen Besonderheiten, wie hohe Kerbschärfe und Eigenspannungen im Nahtbereich. Mit dem Fokus auf Schweißverbindungen wird nachfolgend der für diese Arbeit relevante Wissensstand zur Ermüdung von Stahlwerkstoffen beschrieben.

Als Ermüdung wird im vorliegenden Kontext eine durch wechselnde bzw. zyklische Beanspruchung voranschreitende Schädigung von metallischen Werkstoffen bezeichnet. Die verschiedenen Schädigungsphasen sind schematisch in Abbildung 2.8 dargestellt und gliedern sich in die Risseinleitung, gefolgt vom zunächst stabilen und anschließend instabilen Rissfortschritt, welcher final zum Restgewaltbruch führt. Der Schädigungsvorgang kann bereits bei Beanspruchungen eingeleitet werden, welche global bzw. auf makroskopischer Ebene betrachtet weit unterhalb der statischen Beanspruchbarkeit der Bauteile liegen. Beanspruchungsspitzen infolge von Singularitäten, wie Kerben, Fehlstellen oder Diskontinuitäten, führen lokal bzw. auf mikroskopischer Ebene bereits frühzeitig zum irreversiblen Wandern von Versetzungen innerhalb der Gitterstruktur des metallischen Werkstoffs. Die Versetzungen wandern entlang parallel angeordneter Gleitebenen zur Oberfläche hin und bilden dort Gleitstufen aus. Bei anhaltender zyklischer Beanspruchung gruppieren sich diese zu sog. persistenten Gleitbändern, welche unter einem Winkel von etwa 45 ° zur Hauptnormalbeanspruchung verlaufen. An der Oberfläche wachsen Extrusionen und Intrusionen allmählich zu Risskeimen heran, welche sich wiederum sukzessive ausbreiten. Ab

einer Risslänge von etwa der Korngröße wird von einem wachstumsfähigen Mikroriss ausgegangen [Läpp16].

Die beschriebene Rissinitiierung tritt bevorzugt im Bereich von Beanspruchungsspitzen auf, weshalb Schweißnähte in mehrfacher Hinsicht als ermüdungskritisch einzustufen sind. Grundsätzlich liegen im Nahtübergangs- und Wurzelbereich sowohl metallurgische als auch geometrische Kerben vor. Metallurgische Kerben resultieren aus dem inhomogenen Werkstoffgefüge und den lokal stark variierenden mechanischen Eigenschaften in der Schweißzone. Geometrische Kerben ergeben sich aus der verfahrensspezifischen Schweißnahtgeometrie selbst sowie den typischen Schweißnahtunregelmäßigkeiten, wie Einbrandkerben oder einem schroffen Nahtübergang, die lokal sogar rissartige Ausprägungen aufzeigen können [Baum14].

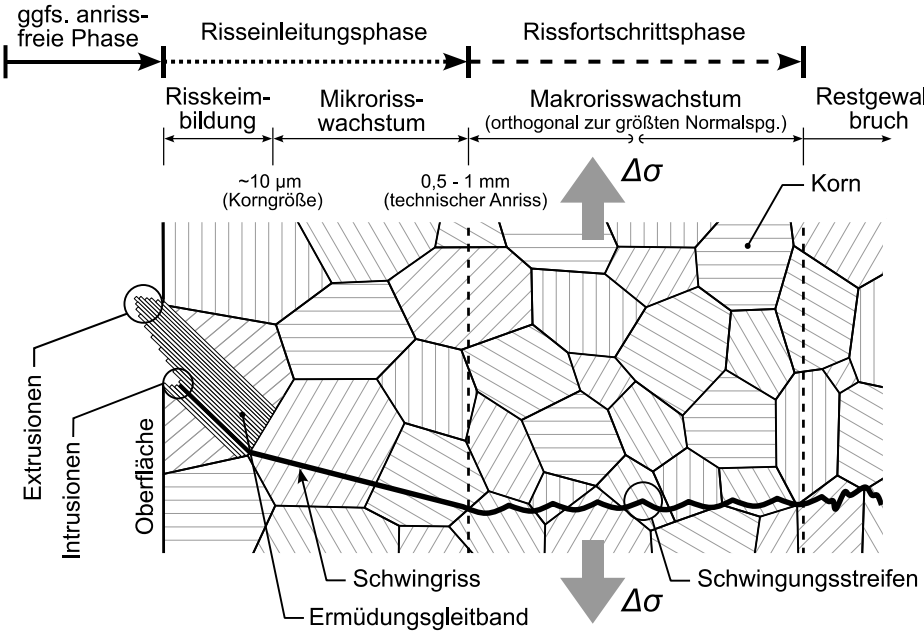


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung der Entstehung und des Fortschritts eines Ermüdungsrisses bis zum Restgewaltbruch in Anlehnung an [Läpp16]

Der Ermüdungsriss wächst zunächst parallel zu den persistenten Gleitbändern schubspannungsdominiert an, bis dieser auf ein Hindernis in Form einer Korn- oder Phasengrenze trifft. Anschließend wird der Rissfortschritt nicht mehr primär von der metallurgischen Gitterstruktur des Werkstoffs beeinflusst, sondern verläuft normalspannungsdominiert, d. h. orthogonal zur größten Normalspannung. Der Übergang vom Mikro- zum Makroriss-

wachstum ist schwer zu definieren. Verbreitet ist ein ingenieurmäßiger Ansatz, nach welchem der Übergang auf Grundlage der Detektionsgrenzen gängiger zerstörungsfreier Prüfverfahren festgelegt und als „technischer Anriss“ bezeichnet wird. Quantitative Angaben zu den Abmessungen des technischen Anrisses variieren in der Literatur. Am gebräuchlichsten ist eine Risstiefe von ca. 0,5 mm und eine Risslänge an der Oberfläche von ca. 2 mm (vgl. [Rad+06]).

Während der Rissfortschrittsphase wächst der Makroriss infolge der wechselnden Beanspruchung sukzessive weiter an, bis der verbleibende Restquerschnitt die Beanspruchung nicht mehr aufnehmen kann und schließlich der Restgewaltbruch eintritt.

2.3.2 Ermüdungsfestigkeit

Der Widerstand von Werkstoffen und Bauteilen gegenüber wechselnder bzw. zyklischer Beanspruchung wird als Ermüdungsfestigkeit bezeichnet. Wesentliche Grundlagen zur Beschreibung der Ermüdungsfestigkeit von Eisen- und Stahlwerkstoffen sind auf die Arbeiten von August Wöhler (vgl. [Wöhl63, Wöhl66, Wöhl70]) ab den 1860er-Jahren zurückzuführen. Mit den später nach ihm benannten Wöhlerversuchen führte er an möglichst identischen Probekörpern Ermüdungsversuche mit sinusförmigen, konstanten Lastamplituden bis zum Versagen (z. B. Bruch, definierte Rissgröße etc.) oder einer zuvor definierten Grenzschwingspielzahl, ab welcher kein Versagen mehr angenommen wird, durch [NuGü06]. Auf Grundlage seiner systematischen Untersuchungen und Auswertungen konnte Wöhler einen Zusammenhang zwischen zyklischer Beanspruchung und ertragbarer Schwingspielzahl experimentell nachweisen. Wesentliche Zusammenhänge hierzu sind nach [Haib06] für verschiedene zugschwellende Beanspruchungen in Abbildung 2.9 schematisch dargestellt. Bei den typischerweise im doppeltlogarithmischen Maßstab aufgetragenen Ermüdungsfestigkeitskurven (vgl. Abbildung 2.9 – rechts) wird zwischen konstanten (Wöhlerlinie) und variablen (Lebensdauerlinie) Beanspruchungsamplituden unterschieden. Die Lage der Lebensdauerlinie hängt stets von der Zusammensetzung des zugehörigen Beanspruchungskollektivs ab und liegt oberhalb bzw. rechts von der korrespondierenden Wöhlerlinie.

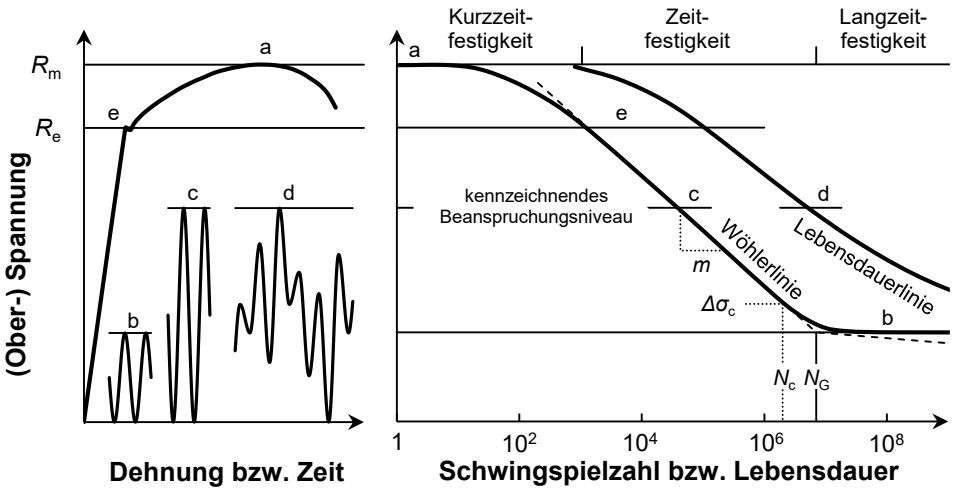


Abbildung 2.9: Begriffe und Zusammenhänge der Ermüdungsfestigkeit in Anlehnung an [Haib06] (qualitative Darstellung für verschiedene Zugschwellbeanspruchungen)

Der Wöhlerlinienverlauf wird im Zeitfestigkeitsbereich, bezogen auf die doppeltlogarithmische Darstellung, als annähernd linear angenommen und mit Gl. 2.6 in Anlehnung an [Basq10] beschrieben.

$$\boldsymbol{N = N_c \left(\frac{\Delta\sigma_c}{\Delta\sigma}\right)^m} \tag{2.6}$$

Gl. 2.6 beschreibt als Potentialfunktion den Zusammenhang zwischen der Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ und der Schwingspielzahl N. Mit dem charakteristischen Wert der Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_c$ als Stützstelle, historisch begründet meist bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen, sowie der Neigung m kann die Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich eindeutig beschrieben werden. Hin zu niedrigen Beanspruchungsniveaus geht die Wöhlerkurve im Langzeitfestigkeitsbereich in einen weitestgehend horizontalen Verlauf über. Der Übergang kann durch die Grenzschwingspielzahl N_G beschrieben werden.

Auch hin zu sehr hohen Beanspruchungen bzw. niedrigen Schwingspielzahlen flacht die Wöhlerkurve ab und geht in einen nichtlinearen Verlauf über. In diesem als Kurzzeitfestigkeit bezeichneten Bereich sind zunehmend plastische Dehnungsanteile schädigungsrelevant. Die Abgrenzung der Zeit- von der Kurzzeitfestigkeit erfolgt derzeit bei Schweißverbindungen meist auf Grundlage einer definierten Versagensschwingspielzahl N_V. Für

verschiedene Regelwerke bzw. Bemessungsempfehlungen sind nachfolgend typische, der Kurzzeitfestigkeit zugeordnete Versagensschwingspielzahlen dargestellt:

- $N_V \leq 1 \cdot 10^3$, nach [Rada90] (englisch als Low Cycle Fatigue, Abk.: LCF)
- $N_V \leq 1 \cdot 10^4$, u. a. nach [DIN EN 1993-1-9], [Hobb16] und [DIN EN 13001-3-1] (als obere Grenze der Bemessungswöhlerlinien)
- $N_V \leq 5 \cdot 10^4$, nach [SoGr95] (zunächst publiziert für hochwertige Gussbauteile)

Anstelle über die Versagensschwingspielzahl erfolgt die Abgrenzung in [GuZe99] auf Grundlage der Beanspruchungshöhe. [GuZe99] schlägt hier überschlägig die Verformungsgrenze für axialbeanspruchte Stäbe R^*_e, welcher eine Oberspannung in Höhe der Streckgrenze zugrunde liegt, zur Begrenzung der Wöhlerlinie nach oben hin vor. Die Verformungsgrenze wird durch Korrektur der Streckgrenze R_e mit der Mittelspannung σ_m bzw. dem Spannungsverhältnis R (vgl. Gl. 2.9) nach Gl. 2.7 ermittelt.

$$\boldsymbol{R_e^* = 2\,(R_e - \sigma_m) = R_e\,(1 - R)} \tag{2.7}$$

Darüber hinaus existieren weitere Ansätze zur Beschreibung der Wöhlerkurve über alle Lebensdauerbereiche hinweg. [Wage07] differenziert bspw. auf Grundlage des transienten Werkstoffverhaltens in Abhängigkeit des Beanspruchungshorizonts drei Bereiche. Für den phänomenologischen Ansatz wird sowohl die Anfangs- als auch die zyklisch stabilisierte Hysterese herangezogen. Die Beschreibung und die Bestimmung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie nach [Wage07] werden in Abschnitt 2.4.5 ausführlich thematisiert.

2.3.3 Relevante Einflüsse auf die Ermüdung

Das Ermüdungsverhalten von Werkstoffen und Bauteilen wird von einer Vielzahl von Einflussfaktoren bestimmt, wie bspw. die Übersicht in [GuZe99] und [Sand18] zeigt. Bei geschweißten Tragstrukturen sind scharfe Kerben, die damit einhergehenden Stützeffekte sowie die im Bauteil fügeprozessbedingt vorliegenden (Schweiß-)Eigenspannungen von besonderer Relevanz. Weiteren Einfluss haben die werkstoffspezifischen Besonderheiten der hier im Fokus stehenden höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustähle. Die für diese Arbeit relevanten Einflussgrößen sind nachfolgend beschrieben.

Kerbwirkung

Aufgrund der örtlichen Beanspruchungserhöhung beeinflussen Kerben maßgeblich die Ermüdungsfestigkeit von Werkstoffen und Bauteilen. Nach der Kerbart erfolgt in [RaVo07] eine Unterteilung in Formkerben (auch: geometrische Kerben), Werkstoffkerben (auch:

metallurgische Kerben) und Belastungskerben, die sowohl getrennt als auch überlagert auftreten. Bei Belastungskerben resultiert die örtliche Beanspruchungserhöhung häufig aus einer lokalen bzw. nahezu singulären Lasteinleitung, die bei wechselnder Beanspruchung versagenskritisch werden kann. Formkerben treten im Bereich von Querschnitts- bzw. Geometrieänderungen auf. Die Beanspruchungserhöhung resultiert aus einer Störung des Kraftflusses und einer Umlenkung der Spannungstrajektorien in diesem Bereich [Weid20]. Während bei spanenden oder gießtechnischen Fertigungsverfahren die Kerbgeometrie individuell und reproduzierbar eingestellt werden kann, ist die Beeinflussung relevanter Schweißnahtkerben nur bedingt und innerhalb enger fügeverfahrensspezifischer Grenzen möglich [Baum14]. Hinzu kommt, dass bei Schweißnähten die lokale Geometrie über die Nahtlänge hinweg mitunter stark variiert.

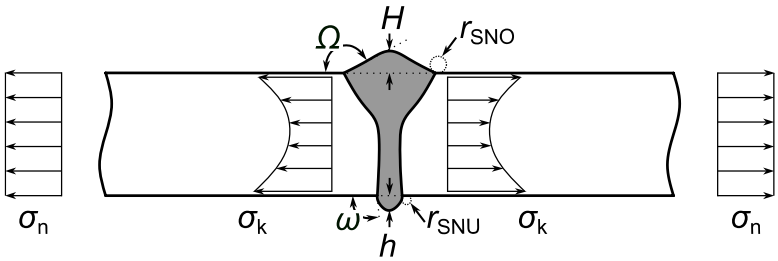


Abbildung 2.10: Maßgebende Einflussgrößen auf die geometrischen Kerben einer Stumpfnaht

Exemplarisch sind für die im Rahmen dieser Arbeit im Fokus stehenden Stumpfstöße die relevanten Geometriegrößen in Abbildung 2.10 dargestellt. Wesentlichen Einfluss auf die Formkerbe haben der Flankenwinkel bzw. der Kerböffnungswinkel Ω, der Nahtübergangsradius r_{SNO} sowie die Nahtüberhöhung H. Insbesondere bei einseitig durchgeschweißten Stumpfnähten kann die Formkerbe an der Nahtunterseite kerbschärfer ausfallen und ist stets separat zu bewerten. In Abbildung 2.10 wird die Nahtgeometrie an der Unterseite durch die differenzierten Parameter ω, r_{SNU} und h charakterisiert. Größere Spannungsüberhöhungen durch Formkerben treten i. d. R. an der Nahtwurzel von Kehlnähten und anderen nicht durchgeschweißten Nähten auf. Neben einer ausgeprägten Störung des Kraftflusses liegt in diesem Bereich häufig ein sehr kleiner Kerbradius sowie ein sehr geringer Kerböffnungswinkel, teilweise sogar mit rissartiger Geometrie, vor. Geometrische Kerben lassen sich durch die werkstoffunabhängige Kerbformzahl k_t (auch: Kerbfaktor oder Formzahl) quantifizieren (vgl. [Neub01]). Diese ist nach Gl. 2.8 als Quotient aus der elastizitätstheoretisch ermittelten maximalen Kerbspannung σ_k und der Nennspannung σ_n definiert. Für einfache Bauteilgeometrien und Beanspruchungen sowie definierte Formkerben existieren umfangreiche Tabellenwerke zur Ermittlung der Kerbformzahl (vgl. u. a. [FKM 12]). Auch sind in der Literatur Approximationsformeln zu einigen geschweißten Standard-

Kerbdetails zu finden (vgl. [Rad+06] und [Haib06]). Darüber hinaus kann bei komplexen Konstruktionsdetails auf eine linear-elastische FE-Berechnung zurückgegriffen werden.

$$\boldsymbol{k_t = \frac{\sigma_k}{\sigma_n}} \tag{2.8}$$

Werkstoffkerben sind auf Unstetigkeiten im metallurgischen Gefüge zurückzuführen, innerhalb dessen sich die einzelnen Bereiche hinsichtlich Steifigkeit, Elastizität und/oder Fließgrenze voneinander abgrenzen [RaVo07]. Infolge der lokal begrenzten Wärmeeinbringung beim thermischen Fügen treten nachträgliche Gefügeänderungen bzw. -umwandlungen sowie beim Einsatz von Zusatzwerkstoff zusätzlich eine Aufmischung auf. Aus der über die Schweißzone hinweg stark variierenden Spitzentemperatur resultiert ein hochgradig inhomogenes Werkstoffgefüge quer zur Naht (vgl. Abschnitt 2.2). Als besonders ermüdungskritisch ist die Überlagerung der metallurgischen Kerben im Übergangsbereich von Schweißgut, Schmelzlinie und Grobkornzone mit den Formkerben am Nahtübergang bzw. an der Nahtwurzel hervorzuheben. Genau in diesen Gefügebereichen liegen bei Schweißverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen stark variierende Werkstoffeigenschaften vor (vgl. [Lie+08], [Skri18], [Mel+21] etc.).

Schweißnahtnachbehandlungsmethoden, wie das Beschleifen oder das Überschweißen mit dem WIG-Verfahren der Nahtübergänge, zielen in erster Linie auf eine Reduktion der ermüdungsrelevanten Formkerben ab. Während bei nicht nachbearbeiten Schweißnähten meist die geometrische Kerbwirkung dominiert, rücken bei den so nachbehandelten Schweißnähten zunehmend metallurgische Kerben in den Vordergrund.

Stützwirkung und Größeneinflüsse

Ermüdungsversuche zeigen, dass die lokale Beanspruchbarkeit im Bereich von Kerben häufig höher ausfällt als die ertragbare Nennspannung von ungekerbten Proben. Die Erhöhung der lokalen Beanspruchbarkeit wird sowohl bei scharf als auch schwach gekerbten Proben beobachtet und lässt sich mit der sog. Stützwirkung begründen. Nach der Kerbspannungslehre von [Neub01] ist das Phänomen in erster Linie auf die Makro- sowie die Mikrostützwirkung zurückzuführen. Während die Makrostützwirkung auf dem Abbau von Kerbspannungen durch lokales Fließen beruht, kann die Mikrostützwirkung auf Grundlage der metallurgischen Gitterstruktur erklärt werden [RaVo07]. Nach dem Konzept der Mikrostützwirkung nach [Neub68] bestimmt nicht die maximale Kerbspannung, sondern die über ein kleines Werkstoffteilchen gemittelte Spannung die ermüdungsrelevante Beanspruchungshöhe im Kerbbereich. Beim Spannungsmittelsatz nach [Neub68] wird die effektive Beanspruchung durch Mittelung der Kerbspannung über eine Ersatzstrukturlänge ρ^* berechnet. Die Ersatzstrukturlänge kann hierbei als Stoffkonstante interpretiert werden, welche von der Gitterstruktur und Zusammensetzung des Werkstoffs abhängt. Einen anderen

Ansatz zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung liefert der Spannungsgradientensatz nach [SiSt55], welcher in Abwandlung auch in [FKM 12] Anwendung findet. Nach der Auslegung von [SiSt55] wird die Risseinleitungsphase insbesondere durch den Spannungsgradienten im Kerbbereich beeinflusst. Demnach wird bei starkem Spannungsabfall, d. h. großem Gradienten, das Kurzrisswachstum wesentlich verzögert.

Dass Großbauteilversuche mitunter eine wesentlich geringere Ermüdungsfestigkeit aufzeigen als Kleinprüfkörper, ist auf sog. Größen- bzw. Bauteileinflüsse zurückzuführen. Da die Mikrostützwirkung neben der Beanspruchungsart und dem Werkstoff sowohl vom absoluten als auch vom relativen Kerbradius bezogen auf die Probengröße abhängt, wird die Mikrostützwirkung auch als *spannungsmechanischer Größeneinfluss* bezeichnet. Zusätzlich zu diesem sind nach der Einteilung in [Kloo74] der statistische, der technologische sowie der oberflächentechnische Größeneinfluss anzuführen. Der *statistische Größeneinfluss* ist auf die stochastische Verteilung von Fehlstellen und die damit höhere Wahrscheinlichkeit, bei größeren hochbeanspruchten Oberflächen bzw. Volumen eine dieser Fehlstellen zu treffen, zurückzuführen. Eine isolierte Beschreibung dieses Einflusses erfolgt häufig auf Grundlage der Fehlstellentheorie von [Weib39]. Bei der Kalibrierung von Bemessungswöhlerlinien durch Großbauteilversuche (vgl. Abschnitt 2.4.2 – Nennspannungskonzept) ist davon auszugehen, dass der statistische Größeneinfluss implizit auf der Widerstandsseite mitberücksichtigt ist. Der *technologische Größeneinfluss* zielt ursprünglich auf Einflüsse aus der Halbzeugherstellung, wie geringere Reinheitsgrade, inhomogene metallurgische Gefüge und abnehmende Werkstofffestigkeit, bei zunehmender Blechdicke ab. Der technologische Größeneinfluss kann auf ermüdungsrelevante Einflüsse durch die schweißtechnische Fertigung von Großbauteilen, wie zunehmende Zwängungen und Eigenspannungen, erweitert werden. Darüber hinaus beschreibt der *oberflächentechnische Größeneinfluss* die begrenzte Tiefenwirkung bei Anwendung ermüdungsfestigkeitssteigernder Oberflächenverfestigungsverfahren [Haib06]. Sowohl beim thermischen Randschichthärten als auch beim mechanischen Verfestigen der Oberfläche wird die Festigkeit der oberflächennahen Werkstoffbereiche wesentlich erhöht, was zu einer Verzögerung der Rissinitiierungsphase führt [Möll20]. Dieses Wirkprinzip wird auch bei Verfahren zur Schweißnahtnachbehandlung, wie bspw. den höherfrequenten Hämmerverfahren, lokal im Bereich der versagenskritischen Nahtübergänge genutzt.

Stützeffekte und Größeneinflüsse treten meist überlagert auf, was eine differenzierte Betrachtung und Bewertung erschwert. Die gängigen Nachweiskonzepte von ermüdungsbeanspruchten Schweißverbindungen (vgl. Abschnitt 2.4) zielen in erster Linie auf eine Berücksichtigung des spannungsmechanischen und des statistischen Größeneinflusses ab. Darüber hinaus wird teilweise auch die verformungsmechanische Makrostützwirkung abgebildet (vgl. Abschnitt 2.4.5 - Kerbdehnungskonzept).

Werkstoff

Bei ungekerbten sowie schwach gekerbten Proben ($k_t \approx 1{,}0$) aus Stahl ist eine eindeutige Korrelation zwischen der Ermüdungsfestigkeit und der statischen Festigkeit bzw. der Dehngrenze nachweisbar. So wird bspw. in [FKM 12] ein linearer Zusammenhang zwischen der Zugfestigkeit und der Wechselfestigkeit ($R = -1$, vgl. Gl. 2.9) angenommen. Nimmt die Kerbschärfe zu ($k_t > 1{,}0$), wird jedoch eine sukzessive Abnahme dieser Werkstoffabhängigkeit im Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich beobachtet. Der Effekt lässt sich durch eine Abnahme der Mikrostützwirkung mit zunehmender Werkstofffestigkeit begründen [RaVo07]. Da i. d. R. mit Zunahme der Werkstofffestigkeit eine Abnahme der Korngröße einhergeht (vgl. [Hall51]), lässt sich die zunehmende Kerbempfindlichkeit anschaulich mit der Theorie von [Neub68] zur Mikrostützwirkung erklären. Demnach kann bei höherfesten Stahlwerkstoffen zur Ermittlung der ermüdungsrelevanten Beanspruchungshöhe im Kerbbereich nur eine reduzierte Ersatzstrukturlänge ρ^* angesetzt werden. Auf Grundlage von [Sons01, Sons07] ist in Abbildung 2.11 der Einfluss der Werkstofffestigkeit auf die Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit der Kerbformzahl k_t und des Spannungsverhältnisses R (vgl. Gl. 2.9) schematisch dargestellt. Demzufolge hängt die Ermüdungsfestigkeit ab einer Kerbformzahl von etwa $k_t \approx 2{,}5$ kaum noch von den statischen Eigenschaften des Stahlwerkstoffs ab, vielmehr dominiert die geometrische Form der Kerbe. Zur Ausnutzung höherer Werkstofffestigkeiten bei ermüdungsbeanspruchten Bauteilen ist daher ein Abbau von Spannungskonzentrationen zwingend erforderlich [Sons01, Sons07]. Dieses Grundprinzip ist sowohl in der Planung, u. a. durch kerbarmes Konstruieren, als auch bei der Fertigung, u. a. durch optimierte Fertigungsprozesse, der Bauteile umzusetzen.

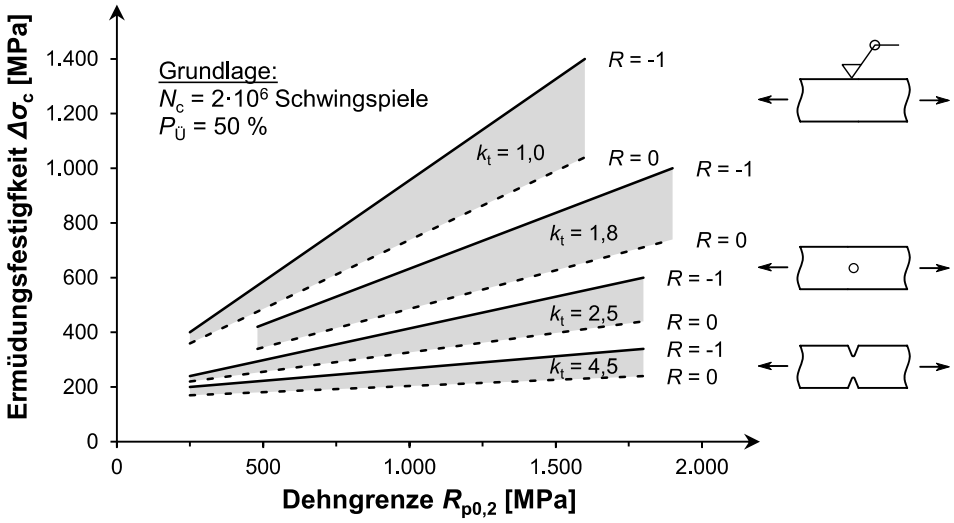


Abbildung 2.11: Einfluss der Werkstofffestigkeit sowie der Kerbformzahl und des Spannungsverhältnisses auf die Ermüdungsfestigkeit nach [Sons01, Sons07]

Da bei nicht nachbehandelten Schweißnähten im Bereich des ermüdungskritischen Nahtübergangs- und Nahtwurzelbereichs zumindest lokal scharfe Kerben vorliegen (vgl. Abschnitt – Kerbwirkung), wird hier keine wesentliche Werkstoffabhängigkeit beobachtet. Dies belegen zahlreiche, primär den Zeitfestigkeitsbereich adressierende Ermüdungsversuchsergebnisse an geschweißten Konstruktionsdetails. Die auf Grundlage umfangreicher Literaturdaten erstellte Datensammlung in [Fel+20] deckt serienübergreifend verschiedenste Werkstofffestigkeiten ab. Die systematische Neuauswertung dieser Datenbasis zeigt, dass aufgrund zahlreicher zusätzlicher Einflussfaktoren bei geschweißten Kerbdetails typische Streuspannen deutlich größer ausfallen als bei nicht geschweißten Details. Aufgrund der größeren Streuung ist ein eindeutiger Einfluss der Werkstofffestigkeit bei geschweißten Konstruktionsdetails nicht nachweisbar. Auch zeigen direkte Gegenüberstellungen einzelner Versuchsserien kein einheitliches Bild. Stellenweise wird für ausgewählte Konstruktionsdetails von einer moderaten Zunahme der Ermüdungsfestigkeit mit ansteigender Werkstofffestigkeit berichtet (vgl. [Man+00], [Put+06]). Dagegen wird in [ScVo05] im Festigkeitsbereich zwischen S355 und S690 eine vergleichbare und ab S960 bis S1100 sogar eine reduzierte Ermüdungsfestigkeit festgestellt. Inwieweit sich hier andere ermüdungsrelevante Einflüsse, wie eine variierende Fertigungsqualität, verschiedene Eigenspannungszustände etc., überlagert haben, kann im Nachhinein nicht mehr zweifelsfrei nachvollzogen werden. Insbesondere für kerbscharfe Schweißverbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen ($R_{p0,2}$ > 960 MPa) bleibt final zu validieren, ob sich die beiden gegenläufigen Effekte aus einer zunehmenden Ermüdungsfestigkeit bei ansteigender

Werkstofffestigkeit und einer abnehmenden Stützwirkung auch in diesem Festigkeitsbereich weitestgehend kompensieren. Nur dann ist ein werkstoffunabhängiger Ermüdungsnachweis bei Schweißverbindungen im Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich weiterhin gerechtfertigt.

Dagegen zeigen Ermüdungsversuche an Schweißverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen bei sehr hohen Lasthorizonten, d. h. im Übergangsbereich zur Kurzzeitfestigkeit, eine eindeutige Werkstoffabhängigkeit. Ergebnisse aus [Mel+15] und [Mel+21] belegen, dass die Wöhlerlinie für $N_V < 10^4$ Schwingspiele linear nach oben weitergeführt werden kann. Teilweise wird für höchst- und ultrahochfeste Schweißverbindungen das Abgrenzkriterium nach [GuZe99] auf Grundlage der Verformungsgrenze R^*_e vorgeschlagen (vgl. [Hra+15]). [Hrab19] greift für MAG-geschweißte Verbindungen dieses Kriterium auf und führt zusätzlich eine Versagensuntergrenze bei $N_V = 10^3$ Schwingspielen ein. Ergebnisse aus [Mel+21] weisen darauf hin, dass bei laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen dieses Kriterium teilweise unpräzise und/oder progressiv sein kann.

Mittel- und Eigenspannungen

Der Einfluss einer äußeren Mittelspannung σ_m bzw. des Spannungsverhältnisses R (vgl. Gl. 2.9) auf die Ermüdungsfestigkeit wird als Mittelspannungsempfindlichkeit bezeichnet. Wechselnd beanspruchte Proben zeigen bei Druckmittelspannungen im Vergleich zu Zugmittelspannungen höhere Lebensdauern. Dies lässt sich auf eine Verzögerung der Risseinleitungsphase sowie auf eine Verlangsamung des Rissfortschritts durch Rissschließung bei Druckbeanspruchungen zurückführen. Unabhängig von der Kerbschärfe nimmt die Mittelspannungsempfindlichkeit mit ansteigender Werkstofffestigkeit zu [Schü65]. Als Erklärungsansatz wird häufig ein abnehmendes zyklisches Relaxations- bzw. Kriechverhalten bei höherfesten Stahlwerkstoffen angeführt [RaVo07]. Dem gegenüber steht, dass höherfeste Werkstoffe teilweise eine Anwendung bei hohen Mittelspannungen erst ermöglichen.

$$\boldsymbol{R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o}} \tag{2.9}$$

Zur Beschreibung der Mittelspannungsempfindlichkeit M ist die Definition nach [Schü65] verbreitet. Nach Gl. 2.10 wird diese auf Grundlage von wechselnd ($R = -1$) sowie schwellend ($R = 0$) beanspruchten Probekörpern ermittelt. Der Kennwert ist somit nicht ausschließlich vom Werkstoff abhängig, sondern wird u. a. von der Kerbschärfe, der Beanspruchungsart, lokalem Fließen, fertigungsinduzierten Eigenspannungen sowie der Beanspruchungshöhe beeinflusst [Baum14].

$$\boldsymbol{M} = \frac{\sigma_a(R=-1) - \sigma_a(R=0)}{\sigma_{m(R=0)}} \tag{2.10}$$

In [FKM 12] wird die Mittelspannungsempfindlichkeit bei nicht geschweißten Bauteilen auf Grundlage der Werkstoffgruppe (Stahl, Stahlguss etc.), der Werkstofffestigkeit sowie der Beanspruchungsart (Normal- oder Schubspannung) abgeschätzt. Außerdem kann die Mittelspannungsabhängigkeit über sog. Schädigungsparameter, welche die Mittelspannungsempfindlichkeit implizit mitberücksichtigen (vgl. Abschnitt 2.4.5 – Schädigungsparameter), abgebildet werden.

Im Gegensatz zu den durch äußere Einwirkungen induzierten Mittelspannungen treten Eigenspannungen frei von äußeren Kräften und Momenten auf und stehen innerhalb des Werkstoffs bzw. des Bauteils im Gleichgewicht. Eigenspannungen entstehen durch lokal unterschiedliche, plastisch inkompatible Verformungen. Verbreitet ist die Einteilung differenziert nach dem Wirkbereich (vgl. [Mac+73]), d. h. über makroskopische Bereiche (1. Art), über mikroskopische Bereiche von einem bis wenigen Gefügekörnern (2. Art) sowie über kleinste, submikroskopische Werkstoffbereiche (3. Art). Praxisrelevant im Hinblick auf die Ermüdungsfestigkeit sind in erster Linie die Makroeigenspannungen (1. Art). Nahezu alle technisch relevanten Herstell-, Bearbeitungs- und Fügeverfahren gehen mit der Induzierung von Eigenspannungen einher [RaVo07]. Zusätzlich kann der Eigenspannungszustand bei der Montage und im Betrieb der Bauteile durch Überschreiten der Fließgrenze, aber auch durch zyklische Relaxation oder zyklisches Kriechen (vgl. [Nits95]) verändert werden.

Im Kontext der Bauteilermüdung sind die durch das thermische Fügen induzierten Schweißeigenspannungen von besonderer Bedeutung. Infolge der inhomogenen, lokal begrenzten Wärmeeinbringung beim Schweißen (vgl. Abschnitt 2.2) können in den versagenskritischen Kerbbereichen der Schweißnähte hohe Zugeigenspannungen auftreten. Schweißeigenspannungen lassen sich auf die technologischen Effekte, die während des raschen Aufheiz- und Abkühlvorgangs auftreten, zurückführen. Diese können nach [Mac+73] für ein grundlegendes Verständnis zunächst getrennt betrachtet werden (vgl. Abbildung 2.12). Die lokal begrenzte Ausdehnung und anschließende Schrumpfung im Schweißnahtbereich wird durch die umliegenden, kälteren Zonen behindert. Begünstigt durch die mit ansteigender Temperatur abnehmende Warmstreckgrenze resultieren inhomogene plastische Dehnungen und sog. *Schrumpfeigenspannungen*. Außerdem entstehen bedingt durch das unterschiedliche Abkühlverhalten über die Blechdicke hinweg zusätzlich sog. *Abschreckeigenspannungen*. Aufgrund des langsameren Abkühlverhaltens der oberflächenabgewandten Bereiche entstehen hier Wärmespannungen und wegen der niedrigeren Warmstreckgrenze plastische Verformungen. Nach der Abkühlung liegen dort

Zugeigenspannungen und, aufgrund des inneren Gleichgewichts, in den oberflächennahen Bereichen Druckeigenspannungen vor. Darüber hinaus treten bei den hier im Fokus stehenden umwandlungsfähigen Stählen, infolge Volumenänderungen bei der Phasenumwandlung, sog. *Umwandlungseigenspannungen* auf. In den bei der Aufheizung zunächst austenitisierten Bereichen ($T_{max} \geq Ac_1$ – vgl. Abschnitt 2.2) kommt es während der Abkühlung zur Phasenumwandlung und einer Volumenzunahme [WoMa77]. Da größere Volumenzunahmen und niedrigere Umwandlungstemperaturen tendenziell zu höheren Eigenspannungen führen, sind insbesondere zu Bainit und Martensit umgewandelte Gefügebereiche betroffen [Hild08]. Aufgrund der inhomogenen Temperaturverteilung läuft die Umwandlung über die Schweißzone zeitlich versetzt ab. Tendenziell sind in den zuerst umgewandelten Bereichen Zugeigenspannungen zu erwarten [WoMa77]. Schließlich können nach dem Gedankenmodell von [Mac+73] zur qualitativen Beschreibung der Schweißeigenspannungsverteilung die Anteile aus Schrumpfung, Abschreckung und Umwandlung vereinfacht linear superpositioniert werden (vgl. Abbildung 2.13 – unten).

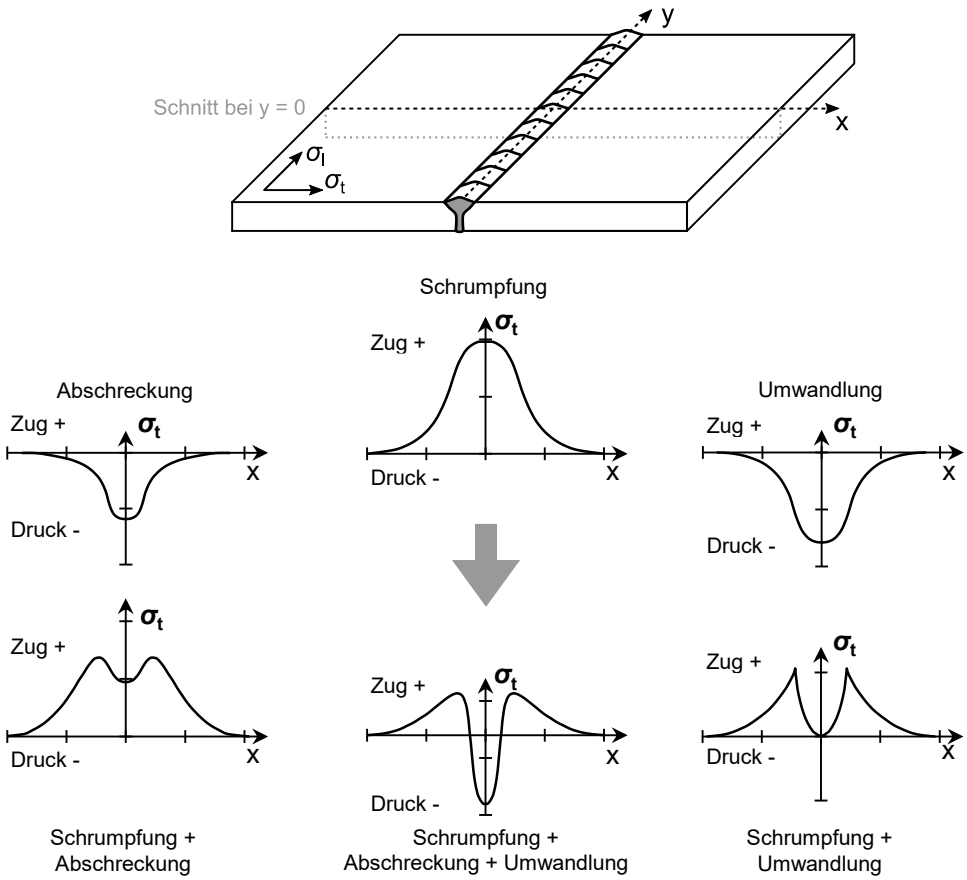


Abbildung 2.12: Schweißeigenspannungsanteile quer zu einer exemplarisch gewählten Stumpfnaht (oben) – aus Schrumpfung, Abschreckung und Umwandlung (mittig) sowie deren Superposition (unten) in Anlehnung an [Mac+73]

Zur Entstehung, Beschreibung und Quantifizierung von Schweißeigenspannungen existieren zahlreiche Forschungsarbeiten (vgl. [Wohl83], [Nits95], [Hild08] etc.), auf die vertiefend verwiesen wird. Allgemeingültige Ansätze sind jedoch aufgrund der Vielzahl an Einflussgrößen und des hohen Komplexitätsgrads noch immer Gegenstand der Forschung und finden in der Bemessungspraxis keine Anwendung. Nach [Hild08] wird die Ausbildung von Schweißeigenspannungen durch konstruktive, verfahrensbedingte und werkstoffliche Einflussgrößen bestimmt. Zu den schweißverfahrensspezifischen Einflussgrößen zählen u. a. die Wärmeführung, die Schmelzbadgröße und der Einspanngrad der zu fügenden Halbzeuge [Hens17]. Darüber hinaus besteht die Schwierigkeit der Quantifizierung darin, dass kleinste Änderungen des Fertigungsprozesses zu wesentlichen Änderungen des Eigenspannungszustands der Bauteile führen können [RaVo07].

Eigenspannungen überlagern sich in den versagenskritischen Kerbbereichen mit der äußeren Beanspruchung bzw. Mittelspannung und können so maßgebenden Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit der Bauteile haben. Zur Bewertung des Einflusses von Eigenspannungen auf die Ermüdungsfestigkeit existieren ebenfalls zahlreiche Untersuchungen (vgl. [Gurn79], [MaWo85], [Nits95], [Hens17] etc.). Insbesondere aufgrund der schwierigen, reproduzierbaren Beschreibung des Eigenspannungszustands selbst ist die Thematik komplex. Daher kann, trotz der Vielzahl an Untersuchungen, die Quantifizierung des Eigenspannungseinflusses auf die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen derzeit als nicht hinreichend geklärt angesehen werden [Weid20].

Die in den aktuellen Regelwerken zu findenden Bemessungswöhlerlinien sind konservativ an zugeschwellend beanspruchten Probekörpern kalibriert und beziehen sich bspw. nach [Hobb16] auf ein definiertes Spannungsverhältnis von $R = 0{,}5$. Die Bemessung erfolgt mittelspannungsunabhängig basierend auf der Spannungsschwingbreite als Beanspruchungsgröße. Die Vorgehensweise ist auf die pauschale Annahme von hohen Zugeigenspannungen zurückzuführen und ist für komplexe Schweißkonstruktionen vertretbar. Bei Bauteilen mit geringen Eigenspannungen führt die Annahme aber zu einer unwirtschaftlichen Auslegung. Daher kann nach den gängigen Regelwerken bei ausgewählten Bauteilen, mit hinreichend genau bekanntem Eigenspannungszustand, eine erhöhte Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses angesetzt werden (vgl. Abbildung 2.13). Nach [Hobb16] wird zwischen niedrigen, mittleren und hohen Eigenspannungen unterschieden. Für Bauteile mit bekannt niedrigen oder mittelhohen Eigenspannungen darf in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses ein Erhöhungsfaktor auf die Ermüdungsfestigkeit angesetzt werden. Ein anderer Ansatz wird in [DIN EN 1993-1-9] und [DIN EN 13001-3-1] verfolgt. Hier darf bei nicht geschweißten sowie spannungsarmgeglühten Bauteilen eine erhöhte Ermüdungsfestigkeit indirekt durch Reduktion des Druckspannungsanteils an der Spannungsschwingbreite auf 60 % berücksichtigt werden.

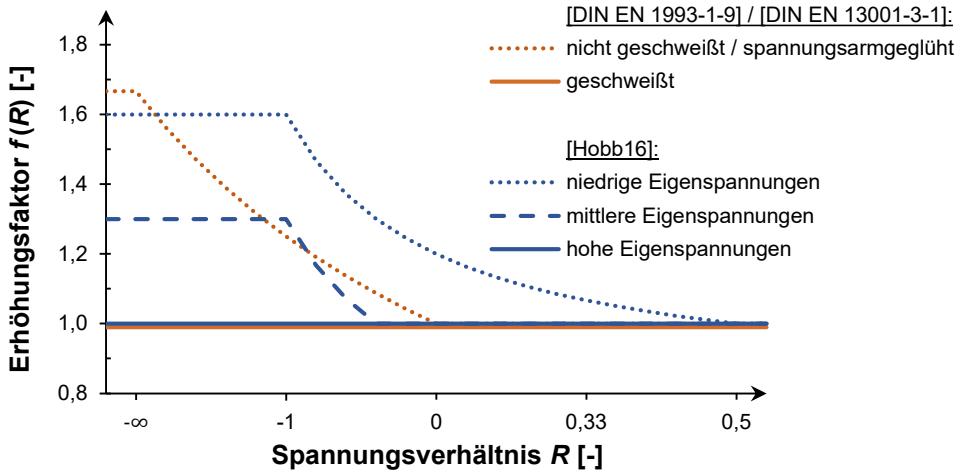


Abbildung 2.13: Erhöhungsfaktor der Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit des bekannten Eigenspannungszustands nach den hier relevanten Regelwerken

Zusammenfassung und Fazit

Insbesondere durch die mit dem thermischen Fügen einhergehende Vielzahl an veränderlichen Einflussgrößen ist eine genaue Lebensdauervorhersage von geschweißten Bauteilen komplex. Dies gilt sowohl für unter Laborbedingungen, vielmehr jedoch für unter praxisüblichen Fertigungsbedingungen hergestellte Schweißverbindungen. So resultieren aus der fügeverfahrensbedingten Streuung der Schweißnahtgeometrie variierende geometrische Kerben. In Abhängigkeit des Grundwerkstoffs und der Wärmeführung entstehen veränderliche metallurgische Kerben. Variierende Bauteile und Fertigungsabläufe führen zu einer Varianz des ermüdungsrelevanten Eigenspannungszustands. Weiter sind die im Rahmen dieser Arbeit adressierten Industriezweige durch ein hohes Maß an Individualfertigung geprägt. Darüber hinaus sind zum Zeitpunkt der Bemessung die genauen Fertigungsbedingungen meist nicht oder nur unzureichend genau bekannt. Aufgrund dieser Vielzahl an Fertigungseinflüssen ist zur Erzielung einer hinreichend hohen Bauteilsicherheit die Berücksichtigung einer statistischen Komponente im Bemessungskonzept (vgl. Abschnitt 2.4) unabdingbar. Zur Reduktion der fertigungsbedingten Einflussfaktoren kann eine Schweißnahtnachbehandlung angewendet werden. Ziel ist es, ausgewählte Einflussgrößen durch Reduktion von geometrischen Kerben (bspw. durch Schleifen) und/oder durch Eintrag von Druckeigenspannungen sowie Oberflächenverfestigungen (bspw. durch höherfrequente Hämmerverfahren) positiv zu beeinflussen. Schließlich dürfen ermüdungsmindernde Einflüsse, die während der Lebenszeit der Bauteile auftreten können, bei der Auslegung nicht vernachlässigt werden. Hierzu zählen unter anderem Überlasten, welche durch lokales Fließen den Eigenspannungszustand wesentlich beeinflussen können, sowie umweltbedingte Einflüsse aus Korrosion.

2.4 Bemessungskonzepte wechselnd beanspruchter Schweißverbindungen

2.4.1 Übersicht der Konzepte

Aufgrund der zahlreichen, im vorhergehenden Abschnitt beschriebenen Einflussfaktoren ist die Nachweisführung wechselnd beanspruchter Schweißkonstruktionen vielschichtig. Für verschiedene Anwendungsbereiche und Komplexitätsgrade existieren verschiedenste wissenschaftliche Ansätze. Eine Auswahl der etablierten Nachweiskonzepte zeigt Abbildung 2.14. Ausgehend vom Nennspannungskonzept, einer globalen Betrachtung des Konstruktionsdetails, über das semi-lokale Strukturspannungskonzept, zielen die lokalen Konzepte auf eine konstruktionsdetailunabhängige Nachweisführung, auch von komplexen Bauteilen und Beanspruchungszuständen, ab.

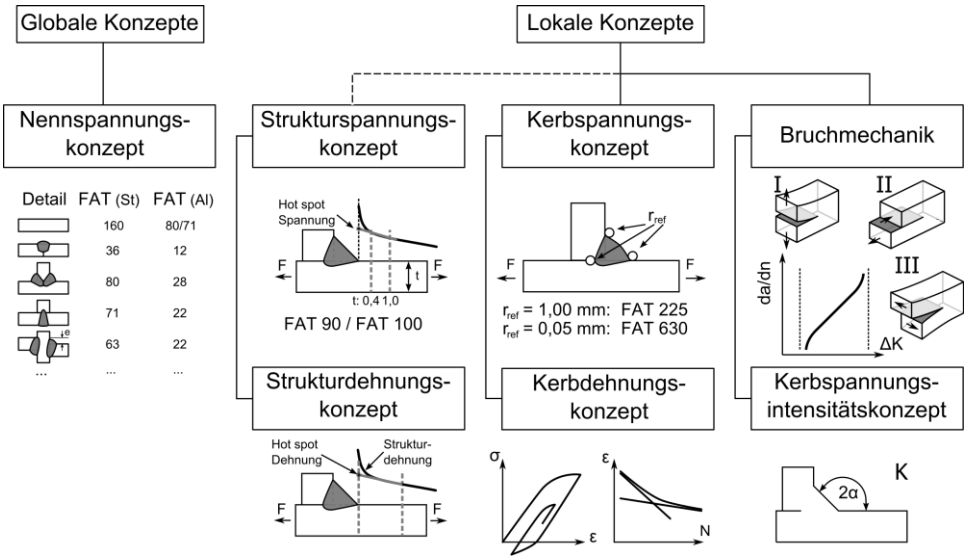


Abbildung 2.14: Bemessungskonzepte zur Auslegung von wechselnd beanspruchten Schweißnähten [Baum14]

Der Fokus der nachfolgenden Ausführungen liegt auf den für diese Arbeit relevanten Nachweiskonzepten. Darüber hinaus werden zur Vollständigkeit und zur besseren Einordnung das Strukturspannungskonzept sowie weitere wissenschaftlich bedeutsame Ansätze kurz vorgestellt. Zur Theorie, Vertiefung und Nachweisführung dieser Konzepte wird auf die einschlägige Literatur verwiesen.

2.4.2 Nennspannungskonzept

Aufgrund der einfachen Anwendbarkeit ist das Nennspannungskonzept zur Nachweisführung von wechselnd beanspruchten Bauteilen am weitesten verbreitet. Bemessungsgrundlage ist die Nennspannung, welche nach der Elastizitätstheorie für den Bereich des zu erwartenden Rissausgangs bestimmt wird und einer Bemessungswöhlerlinie gegenübergestellt wird. Beim Nennspannungskonzept werden keine lokalen Spannungsüberhöhungen infolge geometrischer oder metallurgischer Kerben berücksichtigt, weshalb es zu den globalen Nachweiskonzepten zählt (vgl. Abbildung 2.14). Da auf der Beanspruchungsseite keine lokalen Effekte berücksichtigt werden, müssen diese auf der Widerstandsseite beachtet werde. Für verschiedene Kerbdetails werden daher unterschiedliche Bemessungswöhlerlinien herangezogen. Die verbreiteten Regelwerke beinhalten daher einen sog. Kerbfallkatalog, der einer umfangreichen Auswahl an Konstruktionsdetails die korrespondierende Ermüdungsfestigkeit bzw. Bemessungswöhlerlinie zuordnet. I. d. R. erfolgt die Zuteilung der Ermüdungsfestigkeit über eine Referenzspannungsschwingbreite, dem Bezugswert der Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_c$, welcher auch als FAT-Klasse (vgl. [Hobb16]) oder Kerbfall (vgl. [DIN EN 1993-1-9]) bezeichnet wird. Der Bezugswert der Ermüdungsfestigkeit beschreibt den Widerstand, historisch begründet, bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und ist gleichzeitig die Stützstelle der zugehörigen Bemessungswöhlerlinie. Der Verlauf der Bemessungswöhlerlinie ist in den für diese Arbeit relevanten Regelwerken (vgl. [DIN EN 1993-1-9], [Hobb16] und [DIN EN 13001-3-1]) vergleichbar. Im Detail ergeben sich Unterschiede, wie Abbildung 2.15 anhand exemplarischer Bemessungswöhlerlinien im Wöhlerdiagramm zeigt. Für geschweißte Konstruktionsdetails ohne Schweißnahtnachbehandlung wird unter Normalbeanspruchung im Zeitfestigkeitsbereich normenübergreifend eine feste Neigung der Wöhlerlinie von $m = 3$ vorgegeben. Unterschiede ergeben sich bei der Lage des Abknickpunkts N_G, d. h. dem Übergang von der Zeit- in die Langzeit- bzw. Dauerfestigkeit. Nach [DIN EN 1993-1-9] ist dieser bei $5 \cdot 10^6$ Schwingspielen gewählt. Im weiteren Verlauf wird in Abhängigkeit der Beanspruchungsart unterschieden. Bei ausschließlich konstanten Spannungsschwingbreiten darf ab $5 \cdot 10^6$ Schwingspielen eine Dauerfestigkeit und ein horizontaler Verlauf der Bemessungswöhlerlinie angesetzt werden. Bei mehrstufiger Ermüdungsbeanspruchung, d. h. variierenden Spannungsschwingbreiten zwischen den einzelnen Zyklen, ist die Bemessungswöhlerlinie ab $5 \cdot 10^6$ Schwingspielen mit einer reduzierten Neigung von $m = 5$ bis 10^8 Schwingspielen fortzuführen und erst danach eine Dauerfestigkeit anzusetzen. Zukünftig soll nach [prEN 1993-1-9] für besonders kerbscharfe, geschweißte Konstruktionsdetails (Kerbfall ≤ 63) der Abknickpunkt N_G erst bei 10^7 Schwingspielen liegen (vgl. Abbildung 2.15 – Kerbfall 45 [prEN 1993-1-9]). Außerdem wird in [prEN 1993-1-9] für nicht geschweißte Konstruktionsdetails mit geringer Kerbwirkung Kerbfall 180 mit Neigung $m = 5$ und Abknickpunkt N_G bei $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen eingeführt. Dieser Kerbfall kann nur mit zusätzlichen Anforderungen an die Oberflächenrauheit angesetzt werden.

Nach [Hobb16] liegt der Abknickpunkt N_G für alle Konstruktionsdetails bei 10^7 Schwingspielen und im weiteren Verlauf wird zwischen normalen und hochzyklischen Anwendungen unterschieden. Bei normalen Anwendungen und konstanten Spannungsamplituden bzw. einstufiger Beanspruchung darf im weiteren Verlauf der Bemessungswöhlerlinie eine Dauerfestigkeit angenommen werden. Dagegen ist die Wöhlerlinie für hochzyklische Anwendungen ab N_G kontinuierlich mit der Neigung von $m = 22$ fortzuführen. Kriterien zur Abgrenzung von normalen zu hochzyklischen Anwendungen sind in [Hobb16] nicht zu finden. Hin zu hohen Beanspruchungshorizonten werden alle Bemessungswöhlerlinien nach [Hobb16] durch die für Grundwerkstoffe geltende FAT 160, mit flacherer Neigung von $m = 5$, begrenzt. Daher weisen die FAT-Klassen ≥ 80 nach [Hobb16] einen weiteren Abknickpunkt im oberen Zeitfestigkeitsbereich auf (vgl. Abbildung 2.15 – FAT 100 [Hobb16]).

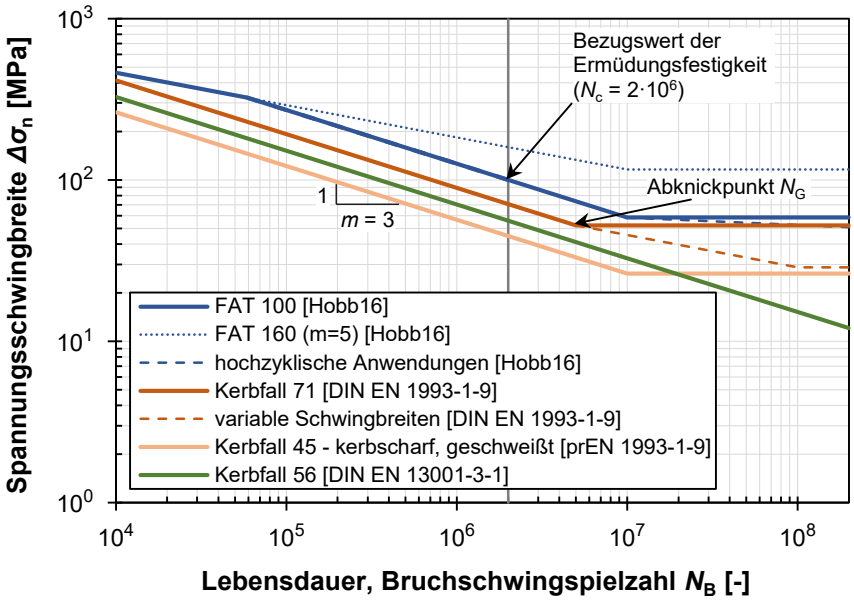


Abbildung 2.15: Exemplarische Bemessungswöhlerlinien aus verschiedenen Regelwerken

Im für die Auslegung von Krantragstrukturen relevanten Regelwerk [DIN EN 13001-3-1] ist kein Abknickpunkt und kein Dauerfestigkeitsbereich vorgesehen und wird derzeit für zukünftige Fassungen auch nicht angestrebt (vgl. [prEN 13001-3-1]). Aufgrund des kontinuierlichen Fortführens der Wöhlerlinien mit der steilen Neigung von $m = 3$ erscheint eine Auslegung von hochzyklisch beanspruchten Schweißkonstruktionen zunächst konservativ und weniger wirtschaftlich. Dies relativiert sich jedoch durch die in der Bemessungspraxis

im Kranbau selten auftretenden einstufigen Beanspruchungen. Die Krane werden i. d. R. nach Art und Einsatzbereich verschiedenen Beanspruchungsklassen zugeordnet (bspw. nach [DIN EN 1991-3]), für welche repräsentative Mehrstufenkollektive angesetzt werden können. Bei variablen Spannungsschwingbreiten darf auch nach den anderen Regelwerken ([DIN EN 1993-1-9] und [Hobb16]) keine Dauerfestigkeit direkt nach dem Abknickpunkt angenommen werden. Durch Verwendung einer durchgehenden Wöhlerlinie ohne Abknickpunkt kann zudem die Nachweisführung vereinfacht werden. In [DIN EN 13001-3-1] werden tabellierte Bemessungsparameter sog. Spannungsverlaufsparameter direkt angegeben. Alternativ darf nach [DIN EN 13001-3-1] für hochzyklische Anwendungen auch auf andere Regelwerke zurückgegriffen werden.

Die Kerbfalleinstufung der verschiedenen Konstruktionsdetails nach dem Nennspannungskonzept basiert größtenteils auf Versuchsdaten. Eine abgesicherte Bemessung setzt daher eine umfassende Datenbasis an Ermüdungsversuchen für das jeweilige Konstruktionsdetail voraus. Die Zuordnung der entsprechenden Bemessungswöhlerlinie resultiert aus einer statistischen Auswertung. Unterschiede bei der Kerbfalleinstufung der verschiedenen Regelwerke ergeben sich zum einen aus einer variierenden Datenbasis und zum anderen aus den sich moderat unterscheidenden Auswertemethoden. Eine Gegenüberstellung der den verschiedenen Regelwerken zugrundeliegenden statistischen Methoden ist u. a. [Fel+13] zu entnehmen. Für diese Arbeit wird eine Auswertemethode basierend auf dem Prognoseintervall für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_Ü = 95\ \%$ gewählt. Auf Grundlage der t-Student-Verteilung berücksichtigt das Prognoseintervall die Unsicherheit, die aus der vorliegenden Stichprobengröße hervorgeht. Die Auswertemethode wurde im abgeschlossenen Forschungsvorhaben [Fel+20] zur Neubewertung des Kerbfallkatalogs in [DIN EN 1993-1-9] bzw. [prEN 1993-1-9] verwendet und ist konform zu den Vorgaben nach [DIN EN 1990]. Die statistischen Grundlagen, die Vorgehensweise bei der Auswertung von Ermüdungsversuchen und die resultierende Kerbfallableitung nach dieser Methode sind umfangreich in [Fel+20] sowie [DrEu18, Dre+21, Dreb22] beschrieben. Den Literaturquellen sind zudem umfangreiche Auswertebeispiele, insbesondere auch für große Datensammlungen, zu entnehmen. Zur Vertiefung wird an dieser Stelle hierauf verwiesen.

Als wesentlicher Nachteil des Nennspannungskonzepts ist das Vorhandensein des jeweiligen Konstruktionsdetails im Kerbfallkatalog anzuführen. Ohne Listung des konkreten Konstruktionsdetails ist eine Nachweisführung nicht möglich. Andererseits sind, eine repräsentative Datengrundlage vorausgesetzt, zahlreiche ermüdungsrelevante Faktoren, wie Fertigungs-, Bauteil- und Größeneinflüsse, auf der Widerstandsseite implizit mit abgedeckt. Jedoch sind in den den Regelwerken zugrundeliegenden Versuchsdatensammlungen (vgl. bspw. [Fel+20] für [prEN 1993-1-9]) sowohl Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen ≥ 960 MPa als auch Laserstrahlfügeverfahren derzeit noch nicht bzw. noch kaum repräsentiert. Eine umfassende Validierung mit den bestehenden Kerbfalleinstufungen steht noch aus.

2.4.3 Strukturspannungskonzept

Das Strukturspannungskonzept findet dann Anwendung, wenn aufgrund komplexer Bauteilgeometrie oder Beanspruchung die Nennspannung nicht eindeutig bestimmt werden kann oder das vorliegende Konstruktionsdetail im Kerbfallkatalog nicht gelistet ist. Als Beanspruchungsgröße wird die fiktive, elastizitätstheoretische Strukturspannung σ_s am versagenskritischen Schweißnahtübergang (Hot Spot) herangezogen. Wie Abbildung 2.16 zeigt, berücksichtigt die Strukturspannung σ_s, im Gegensatz zur Nennspannung σ_n, alle spannungserhöhenden Effekte aus der strukturellen Umgebung sowie makrogeometrische Effekte. Die Korrelation zwischen Struktur- und Nennspannung stellt der Spannungskonzentrationsfaktor (engl.: Stress Concentration Factor – Abk.: SCF) her und ist nach Gl. 2.11 definiert.

$$\boldsymbol{SCF = \frac{\sigma_s}{\sigma_n}} \tag{2.11}$$

Hingegen nicht in der Strukturspannung berücksichtigt werden spannungserhöhende Effekte, die durch die lokale Schweißnahtgeometrie, wie Nahtflankenwinkel oder Nahtübergangsradius, selbst verursacht werden. Diese durch die lokale Kerbe am Nahtübergang verursachte nichtlineare Spannungsspitze wird ausschließlich in der Kerbspannung σ_k berücksichtigt.

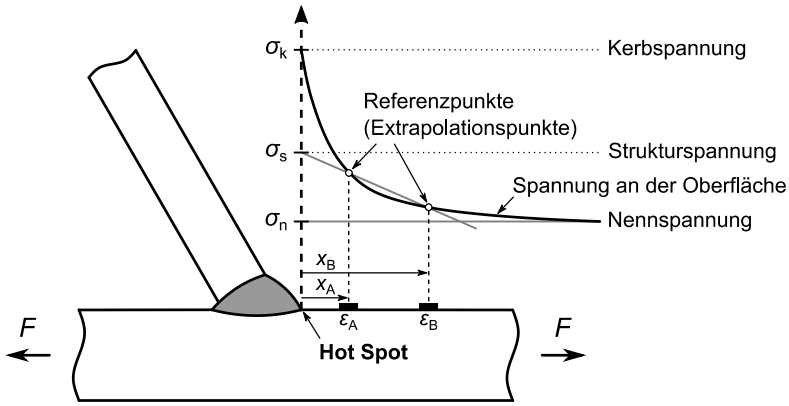


Abbildung 2.16: Definition der Strukturspannung am kritischen Schweißnahtübergang (Hot Spot) sowie Gegenüberstellung mit Nenn- und Kerbspannung

Die ursprüngliche Vorgehensweise bei der Ermittlung der Strukturspannung ist nach [Haib68] auf Dehnungsmessungen mit Messstreifen (Abk.: DMS) in definiertem Abstand

zum Nahtübergang (vgl. ε_A und ε_B in Abbildung 2.16) zurückzuführen. Die so einfach an der Oberfläche für die Referenzpunkte ermittelbaren Dehnungen werden dann auf den versagenskritischen Nahtübergang linear oder quadratisch extrapoliert. Mittlerweile ist auch eine numerische Bestimmung der linear-elastischen Dehnungen bzw. Spannungen an den Referenzpunkten verbreitet. Ansätze zur Spannungsermittlung sind u. a. in [RaSo00] und [Rad+06] beschrieben, wurden bisher aber noch nicht vereinheitlicht.

Die Nachweisführung erfolgt analog zum Nennspannungskonzept durch Auswahl einer entsprechenden Bemessungs- bzw. Strukturspannungswöhlerlinie. Aufgrund der semi-lokalen Definition der Strukturspannung ist jedoch eine deutlich geringere Anzahl an verschiedenen Kerbfällen, im Vergleich zum Nennspannungskonzept, notwendig. Häufig wird bei der Einteilung zwischen Stumpfnähten, Kehlnähten an Anschlüssen und Kehlnähten an Kreuzstößen unterschieden (vgl. [Hobb16] oder [prEN 1993-1-9]).

Als Nachteile des Strukturspannungskonzepts ist anzuführen, dass die Nachweisführung nach den Regelwerken derzeit auf den Nahtübergang beschränkt ist. Überlegungen, die Methode der Spannungsermittlung auf die Nahtwurzel auszuweiten, bspw. durch Innenlinearisierung (vgl. [Dong01, Don+02, XiYa04]), wurden bisher nicht in die Regelwerke integriert. Analog zum Nennspannungskonzept, ist eine Nachweisführung nur bei Vorhandensein des jeweiligen Konstruktionsdetails im Strukturspannungs-Kerbfallkatalog und nur unter Einhaltung der dort angegebenen Anforderungen und Randbedingungen möglich. Darüber hinaus können mit dem Konzept makrogeometrische Einflüsse, wie Kanten- und Winkelversätze, zuverlässig untersucht werden. Die Betrachtung ermüdungsrelevanter lokaler Einflüsse, resultierend aus der lokalen Schweißnahtgeometrie, ist jedoch ausgeschlossen.

2.4.4 Kerbspannungskonzept

Die Idee einer kerbspannungsbasierten Bewertung beruht auf einer unabhängig vom Konstruktionsdetail durchführbaren Nachweisführung. Die Kerbspannungsansätze zählen zu den örtlichen Konzepten und ermöglichen die Berücksichtigung der lokalen Schweißnahtgeometrie. Mittlerweile sind in der Literatur zahlreiche Varianten und Abwandlungen zu finden. Gemein haben alle Ansätze, dass die Ermittlung der maßgebenden Beanspruchungsgröße in der Schweißnahtkerbe bzw. im Kerbbereich erfolgt, ein rein elastizitätstheoretisches Werkstoffverhalten angenommen wird und die Bemessung auf den Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich ($N_V \gtrapprox 10^4$ Schwingspiele) abzielt.

Grundlage und Motivation für den bekanntesten Ansatz bilden die von Radaj (vgl. [Rada85]) auf Schweißnähte adaptierten Überlegungen von Neuber (vgl. [Neub68]) zur

Mikrostützwirkung an hochbeanspruchten Kerben. Wie in Abschnitt 2.3.3 beschrieben, berücksichtigt Neuber Stützeffekte durch Mittelung der linear-elastischen Kerbspannung über die Ersatzstrukturlänge ρ^*. Anstelle aufwendiger Berechnungen des Spannungsverlaufs entlang der Ersatzstrukturlänge, schlägt Neuber die Abschätzung einer gemittelten Kerbspannung durch fiktive Vergrößerung des Kerbradius vor. Die auf Grundlage dieses fiktiven Radius ermittelte Kerbspannung kann direkt als Beanspruchungsgröße verwendet werden. Basierend auf einer „worst-case"-Betrachtung schlägt Radaj (vgl. [Rada85]) für Schweißnähte den fiktiven Kerbradius von $r = 1{,}0$ mm vor. Hierfür setzt er in Gl. 2.12 den realen Kerbradius zu $r_{\mathrm{real}} = 0$ mm, den Kerböffnungswinkel zu $\omega = 0$ °, die Ersatzstrukturlänge zu $\rho^* = 0{,}4$ mm (für Stahlguss) und einen für gekerbte Flachstäbe gängigen Mikrostützwirkungsfaktor zu $s = 2{,}5$.

$$\boldsymbol{r = r_{real} + \rho^* \cdot s} \tag{2.12}$$

Das Kerbspannungskonzept in seiner heutigen Form (vgl. [Hobb16], [DVS 0905] etc.), basiert auf Forschungsarbeiten von Seeger und Mitarbeitern (u. a. [Oli+89, Oli+91]). Der Ersatzradius von $r_{\mathrm{ref}} = 1{,}0$ mm zur Idealisierung der Übergangs- und Wurzelkerben wurde als ungefährer Mittelwert realer Schweißnahtübergangsradien an Blechen größer 5 mm gewählt (vgl. [DVS 0905]), und führte unabhängig der Überlegungen von Neuber und Radaj zum gleichen Radius. Die Widerstandsseite ist an verschiedenen Versuchsserien kerbscharfer Konstruktionsdetails kalibriert (vgl. [Köt+91]) und nach erneuten Auswertungen (vgl. [Hobb08]) auf FAT 225 für normalfeste Stahlwerkstoffe festgelegt. Dieser Kerbfall ist in zahlreichen Forschungsarbeiten belegt, kann aber insbesondere bei großen Kerböffnungswinkeln, wie bspw. bei Stumpfstößen, zu einer nicht konservativen Auslegung führen (vgl. [Ped+10]). Das Kerbspannungskonzept nach [DVS 0905] kann mittlerweile als Industriestandard angesehen werden, führt aber nur bei konzeptkonformer Anwendung zur sicheren Bemessung. Hierfür ist zwingend erforderlich, dass die Beanspruchungsgröße nach derselben Vorgehensweise (Idealisierung der Kerbe, Diskretisierung etc.) wie der der Widerstandsseite zugrundeliegenden Ermüdungsfestigkeit ermittelt wird.

Insbesondere bei dünnwandigen Konstruktionen ($t < 5$ mm), wie typischerweise in der Automobilindustrie vorkommend, kann die Anwendung des Ersatzradius von $r_{\mathrm{ref}} = 1{,}0$ mm zu einer Schwächung des Nennquerschnitts führen. Für diesen Anwendungsbereich wurde deshalb ein weiterer fiktiver Ersatzradius von $r_{\mathrm{ref}} = 0{,}05$ mm eingeführt (vgl. [ZhRi00, Eib+03, Sons09]). Die Idee hinter dieser Variante ist nicht die Berücksichtigung von Stützeffekten, sondern vielmehr ein bruchmechanischer Ansatz [Zha+02]. Anstelle der Berechnung eines elastizitätstheoretischen Spannungsintensitätsfaktors (Abk.: SIF) wird eine Kerbspannung proportional zum SIF berechnet. Die mit dem Kerbradius von $r_{\mathrm{ref}} = 0{,}05$ mm berechnete Kerbspannung sollte nicht als realer Wert interpretiert werden, sondern vielmehr als Näherung des SIF und als fiktive Beanspruchungsgröße [Baum17].

Die unzureichende Abbildung von Stützeffekten bei der Verwendung von $r_{ref} = 0{,}05$ mm kann zu einer nicht konservativen Bemessung bei kleinen Spannungsgradienten im Kerbbereich führen. Kleine Spannungsgradienten liegen u. a. bei großen Kerböffnungswinkeln und demnach tendenziell häufiger am Schweißnahtübergang als an der Wurzel vor. In [DVS 0905] wird deshalb bei $r_{ref} = 0{,}05$ mm für das Nahtübergangsversagen eine zweite, niedrigere Bemessungswöhlerlinie empfohlen. Die analytische Herleitung in Abhängigkeit des Kerböffnungswinkels ω ist in [Baum17] beschrieben.

Für den Übergangsblechdickenbereich von ca. 3 mm $\leq t \leq$ 8 mm wird teilweise noch ein Ansatz mit $r_{ref} = 0{,}3$ mm vorgeschlagen (vgl. [Son+10]). Dieser stellt einen Kompromiss zwischen Rechenaufwand und Detaillierungsgrad dar. Die Widerstandswerte wurden anhand der beiden anderen Ansätze rein analytisch abgeleitet und sind nicht direkt an Versuchen kalibriert [Son+09]. Da auch hier Stützeffekte zumindest nur teilweise abgebildet werden können, ist wiederum eine Differenzierung zwischen Nahtübergangs- und Wurzelkerbe auf der Widerstandsseite notwendig.

Anstelle der vorgestellten Konzepte mit fiktivem Ersatzradius kann auch die ursprüngliche Idee von Neuber und Radaj aufgegriffen werden und die Beanspruchungsgröße über die Ersatzstrukturlänge ρ^* nach Gl. 2.13 gemittelt werden. Die effektive Spannung σ_{eff} berücksichtigt das tatsächliche Spannungsfeld im Kerbgrund, weshalb ein versagensunabhängiger Kerbfall abgeleitet werden kann. In [Bau+15] wird für Konstruktionsdetails aus Stahlwerkstoffen FAT 160 empfohlen.

$$\boldsymbol{\sigma_{eff} = \frac{1}{\rho^*} \cdot \int_0^{\rho^*} \sigma_1(x)\, dx} \tag{2.13}$$

Zur Berechnung der effektiven Spannung kann der reale Kerbradius oder konservativ der Ersatzkerbradius $r_{ref} = 0{,}05$ mm herangezogen werden. Zur Verwendung des realen Kerbradius ist anzumerken, dass dieser an Schweißverbindungen im Zustand „wie geschweißt“ starken Streuungen unterliegt und zum Zeitpunkt der Bemessung meist noch nicht bekannt ist. Bei nachbehandelten Schweißnähten mit definiertem Übergangsradius, bspw. durch Schleifen oder höherfrequente Hämmerverfahren erzeugt, kann dieser berücksichtigt werden. Im Vergleich zu den zuvor beschriebenen Ansätzen mit fiktivem Ersatzradius ist die Ermittlung der Beanspruchungsgröße aufwendiger. Zur Bestimmung der effektiven Spannung σ_{eff} muss zunächst der Spannungsverlauf entlang eines Pfads orthogonal zur Kerboberfläche bestimmt werden (vgl. Abbildung 2.17). I. d. R. wird hier die betragsmäßig größte Hauptspannung σ_1 herangezogen. Anschließend wird der Spannungsverlauf über die Ersatzstrukturlänge ρ^* gemittelt.

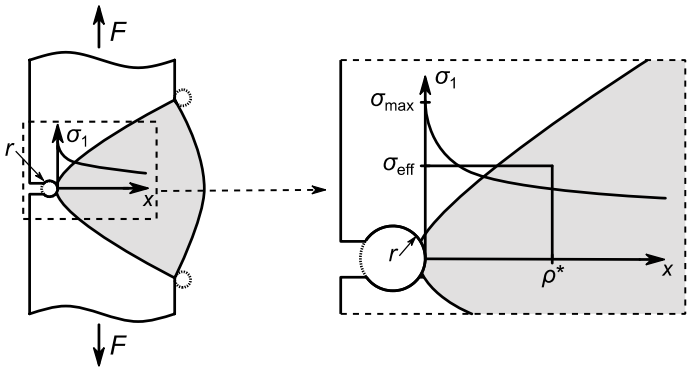


Abbildung 2.17: Spannungsverlauf orthogonal zur Kerboberfläche am Beispiel einer Stumpfnahtwurzelkerbe sowie qualitative Darstellung der effektiven Spannung σ_{eff} nach [Baum17]

Gemein haben alle Kerbspannungsansätze, dass die Widerstandsseite an Schwingfestigkeitsversuchen kalibriert und validiert wurde. Betrachtet man die zugrundeliegende Datenbasis (vgl. [Hobb08] sowie auch [Ped+10] und [Bru+12]), so fällt auf, dass bisher keine der hier im Fokus stehenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) berücksichtigt sind.

2.4.5 Kerbdehnungskonzept

Die bisher beschriebenen Bemessungsansätze basieren auf einer rein elastizitätstheoretischen Betrachtung der maßgebenden Beanspruchungsgröße. Bei höheren (lokalen) Beanspruchungen bestimmen jedoch zunehmend plastische Dehnungsanteile die Ermüdungsfestigkeit wesentlich mit (vgl. [Haib06]). Daher wird beim Kerbgrund- oder auch Kerbdehnungskonzept das elastisch-plastische Werkstoffverhalten mitberücksichtigt. Das Konzept ist u. a. in [SeHe84] und [Seeg88] dargestellt und findet abgewandelt in den Regelwerken Anwendung (vgl. [FKM 19]). Idee ist die Bestimmung des zyklischen Werkstoffverhaltens ausschließlich an idealen, ungekerbten und einaxial beanspruchten Werkstoffproben. Dahinter steckt die grundlegende Hypothese, dass die Schädigung an einer Bauteilkerbe und einer idealen Werkstoffprobe gleich ist, wenn der gleiche (lokale) Spannungs-Dehnungs-Pfad durchlaufen wird. Die Bauteilwöhlerlinie wird nach diesem Ansatz alleine aufgrund theoretischer Überlegungen, die alle ermüdungsrelevanten Bauteileinflüsse berücksichtigen müssen, aus der Werkstoffwöhlerlinie abgeleitet.

Zyklisches Werkstoffverhalten

Das zyklische elastisch-plastische Werkstoffverhalten wird durch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (Abk.: ZSDK) und die Dehnungswöhlerlinie (Abk.: DWL) beschrieben. Die ZSDK beschreibt das zyklisch stabilisierte Spannungs-Dehnungs-Verhalten und kann mit der Ramberg-Osgood-Beziehung [RaOs43] für die Erstbelastung entsprechend Gl. 2.14 abgebildet werden. Die Gesamtdehnungsamplitude ε_a ergibt sich aus der Summe des elastischen $\varepsilon_{a,el}$ und des plastischen Dehnungsanteils $\varepsilon_{a,pl}$. Der elastische Anteil berechnet sich mit dem Quotienten aus Spannungsamplitude σ_a und E-Modul E. Der plastische Anteil wird durch den zyklischen Verfestigungskoeffizienten K' und den zyklischen Verfestigungsexponenten n' charakterisiert.

$$\boldsymbol{\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \left(\frac{\sigma_a}{E}\right) + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}}} \tag{2.14}$$

Um die Hystereseäste eines Spannungs-Dehnungs-Pfads infolge einer zyklischen Beanspruchung abzubilden, muss das Masing-Verhalten [Masi26] berücksichtigt werden. Nach dem Masing-Gesetz kann die Form eines Hystereseasts aus der ZSDK abgeleitet werden, indem diese um den Faktor zwei skaliert wird. Somit lässt sich die Spannungs-Dehnungsbeziehung für Wiederbelastungen nach Gl. 2.15 aus Gl. 2.14 ableiten.

$$\boldsymbol{\Delta\varepsilon = \left(\frac{\Delta\sigma}{E}\right) + 2 \cdot \left(\frac{\Delta\sigma}{2\,K'}\right)^{\frac{1}{n'}}} \tag{2.15}$$

Für eine exemplarische Last-Zeit-Folge ist der sich einstellende Spannungs-Dehnungs-Pfad in Abbildung 2.18 wiedergegeben. Die Belastung ist so gewählt, dass Unterschiede zwischen Erstbelastung (u. a. Pfad 0-1) und Wiederbelastung (u. a. Pfad 1-2-1) unter Anwendung des Masing-Verhaltens verdeutlicht werden.

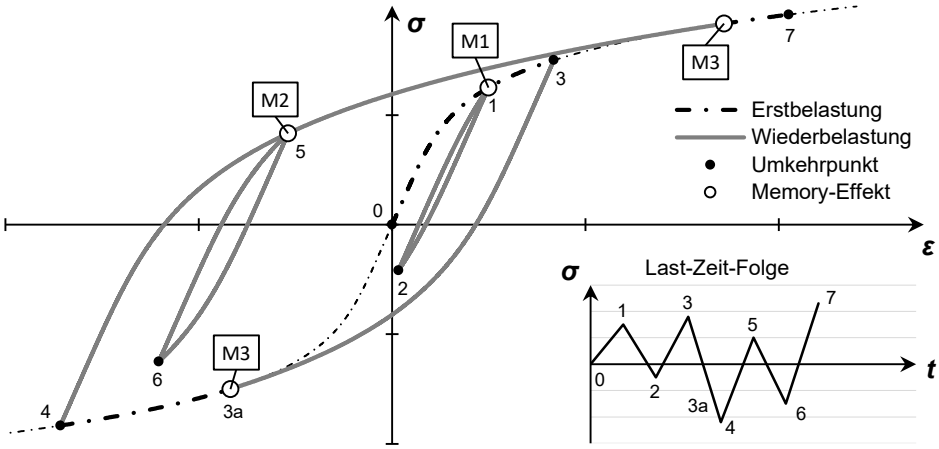


Abbildung 2.18: Spannungs-Dehnungs-Pfad infolge exemplarischer Last-Zeit-Folge unter Berücksichtigung des Masing-Verhaltens und der Memory-Effekte in Anlehnung an [Haib06]

Zur Abbildung beliebiger zyklischer Beanspruchungen muss neben dem Masing-Verhalten eine Art Werkstoffgedächtnis berücksichtigt werden. Nach [Haib06] kann das Werkstoffgedächtnis durch die drei Memory-Effekte beschrieben werden. Diese sind anhand des exemplarischen Spannungs-Dehnungs-Pfads in Abbildung 2.18 grafisch dargestellt und wie folgt definiert:

M1: Der Spannungs-Dehnungs-Pfad einer auf dem Erstbelastungspfad (– · –) begonnenen und geschlossenen Hysterese (——; Pfad 1-2-1) folgt anschließend wieder dem Erstbelastungspfad (Pfad 1-3).

M2: Der Spannungs-Dehnungs-Pfad einer auf einem Hystereseast (Pfad 4-5) begonnenen und geschlossenen Hysterese (Pfad 5-6-5) folgt anschließend wieder diesem Hystereseast (Pfad 5-7).

M3: Der Spannungs-Dehnungs-Pfad einer auf dem Erstbelastungspfad begonnenen Hysterese (Pfad 3-3a) endet, wenn die Startspannung betragsmäßig überschritten wird. Anschließend folgt der Spannungs-Dehnungs-Pfad wieder dem Erstbelastungspfad (Pfad 3a-4).

Die Beanspruchbarkeit bzw. die ertragbare Schwingspielzahl wird durch die Dehnungswöhlerlinie beschrieben. Die i. d. R. an Werkstoffproben im dehnungskontrollierten Schwingversuch mittelspannungs- bzw. mitteldehnungsfrei ($R_\varepsilon = -1$) ermittelte Lebensdauer bezieht sich auf die Anrissschwingspielzahl N_A und ist versuchstechnisch meist auf einen Kraftabfall von 10 % festgelegt. Häufig wird dieses Abschaltkriterium auch mit dem „technischen Anriss“ gleichgesetzt und zielt auf den Übergang vom Mikro- zum Makro-

risswachstum ab (vgl. Abschnitt 2.3). Die Rissgröße liegt dann im Bereich der Detektionsgrenzen konventioneller zerstörungsfreier Prüfverfahren. Wie in Abschnitt 2.3 beschrieben, variieren in der Literatur quantitative Angaben zum technisches Anriss. Häufig sind Größenangaben im Bereich einer Risstiefe von ca. 0,5 mm und einer Oberflächenrisslänge von ca. 2 mm zu finden (vgl. u. a. [Rad+06]).

Die verbreitetste Formulierung der DWL nach Basquin [Basq10], Coffin-Manson [Coff54, Mans65] und Morrow [Morr65] ist in Gl. 2.16 wiedergegeben. Die Beziehung setzt die Anrissschwingspielzahl N_A in Korrelation zur Gesamtdehnungsamplitude ε_a. Hierbei wird die Gesamtdehnungsamplitude durch Aufsummierung der elastischen $\varepsilon_{a,el}$ und der plastischen Dehnungsanteile $\varepsilon_{a,pl}$ berechnet. Sowohl für die elastischen als auch für die plastischen Dehnungsanteile ergibt sich in Beziehung zur Anrissschwingspielzahl im doppeltlogarithmischen Maßstab eine lineare Gerade. Die elastische Dehnungswöhlerlinie ist durch den Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_f und den Schwingfestigkeitsexponenten b (≙ Steigung) charakterisiert. Der Quotient aus Schwingfestigkeitskoeffizient σ'_f und E-Modul E beschreibt die Stützstelle bei $N_A = 0{,}5$ Schwingspielen bzw. einer Lastumkehrung. Die plastische Dehnungswöhlerlinie wird durch den zyklischen Duktilitätskoeffizienten ε'_f (≙ Stützstelle bei $N_A = 0{,}5$ Schwingspielen) und den zyklischen Duktilitätsexponenten c (≙ Steigung) beschrieben.

$$\boldsymbol{\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2\,N_A)^b + \varepsilon'_f \cdot (2\,N_A)^c} \tag{2.16}$$

Zur besseren Abbildung der Dehnungsanteile über alle Ermüdungsfestigkeitsbereiche hinweg entwickelte [Wage07] Gl. 2.16 zu einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie (Abk.: triDWL) nach Gl. 2.17 weiter. Dabei wird die Beschreibung der elastischen Dehnungsanteile in drei Bereiche unterteilt. Den Bereichen $i = 1, 2, 3$ wird jeweils ein separater Schwingfestigkeitskoeffizient σ'_{fi} und Schwingfestigkeitsexponent b_i zugeordnet. Die ursprünglich für Aluminiumproben vorgenommene Unterteilung begründet [Wage07] mit Unterschieden beim transienten Werkstoffverhalten in Abhängigkeit des Beanspruchungshorizonts. Entsprechend Abbildung 2.19 kann durch Betrachtung der Form bzw. der plastischen Anteile von Anfangshysterese und zyklisch stabilisierter Hysterese die Unterteilung begründet werden.

$$\boldsymbol{\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma'_{fi}}{E} \cdot (2N_A)^{b_i} + \varepsilon'_f \cdot (2N_A)^c} \qquad \text{mit } \boldsymbol{i = 1, 2, 3} \tag{2.17}$$

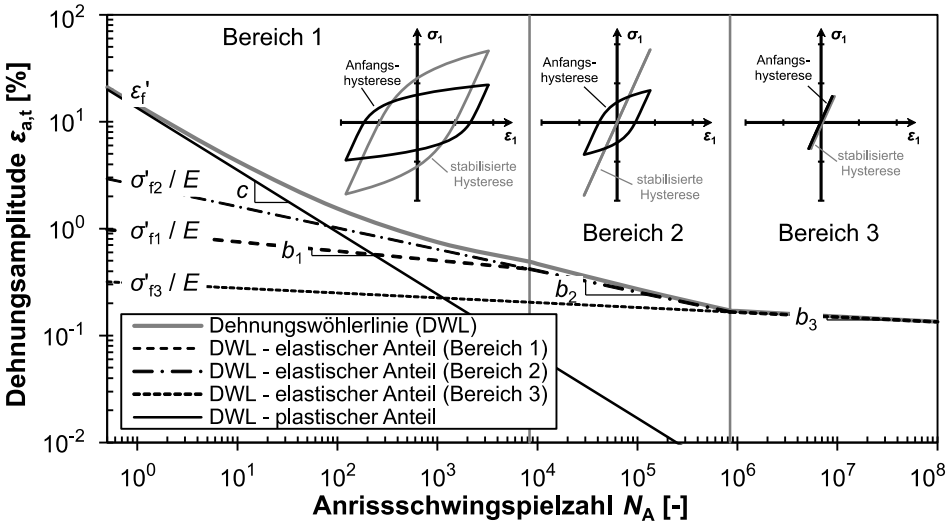


Abbildung 2.19: Schematische Darstellung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie nach [Wage07] mit Unterteilung in die drei Lebensdauerbereiche

Den Zusammenhang zwischen DWL und ZSDK stellen die Kompatibilitätsbedingungen Gl. 2.18 und Gl. 2.19 her. Bei Ableitung der ZSDK aus der triDWL werden die Kennwerte aus Bereich 1 herangezogen, da dieser das zyklisch stabilisierte, elastisch-plastische Werkstoffverhalten beschreibt [Wage07].

$$\boldsymbol{K'} = \frac{\sigma'_f}{(\varepsilon'_f)^{n'}} \quad \text{triDWL:} \quad \boldsymbol{K'} = \frac{\sigma'_{f1}}{(\varepsilon'_f)^{n'}} \tag{2.18}$$

$$\boldsymbol{n'} = \frac{b}{c} \quad \text{triDWL:} \quad \boldsymbol{n'} = \frac{b_1}{c} \tag{2.19}$$

Liegen keine experimentellen Versuchsergebnisse zur Bestimmung des zyklischen Werkstoffverhaltens vor, so sind in der Literatur zahlreiche Abschätzmethoden zu finden. Eine umfangreiche Übersicht ist [Wäch16] zu entnehmen. Die bekannteste Abschätzmethode ist die „Uniform Material Law“ (Abk.: UML) nach [BoSe87, BäSe90], mit welcher auf Grundlage der Zugfestigkeit und des E-Moduls die zyklischen Werkstoffkennwerte von un- und niedriglegierten Stählen sowie Aluminium- und Titanlegierungen bestimmt werden können. Aus aktuelleren Neuauswertungen an umfangreichen Datensätzen gehen aus der Dissertation von [Wäch16] weitere Schätzmethoden hervor. Die daraus bekannteste ist die FKM-Methode, welche auch in [FKM 19] zur rechnerischen Abschätzung der ZSDK

empfohlen wird und hier in Anhang D.1 wiedergegeben ist. Eingangsparameter sind wiederum nur die Zugfestigkeit und der E-Modul. Darüber hinaus zeigt [Wäch16], dass durch Verwendung zusätzlicher Eingangsparameter, wie Streckgrenze und Bruchdehnung, die Vorhersagegenauigkeit weiter gesteigert werden kann.

Alle Abschätzmethoden haben jedoch gemein, dass diese an der jeweils vorliegenden Datenbasis kalibriert und empirisch hergeleitet wurden. Es ist davon auszugehen, dass die hier im Fokus stehenden höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustähle (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) bei den Herleitungen nicht oder nur in geringem Umfang berücksichtigt wurden. Die Untersuchungen aus [Mel+21] und auch [Mel+15] zeigen, dass im vorliegenden Fall das zyklische Werkstoffverhalten mit dehnungsgeregelten Schwingversuchen deutlich genauer bestimmt werden kann.

Last-Kerbdehnungs-Beziehung

Unter Annahme eines elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens werden beim Überschreiten der Fließspannung Spannungsspitzen im Kerbgrund abgebaut. Durch das lokale Fließen steigt die Spannung unter- und die Dehnung überproportional zur äußeren Belastung an. Daher muss zur realitätsnahen Beschreibung des lokalen Spannungs-Dehnungs-Pfads der auch als Makrostützwirkung bezeichnete Effekt (vgl. [RaVo07]) berücksichtigt werden. Die Makrostützwirkung kann über Kerbnäherungsbeziehungen abgeschätzt werden. Nach [Neub68] entspricht das Produkt aus elastizitätstheoretischer Spannung und der zugehörigen elastizitätstheoretischen Dehnung dem Produkt aus elastisch-plastischer Kerbspannung σ_k und der zugehörigen Kerbdehnung ε_k. Die bekannteste Form der Kerbnäherungsbeziehung nach [Neub68] ist in Gl. 2.20 wiedergegeben.

$$\frac{k_t^2 \cdot \sigma_n^2}{E} = \boldsymbol{\sigma_k \cdot \varepsilon_k} \tag{2.20}$$

In Gl. 2.20 wird die elastizitätstheoretische, linke Seite durch die Kerbformzahl k_t, die Nennspannung σ_n sowie den E-Modul E beschrieben. Auf der rechten Seite von Gl. 2.20 kann die elastisch-plastische Kerbdehnung ε_k über die ZSDK aus Gl. 2.14 (Erstbelastung) bzw. Gl. 2.15 (Wiederbelastung) berechnet werden. Alle nach [Neub68] relevanten Kenngrößen und Zusammenhänge sind schematisch im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 2.20 dargestellt.

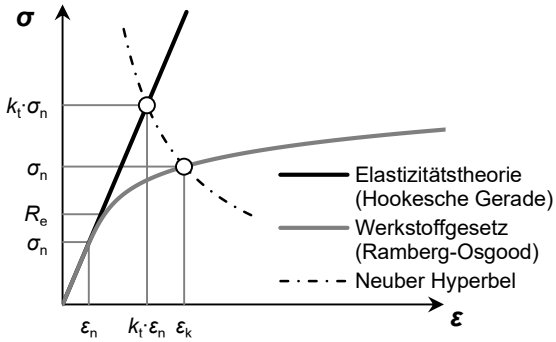


Abbildung 2.20: Schematische Darstellung der Kerbnäherungsbeziehung nach [Neub68]

Die Gültigkeit der vorgestellten Kerbnäherungsbeziehung nach [Neub68] ist auf scharfe Kerben sowie geringe plastische Dehnungen im Nennquerschnitt begrenzt. Unter Berücksichtigung eines Plastifizierens des Nennquerschnitts, d. h. Nennspannungen oberhalb der Fließgrenze R_e, schlagen Seeger und Heuler (vgl. [SeHe80]) eine generalisierte Form der Neuber-Hyperbel vor. Bei dieser Kerbnäherungsbeziehung wird das Plastifizieren des Nennquerschnitts durch Modifikation der Nennspannung auf der linken, elastizitätstheoretischen Seite von Gl. 2.20 berücksichtigt. Hierfür werden weitere, teils aufwendiger zu ermittelnde Eingangsdaten benötigt. Dazu zählt die plastische Grenzlast bzw. die Traglastformzahl, welche nicht mehr ausschließlich von der Bauteilgeometrie, sondern auch von der Belastungssituation abhängt [Lad+19].

Die Anwendung von Kerbnäherungsbeziehungen ist auch dann möglich, wenn analog zur Vorgehensweise in [FKM 19] zunächst rein elastizitätstheoretische Kerbspannungen aus einer FE-Berechnung oder analytischen Herleitungen vorliegen. Das Produkt aus Kerbformzahl und Nennspannung auf der linken Seite von Gl. 2.20 kann dann durch die Kerbspannung nach Elastizitätstheorie ersetzt werden. Darüber hinaus kann in Abhängigkeit der Bauteilkomplexität und der Last-Zeit-Folge bzw. des Last-Kollektivs die Makrostützwirkung auch über eine elastisch-plastische FE-Berechnung berücksichtigt werden. Vorausgesetzt das Werkstoffmodell kann das zyklische Werkstoffverhalten und damit den lokalen Spannungs-Dehnungs-Pfad im Kerbgrund hinreichend genau abbilden.

Schädigungsparameter

Treten mittelspannungs- bzw. mitteldehnungsbehaftete Hysteresen auf, können diese nicht mehr direkt mit der DWL abgeglichen werden. Die Schädigung wird dann i. d. R. über einen Schädigungsparameter P bewertet. Über den Schädigungsparameter wird jeder geschlossenen Hysterese ein Schädigungsbetrag zugeordnet. Dieser kann als Schädigungsmaß interpretiert werden und stellt die Vergleichbarkeit verschiedener Hystersen sicher.

Der in der Fachliteratur verbreitetste Schädigungsparameter ist der nach Smith-Watson-Topper [Smi+70] benannte P_{SWT}, welcher nach Gl. 2.21 definiert ist.

$$\boldsymbol{P_{SWT} = \sqrt{\sigma_{max}\, \varepsilon_a\, E} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m)\, \varepsilon_a\, E}} \tag{2.21}$$

Nach der Definition des P_{SWT} sind die maximale Spannung σ_{max} (als Summe aus Spannungsamplitude σ_a und Mittelspannung σ_m), die Dehnungsamplitude ε_a sowie der E-Modul E schädigungsrelevant. Implizit berücksichtigt der P_{SWT} eine Mittelspannungsempfindlichkeit von $M_\sigma = 0{,}41$ (vgl. Abschnitt 2.3.3). Als Nachteil des P_{SWT} kann angeführt werden, dass Zug- und Druckbeanspruchungen gleichwertig berücksichtigt werden. Deshalb ergänzt [Berg83] Gl. 2.21 um einen der Mittelspannung vorgestellten Skalierungsfaktor, welcher zwischen Zug- und Druckbeanspruchung differenziert. Auch der in [FKM 19] Anwendung findende Schädigungsparameter P_{RAM} basiert auf der ursprünglichen Formulierung nach [Smi+70]. Neben Druck- und Zugbeanspruchungen wird hier zudem eine werkstoffabhängige Mittelspannungsempfindlichkeit M_σ berücksichtigt. Das Formelwerk zur Berechnung von P_{RAM} ist in Anhang D.2 wiedergegeben.

Anstelle der Mittelspannung σ_m betrachtet [Wern99] vielmehr die Mitteldehnung ε_m als schädigungsrelevante Größe. [Wern99] definiert daher den Schädigungsparameter P_ε nach Gl. 2.22. Hierbei werden die maximale Dehnung ε_{max} (als Summe aus Dehnungsamplitude ε_a und Mitteldehnung ε_m), die Spannungsamplitude σ_a sowie der E-Modul E berücksichtigt. In einer Variation von P_ε kann die Mitteldehnung auch über einen Vorfaktor skaliert werden. In Abbildung 2.21 sind anhand einer exemplarischen Spannungs-Dehnungs-Hysterese die schädigungsrelevanten Größen sowohl für den P_{SWT} (blau) als auch für den P_ε (rot) dargestellt.

$$\boldsymbol{P_\varepsilon = \sqrt{\varepsilon_{max}\, \sigma_a\, E} = \sqrt{(\varepsilon_a + \varepsilon_m)\, \sigma_a\, E}} \tag{2.22}$$

Basierend auf den vorgestellten Schädigungsparametergleichungen kann aus der DWL eine Schädigungsparameter-Wöhlerlinie (auch: P-Wöhlerlinie) abgeleitet werden. Der auf Grundlage des jeweiligen Schädigungsparameters ermittelte Schädigungsbetrag kann dann direkt der P-Wöhlerlinie gegenübergestellt werden. Alternativ kann eine mittelspannungs- bzw. mitteldehnungsbehaftete Hysterese mit Hilfe des Schädigungsparameters auf eine mittelspannungsfreie ($R = -1$), schadensäquivalente Hysterese transformiert werden. Das Prinzip ist schematisch in Abbildung 2.21 (graue Hysterese) dargestellt. Die schadensäquivalente Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,ä}$ kann dann direkt der DWL gegenübergestellt werden.

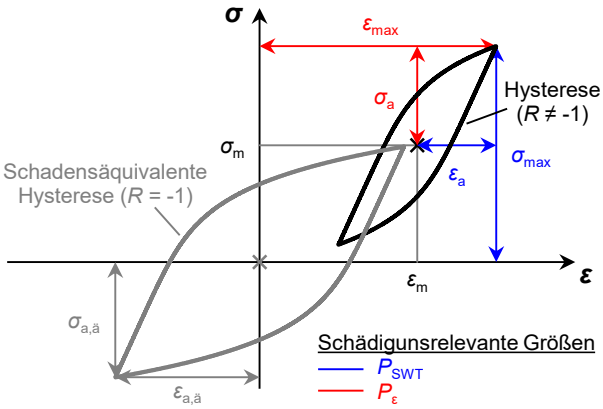


Abbildung 2.21: Schädigungsrelevante Größen einer mittelspannungs- bzw. mitteldehnungsbehafteten Hysterese (schwarz) sowie schematische Herleitung einer schadensäquivalenten, mittelspannungsfreien Hysterese (grau) durch Transformation basierend auf einem Schädigungsparameter

Schadensakkumulation

Liegen keine Einstufenkollektive, sondern variable Kerbbeanspruchungen vor, so muss für jede geschlossene Hysterese zunächst der Schädigungsbetrag P_i ermittelt werden. Aus der P-Wöhlerlinie lässt sich daraus die zugehörige Versagensschwingspielzahl N_i bestimmen und eine Teilschädigung D_i ableiten. Mit der linearen Schadensakkumulation [Palm24, Lang37, Mine45] kann anschließend durch Aufsummieren aller Teilschädigungen die Gesamtschädigung D nach Gl. 2.23 berechnet werden. Als kritische Schadenssumme, d. h. Risseinleitung, wird nach [Palm24, Lang37, Mine45] $D = 1{,}0$ empfohlen. Diese kann in Abhängigkeit vom Anwendungsfall und Regelwerk variieren (vgl. bspw. [Hobb16]).

$$\boldsymbol{D} = \sum_{\boldsymbol{i}} \frac{\boldsymbol{1}}{\boldsymbol{N_i(P_i)}} = \sum_{\boldsymbol{i}} \boldsymbol{D_i} \tag{2.23}$$

Berücksichtigung ermüdungsrelevanter Bauteileinflüsse

Da beim Kerbgrundkonzept die Herleitung der Widerstandswerte ausschließlich auf Schwingversuchen an ungekerbten, einaxialbeanspruchten Werkstoffproben basiert, muss die Übertragbarkeit auf komplexe Bauteilgeometrien und Beanspruchungen sichergestellt sein. Für eine abgesicherte, aber auch wirtschaftliche Auslegung der Tragstruktur müssen daher alle ermüdungsrelevanten Bauteileinflüsse hinreichend genau berücksichtigt werden.

Zu den lebensdauerverlängernden Bauteileinflüssen gehören insbesondere Stützeffekte (vgl. Abschnitt 2.3.3). Hierzu zählen die Makrostützwirkung, welche bereits über die

Kerbnäherungsgleichung oder die elastisch-plastische FE-Berechnung implizit berücksichtigt wird. Weiter sind der statistische Größeneinfluss sowie die Mikrostützwirkung anzuführen. Wie bereits in Abschnitt 2.3.3 thematisiert, beschreibt der statistische Größeneinfluss die stochastische Verteilung von versagensrelevanten Fehlstellen und wird häufig in Korrelation zur Größe der hochbeanspruchten Kerboberfläche bewertet. Zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung finden bspw. der Spannungsmittelsatz nach [Neub68] (vgl. Abschnitt 2.3.3), aber auch bruchmechanische Ansätze (vgl. [FKM 19]) Anwendung. Die sich positiv auf die Beanspruchbarkeit auswirkenden Stützeffekte und Größeneinflüsse werden meist vereinfacht durch ein Anheben der *P*-Wöhlerlinie berücksichtigt.

Des Weiteren wird die Beanspruchbarkeit i. d. R. an polierten Werkstoffproben ermittelt. Daher kann sich die Oberflächenrauheit an der Bauteilkerbe ermüdungsmindernd auswirken. Als ingenieurmäßiger Ansatz wird nach [FKM 19] die *P*-Wöhlerlinie unter Anwendung der Rauheitsfaktoren aus [FKM 12] herabgesetzt. Darüber hinaus sind technologische Größeneinflüsse, Eigenspannungen, Überlasten, zyklische Relaxationen und transiente Effekte als weitere Einflussfaktoren aufzuführen (vgl. [Baum14], [GöEu20] etc.). Der ermüdungsrelevante Einfluss dieser Effekte ist jedoch noch nicht soweit untersucht, dass dieser allgemeingültig beschrieben und quantifiziert werden kann.

Geschweißte Konstruktionsdetails

Spätestens mit Einführung von [FKM 19] ist für nicht geschweißte Bauteile eine Bemessung auf Basis des Kerbdehnungskonzepts, d. h. unter Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens im Kerbgrund, Stand der Technik. Zur Bemessung von geschweißten Verbindungen auf Grundlage des Kerbgrundkonzepts existieren zahlreiche wissenschaftliche Untersuchungen (vgl. [Law+81], [Rad+98], [Sai+12] etc.). Eine umfangreiche Übersicht sowie kritische Diskussion der jeweiligen Vorgehensweisen ist u. a. [Baum14] zu entnehmen. Eine einheitliche Methode, insbesondere für Schweißverbindungen ohne Nachbehandlung, hat sich bisher nicht etabliert. Dies ist in der Komplexität der Schweißnahtverbindungen und der zahlreichen zusätzlichen ermüdungsrelevanten Einflussfaktoren begründet. Hierzu zählt das *inhomogene Werkstoffgefüge* in der Schweißzone. Der Schweißnahtübergang bzw. der relevante Kerbbereich liegt häufig im Übergang zwischen WEZ und Schweißgut (vgl. Abbildung 2.2). Die Zuordnung von eindeutigen Werkstoffeigenschaften ist hier schwierig, da das metallurgische Gefüge stark variiert. Darüber hinaus kann die lokal begrenzte, thermische Wärmeeinbringung zu *Schweißeigenspannungen* in der Schweißzone führen. Die räumlich komplexen Eigenspannungszustände überlagern sich mit den aus der äußeren Beanspruchung resultierenden Kerbbeanspruchungen, was zu einer Verschiebung des lokalen Spannungs-Dehnungs-Pfads führt. Schweißeigenspannungen sind für die meisten Schweißkonstruktionen schwierig zu quantifizieren, da diese von zahlreichen Faktoren wie der Schweißaufgabe, den Schweißparametern, der Bauteilgeometrie u. v. m. abhängen. Weiter variiert die *Schweißnahtgeometrie*,

insbesondere bei Individualfertigung, mitunter stark. Somit ist bereits die Beschreibung der Kerbgeometrie durch den Kerbradius und den Nahtanstiegswinkel etc. nicht trivial. Hinzu kommen weitere fertigungsbedingte Geometrieeinflüsse, wie Winkel- und Kantenversatz, welche meist zum Zeitpunkt der Bemessung nicht bekannt sind.

Die Schwierigkeit in der Anwendung des Kerbgrundkonzepts bei Schweißverbindungen ist in der Quantifizierung der zahlreichen ermüdungsrelevanten Einflussfaktoren begründet. Nach dem Kerbgrundkonzept in seiner ursprünglichen Form ist eine abgesicherte Bemessung nur bei expliziter Erfassung aller Einflussfaktoren möglich, da die Ermüdungsfestigkeit nur durch Schwingversuche an ungekerbten Werkstoffproben experimentell abgesichert ist. Die Berücksichtigung der für Schweißverbindungen teils nur unzureichend genau bekannten Einflussgrößen kann im Vergleich zu anderen Bemessungskonzepten zu einer wesentlich niedrigeren Treffsicherheit bei der Lebensdauervorhersage führen. Ausgehend vom aktuellen Wissensstand, erscheint daher, insbesondere für den Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich, die Kalibrierung einer *P*-Wöhlerlinie anhand von Schwingversuchen an Kerbdetailproben statt an ungekerbten Werkstoffproben vielversprechend. Die Vorgehensweise ist adaptiert an die Überlegungen von Seeger und Mitarbeitern (u. a. [Oli+89, Oli+91]) zum Kerbspannungskonzept (vgl. Abschnitt 2.4.4) und wurde in [Mel+15], [Mel+21] sowie [Möll20] angewendet. Bei diesem Ansatz werden zahlreiche ermüdungsrelevante Einflussfaktoren der Schweißverbindungen bereits durch die *P*-Wöhlerlinie, d. h. auf der Widerstandsseite, implizit mit abgedeckt.

Darüber hinaus können die in diesem Abschnitt vorgestellten Grundlagen (zyklisches Werkstoffverhalten, Schädigungsparameter etc.) auch als Grundlage für nichtlokale Bewertungsansätze von Schweißverbindungen dienen. In [Möll20] wird ein Ansatz vorgestellt, bei welchem die zyklischen Eigenschaften der Schweißzone integral betrachtet werden. Die Kalibrierung der Widerstandsseite erfolgt an dehnungsgeregelten Schwingversuchen von nicht nachbehandelten Stumpfnahtschweißungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1100 MPa). Die Beanspruchungsseite wird auf Nennspannungsbasis betrachtet.

2.4.6 Weitere Nachweiskonzepte

Ergänzend zu den bisher aufgeführten praxisrelevanten Nachweiskonzepten sei an dieser Stelle die Lebensdauerabschätzung auf Grundlage der Bruchmechanik (vgl. Abbildung 2.14) kurz thematisiert. Voraussetzung ist, dass im Bauteil bereits ein (An-)Riss oder eine rissförmige Imperfektion vorliegt. Mit bruchmechanischem Ansatz kann dann die Restlebensdauer bzw. der Rissfortschritt unter wechselnder Beanspruchung abgeschätzt werden. Basierend auf der linearer-elastischen Bruchmechanik (Abk.: LEBM) ist das sog. Rissfortschrittskonzept verbreitet. Zu den zwei wesentlichen Bestandteilen zählt zum einen

die Beschreibung der Beanspruchung in unmittelbarer Nähe der Rissspitze. Da an der Rissspitze strukturmechanisch eine Singularität vorliegt, ist die Bestimmung einer quantifizierbaren Ersatzbeanspruchungsgröße notwendig. Im Anwendungsbereich der LEBM ist hierfür der Spannungsintensitätsfaktor (Abk.: SIF) verbreitet, welcher als Maß der Intensität des singulären Spannungsfelds in unmittelbarer Rissumgebung interpretiert werden kann. Der SIF hängt neben der äußeren Belastung von der Riss- und Bauteilgeometrie ab. Als zweiter Bestandteil des Rissfortschrittskonzepts ist die Beschreibung des Rissfortschritts unter wechselnder Beanspruchung anzuführen. Hierfür wird häufig die Rissfortschrittsgleichung nach [PaEr63] herangezogen. Für die stabile Risswachstumsphase beschreibt die Formulierung den Zusammenhang zwischen Risswachstumsrate und SIF als Potenzfunktion.

Das Rissfortschrittskonzept findet häufig Anwendung, wenn bei detektiertem Riss die Restlebensdauer eines Bauteils unter Ermüdungsbeanspruchung abgeschätzt werden soll. Das Konzept kann auch bei Schweißverbindungen eingesetzt werden, wenn einzelne Schweißnahtunregelmäßigkeiten als definierter (An-)Riss interpretiert werden (vgl. [Hobb16], [Weid20] etc.). Da das Rissfortschrittskonzept im Rahmen dieser Arbeit nicht verwendet wird, wird an dieser Stelle auf weiterführende Fachliteratur ([Haib06], [RaVo07], [Hobb16] etc.) verwiesen.

Darüber hinaus existieren kombinierte bzw. Mehrphasenkonzepte. Die Idee ist eine zunächst separate Lebensdauerermittlung einzelner Schädigungsphasen bei der Ermüdung (vgl. Abschnitt 2.3). Die Gesamtlebensdauer ergibt sich dann als Summe aus den berechneten Teillebensdauern. Als Kombination bietet sich das Kerbgrundkonzept (Anrisslebensdauer) mit dem Rissfortschrittskonzept (Rissfortschrittslebensdauer) an. Für Schweißverbindungen wurde dieser Ansatz u. a. in [Baum14] und [Coll21] erprobt. Jedoch nimmt der Komplexitätsgrad, aufgrund der weiter ansteigenden Anzahl an Eingangsparametern, nochmals deutlich zu. Hinzu kommt, dass Versuchsinformationen, die zur Validierung der auf konkrete Lebensdauerphasen abzielenden Bemessungsmodelle benötigt werden, nur selten vorliegen (vgl. u. a. [Fel+20]). So ist bei geschweißten Konstruktionsdetails die versuchstechnische Bestimmung der Anrissschwingspielzahl nicht trivial, und eine einheitliche Vorgehensweise hat sich bisher bei Schwingversuchen nicht etabliert. Der Mehrwert durch die Anwendung komplexer Mehrphasenkonzepte bei Schweißnahtverbindungen, insbesondere ohne Nachbehandlung, muss zunächst noch nachgewiesen werden. Hierzu müsste die Treffsicherheit bei der Lebensdauerabschätzung im Vergleich zu einfacheren Nachweiskonzepten, wie bspw. dem Nennspannungskonzept, noch einmal deutlich höher ausfallen.

3 Experimentelle Untersuchungen

3.1 Übersicht der Untersuchungen

Die in diesem Kapitel vorgestellten experimentellen Untersuchungen bilden die Grundlage dieser Arbeit. Die Fügeverbindungen werden aus einem höchstfesten (S960MC) und drei ultrahochfesten (S1100M, S1100QL und S1300QL) Feinkornbaustählen hergestellt. Aufgrund der verschiedenen Legierungskonzepte sowie der spezifischen Herstellverfahren unterscheiden sich die Grundwerkstoffe hinsichtlich ihrer Eigenschaften im Auslieferungszustand, vor allem aber bei nachträglicher Wärmeinbringung durch das Schweißen. Die untersuchten Grundwerkstoffe werden zunächst in Abschnitt 3.2 bezüglich des Legierungskonzepts, des Herstellverfahrens und hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften gegenübergestellt. Als Fügeverfahren werden das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff sowie das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren untersucht. Die durchgeführten Schweißversuche und die Probekörperherstellung, inklusive der vorgelagerten Arbeitsschritte wie die Schweißkantenvorbereitung, sind in Abschnitt 3.3 beschrieben.

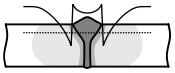
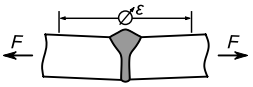
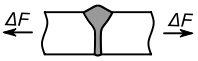
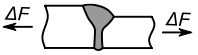
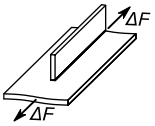
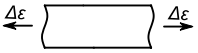
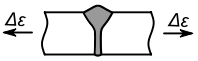
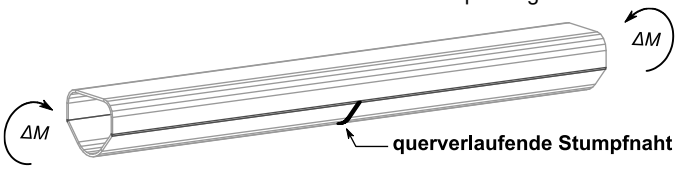
Einen Überblick der an den Schweißverbindungen durchgeführten experimentellen Untersuchungen ist in Tabelle 3.1 wiedergegeben. Die Schweißnahtcharakterisierung (Abschnitt 3.4) umfasst neben zerstörungsfreien Prüfungen zur Einstufung der Schweißnahtqualität, metallografische Untersuchungen und Härtemessungen an Schweißnahtquerschliffen. Des Weiteren werden zur Beschreibung der quasi-statischen Verbindungseigenschaften Querzugversuche, teilweise mit ergänzenden Dehnungsmessungen, vorgestellt, diskutiert und bewertet. Als Ausblick wird die Sprödbruchneigung der Verbindungen kurz aufgegriffen und anhand stichprobenhaft durchgeführter Kerbschlagbiegeprüfungen mit Kerblage in der Wärmeeinflusszone und im Schweißgut diskutiert.

Zur Beschreibung des Ermüdungsverhalten der Schweißverbindungen werden zunächst die durchgeführten kraftgeregelten Ermüdungsversuche an Kleinprüfkörpern (Abschnitt 3.5) vorgestellt und die Ergebnisse eingeordnet. Untersucht werden die Konstruktionsdetails Stumpfstoß, Stumpfstoß mit Blechdickensprung sowie aufgeschweißte Längssteife. Außerdem sind in Tabelle 3.1 dehnungsgeregelte Ermüdungsversuche an Grundwerkstoff- und Stumpfstoßproben aufgelistet, die im Rahmen von [Mel+21] am SAM der TU Darmstadt durchgeführt wurden, und für die späteren theoretischen Untersuchungen in Kapitel 4 und 5 miteinbezogen werden.

Darüber hinaus werden in Abschnitt 3.6 Validierungsversuche an repräsentativen Großbauteilen vorgestellt. Die Probekörper entsprechen einem strukturellen Bauteilausschnitt

eines Teleskopauslegers aus dem Mobilkranbau. Die Fertigungskette ist in Anlehnung an den Teleskopauslegerbau gewählt und deckt somit Fertigungseinflüsse einer Großbauteilfertigung, wie Zwängungen durch den Zusammenbau, Eigenspannungen und Fertigungstoleranzen, implizit mit ab. Analog zum Teleskopausleger werden die Großbauteile aus zwei kaltumgeformten Halbschalen hergestellt, die längs zu einem Hohlprofil miteinander verschweißt werden. Eine Neuerung ist die Anordnung einer kaltumgeformten, querverlaufenden Stumpfnaht im maximal beanspruchten Biegezugschwellbereich. Diese Quernaht entspricht hier dem zu untersuchenden Konstruktionsdetail im Ermüdungsversuch.

Tabelle 3.1: Übersicht der experimentellen Untersuchungen (Probekörperabmessungen vgl. Anhang A.2)

Schweißnaht-charakterisierung (Abschnitt 3.4)	Härte und Metallurgie		
	Quasi-statische Querzugversuche		
	Kerbschlag-biegeversuche		
Ermüdungs-versuche an Kleinprüfkörpern (Abschnitt 3.5)	**Kerbdetailproben** (kraftgeregelte Versuche)	**Stumpfstoß**	
		Stumpfstoß mit **Blechdickensprung**	
		aufgeschweißte **Längssteife** (Vollanschluss)	
	Flachproben[1)] (dehnungsgeregelte Versuche)	**Grundwerkstoff**	
		Stumpfstoß	
Ermüdungs-versuche an Großbauteilen (Abschnitt 3.6)	struktureller Ausschnitt eines Teleskopauslegers		

[1)] Versuche im Rahmen von [Mel+21] am SAM (Ergebnisse werden in der Arbeit berücksichtigt)

3.2 Werkstoffe

Im Fokus dieser Arbeit stehen Feinkornbaustähle mit nominellen Streckgrenzen ab 960 MPa. Wie in Kapitel 2.1 beschrieben, werden die hohen Festigkeiten sowie weitere mechanische und technologische Eigenschaften, wie Schweißeignung und Kaltumformvermögen, durch optimierte Werkstoffkonzepte erzielt. Hierzu zählen Legierungs- bzw. Mikrolegierungskonzept, Wärmebehandlung und speziell bei thermomechanisch gewalzten Halbzeugen eine definierte Zeit- und Temperaturabfolge der einzelnen Walzphasen. Da die Festigkeitsklassen S1100 und S1300 derzeit nicht normativ geregelt sind, werden seitens der Stahlhersteller unterschiedliche Ansätze verfolgt, die hohen Festigkeiten zu erzielen. So können sich die verschiedenen Produkte im Lieferzustand hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften zwar ähneln, nach einer Weiterverarbeitung, wie bspw. dem thermischen Fügen, ist die Vergleichbarkeit jedoch nicht mehr zwingend sichergestellt. Verbindlich sind hier nur die für das jeweilige Stahlprodukt geltenden Herstellerangaben in Form von Werkstoffdatenblättern (bspw. [SSAB14]) und Verarbeitungsempfehlungen (bspw. [SSAB15]).

Um mit den hier vorgestellten experimentellen Untersuchungen ein möglichst breites Spektrum der derzeit am Markt verfügbaren Blechhalbzeuge mit Mindeststreckgrenzen ab 960 MPa abzudecken, werden zwei thermomechanisch gewalzte (S960MC und S1100M) und zwei konventionell flüssigvergütete (S1100QL und S1300QL) Feinkornbaustähle von vier unterschiedlichen Stahlherstellern betrachtet. Um eine eindeutige Zuordnung zu gewährleisten sind in Tabelle 3.2 die Werkstoffgüte nach Herstellerangabe, der Stahlhersteller, die Produktbezeichnung, die Produktform und der Blechdickenbereich dokumentiert.

Tabelle 3.2: Übersicht der für die experimentellen Untersuchungen herangezogenen Stahlwerkstoffe

Werkstoffgüte (Herstellerangabe)	**Hersteller**	**Produkt-bezeichnung**	**Produktform**	**Blechdicken** [mm]
S960MC	Tata Steel	Ympress® S960 [Tata19]	Thermomechanisch gewalztes Warmband	5; 6; 8
S1100M	voestalpine	alform® 1100 X-TREME [Voes21]	Thermomechanisch gewalztes Warmband	6; 8
S1100QL	Thyssen-Krupp	XABO® 1100 [Thys18]	Vergütetes Tafelblech (Quartowalzstraße)	5; 6; 8
S1300QL	SSAB	WELDOX® 1300 E [SSAB14]	Vergütetes Tafelblech (Quartowalzstraße)	8

Der untersuchte Blechdickenbereich spiegelt mit 5 bis 8 mm den typischen Anwendungsbereich im Mobilkranbau, insbesondere im Teleskopausleger, wider. Auch sind für diesen Blechdickenbereich die typischen Produktformen abgedeckt. Die beiden thermomechanisch gewalzten Blechhalbzeuge werden als thermomechanisch gewalztes und beschleunigt gekühltes Warmband hergestellt. Der S960MC wird anschließend aufs Coil aufgehaspelt und vor der Auslieferung wieder abgehaspelt, gerichtet und zu Tafelblech quergeteilt. Der auch auf der Warmbandstraße hergestellte S1100M erfährt vor der Auslieferung noch eine Anlassbehandlung. Die beiden flüssigvergüteten ultrahochfesten Feinkornbaustähle (S1100QL und S1300QL) werden zunächst als Flacherzeugnis auf der Quartowalzstraße hergestellt (vgl. Kapitel 2.1 – Normalwalzen). Das Vergüten bzw. Härten der Halbzeuge erfolgt in einer separaten, nachgeschalteten Wärmebehandlung, die sich in die Prozessschritte Austenitisieren, Abschrecken und ggfs. Anlassen gliedert. Die unterschiedlichen Legierungskonzepte zeigen sich bereits an der in Tabelle 3.3 dargestellten chemischen Zusammensetzung der untersuchten Blechhalbzeuge. Zur Erzielung der hohen Festigkeiten liegen generell martensitisch geprägte Werkstoffkonzepte vor. Allgemein ist mit ansteigender Festigkeitsklasse ein zunehmender Kohlenstoffgehalt und abnehmender Mangangehalt zu beobachten.

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Feinkornbaustähle in Massenanteile nach Abnahmeprüfzeugnis 3.1 (vgl. [Mel+21])

Werkstoff	**C** [%]	**Si** [%]	**Mn** [%]	**P** [%]	**S** [%]	**Al** [%]	**Cr** [%]	**Ni** [%]	**Mo** [%]	**Cu** [%]	**V** [%]	**Ti** [%]	**Nb** [%]	**B** [%]	**N** [%]
S960MC	0,089	0,056	1,612	0,012	0,0010	0,075	0,508	0,020	0,249	0,017	0,098	0,002	0,000	*n. a.*	0,0047
S1100M	0,176	0,280	1,450	0,008	0,0008	0,060	0,720	1,020	0,380	0,450	0,041	0,021	0,039	0,0002	0,0053
S1100QL	0,170	0,300	1,150	0,010	0,0009	0,080	0,630	0,050	0,600	0,040	*n. a.*	0,007	0,029	0,0028	0,0040
S1300QL	0,230	0,220	0,890	0,009	0,0010	0,054	0,490	1,290	0,390	0,020	0,017	0,003	0,021	0,0010	0,0020

Die konventionell flüssigvergüteten Werkstoffe zeigen hohe (S1300QL) bis sehr hohe (S1100QL) Massenanteile der Legierungselemente Chrom und Molybdän, die zum einen die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabsetzen und zum anderen als Karbidbildner dienen. Beim vorliegenden S1300QL wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit durch Zugabe eines hohen Nickelanteils (ca. 1,3 %) weiter herabgesetzt. Dagegen wird beim betrachteten S1100QL auf Nickel verzichtet und anstelle dessen weitere Mikrolegierungselemente verwendet. Auffallend ist hier der für das Mikrolegierungselement Bor hohe Gehalt von 0,0028 %.

Die aus dem thermomechanischen Walzen resultierende, zusätzliche Festigkeitssteigerung kann am Beispiel des S960MC zur erheblichen Reduktion des Kohlenstoffgehalts (nur 0,09 %) und Erhöhung des Mangananteils (ca. 1,6 %) genutzt werden. Wie auch beim S1100QL wird auf die Zugabe von Nickel verzichtet. Als Karbidbildner kommen Chrom und Molybdän sowie das Mikrolegierungselement Vanadium zum Einsatz. Auf weitere Mikrolegierungselemente, wie Niob, Titan oder Bor, wird weitestgehend verzichtet.

Deutliche Unterschiede hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung können beim vorliegenden S1100M, der den höchsten Legierungsanteil aufzeigt, festgestellt werden. Neben hohen Massenanteilen an Kohlenstoff und Mangan setzen hohe Legierungsanteile an Chrom, Molybdän und Nickel die kritische Abkühlgeschwindigkeit herab. Zusätzlich werden die Elemente Chrom und Molybdän sowie Vanadium als Karbidbildner eingesetzt, die durch die Bildung von Ausscheidungen einen Härteabfall beim Anlassen verringern [Wirn20]. Darüber hinaus sind die kornfeinenden Mikrolegierungselemente Niob und Titan in wirkungsrelevanten Mengen vorhanden. Alleinstellungsmerkmal ist der nennenswert hohe Kupfergehalt von ca. 0,45 %. Dadurch wird zum einen die Härtbarkeit und zum anderen die Anlassbeständigkeit durch die Bildung von Ausscheidungen weiter verbessert [Este19]. Da der Werkstoff im Zustand thermomechanisch gewalzt, beschleunigt gekühlt und stark angelassen ausgeliefert wird (Zustand: TM + DQ + T – vgl. Abschnitt 2.1), zielt das Werkstoffkonzept darauf ab, dass auch im angelassenen Zustand eine nominelle Streckgrenze von 1100 MPa sichergestellt werden kann. Wie später in Kapitel 3.4 experimentell belegt, kann, im Gegensatz zu den drei anderen Feinkornbaustählen, mit diesem Werkstoffkonzept bei erneuter Wärmeeinbringung durch das thermische Fügen ein Härteabfall in der Anlasszone ($T_{max} < Ac_1$) weitestgehend vermieden werden. Die aus dem spezifischen Herstellprozess und Legierungskonzept resultierende hohe Anlassbeständigkeit dieses Werkstoffs ist auch in [Son+08] belegt.

Die chargenbezogenen mechanischen Kennwerte der vier Feinkornbaustähle sind in Tabelle 3.4 den nominellen Werten gegenübergestellt. Für den S960MC beziehen sich die Vorgabewerte auf [DIN EN 10149-2] und für die Festigkeitsklassen S1100 und S1300 auf die jeweiligen Herstellerangaben (vgl. Tabelle 3.2). Fehlende normative Regelungen zeigen sich zum einen in der Festlegung einzelner Grenzwerte, aber auch im Detail bei einzelnen spezifischen Herstellerangaben. So variieren bspw. die Vorgaben der garantierten Zugfestigkeit hinsichtlich der Probeentnahmerichtung in Bezug auf die Walzrichtung (S1100M: längs und S1100QL: quer). Dies ist dahingehend kritisch zu bewerten, da insbesondere bei den thermomechanisch gewalzten Halbzeugen herstellbedingt ein anisotropes Gefüge beobachtet wird. Für den vorliegenden S1100M wird dies in [Son+08] gezeigt. Zudem können einzelne Herstellungsschritte wie das Auf- und Abhaspeln vom Coil potenzielle anisotrope Werkstoffeigenschaften weiter begünstigen. Für die in Tabelle 3.4 dargestellten Werte ist die zugrundeliegende Probeentnahmerichtung mit den Indizes l (längs zur Walzrichtung) und q (quer zur Walzrichtung) dokumentiert.

Tabelle 3.4: Mechanische Werkstoffkennwerte der untersuchten Feinkornbaustähle

Werk-stoff	Streckgrenze		Zugfestigkeit		Bruch-dehnung		Kerbschlagarbeit (bei -40 °C)	
	Nom. $R_{p0,2}$ [MPa]	Ist $R_{p0,2}$ [MPa]	Nom. R_m [MPa]	Ist R_m [MPa]	Nom. A [%]	Ist A [%]	Nom. KV [J]	Ist KV [J]
S960MC	≥ 960[1),l)]	1.039[4),l)]	980 - 1.250[1),l)]	1.190[4),l)]	≥ 7[1),l)]	10[4),l)]	≥ 27[1),l),q)]	82[3),6),l)]
S1100M	≥ 1.100[2),l),q)]	1.152[3),l)]	1.160 - 1.350[2),l)]	1.163[3),l)]	≥ 8[2),l)]	14[3),l)]	≥ 27[2),l)]	67[5),6),q)]
S1100QL	≥ 1.100[2),q)]	1.241[4),l)]	1.200 - 1.500[2),q)]	1.405[4),l)]	≥ 8[2),q)]	11[4),l)]	≥ 27[2),l)] ≥ 27[2),q)]	95[5),6),q)]
S1300QL	≥ 1.300[2)]	1.485[3),q)] - 1.522[3),q)]	1.400 - 1.700[2)]	1.576[3),q)] - 1.612[3),q)]	≥ 8[2)]	11[3),q)]	≥ 27[2),q)]	72[5),6),q)]

[1)] nach Regelwerk [DIN EN 10149-2]
[2)] nach Werkstoffdatenblatt des Herstellers (vgl. Tabelle 3.2)
[3)] aus Abnahmeprüfzeugnis 3.1 [Mel+21]
[4)] Zugversuch an Flachprobe nach [DIN EN ISO 6892-1]
[5)] Kerbschlagbiegeversuch nach [DIN EN ISO 148-1]
[6)] Werte auf Normal-Probenquerschnitt umgerechnet
[l)] Probe längs zur Walzrichtung
[q)] Probe quer zur Walzrichtung

Generell erfüllen alle der vier betrachteten Lieferchargen die jeweiligen Vorgaben. Hinsichtlich Streckgrenze und Zugfestigkeit ist wiederum der vorliegende S1100M auffallend. Das quasi-statische Werkstoffverhalten liegt mit einem Streckgrenzenverhältnis von fast 1,0 nahe an der Modellvorstellung eines elastisch-idealplastischen Werkstoffs. Ab dem Erreichen der Streckgrenze, bzw. 0,2 %-Dehngrenze, kann die Traglast nur noch geringfügig weiter gesteigert werden. Bei den anderen Feinkornbaustählen sind die Streckgrenzenverhältnisse zwar ebenfalls hoch, liegen aber im Bereich von 0,87 (S960MC und S1100QL) bis 0,94 (S1300QL) und bieten somit ein moderates Verfestigungspotenzial. Die Bruchdehnung liegt bei allen betrachteten Werkstoffen über, beim S1100M sogar deutlich über, den nominellen Mindestwerten von 7 % (S960MC) bzw. 8 %. Auch die ermittelten Kerbschlagarbeitswerte sind deutlich höher als die werkstoffübergreifend geforderten 27 Joule bei -40 °C. Die geforderten Kerbschlagarbeitswerte beziehen sich auf eine Normal-Probe mit einer Probendicke von 10 mm. Aufgrund der vorliegenden Blechdicken können jedoch nur Untermaß-Proben (Nenndicke: 7,5 mm und 5,0 mm) ausgearbeitet und beprobt werden. Zur Vergleichbarkeit sind die in Tabelle 3.4 angegebenen Kerbschlagarbeitswerte daher linear, in Abhängigkeit der Probendicke, auf den Normal-Probenquerschnitt extrapoliert. Die so ermittelten Werte liegen mit 67 Joule (S1100M) bis 95 Joule (S1100QL) deutlich über den Vorgaben. Unterschiede zeigen sich bei den Herstellervorgaben zur Probenlage (bspw. S1100M: längs und S1300QL: quer zur Walzrichtung).

3.3 Schweißversuche und Herstellung der Proben

3.3.1 Allgemeine Vorgehensweise

Mit Ausnahme der Großbauteile (vgl. Abschnitt 3.6) werden für die Herstellung der Probekörper nachfolgende Fertigungsschritte durchlaufen. Zur Sicherstellung eines einheitlichen Oberflächenzustands werden die Halbzeuge nach Bereitstellung durch die Stahlhersteller zunächst reinigungsgestrahlt. Der Oberflächenvorbereitungsgrad wird mit SA 2,5 nach [DIN EN ISO 8501-1] vorgegeben. Anschließend erfolgt ein konventioneller Laserstrahlzuschnitt, mit dem Ziel später Mutterbleche mit einer Blech- und Schweißnahtlänge zwischen 400 mm und 1000 mm sowie einer Breite von ca. 500 mm herzustellen (vgl. Abbildung 3.1 – links).

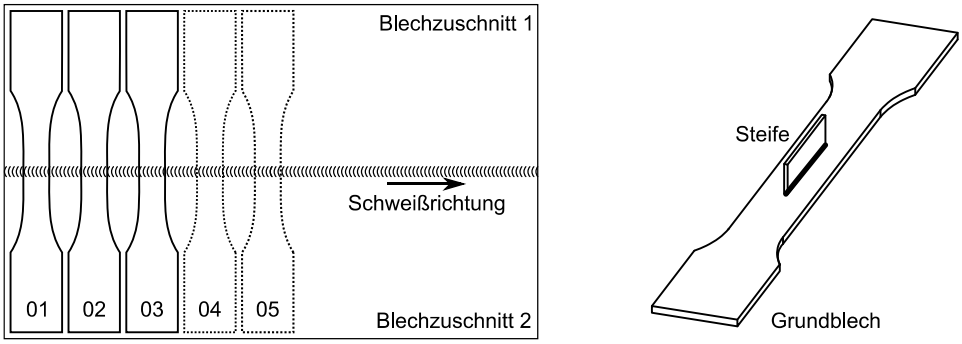


Abbildung 3.1: Schweißen von Mutterblechen und anschließende Ausarbeitung der Stumpfstoßproben (links) sowie Herstellung der Längssteifen direkt aus einzelnen Blechzuschnitten (rechts)

Da bei den Laserhybridschweißungen, entsprechend der gängigen Fertigungspraxis im Mobilkranbau, die Schnittkanten direkt als Schweißnahtvorbereitung dienen, wird hier ein oxidfreier Laserstrahlzuschnitt (Schneidgas: Stickstoff) gewählt. Dagegen werden für das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff der Stumpfstöße die Schnittkanten in einem weiteren Fertigungsschritt mechanisch überarbeitet, um durchgehend einen technischen Nullspalt sicherzustellen. Die Probenentnahme aus den Mutterblechen erfolgt mit dem Wasserstrahlschneidverfahren, um eine weitere thermische Beeinflussung nach dem Schweißen auszuschließen.

Die Herstellung der Probekörper zum Konstruktionsdetail Längssteife unterscheidet sich dahingehend, dass zunächst keine Mutterbleche geschweißt werden (vgl. Abbildung 3.1 – rechts). Nach dem Sandstrahlen der Halbzeuge werden die taillierten Grundbleche direkt

mit dem Wasserstrahlschneidverfahren ausgearbeitet. Die rechteckigen Steifen werden oxidfrei mit dem Laserstrahlschneidverfahren zugeschnitten. Entgegen der Vorgehensweise bei den laserstrahlgeschweißten Stumpfstößen, erfolgt bei den Steifen keine separate mechanische Überarbeitung der Schweißkanten. Die Probekörper sind direkt nach dem Schweißen der Längsnähte fertiggestellt.

Nachfolgend ist das Wesentliche der Laserstrahl- und Laserhybridschweißversuche zusammengefasst. Eine umfangreiche Dokumentation ist in [Mel+21] zu finden.

3.3.2 Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff

Für die Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff wird ein Scheibenlaser mit einer maximalen Nennleistung von 16 kW und einer nominellen Strahlqualität von 8 mm mrad verwendet. Faser- und Fokusdurchmesser betragen 0,3 mm, bei einer Brennweite und Kollimation von 200 mm (vgl. Abschnitt 2.2.2). Als Schutzgas wird CO_2 verwendet. Der Versuchsaufbau und die Schweißungen der Stumpfstöße sowie die der Längssteifen sind in Abbildung 3.2 dargestellt.

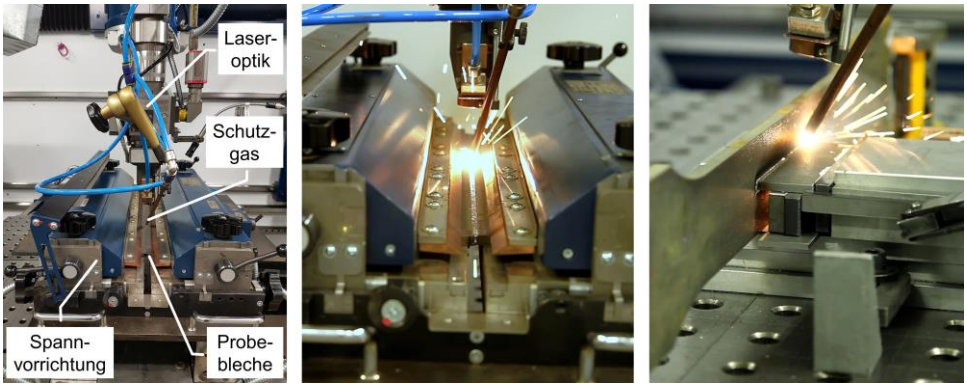


Abbildung 3.2: Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff – Versuchsaufbau und Schweißung der Stumpfstoßproben (links und mittig) sowie der aufgeschweißten Längssteifen (rechts)

Für die Herstellung der Stumpfstöße mit und ohne Blechdickensprung erfolgt die Positionierung der Blechzuschnitte in einer speziell für Stumpfnahtschweißungen angefertigten Spannvorrichtung (vgl. Abbildung 3.2 – links und mittig), die ein optimales Ausrichten der einzelnen Bleche zueinander ermöglicht. Die Stumpfstöße mit Dickensprung (Blechdicke: 6 mm auf 8 mm) werden an der Unterseite blecheben ausgerichtet, sodass an der Oberseite ein nomineller Dickensprung von 2 mm vorliegt. Die Fokuslage wird durchgehend auf

2 mm unterhalb der Oberseite des dickeren Blechs gelegt. Zur Optimierung des Schweißnahtprofils an Ober- und Unterseite wird ausschließlich die Laserleistung zwischen 4,8 kW und 5,5 kW variiert und für die jeweilige Grundwerkstoff- und Konstruktionsdetailkombination gleich gehalten. Die detaillierten Schweißprozessparameter der Stumpfnahtlaserstrahlschweißungen sind im Anhang A.1 in Tabelle A.1 serienbezogen dokumentiert.

Für die in Abbildung 3.2 – rechts dargestellten Laserstrahlschweißungen der Längssteifen wird das Grundblech (Blechdicke: 8 mm) und die Blechsteife (Abmessung: 120 mm x 35 mm x 5 mm) im Schraubstock aufgespannt. Zur Sicherstellung eines Vollanschlusses der Steife an das Grundblech erfolgt die Schweißung in einem Einschweißwinkel von 7 ° zur Vertikalen bzw. zur Grundblechoberseite. Aufgrund der geringeren Blechdicke der Steife von 5 mm wird die Laserleistung auf 3,5 kW reduziert. Weitere Schweißparameter sind in Tabelle A.2 dokumentiert. Ziel von Vorversuchen war die Optimierung der Schweißnahtgeometrie an der häufig bei wechselnder Beanspruchung ermüdungskritischen Stirnseite der Steife (vgl. Abbildung 3.3 – rechts). Beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff weist der Schweißnahtanfang im Gegensatz zum Schweißnahtende eine höhere Qualität auf. Für die vorliegende Schweißaufgabe konnte das Ergebnis an den beiden Stirnseiten der Steife durch eine Anpassung der Schweißfolge von außen nach innen sowie durch eine Überlappung der Nähte in der Mitte der Steife deutlich verbessert werden (vgl. Abbildung 3.3 – mittig). Durch Anrampung der Laserleistung von 0 % auf 100 % über eine Länge von 2 mm, mit Startpunkt 1 mm vor dem Anfang der Steife, konnte das Schweißergebnis an den Stirnseiten der Längssteife weiter gesteigert werden.

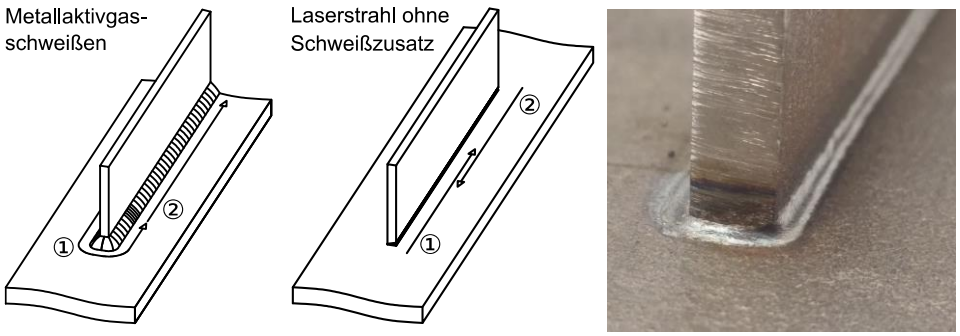


Abbildung 3.3: Verfahrensbedingte Unterschiede bei der Ausführung und Schweißfolge von aufgeschweißten Längssteifen mit dem MAG- (links) und dem Laserstrahlverfahren (mittig) sowie exemplarische Ergebnis der hier vorgestellten Schweißversuche (rechts) [Sey+21]

Wie in Abbildung 3.3 schematisch gezeigt und in [Sey+21] beschrieben, unterscheidet sich die vorgestellte Ausführung einer aufgeschweißten Längssteife grundlegend von der einer konventionellen Kehlnahtausführung mit dem MAG-Verfahren. Während die Laseroptik

hier linear geführt werden kann, muss der MAG-Brenner für die Umschweißung an der Stirnseite der Steife auf einer komplexen räumlichen Kurve geführt werden. Eine Automatisierung ist aufwändiger, weshalb in der Praxis die Schweißung in diesem Bereich häufig manuell ausgeführt wird. Die Ermüdungsfestigkeit des gesamten Konstruktionsdetails ist jedoch stark an die an der Stirnseite vorliegende Fertigungsqualität gekoppelt und kann bei individuellen Handschweißungen zu größerer Streuung der Beanspruchbarkeit führen. Außerdem besteht bei der konventionellen Kehlnahtausführung die Problematik, dass bei hoher Ermüdungsfestigkeit am Schweißnahtübergang, möglicherweise erzielt durch eine zusätzliche Schweißnahtnachbehandlung, potenziell ein Versagen von der Schweißnahtwurzel ausgehen kann.

3.3.3 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen

Für die Laserhybridschweißungen werden die Verfahren Laserstrahl- und Metallaktivgasschweißen gekoppelt. Im Laserstrahlschweißprozess kommt ein Festkörperlaser und im MSG-Teilprozess eine Impulsschweißstromquelle zum Einsatz. Die für die Probekörperfertigung verwendete Schweißzelle ist in Abbildung 3.4 – links dargestellt. Laseroptik und MSG-Brenner werden durch einen konventionellen Industrieroboter mit serieller Kinematik (6-Achs-Knickarmroboter) geführt. Die Positionierung der Bleche erfolgt mit Niederhaltern (hier: einfache Schraubzwingen) auf einem Drehtisch (vgl. Abbildung 3.4 – rechts) und ist somit im Vergleich zu den Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff einfacher gehalten.

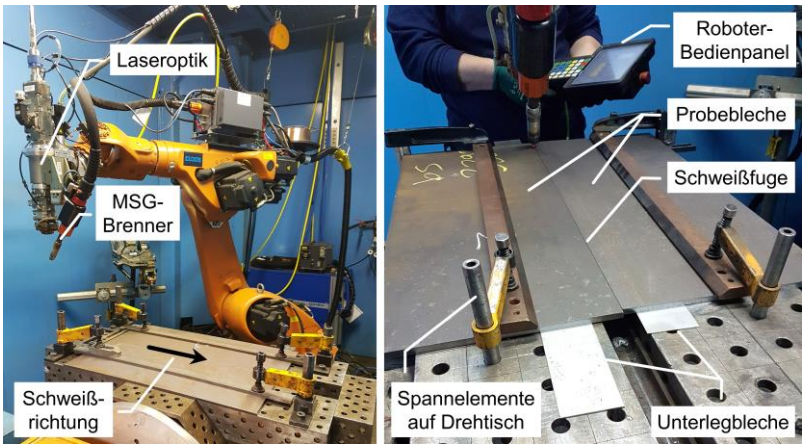


Abbildung 3.4: Versuchsaufbau für die Laserstrahl-MSG-Hybridprobeschweißungen

Die Prozessparameter der Laserhybridschweißversuche sind detailliert in Anhang A.1 in Tabelle A.3 dokumentiert und nachfolgend kurz zusammengefasst. Für die Schweißversuche wird eine hohe Schweißgeschwindigkeit von 2,0 – 2,2 m/min gewählt. Bei einem Anstellwinkel des Laserstrahls von 0 °, d. h. vertikal zur Blechoberfläche, und einem Fokusdurchmesser von 0,4 mm wird die Laserleistung durchweg auf 9,0 kW festgesetzt. Eine stichprobenhafte Variation des Fokusdurchmessers auf 1,0 mm ergab für den vorliegenden Anwendungsfall keine makroskopischen Abweichungen des Schweißergebnisses. Der Einfluss dieser Variation auf das Fügeergebnis wurde insbesondere an der durch den Laserstrahlteilprozess geprägten Schweißnahtunterseite überprüft. Unabhängig von den vorliegenden Grundwerkstoffen wird als Zusatzwerkstoff ein G 89 6 M21 Mn4Ni2CrMo nach [DIN EN ISO 16834] mit einer nominellen Streckgrenze von ≥ 890 MPa und einem Drahtdurchmesser von 1,2 mm verwendet. Für den MAG-Teilprozess wird eine mittlere Lichtbogenleistung von 8,1 kW (Wirkungsgrad unberücksichtigt) angestrebt. Zur Optimierung der durch den MAG-Teilprozess geprägten Schweißnahtoberseite und der Anpassung auf den jeweiligen Grundwerkstoff werden die Schweißspannung und der Schweißstrom bzw. Drahtvorschub so variiert, dass die mittlere Lichtbogenleistung konstant gehalten wird. Verfahrensbedingt muss der Anstellwinkel des MAG-Brenners von dem des Laserstrahls abweichen. Im vorliegenden Fall wird ein schleppender Brenneranstellwinkel gewählt, der um ca. 30° gegen den Laserstrahl bzw. 60° zur Blechoberfläche geneigt ist. Dadurch lässt sich das konvexe Nahtprofil an der Oberseite begründen, welches durch die sehr hohe Schweißgeschwindigkeit weiter begünstig wird.

Durch die unterschiedlichen Wirktiefen der Teilprozesse entsteht beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen zwangsläufig ein asymmetrisches Schweißnahtprofil und Schweißnahtvolumen (vgl. auch Abschnitt 3.4.3 bzw. Abbildung 3.7). Im Vergleich zum weitestgehend symmetrischen Schweißnahtprofil beim Laserstrahlschweißen resultiert daraus ein größerer Winkelversatz bzw. bei zunehmender Steifigkeit der Spannvorrichtung höhere Eigenspannungen. Der tatsächlich auftretende Winkelversatz ist bei der ersten laserhybridgeschweißten Versuchsserie aus dem Grundwerkstoff S1100QL durch die Laservermessungen der Ermüdungsversuchsproben quantifiziert (vgl. Abschnitt 3.4.2). Bei den nachfolgenden Laserhybridschweißungen der drei anderen Grundwerkstoffe (S960MC, S1100QL und S1300QL) wird der Winkelversatz vor dem Schweißen durch ein definiertes Anstellen der Probebleche mit Unterlegblechen (vgl. Abbildung 3.4) in einem Winkel von $-1{,}0\,° \leq \beta \leq -1{,}5\,°$ weitestgehend kompensiert.

3.4 Charakterisierung der Fügeverbindungen

3.4.1 Untersuchungen zur Schweißnahtcharakterisierung

Der nachfolgende Abschnitt widmet sich der Beschreibung wesentlicher Merkmale der vorliegenden Fügeverbindungen und konzentriert sich dabei auf die Stumpfstöße ohne Blechdickensprung. Die Ausführungen umfassen eine auf Grundlage von zerstörungsfreien Prüfungen (Abk.: ZfP) durchgeführte Bewertung der Schweißnahtqualität durch Einordnung in Bewertungsgruppen relevanter Regelwerke. Eine Analyse des metallurgischen Gefüges in der Schweißzone erfolgt durch Auswertung von lichtmikroskopischen Aufnahmen und Härtemessungen an Schliffen quer zur Schweißnaht. Zur Quantifizierung der quasi-statischen mechanischen Eigenschaften der Verbindungen werden Ergebnisse von Querzugversuchen herangezogen. Die Querzugversuche sind teilweise um Dehnungsmessungen, welche sich integral über die Schweißzone erstrecken, erweitert. Dadurch lassen sich neben der Zugfestigkeit für die Verbindungen weitere, über die Schweißzone integrierte Kenngrößen wie Dehngrenze und Bruchdehnung herleiten und bewerten.

3.4.2 Schweißnahtqualität

Zur Einstufung der Schweißnahtqualität der Probeschweißungen werden in Anlehnung an das Regelwerk für Verfahrensprüfungen ([DIN EN ISO 15614-11] – Laserstrahlschweißen bzw. [DIN EN ISO 15614-14] – Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen) zerstörungsfreie Prüfungen durchgeführt. Mit dem Fokus auf den Stumpfstößen ohne Blechdickensprung umfasst der Prüfumfang Sichtprüfungen (Abk.: VT), Farbeindringprüfungen (Abk.: PT) sowie Röntgenprüfungen (Abk.: RT) an mindestens einem Mutterblech je Grundwerkstoff und Schweißverfahren. Für die Beschreibung der Schweißnahtqualität ist eine Einstufung in Bewertungsgruppen verbreitet. Die Eingruppierung erfolgt auf Grundlage eines umfangreichen Bewertungskatalogs, nach welchem für die einzelnen Schweißnahtunregelmäßigkeiten in Abhängigkeit der Bewertungsgruppen Grenzwerte definiert sind. Aktuelle Regelwerke unterscheiden sich in erster Linie hinsichtlich des Geltungsbereichs (Schweißverfahren, Grundwerkstoffgruppe etc.) sowie bei der Festlegung der spezifischen Grenzwerte. Zur Bewertung der vorliegenden Schweißungen sind zunächst die primär geltenden Regelwerke [DIN EN ISO 13919-1] (Laserstrahlschweißen) bzw. [DIN EN ISO 12932] (Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen) heranzuziehen. Beide Regelwerke orientieren sich für die jeweiligen Grenzwerte der Schweißnahtunregelmäßigkeiten an tatsächlich in der Praxis erreichbaren Fertigungsqualitäten. Ein direkter Zusammenhang mit bemessungsingenieursrelevanten Zielgrößen, wie bspw. der Ermüdungsfestigkeit der Verbindung, existiert nicht. Dagegen bietet die [DIN EN ISO 5817], welche streng genommen die Strahlschweißverfahren ausklammert, in der aktuellen Fassung eine Zuordnung der ansetzbaren

Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit der Schweißnahtqualität. Durch Einführung zusätzlicher Bewertungsgruppen (C63, B90 und B125 – Anhang B in [DIN EN ISO 5817]) wird ein direkter Bezug zur Ermüdungsfestigkeit der Schweißverbindungen hergestellt. Die Zahl in der Bewertungsgruppenbezeichnung steht dabei für den jeweiligen Kerbfall, d. h. die ertragbare Spannungsschwingbreite bei $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Mit steigender Kerbfallklasse wird der Toleranzbereich für einzelne, ermüdungsrelevante Schweißnahtunregelmäßigkeiten weiter eingeschränkt. Nach [DIN EN ISO 5817] kann die höchste Bewertungsgruppe (B125) i. d. R. nicht allein durch Schweißen (Zustand: „wie geschweißt“) erzielt werden, sondern erfordert eine Schweißnahtnachbehandlung, wie bspw. durch Schleifen, höherfrequente Hämmerverfahren oder WIG-Aufschmelzen. Kehlnähte mit potenziellem Rissausgang von der Schweißnahtwurzel dürfen prinzipiell nicht B125 zugeordnet werden.

Die Ergebnisse der ZfP-Untersuchungen für die Stumpfnahtschweißungen ohne Blechdickensprung sind in Tabelle 3.5 zusammengetragen. Die Darstellung konzentriert sich auf die für die Eingruppierung maßgebenden Schweißnahtunregelmäßigkeiten (Bezeichnung und Nummerierung nach [DIN EN ISO 6520-1]). Tabelle 3.5 ist nach Schweißverfahren (oben: Laserstrahl bzw. unten: Laserhybrid) sowie nach Grundwerkstoffen (Hauptspalten) gegliedert. Je Grundwerkstoff wird für die Bewertung das Toleranzfenster von drei verschiedenen Bewertungsgruppen herangezogen. Unterspalte B gibt die Eingruppierung jeweils nach dem Standardregelwerk, d. h. [DIN EN ISO 13919-1] (Laserstrahlschweißen) bzw. [DIN EN ISO 12932] (Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen) wieder. Darüber hinaus beziehen sich die Unterspalten B90 und B125 auf die Bewertungen der gleichnamigen Bewertungsgruppen nach [DIN EN ISO 5817] – Anhang B.

Die ZfP-Untersuchungen der Laserstrahlschweißungen (Tabelle 3.5 – oben) liefern grundwerkstoffübergreifend ein weitestgehend einheitliches Ergebnis. Demnach können die Schweißungen den Bewertungsgruppen B und B90, jedoch nicht B125 zugeordnet werden. Maßgebend für die Einstufung ist in erster Linie die Unregelmäßigkeit „zu große Wurzelüberhöhung“ (504). Obwohl die Wurzelüberhöhung klein ausfällt und im unteren Millimeterbereich liegt, ist konkret die sich prozessbedingt einstellende sehr geringe Wurzelbreite kritisch. Dies ist darin begründet, dass der Grenzwert für eine „zu große Wurzelüberhöhung“ nach [DIN EN ISO 5817] mit dem Verhältnis zwischen Wurzelüberhöhung zu Wurzelbreite gebildet wird. Der so abgeleitete Grenzwert ist berechtigt, da er neben anderen Kriterien auf eine Limitierung der Spannungskonzentration am ermüdungskritischen Schweißnahtübergang abzielt. Das so gewählte Grenzkriterium für die Wurzelüberhöhung ist demnach gerechtfertigt, wird in den verschiedenen Regelwerken jedoch nicht konsistent verwendet. So wird in [DIN EN ISO 13919-1] das Grenzkriterium nicht in Abhängigkeit der Wurzelbreite sondern im Verhältnis zur Blechdicke gewählt. Ein direkter Zusammenhang zur Spannungskonzentration am Schweißnahtübergang ist hier nicht gegeben.

Tabelle 3.5: Einstufung der Schweißnahtqualität auf Basis der ZfP-Untersuchungen an den Stumpfnahtproben

Unregelmäßigkeit nach [DIN EN ISO 6520-1]	**S960MC**			**S1100M**			**S1100QL**			**S1300QL**		
	B[1)]	**B90**[2)]	**B125**[2)]	**B**[1)]	**B90**[2)]	**B125**[2)]	**B**[1)]	**B90**[2)]	**B125**[2)]	**B**[1)]	**B90**[2)]	**B125**[2)]
Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff (Stumpfstoß; Blechdicke: *t* = 8 mm)												
zu große Nahtüberhöhung (502; Oberseite)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
zu große Wurzelüberhöhung (504; Unterseite)	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x
nicht durchlaufende Einbrandkerbe (5012)	-	-	-	-	-	-	✓	✓	x	✓	✓	x
Einschluss (evtl. 300)	(✓)	(x)	(x)	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Winkelversatz (508)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	(✓)[b)]	(✓)[b)]	(✓)[b)]	✓	✓	✓
Kantenversatz (5071)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen (Stumpfstoß; Blechdicke: *t* = 8 mm)												
zu große Nahtüberhöhung (502; Oberseite)	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x
zu große Wurzelüberhöhung (504; Unterseite)	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x
durchlaufende Einbrandkerbe (5011)	-	-	-	✓[a)]	x	x	-	-	-	✓[a)]	x	x
nicht durchlaufende Einbrandkerbe (5012)	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x
Schweißspritzer (602)	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x	✓	✓	x
Winkelversatz (508)	✓[k)]	✓[k)]	✓[k)]	✓[k)]	✓[k)]	✓[k)]	x	x	x	✓[k)]	✓[k)]	✓[k)]
Kantenversatz (5071)	✓	✓	(✓)[b)]	✓	✓	✓	✓	✓	(✓)[b)]	✓	✓	✓

[1)] Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 13919-1] (Laserstrahlschweißen) bzw. [DIN EN ISO 12932] (Laserhybridschweißen)
[2)] Bewertungsgruppe B90 bzw. B125 nach [DIN EN ISO 5817] – Anhang B
[a)] Im Probeblech nur abschnittsweise festgestellt
[b)] Grenzwert im Mittel eingehalten, einzelne Ausreißer liegen darüber
[k)] Winkelversatz durch definiertes Anstellen der Ausgangsbleche kompensiert

✓ Anforderungen der jeweiligen Bewertungsgruppe erfüllt
x Anforderungen der jeweiligen Bewertungsgruppe nicht erfüllt
- Unregelmäßigkeit nicht vorhanden

Zusätzlich zur Wurzelüberhöhung werden bei den Laserstrahlschweißungen aus den beiden flüssigvergüteten Grundwerkstoffen S1100QL und S1300QL vereinzelt auftretende, kurze, „nicht durchlaufende Einbrandkerben“ (5012) an der Schweißnahtoberseite festgestellt. Aufgrund der geringen Tiefe sind die Anforderungen von B und B90 dennoch erfüllt, jedoch nicht von B125.

Zur Quantifizierung der Unregelmäßigkeiten „Winkelversatz“ (508) und „Kantenversatz“ (5071) sind in Abbildung 3.5 die Ergebnisse der Laservermessung der Kleinprüfkörper für die Ermüdungsversuche (vgl. Anhang B.2) aufgetragen. Bei den Laserstrahlschweißungen (Abbildung 3.5 – grün) liegen die Messwerte für den Winkelversatz, mit Ausnahme von wenigen Ausreißern bei den Fügeverbindungen aus S1100QL, unter dem Grenzwert von $\beta \leq 1{,}0\,°$ für B, B90 und B125. Beim Kantenversatz unterschreiten alle laserstrahlgeschweißten Serien deutlich das Grenzkriterium für B und B90 von $o \leq 0{,}1 \cdot t = 0{,}8$ mm bzw. für B125 von $o \leq 0{,}05 \cdot t = 0{,}4$ mm.

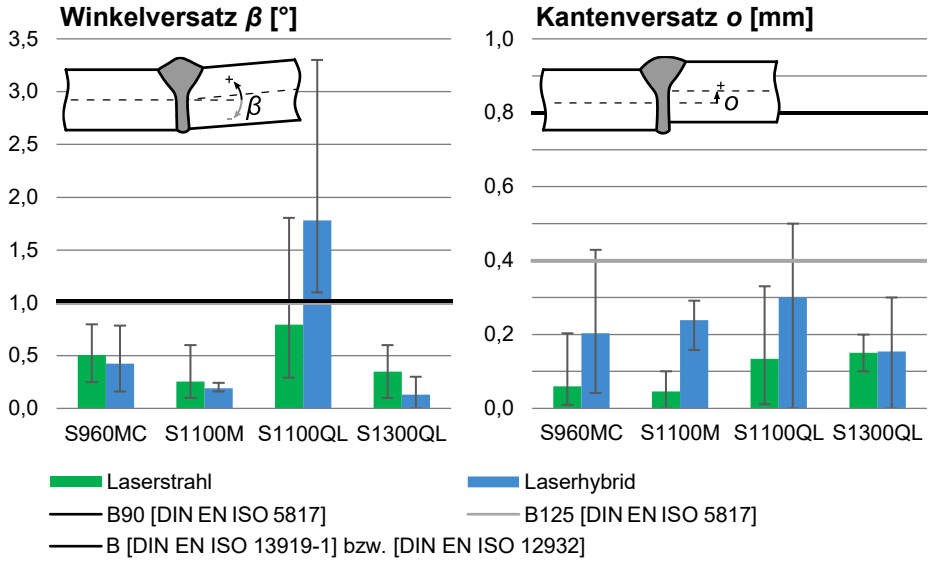


Abbildung 3.5: Winkel- (links) und Kantenversatz (rechts) der Stumpfstöße (Einzelwerte vgl. Anhang B.2)

Für die Einstufung der laserhybridgeschweißten Verbindungen ist neben der Unregelmäßigkeit „zu große Wurzelüberhöhung“ (504) auch eine „zu große Schweißnahtüberhöhung“ (502) an der Oberseite maßgebend. Letztere ist primär durch den MSG-Prozess geprägt und auf prozessspezifische Randbedingungen, insbesondere die schleppende MSG-

Brennerführung (vgl. Abschnitt 3.3.3), zurückzuführen. Dennoch sind auch bei den Laserhybridschweißungen für diese beiden Unregelmäßigkeiten werkstoffübergreifend die Anforderungen für B und B90 erfüllt. Für die vorliegenden Laserhybridschweißungen ist jedoch eine Grundwerkstoffabhängigkeit hinsichtlich Ausprägung und Auftretenswahrscheinlichkeit von Einbrandkerben an der Schweißnahtoberseite festzustellen. Bei den Serien aus den Grundwerkstoffen S960MC und S1100QL sind aufgrund geringer Ausprägung die Anforderungen von B und B90 erfüllt. Für die laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S1100M und S1300QL sind dagegen nur die Anforderungen von B eingehalten, was darin begründet ist, dass nach [DIN EN ISO 12932] Einbrandkerben nicht als systematische Unregelmäßigkeit bewertet werden. Die größere Tendenz zu Einbrandkerben bei den Werkstoffen S1100M und S1300QL ist möglicherweise auf eine geringere Schweißeignung durch die höheren Legierungsgehalte zurückzuführen. Generell ist anzumerken, dass bei den untersuchten Laserhybridschweißungen Einbrandkerben im Vergleich zu den Laserstrahlschweißungen deutlich häufiger und ausgeprägter auftreten.

Bedingt durch das bei den einlagigen Laserhybridschweißungen zwangsläufig auftretende asymmetrische Schweißnahtprofil ist hier mit einem moderaten Winkelversatz zu rechnen. Wie die Ergebnisse der ersten Probekörperserie aus S1100QL zeigen (vgl. Abbildung 3.5 – Laserhybridschweißungen aus S1100QL), liegt dieser über dem nach allen relevanten Regelwerken für die Bewertungsgruppe B geforderten Grenzwert von $\beta \leq 1{,}0\,°$. Da beim Laserhybridschweißen stets von einem hohen Automatisationsgrad ausgegangen werden kann, ist für vergleichbare Schweißaufgaben die Streuung des Winkelversatzes jedoch gering. Bei den nachfolgenden Schweißungen hat sich daher ein definiertes Anstellen der Ausgangsbleche, entgegen dem zu erwartenden Winkelversatz, als reproduzierbare Vorgehensweise zur Erzielung eines Winkelversatzes $\beta \leq 1{,}0\,°$ erwiesen (vgl. Abbildung 3.5 – Laserhybridschweißungen aus S960MC, S1100M und S1300QL). Der gemessene Kantenversatz (vgl. Abbildung 3.5 – rechts) liegt bei den Laserhybridschweißungen für alle Serien im Mittel deutlich unter den strengsten Anforderungen nach B125 von $o \leq 0{,}05 \cdot t = 0{,}4$ mm. Für die Laserhybridschweißungen aus S960MC und S1100QL überschreiten einzelne Ausreißer diesen Grenzwert knapp (vgl. Abbildung 3.5 – rechts).

Zusammenfassend zeigen die ZfP-Untersuchungen für die Laserstrahlschweißungen eine hohe Schweißnahtqualität im Zustand „wie geschweißt“, die grundwerkstoffübergreifend die Anforderungen für B und B90 erfüllen. Die Qualität der Laserhybridschweißungen ist moderat niedriger. Die Serien erfüllen mit Ausnahme der Serie aus S1100QL (nicht kompensierter Winkelversatz) die Anforderung für B. Bei der Serie aus S960MC sind sogar alle Kriterien von B90 eingehalten. Die vorliegenden Schweißungen spiegeln für beide Verfahren eine gegenwärtig in der Fertigungspraxis erzielbare Schweißqualität wider und können dadurch als robuste Basis für die nachfolgend beschriebenen weiteren Untersuchungen herangezogen werden.

3.4.3 Härte und Metallurgie

Aus der nachträglichen Wärmeeinbringung durch das thermische Fügen resultiert eine lokale Beeinflussung des metallurgischen Gefüges in der Schweißzone. In der Folge tritt eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften im Vergleich zum Grundwerkstoffgefüge ein. Zur Quantifizierung dieser Veränderung sowie zur Beschreibung des metallurgischen Gefüges in der Schweißzone werden an Querschliffen der laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße Härteprüfungen sowie makro- und mikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Die vollständige Darstellung der Schliffbilder und Härtefeldmessungen ist [Mel+21] zu entnehmen. Die wesentlichen Erkenntnisse sind nachfolgend anhand exemplarischer Abbildungen herausgearbeitet.

Für die ohne Zusatzwerkstoff laserstrahlgeschweißten Stumpfstoßverbindungen sind in Abbildung 3.6 Querschliffe und Härteverläufe für die beiden untersuchten Werkstoffe der Festigkeitsklasse S1100 gegenübergestellt. Sowohl für die dargestellten als auch für die beiden weiteren Werkstoffe (S960MC und S1300QL) zeigen die Schweißnahtprofile eine vergleichbare Ausprägung. Die charakteristische Sanduhrform resultiert aus der Divergenz des Laserstrahls (vgl. Abschnitt 2.2.2). Bei der vorliegenden Werkstückdicke (t = 8 mm) stellt sich diese aufgrund des klein gewählten Fokusdurchmessers (d_f = 0,3 mm) und durch die hohe Strahlqualität des verwendeten Scheibenlasers (SPP = 8 mm mrad) zwangsläufig ein. Die Fokuslage bei den Schweißungen lag durchgehend 2 mm unterhalb der oberen Werkstückoberfläche (Δz_f = -2 mm). Durch Weglassen des Zusatzwerkstoffs fällt die Schweißnahtoberseite sehr flach aus. Unterwölbungen werden keine festgestellt, was auf die hochwertige Schweißkantenvorbereitung zurückzuführen ist. Durch die zusätzliche mechanische Überarbeitung der Schweißkanten kann der technische Nullspalt durchgehend sichergestellt werden. Die sehr schmal ausfallende Schweißnahtwurzel resultiert aus der geringen Breite des Laserstrahls und ist charakteristisch für diese Fügeverbindungen.

Anhand der sich durch die Ätzung (3- bis 5-prozentige Salpetersäure, Einwirkzeit 5-20 s) einstellenden Kontraste kann die Schweißzone in die Gefügebereiche Anlasszone (AZ: $T_{max} < Ac_1$), Wärmeeinflusszone (WEZ: $Ac_1 < T_{max} \leq T_{Li}$) und erstarrtes Schweißgut (SG: $T_{max} \geq T_{Li}$) unterteilt werden (vgl. Abschnitt 2.2). Zusätzlich sind in Abbildung 3.6 repräsentative Härteverläufe, jeweils ca. 1 mm unterhalb der Werkstückoberfläche, angegeben. Auf Grundlage der Härteverläufe lässt sich die Anlasszone vom unbeeinflussten Grundwerkstoff (GW) abgrenzen. Bei der Verbindung aus S1100QL (vgl. Abbildung 3.6 – rechts) sind zunächst die ausgehend vom Grundwerkstoffniveau von ca. 450-470 HV0,1 zur Ac_1-Linie hin stark abnehmenden Härtewerte hervorzuheben. Im sog. „Härtesack“ treten Mindestwerte zwischen 290-330 HV0,1 auf. In der WEZ steigt die Härte wieder auf ein grundwerkstoffähnliches Niveau an. Das Primärgefüge des Schweißguts weist im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff leicht reduzierte Härtewerte (bis zu 50 HV0,1 wenig) auf.

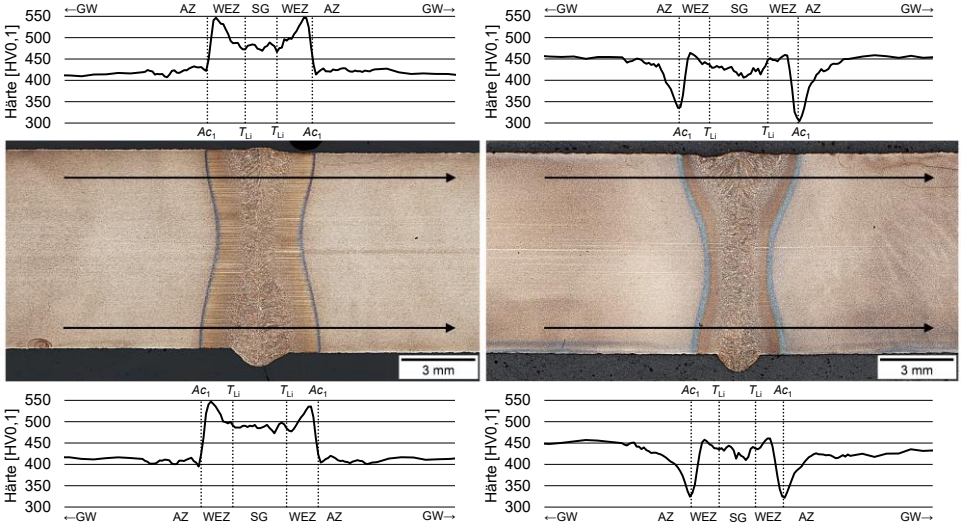


Abbildung 3.6: Querschliffe und ausgewählte Härteverläufe der laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1100M (links) und S1100QL (rechts) [Mel+21]

Im Gegensatz dazu zeigt die laserstrahlgeschweißte Fügeverbindung des vorliegenden S1100M (vgl. Abbildung 3.6 – links), ausgehend von einem niedrigeren Grundwerkstoffniveau (ca. 400-420 HV0,1), keinen Abfall der Härtewerte in der Anlasszone. Dieses Alleinstellungsmerkmal ist auf die hohe Anlassbeständigkeit dieses Grundwerkstoffs im Lieferzustand (TM + DQ + T, vgl. Abschnitt 3.2) zurückzuführen. Der hohe Legierungsgehalt führt in Kombination mit der spezifischen Wärmeführung des Laserstrahlschweißens (hohe Abkühlrate, geringe Haltezeit etc.) zu einer sehr hohen Härte in der WEZ von bis zu ca. 550 HV0,1. Die Härtewertspitzen sind der Feinkornzone zuzuordnen. Im Primärgefüge des Schweißguts liegen die Werte mit ca. 470-490 HV0,1 unterhalb den Höchstwerten der WEZ, aber dennoch deutlich oberhalb der Grundwerkstoffhärte und außerdem oberhalb der Härtewerte des Schweißguts der S1100QL Verbindung (vgl. Abbildung 3.6 – rechts).

Im Vergleich zu den Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff zeigt Abbildung 3.7 zwei der mit dem Laserstrahl-MSG-Hybridverfahren hergestellten Stumpfstoßverbindungen. Aufgrund der unterschiedlich dominierenden Wirkbereiche der beiden gekoppelten Schweißprozesse stellt sich über die Tiefe ein asymmetrisches Schweißnahtprofil ein. Die Schweißnahtoberseite ist durch den MSG-Prozess geprägt. Die schleppende MSG-Brennerführung sowie die I-Nahtvorbereitung begünstigen die Ausbildung des konvexen Schweißnahtprofils an der Oberseite. Außerdem sind bei der Verbindung aus S1100M (vgl. Abbildung 3.7 – links) die auch bei den ZfP-Untersuchungen festgestellten Einbrandkerben deutlich erkennbar. Aufgrund der großen Einschweißtiefe des Laserstrahls wird das

Schweißnahtprofil in der Tiefe und an der Schweißnahtwurzel überwiegend durch den Laserstrahlschweißprozess geprägt und nähert sich den Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff an (vgl. Abbildung 3.6).

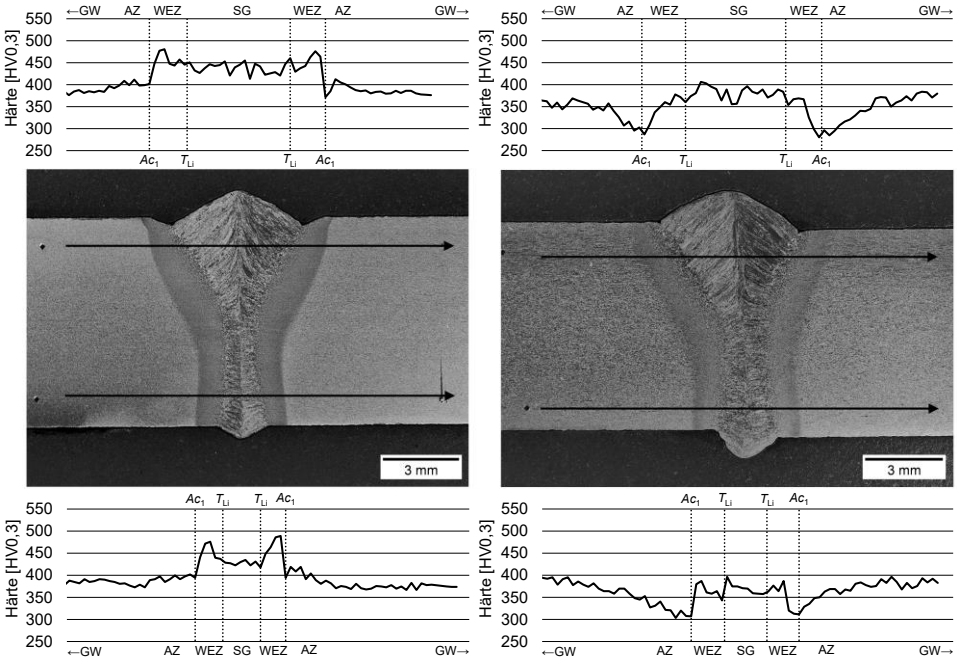


Abbildung 3.7: Querschliffe und ausgewählte Härteverläufe der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S1100M (links) und S960MC (rechts)

Auch die laserhybridgeschweißte Verbindung aus S960MC (vgl. Abbildung 3.7 – rechts) zeigt, ausgehend vom Grundwerkstoffniveau von ca. 410-430 HV0,3 (im Bildausschnitt nicht wiedergegeben), einen ausgeprägten Härteabfall in der Anlasszone. Grundwerkstoffabhängig liegen die Mindestwerte an der Ac_1-Linie bei ca. 290-320 HV0,3. Dagegen ist auch bei den Laserhybridschweißungen aus S1100M (vgl. Abbildung 3.7 – links) kein Härteabfall in der Anlasszone zu beobachten. Unterschiede zu den Laserstrahlschweißungen zeigen sich insbesondere im oberen, MAG-geprägten Bereich. Die moderat höhere Wärmeeinbringung im Hybridprozess führt bei der Verbindung aus S1100M zu einer Reduktion der Härtespitzen in der WEZ. Bei der Verbindung aus S960MC liegen die Härtewerte in der WEZ sogar durchweg unterhalb des Grundwerkstoffs und des Schweißguts. Im Schweißgut erzielt der grundwerkstoffübergreifend verwendete Zusatzwerkstoff (G 89 6 M21 Mn4Ni2CrMo nach [DIN EN ISO 16834]) aufgrund der hohen Abkühlraten hohe Härtewerte. Unterschiede zwischen den beiden Grundwerkstoffen S1100M (ca. 430-

450 HV0,3) und S960MC (ca. 350-400 HV0,3) resultieren aus der Aufmischung des Zusatzwerkstoffs mit dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff.

Zur Einordnung der exemplarisch ausgewählten Härteverläufe werden diese in Abbildung 3.8 den Varianten aller untersuchter Grundwerkstoffe gegenübergestellt. Da sich die Verläufe der laserhybridgeschweißten Varianten in Tiefenrichtung denen der Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff annähern, wird hier der Fokus auf die Verläufe ca. 1 mm unterhalb der Werkstückoberseite gelegt.

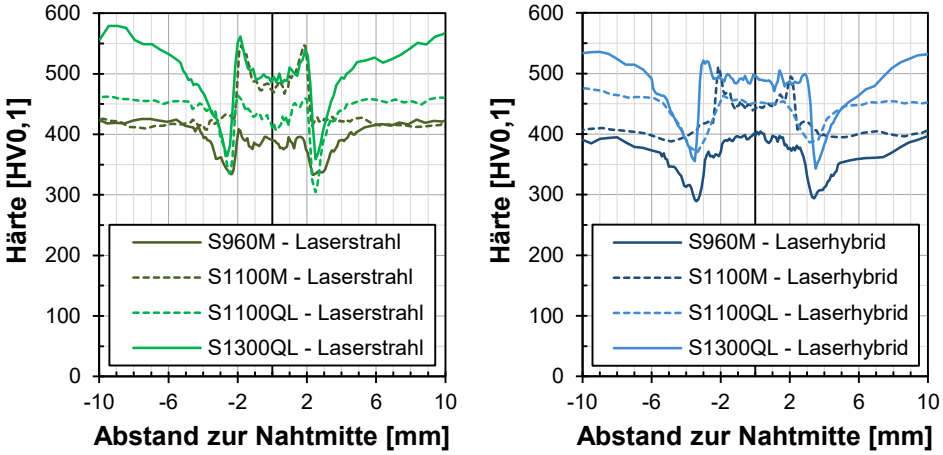


Abbildung 3.8: Härteverläufe der Stumpfnahtschweißungen aus den verschiedenen Grundwerkstoffen ca. 1 mm unterhalb der Werkstückoberseite für das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff (links) und das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen (rechts) [Mel+21]

Die Härteniveaus der vier untersuchten Grundwerkstoffe zeigen sich jeweils an den Rändern der beiden Diagramme. Die moderate Streuung des jeweiligen Grundwerkstoffhärteniveaus lässt sich auf verschiedene Einflussfaktoren zurückführen. Bei den laserhybridgeschweißten Verbindungen liegen die Randdatenpunkte teilweise noch nicht im ungestörten Grundwerkstoff, sondern im Übergangsbereich der Anlasszone (vgl. u. a. Abbildung 3.8 – S1300QL – Laserhybrid). Zudem können bei der Mikrohärtemessung HV0,1 Messungenauigkeiten auftreten, die auf die sehr kleinen Prüfkräfte, die geringe Eindruckgröße sowie die anspruchsvolle Probenvorbereitung zurückzuführen sind. Darüber hinaus tragen auch moderat variierende Werkstoffeigenschaften innerhalb der jeweiligen Liefercharge der verwendeten Halbzeuge zur moderaten Streuung der Grundwerkstoffhärtewerte bei.

Auffallend ist das sehr hohe Grundwerkstoffniveau des S1300QL mit bis zu ca. 560 HV0,1. Der S1100QL liegt mit ca. 450-470 HV0,1 deutlich darunter. Die Grundwerkstoffhärten der Werkstoffe S960MC und S1100M sind vergleichbar und liegen mit knapp über 400 HV0,1 auf dem niedrigsten Niveau. Auch die Werte für die Zugfestigkeit dieser beiden Grundwerkstoffe sind mit R_m = 1.190 MPa (S960MC) bzw. R_m = 1.163 MPa (S1100M) vergleichbar, was im vorliegenden Fall die häufig suggerierte Korrelation zwischen Härte und Zugfestigkeit bestätigt. Wie in Abschnitt 3.2 beschrieben sowie durch lichtmikroskopische Aufnahmen in Abbildung 3.9 – links (S1100QL) bzw. in [Mel+21] (S960MC, S1100M und S1300QL) belegt, werden die hohen Härte- und Festigkeitswerte durch ein martensitisches bzw. martensitisch geprägtes Gefüge erzielt. Alle Grundwerkstoffgefüge weisen eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Zeiligkeit auf, die auf den spezifischen Walzprozess zurückzuführen ist. Hervorzuheben ist das im Vergleich zu den anderen Grundwerkstoffen nochmals deutlich feinkörniger ausfallende, stark angelassene Gefüge des S1100M.

Auf Grundlage der vorliegenden lichtmikroskopischen Aufnahmen sind keine Aussagen zum Anlassgrad sowohl im Auslieferungszustand der Grundwerkstoffe als auch in der Anlasszone möglich. Der Anlassgrad kann nur anhand der vorliegenden Härteverläufe abgeschätzt werden. Hinsichtlich des in der Anlasszone vorliegenden Gefüges ist ein hin zur Ac_1-Linie, begründet in der zunehmenden Spitzentemperatur, stark angelassener Werkstoffzustand zu erwarten. Mit Ausnahme des S1100M neigen alle Grundwerkstoffe zu einem ausgeprägten Härteabfall in der Anlasszone. Das Härteminimum liegt grundwerkstoffabhängig deutlich unter 400 HV0,1, meist unter 350 HV0,1. Jedoch erschweren große Härtegradienten im Bereich der Ac_1-Linie, wegen der notwendigen Rasterung bei den Härtefeldmessungen, die experimentelle Ermittlung von diskreten Minimalwerten. Grundsätzlich kann festgehalten werden, dass aufgrund unterschiedlicher Wärmeeinbringung weniger das Härteminimum, sondern vielmehr die Breite der Anlasszone variiert. Vergleicht man die Anlasszone hinsichtlich der beiden Verfahrensvarianten, so führt mit Ausnahme der S1100M Verbindungen die moderat höhere Wärmeeinbringung im Hybridprozess zu einer moderat breiteren Anlasszone. Die Breite der Anlasszone, also der Abstand zwischen Ac_1-Linie und Grundwerkstoffhärteniveau, kann daher auch als Maß der Anlassbeständigkeit des betrachteten Grundwerkstoffs herangezogen werden. Bei Schweißverbindungen ist die Anlassbeständigkeit stets im Vergleich zum Auslieferungszustand des jeweiligen Grundwerkstoffs zu bewerten. So resultiert die hohe Anlassbeständigkeit des betrachteten S1100M in erster Linie auf der spezifischen Herstellung und auf der Tatsache, dass dieser Werkstoff bereits stark angelassen ausgeliefert wird (Lieferzustand: TM + DQ + T). Wie hier gezeigt, führt eine nachträgliche Wärmeeinbringung durch das Laserstrahl- bzw. Laserhybridschweißen bei diesem Werkstoff zu keiner wesentlichen, weiteren Erhöhung des Anlassgrads und in Folge zu keinem Härteabfall in der Anlasszone. Dagegen ist der Härteabfall beim S1300QL, bedingt durch die sehr hohe Grundwerkstoffhärte und die im Vergleich zum S1100QL nicht wesentlich höher ausfallenden Mindesthärtewerte, am stärksten

ausgeprägt. Zudem fällt die Breite der Anlasszone beim S1300QL am größten aus. Bereits geringe Spitzentemperaturen beeinflussen demnach die Grundwerkstoffeigenschaften. Folglich ist beim S1300QL die Anlassbeständigkeit und auch der Anlassgrad bezogen auf den Auslieferungszustand am geringsten. Da die genauen Herstellparameter, insbesondere die Anlasstemperatur, bei diesem Werkstoff nicht bekannt sind, ist davon auszugehen, dass dieser nach dem Härten bei nur geringer Temperatur angelassen wurde oder sogar nur Selbstanlasseffekte bei der Herstellung ausgenutzt wurden (vgl. Abschnitt 2.1).

Unterschiede hinsichtlich der verschiedenen Wärmeeinbringung zwischen der Laserstrahl- und der Laserhybridvariante zeigen sich auch in der WEZ. Unabhängig vom betrachteten Grundwerkstoff treten infolge der sehr hohen Abkühlraten beim Laserstrahlschweißen Härtespitzen auf. Diese sind bei den Laserstrahlschweißungen am S1300QL und S1100M stark, am S1100QL mittelstark und am S960MC moderat ausgeprägt. Bereits die moderat höhere Wärmeeinbringung des Hybridprozesses resultiert bei den vorliegenden Werkstoffen in einer Reduktion der Härtespitzen in der WEZ. An der durch den MSG-Prozess geprägten Schweißnahtoberseite (vgl. Abbildung 3.8 – rechts) können bei den flüssigvergüteten Grundwerkstoffen (S1100QL und S1300QL) die Härtespitzen in der WEZ nahezu auf Schweißgutniveau reduziert werden. Beim S1100M werden diese im Vergleich zur Laserstrahlschweißverbindung zwar reduziert, liegen aber noch ca. 100 HV0,1 über dem Grundwerkstoffniveau und ca. 50 HV0,1 über dem des Schweißguts. Bei der laserhybridgeschweißten Verbindung aus S960MC unterschreiten die Härtewerte in der WEZ die des Grundwerkstoffs. Vom Härteminimum an der Ac_1-Linie erfolgt ein stetiger Anstieg auf das Schweißgutniveau. Folglich zeigt die Laserhybridschweißung aus S960MC den kleinsten Härtegradienten.

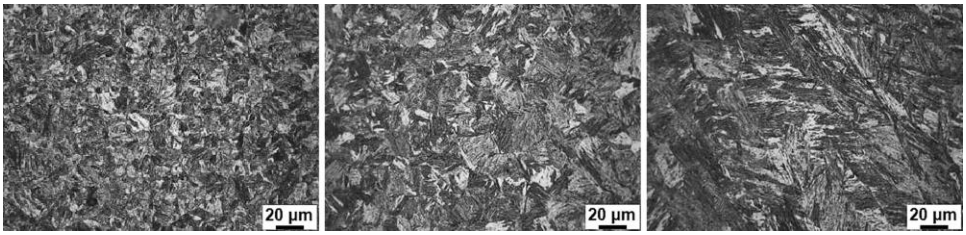


Abbildung 3.9: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer exemplarischen laserstrahlgeschweißten Stumpfstoßverbindung aus S1100QL für die Gefügebereiche Grundwerkstoff (links), Grobkornzone (mittig) und Schweißgut (rechts) [Mel+21]

Für die Charakterisierung der metallurgischen Gefüge auf Grundlage der Lichtbilder aus [Mel+21] ist eine Unterteilung der WEZ in Abhängigkeit der Spitzentemperatur nach Abschnitt 2.2 zweckmäßig. In der teilaustenitisierten Zone ($Ac_3 \geq T_{max} \geq Ac_1$) der untersuch-

ten Werkstoffe liegt ein sehr feinkörniges Umkörnungsgefüge vor. Die festgestellten Härtespitzen können der Feinkornzone ($T_{max} > Ac_3$) zugeordnet werden. Aufgrund der kurzfristigen Überhitzung und der raschen Abkühlung stellt sich hier ein sehr feinkörniges martensitisch geprägtes Gefüge, mit in Abhängigkeit des Grundwerkstoffs zusätzlichen Anteilen von Bainit, ein. Dagegen fallen im Spitzentemperaturbereich deutlich oberhalb Ac_3 (Grobkornzone) die Härtewerte wieder ab. Bis hin zur Schmelzlinie dominiert, bedingt durch die hohen Spitzentemperaturen und Abkühlraten, in diesem Bereich ein grobkörnigeres, nadelförmiges Martensitgefüge. Dieses ist in Abbildung 3.9 – mittig exemplarisch für die Laserstrahlschweißverbindung aus S1100QL dargestellt. Die vorliegende Gefügestruktur deckt sich grundsätzlich auch mit der martensitischen Zusammensetzung, die nach [Sey+18a] anhand von Schweiß-ZTU-Schaubildern für verschiedene S1100QL-Grundwerkstoffe und hohe Abkühlraten in der Grobkornzone zu erwarten ist. In Abhängigkeit der $t_{8/5}$-Zeit können so auf Grundlage von Gleeble-Versuchen für $T_{max} \approx 1350$ °C auch mechanische Kenngrößen, wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung etc., abgeschätzt werden. Für die in [Sey+18a] unter der Werkstoffbezeichnung S1100QL geführten Datensätze ergeben sich jedoch große Streuungen, was auf unterschiedliche Stahlhersteller und Lieferchargen der nicht normativ geregelten Blechhalbzeuge zurückzuführen ist. Zudem ist zu den dort aufgeführten experimentellen Ergebnissen anzumerken, dass diese überwiegend für Schweißwärmezyklen ermittelt wurden, welche den konventionellen MSG-Verfahren entsprechen. Die spezifischen Randbedingungen beim Laserstrahlschweißen, wie höhere Aufheiz- und Abkühlraten, werden nicht abgebildet. Die mechanischen Eigenschaften in der Grobkornzone sind mit dem Fokus auf wechselnden Beanspruchungen von besonderer Relevanz, da dieser Bereich den häufig ermüdungskritischen Schweißnahtübergang repräsentiert (vgl. Abschnitt 3.5).

Wie exemplarisch für die laserstrahlgeschweißte Verbindung aus S1100QL in Abbildung 3.9 – rechts dargestellt, setzt sich das Primärgefüge im Schweißgut überwiegend aus grobkörnigem Martensit zusammen. Die auch in Abbildung 3.6 und Abbildung 3.7 ersichtlichen dentritartigen Gefügestrukturen sind in etwa orthogonal zu den Erstarrungsisothermen gerichtet. Unabhängig vom untersuchten Fügeverfahren, Grund- und Zusatzwerkstoff liegt, bedingt durch die hohen Abkühlraten, im Schweißgut ein grobkörniges, martensitisches Gefüge vor. Bei den Laserstrahlverbindungen (vgl. Abbildung 3.8 – links) setzt sich das Schweißgut ausschließlich aus aufgeschmolzenem und wiedererstarrtem Grundwerkstoff zusammen. Die sich bereits durch die Härtespitzen in der WEZ gezeigte hohe Aufhärtungsneigung der Grundwerkstoffe S1300QL und S1100M spiegelt sich auch in der Schweißguthärte (ca. 480 – 510 HV0,1) wider. Die Schweißguthärten der Grundwerkstoffe S1100QL und S960MC liegen etwas unterhalb der korrespondierenden Grundwerkstoffniveaus. Bei den Laserhybridschweißungen ergeben sich an der MAG-geprägten Schweißnahtoberseite infolge von Aufmischung mit dem verwendeten Zusatzwerkstoff und den etwas anderen Abkühlbedingungen Abweichungen. So werden bei den Verbin-

dungen aus S960MC und S1300QL ähnliche Härtewerte im Vergleich zum Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff erzielt. Dagegen führt die Verwendung eines Zusatzwerkstoffs beim S1100QL zu höheren und beim S1100M zu niedrigeren Härtewerten im Vergleich zum ausschließlich aufgeschmolzenen und wiedererstarrten Grundwerkstoff. Für die betrachteten Grundwerkstoffe und den untersuchten Zusatzwerkstoff lässt sicher hier keine Regelmäßigkeit ableiten.

Die Ergebnisse dieses Abschnitts lassen sich wie folgt zusammenfassen. Die Eigenschaften in der Schweißzone der vier untersuchten höchst- und ultrahochfesten Grundwerkstoffe variieren aufgrund des Legierungskonzepts, des spezifischen Herstellungsprozesses und in Abhängigkeit der Wärmeführung beim Schweißen mitunter erheblich. Dennoch lassen sich einige allgemeingültige Aussagen ableiten. Bei den vorliegenden martensitischen Werkstoffkonzepten ist ein Härteabfall in der Anlasszone verbreitet, der direkt auf nachträgliche Anlasseffekte zurückzuführen ist. Bezogen auf den Auslieferungszustand bewirkt die nachträgliche Wärmeinbringung durch das thermische Fügen eine nennenswerte Erhöhung des Anlassgrads. Bei diesen Werkstoffen kann der sog. Härtesack in der Anlasszone durch eine lokal begrenzte und von der Höhe reduzierte Wärmeeinbringung nur in seiner Breite maßgebend reduziert werden. Der betrachte S1100M zeigt keinen Härteabfall in der Anlasszone, da dieser Werkstoff bereits im stark angelassen Zustand ausgeliefert wird. Eine nachträgliche Wärmeeinbringung durch das thermische Fügen erzielt keine oder kaum eine Erhöhung des vorliegenden Anlassgrads.

Aufgrund der hohen Legierungsgehalte bzw. der martensitischen Legierungskonzepte neigen die betrachteten Werkstoffe zur Aufhärtung in der WEZ. Begünstigt wird dies durch die sehr hohen Abkühlraten beim Laserstrahlschweißen. Durch Anpassung der Wärmeführung können diese Härtespitzen jedoch reduziert oder verhindert werden. Das mögliche Potenzial zeigt sich in den Härteverläufen der Laserhybridschweißungen (vgl. Abbildung 3.8 – rechts). Bereits durch die moderat höhere Wärmeeinbringung treten in der WEZ geringere bzw. keine Härtespitzen auf.

Ebenfalls bedingt durch die hohen bis sehr hohen Abkühlraten beim Laserstrahl- und Laserhybridschweißen werden im Schweißgut hohe Härtewerte erzielt. Sowohl ohne als auch mit Zusatzwerkstoff (hier: G 89 6 M21 Mn4Ni2CrMo nach [DIN EN ISO 16834]) stellen sich grobkörnige, martensitisch geprägte Gefüge ein. Sollte, entgegen den vorliegenden Versuchsergebnissen (vgl. Abschnitt 3.4.4), das Schweißgut versagenskritisch werden, wird für weitere Untersuchungen empfohlen, die Zusatzwerkstoffart (bspw. niederfester Zusatzwerkstoff) und den Aufmischgrad (bspw. durch geänderte Schweißkantenvorbereitung) zu variieren.

3.4.4 Quasi-statische Eigenschaften

Zur Beschreibung der quasi-statischen mechanischen Eigenschaften der Stumpfstoßverbindungen werden Querzugversuche in Anlehnung an [DIN EN ISO 4136] durchgeführt. Dazu werden quer zur Schweißnaht taillierte Proben im einaxialen Zugversuch kontinuierlich bis zum Bruch belastet. Die aus dem konventionellen Querzugversuch nach [DIN EN ISO 4136] ableitbaren Kenngrößen sind die Zugfestigkeit und die Bruchlage.

Bei den durchgeführten Querzugversuchen liegt, mit Ausnahme der Fügeverbindungen aus S1100M, die Bruchlage in der Schweißzone. Zwei exemplarische Bruchlagen sind in Abbildung 3.10 dargestellt und umfangreich in [Mel+21] dokumentiert. Das quasi-statische Versagen in der Schweißzone lässt sich vorrangig auf den bereits bei den Härteprüfungen (vgl. Abschnitt 3.4.3) beschriebenen Härteabfall in der Anlasszone zurückführen. Wohingegen bei den Verbindungen aus S1100M in der Anlasszone vergleichbare und in der WEZ sowie im Schweißgut höhere Härtewerte im Vergleich zum Grundwerkstoff vorliegen. Die Bruchlage unter quasi-statischer Beanspruchung liegt bei diesen Verbindungen im ungestörten Grundwerkstoff (vgl. Abbildung 3.10 – links).

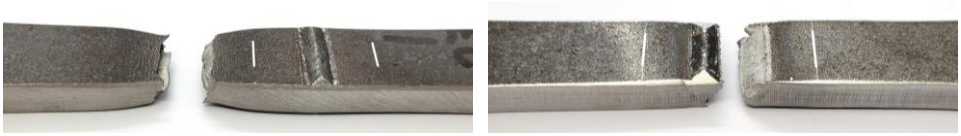


Abbildung 3.10: Versagensbereiche im quasi-statischen Querzugversuch am Beispiel der Laserhybridschweißverbindungen aus S1100M mit Bruchlage im Grundwerkstoff (links) sowie aus S1100QL mit Bruchlage in der Schweißzone (rechts)

Für die untersuchten Grundwerkstoff- und Schweißverfahrensvarianten ist die experimentell ermittelte quasi-statische Zug- bzw. Querzugfestigkeit R_m im Balkendiagramm (vgl. Abbildung 3.11) aufgetragen. Zusätzlich sind die Grundwerkstofffestigkeiten (graue Balken) der für die Schweißversuche verwendeten Lieferchargen dargestellt. Die gestrichelten Fehlerbalken beschreiben die zu den jeweiligen Grundwerkstoffen korrespondierenden, nominellen Mindest- und Maximalwerte nach Regelwerk (S960MC) bzw. nach Herstellerdatenblatt (S1100M, S1100QL und S1300QL) (vgl. Tabelle 3.4). Für die geschweißten Serien geben die Fehlerbalken (durchgezogene Linien) die Streuspanne der durchgeführten Querzugversuche wieder. Die für die jeweilige Serie zugrundeliegende Versuchszahl ist ebenfalls im Diagramm angegeben. Zudem sind die Ergebnisse der Einzelversuche in Anhang B.1 tabellarisch dokumentiert.

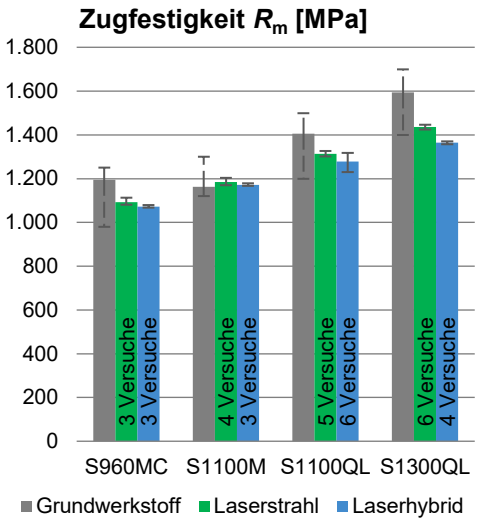


Abbildung 3.11: Experimentell ermittelte Zugfestigkeit für den Grundwerkstoff bzw. Querzugfestigkeit der Stumpfnahtschweißverbindungen

Anhand der in Abbildung 3.11 dargestellten Zugfestigkeitswerte lassen sich folgende Tendenzen und Folgerungen ableiten. Grundsätzlich spiegelt sich die jeweilige Grundwerkstofffestigkeit in der Querzugfestigkeit der entsprechenden Schweißverbindungen wider. Dies gilt sowohl für die Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff als auch für die Laserhybridschweißungen, bei welchen durchweg der gleiche Zusatzwerkstoff mit einer nominellen Mindeststreckgrenze von 890 MPa bzw. einer nominellen Mindestzugfestigkeit von 950 MPa (vgl. [Voes17]) verwendet wurde. Allgemein ist, mit Ausnahme der Fügeverbindungen aus S1100M, ein moderater Abfall der Querzugfestigkeit zu beobachten. Die Entfestigung deckt sich mit dem in Abschnitt 3.4.3 beschriebenen Härteabfall in der Anlasszone. Tendenziell fällt der Festigkeitsabfall, ausgehend vom jeweiligen Grundwerkstoffniveau, mit zunehmender Festigkeitsklasse größer aus. Bei den Schweißverbindungen aus S1100M beschreiben die Ergebnisse der Querzugversuche die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs, da hier die Bruchlage außerhalb der Schweißzone liegt. Die in Abbildung 3.11 dargestellten geringen Abweichungen zum S1100M Grundwerkstoff sind auf versuchstechnische Streuungen zurückzuführen. Im direkten Vergleich der beiden Schweißverfahrensvarianten fällt die Entfestigung bei den Laserhybridschweißungen stets etwas größer aus. Dies deckt sich wiederum gut mit der in Abschnitt 3.4.3 beschriebenen, infolge der moderat höheren Wärmeeinbringung, etwas größer ausfallenden Ausdehnung der Anlasszonen bei den Laserhybridschweißungen. Anhand der Fehlerbalken in Abbildung 3.11 ist ersichtlich, dass trotz moderater Entfestigung die Zugfestigkeit der unter-

suchten Schweißverbindungen oberhalb der nach Regelwerk bzw. nach Herstellerdatenblatt (vgl. Tabelle 3.4) angegebenen Mindestzugfestigkeit des Grundwerkstoffs liegt. Eine Ausnahme liefert die Laserhybridschweißverbindung aus S1300QL, deren Querzugfestigkeit im Mittel ca. 35 MPa unter der nach Herstellerdatenblatt für den Grundwerkstoff geforderten Mindestzugfestigkeit von 1400 MPa liegt.

Die Querzugversuche zeigen, dass bei Schweißkonstruktionen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen die Schweißzone versagensrelevant werden kann. Zur sicheren Auslegung dieser Verbindungen bedarf es neben der Querzugfestigkeit einer umfassenden Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere des elastisch-plastischen Verformungsverhaltens. Dies erscheint auch vor dem Hintergrund sinnvoll, da mittlerweile bei der Bemessung von nicht geschweißten Konstruktionen bereits das nichtlineare, plastische Werkstoffverformungsverhalten berücksichtigt werden kann (vgl. [FKM 19]). Für die Herleitung von abgesicherten Bemessungsempfehlungen für Fügeverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen ist daher in einem ersten Schritt die Erfassung weiterer charakteristischer Kenngrößen wie der Streck- bzw. 0,2 %-Dehngrenze, der Gleichmaß- und Bruchdehnung sowie der Brucheinschnürung naheliegend. Zu diesem Zweck wird bei einem Teil der Querzugversuche in Anlehnung an den einaxialen Zugversuch von Werkstoffproben (vgl. [DIN EN ISO 6892-1]) zusätzlich zur Kraft die Längenänderung bzw. die Dehnung über einen definierten Probenabschnitt, hier die Schweißzone, mit erfasst. Die Anfangsmesslänge wird in Übereinstimmung mit den dehnungsgeregelten Schwingfestigkeitsversuchen (vgl. [Mel+21]) mittig zur Schweißnaht platziert und durchgehend auf $L_0 = 25$ mm festgesetzt. Anforderungen hinsichtlich einer Proportionalprobe nach [DIN EN ISO 6892-1] sind nicht erfüllt. Die experimentell ermittelten Dehnungen und die daraus abgeleiteten Kenngrößen beschreiben einen gemittelten bzw. integralen Wert über die verschiedenen Gefügebereiche der Schweißzone hinweg und sind abhängig von der Wahl des Messbereichs bzw. der Anfangsmesslänge. Die Kennwerte ergeben sich zum einen aus den lokalen mechanischen Eigenschaften der Einzelbereiche und deren Abmessungen, zum anderen aus der Interaktion angrenzender Bereiche, sog. Stützeffekte (vgl. [Mau+15]). Die so für die Schweißproben ermittelten Kenngrößen dürfen daher nicht direkt mit Kenngrößen einer homogenen Grundwerkstoffprobe verglichen werden. Zur Abgrenzung sind die Symbole in den nachfolgenden Abbildungen und Tabellen mit einem vorgestellten Integralzeichen gekennzeichnet.

Eine Auswahl der aus den versuchsbegleitenden Dehnungsmessungen abgeleiteten Kenngrößen ist in Abbildung 3.12 und Abbildung 3.13 zusammengetragen. Die Darstellung der Balkendiagramme erfolgt nach gleichem Schema wie für die Zugfestigkeit in Abbildung 3.11. Sofern vorgegeben, beziehen sich die Fehlerbalken der Grundwerkstoffe (gestrichelte Linien) auf die Vorgaben nach Regelwerk bzw. Herstellerangabe. Für die Schweißverbindungen geben die Fehlerbalken (durchgehende Linien) die Streuspanne (Mindest- und Maximalwert) der Einzelversuche (vgl. Anhang B.1) wieder.

Bei der Ergebnisinterpretation ist zu beachten, dass der unvermeidbar auftretende Winkelversatz der Stumpfnahtproben bei der experimentellen Erfassung der Längenänderung zu Messungenauigkeiten führen kann. Im Vergleich zu einer planmäßig ebenen Werkstoffprobe ist dieser Messfehler mit dem zunächst Geradestellen der Schweißprobe im einaxialen Zugversuch zu begründen. Die Abweichung der so experimentell abgeleiteten Zielgrößen (Dehngrenze, Tangentenmodul etc.) von einer ideal ebenen Probe hängt dann zusätzlich vom Ort der Dehnungsmessung (Schweißnahtoberseite, -unterseite oder seitliche Blechkante) ab. Zur Abschätzung der Fehlergrößen werden in [Stei21] für die Geometrie- und Werkstoffkennwerte der laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Proben aus S960MC numerische Parameterstudien der vorliegenden Querzugversuche durchgeführt und der Einfluss auf die jeweilige Zielgröße bewertet. Die wesentlichen Erkenntnisse sind in Form von Diagrammen in Anhang C.1 zusammengefasst und werden in die nachfolgende Ergebnisdiskussion miteinbezogen.

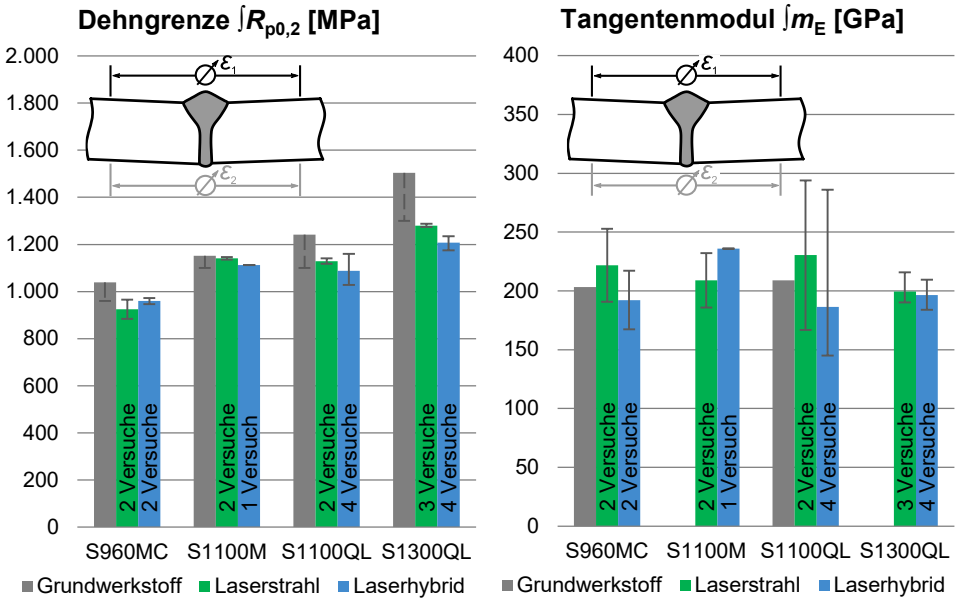


Abbildung 3.12: Experimentell ermittelte Dehngrenze (links) und Tangentenmodul (rechts) aus Querzugversuchen mit versuchsbegleitenden Dehnungsmessungen (Stumpfnahtproben) bzw. aus Zugversuchen (Grundwerkstoffproben)

Die experimentell ermittelten Werte für die *0,2 %-Dehngrenze* bzw. nominelle Streckgrenze (vgl. Abbildung 3.12 – links) zeigen im Vergleich zum Grundwerkstoff eine moderate Entfestigung, vergleichbar wie sich diese bei der Zugfestigkeit (vgl. Abbildung 3.11)

darstellt. Quantitativ fällt der Abfall der Dehngrenze bei den Fügeverbindungen aus S1300QL im Vergleich zur Zugfestigkeit deutlicher aus. Obwohl bei der Versuchsdurchführung bewusst der Ort der Dehnungsmessung zwischen Schweißnahtoberseite, -unterseite und seitlicher Blechkante (vgl. Tabelle B.1) variiert wird, zeigen die Einzelwerte der Schweißproben für die so ermittelte 0,2 %-Dehngrenze eine geringe Streuung (vgl. Fehlerbalken). Eine Ausnahme bilden hierbei die laserhybridgeschweißten Proben aus S1100QL, bei welchen eine moderate Streuung der experimentell ermittelten, integralen 0,2 %-Dehngrenze beobachtet wird. Diese lässt sich in erster Linie auf den bei dieser Serie festgestellten höheren Winkelversatz der Proben ($1{,}0\,° \leq \beta \leq 1{,}6\,°$; vgl. Tabelle B.1) zurückführen. Bei den Querzugproben der anderen Serien liegt der Winkelversatz unter 1,0 ° und meist sogar unter 0,5 °, weshalb auch auf Grundlage der Erkenntnisse der numerischen Parameterstudie in Anhang C.1 nach Abbildung C.1 der Einfluss aus Messungenauigkeiten auf die so abgeleitete 0,2 %-Dehngrenze als gering eingeschätzt werden kann.

Deutlich sensibler auf etwaige Messungenauigkeiten bei der Ermittlung der Dehnung reagiert der daraus integral für die Schweißzone abgeleitete *Tangentenmodul*, d. h. die Steigung im elastischen Bereich der experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurve. Die mit Messunsicherheiten behafteten Werte für die Fügeverbindungen variieren zwischen 145 GPa und 286 GPa (vgl. Abbildung 3.12 – rechts) und weichen damit teilweise deutlich von typischen an Stahlwerkstoffproben ermittelten Werten im Bereich von ca. 190 GPa bis 210 GPa ab. Die Diskrepanz ist in erster Linie auf den bei Stumpfnahtproben zwangsläufig vorliegenden Winkelversatz zurückzuführen. Wie in Abbildung C.2 gezeigt, kann bereits bei kleinem Winkelversatz ein Einfluss durch den Ort der Dehnungsermittlung festgestellt werden. So wird bei positivem Winkelversatz ($\beta > 0\,°$, d. h. Verzug zur Oberseite hin) und einer Dehnungsermittlung an der Schweißnahtoberseite der tatsächliche Tangentenmodul tendenziell unterschätzt. Dagegen wird der tatsächliche Tangentenmodul bei Ermittlung an der Schweißnahtunterseite tendenziell überschätzt. Mit zunehmendem Winkelversatz der Stumpfnahtprobe nimmt die Abweichung der auf Grundlage der so ermittelten Dehnung überproportional zu, wie die Ergebnisse der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S1100QL mit einem Winkelversatz von bis zu 1,6 ° belegen. Die geringsten Streuungen werden bei den Schweißverbindungen aus S1300QL beobachtet. Diese lassen sich gut mit dem sehr niedrigen (Laserhybrid: $-0{,}2\,° \leq \beta \leq 0{,}2\,°$) bzw. niedrigen (Laserstrahl: $0{,}4\,° \leq \beta \leq 0{,}5\,°$) Winkelversatz dieser Proben begründen. Eine Ausnahme stellen die laserstrahlgeschweißten Proben aus S1100QL dar. Hier lässt sich die verhältnismäßig große Streuspanne der beiden Versuche zumindest nicht ausschließlich auf Messungenauigkeiten durch den Winkelversatz ($0{,}5\,° \leq \beta \leq 0{,}6\,°$) zurückführen. Möglicherweise ist die größere Streuspanne bei dieser Serie aber auch in der geringen Versuchsanzahl von lediglich zwei Einzelversuchen begründet.

Die vorliegenden Untersuchungen belegen, dass die Bestimmung plausibler Messwerte für den Tangentenmodul besonderen Herausforderungen unterliegt. Erfahrungen zeigen, dass

bereits die Bestimmung von genauen Werten an idealen Werkstoffproben höchste Anforderungen an den Prüfaufbau, die Genauigkeit der Messmittel und den Ablauf der Prüfprozedur stellt (vgl. [DIN EN ISO 6892-1] – Anhang G). Die vorgestellte Methode für Fügeverbindungen sollte nach derzeitigem Kenntnisstand daher nur zu Abschätzzwecken und zum Variantenvergleich herangezogen werden. Hierfür ergeben sich für den Tangentenmodul folgende Empfehlungen. Je Serie sollten mindestens zwei Einzelversuche, mit jeweils einer Dehnungsmessung an der Schweißnahtoberseite und an der Schweißnahtunterseite, durchgeführt werden. Bei niedrigem Winkelversatz und je gleicher Anzahl an Versuchen mit Dehnungsmessung an der Schweißnahtoberseite und -unterseite, liefert der Mittelwert der Einzelversuche eine gute Näherung des tatsächlichen, über die Messlänge integralen Tangentenmoduls. Mit zunehmendem Winkelversatz sowie Varianz dieser Einflussgröße sollte die Versuchsanzahl weiter gesteigert werden. Wie die Ergebnisse der numerischen Parameterstudie in Abbildung C.2 zeigen, steigt bei großem Winkelversatz der Messfehler bei Dehnungsermittlung an der Schweißnahtunterseite zunehmend nichtlinear an. Der Mittelwert kann dann nicht mehr herangezogen werden. Ein zusätzlicher Abgleich anhand numerischer Berechnungen unter Berücksichtigung realer Abmessung und Beanspruchung, bestenfalls inklusive des Einspannvorgangs, ist dann zwingend erforderlich.

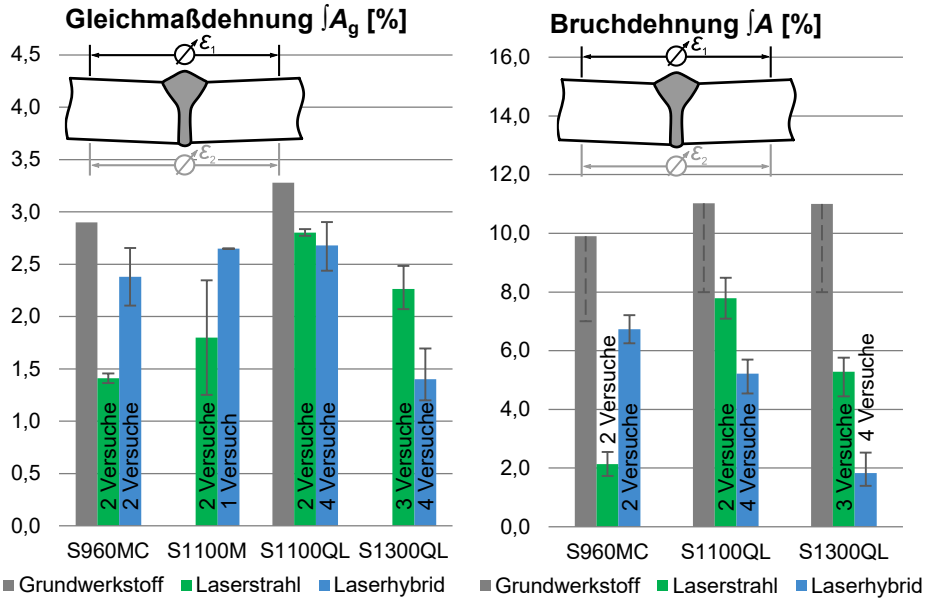


Abbildung 3.13: Experimentell ermittelte Gleichmaßdehnung (links) und Bruchdehnung (rechts) aus Querzugversuchen mit versuchsbegleitenden Dehnungsmessungen (Stumpfnahtproben) bzw. aus Zugversuchen (Grundwerkstoffproben)

Weiter lassen sich durch die versuchsbegleitende Dehnungsmessung integrale Kennwerte für die *Gleichmaßdehnung* (vgl. Abbildung 3.13 – links) und die Bruchdehnung (Abbildung 3.13 – rechts) ableiten (vgl. Tabelle B.1). Die über die Schweißzone gemittelte Gleichmaßdehnung kann als Parameter zur Charakterisierung des Verfestigungsverhaltens der Fügeverbindungen herangezogen werden. Für die vorliegenden Serien zeigen die Schweißproben aus S1100QL im Mittel die größte Gleichmaßdehnung von 2,7 % $\leq A_g \leq$ 2,8 %. Ohne erkennbare Regelmäßigkeit werden die geringsten Werte von ca. 1,4 % bei den laserstrahlgeschweißten Verbindungen aus S960MC sowie bei den laserhybridgeschweißten Verbindungen aus S1300QL festgestellt. Weitere Tendenzen sind anhand der vorliegenden Datenbasis nur schwierig ableitbar. Zu den Fügeverbindungen aus S1100M ist wiederum anzumerken, dass bei allen Proben die Bruchlage außerhalb der Messlänge im Grundwerkstoff liegt (vgl. Abbildung 3.10 – links). Es ist davon auszugehen, dass die integrale Querzugfestigkeit der Schweißzone höher als die des Grundwerkstoffs ist. Aufgrund der vorliegenden Messdaten können die in Abbildung 3.13 – links dargestellten Werte für die Gleichmaßdehnung jedoch nur auf Grundlage der zur maximalen Maschinenkraft gehörenden plastischen Dehnung abgeleitet werden. Darin kann für die Proben aus S1100M zum einen eine zu konservative Abschätzung und zum anderen eine zu große Streuung der Einzelversuche begründet werden.

Die aus den Dehnungsmessungen abgeleiteten Werte für die *Bruchdehnung* sind in Abbildung 3.13 – rechts dargestellt. Da die Bruchlage der Fügeverbindungen aus S1100M außerhalb der Schweißzone liegt, wird hier auf die Darstellung dieser Werte verzichtet. Bei den anderen Serien sind in erster Linie die untereinander stark variierenden Mittelwerte auffallend. Wie auch bei den experimentell ermittelten Gleichmaßdehnungen weisen wiederum die laserstrahlgeschweißten Verbindungen aus S960MC (A = 2,1 %) sowie die laserhybridgeschweißten Verbindungen aus S1300QL (A = 1,8 %) sehr niedrige Werte auf. Bei den Verbindungen aus den beiden vergüteten Feinkornbaustählen (S1100QL und S1300QL) lässt sich mit zunehmender Grundwerkstofffestigkeit ein Abfall der Bruchdehnung der Fügeverbindungen beobachten. Zudem zeigen bei diesen beiden Feinkornbaustählen die laserstrahlgeschweißten Verbindungen jeweils eine deutlich höhere Bruchdehnung als die entsprechenden Laserhybridschweißungen auf. Die höchste Bruchdehnung mit im Mittel von A = 7,8 % liefern die laserstrahlgeschweißten Verbindungen aus S1100QL. Generell ist für die vorliegenden Fügeverbindungen festzuhalten, dass im Vergleich zum zugehörigen Grundwerkstoff ein moderater (Laserstrahlschweißverbindung aus S100QL: -29 %) bis sehr deutlicher (Laserhybridschweißverbindung aus S1300QL: -83 %) Abfall der integral über die Schweißzone betrachteten Bruchdehnung bzw. der Duktilität beobachtet wird. Für die Bruchdehnung liegt trotz unterschiedlichem Ort der Dehnungsmessung und unterschiedlichem Winkelversatz die Streuspanne serienübergreifend auf moderat niedrigem Niveau. Somit kann mit der hier vorgestellten Vorgehensweise die Bruchdehnung als integrale Größe über die Schweißzone robust abgeschätzt werden. Die vorliegenden experimentellen Ergebnisse zeigen, dass der Winkelversatz und der Ort der

Dehnungsmessung (Schweißnahtoberseite, -unterseite oder seitliche Blechkante) auf diese Zielgröße wenig Einfluss haben. Eine Vergleichbarkeit der Werte untereinander ist jedoch nur für gleich gewählte Anfangsmesslängen gegeben.

Angesichts der teilweise gering bis sehr gering ausfallenden Bruchdehnung bzw. Duktilität der vorliegenden Fügeverbindungen, sollten hierzu zukünftig weiterführende Untersuchungen durchgeführt und die Schweißverbindungen in Abhängigkeit des Anwendungsfalls weiter optimiert werden. Ein vielversprechender Ansatz ist eine grundwerkstoffabhängige Anpassung der Schweißparameter, insbesondere hinsichtlich der Wärmeführung. Hierzu zeigt Abbildung 3.14 exemplarisch für den laserstrahlgeschweißten Stumpfstoß aus S1300QL den Einfluss einer lokal begrenzten, induktiven Vorwärmung auf die mechanischen Eigenschaften Querzugfestigkeit und integrale Bruchdehnung. Bereits bei einer induktiven Vorwärmung von $T_0 \approx 140$ °C erhöht sich die über die Schweißzone integrierte Bruchdehnung um ca. 2 % von 5,3 % auf 7,3 %. Die Querzugfestigkeit reduziert sich dabei mit ca. 20 MPa nur unwesentlich auf $R_m \approx 1407$ MPa und liegt noch immer über den Werten der entsprechenden Laserhybridschweißungen ($R_m \approx 1365$ MPa – vgl. Abbildung 3.11) und knapp oberhalb der für den Grundwerkstoff garantierten Mindestzugfestigkeit von $R_m \geq 1400$ MPa. Weiter lässt sich aus Abbildung 3.14 für den vorliegenden Grundwerkstoff S1300QL ableiten, dass durch eine weitere Erhöhung der induktiven Vorwärmtemperatur kein weiterer Anstieg der Bruchdehnung erzielt wird. Die Zugfestigkeit dagegen fällt zunehmend deutlich ab, wie der exemplarische Querzugversuch für eine induktive Vorwärmtemperatur von $T_0 \approx 365$ °C zeigt.

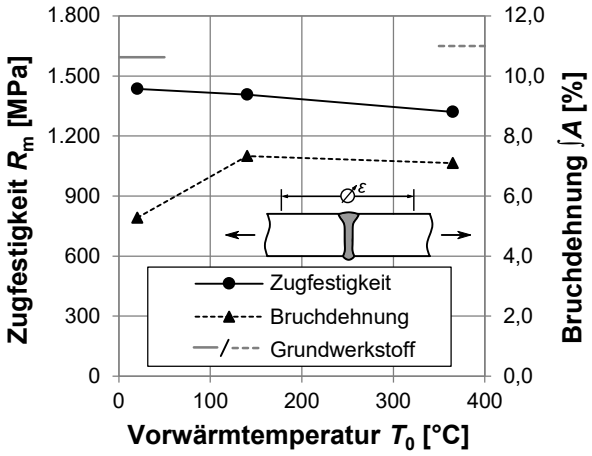


Abbildung 3.14: Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften – Zugfestigkeit und integrale Bruchdehnung – durch Variation der Vorwärmtemperatur bzw. der Wärmeeinbringung am Beispiel von laserstrahlgeschweißten Verbindungen aus S1300QL

Im vorliegenden Beispiel liefert eine genauere Betrachtung von Bruchfläche und -lage einer nicht vorgewärmten Schweißverbindung (vgl. Abbildung 3.21 – links) im Vergleich zu einer induktiv auf $T_0 \approx 140$ °C vorgewärmten Probe (vgl. Abbildung 3.21 – rechts) einen Erklärungsansatz für die Zunahme der Bruchdehnung. Die Lichtbildaufnahme der Bruchfläche der nicht vorgewärmten Probe steht dabei exemplarisch für die verfahrens- und grundwerkstoffübergreifend am häufigsten beobachtete Versagensform im quasi-statischen Querzugversuch. Dabei verläuft der Bruch ausgehend von der Wärmeeinflusszone zunächst abschnittsweise entlang der Schmelzlinie bzw. Grobkornzone. Die weitere Rissausbreitung erfolgt dann entweder durch das Schweißgut (vgl. Abbildung 3.21 – links unten: Pfad ②) oder wie im vorliegenden Beispiel wieder zurück in die Wärmeeinflusszone (Pfad ①). Auffällig ist sowohl bei den Laserstrahl- als auch bei den Laserhybridschweißverbindungen aus S1300QL der ausschließlich bei diesem Grundwerkstoff auftretende Sprödbruchanteil. In Abbildung 3.21 – links ist dieser Sprödbruchanteil gut erkennbar und verläuft entlang der Schmelzlinie bzw. in der Grobkornzone. Dagegen verlagert sich die Bruchlage bei den sowohl auf $T_0 \approx 140$ °C als auch auf $T_0 \approx 365$ °C induktiv vorgewärmten Proben komplett in die Anlasszone. Der reine Verformungsbruch läuft dabei unter einem Winkel von ca. 45 ° von der Schweißnaht weg (vgl. Abbildung 3.21 – rechts unten: Pfad ③).

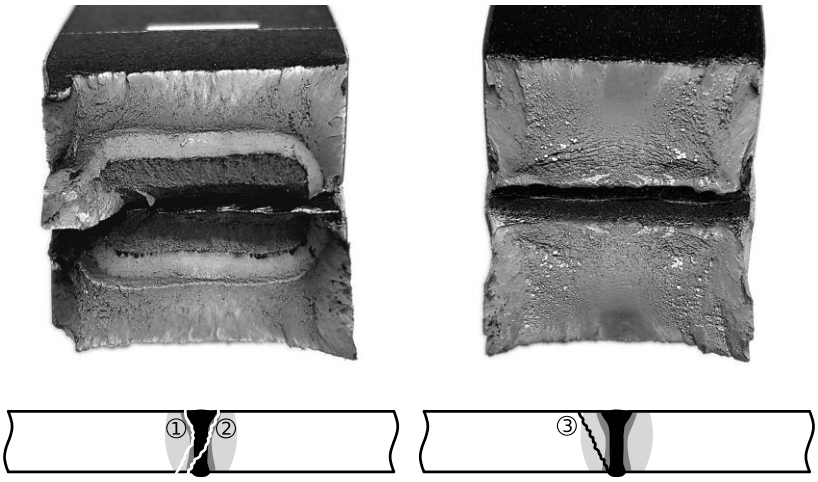


Abbildung 3.15: Bruchflächen nach dem quasi-statischen Querzugversuch – exemplarisch für eine Laserstrahlschweißverbindung aus S1300QL ohne (links) und mit induktiver Vorwärmung ($T_0 \approx 140$ °C; rechts) sowie schematische Darstellung der festgestellten Bruchlagen im Schnitt (unten)

Generell zeigen die hier vorgestellten Untersuchungen, dass auf Grundlage von Querzugversuchen die Querzugfestigkeit der Fügeverbindungen mit geringer Streuung zuverlässig

bestimmt werden kann. Die Ergebnisse hängen sowohl von den individuellen Grundwerkstoffeigenschaften als auch von den schweißverfahrensspezifischen Randbedingungen, insbesondere Art und Menge der Wärmeeinbringung, ab.

Weitere Kenngrößen zur Charakterisierung des Verformungsverhaltens der Fügeverbindungen setzen eine zusätzliche Dehnungsmessung voraus. Die hier angewandte Methode orientiert sich an der versuchsbegleitenden Dehnungsmessung bei Zugversuchen von Werkstoffproben nach [DIN EN ISO 6892-1]. Die auf Grundlage der Dehnungsmessungen abgeleiteten Kenngrößen sind über die Schweißzone bzw. die Messlänge integral. Infolge des bei Schweißproben unvermeidbar auftretenden Winkelversatzes sind die Kenngrößen mit Messunsicherheiten behaftet, welche wiederum vom Ort der Dehnungsmessung (Schweißnahtoberseite, -unterseite oder seitliche Blechkante) abhängen. Die vorliegenden Untersuchungen zeigen, dass sich diese Messunsicherheiten auf die verschiedenen Kenngrößen unterschiedlich stark auswirken. So zeigen die Werte für die 0,2 %-Dehngrenze und die Bruchdehnung trotz Variation des Orts der Dehnungsmessung und unterschiedlich vorliegendem Winkelversatz der Einzelproben eine geringere Streuung innerhalb der jeweiligen Serie. Zur Bestimmung der integralen Kenngrößen für Tangentenmodul und Gleichmaßdehnung scheint der einfach erweiterte Querzugversuch weniger geeignet. Die auf diese Weise abgeleiteten Werte variieren ohne erkennbare Systematik stark. Ausgehend vom derzeitigen Kenntnisstand sollten diese Kennwerte nicht ohne weitere Untersuchungen für die Bewertung der Fügeverbindungen herangezogen werden. Ein zusätzlicher Abgleich anhand numerischer Berechnungen unter Berücksichtigung der realen Abmessung und Beanspruchung sowie des Einspannvorgangs der jeweiligen Probe wird hier empfohlen. Nur so ist ein repräsentativer Rückschluss auf die tatsächlichen Werte bzw. auf die Werte vergleichbarer Proben ohne Winkelversatz möglich. In jedem Fall ist zu beachten, dass die auf Grundlage der hier ermittelten Dehnungsmessungen abgeleiteten Kenngrößen nur dann miteinander verglichen werden können, wenn identische Anfangsmesslängen verwendet werden.

3.4.5 Zusammenfassung der Charakterisierung

Die in den vorhergehenden Abschnitten vorgestellten Untersuchungen, Ergebnisse und Bewertungen geben einen Überblick der Eigenschaften der vorliegenden Fügeverbindungen. Die Einordnung der Schweißnähte in Bewertungsgruppen relevanter Regelwerke liefert für die Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff grundwerkstoffübergreifend eine hohe und für die Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen eine weitestgehend einheitliche, jedoch moderat niedrigere Schweißnahtqualität. Insbesondere beim Laserhybridschweißen der ultrahochfesten Grundwerkstoffe können in Abhängigkeit der gewählten Schweißparameter Einbrandkerben an der Schweißnahtoberseite auftreten.

Die metallografischen Untersuchungen und Härtemessungen zeigen, dass das metallurgische Gefüge in der Schweißzone der vorliegenden Fügeverbindungen mitunter erheblich variiert. Dies ist auf die modernen Legierungskonzepte und die spezifischen Herstellungsprozesse der martensitisch geprägten Grundwerkstoffe sowie auf die nachträgliche Wärmeeinbringung durch das Schweißen zurückzuführen. Wegen der hohen Legierungsgehalte, sowie begünstigt durch die sehr hohen Abkühlraten beim Laserstrahlschweißen, neigen die Werkstoffe zu einer Aufhärtung in der WEZ. Verbreitet ist zudem ein Härteabfall in der Anlasszone ($T_{max} < Ac_1$) infolge nachträglicher Anlasseffekte durch den Schweißprozess. Die Härteminima sind grundwerkstoffabhängig und weitestgehend unabhängig von der Höhe der Wärmeeinbringung. Eine höhere Wärmeeinbringung (Schweißparameter, Fügeverfahren etc.) bewirkt in erster Linie eine Ausdehnung der Anlasszone, d. h. eine Vergrößerung des Abstands zwischen Ac_1-Linie und Grundwerkstoffhärteniveau. Im direkten Vergleich kann die Breite der Anlasszone als Maß der Anlassbeständigkeit des jeweiligen Grundwerkstoffs im Auslieferungszustand herangezogen werden. Bei den untersuchten Grundwerkstoffen ist die Anlasszone bei den Verbindungen aus S1300QL am breitesten. Der flüssigvergütete Grundwerkstoff S1300QL, der die höchste Ausgangshärte und Festigkeit aufweist, ist demnach am wenigsten anlassbeständig. Die Schweißverbindungen aus S1100M zeigen in der Anlasszone keinen Abfall der Härtewerte. Die hohe Anlassbeständigkeit dieses Grundwerkstoffs im Auslieferzustand ist neben dem Legierungskonzept auf die bereits bei der Herstellung erfolgte Anlassbehandlung bei sehr hoher Anlasstemperatur zurückzuführen (Lieferzustand: TM + DQ + T – vgl. Abschnitt 2.1 und Abschnitt 3.2).

Der unterschiedlich ausfallende Härteabfall in der Anlasszone spiegelt sich auch in der Querzugfestigkeit der Fügeverbindungen wider. Eine weniger hohe Anlassbeständigkeit im Auslieferungszustand der Blechhalbzeuge resultiert in einer größeren Entfestigung der Verbindung. Mit Ausnahme des S1100M, ist für die betrachteten Grundwerkstoffe der Abfall der Querzugfestigkeit mit zunehmender Wärmeeinbringung stärker ausgeprägt. Dies zeigt sich bereits anhand der moderat höheren Wärmeeinbringung beim Laserhybridschweißen im Vergleich zum Laserstrahlschweißen.

In Anlehnung an den Zugversuch von Werkstoffproben nach [DIN EN ISO 6892-1] wurde der konventionelle Querzugversuch nach [DIN EN ISO 4136] durch eine versuchsbegleitende Dehnungsmessung erweitert. Dadurch lassen sich weitere, über die Schweißzone bzw. Anfangsmesslänge integrierte Kenngrößen für die Verbindungen ableiten. Aufgrund des im Vergleich zu ebenen Werkstoffproben bei Stumpfnahtproben zwangsläufig auftretenden Winkelversatzes ist die so durchgeführte Dehnungsmessung jedoch mit Messunsicherheiten behaftet und hängt vom Ort der Dehnungsmessung ab. Diese Messabweichung beeinflusst die verschiedenen Kenngrößen unterschiedlich stark. Die für die integrale 0,2 %-Dehngrenze und Bruchdehnung abgeleiteten Werte erscheinen plausibel und weisen

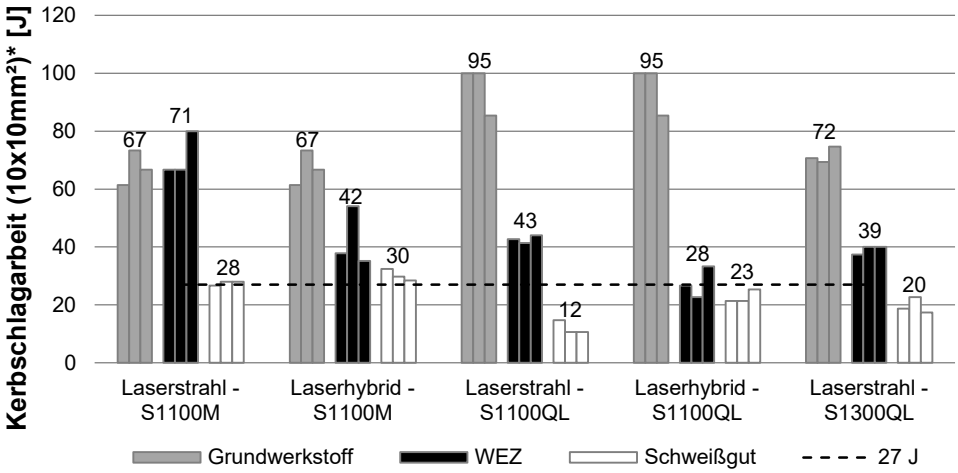
eine geringe Streuung der Einzelwerte auf. Die Kenngrößen können zur ergänzenden Beschreibung der quasi-statischen Eigenschaften der Fügeverbindungen herangezogen werden. Eine Vergleichbarkeit der integralen Werte ist jedoch nur bei gleichen Randbedingungen, insbesondere gleicher Anfangsmesslänge, gegeben.

Die bei der Auswertung der Querzugfestigkeit festgestellte Entfestigung der Verbindungen lässt sich grundwerkstoff- und schweißverfahrensbezogen auch auf die integrale 0,2 %-Dehngrenze übertragen. Im Verhältnis zum Grundwerkstoff fällt diese bei den Laserhybridschweißungen (moderat höhere Wärmeeinbringung) aus S1300QL (geringste Anlassbeständigkeit) am deutlichsten ab. Die integrale Bruchdehnung zeigt im Vergleich zum Grundwerkstoff ebenfalls einen wesentlichen Abfall. Ohne erkennbare Systematik fällt die Bruchdehnung bei der laserstrahlgeschweißten Verbindung aus S1100QL gering und sowohl bei der laserstrahlgeschweißten Verbindung aus S960MC als auch bei der laserhybridgeschweißten Variante aus S1300QL am deutlichsten ab.

Neben der Bruchdehnung liefern u. a. Kerbschlagbiegeprüfungen Informationen zum Sprödbruchverhalten der Fügeverbindungen. Das Sprödbruchverhalten von Schweißverbindungen ist ein sehr umfangreiches und komplexes Themengebiet und bereits Gegenstand zahlreicher aktueller Forschungsarbeiten (u. a. [Hes+19], [Dil+21], [Müns25]). Das Sprödbruchverhalten soll daher nicht im Fokus dieser Arbeit stehen. Dennoch seien zur Ergänzung der Schweißnahtcharakterisierung an dieser Stelle die Ergebnisse der in [Mel+21] beschriebenen Kerbschlagbiegeversuche an den vorliegenden Schweißungen kurz zusammengefasst.

Für ausgewählte Serien der vorliegenden Probeschweißungen sind in Abbildung 3.16 die Ergebnisse für die Kerbschlagbiegeversuche bei -40 °C mit Kerblage in der WEZ (schwarze Balken) und dem Schweißgut (weiße Balken) wiedergegeben. Wie auch bei der Bruchdehnung wird im Vergleich zum Grundwerkstoff (graue Balken) ein deutlicher Abfall der Kerbschlagarbeitswerte festgestellt. Die Versuchsreihen mit Kerblage im Schweißgut liefern die geringste Kerbschlagarbeit. Diese liegt bei den Fügeverbindungen aus S1100M im Bereich der im Mobilkranbau üblicherweise geforderten 27 Joule und bei den Grundwerkstoffen S1100QL und S1300QL darunter. Für die Versuchsreihen mit Kerblage in der WEZ fallen die Werte höher aus. Gleichzeitig tritt bei dieser Kerblage häufig eine Rissabweichung auf. Dabei verläuft der Riss nicht vertikal durch die eigentlich zu untersuchende WEZ, sondern wandert nach außen in die Anlasszone ab. Das Phänomen der Rissabweichung bei der Kerbschlagbiegeprüfung von geschweißten Verbindungen wird in der Literatur bereits länger diskutiert. In den 1980er Jahren wird u. a. in [Elli84] an Kerbschlagbiegeprüfungen von elektronenstrahlgeschweißten Verbindungen von Rissabweichungen berichtet. Als besonders kritisch wird herausgestellt, dass dadurch die Kerbschlagarbeit deutlich überschätzt werden kann. Aktuellere Untersuchungen in [BeHa07]

bestätigen, dass insbesondere bei sehr schmalen Schweißnähten und sehr großen Härtegradienten im Bereich der Schweißzone eine Rissabweichung beim Kerbschlagbiegeversuch häufig beobachtet wird. Wie in Abschnitt 3.4.3 beschrieben, zeigen sich auch an den vorliegenden Schweißungen große Härtegradienten am Übergang zwischen Anlasszone und WEZ. Im Falle von auftretenden Rissabweichungen werden in [BeHa07] explizit für diese Kerblage zusätzliche bruchmechanische Untersuchungen gefordert.



* Werte linear extrapoliert: Probenquerschnitt: 7,5 x 10 mm²
Kerbform: V-Kerb; Prüftemperatur: -40 °C

Abbildung 3.16: Experimentell ermittelte Kerbschlagarbeitswerte der hier betrachteten Stumpfnahtschweißverbindungen aus [Mel+21]

Dass im martensitischen Primärgefüge des Schweißguts die niedrigsten Kerbschlagarbeitswerte erzielt werden, deckt sich auch mit den Ergebnissen in [WiEn17]. Bei einwandfreier Positionierung des Kerbs in Schweißgutmitte wurde bei den betrachteten Proben keine Rissabweichung festgestellt. Dies kann u. a. mit dem in diesem Bereich deutlich geringer ausfallenden Härtegradienten begründet werden. Dennoch wird in [WiEn17] beschrieben, dass für Schweißnähte mit einer Breite ≤ 2 mm, wie diese typischerweise bei Strahlschweißverbindungen vorliegen, die standardmäßige Kerbschlagbiegeprüfung wenig geeignet ist. Neben der Problematik der Rissabweichung wird insbesondere die im Verhältnis zur Schweißnaht sehr große Kerbgröße hervorgehoben. Eine genaue Positionierung des Kerbs ist schwierig, da der Toleranzbereich nur wenige Zehntelmillimeter zulässt. Wie zu-

künftig eine aussagekräftige, praktikable Umsetzung weiterführender Untersuchungen aussehen kann, ist u. a. auf Grundlage schädigungsmechanischer Betrachtungen Gegenstand aktueller Forschung (vgl. [Müns25]) und noch nicht abschließend geklärt.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die vorliegenden Probeschweißungen eine gegenwärtig in der Fertigungspraxis erzielbare Schweißnahtqualität repräsentieren. Dies ist nicht zuletzt darin begründet, dass die Proben direkt durch Industriepartner bereitgestellt wurden. Daher bieten die Proben eine aussagekräftige Grundlage für die nachfolgend beschriebenen Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten und die Ableitung von Bemessungsempfehlungen. Insbesondere die teilweise festgestellte sehr geringe Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit liefern zukünftiges Optimierungspotenzial der Fügeverbindungen. Zur Sicherstellung definierter mechanischer Eigenschaften über die gesamte Schweißzone hinweg gilt es die Wärmeführung optimal auf den Grundwerkstoff abzustimmen. Bei den in der Anlasszone zu einem Härteabfall neigenden Werkstoffen ist ein Kompromiss zwischen Härteabfall in der Anlasszone und hohen Härtewerten in der WEZ und im Schweißgut notwendig. Für die Anpassung der Wärmeführung sollte aber nicht nur die Möglichkeit einer Veränderung der Streckenenergie durch den Schweißprozess selbst in Betracht gezogen werden, sondern auch der Einsatz einer zusätzlichen Wärmequelle, bspw. durch Tiefeninduktion, wie am Ende von Abschnitt 3.4.4 und in Abbildung 3.14 beschrieben.

3.5 Ermüdungsversuche an Kleinprüfkörpern

3.5.1 Versuchsprogramm

Zur Bewertung des Ermüdungsverhaltens der laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen werden Schwingfestigkeitsuntersuchungen an Kleinprüfkörpern durchgeführt. Dabei werden die Konstruktionsdetails Stumpfstoß (Blechdicke: t = 8 mm), Stumpfstoß mit einseitigem Blechdickensprung (Blechdicken: t_1 = 6 mm; t_2 = 8 mm) und einseitig aufgeschweißte Längssteife (Grundblechdicke: t_G = 8 mm; Dicke der Steife: t_S = 5 mm) untersucht. Die Versuchsmatrix ist gegliedert nach Konstruktionsdetail, Schweißverfahren und Grundwerkstoff in Tabelle 3.6 wiedergegeben. Versuchsvorbereitung und -durchführung sowie die Ergebnisdiskussion sind nachfolgend beschrieben. Zusätzlich werden zur Validierung Großbauteilversuche durchgeführt. Diese sind in Anlehnung an einen strukturellen Ausschnitt des Teleskopauslegers gewählt und in Abschnitt 3.6 beschrieben.

Tabelle 3.6: Übersicht der Ermüdungsversuche an Kerbdetailproben (Kleinprüfkörper)

Konstruktionsdetail	Schweißverfahren	S960MC	S1100M	S1100QL	S1300QL
Stumpfstoß (t = 8 mm)	Laserstrahl ohne SZW	✓	✓	✓	✓
	Laserstrahl-MSG-Hybrid	✓	✓[1)]	✓	✓
Stumpfstoß mit **Blechdickensprung** (t_1 = 6 mm; t_2 = 8 mm)	Laserstrahl ohne SZW	✓	✓	✓	-
	Laserstrahl-MSG-Hybrid	✓	✓[1)]	✓	-
Längssteife (Grundblech t_G = 8 mm; Steife: t_S = 5 mm)	Laserstrahl ohne SZW	✓	-	✓	-
	Laserstrahl-MSG-Hybrid	-	-	-	-
[1)] reduziertes Versuchsprogramm					

Zur Versuchsvorbereitung der *Stumpfstöße* erfolgt, wie bereits in Abschnitt 3.3 beschrieben, die Probenentnahme aus den Mutterblechen durch einen Wasserstrahlzuschnitt. Dadurch wird eine nachträgliche thermische Beeinflussung der Schweißproben ausgeschlossen. Eine anschließende Laservermessung zielt auf die Erfassung von Kanten- und Winkelversatz ab. Die Messergebnisse sowie die Abmessungen der Probekörper sind in Anhang B.2 und Anhang A.2 dokumentiert und wurden bereits bei der Bewertung der Schweißnahtqualität in Abschnitt 3.4.2 diskutiert. Bei den Kleinprüfkörpern zum Konstruktionsdetail *Längssteife* werden die rechteckigen Steifen einzeln auf die bereits taillierten Grundbleche aufgeschweißt. Die so hergestellten Probekörper können direkt nach dem Schweißen im Schwingversuch geprüft werden.

Abbildung 3.17: Ermüdungsversuchsprüfstände für die Kleinprüfkörper – servohydraulische Prüfmaschinen (links und mittig) und Resonanzpulsator (rechts)

Die Ermüdungsversuche an den Kleinprüfkörpern werden unter konstanten Kraftamplituden im Zugschwellbereich ($R = +0{,}1$) durchgeführt. Die Lasteinleitung erfolgt stets zentrisch, in der Achse des 8 mm dicken Blechs. Bei den einseitig planmäßig ebenen Blechdickensprüngen ($t_1 = 6$ mm; $t_2 = 8$ mm) wird auf der Seite des dünneren Blechs ein 2 mm dickes Futterblech eingelegt. Hohe bis mittelhohe Lasthorizonte werden auf zwei servohydraulischen Universalprüfmaschinen mit einer Nennkapazität von 1000 kN (Fa. Losenhausen; Abbildung 3.17 – links) bzw. 250 kN (Fa. Instron; Abbildung 3.17 – mittig) mit einer Prüffrequenz 0,5 Hz $\leq f \leq$ 13 Hz geprüft. Bei diesen Ermüdungsversuchen ist das Abschaltkriterium als kompletter Durchriss der Probe definiert. Die Ermüdungsversuche bei niedrigen Lasthorizonten und entsprechend höheren ertragbaren Schwingspielzahlen werden auf einem Resonanzpulsator mit einer Nennkapazität von 400 kN (Fa. Zwick; Abbildung 3.17 – rechts) bei einer Prüffrequenz von ca. 80 Hz durchgeführt. Prüfmaschinenbedingt wird als Abschaltkriterium hier ein Frequenzabfall zwischen 5 Hz und 10 Hz gewählt. Nur ein Teil der Proben zeigt beim Erreichen dieses Abschaltkriteriums einen kompletten Durchriss. Eine stichprobenhafte Überprüfung der Restlebensdauer der nicht komplett separierten Proben ergab, dass die verbleibende Restlebensdauer dieser Proben nur einen unwesentlichen Anteil an der Gesamtlebensdauer ausmacht und im vorliegenden Fall vernachlässigt werden kann. Die Grenzschwingspielzahl, d. h. diejenige Anzahl an Schwingspielen, ab welcher die Probe prüftechnisch als Durchläufer gewertet wird, ist auf $N_G = 1{,}5 \cdot 10^7$ festgelegt.

In den nachfolgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der Ermüdungsversuche an den Kleinprüfkörpern konstruktionsdetailbezogen diskutiert.

3.5.2 Konstruktionsdetail – Stumpfstoß

Das Konstruktionsdetail Stumpfstoß ist durch die quer zur Schweißnaht gerichtete Ermüdungsbeanspruchung charakterisiert. Im vorliegenden Fall sind die Stumpfnähte als einseitig, einlagig und voll durchgeschweißte Variante ausgeführt. Die Schweißungen liegen im Zustand „wie geschweißt“, d. h. ohne Schweißnahtnachbehandlung wie Schleifen, höherfrequente Hämmerverfahren etc., vor. Die Blechdicke von 8 mm spiegelt eine im Anwendungsfeld des Mobilkranbaus und im Einsatzbereich von höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen repräsentative Halbzeugdicke wider.

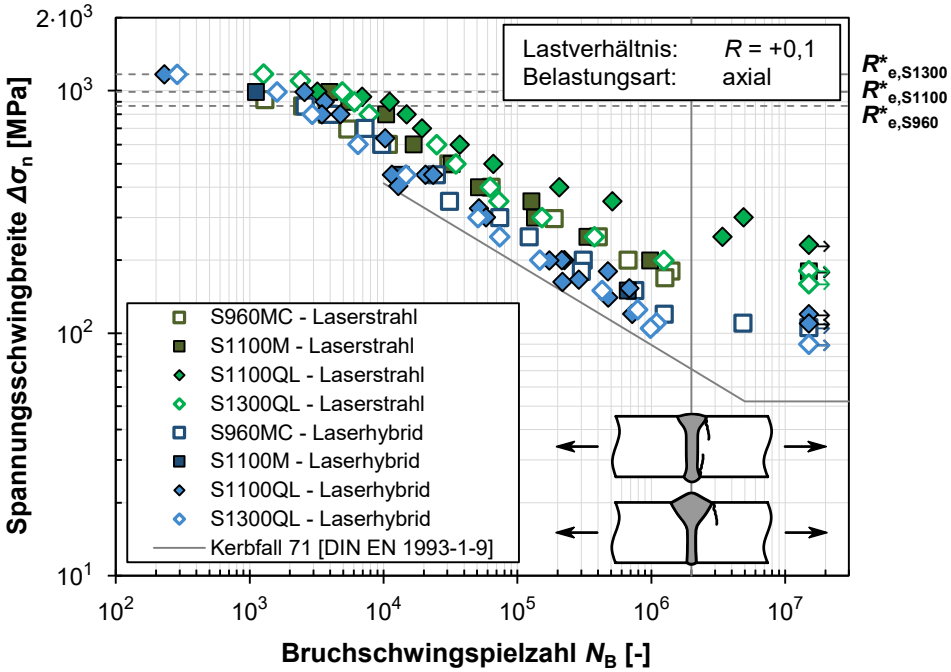


Abbildung 3.18: Durchgeführte Ermüdungsversuche zum Konstruktionsdetail Stumpfstoß (ohne Dickensprung) im Wöhlerdiagramm (exemplarischer Referenzkerbfall 71 nach [DIN EN 1993-1-9])

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche an den Stumpfnahtschweißungen ohne Blechdickensprung sind in Abbildung 3.18 im Wöhlerdiagramm (Nennspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_n$ über Bruchschwingspielzahl N_B) aufgetragen. Die Ergebnisse der Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff werden als grünliche, und die der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen als bläuliche Datenpunkte dargestellt. In Abhängigkeit des Grundwerkstoffs wird zwischen thermomechanisch gewalzten (quadratische Datenpunkte) und

konventionell flüssigvergüteten (rautenförmige Datenpunkte) Feinkornbaustählen unterschieden. Zur Einordnung des Spannungsniveaus sind im Diagramm die zu den verschiedenen Grundwerkstoffen gehörenden Verformungsgrenzen R^*_e als horizontale, gestrichelte Linien eingezeichnet. Wie in Abschnitt 2.3 beschrieben, entspricht die Verformungsgrenze R^*_e einer in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R korrespondierenden Spannungsschwingbreite zur Oberspannung gleich der nominellen Streckgrenze des jeweiligen Grundwerkstoffs (vgl. Gl. 2.7). Zur Einordnung der einzelnen Versuchsdatenpunkte ist zudem in Abbildung 3.18 als Referenz exemplarisch Kerbfall 71 nach [DIN EN 1993-1-9] (durchgezogener, grauer Linienzug) eingezeichnet.

Eine erste Betrachtung der einzelnen Datenpunkte lässt auf Unterschiede hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit der eingesetzten Schweißverfahren schließen. So sind für den Zeitfestigkeitsbereich zwei unterschiedliche Streubänder erkennbar, mit der Tendenz zu niedrigeren Ermüdungsfestigkeiten für die laserhybridgeschweißten Stumpfstöße (bläuliche Datenpunkte). Dies deckt sich mit den bereits bei der Schweißnahtcharakterisierung festgestellten variierenden Schweißnahtgeometrien sowie den in Abbildung 3.19 dargestellten verschiedenen Rissausgangsorten unter zyklischer Beanspruchung. Bei den laserhybridgeschweißten Stumpfstößen (Abbildung 3.19 – rechts) sind ausschließlich die beiden Schweißnahtübergänge der MAG-geprägten Nahtoberseite ermüdungskritisch. Folglich beeinflusst bei diesen Verbindungen überwiegend das Fügewerkzeug MSG-Lichtbogen die Ausbildung der lokalen, ermüdungsrelevanten Versagensbereiche.

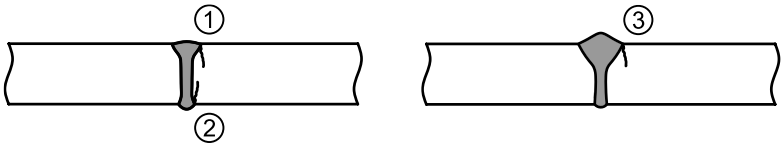


Abbildung 3.19: Experimentell festgestellte Rissausgangsorte beim Konstruktionsdetail laserstrahl- (links) und laserhybridgeschweißter (rechts) Stumpfstoß

Im Gegensatz dazu ist bei den laserstrahlgeschweißten Verbindungen allein der Laserstrahl für die Ausbildung versagensrelevanter Bereiche verantwortlich. Bei der Bruchflächenanalyse der laserstrahlgeschweißten Verbindungen können zwei konkurrierende Rissausgangsorte festgestellt werden (vgl. Abbildung 3.19 – links). Demnach müssen sowohl die Schweißnahtübergänge an der Nahtoberseite als auch die an der Unterseite eine ähnliche Kerbschärfe aufweisen. Für die laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße sind die aus der Bruchflächenanalyse abgeleiteten Rissausgangsorte in Tabelle 3.7 quantitativ erfasst. Der Rissausgangsort variiert sowohl serienübergreifend als auch innerhalb der jeweiligen Serien. Die Bruchflächen weisen häufig mehrere Rissinitiierungen an verschiedenen Stellen auf, welche jedoch nicht alle maßgebend zum Ermüdungsversagen beigetragen haben (vgl.

Tabelle 3.7 – Werte in Klammern). Dies kann ebenfalls auf eine ähnliche Kerbschärfe an verschiedenen Orten der Schweißnähte zurückgeführt werden. Eine Ausnahme stellen die Stumpfstöße aus S960MC dar. Hier ist ausschließlich ein Versagen ausgehend von der Nahtoberseite festzustellen. Zudem zeigen die Bruchflächen bei dieser Serie bereits ab mittelhohen Spannungsniveaus ($\Delta\sigma > 400$ MPa) keinen typischerweise glatten, orthogonal zur Blechoberfläche verlaufenden Schwingbruchanteil (vgl. Abschnitt 2.3.1). Anstelle dessen ist dieser, die Risswachstumsphase repräsentierender Bruchflächenanteil, stark zerklüftet (vgl. auch Lichtbilder in [Mel+21]).

Tabelle 3.7: Bei der Bruchflächenanalyse der *laserstrahlgeschweißten* Stumpfstöße festgestellte Rissausgangsorte (Nummerierung vgl. Abbildung 3.19 – links)

Grundwerkstoff	**Versuchsanzahl**	**Rissausgangsort**		
		① Schweißnahtoberseite[1)]	**② Schweißnahtunterseite**[1)]	**keiner** (Durchläufer)
S960MC	12	6 + 6[2)] (0)	0 (0)	0
S1100M	11	2 (3)	8 (2)	1
S1100QL	13	2 (5)	9 (2)	2
S1300QL	14	1 (4)	11 (1)	2

[1)] in Klammern: Bei der Bruchflächenanalyse festgestellter zusätzlicher Anriss (für das Ermüdungsversagen nicht maßgebend)
[2)] keine typische Schwingbruchfläche, ab einem moderat hohen Lastniveau (hier: $\Delta\sigma > 400$ MPa) – Schwingbruchfläche stark zerklüftet

Auf Grundlage der sich deutlich unterscheidenden Fügewerkzeuge, der sich dadurch unterschiedlich ausbildenden Schweißnahtgeometrien, der verschiedenen Rissausgangsorte und der bereits im Wöhlerdiagramm optisch feststellbaren unterschiedlichen Ermüdungsfestigkeit werden nachfolgend die Ermüdungsversuchsergebnisse differenziert nach dem Schweißverfahren diskutiert. In Tabelle 3.8 sind die serienbezogenen Ergebnisse der statistischen Auswertung, sowohl für die Annahme einer freien Neigung m_{var} als auch einer festen Neigung von $m = 3$ der Zeitfestigkeitsgeraden, dargestellt. Die Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_c$ bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen ist für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_Ü = 50$ % und $P_Ü = 95$ % (vgl. Abschnitt 2.4.2) angegeben. Für die hier dargestellte statistische Auswertung der Einzelserien wird zur Abgrenzung des Zeit- zum Kurzzeitfestigkeitsbereichs ein einfacher Ansatz auf Grundlage der maximalen Nennoberspannung gewählt. Dazu werden lediglich Versuche mit Oberspannungen kleiner der nominellen Streckgrenze des Grundwerkstoffs bzw. Spannungsschwingbreiten $\Delta\sigma < R^*_e$ berücksichtigt. Dieser ingenieurmäßige Ansatz wird an dieser Stelle verfolgt, da stellenweise bereits

bei Nennoberspannungen gleich der nominellen Streckgrenze des Grundwerkstoffs ein deutlicher Abfall der Lebensdauer feststellbar ist (vgl. Abbildung 3.18). Dass hier das Übergangskriterium auf Grundlage der Verformungsgrenze R^*_e (vgl. Abschnitt 2.3 – Gl. 2.7) den oberen Abknickpunkt der Wöhlerlinie nicht umfassend beschreiben kann, ist möglicherweise auf die moderate Entfestigung der Schweißverbindungen zurückzuführen. Wie in Abschnitt 3.4.4 beschrieben, zeigt sich die grundwerkstoffabhängige Entfestigung der Schweißverbindungen sowohl bei der Zugfestigkeit als auch bei der integral über die Schweißzone (l_0 = 25 mm) ermittelten 0,2 %-Dehngrenze. Neben der hier angewandten einfachen Festlegung des Übergangskriteriums zwischen Zeit- und Kurzzeitfestigkeitsbereich wird in Kapitel 5 ein weiterer Ansatz entwickelt und vorgestellt. Die Abgrenzung der Zeitfestigkeit gegenüber der Langzeitfestigkeit erfolgt auf Grundlage des experimentell festgelegten Abschaltkriteriums bei $N_G = 1{,}5 \cdot 10^7$ Schwingspielen. Diese Durchläufer werden für die in Tabelle 3.8 dargestellte statistische Auswertung ebenfalls nicht berücksichtigt. Der für die jeweilige statistische Auswertung herangezogene Spannungsschwingbreitenbereich ist für die entsprechende Serie in Tabelle 3.8 in der dritten Spalte angegeben.

Tabelle 3.8: Ermüdungsversuchsergebnisse der einzelnen Serien zum Konstruktionsdetail Stumpfstoß

Verfahren bzw. **Grundwerkstoff**	**Versuchsanzahl**[1)]	$\Delta\sigma$ [MPa] von - bis[2)]	variable Neigung (m_{var}) $\Delta\sigma_{c,mvar}$ [MPa] bei $N_c = 2 \cdot 10^6$				Neigung (m = 3) $\Delta\sigma_c$ [MPa] bei $N_c = 2 \cdot 10^6$		
			$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	m_{var}	1:T_σ	$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	1:T_σ
Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff (Stumpfstoß; Blechdicke: t = 8 mm)									
S960MC	12 (2)	170 - 800	158,7	143,7	3,86	1,13	126,2	90,3	1,56
S1100M	11 (2)	200 - 900	143,4	117,6	3,24	1,23	131,6	110,0	1,26
S1100QL	13 (3)	250 - 945	281,5	218,9	4,86	1,36	192,0	98,9	2,42
S1300QL	14 (3)	200 - 1100	147,9	121,2	3,28	1,25	131,9	107,8	1,31
Laserstrahl-MSG-Hybrid (Stumpfstoß; Blechdicke: t = 8 mm)									
S960MC	14 (2)	120 - 900	111,7	89,0	3,22	1,33	104,3	82,6	1,38
S1100M	3 (3)	150; 450; 990	-	-	-	-	-	-	-
S1100QL	24 (8)	120 - 900	90,2	70,5	2,86	1,37	95,7	77,4	1,35
S1300QL	13 (2)	105 - 990	86,5	79,7	2,95	1,11	88,1	81,8	1,10

[1)] in Klammern: Bei der statistischen Auswertung nicht berücksichtigte Versuche
[2)] bei der statistischen Auswertung berücksichtigte Spannungsschwingbreiten
[3)] nur 3 Versuche, daher keine statistische Auswertung durchgeführt

Im direkten Vergleich der laserhybrid- (Abbildung 3.18 – bläuliche Datenpunkte) zu den laserstrahlgeschweißten (grünliche Datenpunkte) Serien sind größere Unterschiede untereinander erkennbar. Das Streuband der *laserstrahlgeschweißten* Stumpfstöße wird im Wesentlichen durch zwei Unregelmäßigkeiten aufgefächert. Zum einen liefert die Auswertung der laserstrahlgeschweißten Serie aus S1100QL mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 219 MPa ($P_Ü$ = 95 %) eine sehr hohe Ermüdungsfestigkeit, eine sehr flache Neigung der Regressionsgeraden von m = 4,9 und einen hochliegenden unteren Abknickpunkt von der Zeit- in die Langzeitfestigkeit. Dies lässt zunächst auf eine deutlich geringere geometrische Kerbschärfe im Vergleich zu allen anderen Serien schließen. Einen weiteren Erklärungsansatz kann der moderat höhere Winkelversatz dieser Serie (vgl. Abbildung 3.5) liefern. Sekundäre Druckbiegespannungsanteile an der dominierenden Rissausgangsstelle (Nahtunterseite – vgl. Tabelle 3.7) infolge des Einspannens der Proben in die Prüfmaschine können sich lebensdauersteigernd auswirken. Die lokale Schweißnahtgeometrie sowie probenabhängige Imperfektionen werden u. a. in Abschnitt 4.3 in Form von Kerbspannungsuntersuchungen erneut aufgegriffen und bewertet. Die zweite Unregelmäßigkeit der laserstrahlgeschweißten Serien zeigt die Regressionsgerade der Probekörper aus S960MC auf, deren Neigung mit m = 3,9 ebenfalls deutlich flacher ausfällt. Die flachere Neigung ist im Gegensatz zu der Serie aus S1100QL auf eine moderat niedrigere Ermüdungsfestigkeit bei hohen Lasthorizonten, jedoch bereits deutlich unter R^*_ε, im Vergleich zu den drei anderen laserstrahlgeschweißten Serien zurückzuführen. Ein Zusammenhang zu den beschriebenen, zerklüfteten Schwingbruchflächen bei hohen Spannungsniveaus (vgl. Tabelle 3.7) ist wahrscheinlich. Möglicherweise liegt hier bereits bei niedrigeren Spannungsniveaus kein typisches, linearelastisch dominiertes Ermüdungsversagen mehr vor. Weniger auffällig verhalten sich die Ergebnisse der Laserstrahlschweißungen aus S1100M und S1300QL mit einer Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 118 MPa bzw. $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 121 MPa ($P_Ü$ = 95 %) und einer freien Neigung der Regressionsgeraden von m = 3,2 bzw. m = 3,3. Die deutlich steileren Neigungen liegen näher an der typischerweise für kerbscharfe Schweißdetails ohne Nachbehandlung beobachteten Neigung von m = 3 (vgl. [Fel+20]).

Eine Betrachtung der serienbezogenen Streuspannen T_σ zeigt für alle bei der statistischen Auswertung berücksichtigten laserstrahlgeschweißten Proben Werte zwischen 1:1,13 und 1:1,36. Die Streuspanne T_σ nach Gl. 3.1 kann als Maß für die Streuung herangezogen werden und beschreibt hier das Verhältnis der Ermüdungsfestigkeit für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 10 % zu 90 %. Die Kenngrößen der Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_{Pü=10\%}$ und $\Delta\sigma_{Pü=90\%}$ werden in diesem Zusammenhang unter Annahme einer einfachen Gauß-Verteilung abgeleitet (vgl. [Haib06] und [RaVo07]) und sind dadurch literaturübergreifend vergleichbar. Auf den Unterschied der Herleitung der in diesem Abschnitt behandelten übrigen Kenngrößen, welche auf Grundlage des Prognoseintervalls (Student-t-Verteilung, vgl. Abschnitt 2.4.2) hergeleitet sind, wird an dieser Stelle hingewiesen.

$$\boldsymbol{T_\sigma = 1}:\left(\frac{\Delta\sigma_{P_{Ü}=10\%}}{\Delta\sigma_{P_{Ü}=90\%}}\right) \tag{3.1}$$

Zur Einordnung der vorliegenden Streuspannen können bspw. die Literaturangaben aus [Haib06] herangezogen werden. Demnach liegen Ermüdungsversuchsserien von Schweißverbindungen unter einheitlichen Bedingungen hergestellt typischerweise im Bereich von $T_\sigma \approx 1{:}1{,}30$ und unter betriebsüblichen Fertigungsbedingungen bei etwa $T_\sigma \approx 1{:}1{,}45$. Je nach Schweißaufgabe und Randbedingungen kann die Streuspanne jedoch nochmals deutlich größer ausfallen. So wurde bspw. in [Weid20] bei Ermüdungsuntersuchungen an einseitigen Stumpfnahtschweißungen von großen Rundhohlprofilen eine Streuspanne von $T_\sigma = 1{:}1{,}58$ festgestellt.

Im Gegensatz zu den laserstrahlgeschweißten Stumpfstößen zeichnen sich bei den *Laserhybridschweißungen* grundwerkstoffübergreifend vergleichbare Ergebnisse innerhalb eines einheitliche Streubands im Zeitfestigkeitsbereich ab (vgl. Abbildung 3.18 – bläuliche Datenpunkte). Die Neigungen der Regressionsgeraden liegen zwischen $2{,}9 \leq m \leq 3{,}2$ und repräsentieren somit typische Wöhlerlinienneigungen von kerbscharfen Konstruktionsdetails ohne Schweißnahtnachbehandlung (vgl. [Fel+20]). Im direkten Vergleich liefern die laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S960MC die höchste Ermüdungsfestigkeit ($\Delta\sigma_{c,mvar} = 89$ MPa; $P_Ü = 95$ %) sowie die flachste Neigung ($m = 3{,}2$). Dies deckt sich gut mit der in Abschnitt 3.4.2 für diese Serie festgestellten höchsten Schweißnahtqualität unter den laserhybridgeschweißten Serien. Hauptsächlich die geringere Tendenz zu Einbrandkerben und ein vergleichsweise weicherer Schweißnahtübergang führen zu einer geringeren Kerbschärfe am versagenskritischen Nahtübergang. Für die laserhybridgeschweißte Serie aus S1100M wird keine statistische Auswertung durchgeführt, da lediglich drei Tastversuche vorliegen. Die Ermüdungsfestigkeit der beiden laserhybridgeschweißten Serien aus den flüssigvergüteten Grundwerkstoffen liegt bezogen auf eine Auswertung mit variabler Neigung mit $\Delta\sigma_{c,mvar} = 71$ MPa (S1100QL; $P_Ü = 95$ %) und $\Delta\sigma_{c,mvar} = 80$ MPa (S1300QL; $P_Ü = 95$ %) moderat unterhalb der Serie aus S960MC. Auch die Neigung der Regressionsgeraden ist mit $m = 2{,}9$ (S1100QL; $P_Ü = 95$ %) bzw. $m = 3{,}0$ (S1300QL) etwas steiler. Die Differenz zwischen diesen beiden Serien ist in erster Linie auf die größere Streuung bei den Proben aus S1100QL zurückzuführen, da hier höhere absolute Werte und eine größere Varianz beim Winkelversatz vorliegen (vgl. Abschnitt 3.4.2). Die Streuung des Winkelversatzes spiegelt sich in der Streuung der Ermüdungsversuchsergebnisse mit $T_\sigma = 1{:}1{,}37$ (S1100QL) zu $T_\sigma = 1{:}1{,}11$ (S1300QL) wider. Betrachtet man für die Laserhybridschweißungen die Auswertungen mit fester Neigung von $m = 3$, dann relativiert sich der Unterschied der verschiedenen Serien noch einmal deutlich. Die Werte für den Bezugswert der Ermüdungsfestigkeit liegen dann bei 77 MPa $\leq \Delta\sigma_c \leq$ 83 MPa ($P_Ü = 95$ %).

Zusammenfassend kann die im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.18) optisch festgestellte, tendenziell höhere Ermüdungsfestigkeit der laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße im Gegensatz zu der vorliegenden laserhybridgeschweißten Variante auch durch die statistische Auswertung belegt werden. Für den vorliegenden Fall spiegeln die serienbezogenen, niedrigen bis moderat hohen Streuspannen, sowohl für die laserstrahl- als auch die laserhybridgeschweißten Stumpfstöße, eine hohe Reproduzierbarkeit der untersuchten Schweißverfahren wider.

3.5.3 Konstruktionsdetail – Stumpfstoß mit Blechdickensprung

Auch beim Konstruktionsdetail Stumpfstoß mit Blechdickensprung ist die Ermüdungsbeanspruchung quer zur Schweißnaht gerichtet, unterscheidet sich aber vom zuvor beschriebenen Stoß durch die unterschiedlichen Blechdicken (hier: 6 und 8 mm) der beiden Verbindungspartner. Die vorliegende Variante ist einseitig, einlagig und voll durchgeschweißt ausgeführt. Planmäßig ist an der Blechunterseite kein Kantenversatz vorgesehen, sodass an der Oberseite ein einseitiger Dickensprung von nominell 2 mm existiert. Wie zuvor beschrieben, verläuft bei der Prüfung der Proben die Lastachse durch die Blechmitte des 8 mm dicken Halbzeugs. Auf der Seite des dünneren Blechs wird in die Prüfmaschine ein 2 mm dickes Futterblech eingelegt.

Aufgrund des einseitigen Blechdickensprungs liegt am Schweißnahtübergang zum dünneren Blech an der Oberseite eine deutlich erhöhte Spannungskonzentration vor. Diese führt bei den Ermüdungsversuchen sowohl bei den laserstrahlgeschweißten als auch bei den laserhybridgeschweißten Stumpfstößen mit Blechdickensprung zu einer einheitlichen Versagensform. Wie in Abbildung 3.20 dargestellt, ist der versagensrelevante Rissausgangsort durchgehend diesem Nahtübergang zuzuordnen.

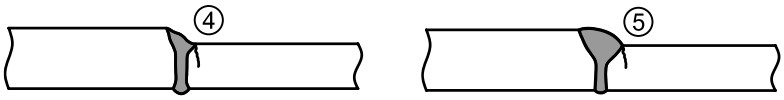


Abbildung 3.20: Experimentell festgestellte Rissausgangsorte beim Konstruktionsdetail laserstrahl- (links) und laserhybridgeschweißter (rechts) Stumpfstoß mit Blechdickensprung

Die Ergebnisse der Schwingversuche zum Konstruktionsdetail Stumpfstoß mit Blechdickensprung sind im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.21) zusammengetragen. Die Darstellung erfolgt analog zu den Versuchen zum Stumpfstoß (vgl. Abbildung 3.18). Entsprechend sind die Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff als grünliche und die

Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen als bläuliche Datenpunkte dargestellt. In Abhängigkeit des Grundwerkstoffs wird zwischen thermomechanisch gewalzten (runde Datenpunkte) und konventionell flüssigvergüteten (dreieckige Datenpunkte) Feinkornbaustählen unterschieden. Zur Einordnung der Spannungshorizonte sind wiederum die zu den relevanten Grundwerkstofffestigkeitsklassen gehörenden Verformungsgrenzen R^*_e (gestrichelte, horizontale Linien) sowie der exemplarisch gewählte Kerbfall 71 nach [DIN EN 1993-1-9] (durchgezogener Linienzug) eingezeichnet.

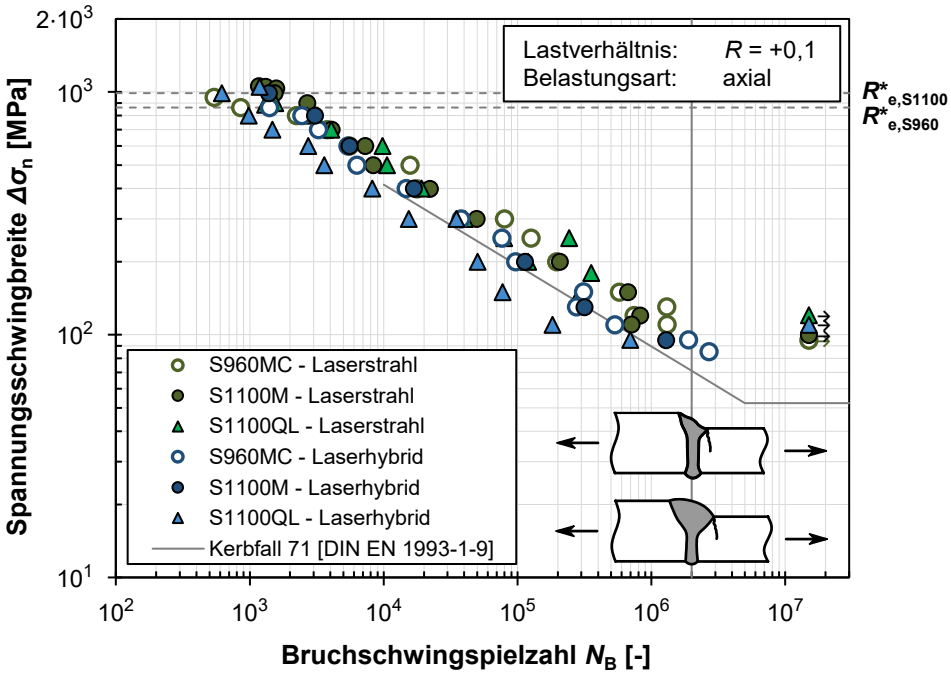


Abbildung 3.21: Durchgeführte Ermüdungsversuche am Konstruktionsdetail Stumpfstoß mit Blechdickensprung im Wöhlerdiagramm sowie exemplarisch eingezeichneter Kerbfall 71 nach [DIN EN 1993-1-9] als Referenz

Neben der visuellen Darstellung im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.21) sind in Tabelle 3.9 die serienbezogenen Ergebnisse der statistischen Auswertung dargestellt. Tabelle 3.9 ist analog zu Tabelle 3.8 zum Konstruktionsdetail Stumpfstoß ohne Dickensprung aufgebaut. Bei der statistischen Auswertung wird der berücksichtigte Spannungsschwingbreitenbereich nach der im vorhergehenden Abschnitt beschriebenen Vorgehensweise abgegrenzt. D. h. es werden nur Spannungsschwingbreiten kleiner der zum jeweiligen Grundwerkstoff gehörenden Verformungsgrenze R^*_e berücksichtigt. Die Abgrenzung zur

Langzeitfestigkeit erfolgt auf Grundlage des Abschaltkriteriums der Prüfmaschinen bei $N_G = 1{,}5 \cdot 10^7$ Schwingspielen. Die für die jeweilige Serie berücksichtigten Spannungsschwingbreiten sind in Spalte 3 von Tabelle 3.9 aufgeführt.

Tabelle 3.9: Ermüdungsversuchsergebnisse der einzelnen Serien zum Konstruktionsdetail Stumpfstoß mit Blechdickensprung

Verfahren bzw. **Grund-werkstoff**	**Ver-suchs-anzahl**[1)]	**$\Delta\sigma$** [MPa] von - bis[2)]	variable Neigung (m_{var}) **$\Delta\sigma_{c,mvar}$** [MPa] bei $N_c = 2 \cdot 10^6$				Neigung (m = 3) **$\Delta\sigma_c$** [MPa] bei $N_c = 2 \cdot 10^6$		
			$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	m_{var}	**1:T_σ**	$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	**1:T_σ**
Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff (Stumpfstoß mit Blechdickensprung; Blechdicken: t_1 = 6 mm / t_2 = 8 mm)									
S960MC	15 (3)	110 - 800	100,7	85,1	3,22	1,23	93,3	77,5	1,29
S1100M	15 (5)	110 - 900	88,3	72,1	2,95	1,26	90,0	76,3	1,25
S1100QL	14 (1)	150 - 900	92,3	68,7	3,09	1,41	88,5	69,2	1,41
Laserstrahl-MSG-Hybrid (Stumpfstoß mit Blechdickensprung; Blechdicken: t_1 = 6 mm / t_2 = 8 mm)									
S960MC	14 (1)	85 - 800	80,4	65,1	3,01	1,31	80,1	66,4	1,30
S1100M	7 (1)	95 - 800	73,0	59,3	2,77	1,22	80,9	66,4	1,26
S1100QL	15 (4)	95 - 800	54,4	40,0	2,79	1,40	61,4	48,3	1,39

[1)] in Klammern: Bei der statistischen Auswertung nicht berücksichtigte Versuche
[2)] bei der statistischen Auswertung berücksichtigte Spannungsschwingbreiten

Für die *laserstrahlgeschweißten* Proben (grünliche Datenpunkte) zeigt das Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.21) grundwerkstoffübergreifend ein einheitliches Streuband der einzelnen Datenpunkte. Dieser optische Eindruck kann durch die Ergebnisse der statistischen Auswertung belegt werden. Die freien Neigungen der laserstrahlgeschweißten Blechdickensprünge liegen zwischen $3{,}0 \leq m \leq 3{,}2$ (vgl. Tabelle 3.9) und spiegeln typische Neigungen kerbscharfer geschweißter Konstruktionsdetails ohne Nachbehandlung wider. Die höchste Ermüdungsfestigkeit mit $\Delta\sigma_{c,mvar} = 85$ MPa ($P_Ü = 95$ %) sowie die flachste Neigung mit $m = 3{,}2$ kann der laserstrahlgeschweißten Serie aus S960MC zugeordnet werden. Die Ermüdungsfestigkeit der Serien aus S1100M liegt mit $\Delta\sigma_{c,mvar} = 72$ MPa bzw. aus S1100QL mit $\Delta\sigma_{c,mvar} = 69$ MPa ($P_Ü = 95$ %) moderat niedriger. Bei der Serie S1100QL ist die Streuspanne mit $T_\sigma = 1{:}1{,}41$ im Vergleich zu $T_\sigma = 1{:}1{,}23$ (S960MC) und $T_\sigma = 1{:}1{,}26$ (S1100M) wiederum etwas größer. Alle Streuspannen liegen unter dem in [Haib06] aufgeführten Richtwert von $T_\sigma \approx 1{:}1{,}45$ für fachgerecht ausgeführte Schweißverbindungen aus Baustahl unter betriebsüblichen Fertigungsbedingungen.

Bei der Ergebnisbetrachtung der *laserhybridgeschweißten* Blechdickensprünge im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.21) ist die eindeutig niedrigere Lage der Datenpunkte der Serie aus S1100QL auffallend. Die statistische Auswertung (vgl. Tabelle 3.9) dieser Serie liefert mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 40 MPa ($P_Ü$ = 95 %) eine deutlich niedrigere Ermüdungsfestigkeit und moderat steilere Neigung (m = 2,8). Dagegen ist die Ermüdungsfestigkeit der beiden anderen Serien aus S960MC mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 65 MPa ($P_Ü$ = 95 %) bzw. S1100M mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 59 MPa ($P_Ü$ = 95 %) deutlich höher. Es lässt sich sowohl anhand der experimentellen Ergebnisse als auch anhand numerischer Simulationen (vgl. Kapitel 4) eine eindeutige Korrelation zu dem bei der Serie aus S1100QL festgestellten Winkelversatz (vgl. Anhang B.2) nachweisen. Das durch den Einspannvorgang der Proben in der Prüfmaschine zusätzlich induzierte sekundäre Biegemoment resultiert in einer höheren Spannungskonzentration am ermüdungsversagensrelevanten Nahtübergang. Auf Grundlage der experimentellen Untersuchungen und der statistischen Auswertung ist im direkten Vergleich zum Stumpfstoß ohne Blechdickensprung (vgl. Abschnitt 3.5.2) der Einfluss des Winkelversatzes auf die Ermüdungsfestigkeit ausgeprägter. Durch den größeren und stärker variierenden Winkelversatz der Serie aus S1100QL fällt die Streuspanne mit T_σ = 1:1,40 im Vergleich zu T_σ = 1:1,31 (S960MC) bzw. T_σ = 1:1,22 (S1100M) ebenfalls moderat höher aus.

Vergleicht man diese Ergebnisse mit den Ergebnissen zum Stumpfstoß ohne Blechdickensprung (vgl. Abschnitt 3.5.2), ist ein Abfall der Ermüdungsfestigkeit durch den einseitigen Blechdickensprung von nominell 2 mm experimentell belegt. Dieser Abfall zeigt sich sowohl für die laserstrahlgeschweißten als auch für die laserhybridgeschweißten Verbindungen. Auffallend ist die hohe Ermüdungsfestigkeit der laserstrahlgeschweißten Blechdickensprünge, insbesondere vor dem Hintergrund der verfahrensspezifischen Randbedingungen des Laserstrahlschweißens ohne Zusatzwerkstoff und der daraus resultierenden geringen Schweißnahtabmessungen. So stellt der nominelle Blechdickensprung von 2 mm im Verhältnis zur sehr schmalen Nahtbreite bereits einen Grenzbereich dar. Der Blechübergang kann demnach nicht beliebig flach gestaltet werden und fällt schweißverfahrensbedingt entsprechend schroff aus. Demgegenüber wäre bei den Laserhybridschweißungen aufgrund der größeren Nahtbreite und des zusätzlich eingebrachten Zusatzwerkstoffs ein weicherer Blechdickenübergang und eine geringere Spannungskonzentration zu erwarten. Anhand der vorliegenden experimentellen Ergebnisse kann jedoch kein nennenswert positiver Einfluss nachgewiesen werden. Möglicherweise dominieren bei der laserhybridgeschweißten Ausführung am versagensrelevanten Schweißnahtübergang lokale Effekte, wie der Nahtflankenwinkel oder Einbrandkerben (vgl. Abschnitt 3.4.2). Die Thematik wird anhand numerischer Untersuchungen in Kapitel 4 nochmals aufgegriffen.

3.5.4 Konstruktionsdetail – Längssteife

Das Konstruktionsdetail Längssteife gehört zur Gruppe der auf ein durchgehendes Grundblech aufgeschweißten Anbauteile. Die Längssteife ist durch die Hauptabmessung in Bauteillängsrichtung bzw. in Beanspruchungshauptrichtung charakterisiert und unterscheidet sich dadurch vom verwandten Konstruktionsdetail Quersteife, dessen Hauptrichtung quer zur Bauteillängsachse liegt. Außerdem ist die Höhe des Anbauteils im Vergleich zur Breite deutlich größer, wodurch sich die Längssteife zusätzlich vom Konstruktionsdetail Gurtlamelle abgrenzt.

Im vorliegenden Fall wird eine einfache rechteckige Form der Steife (Abmessung: 120 mm x 35 mm x 5 mm) untersucht, die mit dem Laserstrahlschweißverfahren ohne Zusatzwerkstoff voll an das Grundblech angeschlossen wird. Durch die rechteckige Form der Steife entsteht an den Übergängen des Grundblechs (Blechdicke: 8 mm) zur Steife ein deutlicher Steifigkeitssprung, der zu einer erhöhten Spannungskonzentration in diesem Bereich führt. Wie in Abschnitt 3.3.2 beschrieben, wurde daher der Fertigungsablauf der Probekörper auf eine bestmögliche Schweißnahtqualität an den beiden Enden der Längssteife ausgelegt. Hierzu zählt u. a. die Verlagerung des beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff höherwertig ausfallenden Schweißnahtanfangs sowie eine Anrampung der Laserleistung in diesem Bereich (vgl. Anhang A.1). Trotz hoher Schweißnahtqualität an den Stirnseiten der Steifen wird bei den Ermüdungsversuchen, wie in Abbildung 3.22 dargestellt, ein einheitliches Versagen in diesem Bereich festgestellt.

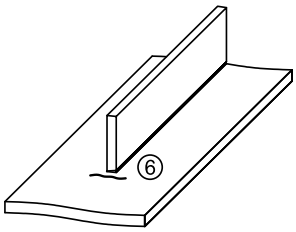


Abbildung 3.22: Experimentell festgestellter Rissausgangsort beim Konstruktionsdetail Längssteife

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche zum Konstruktionsdetail Längssteife sind im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.23) als grünliche Datenpunkte zusammengetragen. Die Untersuchungen zur Längssteife sind in erster Linie im Aufzeigen der Anwendungspotenziale des Laserstrahlschweißens motiviert, weshalb das Ermüdungsversuchsprogramm auf zwei Serien aus den Grundwerkstoffen S960MC und S1100QL eingeschränkt ist. Zur Einordnung der Ergebnisse sind in Abbildung 3.23 wiederum die den Grundwerkstoffen entsprechenden Verformungsgrenzen R^*_e (gestrichelte, horizontale Linien) und der

exemplarisch gewählte Kerbfall 90 nach [DIN EN 1993-1-9] (durchgezogener Linienzug) eingezeichnet.

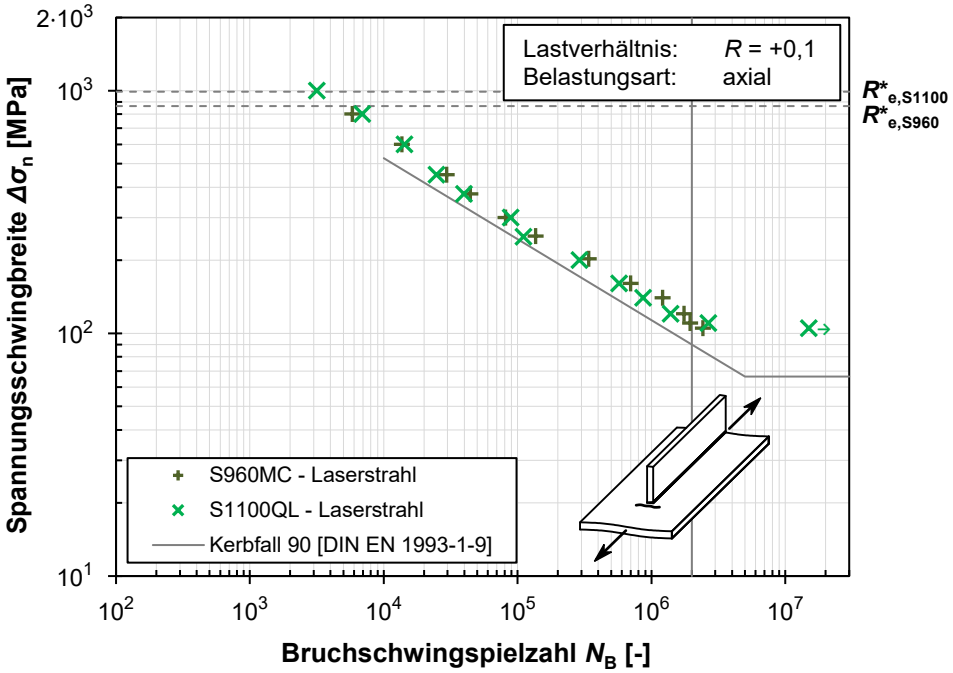


Abbildung 3.23: Durchgeführte Ermüdungsversuche am Konstruktionsdetail Längssteife im Wöhlerdiagramm sowie exemplarisch eingezeichneter Kerbfall 90 nach [DIN EN 1993-1-9] als Referenz

Die Darstellung im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.23) zeigt ein sehr schmales Streuband der Versuchsergebnisse im Zeitfestigkeitsbereich. Für den betrachteten Spannungsschwingbreitenbereich lassen sich optisch keine Unterschiede zwischen den beiden Grundwerkstoffen erkennen. Die Auswahl der bei der statistischen Auswertung in Tabelle 3.10 berücksichtigten Versuche erfolgt analog zu der in den beiden vorhergehenden Abschnitten beschriebenen Abgrenzung. Demnach werden nur Spannungsschwingbreiten kleiner der zum jeweiligen Grundwerkstoff gehörenden Verformungsgrenze R^*_e berücksichtigt. Die Abgrenzung zur Langzeitfestigkeit erfolgt auf Grundlage des Abschaltkriteriums der Prüfmaschinen bei $N_G = 1{,}5 \cdot 10^7$ Schwingspielen.

Die serienbezogenen Auswertungen der beiden Serien (vgl. Tabelle 3.10) liefern freie Neigungen der Regressionsgeraden von $m = 3{,}0$ (S960MC) und $m = 2{,}9$ (S1100QL). Diese liegen wiederum sehr nahe an der festen Neigung von $m = 3$, die in den gängigen Regel-

werken für kerbscharfe Schweißdetails ohne Nachbehandlung angesetzt wird (vgl. Abschnitt 2.4.2). Auffallend ist die trotz der am Rissausgangsort auftretenden großen Spannungskonzentration hohe Ermüdungsfestigkeit. Diese liegt für die Serie aus S960MC mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 102 MPa etwas höher als die der Serie aus S1100QL mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 90 MPa ($P_Ü$ = 95 %). Der Unterschied relativiert sich aber bei der Betrachtung der Ermüdungsfestigkeit für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_Ü$ = 50 % und ist daher in erster Linie auf die moderat größere Streuspanne der Serie aus S1100QL zurückzuführen. Bei beiden Serien fällt die Streuspanne sehr niedrig (S960MC) bzw. niedrig (S1100QL) aus. Auffallend ist insbesondere die Serie aus S960MC, die mit T_σ = 1:1,12 gemäß den Ausführungen nach [Haib06] auf einem Niveau von spanabhebend bearbeiteten Kerbstäben unter überwachten Fertigungsbedingungen ($T_\sigma \approx$ 1:1,10) liegt.

Tabelle 3.10: Ermüdungsversuchsergebnisse der einzelnen Serien zum Konstruktionsdetail Längssteife

Verfahren bzw. **Grundwerkstoff**	**Versuchsanzahl**[1)]	**$\Delta\sigma$** [MPa] von - bis[2)]	variable Neigung (m_{var}) **$\Delta\sigma_{c,mvar}$** [MPa] bei $N_c = 2\cdot10^6$				Neigung (m = 3) **$\Delta\sigma_c$** [MPa] bei $N_c = 2\cdot10^6$		
			$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	m_{var}	1:T_σ	$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	1:T_σ
Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff (aufgeschweißte Längssteife; Grundblechdicke: t = 8 mm; Steifenblechdicke: t = 5 mm)									
S960MC	12 (0)	105 - 800	111,5	101,9	3,03	1,12	110,8	102,0	1,12
S1100QL	13 (2)	110 - 800	105,9	90,3	2,94	1,22	107,8	93,9	1,20

[1)] in Klammern: Bei der statistischen Auswertung nicht berücksichtigte Versuche
[2)] bei der statistischen Auswertung berücksichtigte Spannungsschwingbreiten

Grundsätzlich positiv hervorzuheben ist, dass die vorliegenden Untersuchungen belegen, dass durch das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff die Längssteife auf dem Grundblech voll angeschlossen werden kann. Hierbei sind selbstverständlich die Randbedingungen des Laserstrahlschweißens, wie Zugänglichkeit des Bearbeitungskopfs bzw. der Laseroptik, zu beachten. Durch die auf das Laserstrahlschweißen abgestimmten Schweißparameter können an den versagensrelevanten Stirnseiten der Längssteife sowohl eine hohe Nahtqualität als auch eine hohe Ermüdungsfestigkeit erzielt werden. Die bei den Ermüdungsversuchen festgestellte sehr geringe Streuung lässt auf eine hohe Reproduzierbarkeit der gewählten Ausführungsvariante schließen. Diese niedrige Streuung sollte aber aufgrund der geringeren Versuchsanzahl und der bisher wenig variierenden Fertigungsbedingungen zukünftig weiter experimentell abgesichert werden. Eine potenzielle Unterschätzung praxisüblicher Streuspannen kann zu unsicheren Bemessungsempfehlungen für die vorliegende Ausführungsvariante führen.

3.6 Validierungsversuche an Großbauteilen

3.6.1 Methodik und Zielsetzung

Zur Validierung der Kleinprüfkörperergebnisse werden zusätzlich Ermüdungsversuche an repräsentativen Großbauteilen durchgeführt. Querschnittsform und Beanspruchung werden in Anlehnung an den typischen Einsatzbereich der hier im Fokus stehenden ultrahochfesten Feinkornbaustähle im Teleskopausleger von Mobilkranen gewählt. Analog zur aktuell gängigen Fertigungspraxis werden die Hohlprofilsegmente aus zwei kaltumgeformten Halbschalen, die längs miteinander verschweißt werden, hergestellt. Neu ist die Anordnung einer querverlaufenden Stumpfnaht in der biegezugschwellbeanspruchten Halbschale, die das zu untersuchende Konstruktionsdetail darstellt. Entgegen der derzeit verbreiteten Konstruktionspraxis liegt diese querverlaufende Stumpfnaht nun im höchstbeanspruchten Biegezugbereich. Durch die Wahl eines möglichst praxisnahen Fertigungsablaufs sollen durch die Versuche zum einen die Realisierbarkeit dieser Ausführungsvariante überprüft und zum anderen repräsentative Fertigungseinflüsse implizit mitberücksichtigt werden.

3.6.2 Konzipierung und Herstellung

Die Großbauteile sind nach folgenden Grundsätzen und Vorgaben konzipiert. Die Schweißteile werden aus Flacherzeugnissen des ultrahochfesten Feinkornbaustahls S1300QL (vgl. [SSAB15]) in einer für den Anwendungsbereich typischen Blechdicke (hier: 7,8 mm) hergestellt. Neben Einflüssen durch die Schweißung selbst (vgl. Kleinprüfkörper – Abschnitt 3.5) sollen weitere für die Teleskopauslegerfertigung relevante Fertigungseinflüsse mit abgedeckt werden. Hierzu zählen insbesondere die Kaltumformung der neu untersuchten, querverlaufenden Stumpfnaht, aber auch Zwängungen infolge des Zusammenbaus der beiden Halbschalen sowie die für die Laserstrahlschweißungen erforderlichen niedrigen Maßtoleranzen. Die Beanspruchung soll in Art und Höhe der späteren Anwendung entsprechen. Daher werden für die Ermüdungsversuche moderate bis sehr hohe Lasthorizonte angestrebt. Weiter sollen die Versuche Erkenntnisse für den Übergangsbereich zwischen Kurzzeit- und Zeitfestigkeit liefern. Daher wird für mindestens einen Versuch eine maximale Beanspruchung im Bereich der Verformungsgrenze R^*_e, d. h. Oberspannungen in Höhe der nominellen Streckgrenze von $R_{p0,2}$ = 1.300 MPa, geplant. Die Biegewechselbeanspruchung im Teleskopausleger (statisches System: Kragarm) wird aufgrund versuchstechnischer Rahmenbedingungen im 4-Punkt-Biegeversuch nachgestellt. Die aus den beschriebenen Vorgaben konzipierten Großbauteile sind in Abbildung 3.24 dargestellt.

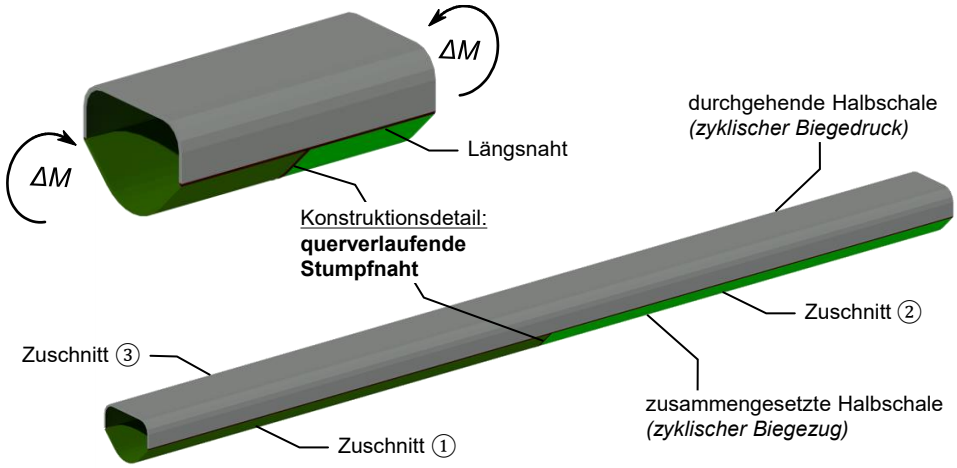


Abbildung 3.24: Großbauteil als struktureller Ausschnitt eines Teleskopauslegers – Gesamtmodell (unten) sowie Nahaufnahme des Prüfbereichs mit dem querverlaufenden Stumpfstoß (oben links)

Die Herstellung der Hohlprofilsegmente erfolgt analog zur Fertigungspraxis im Teleskopauslegerbau und ist umfassend in [Sey+22] und [Mel+21] beschrieben. Die einzelnen Herstellschritte sind nachfolgend in chronologischer Reihenfolge aufgelistet:

1. *Laserstrahlzuschnitt* aus den Blechhalbzeugen
2. Mechanische *Schweißkantenvorbereitung* (Schleifen oder Fräsen)
3. *Laserstrahlschweißen* der querverlaufenden Stumpfnaht
4. *Kaltumformung* zu zwei Halbschalen
5. *Zusammenbau* der beiden Halbschalen zu einem Hohlprofil
6. Schweißen der *Längsnähte*

Hervorzuheben ist, dass durch die Fertigungsreihenfolge die querverlaufende Stumpfnaht vor dem Kaltumformen zur Halbschale ausgeführt wird. Durch die Schweißkantenvorbereitung (Schritt 3) und das Laserstrahlschweißen (Schritt 4) im flachen Zustand kann eine hohe Schweißnahtqualität sichergestellt werden. Diese kann direkt mit den Ergebnissen der laserstrahlgeschweißten Kleinprüfkörper abgeglichen werden. Die Schweißparameter sind sowohl für die querverlaufende Stumpfnaht als auch für die mit dem MAG-Verfahren hergestellten Längsnähte in Anhang A.1 dokumentiert. Herausfordernd bei dieser Fertigungsreihenfolge ist die noch nicht umfassend untersuchte Kaltumformung der querverlaufenden Stumpfnaht (Schritt 4). Voruntersuchungen zeigten, dass der vom Stahlhersteller für den Grundwerkstoff empfohlene Mindestbiegeradius von ca. 40 mm ($r_{B,min} \geq 5 \cdot t$)

nach [SSAB15] nicht auf die querverlaufende Laserstrahlschweißnaht (vgl. Abbildung 3.24) übertragen werden kann. Bei diesem Biegeradius traten nach dem Kaltumformen einzelne, quer zur Schweißnaht verlaufende Risse auf.

Die in Abbildung 3.24 dargestellte finale Querschnittsform ist das Ergebnis einer umfangreichen experimentellen und numerischen Formfindungsstudie. Die verschiedenen untersuchten Querschnittsformen sind in [Mel+21] dokumentiert. Zur Reduktion der plastischen Verformung der Schweißnaht wurde, unter Einhaltung der Rahmenbedingungen des Fertigers, sukzessive der Biegeradius vergrößert. Die Querschnittsgröße war jedoch aufgrund der Prüfmaschinenkapazität und der im Fokus stehenden hohen bis sehr hohen Lasthorizonte begrenzt. Frühzeitig rückte auch die lokale Beanspruchung in den Lasteinleitungsbereichen in den Mittelpunkt der Betrachtungen. Mit dem Ergebnis, dass die Schlankheit des Versuchsquerschnitts, bspw. durch eine Blechdickenreduktion, nicht beliebig herabgesetzt werden kann. Eine große Blechdicke in Kombination mit den geringen Biegeradien und der hohen Werkstofffestigkeit resultiert jedoch wiederum in hohen Anforderungen an die Kaltumformung und den fertigenden Betrieb. Die aus der Formfindungsstudie final abgeleiteten und für die nachfolgend beschriebenen Ermüdungsversuche verwendeten Abmessungen sind in Anhang A.2 dokumentiert.

3.6.3 Ermüdungsversuche

Aufgrund der bei den Vorversuchen festgestellten Rissbildung nach dem Kaltumformen der querverlaufenden Prüfnaht werden die Großbauteile bei Anlieferung noch einmal zerstörungsfreien Prüfungen unterzogen. Für die Sichtprüfung (VT) und Farbeindringprüfung (PT) wird ein Prüfumfang von 100 % der Außenseite, d.h. der Nahtoberseite, der laserstrahlgeschweißten Stumpfnaht gewählt. Zur experimentellen Dehnungsanalyse werden im Anschluss Dehnmessstreifen (Abk.: DMS) auf die Probekörper appliziert. Mit dem Fokus auf der querverlaufenden Stumpfnaht konzentrieren sich die Dehnungsmessungen auf diesen Prüfbereich. Um strukturelle und lokale spannungserhöhende Effekte ausschließen zu können, werden die zur Erfassung von Nenndehnungen applizierten DMS im Abstand von 40 mm ($\approx 5 \cdot t$) zum Nahtübergang angeordnet. Zusätzlich werden zur Bestimmung von Strukturspannungen DMS in den vorgegebenen Abständen ($\approx 0{,}4 \cdot t$ und $\approx 1{,}0 \cdot t$) positioniert (vgl. Abschnitt 2.4.3 und Abbildung 2.16). Weitere Informationen zur experimentellen Dehnungsanalyse sowie ein Lageplan der DMS sind [Mel+21] zu entnehmen.

Die 4-Punkt-Biegeschwingversuche werden auf einer 6,3 MN-Universalprüfmaschine in Viersäulenbauweise (Fa. Schenck) durchgeführt. Der Versuchsaufbau einschließlich des Biegetisches sowie Nahaufnahmen der Lasteinleitungspunkte sind in Abbildung 3.25 wiedergeben. Die Querschnittsform der Großbauteile erfordert an den Lasteinleitungspunkten

zusätzliche Adaptionen (vgl. Abbildung 3.25 – rechts). Wie die numerischen Untersuchungen im Vorfeld belegen, sind vor allem an den Mittellagern, aufgrund der dortigen Überlagerung von Biegemoment und Querkraft, sehr hohe lokale Beanspruchungen zu erwarten. Um diese zu quantifizieren, werden sowohl die großen Verformungen als auch das elastisch-plastische Werkstoffverhalten im numerischen Modell mit abgebildet. Hierzu werden die Werkstoffeigenschaften anhand von einaxialen Zugproben, welche aus der Liefercharge der Großbauteile entnommen wurden, abgeschätzt. Eine sukzessive Optimierung der Lageradaptionen zielt auf eine weitere Reduktion der lokalen Beanspruchung der Hohlprofilprüfkörper ab. Um kleinere Toleranzen auszugleichen und eine möglichst gleichmäßige Lasteinleitung zu ermöglichen, wird bei der finalen Ausführung (vgl. Abbildung 3.25 – rechts) zusätzlich eine Lagerschicht aus dem weicheren Aluminiumwerkstoff AlMg3 verwendet. Diese Lagerschicht wird zudem an den maßgebenden Kanten abgerundet, um auch bei zunehmender Schiefstellung, infolge der Durchbiegung der Probekörper, die lokale Beanspruchung zu mindern. Zudem werden durch Anpassung der Lagerabstände in Abhängigkeit des Lasthorizonts die Auflagerkräfte weiter reduziert. So werden die Abstände der Außenlager von 2,8 m (moderate und hohe Last) auf 3,2 m (sehr hohe Last) bzw. am Mittellager von 1,4 m auf 1,2 m variiert. In Abhängigkeit des Beanspruchungsniveaus sowie der gewählten Stützweite und der sich einstellenden großen Verformung ergeben sich Prüffrequenzen von lediglich 0,05 Hz $\leq f \leq$ 0,6 Hz. Die Oberlasten liegen im Bereich zwischen 301 kN und 950 kN.

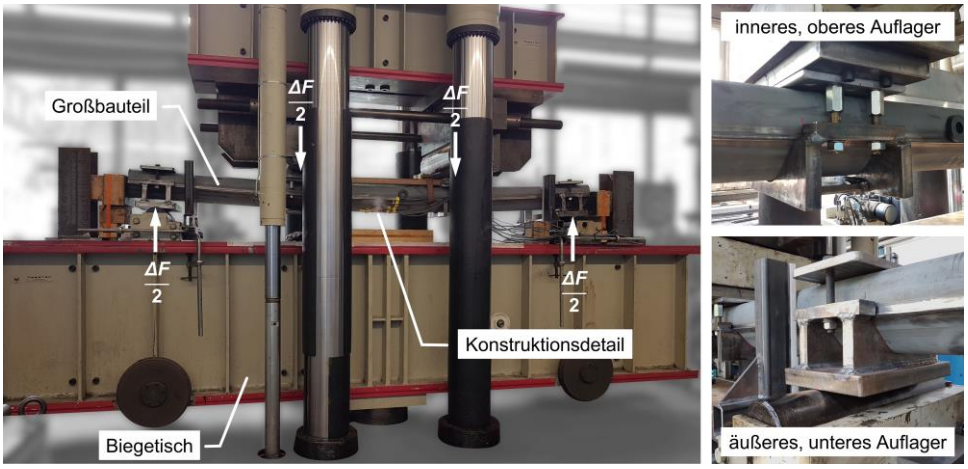


Abbildung 3.25: Versuchsstand mit Großbauteil im 4-Punkt-Biegeschwingversuch (links) sowie Nahaufnahmen der Lasteinleitungspunkte (rechts)

Auf Grundlage einer definierten Maschinenwegzunahme wird das Abschaltkriterium festgelegt. Bei allen Versuchen mit Versagen ausgehend vom Konstruktionsdetail entspricht

die beim Erreichen des Abschaltkriteriums festgestellte Rissgröße bereits einem erheblichen Anteil des Gesamtquerschnitts. Die nach den Versuchen für die Analyse freigelegten Bruchflächen zeigen ausgeprägte Restbruchanteile (vgl. Abbildung 3.26 – gestrichelte Pfeile). Die Oberlast hätte auf das jeweilige Großbauteil nicht erneut aufgebracht werden können. Ein Gleichsetzen mit dem Abbruchkriterium „Bruch“ ist daher gerechtfertigt.

3.6.4 Ergebnisse und Einordnung

Bei drei der vier Bauteilversuche geht das Versagen im Schwingversuch von der querverlaufenden Stumpfnaht, d. h. dem Prüfquerschnitt aus. Genauere Informationen zum Versagensort liefert die Bruchflächenanalyse (vgl. Abbildung 3.26). Bei den drei Probekörpern geht das Ermüdungsversagen nicht von der maximal biegebeanspruchten Randfaser an der Hohlprofilaußenseite aus, sondern vom Schweißnahtübergang an der Innenseite, d. h. der Nahtunterseite bzw. -wurzel. Exemplarisch sind in Abbildung 3.26 die Bruchflächen für den Probekörper unter sehr hoher (M4) und bei moderater (M2) Ermüdungsbeanspruchung dargestellt. Der nicht abgebildete Probekörper M1 zeigt eine zu M4 vergleichbare Bruchfläche (vgl. Abbildung 3.26 – links), bedingt durch die geringere Beanspruchung jedoch eine etwas größere Schwingbruchfläche. Bei beiden Probekörpern tritt die Rissinitiierung direkt an der Innenseite der maximal biegespannungsbeanspruchten Randfaser auf. Dagegen zeigt der Probekörper bei moderatem Lastniveau (M2) mehrere Rissausgangsorte (vgl. Abbildung 3.26 – rechts). Maßgebend für das Versagen ist hier der Rissausgang deutlich oberhalb des maximal biegezugbeanspruchten Bereichs. Im Laufe des Bauteilversuchs konnte ausgehend von dieser Rissinitiierung ein Wandungsdurchriss beobachtet werden. Der in Abbildung 3.26 – rechts gekennzeichnete zweite Rissausgang trat erst deutlich später auf. Es ist davon auszugehen, dass die zweite Rissinitiierung die Bauteillebensdauer nur unwesentlich beeinflusst hat.

Beim bisher nicht thematisierten Probekörper M3 trat das Versagen nicht im Prüfbereich auf. Aufgrund der sehr hohen Auflagerkräfte und lokalen Beanspruchung trat das Versagen im Lasteinleitungsbereich des Mittellagers auf. Für das betrachtete Konstruktionsdetail, die querverlaufende Stumpfnaht, kann der Versuch daher nur als Durchläufer gewertet werden. Eine tabellarische Übersicht der Versagensorte und die jeweilige Berücksichtigung bei der nachfolgenden Auswertung ist in Anhang B.3 wiedergegeben.

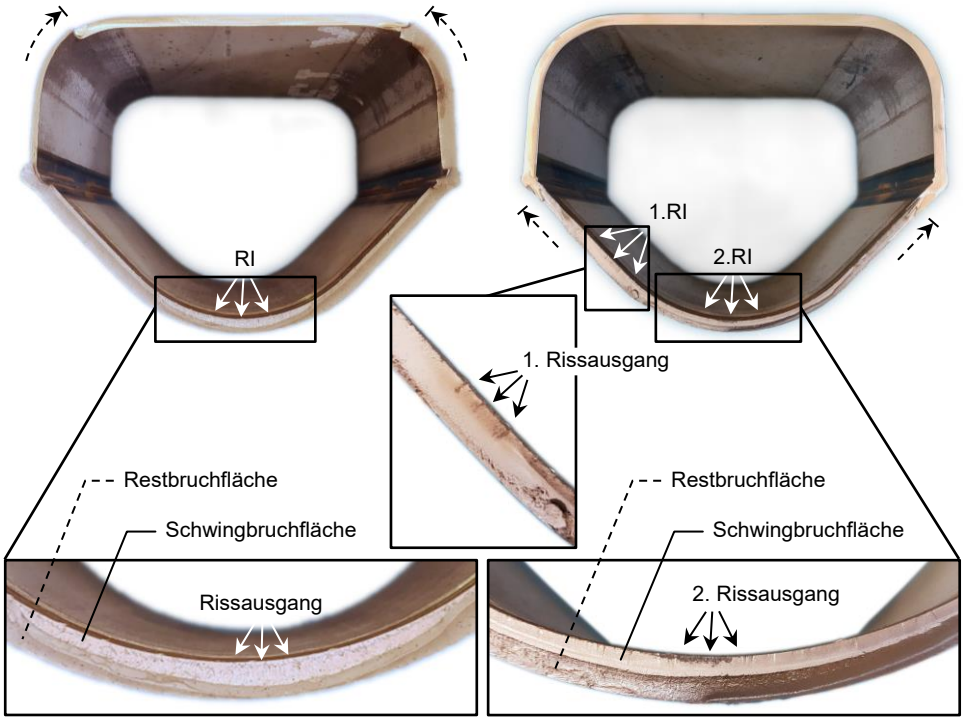


Abbildung 3.26: Bruchflächen und Versagensbereiche der Großbauteilversuche nach sehr hoher (M4 – links) und moderater (M2 – rechts) Ermüdungsbeanspruchung

Die in den Ermüdungsversuchen ermittelten Lebensdauern sind in Abbildung 3.27 im Wöhlerdiagramm illustriert. Die dargestellten Spannungsschwingbreiten sind auf Grundlage der versuchsbegleitenden Nenndehnungsmessungen abgeleitet. Eine Gegenüberstellung mit den aus der elastischen Biegetheorie ermittelten Werten ergibt eine gute Übereinstimmung. Bedingt durch die der Balkentheorie zugrundeliegenden Annahmen, wie Idealisierung der Lasteinleitungspunkte, kleine Verformungen und ebene Querschnitte, stellt diese für die vorliegenden Bauteilversuche nur eine Näherung dar. Durch die direkt am Probekörper applizierten Dehnmessstreifen ist eine genauere Beschreibung der tatsächlichen Beanspruchung im Prüfbereich möglich. Die maximalen Biegezugspannungsschwingbreiten an der Probenunterseite werden so, unter Annahme eines linear-elastischen Werkstoffverhaltens, aus den Nenndehnungsmessungen abgeleitet und sind im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.27) als grüne Quadrate mit grauer Füllung eingezeichnet.

Für die nachfolgende Auswertung wird jedoch die theoretische Nennspannungsschwingbreite am Ort des maßgebenden Rissausgangs angesetzt (vgl. Abbildung 3.27: grüne Quadrate mit weißer Füllung). Der Umrechnung liegt die vereinfachte Annahme einer linear-

elastischen Biegespannungsverteilung über den Prüfquerschnitt zu Grunde. Dadurch fällt insbesondere bei M2 die Spannungsschwingbreite deutlich niedriger aus, da hier der maßgebende Rissausgang nicht im Umformbereich, sondern deutlich oberhalb im geraden Teil der Unterschale liegt (vgl. Abbildung 3.26 – rechts).

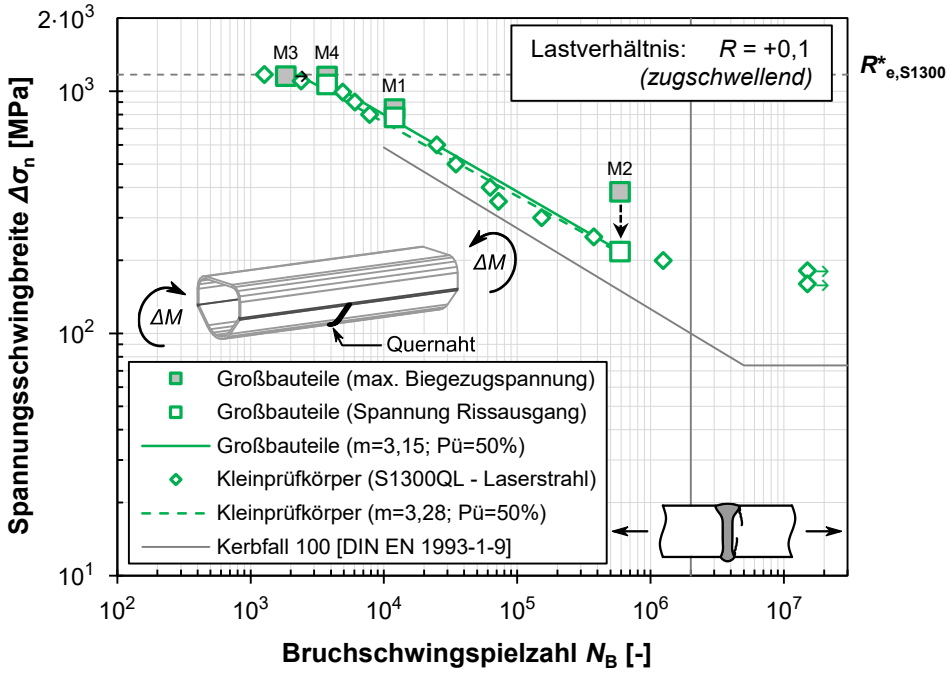


Abbildung 3.27: Ergebnisse der Großbauteilversuche und Gegenüberstellung mit den Ergebnissen der entsprechenden Kleinprüfkörperserie sowie Referenzkerbfall 100 nach [DIN EN 1993-1-9]

Zusätzlich zu den Ergebnissen der Großbauteile sind im Wöhlerdiagramm die Resultate der Kleinprüfkörper (vgl. Abschnitt 3.5.2) im Wöhlerdiagramm gegenübergestellt. Die laserstrahlgeschweißten Stumpfnähte aus S1300QL sind im Diagramm als grüne Rauten dargestellt. Visuell ist zwischen den Datenpunkten der Kleinprüfkörper und der aus den für den maßgebenden Rissausgang ermittelten Spannungsschwingbreiten der Großbauteile eine hohe Übereinstimmung feststellbar. Bei den Großbauteilversuchen sind die für die Anwendung relevanten Lasthorizonte (moderat, hoch und sehr hoch) mit jeweils einem Versuch abgedeckt. Aufgrund der geringen Versuchsanzahl ist nur eine Betrachtung der Kennwerte für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_Ü$ = 50 % aussagekräftig. Die Auswertung der drei Großbauteilversuche liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 148 MPa ($P_Ü$ = 50 %) bei einer freien Neigung der Regressionsgeraden von

m = 3,2. Der charakteristische Wert der Ermüdungsfestigkeit deckt sich exakt mit dem Wert der korrespondierenden Kleinprüfkörperserie. Bei dieser fällt lediglich die Neigung der Regressionsgeraden mit m = 3,3 minimal flacher aus. Die Versuche der Kleinprüfkörperserie decken somit die Resultate der Großbauteile mit ausreichender Sicherheit ab.

Für den vorliegenden Anwendungsfall hat sich die angewandte wissenschaftliche Vorgehensweise, zunächst die Verbindungseigenschaften anhand von Kleinprüfkörpern zu bestimmen und anschließend auf realitätsnahe Großprüfkörper zu erweitern, bewährt. Eine Übertragung der an den Kleinprüfkörpern ermittelten Ermüdungsfestigkeit auf die Großbauteilversuche ist gerechtfertigt. Die Erprobung der Herstellung und die Versuchsdurchführung der möglichst realitätsnahen Großbauteilversuche liefert darüber hinaus wertvolle Erkenntnisse. Im Vergleich zum Grundwerkstoff kann ein geringeres plastisches Umformvermögen der Schweißzone belegt werden. Zwar wird ein ingenieurmäßiger Lösungsansatz zur Reduktion der plastischen Verformung durch sukzessive Vergrößerung des Biegeradius vorgestellt, dennoch ist die Kaltumformung der Schweißverbindung bzw. deren Einflüsse auf die Verbindungseigenschaften für die spezifischen Rahmenbedingungen noch nicht umfassend erforscht. Die Ursache für die Verlagerung des Rissausgangsorts bei Probekörper M2 in den geringer beanspruchten, nicht umgeformten Bereich der Schweißnaht (vgl. Abbildung 3.26 – rechts) kann final nicht eindeutig geklärt werden. Einen möglichen Erklärungsansatz liefern durch die Kaltumformung im Bereich der Schweißnahtwurzel bzw. der Hohlprofilinnenseite induzierte Druckeigenspannungen. Hierauf lassen händische Abschätzformeln (vgl. u. a. [Kudl18]) sowie in der Konzipierungsphase durchgeführte Umformsimulationen schließen. Die sich potenziell positiv auf die Ermüdungsfestigkeit auswirkenden Druckeigenspannungen erzielen jedoch nur bei geringen bis moderaten Beanspruchungsniveaus eine dauerhafte Wirkung. Bei den hohen bis sehr hohen Schwingbeanspruchungen ist davon auszugehen, dass die hohen äußeren Einwirkungen rasch zu einem Abbau der Druckeigenspannungen im Prüfbereich führen. Außerdem liefern die Großbauteilversuche wichtige Erkenntnisse hinsichtlich des versagenskritischen Bereichs, welcher am Schweißnahtübergang der Wurzel, d. h. an der Hohlprofilinnenseite, liegt. Dies ist als besonders kritisch zu werten, da bei den vorliegenden Bauteilen und Beanspruchungen die kritische Rissgröße teilweise bereits vor einem Wandungsdurchriss erreicht war. Eine potenzielle Schädigung ohne Risswachstum bis zur Außenseite kann bei optischen Überprüfungen (bspw. VT) von außen nicht festgestellt werden. Daher sollte insbesondere die Ermüdungsfestigkeit an der Hohlprofilinnenseite, bspw. durch eine Schweißnahtnachbehandlung, gesteigert werden. Für den vorliegenden Anwendungsfall wird ein Einebnen der Schweißnahtwurzel durch Schleifen, bereits vor der Kaltumformung, der abschnittsweise zusammengesetzten Halbschale als die praktikabelste Nachbearbeitungsmethode eingestuft. Das Optimierungspotenzial ist groß, da mit einer lokalen Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit eine Steigerung der Lebensdauer sowie Sicherheit der Gesamttragstruktur einhergeht.

4 Bewertung der Ermüdungsfestigkeit

4.1 Einführung

Durch die im vorherigen Kapitel beschriebenen Ermüdungsversuche liegt für laserstrahl- und laserhybridgeschweißte Stumpfstöße ohne und mit Blechdickensprung aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) eine umfangreiche Datenbasis vor. Im nachfolgenden Kapitel werden für die Verbindungen die relevanten Bewertungskonzepte zur Lebensdauerabschätzung (vgl. Abschnitt 2.4) validiert und gegebenenfalls angepasste Bemessungsempfehlungen abgeleitet. Für das Konstruktionsdetail aufgeschweißte Längssteife wurde bisher nur eine Ausführungsvariante experimentell untersucht (vgl. Abschnitt 3.3). Zur Überprüfung und Herleitung abgesicherter Bemessungsempfehlungen ist das bisher erprobte Parameterfeld zu gering. Die Schwingversuche zur Längssteife finden in diesem Kapitel daher keine Berücksichtigung.

Kapitel 4 gliedert sich in folgende Abschnitte. Zunächst wird in Abschnitt 4.2 eine nennspannungsbasierte, globale Bewertung untersucht. Hierfür erfolgt die Kerbfalleinstufung der Stumpfstöße differenziert nach dem Fügeverfahren und der Ausführungsvariante. Für abgesicherte Kerbfallempfehlungen werden zudem Ermüdungsversuchsergebnisse aus der Literatur herangezogen. Fortfolgend wird der Komplexitätsgrad der Nachweisführung sukzessive gesteigert. In Abschnitt 4.3 wird die Eignung einer rein elastizitätstheoretischen Kerbspannungsbetrachtung für den vorliegenden Anwendungsfall überprüft. Die hier gewählte Vorgehensweise zur Nachweisführung orientiert sich an den Empfehlungen zum Kerbspannungskonzept nach [DVS 0905]. Auf den FE-Modellen der Kerbspannungsbetrachtungen aufbauend, wird in Abschnitt 4.4 die Bewertung um das zyklische, elastisch-plastische Werkstoffverhalten erweitert. Für Schweißverbindungen hat sich bisher noch keine einheitliche Vorgehensweise zur kerbdehnungsbasierten Nachweisführung etabliert. Daher werden verschiedene Herangehensweisen bei der Ermittlung der zyklischen Werkstoffkennwerte, der Bestimmung der Kerbbeanspruchung sowie der Schädigungsbewertung vorgestellt, angewandt und anhand der Treffsicherheit bei der Lebensdauerabschätzung diskutiert. Abschließend werden in Abschnitt 4.5 die Ergebnisse der Untersuchungen zusammengefasst und die verschiedenen Bewertungskonzepte gegenübergestellt.

4.2 Nennspannungsbasierte, globale Bewertung

4.2.1 Differenzierung nach dem Schweißverfahren

Vorzüge einer globalen bzw. nennspannungsbasierten Betrachtung ergeben sich aus der simplen Anwendung und der einfachen Ermittlung der Beanspruchungsgröße. Bei deren Bestimmung werden i. d. R. keine strukturellen und lokalen spannungserhöhenden Faktoren berücksichtigt (vgl. Abschnitt 2.4.2). Dies setzt jedoch voraus, dass diese Einflüsse auf der Widerstandsseite, d. h. bei der Kerbfalleinstufung des Konstruktionsdetails, berücksichtigt sein müssen. Somit ist die Wirtschaftlichkeit der nennspannungsbasierten Bemessung eng an die jeweilige Kerbfalleinstufung gekoppelt. Wichtig hierbei ist, dass die Einteilung der Konstruktionsdetails nicht zu grobmaschig erfolgt und nur Details vergleichbarer Kerbschärfe zusammengefasst werden. Wie in Kapitel 3 beschrieben, ergeben sich aus dem Einsatz verschiedener Fügewerkzeuge, beim Laserstrahl- bzw. Laserhybridschweißen, eindeutig unterschiedliche Schweißnahtgeometrien. Eine daraus resultierende variierende Ermüdungsfestigkeit ist bereits durch die Darstellung im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 3.18) ersichtlich und durch die Auswertung der Einzelserien in Abschnitt 3.5 belegt. Die nachfolgende nennspannungsbasierte Einstufung erfolgt daher differenziert nach dem Schweißverfahren. Zusätzlich, zu den in Abschnitt 3.5 vorgestellten eigenen Versuchen, werden für eine abgesicherte Kerbfallableitung Versuchsdaten aus der Literatur herangezogen.

4.2.2 Laserstrahlgeschweißte Stumpfstöße

Der Fokus der nennspannungsbasierten Einstufung von laserstrahlgeschweißten Stumpfstößen soll hier auf den höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen ($R_{p0,2} \geq 700$ MPa) sowie dem praxisrelevanten Blechdickenbereich von etwa 3 mm bis 10 mm liegen. Für das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff sind aus der Literatur hierzu eine begrenzte Anzahl an Arbeiten mit dem Schwerpunkt auf der Ermüdungsfestigkeit bekannt.

Aus der Forschungsarbeit [NiJa18] sind insbesondere die Stumpfnahtschweißungen aus S960QL in den Blechdicken 6 mm und 10 mm relevant. In der Arbeit werden verschiedene Strahlschweißverfahren untersucht und gegenübergestellt. Als Referenz dient ein konventioneller Scheibenlaser, dessen Strahlqualität (8 mm mrad) und -charakteristik vergleichbar zu dem in dieser Arbeit verwendeten Fügewerkzeug ist. Zudem werden Elektronenstrahlschweißungen und Schweißungen mit einem Faserlaser mit sehr hoher Strahlqualität (0,4 mm mrad) und geringem Fokusdurchmesser untersucht, die noch einmal zu deutlich kleineren Schweißnahtabmessungen führen. Bei Betrachtung der zugehörigen Ermüdungs-

versuchsergebnisse grenzen sich diese deutlich von denen des konventionellen Scheibenlasers ab. Die Ergebnisse in [NiJa18] bestätigen die Hypothese, dass nur die Verwendung eines vergleichbaren Fügewerkzeugs zu einer vergleichbaren Schweißnahtabmessung und einer vergleichbaren Ausbildung von lokalen Unregelmäßigkeiten führt. Letztere sind für die Ermüdungsfestigkeit der Verbindungen von besonderer Relevanz. Für eine sichere, aber auch wirtschaftliche Bemessung erscheint daher auf Nennspannungsbasis, also ohne Berücksichtigung der lokalen Schweißnahtgeometrie, die Ableitung eines Kerbfalls nur bei vergleichbarem Fügewerkzeug sinnvoll. Für die Referenzserien wurde in [NiJa18] Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 13919-1] angestrebt. Bei weiteren Serien, bei welchen konkret der Einfluss eines Kanten- oder Winkelversatzes auf die Ermüdungsfestigkeit untersucht wurde, wurden ausschließlich für diese Unregelmäßigkeit die Grenzwerte der BG C angestrebt.

In der Dissertation von [Skri18] steht das thermische Fügen des thermomechanisch gewalzten und beschleunigt gekühlten, höchstfesten Feinkornbaustahls S960MC im Fokus. Neben klassischen Untersuchungen zur Schweißeignung des Werkstoffs, wie Härte-, Querzug-, Biege- und Kerbschlagbiegeprüfungen, werden umfangreiche Ermüdungsversuche an verschiedenen Konstruktionsdetails durchgeführt. Zum Stumpfstoß (t = 6 mm) liegen sowohl Schwingversuche an konventionellen Metallschutzgasschweißungen als auch Versuchsserien an Laserstrahl- ohne Zusatzwerkstoff sowie Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen (vgl. Abschnitt 4.2.3) vor. Für die Laserstrahlschweißungen wurde ein konventioneller Scheibenlaser, nicht genauer beschriebener Strahlqualität, verwendet. Die abgebildeten Makroschliffe lassen aber auf vergleichbare Nahtabmessungen und -charakteristik im Vergleich zu den in dieser Arbeit vorgestellten Laserstrahlschweißungen schließen. Bei den Schweißungen ohne Zusatzwerkstoff wird in [Skri18] teilweise eine Unterwölbung an der Nahtoberseite festgestellt, weshalb grundsätzlich nur Bewertungsgruppe C vorliegt. Bei den Ermüdungsversuchen war die Unterwölbung jedoch nicht ermüdungskritisch, da durchgehend der Schweißnahtübergang an der Unterseite versagensrelevant war. Möglicherweise ist der bei dieser Serie dominierende Rissausgang von der Unterseite auf den vorliegenden negativen Winkelversatz von $-1{,}0\,° \leq \beta \leq -0{,}4\,°$ zurückzuführen. Die Nahtunterseite separat betrachtet kann BG B zugeordnet werden und wird als Serie „[Skri18] L960MC“ bei den nachfolgenden Auswertungen mitberücksichtigt.

Weitere Ermüdungsversuche an laserstrahlgeschweißten Stumpfstößen sind in [Rio+21] beschrieben. Mit t = 3 mm decken die Ergebnisse das untere Ende des in dieser Arbeit im Fokus stehenden Anwendungsbereichs ab. Für die Untersuchungen wird als Grundwerkstoff ein thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustahl S700MC verwendet. Der eingesetzte Scheibenlaser liefert mit 2 mm mrad eine moderat höhere Strahlqualität. Die illustrierten Makroschliffe lassen aber ebenfalls auf eine vergleichbare Schweißnahtgeometrie und -charakteristik schließen. Die vier in [Rio+21] vorgestellten Serien zielen auf die Erprobung unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeiten und Laserleistungen auf die

Schweißnahtqualität und die daraus resultierende Ermüdungsfestigkeit ab. Mit den in Serie S1, S2 und S3 gewählten Schweißparametern wird BG B nach [DIN EN ISO 13919-1] erzielt. Serie S5 konnte aufgrund innenliegender Poren nur BG D zugeordnet werden. Mit wenigen Ausnahmen (3 von 23 Probekörper) erwiesen sich diese innenliegenden Unregelmäßigkeiten bei den Ermüdungsversuchen jedoch als nicht versagenskritisch, weshalb auch Serie S5 für die nachfolgenden Auswertungen herangezogen wird.

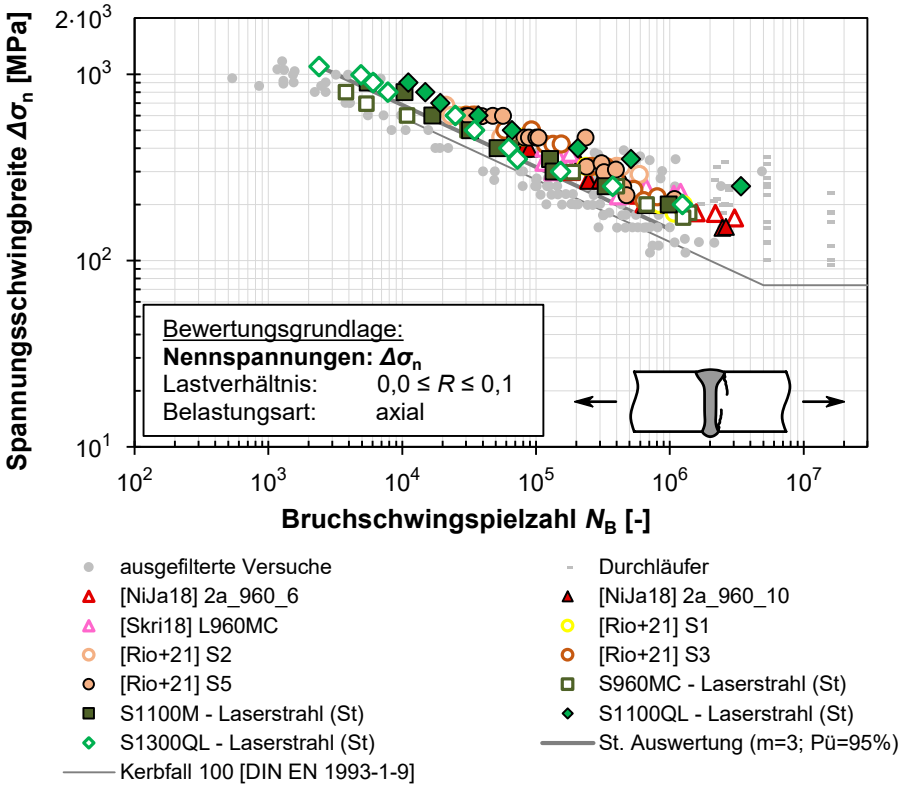
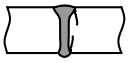


Abbildung 4.1: Versuchsdatensammlung für das Konstruktionsdetail laserstrahlgeschweißter Stumpfstoß

Inklusive der eigenen, in Abschnitt 3.5 beschriebenen Ermüdungsversuche umfasst die gesamte Datenbasis 266 Versuche aus 20 Serien und ist in Abbildung 4.1 dargestellt (Anzahl inkl. graue Datenpunkte). Ausgehend von dieser bereits vorausgewählten Datenbasis werden für die statistische Auswertung weitere Filterkriterien deklariert. Es werden nur Laserstrahlschweißungen berücksichtigt, die mit einem vergleichbaren Fügewerkzeug hergestellt wurden. Vereinfacht wird deshalb das Strahlparameterprodukt auf einen Bereich

zwischen 2 mm mrad und 8 mm mrad eingeschränkt. Des Weiteren werden nur Schweißungen einbezogen, bei welchen planmäßig im versagenskritischen Nahtbereich BG B vorliegt. Es werden nur zugschwellend ($0 \leq R < 1$) und ausschließlich axial beanspruchte Proben berücksichtigt, da nur so ein Rissausgang sowohl von der Nahtoberseite als auch von der Nahtunterseite mit abgedeckt werden kann. Wie auch in Abschnitt 3.5 werden zur Abgrenzung des Kurzzeit- vom Zeitfestigkeitsbereich nur Ermüdungsversuche mit Oberspannungen kleiner als die nominelle Grundwerkstoffstreckgrenze ($\sigma_o < R_{p0,2}$) berücksichtigt. Die so für das Konstruktionsdetail Stumpfstoß ohne Blechdickensprung ($t_1 = t_2$) gefilterte Datenbasis ist in Abbildung 4.1 serienbezogen als farbliche Datenpunkte dargestellt. Ausgefilterte Versuche sowie Durchläufer sind ausgegraut.

Tabelle 4.1: Statistische Auswertungen der Ermüdungsversuche zum Konstruktionsdetail laserstrahlgeschweißter Stumpfstoß auf Nennspannungsbasis

Datengruppe	Serien-anzahl	Ver-suchs-anzahl	variable Neigung (m_{var}) $\Delta\sigma_{c,mvar}$ [MPa] bei $N_c = 2 \cdot 10^6$				Neigung (m = 3) $\Delta\sigma_c$ [MPa] bei $N_c = 2 \cdot 10^6$		
			$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	m_{var}	1:T_σ	$P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	1:T_σ
Stumpfstoß ohne Blechdickensprung (Blechdicke: 3 mm ≤ t ≤ 10 mm)									
Eigene Versuche	4	38	160,5	118,3	3,42	1,55	139,4	98,0	1,70
Inkl. Literaturdaten	11	127	163,4	130,2	3,29	1,41	151,3	117,0	1,49
Stumpfstoß mit Blechdickensprung (einseitig) (Blechdicken: t_1 = 6 mm / t_2 = 8 mm)									
Versuche (BS)	3	25	93,9	78,9	3,07	1,27	91,4	77,2	1,28
 **Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung**									
Alle Versuche[1)]	14	152	157,6	123,8	3,26	1,45	146,8	112,1	1,51

[1)] Bei den Stumpfstößen mit planmäßigem Blechdickensprung wird eine korrigierte Spannungsschwingbreite bei der statistischen Auswertung berücksichtigt.

Für verschiedene Datengruppen sind die Ergebnisse der statistischen Auswertung auf Nennspannungsbasis in Tabelle 4.1 zusammengetragen. Die Darstellung ist in Anlehnung der Auswertungen in Abschnitt 3.5 gewählt. Ausgehend von einer gemeinsamen Auswertung der eigenen Versuche (vgl. Abschnitt 3.5) liegt die Ermüdungsfestigkeit bei $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 118 MPa ($P_Ü$ = 95 %) und die freie Neigung der Regressionsgeraden bei m = 3,4. Die für die Regelwerke relevante Auswertung für nicht nachbehandelte Schweißdetails mit

einer festen Neigung von $m = 3$ liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c = 98$ MPa ($P_Ü = 95$ %) und liegt damit unwesentlich unterhalb Kerbfall 100.

Wird die Datenbasis um die beschriebenen, gefilterten Versuchsergebnisse aus der Literatur erweitert (Datengruppe: „Inkl. Literaturdaten“), so steigt die Ermüdungsfestigkeit auf $\Delta\sigma_{c,mvar} = 130$ MPa ($P_Ü = 95$ %) an und die freie Neigung der Regressionsgeraden wird modert steiler ($m = 3{,}3$). Die Auswertung mit fester Neigung $m = 3$ ergibt eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c = 117$ MPa ($P_Ü = 95$ %). Hervorzuheben ist, dass durch die Vergrößerung der Datenbasis um weitere, unabhängige Versuchsergebnisse sich die Streuspanne von $T_\sigma = 1{:}1{,}55$ (Auswertung ausschließlich eigener Versuche) auf $T_\sigma = 1{:}1{,}41$ reduziert, bei zugrundeliegender variabler Neigung der Regressionsgeraden. Die Gesamtauswertung spiegelt das hohe Potenzial der Ausführung mit dem Laserstrahlschweißverfahren ohne Zusatzwerkstoff bei Sicherstellung einer hohen Nahtqualität wider. Während die eigenen Probekörper durch Industriepartner unter praxisnahen Randbedingungen hergestellt wurden, ist über die Fertigungsbedingungen der in der Literatur beschriebenen Probekörper weniger bekannt. Vom derzeitigen Standpunkt aus, ist daher eine abgesicherte Einstufung oberhalb der Ergebnisse der eigenen Versuche nicht vertretbar. Für die typischerweise in der Teleskopauslegerfertigung vorliegenden Randbedingungen, wie große Schweißnahtlängen und Maßtoleranzen beim Zusammenbau der großen Halbzeuge, muss die Reproduzierbarkeit der Nahtqualität zunächst zweifelsfrei sichergestellt sein. Wird dennoch ein Ermüdungswiderstand oberhalb Kerbfall 100 angestrebt, ist beim Stumpfstoß ohne Blechdickensprung eine Schweißnahtnachbehandlung, wie bspw. Schleifen, aktuell zu bevorzugen.

Darüber hinaus sind für *Stumpfstöße mit einseitigem Blechdickensprung* und den hier gewählten Randbedingungen (Grundwerkstoffe, Schweißverfahren etc.) aus der Literatur keine Versuchsdaten bekannt. Eine serienübergreifende Auswertung der in Abschnitt 3.5.3 beschriebenen eigenen Versuche liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_{c,mvar} = 79$ MPa ($P_Ü = 95$ %) bei freier Neigung der Regressionsgeraden von $m = 3{,}1$. Die steilere Neigung im Vergleich zu den Stumpfstößen ohne Blechdickensprung spiegelt die höhere Kerbschärfe am versagenskritischen Schweißnahtübergang der Blechdickensprünge wider. Die Neigung liegt hier nahe der typischerweise für kerbscharfe Schweißdetails ohne Nachbehandlung beobachteten Neigung von $m = 3$ (vgl. [Fel+20]). Bei Annahme der festen Neigung von $m = 3$ liefert die statistische Auswertung dieser Datengruppe eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c = 77$ MPa ($P_Ü = 95$ %).

Somit unterschreitet sich die Ermüdungsfestigkeit der vorliegenden Blechdickensprünge deutlich von der der Stumpfstöße ohne Dickensprung. Zumindest teilweise kann dies auf den planmäßigen, einseitigen Kantenversatz und die daraus resultierenden Zusatzbeanspruchungen (Biegespannungen) am versagenskritischen Schweißnahtübergang zurückge-

führt werden. Zur Berücksichtigung einer Exzentrizität bzw. der daraus resultierenden Zusatzbeanspruchung beim Nennspannungskonzept sind in der Literatur verschiedene Ansätze zu finden. Nach [Hobb16] kann für einen Kantenversatz am Blechstoß ein Vergrößerungsfaktor k_m mit Gl. 4.1 abgeschätzt werden. Eingangsparameter sind die Exzentrizität e sowie die Blechdicken t_1 und t_2. Bei unterschiedlichen Blechdicken ist t_1 als Blechdicke des dünneren Blechs definiert. Die Gleichung wurde durch Anpassung der Exponenten auf 1,5 an Versuchen validiert [Hobb16]. Beim nennspannungsbasierten Ermüdungsnachweis kann mit dem so ermittelten Vergrößerungsfaktor k_m entweder die Einwirkung vergrößert (Faktor) oder der Widerstand verringert (Divisor) werden. Neben der Berücksichtigung in [Hobb16] ist der Ansatz auch in dieser oder abgewandelter Form in anderen Regelwerken (u. a. [DIN EN 1993-1-9]) zu finden.

$$\boldsymbol{k_m = 1 + \frac{6\,e}{t_1} \cdot \frac{t_1^{1,5}}{t_1^{1,5} + t_2^{1,5}}} \tag{4.1}$$

Durch Erhöhung der Spannungsschwingbreiten um den Vergrößerungsfaktor k_m können die Versuchsergebnisse zum Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung zusammengeführt werden. Oder im Umkehrschluss die Gültigkeit von Gl. 4.1 für diesen Anwendungsfall überprüft werden. Die so angepassten Versuchspunkte liegen im Wöhlerdiagramm nun innerhalb eines Streubands. Die gemeinsame Auswertung der Datengruppe „Alle Versuche“ (vgl. Tabelle 4.1) mit fester Neigung von $m = 3$ liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c = 112$ MPa ($P_Ü = 95$ %). Der Wert liegt somit nur geringfügig unterhalb den Ergebnissen für eine Auswertung von Stumpfstößen ausschließlich ohne Blechdickensprung ($\Delta\sigma_c = 117$ MPa für $P_Ü = 95$ %). Für den vorliegenden Parameterbereich scheint die Anwendbarkeit von Gl. 4.1 gegeben. Ohne weitere experimentelle Untersuchungen sollte eine Bemessungsempfehlung für den laserstrahlgeschweißten Stumpfstoß ohne Zusatzwerkstoff auf einen Blechdickensprung der vorliegenden Größe beschränkt werden. Dies entspricht einem Kantenversatz an der Oberseite von maximal 2 mm und an der Unterseite planmäßig keinem Versatz. Größere Blechdickensprünge sind insbesondere aus schweißtechnischer Sicht durch die vorliegenden Ergebnisse experimentell nicht abgesichert.

4.2.3 Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Stumpfstöße

Grundlage der nennspannungsbasierten Einstufung der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße bilden die in Abschnitt 3.5 vorgestellten eigenen Schwingversuche sowie die in der Literatur beschriebenen Versuche. Wie auch bei den Laserstrahlschweißungen wurde bei der Sichtung der verschiedenen Veröffentlichungen bereits eine Vorauswahl vorgenommen. Es werden nur laserhybridgeschweißte Stumpfstoßverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen ($R_{p0,2} \geq 700$ MPa) im hier praxisrelevanten Blechdickenbereich von etwa 5 mm bis 12 mm genauer betrachtet. Literaturquellen, die ausschließlich Ermüdungsversuche an nachbehandelten Schweißnähten beschreiben (vgl. u. a. [Jah+04] und [Haf+07]), werden vorab aussortiert.

In [Win+11] werden Untersuchungen an laserhybridgeschweißten Stumpfstößen aus dem konventionell flüssigvergüteten S1100QL der Blechdicke $t = 6$ mm beschrieben. Der Fokus der Schwingversuche lag jedoch auf überschliffenen, nachbehandelten Schweißnähten. Aus der Referenzserie „LH_as-welded“ sind wenige Ermüdungsversuche (5 Proben) im Zustand „wie geschweißt“ dokumentiert. Für die Laserhybridschweißungen wurde ein moderat niederfester Zusatzwerkstoff mit einer nominellen Streckgrenze von 960 MPa nach Herstellerdatenblatt (vgl. [Voes17]) verwendet.

Die Forschungsinhalte von [Skri18] sind bereits im vorhergehenden Abschnitt 4.2.2 beschrieben. Ergänzend zu den Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff sind zwei laserhybridgeschweißte Ermüdungsversuchsserien aus S960MC ($t = 6$ mm) dokumentiert. Im Vergleich zu den eigenen Versuchen wurde anstelle einer I-Schweißkantenvorbereitung eine aufwendigere Y-Fugenvorbereitung mit einem Öffnungswinkel von 15 ° und einem Steg von 2 mm gewählt. Den makroskopischen Untersuchungen ist ein geringer MAG-Anteil zu entnehmen, was in Kombination mit der spezifischen Kantenvorbereitung zu einer sehr flachen Nahtoberseite führt. Die beiden in [Skri18] abgebildeten Serien unterscheiden sich in erster Linie durch den verwendeten Schweißzusatz. Bei der Serie „H_G3Si1“ wird ein niederfester Zusatzwerkstoff mit einer nominellen Streckgrenze von 420 MPa verwendet. Wie auch bei den eigenen Versuchen, treten bei dieser Serie moderat größere Winkelversätze von $0{,}4\,° \leq \beta \leq 1{,}6\,°$ (Mittelwert: $\beta = 1{,}0\,°$) sowie vereinzelt Einbrandkerben auf. Zudem sind stellenweise Unterwölbungen an der Nahtoberseite beschrieben. Diese auftretenden Unregelmäßigkeiten führen zu einem Ermüdungsversagen überwiegend ausgehend von der Nahtoberseite. Die Probekörper der zweiten Serie „H_X96“ sind mit Zusatzwerkstoff vergleichbarer Festigkeit bzw. einer nominellen Streckgrenze von 960 MPa nach Herstellerdatenblatt (vgl. [Voes17]) gefügt. Der Winkelversatz lag zwischen $-0{,}3\,° \leq \beta \leq 0{,}9\,°$. Makroschliffe zeigen keine Einbrandkerben und weiche Übergänge an der Nahtoberseite. Bei den Ermüdungsversuchen ging das Versagen überwiegend von der Nahtunterseite aus.

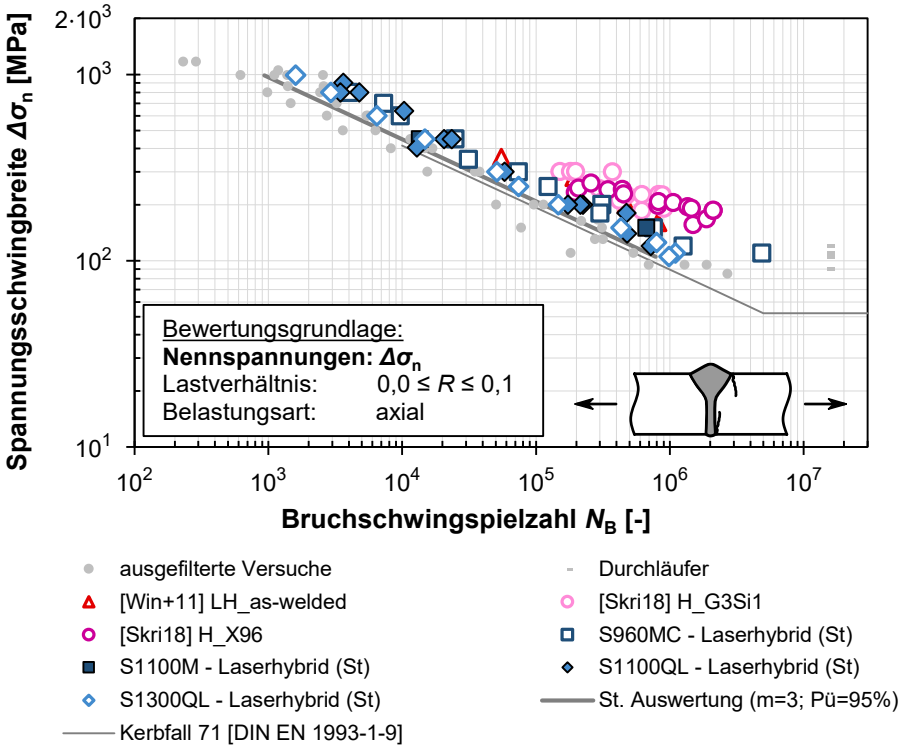


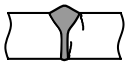
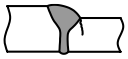
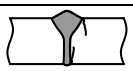
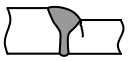
Abbildung 4.2: Versuchsdatensammlung für das Konstruktionsdetail laserhybridgeschweißter Stumpfstoß

Die vorausgewählte Datenbasis umfasst einschließlich der eigenen, in Abschnitt 3.5 beschriebenen Untersuchungen 123 Versuche aus 10 Serien (Anzahl inkl. graue Datenpunkte). Die Datenbasis ist somit im Vergleich zu den in Abschnitt 4.2.3 aufgeführten Laserstrahlschweißungen deutlich kleiner und der Einfluss einzelner Serien auf die Ergebnisse der statistischen Auswertungen größer. Für die Auswertungen werden folgende, weitere Filterkriterien deklariert. Grundsätzlich soll planmäßig Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 12932] vorliegen. Aufgrund der zu moderat höherem Winkelversatz neigenden Laserhybridschweißungen, bedingt durch das asymmetrische Nahtprofil, wird diese Unregelmäßigkeit in den nachfolgenden Auswertungen separat aufgegriffen. Zunächst wird hier vom Kriterium der BG C ($\beta \leq 2$ ° nach [DIN EN ISO 12932]) ausgegangen, nachfolgend auch die engeren Grenzen nach BG B ($\beta \leq 1$ °) betrachtet. Auch bei den Laserhybridschweißungen werden ausschließlich axial, zugschwellend ($0 \leq R < 1$) beanspruchte Proben berücksichtigt. Zur Abgrenzung des Kurzzeit- vom Zeitfestigkeitsbereich werden wiederum nur Ermüdungsversuche mit Oberspannungen kleiner der nominellen Grundwerkstoffstreckgrenze ($\sigma_o < R_{p0,2}$) berücksichtigt (vgl. auch Abschnitt 3.5). Die so

für das Konstruktionsdetail Stumpfstoß ohne Blechdickensprung ($t_1 = t_2$) gefilterte Datenbasis ist in Abbildung 4.2 serienbezogen als farbliche Datenpunkte dargestellt. Ausgefilterte Versuche und Durchläufer sind ausgegraut.

Bei der Betrachtung der verschiedenen Serien im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 4.2) fällt auf, dass die Versuche aus [Win+11] (rote Datenpunkte) optisch auf ähnlichem Niveau wie die eigenen Versuche (bläuliche Datenreihen) liegen. Die nur für mittlere Lasthorizonte vorliegenden Ergebnisse aus [Skri18] (rosa Datenreihen) zeigen jedoch, unabhängig vom Zusatzwerkstoff, eine deutlich höhere Ermüdungsfestigkeit im Zeitfestigkeitsbereich. Die höhere Lebensdauer lässt sich in erster Linie auf eine geringere Kerbschärfe an der Nahtoberseite zurückführen. Durch Optimierung der Schweißparameter, wie Anpassung der Kantenvorbereitung (bspw. Y-Naht anstelle I-Naht), Reduktion des MAG-Anteils etc., kann das Nahtprofil an der Oberseite sehr flach bzw. kerbarm eingestellt werden. Die Ergebnisse aus [Skri18] zeigen, dass hieraus eine hohe Ermüdungsfestigkeit an der Oberseite und eine potenzielle Verlagerung des versagenskritischen Bereichs zur laserstrahlgeprägten Nahtunterseite hin resultiert.

Tabelle 4.2: Statistische Auswertungen der Ermüdungsversuche zum Konstruktionsdetail laserhybridgeschweißter Stumpfstoß auf Nennspannungsbasis

Datengruppe	Serienanzahl	Versuchsanzahl	variable Neigung (m_{var}) $\Delta\sigma_{c,mvar}$ [MPa] bei $N_c = 2\cdot10^6$ $P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	m_{var}	1:T_σ	Neigung (m = 3) $\Delta\sigma_c$ [MPa] bei $N_c = 2\cdot10^6$ $P_Ü$=50%	$P_Ü$=95%	1:T_σ
	**Stumpfstoß ohne Blechdickensprung** (Blechdicke: 6 mm ≤ t ≤ 8 mm)								
Eigene Versuche	4	43	94,5	75,9	2,98	1,38	95,2	77,3	1,37
Inkl. Literatur (β ≤ 2°)	7	72	123,1	86,0	3,30	1,72	114,3	76,8	1,83
(β ≤ 1°)	7	58	129,4	90,9	3,39	1,70	119,2	79,5	1,85
	**Stumpfstoß mit Blechdickensprung (einseitig)** (Blechdicken: t_1 = 6 mm / t_2 = 8 mm)								
Versuche (BS) (β ≤ 2°)	3	30	70,6	51,3	2,93	1,56	72,8	54,4	1,54
(β ≤ 1°)	3	21	76,1	59,9	2,93	1,38	78,3	63,1	1,37
 	**Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung**								
Alle Versuche[1)] (β ≤ 2°)	10	102	117,0	82,2	3,20	1,71	110,0	75,3	1,79
(β ≤ 1°)	10	79	123,5	88,0	3,23	1,67	116,2	80,5	1,75

[1)] Bei den Stumpfstößen mit planmäßigem Blechdickensprung wird eine korrigierte Spannungsschwingbreite bei der statistischen Auswertung berücksichtigt.

Analog zur statistischen Auswertung der Laserstrahlschweißungen in Abschnitt 4.2.2 sind die Ergebnisse für verschiedene Datengruppen in Tabelle 4.4 zusammengestellt. Weitere Datengruppen sind zur Betrachtung des Einflusses aus dem Winkelversatz auf die Ermüdungsfestigkeit ergänzt. Bei einer gemeinsamen Auswertung der eigenen Versuchsserien zum Konstruktionsdetail laserhybridgeschweißter Stumpfstoß ohne Blechdickensprung (vgl. Abschnitt 3.5.2) liegt die Ermüdungsfestigkeit bei $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 76 MPa ($P_Ü$ = 95 %) und die freie Neigung der Regressionsgeraden bei m = 3,0. Die Neigung der Regressionsgeraden entspricht dem Wert der in den Regelwerken meist für nicht nachbehandelte Schweißdetails angenommenen festen Neigung von m = 3. Die Streuspanne ist mit T_σ = 1:1,37 (vgl. Gl. 3.1; feste Neigung) für eine agglomerierte Auswertung mehrerer Serien niedrig.

Wird die Datenbasis um die in den vorhergehenden Absätzen beschriebenen und gefilterten Literaturdaten ergänzt, liegen 72 Versuche aus 7 Serien vor. Die Auswertung der Datengruppe „Inkl. Literatur ($\beta \leq 2$ °)“ liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 86 MPa ($P_Ü$ = 95 %) bei freier Neigung der Regressionsgeraden von m = 3,3. Demnach führt die höhere Lebensdauer der Versuche aus [Skri18] sowohl zu einer Anhebung ($\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 123 MPa bei $P_Ü$ = 50 %) als auch zu einem Abflachen der Regressionsgeraden. Aufgrund der deutlich größeren Streuung, im Vergleich zur Datengruppe „Eigene Versuche“, schlägt sich dies jedoch nicht in der für die Herleitung von Bemessungsempfehlungen herangezogenen Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_c$ = 77 MPa für die Auswertung mit fester Neigung m = 3 und $P_Ü$ = 95 % nieder.

Bei Eingrenzung der Datenbasis für Stumpfstöße ohne Blechdickensprung auf Winkelversätze $\beta \leq 1$ ° nimmt die freie Neigung der Regressionsgeraden weiter ab (m = 3,4) und die Ermüdungsfestigkeit mit $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 91 MPa ($P_Ü$ = 95 %) weiter zu. Die korrespondierende Auswertung mit fester Neigung m = 3 liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c$ = 80 MPa ($P_Ü$ = 95 %). Auf Grundlage der differenzierteren Auswertungen lässt sich für die vorliegenden Stumpfstöße ohne Dickensprung eine moderate Abhängigkeit des Winkelversatzes auf die Ermüdungsfestigkeit nachweisen.

Wie auch für die Laserstrahlschweißungen sind für die *laserhybridgeschweißten Stumpfstöße mit Blechdickensprung* aus der Literatur keine Versuchsdaten bekannt. Die gemeinsame Auswertung der in Abschnitt 3.5.3 vorgestellten Versuche liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 51 MPa ($P_Ü$ = 95 %) bei freier Neigung der Regressionsgeraden von m = 2,9. Diese ist sogar geringfügig steiler als die in den Regelwerken meist konservativ angenommene feste Neigung von m = 3. Die Auswertung mit fester Neigung liefert eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c$ = 54 MPa ($P_Ü$ = 95 %), die Kerbfall 50 zuzuordnen ist und deutlich unterhalb den Ergebnissen der Stumpfstöße ohne Dickensprung liegt.

Wie auch bei den Stumpfstößen ohne Blechdickensprung kann die vorliegende Datenbasis hinsichtlich des Winkelversatzes auf $\beta \leq 1$ ° weiter eingegrenzt werden. Hieraus resultiert

eine eindeutig höhere Ermüdungsfestigkeit, sowohl unter Annahme einer freien Neigung (m = 2,9) von $\Delta\sigma_{c,mvar}$ = 60 MPa ($P_Ü$ = 95 %) als auch fester Neigung von $\Delta\sigma_c$ = 63 MPa ($P_Ü$ = 95 %). Demnach fällt für die vorliegenden Versuche zum Blechdickensprung der Einfluss des Winkelversatzes auf die Lebensdauer, im Vergleich zum Stumpfstoß ohne Blechdickensprung, noch einmal deutlicher aus.

Wie auch im vorhergehenden Abschnitt werden die Versuchsergebnisse der Blechdickensprünge durch Erhöhung der Spannungsschwingbreiten um den Vergrößerungsfaktor k_m (vgl. Gl. 4.1) mit den Stumpfstößen ohne Dickensprung zusammengeführt. Die Resultate der statistischen Auswertungen sind den beiden unteren Ergebniszeilen von Tabelle 4.2 zu entnehmen. Im Vergleich zu den Auswertungen von ausschließlich Stumpfstößen ohne Blechdickensprung zeigt die kombinierte Auswertung keine wesentlichen Abweichungen. Auffallend ist, dass durch die so vorgenommene Vergrößerung der Datenbasis die Streuung sogar geringfügig niedriger ausfällt. Auch für die vorliegenden laserhybridgeschweißten Stumpfstöße ist somit die Anwendbarkeit von Gl. 4.1 gegeben. Für einen Winkelversatz von $\beta \leq 2$ ° liegt die Ermüdungsfestigkeit unter Annahme einer festen Neigung der Regressionsgeraden bei $\Delta\sigma_c$ = 75 MPa ($P_Ü$ = 95 %) und bestätigt wiederum Kerbfall 71. Bei Einhaltung der strengeren Anforderungen von Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 12932] hinsichtlich des Winkelversatzes von $\beta \leq 1$ ° liefert die Auswertung eine Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c$ = 81 MPa ($P_Ü$ = 95 %) bzw. Kerbfall 80.

Im Hinblick auf die Herleitung einer Bemessungsempfehlung sollte auch bei den laserhybridgeschweißten Stumpfstößen, ohne weitere experimentelle Untersuchungen, die Anwendung des Blechdickensprungs eingeschränkt werden. Ein planmäßiger Kantenversatz ≤ 2 mm ist derzeit nur an der Nahtoberseite erprobt und durch die durchgeführten Schweiß- und Schwingversuche experimentell abgesichert. Die Ausbildung der lokalen Schweißnahtgeometrie bei planmäßigem Kantenversatz an der laserstrahlgeprägten Nahtunterseite wurde bisher nicht untersucht. Darüber hinaus war bisher bei der Mehrzahl der Versuche die MAG-geprägte Nahtoberseite versagenskritisch. Durch Anpassung von Schweißparametern, wie Nahtvorbereitung, MAG-Anteil etc., kann die Ermüdungsfestigkeit an der Oberseite deutlich gesteigert werden (vgl. [Skri18]). Es muss jedoch berücksichtigt werden, dass hieraus auch eine Verlagerung des versagenskritischen Bereichs zur laserstrahlgeprägten Nahtunterseite hin resultieren kann. In jedem Fall ist daher die Ermüdungsfestigkeit laserhybridgeschweißter Stumpfstöße ohne Nachbehandlung auf maximal den Kerbfall von Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff (vgl. Abschnitt 4.2.2) zu beschränken.

4.3 Kerbspannungsbasierte, lokale Bewertung

4.3.1 Grundlagen und durchgeführte Analyse

Beim nennspannungsbasierten Ermüdungsnachweis werden die wesentlichen Einflüsse, wie Kerbschärfe und Imperfektionen, implizit auf der Widerstandsseite erfasst. Zur Einstufung der verschiedensten Konstruktionsdetails setzt dies jedoch einen umfangreichen Kerbfallkatalog voraus, wie bspw. in [DIN EN 1993-1-9] oder in [Hobb16] zu finden ist. Da bei geschweißten Konstruktionsdetails die Ermüdungsfestigkeit wesentlich durch lokale Effekte, insbesondere an den Schweißnahtkerben, beeinflusst wird, ist eine individuelle Betrachtung erstrebenswert. Hierbei hat sich die maximale, linear-elastische Kerbspannung am maßgebenden Schweißnahtübergang als Beanspruchungsgröße etabliert (vgl. Kerbspannungsansätze – Abschnitt 2.4.4). Eine hohe Vorhersagewahrscheinlichkeit der Lebensdauer kann jedoch nur dann erzielt werden, wenn Schweißnahtgeometrie und Imperfektionen hinreichend genau bekannt sind und im Modell abgebildet werden. Da für die komplexen Schweißnahtgeometrien meist keine analytischen Lösungen vorliegen, wird i. d. R. auf numerische FE-Analysen zurückgegriffen.

Zur Anwendung kerbspannungsbasierter Bewertungsansätze für laserstrahl- und laserhybridgeschweißte Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) sind derzeit nur wenige Untersuchungen bekannt. Daher sollen im folgenden Abschnitt die verbreiteten Bewertungsansätze anhand der Ermüdungsversuche an den Kerbdetailproben validiert werden. Aufgrund der umfangreichen Datenbasis liegt der Fokus auf den Stumpfstößen ohne (8 Serien) und mit (6 Serien) Blechdickensprung. Für den konkreten Anwendungsfall werden die verschiedenen Ansätze gegenübergestellt, bewertet und anhand statistischer Auswertungen bisherige Kerbfalleinstufungen bestätigt bzw. ergänzende Bemessungsempfehlungen abgeleitet. Darauf aufbauend wird eine Sensitivitätsanalyse praxisrelevanter Schweißnahtunregelmäßigkeiten im Hinblick auf die Ermüdungsfestigkeit der vorliegenden Verbindungen durchgeführt.

4.3.2 Modellbildung, Randbedingungen und Werkstoffkennwerte

Alle in dieser Arbeit vorgestellten numerischen Berechnungen werden mit dem Finite-Elemente-Programmpaket ANSYS 2022 R2 durchgeführt. Für die in diesem Abschnitt beschriebenen Analysen wird ein linear-elastisches Werkstoffverhalten mit einem E-Modul von E = 210.000 MPa und einer Querkontraktionszahl von ν = 0,3 angesetzt. Es werden sowohl Untersuchungen am räumlichen als auch ebenen Modell durchgeführt. Abbil-

dung 4.3 – mittig zeigt das unter Ausnutzung der Symmetrie entlang der Längsachse geschnittene 3D-Modell. Aus der Symmetrie ergeben sich Randbedingungen entlang der Längsachse. Hierfür werden die Verschiebungen orthogonal zur Symmetrieebene zu null gesetzt. Um Zusatzbeanspruchungen aus dem Probeneinbau in die Prüfmaschine mit zu erfassen, wird der Einbau in der Simulation im 1. Lastschritt abgebildet (vgl. Abbildung 4.3 – oben links). Die Lagerbedingungen ergeben sich aus der Einspannung bzw. den Spannbacken der Prüfmaschine. Die Einspannung wird über die prüfmaschinenspezifische Einspannlänge aufgebaut. Einseitig (oben) werden hierzu über die Einspannlänge die Verschiebungen in Y- und Z-Richtung zu null gesetzt (≙ fester Einspannung). Auf der gegenüberliegenden Seite (unten) wird zunächst eine Verdrehung entgegen dem Winkelversatz β aufgebracht und anschließend die Verschiebung in Z-Richtung festgehalten (≙ Schiebehülse). Das Aufbringen der Verdrehung erfolgt über ein APDL-Skript, indem die Knoten der Einspannfläche auf eine Referenzebene, parallel zur gegenüberliegenden Einspannfläche, verschoben werden. Die planmäßige Beanspruchung durch Ober- bzw. Unterlast erfolgt in den nachfolgenden Lastschritten an der unteren Stirnseite der Probe.

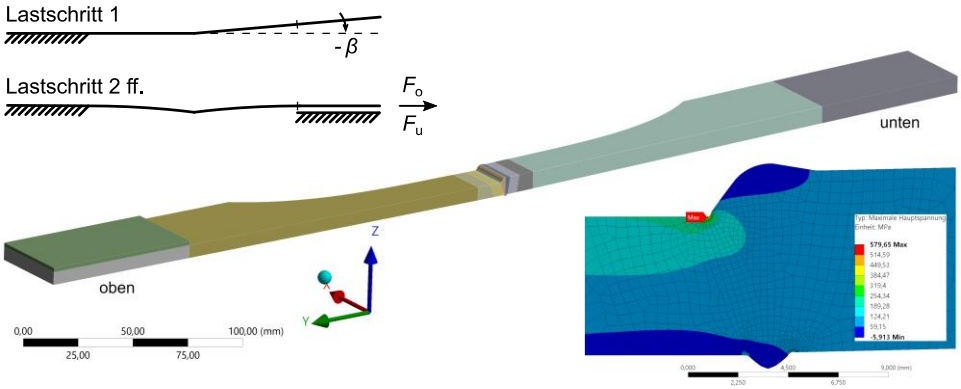


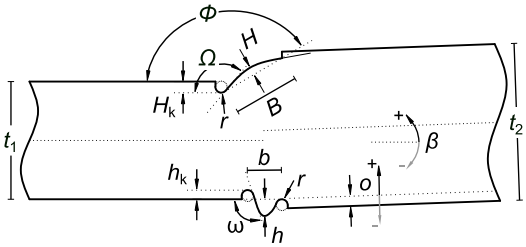
Abbildung 4.3: 3D-Modell (mittig), schematische Darstellung der lastschrittabhängigen Lagerbedingungen (links oben) sowie exemplarische Vernetzung und Kerbspannungsberechnung für r_{ref} = 0,3 mm im Schweißnahtbereich (rechts unten)

Das Modell ist mit Fokus auf der lokalen Schweißnahtgeometrie parametrisiert. Tabelle 4.3 gibt einen Überblick der berücksichtigten Geometriegrößen. Sowohl an der Ober- als auch an der Unterseite ist die Schweißnaht durch Bogensegmente idealisiert und bietet die Möglichkeit Nahtbreite, Nahthöhe und Nahtflankenwinkel parametrisiert abzubilden. Zudem kann an den Schweißnahtübergängen die Unregelmäßigkeit Einbrandkerbe bzw. Wurzelkerbe berücksichtigt werden. Zur genauen Abbildung des einseitigen Blechdickensprungs an der Oberseite wird zudem der Hilfsparameter Nahtneigungswinkel eingeführt.

Darüber hinaus werden ein individueller Ausrundungsradius, Winkel- und Kantenversatz sowie Einspannlänge und ein mögliches Futterblech im Einspannbereich berücksichtigt.

Tabelle 4.3: Geometriegrößen der parametrisierten Stumpfstoßverbindung

global	t_1	Blechdicke Bauteil 1	[mm]
	t_2	Blechdicke Bauteil 2	[mm]
	β	Winkelversatz	[°]
	o	Kantenversatz (unplanmäßig)	[mm]
	l_e	Einspannlänge	[mm]
	t_e	Dicke d. Futterblechs	[mm]
Nahtoberseite	B	Breite	[mm]
	H	Überhöhung	[mm]
	Ω	Flankenwinkel	[°]
	Φ	Neigungswinkel	[°]
	H_k	Tiefe d. Einbrandkerbe	[mm]
	r	Ausrundungsradius	[mm]
Nahtunterseite	b	Breite	[mm]
	h	Überhöhung	[mm]
	ω	Flankenwinkel	[°]
	h_k	Tiefe d. Wurzelkerbe	[mm]



Zur Ermittlung der Kerbspannungen an den Kleinprüfkörpern werden die serienbezogenen, lokalen Schweißnahtabmessungen aus Anhang C.2 – Tabelle C.1 verwendet. Diese entsprechen einem serienbezogenen Mittelwert und werden anhand von Querschliffen bestimmt. Aufgrund größerer Streuung bei den laserhybridgeschweißten Stumpfstößen ohne Blechdickensprung aus S1100QL werden hier für jedes Mutterblech separate Eingangsdaten verwendet. Darüber hinaus werden der Kanten- und der Winkelversatz probenspezifisch angesetzt. Die Werte sind in Anhang B.2 dokumentiert.

Ein Abgleich mit stichprobenweise durchgeführten Dehnungsmessungen zeigt, dass durch die beschriebene Abbildung des Einspannvorgangs (Lastschritt 1), unter Annahme einer starren Einspannung, mit zunehmendem Winkelversatz die Biegespannungsanteile in der Simulation überschätzt werden. Gründe hierfür liefern einerseits eine in der Realität nicht unendlich große Steifigkeit der Prüfmaschine sowie andererseits lokale plastische Verformungen der Probe. Um dennoch den Modellierungsaufwand der Einspannung in einem vertretbaren Rahmen zu halten, wird für die Kerbspannungsberechnungen ein pragmatischer Ansatz verfolgt. Aufgrund des nur niedrigen bis moderaten Winkelversatzes der Proben konnte trotz starrer Einspannung der Probe in der Simulation durch Reduktion des Eingangswerts auf 0,8 β über den relevanten Parameterbereich eine hohe Übereinstimmung mit den experimentellen Dehnungsmessungen erzielt werden.

4.3.3 Bewertungsansätze

Wie beschrieben, wurden bisher die verbreiteten Kerbspannungsansätze für die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen aufgrund fehlender Versuchsdaten nicht umfassend validiert. Die in dieser Arbeit betrachteten Ansätze sind in Tabelle 4.4 mit deren wesentlichen Merkmalen zusammengetragen. Die Ansätze 1 bis 3 sind in Anlehnung an [DVS 0905] gewählt, basieren auf dem Konzept des fiktiven Ersatzradius (vgl. Abschnitt 2.4.4) und unterscheiden sich in erster Linie hinsichtlich des verwendeten Ersatzkerbradius r_{ref}. Als Bewertungsgrundlage bzw. Beanspruchungsgröße wird die direkt im Kerbgrund ermittelte, betragsmäßig maximale, fiktive, elastische Kerbspannung $\Delta\sigma_{\mathrm{k,1}}$ herangezogen. Die Ansätze 4a und 4b basieren auf dem Konzept der Mikrostützwirkung und berücksichtigen explizit Stützeffekte im Kerbbereich. Als Beanspruchungsgröße wird die durch Spannungsmittelung entlang der Ersatzstrukturlänge ρ^* berechnete effektive Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{\mathrm{eff}}$ herangezogen (vgl. Abbildung 2.17). Analog zur Vorgehensweise in [Bau+15] wird bei diesen beiden Ansätzen der Kerbradius im Modell konservativ mit r = 0,05 mm abgeschätzt.

Bei den Varianten mit Ersatzkerbradius r_{ref} = 1,0 mm und r_{ref} = 0,3 mm wird die Kerbspannungsberechnung am räumlichen Modell durchgeführt. Aufgrund des hohen Detaillierungsgrads sowie des großen Diskretisierungs- und Rechenaufwands beim Kerbradius von r = 0,05 mm werden hier ebene Modelle herangezogen. Die Modelle entsprechen einem Schnitt entlang der Probenlängsachse bzw. der Symmetrieebene. Für die Berechnungen am 2D-Modell wird ein ebener Dehnungszustand angenommen. Vergleichsrechnungen zwischen räumlichem und ebenem Modell zeigen für moderaten Winkelversatz eine hohe Übereinstimmung bei den Kerbspannungsberechnungen. Darüber hinaus sind in Tabelle 4.4 die wesentlichen Eigenschaften der für die Diskretisierung verwendeten Elemente zusammengefasst. Die Wahl der Elementgröße im Kerbgrund und deren sukzessive Abstufung ist anhand von Konvergenzstudien bestimmt. In jedem Fall sind die Mindestwerte der Diskretisierungsempfehlungen aus [DVS 0905] eingehalten.

Sofern verfügbar, sind im unteren Bereich von Tabelle 4.4 Referenzwerte der Widerstandsseite angegeben. Für die Ansätze auf Grundlage eines fiktiven Ersatzradius sind die Werte aus [DVS 0905] entnommen. Bei den beiden Ansätzen mit kleineren Ersatzkerbradien (r_{ref} = 0,3 mm und r_{ref} = 0,05 mm) wird die auf der Beanspruchungsseite unvollständige Berücksichtigung von Stützeffekten durch eine Differenzierung der charakteristischen Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit der Kerbart (Nahtübergang oder Nahtwurzel) kompensiert. Die theoretische Herleitung hierzu ist in Abschnitt 2.4.4 sowie in [Baum17] beschrieben. Die Neigung der Bemessungswöhlerlinie ist für Blechdicken $t \geq 7$ mm auf m = 3 und für $t < 7$ mm auf m = 5 festgelegt. Betrachtet man die hierfür zugrundeliegende Datenbasis (vgl. [Baum17]), so ist mit abnehmender Blechdicke eine Abnahme der Wöhlerliniennei-

gung nachweisbar. Die Neigungen der zugrundeliegenden Versuchsserien unterliegen jedoch starken Streuungen und der Übergang erscheint fließend. Die Übergangsblechdicke von 7 mm ist demnach pragmatisch gewählt und die Wöhlerlinienneigung kann insbesondere im Übergangsbereich variieren.

Tabelle 4.4: Übersicht der untersuchten Bewertungsansätze auf Grundlage linear-elastischer Kerbspannungen

Ansatz	**1**	**2**	**3**	**4a**	**4b**
Konzept	fiktiver Ersatzradius			Mikrostützwirkung	
Bewertungs-grundlage	Maximale im Kerbgrund wirkende, fiktive, elastische Hauptspannung: $\Delta\sigma_{k,1}$			Über die Ersatzstrukturlänge ρ^* gemittelte Hauptspannung: $\Delta\sigma_{eff}$	
Kerbradius	r_{ref} = 1,0 mm	r_{ref} = 0,3 mm	r_{ref} = 0,05 mm	r = 0,05 mm	r = 0,05 mm
Mikrostütz-wirkung	implizit berück. (ρ^* = 0,4 mm)	teilw. implizit berücksichtigt	nein	explizit berück. (ρ^* = 0,4 mm)	explizit berück. (ρ^* = 0,25 mm)
Modell	3D		2D[1)]		
Idealisierung des Kerbgrunds[2)]	ohne Hinterschnitt	mit Hinterschnitt	mit Hinterschnitt	mit Hinterschnitt	mit Hinterschnitt
Elemente					
Elementtyp	SOLID186 & SOLID187 [ANSY22]		PLANE183 [ANSY22]		
Ansatzfunktion	quadratisch				
Elementlänge im Kerbradius	0,12 mm	0,04 mm	6,7 µm	6,7 µm	6,7 µm
Referenz	[DVS 0905]			in Anlehnung an [Bau+15], [Baum17] und [DVS 0905]	
$\Delta\sigma_c$ (bzw. FAT)	225	SNÜ[3)]: 300 SNW[3)]: 340	SNÜ[3)]: 500 SNW[3)]: 630	160	-
m	$t \geq 7$ mm: 3 $t < 7$ mm: 5			$t \geq 5$ mm: 3 $t < 5$ mm: 5	-

[1)] Unter Annahme eines ebenen Dehnungszustands
[2)] Unterschiedliche Idealisierungsvariante der Schweißnahtkerbe (vgl. [DVS 0905])
[3)] SNÜ: Schweißnahtübergang / SNW: Schweißnahtwurzel

Für die Konzepte auf Grundlage der Mikrostützwirkung (Ansatz 4a und 4b) sind weitaus weniger Referenzwerte bekannt. Für Stahlwerkstoffe mit $R_{p0,2}$ < 800 MPa, vorwiegender Normalbeanspruchung und einer vorgegebenen Ersatzstrukturlänge von ρ^* = 0,4 mm wird

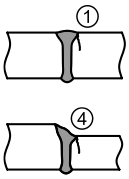
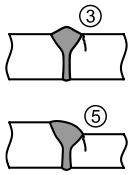
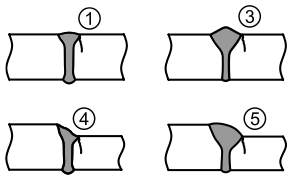
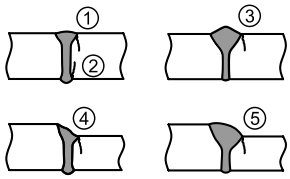
in [Bau+15] FAT 160 empfohlen. Ansatz 4b berücksichtigt eine reduzierte Ersatzstrukturlänge von $\rho^* = 0{,}25$ mm und greift die Hypothese einer geringeren Stützwirkung der hier betrachteten sehr feinkörnigen Werkstoffgefüge auf.

4.3.4 Ergebnisse der Kerbspannungsberechnungen

Die Ergebnisse der Kerbspannungsberechnungen für die vorliegenden Stumpfstöße ohne und mit Blechdickensprung sind, basierend auf den vorgestellten Ansätzen, in Tabelle 4.5 zusammengetragen. Für die statistischen Auswertungen sind die Ergebnisse stufenweise, unabhängig von den vier verwendeten Grundwerkstoffen, zusammengefasst. In Zeile A.1 bis A.3 sind zunächst die Versuche getrennt nach dem Schweißverfahren (Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff bzw. Laserstrahl-MSG-Hybrid) und differenziert nach dem Versagensort (Nahtoberseite bzw. -unterseite) ausgewertet. Fortfolgend sind in Zeile B.1 die Ergebnisse verfahrensübergreifend für den Versagensort Nahtoberseite zusammengefasst. Schließlich sind bei den Auswertungen in Zeile C alle gefilterten Ergebnisse verfahrens- und versagensortunabhängig berücksichtigt. Für den vorliegenden Anwendungsfall erscheint eine versagensortunabhängige Auswertung sinnvoll, da die lokale Schweißnahtgeometrie an der Unterseite vielmehr einer Nahtübergangskerbe entspricht. Dagegen ist eine Wurzelkerbe durch einen deutlich kleineren Kerböffnungs- bzw. Nahtflankenwinkel charakterisiert. Ein typisches Beispiel hierzu stellt die Wurzelkerbe beim nicht durchgeschweißten Kreuzstoß dar.

Für die verschiedenen Datensätze sind in Tabelle 4.5 die wesentlichen Kennwerte angegeben. Die statistische Auswertung erfolgt, wie auch die nennspannungsbasierten Auswertungen, auf Grundlage des Prognoseintervalls (vgl. Abschnitt 2.4.2). Ausgehend von der bereits bei der serienbezogenen Auswertung gefilterten Datenbasis (vgl. Abschnitt 3.5 und Anhang B.2) werden für die Kerbspannungsauswertung die Filterkriterien wie folgt erweitert. Grundsätzlich lässt sich jeder Ermüdungsversuchsserie ein maßgebender Versagensort zuordnen. Einzelne Ausreißer lassen auf eine lokal abweichende Schweißnahtgeometrie schließen. Dies lässt sich jedoch mit der in Abschnitt 4.3.2 beschriebenen Vorgehensweise, bei der die serienbezogene Schweißnahtgeometrie als Durchschnittswert berücksichtigt wird, nicht erfassen. Auf Grundlage der fehlenden Abbildbarkeit von nicht systematischen Unregelmäßigkeiten werden diese Versuchsergebnisse bei der vorliegenden kerbspannungsbasierten Auswertung nicht berücksichtigt. Anhand der Kerbspannungsberechnungen lassen sich zudem einzelne Versuche eindeutiger dem Langzeitfestigkeitsbereich zuordnen. Um die Aussagekraft der statistischen Auswertung für den Zeitfestigkeitsbereich weiter zu verbessern, werden daher die wenigen Versuche im Übergangsbereich zwischen Zeit- und Langzeitfestigkeit zusätzlich aussortiert.

Tabelle 4.5: Statistische Auswertungen der linear-elastischen Kerbspannungsberechnungen (Nachrechnung der Schwingversuche aus Abschnitt 3.5)

	Ansatz	**1**	**2**	**3**	**4a**	**4b**
	r_{ref} [mm]	1,0	0,3	0,05	0,05	0,05
	ρ^* [mm]				0,4	0,25
A.1 - Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff - Schweißnahtoberseite bzw. -übergang						
	**Versuchsanzahl**	45				
	$\Delta\sigma_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	252,2	368,8	654,6	204,5	234,8
	[MPa] ($P_Ü$=95%)	204,4	289,2	499,4	163,4	185,2
	m_{var}	3,21	3,15	3,13	3,18	3,16
	$1:T_\sigma$	1,36	1,43	1,48	1,39	1,41
A.2 - Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff - Schweißnahtunterseite bzw. (-wurzel)						
	Versuchsanzahl	24				
	$\Delta\sigma_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	228,0	322,0	520,2	178,3	199,4
	[MPa] ($P_Ü$=95%)	182,8	253,8	409,8	143,3	159,8
	m_{var}	3,18	3,15	3,16	3,17	3,17
	$1:T_\sigma$	1,34	1,36	1,37	1,33	1,34
A.3 - Laserstrahl-MSG-Hybrid - Schweißnahtoberseite bzw. -übergang						
	**Versuchsanzahl**	70				
	$\Delta\sigma_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	210,2	324,2	607,6	172,3	203,5
	[MPa] ($P_Ü$=95%)	161,8	263,0	478,7	137,5	163,0
	m_{var}	2,95	2,98	2,99	2,97	2,97
	$1:T_\sigma$	1,48	1,37	1,43	1,40	1,39
B.1 - Verfahrensübergreifend - Schweißnahtoberseite bzw. -übergang						
	**Versuchsanzahl**	115				
	$\Delta\sigma_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	224,7	340,0	625,3	183,3	214,5
	[MPa] ($P_Ü$=95%)	175,3	271,5	489,3	145,1	170,2
	m_{var}	3,03	3,04	3,04	3,04	3,04
	$1:T_\sigma$	1,46	1,41	1,45	1,43	1,42
C - Verfahrensübergreifend und unabhängig vom Versagensort						
	**Versuchsanzahl**	139				
	$\Delta\sigma_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	224,4	335,4	594,7	181,6	210,3
	[MPa] ($P_Ü$=95%)	176,6	266,7	448,2	144,0	165,6
	m_{var}	3,05	3,05	3,02	3,05	3,04
	$1:T_\sigma$	1,44	1,42	1,54	1,42	1,44
	$\Delta\sigma_{c,m=3,0}$ ($P_Ü$=95%)	**173,0**	**261,3**	**446,8**	**141,1**	**162,7**
	$\Delta\sigma_{c,m=5,0}$ ($P_Ü$=95%)	230,0	344,1	607,8	186,2	215,6

Um einen direkten Vergleich der verschiedenen Datengruppen sicherzustellen, erfolgt die Ergebnisdarstellung in Tabelle 4.5 unter Annahme einer variablen Neigung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich. Für die vorliegenden Datengruppen liegen die freien Neigungen der Regressionsgeraden bei $2{,}95 \leq m_{\mathrm{var}} \leq 3{,}21$ und damit nahe der üblicherweise für kerbscharfe Schweißdetails angenommenen festen Neigung von $m = 3$. Hinsichtlich der Neigungen ergeben sich zwischen den untersuchten Bewertungsansätzen keine wesentlichen Unterschiede. Die Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_{\mathrm{c,mvar}}$ bei $N_{\mathrm{c}} = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen ist für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\mathrm{Ü}} = 50$ % und $P_{\mathrm{Ü}} = 95$ % angegeben. Mit Ausnahme von Ansatz 4b liegen alle Werte wenig bis moderat unterhalb der in Tabelle 4.4 angegebenen Referenzwerte. Eine im Vergleich zum Referenzwert zu niedrige Ermüdungsfestigkeit würde zu einer unsicheren Auslegung der betrachteten Verbindungen führen. Die größte Unterschreitung der Ermüdungsfestigkeit liefert Ansatz 1 ($r_{\mathrm{ref}} = 1{,}0$ mm) für die Laserhybridschweißungen mit Versagen ausgehend von der Nahtoberseite (Gruppe A.3), welche 28 % unterhalb der Referenzkerbfallklasse FAT 225 liegt. Grundsätzlich ist die Unterschätzung, unabhängig vom Datensatz, bei Ansatz 1 am deutlichsten ausgeprägt. Als Grund kann der im Verhältnis zu den Schweißnahtabmessungen große Referenzradius von $r_{\mathrm{ref}} = 1{,}0$ mm aufgeführt werden. Durch die Idealisierung bzw. Ausrundung der Schweißnahtkerben geht insbesondere bei den laserstrahlgeprägten Nahtbereichen die Charakteristik und auch teilweise die Kerbschärfe der lokalen Nahtgeometrie verloren. Weiter kann die bei Ansatz 1 angewandte Idealisierung der Schweißnahtkerbe ohne Hinterschnitt angeführt werden, welche zusätzlich zu moderat niedrigeren Kerbspannungen führt (vgl. [DVS 0905]). Für die Varianten mit bekannten Referenzwerten liefern Ansatz 2 ($r_{\mathrm{ref}} = 0{,}3$ mm) und Ansatz 4a (Mikrostützwirkung über $\rho^* = 0{,}4$ mm) die höchsten Übereinstimmungen mit einer Unterschreitung der Ermüdungsfestigkeit um maximal 15 % ($r_{\mathrm{ref}} = 0{,}3$ mm bei Gruppe A.2). Verfahrensübergreifend und versagensortunabhängig (Gruppe C) liegt die Ermüdungsfestigkeit hier 10 % unterhalb des jeweiligen Referenzkerbfalls.

Die Ergebnisse decken sich mit den Kerbspannungsauswertungen von [Ped+10] an einer umfangreichen Versuchsdatenbasis verschiedener Kerbdetails. Auf Grundlage dieser Untersuchungen scheint bei dünnen, flexiblen Stumpfnähten FAT 225 ($r_{\mathrm{ref}} = 1{,}0$ mm) zu progressiv zu sein. [Ped+10] empfiehlt für dünne Blechdicken entweder eine Reduktion der Wöhlerlinienneigung auf $m = 5$ oder die Erhöhung der Mindestnahtformzahl $K_{\mathrm{w,min}}$ (vgl. [DVS 0905]) von 1,6 auf 2,0. Unter Annahme einer flacheren, festen Neigung von $m = 5$ liegen die mit allen Ansätzen ermittelten Ermüdungsfestigkeiten oberhalb der Referenzkerbfälle (vgl. Tabelle 4.5 – letzte Zeile). Die Unterschiede bei der Wöhlerlinienneigung zeigen sich jedoch insbesondere bei hohen Lasthorizonten, wie Abbildung 4.4 exemplarisch für die FAT 300 ($r_{\mathrm{ref}} = 0{,}3$ mm) zeigt. Betrachtet man die in Abbildung 4.4 dargestellten Einzelversuche, dann wird deutlich, dass bei $m = 5$ bei hohen Lasthorizonten das Potenzial der Verbindungen nicht voll ausgeschöpft werden kann. Aufgrund der variablen Neigung nahe $m = 3$ und im Hinblick auf den Anwendungsbereich der Verbindungen wäre

daher anstelle einer Reduktion der Wöhlerlinienneigung eine moderate Herabsetzung des Kerbfalls eine adäquate Vorgehensweise.

Einen Erklärungsansatz für die niedrigere Ermüdungsfestigkeit kann das Werkstoffgefüge der vorliegenden Feinkornbaustähle liefern. Aufgrund der speziellen Legierungs- bzw. Werkstoffkonzepte sowie der sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten beim Laserstrahl- und Laserhybridschweißen ist auch das Gefüge in der Schweißzone feinkörniger. Aus dem feinkörnigeren Gefüge resultiert nach [Neub68] eine geringere Mikrostützwirkung in der Schweißnahtkerbe bzw. eine höhere Kerbempfindlichkeit. Diese versucht Bewertungsansatz 4b durch eine Reduktion der Ersatzstrukturlänge abzubilden. Für die bei Ansatz 4b verwendete geringere Ersatzstrukturlänge von $\rho^* = 0{,}25$ mm wird der nach [Bau+15] empfohlenen Kerbfalls 160 ($m = 3$) für alle Datensätze wieder erreicht.

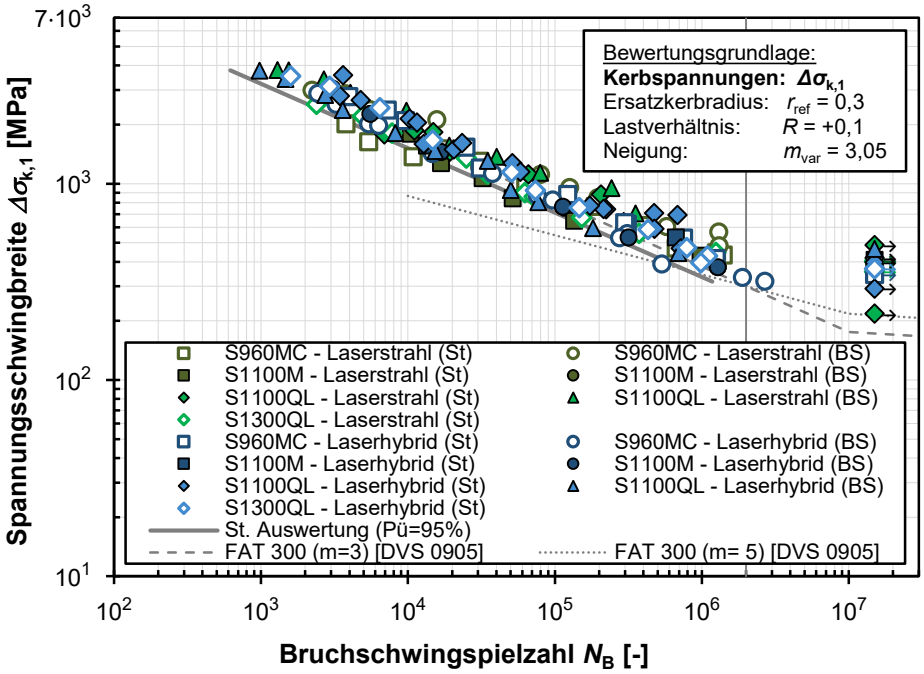


Abbildung 4.4: Ergebnisse der Kerbspannungsberechnungen ($r_{ref} = 0{,}3$ mm) im Wöhlerdiagramm (St: Stumpfstoß / BS: Blechdickensprung) sowie verfahrensübergreifende und versagensortunabhängige Auswertung (Gruppe C; dunkelgraue Linie)

Die Gegenüberstellung der verschiedenen Ansätze in Tabelle 4.5 wird durch Angabe der Streuspanne T_σ (vgl. Gl. 3.1) vervollständigt. Unabhängig vom Datensatz liegt die Streuung zwischen $1{,}33 \leq 1{:}T_\sigma \leq 1{,}54$ und zeigt keine eindeutigen Ausreißer. Mit dem Fokus

auf einer einheitlichen Bemessungsempfehlung (Master-Wöhlerlinie) ist insbesondere die verfahrensübergreifende und versagensortunabhängige Auswertung (Gruppe 3) relevant. Hier zeigt der Ansatz 2 mit einem fiktiven Ersatzradius von $r_{ref} = 0{,}3$ mm die geringste Streuung. Auch treten bei dieser Variante für die spezifischeren Datensätze keine erheblichen Abweichungen sowohl hinsichtlich der Streuung als auch der Ermüdungsfestigkeit auf. Bestätigt wird dieser Eindruck auch durch die Darstellung der einzelnen Versuche im Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 4.4), bei welcher keine Schweißverfahrensvariante und keine Einzelserie wesentlich vom vorliegenden Streuband abweicht. Dies zeigt, dass Ansatz 2 in der Lage ist, die hier vorliegenden Randbedingungen gleichermaßen gut abzubilden. Für die vorliegenden Randbedingungen, wie Blechdicke und Schweißnahtabmessungen, stellt Ansatz 2 zudem einen guten Kompromiss zwischen Detaillierungsgrad und Modellierungsaufwand dar.

Für Ansatz 1 ($r_{ref} = 1{,}0$ mm) ist der geringste Modellierungs- und Diskretisierungsaufwand erforderlich. Aufgrund des größeren Ersatzradius bzw. Ausrundungsradius kann jedoch nicht sichergestellt werden, dass für den vorliegenden Anwendungsfall die Charakteristik der Schweißnahtkerbe repräsentativ abgebildet werden kann. Die zwischen den verschiedenen Datengruppen variierende Streuspanne und die teilweise im Vergleich zum Referenzkerbfall nochmals deutlich niedrigeren Ermüdungsfestigkeiten sprechen hierfür. Dagegen ist für die Anwendung des Ersatzkerbradius von $r_{ref} = 0{,}05$ mm (Ansatz 3) ein erheblich höherer Diskretisierungs- und Rechenaufwand notwendig. Bei größeren Bauteilen kann zwar durch Anwendung der Submodellmethode (vgl. [DVS 0905]) der Rechenaufwand reduziert werden, dafür steigt wiederum der Modellierungsaufwand. Außerdem bildet der Ansatz keine Stützeffekte ab, was sich bei den vorliegenden Datensätzen insbesondere in einer variierenden Ermüdungsfestigkeit zeigt. Durch Spannungsmittelung entlang einer Ersatzstrukturlänge (Ansatz 4a und 4b) können die Spannungsverteilung im Kerbbereich und Stützeffekte direkt berücksichtigt werden. Die Ermittlung der effektiven Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{eff}$ erfordert jedoch einen weiteren Auswerteschritt und ist bisher nicht standardmäßig in kommerzielle FE-Software integriert.

Darüber hinaus wurde für Ansatz 2 ($r_{ref} = 0{,}3$ mm) die Abbildbarkeit verschiedener ermüdungsrelevanter Geometriegrößen überprüft. In Abbildung 4.5 ist hierfür die unter Annahme einer festen Neigung von $m = 3$ auf $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspiele normierte Kerbspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{k,no}$ über der jeweiligen Geometriegröße aufgetragen. Die serienbezogene farbliche Darstellung der Datenpunkte ist analog zu Abbildung 4.4 gewählt. Exemplarisch sind in Abbildung 4.5 die ermüdungsrelevanten Geometriegrößen Einbrandkerbe H_k (vgl. Abbildung 4.5 – links) und Kantenversatz o_{RI} am versagensrelevanten Schweißnahtübergang (vgl. Abbildung 4.5 – rechts) dargestellt. Letzterer bezieht sich auf den am Rissausgangsort tatsächlich gemessenen Kantenversatz und ist speziell bei den Blechdickensprüngen nicht mit dem unplanmäßigen Kantenversatz o (vgl. Tabelle 4.3) zu verwechseln. Für die Darstellung zur Einbrandkerbe sind nur Versuche mit Versagen

ausgehend von der Nahtoberseite, d. h. dem Nahtübergang der Einbrandkerbe berücksichtigt (Tabelle 4.4 – Gruppe 2). Auf diese Versuche bezieht sich auch die Darstellung des Prognoseintervalls (gestrichelte Linien). Sowohl für die Geometriegröße Einbrandkerbe als auch für den Kantenversatz zeigen sich keine eindeutigen Tendenzen über den vorliegenden Parameterbereich. Dies lässt darauf schließen, dass der Bewertungsansatz in der Lage ist, den ermüdungsrelevanten Einfluss dieser Größen hinreichend genau abzubilden. Dagegen ließe bspw. ein tendenzieller Anstieg der normierten Kerbspannungen mit Zunahme der Geometriegröße auf eine Überschätzung des Einflusses dieser Größe durch den Bewertungsansatz schließen. Die nach der Theorie bei Verwendung eines Ausrundungsradius r_{ref} = 0,3 mm nur teilweise Berücksichtigung von Stützeffekten (vgl. Abschnitt 2.4.4) scheint im vorliegenden Anwendungs- und Parameterbereich kein Problem darzustellen. Die verbleibende Streuung der Versuchsdaten ist auf Einflüsse zurückzuführen, welche nicht durch das verwendete Modell abgedeckt werden, wie Unregelmäßigkeiten der lokal variierenden Schweißnahtgeometrie.

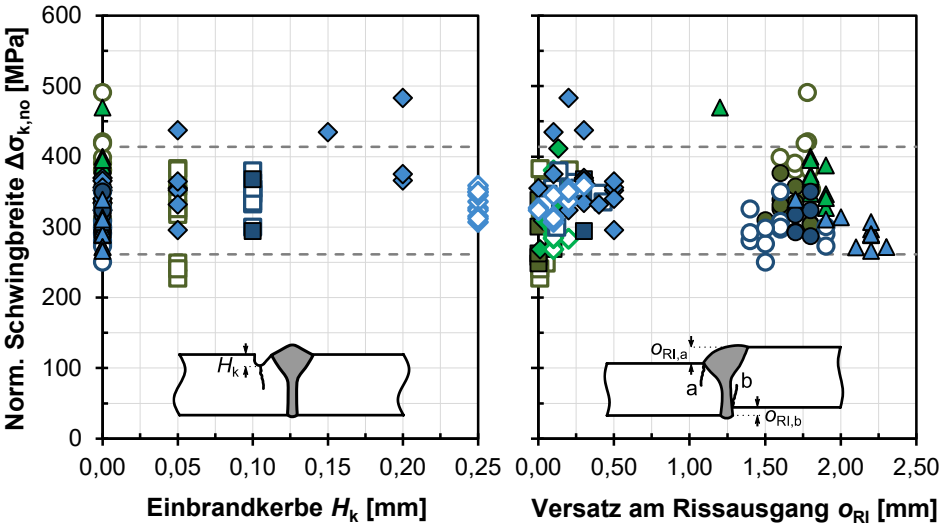


Abbildung 4.5: Abbildbarkeit von Einbrandkerben (links) und Kantenversatz am Rissausgangsort (rechts) durch Bewertungsansatz 2 (r_{ref} = 0,3 mm) – gestrichelte Linien: Prognoseintervall ($P_Ü$ = 5 % und 95 %; m = 3)

4.3.5 Einfluss einzelner Geometriegrößen

Im vorhergehenden Abschnitt wurde die Anwendbarkeit der Kerbspannungsbewertung mit $r_{ref} = 0{,}3$ für die vorliegenden Verbindungen belegt. Anhand einer Sensitivitätsanalyse soll nun der Einfluss einzelner Geometriegrößen auf die Ermüdungsfestigkeit systematisch untersucht werden. In Anlehnung an [Sie+10] wird eine lokale Sensitivitätsanalyse durchgeführt, bei der der Einfluss der Änderung einer der Eingangsvariablen auf die Ermüdungsfestigkeit der simulierten Verbindungen untersucht wird. Die Sensitivität wird für die vorliegenden Stumpfstoßverbindungen differenziert nach Schweißverfahren und Blechdickensprung bewertet. In der Parameterstudie werden nur Unregelmäßigkeiten untersucht, welche durch die vorliegende Versuchsdatenbasis abgedeckt sind. Tabelle 4.6 liefert eine nach dem Konstruktionsdetail gegliederte Übersicht des untersuchten Parameterbereichs. Der konstruktionsdetailbezogene Referenzwert ist als serienübergreifender Mittelwert der in Anhang C.2 – Tabelle C.1 dokumentierten Schweißnahtabmessungen abgeleitet. Minimal- und Maximalwerte der Unregelmäßigkeiten sind grundsätzlich auf Grundlage von Bewertungsgruppe B des jeweils geltenden Regelwerks (Laserstrahlschweißen: [DIN EN ISO 13919-1] bzw. Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen: [DIN EN ISO 12932]) festgelegt. Der korrespondierende Grenzwert nach Regelwerk ist zudem in den Zeilen „Norm“ angegeben. Abweichungen von BG B sind in Tabelle 4.6 dokumentiert und in der Fußzeile begründet. Zudem sind alle Schweißnahtgeometrien der Parameterstudie auf die Realisierbarkeit innerhalb der schweißverfahrensspezifischen Anwendungsgrenzen geprüft. So wird bspw. bei den Blechdickensprüngen an der Schweißnahtoberseite anstelle des Grenzwerts nach BG B ($\Omega \leq 150$ °) der Grenzwert nach BG C ($\Omega \leq 110$ °) herangezogen. Hier zeigen die Schweißversuche, dass der Nahtflankenwinkel nach BG B ohne Schweißnahtnachbehandlung in der Fertigungspraxis nicht reproduzierbar umsetzbar ist.

Die Parameterstudie wird am räumlichen Modell entsprechend der in den vorhergehenden Abschnitten beschriebenen Modellbildung, der Simulationsschritte und der Vorgaben nach Tabelle 4.4 – Ansatz 2 durchgeführt. Für die Sensitivitätsanalyse der jeweiligen Geometriegröße auf die Ermüdungsfestigkeit werden alle anderen Einflussgrößen weitestgehend konstant gehalten (Abweichungen siehe Tabelle 4.6). Mit Ausnahme der Analysen zum Winkelversatz werden die Berechnungen für eine Nennspannungsschwingbreite von $\Delta\sigma_n = 500$ MPa durchgeführt. Bei vorliegendem Winkelversatz treten beim Einspannvorgang zusätzliche Beanspruchungen auf, welche sich in Abhängigkeit des Lastniveaus unterschiedlich auf die maßgebende Beanspruchung in der Schweißnahtkerbe auswirken können. Um den gesamten praxisrelevanten Anwendungsbereich der Verbindungen abzudecken, wird deshalb für die Untersuchungen zum Winkelversatz sowohl eine hohe ($\Delta\sigma_n = 1000$ MPa) als auch eine niedrige ($\Delta\sigma_n = 100$ MPa) Nennspannungsschwingbreite berücksichtigt.

Tabelle 4.6: Geometrische Eingangsparameter P_i für die kerbspannungsbasierte Parameterstudie

	Nahtoberseite				***Nahtunterseite***					
	B [mm]	***H*** [mm]	***Ω*** [°]	H_k [mm]	***b*** [mm]	***h*** [mm]	***ω*** [°]	h_k [mm]	***o*** [mm]	***β*** [mm]
Stumpfstoß – Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff (Blechdicken: $t_1 = t_2 = 8{,}0$ mm)										
Ref.	2,7	0,25	160	0,00	2,1	0,55	135	0,00	0,10	0,0
min		0,10	150	0,00		0,30	150	0,00	-0,80	-1,0
max		0,55[1)]	170	0,40		1,40[4)]	170	0,50	0,80	1,0
Norm		1,40	150	0,40		1,40	150	0,50	0,80	1,0
Stumpfstoß – Laserstrahl-MSG-Hybrid (Blechdicken: $t_1 = t_2 = 8{,}0$ mm)										
Ref.	5,0	1,30	135	0,10	2,1	0,60	125	0,00	0,20	0,0
min		0,60	150	0,00		0,30	150	0,00	-0,80	-1,0
max		1,50	170[2)]	0,40		1,63[4)]	160	0,40	0,80	1,0
Norm		1,50	-	0,40		1,63	-	0,40	0,80	1,0
Blechdickensprung – Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff (Blechdicken: $t_1 = 6{,}0$ mm / $t_2 = 8{,}0$ mm)										
Ref.	2,3	0,20	125	0,00	2,4	0,70	135	0,00	-0,20	0,0
min		0,10	110	0,00		0,30	150	0,00	-0,60	-1,0
max		0,50[1)]	150	0,30		1,10[4)]	170	0,50	0,60	1,0
Norm		1,10	110[3)]	0,30		1,10	150	0,50	0,60	1,0
Blechdickensprung – Laserstrahl-MSG-Hybrid (Blechdicken: $t_1 = 6{,}0$ mm / $t_2 = 8{,}0$ mm)										
Ref.	5,5	1,35	115	0,00	1,9	0,60	135	0,00	-0,10	0,0
min		0,60	110	0,00		0,30	150	0,00	-0,60	-1,0
max		1,55	150	0,30		1,57[4)]	160	0,30	0,60	1,0
Norm		1,55	-	0,30		1,57	-	0,30	0,60	1,0

[1)] Maximalwert kleiner Grenzwert BG B gewählt, da Grenzwert BG B nicht praxisrelevant
[2)] Bereits ab $\Omega \approx 160$ ° ist auch eine deutliche Reduktion von H notwendig
[3)] Beim Blechdickensprung werden hier die Grenzen nach BG C angesetzt, da BG B ($\Omega \geq 150$ °) im Zustand "wie geschweißt" nicht reproduzierbar umsetzbar
[4)] Ab $h \approx 0{,}90$ mm muss auch der Flankenwinkel ω sukzessive angepasst werden ($\omega_{min} \geq 115$ °)

Die lokale Sensitivität kann in Anlehnung an [Sie+10], wie in [Weid20] gezeigt, auf eine Kerbspannungsbetrachtung adaptiert und nach Gl. 4.2 berechnet werden. Demnach wird die lokale Sensitivität aus dem Quotienten der Differenz zwischen den Extremwerten der

Kerbspannungen infolge Variation des jeweiligen Eingangsparameters P_i und der Referenzkerbspannung gebildet.

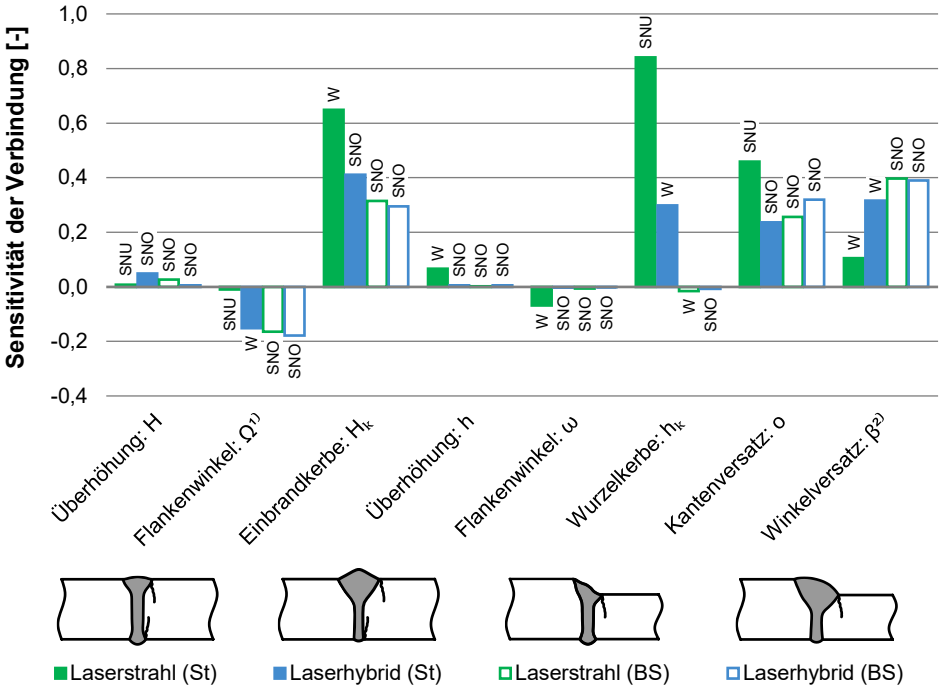
$$\boldsymbol{lokale\ Sensitivit}\text{ät}\ (\boldsymbol{P_i}) = \frac{\boldsymbol{max\ \sigma_{k,1}(P_i) - min\ \sigma_{k,1}(P_i)}}{\boldsymbol{Ref.\ \sigma_{k,1}(P_i)}} \tag{4.2}$$

Für die verschiedenen Konstruktionsdetails sind die Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse in Abbildung 4.6 zusammengefasst. Die Sensitivität nimmt einen positiven Wert an, wenn mit Anstieg von P_i auch die Kerbspannung am maßgebenden Nahtübergang ansteigt und somit die Ermüdungsfestigkeit der Verbindung abfällt. Keinen ermüdungsrelevanten Einfluss auf die Verbindung haben Parameter mit Werten nahe null. Eine Ausnahme stellt hierbei der Winkelversatz dar. Infolge des durch den Einspannvorgang zusätzlich induzierten Biegespannungsanteils verhalten sich die Kerbbeanspruchungen an der Nahtunter- und Nahtoberseite gegenläufig bei Veränderung des Winkelversatzes. Bei den Stumpfstößen ohne Blechdickensprung wird innerhalb des untersuchten Parameterbereichs ein Optimum erreicht, bei welchem sich die Kerbspannungen an der Unterseite und Oberseite angleichen und der Versagensort wechselt. Die höchste Ermüdungsfestigkeit liegt in Abhängigkeit der lokalen Schweißnahtgeometrie bei der laserstrahlgeschweißten Variante bei $\beta \approx 0{,}5$ ° und bei der laserhybridgeschweißten Ausführung bei $\beta \approx -0{,}5$ ° vor. Die abschnittsweise Zunahme der Ermüdungsfestigkeit kann durch die Darstellung in Abbildung 4.6 nicht wiedergegeben werden.

Neben der Sensitivität ist in Abbildung 4.6 in Abhängigkeit des Konstruktionsdetails der maßgebende Versagensort angegeben. Es wird differenziert zwischen der Schweißnahtoberseite (SNO), der Schweißnahtunterseite (SNU) sowie wenn der Versagensort über den Parameterbereich hinweg wechselt (W).

Die Sensitivitätsanalyse zeigt für die Unregelmäßigkeiten Einbrandkerbe und Kantenversatz einen wesentlichen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit. Bei den Stumpfstößen ohne Blechdickensprung hat zusätzlich, insbesondere bei den Laserstrahlschweißungen, eine Wurzelkerbe einen hohen Einfluss auf die Lebensdauer der Verbindungen. Dagegen hat die Wurzelkerbe bei den betrachteten Blechdickensprüngen aufgrund der dominierenden Kerbwirkung an der Nahtoberseite keinen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit. Außerdem wird bei allen Konstruktionsdetails die Ermüdungsfestigkeit durch den Winkelversatz beeinflusst. Bei den Stumpfstößen ohne Blechdickensprung fällt dieser Einfluss aufgrund der konkurrierenden Kerben an Nahtoberseite und Nahtunterseite und des daraus resultierenden Wechsels des Versagensorts, insbesondere bei den laserstrahlgeschweißten Verbindungen, kleiner aus. Zu den Ergebnissen zum Winkelversatz ist anzumerken, dass diese sich nur auf die aus den Versuchen abgeleiteten, idealisierten Randbedingungen, wie starre Einspannung in der Prüfmaschine, Biegesteifigkeit der Proben etc., beziehen. In Abhän-

gigkeit des realen Einbauzustands der Konstruktionsdetails können die Zusatzbeanspruchungen erheblich variieren. Für reale Bauteile sollten diese daher in jedem Fall überprüft und ggfs. mitberücksichtigt werden. Je nach Komplexitätsgrad der Schweißteile können hierfür analytische Näherungsformeln (vgl. [Hobb16]), numerische FE-Analysen oder auch experimentelle Dehnungsmessungen am Bauteil selbst herangezogen werden.



1) Stumpfstoß: BG B (Ω ≥ 150 °) und Blechdickensprung: BG C (110 ° ≥ Ω ≥ 150 °) angesetzt
2) Randbedingungen gemäß Versuchsaufbau der Kleinprüfkörper gewählt.
Höchste Ermüdungsfestigkeit des laserstrahlgeschweißten Stumpfstoßes bei $\beta \approx 0{,}5$ ° und des laserhybridgeschweißten Stumpfstoßes bei $\beta \approx -0{,}5$ °.

Abbildung 4.6: Einfluss der Geometriegrößen auf die Ermüdungsfestigkeit und den Versagensort (SNO: Schweißnahtoberseite, SNU: Schweißnahtunterseite bzw. W: wechselnd) der Verbindungen

4.4 Kerbdehnungsbasierte, lokale Bewertung

4.4.1 Grundlagen und durchgeführte Analyse

Im Gegensatz zur rein elastizitätstheoretischen Bestimmung der Kerbbeanspruchung (vgl. Kerbspannungskonzept – Abschnitt 4.3) wird in diesem Abschnitt zusätzlich das zyklische, elastisch-plastische Werkstoffverhalten mitberücksichtigt. Wie in Abschnitt 2.4.5 beschrieben, hat sich hier aufgrund der zahlreichen, teilweise schwer quantifizierbaren Einflussfaktoren bei Schweißverbindungen noch keine einheitliche Vorgehensweise etabliert. Daher werden nachfolgend mehrere Varianten mit unterschiedlichem Detaillierungsgrad vorgestellt, angewandt und anhand der Ergebnisse diskutiert. Im Vergleich zu den linear-elastischen Kerbspannungsberechnungen nimmt der Komplexitätsgrad aufgrund der ansteigenden Eingangsgrößen weiter zu. Die zusätzlichen Eingangsgrößen beziehen sich in erster Linie auf das zyklische Werkstoffverhalten. Für die Beschreibung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve (Abk.: ZSDK) werden bei den nachfolgenden Betrachtungen zwei Methoden verfolgt. Zum einen wird die FKM-Methode nach [Wäch16] zur rechnerischen Abschätzung der ZSDK herangezogen. Zum anderen wird die ZSDK aus den in [Mel+21] durchgeführten dehnungsgeregelten Schwingversuchen abgeleitet.

Auch für die Bestimmung der elastisch-plastischen Kerbbeanspruchung werden zwei Vorgehensweisen verfolgt. Bei der ersten Vorgehensweise wird das elastisch-plastische Werkstoffverhalten auf Grundlage einer Kerbnäherungsbeziehung, ausgehend von den linear-elastischen Kerbspannungsberechnungen aus Abschnitt 4.3, ermittelt. Bei der zweiten Vorgehensweise ergibt sich der ermüdungsrelevante Spannungs-Dehnungs-Pfad am Kerbgrund direkt aus einer elastisch-plastischen FE-Berechnung.

Die Beziehung zwischen Beanspruchung und ertragbarer Lebensdauer wird in diesem Abschnitt nicht nach dem klassischen Verfahren gemäß dem Kerbgrundkonzept hergestellt (vgl. Abschnitt 2.4.5). An dieser Stelle wird auf eine direkte Herleitung der Bauteilwöhlerlinie aus der Werkstoffwöhlerlinie, ausschließlich anhand theoretischer Betrachtungen zur Berücksichtigung aller ermüdungsrelevanter Einflussfaktoren, verzichtet. Dagegen sollen die teilweise für nicht nachbehandelte Schweißverbindungen schwierig zu quantifizierenden Einflussfaktoren auf der Widerstandsseite, d. h. in der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie, implizit mitberücksichtigt werden. Erkenntnisse aus [Mel+15], [Möll20] und [Mel+21] sowie eigene umfangreiche Voruntersuchungen zeigen, dass durch Kalibrierung einer *P*-Wöhlerlinie direkt an Kerbdetailproben eine deutlich geringere Streuung und eine höhere Treffsicherheit bei der Lebensdauerabschätzung für den Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich erzielt werden können.

4.4.2 Zyklisches Werkstoffverhalten

Wie beschrieben, wird das für die Bestimmung der elastisch-plastischen Kerbbeanspruchung benötigte zyklische Werkstoffverhalten nach zwei verschiedenen Methoden bestimmt. Die erste Methode kann auch angewendet werden, wenn keine experimentellen Ergebnisse, bspw. aus dehnungsgeregelten Schwingversuchen, vorliegen. Zur Abschätzung der Kennwerte wird die FKM-Methode nach [Wäch16], welche auch in [FKM 19] Anwendung findet, herangezogen. Die mit dieser Methode abgeschätzten und in den nachfolgenden Betrachtungen verwendeten ZSDK sind in Abbildung 4.7 gestrichelt dargestellt. Die zugehörigen Kennwerte sind in Anhang D.1 – Tabelle D.2 zusammengefasst.

Nach der zweiten Methode wird das zyklische Werkstoffverhalten auf Grundlage der in [Mel+21] durchgeführten dehnungsgeregelten Schwingversuche bestimmt. Aus den Versuchswerten wird zunächst die trilineare Dehnungswöhlerlinie (Abk.: DWL) ermittelt und anschließend die ZSDK über die Kompatibilitätsbedingungen (vgl. Gl. 2.18 und Gl. 2.19) hergeleitet. Die Ergebnisse der dehnungsgeregelten Schwingversuche an Grundwerkstoffproben aus S960MC, S1100QL und S1300QL [Mel+21] sowie die daraus abgeleiteten zyklischen Kennwerte sind in Anhang B.4 wiedergeben. Die ZSDK sind zudem in Abbildung 4.7 als durchgezogene Kurven dargestellt. Für den Werkstoff S1100M liegen in [Mel+21] keine Ergebnisse aus dehnungsgeregelten Schwingversuchen vor. Betrachtet man die Härtewerte der vorliegenden Fügeverbindungen aus S1100M (vgl. Abschnitt 3.4.3 – Abbildung 3.8) im Bereich des Kerbgrunds bzw. des Schweißnahtübergangs, fällt auf, dass die Härtewerte auf ähnlichem Niveau wie die der Schweißungen aus S1300QL liegen. Einen metallurgischen Erklärungsansatz liefert eine Betrachtung der Spitzentemperatur $T_{\max}$ in diesem Übergangsbereich zwischen Schweißgut und Wärmeeinflusszone. Mit $T_{\max} >> Ac_3$ liegt ein vollständig, erneut austenitisiertes Werkstoffgefüge vor. Einflüsse aus dem spezifischen Herstellprozess, d. h. thermomechanisches Walzen, beschleunigtes Kühlen und starkes Anlassen (vgl. Abschnitt 2.1 und Abschnitt 3.2), wurden weitestgehend abgebaut. Vielmehr bestimmt nun wiederum das Legierungskonzept die Eigenschaften des Werkstoffgefüges in diesem Bereich der Schweißzone. Der im Vergleich zum S1300QL ähnlich hohe Legierungsgehalt des S1100M liefert eine Begründung für die sehr hohen, vergleichbaren Härtewerte. Auf Grundlage dieser Überlegungen, und der fehlenden dehnungsgeregelten Schwingversuche für den S1100M, wird für die Untersuchungen in diesem Abschnitt für die Fügeverbindungen aus S1100M die ZSDK des S1300QL angesetzt.

Die Gegenüberstellung von experimentell bestimmten und abgeschätzten ZSDK in Abbildung 4.7 zeigt, dass die Treffsicherheit der FKM-Methode in Abhängigkeit des Werkstoffs und des betrachteten Dehnungsbereichs stark variiert. Grundsätzlich fallen alle experimentell bestimmten ZSDK aufgrund des kleineren zyklischen Verfestigungsexponenten n' flacher aus. Die mit der FKM-Methode bestimmten ZSDK unterschätzen die Spannungen im niedrigen und überschätzen diese im hohen Dehnungsbereich. Auffällig ist die geringe

Treffsicherheit der FKM-Methode beim S1100QL. Hier werden die Spannungen mit der FKM-Methode deutlich überschätzt. Allgemein zeigt sich, dass die Treffsicherheit der verwendeten Abschätzmethode stark variiert. Gründe können zum einen die geringe Anzahl an Eingangsparametern (Zugfestigkeit und E-Modul – vgl. Abschnitt 2.4.5) und zum anderen die Versuchsdatenbasis, anhand der die Abschätzmethode empirisch kalibriert wurde, sein. Es ist davon auszugehen, dass die im Rahmen dieser Arbeit im Fokus stehenden höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustähle hierbei unterrepräsentiert sind. In der Literatur sind bisher nur wenige experimentelle Untersuchungen zum zyklischen Werkstoffverhalten dieser Werkstoffgruppe bekannt.

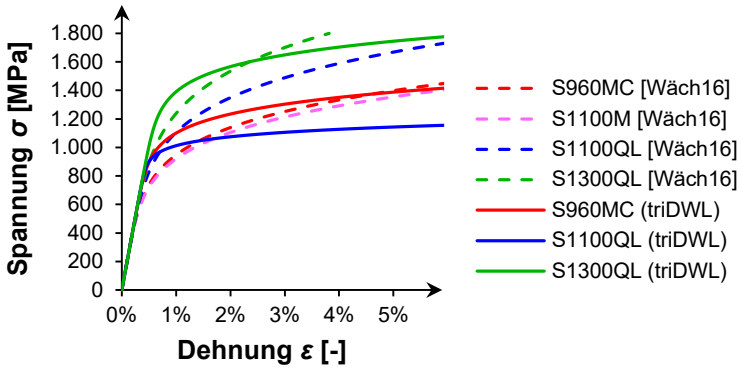


Abbildung 4.7: Gegenüberstellung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven (ZSDK) – Abgeschätzt mit der FKM-Methode nach [Wäch16] (gestrichelte Kurven) sowie abgeleitet aus der experimentell bestimmten trilinearen DWL aus [Mel+21] (durchgezogene Kurven)

Grundsätzlich sind die Untersuchungen in diesem Abschnitt auf die Verwendung der ZSDK des jeweiligen Grundwerkstoffs begrenzt. Strichprobenhafte Untersuchungen in [Mel+15] zeigen, dass eine differenzierte Zuordnung von Werkstoffkennwerten für verschiedene Bereiche der Schweißzone sich im Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich nur unwesentlich auf die P_{SWT}-Schädigungswerte auswirken. Die Allgemeingültigkeit dieser Aussage gilt es zukünftig zu überprüfen. Aufgrund der teilweise festgestellten geringen Treffsicherheit der Abschätzmethoden nach [Wäch16] bedarf es hierfür jedoch zyklischer Dehnungsversuche an Werkstoffproben aus der Schweißzone. Wegen der geringen Abmessungen der Schweißzone sind auch Werkstoffproben denkbar, bei welchen das jeweilige metallurgische Gefüge zunächst unter versuchstechnischer Nachbildung des spezifischen Schweißwärmezyklus, bspw. im Dilatometer oder Gleeble-System, erzeugt wird.

4.4.3 Ermittlung der Kerbbeanspruchung unter Anwendung eines Kerbnäherungsverfahrens

Auch für die Bestimmung der elastisch-plastischen Kerbbeanspruchung werden zwei verschiedene Vorgehensweisen untersucht und gegenübergestellt. In diesem Abschnitt wird zunächst, analog zum Verfahren in [FKM 19], eine Vorgehensweise unter Verwendung eines Kerbnäherungsverfahrens beschrieben. Ausgehend von einer rein elastizitätstheoretischen Kerbspannungsberechnung wird die elastisch-plastische Kerbbeanspruchung unter Verwendung einer Kerbnäherungsbeziehung abgeschätzt. Im Gegensatz zu [FKM 19] wird dafür die einfacher anzuwendende Kerbnäherungsbeziehung nach [Neub68] verwendet. Für den hier betrachteten Belastungs- bzw. Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich sind im Nennquerschnitt keine relevanten plastischen Dehnungen zu erwarten und die Anwendbarkeit von Gl. 2.20 nach [Neub68] ist gegeben.

Für die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße werden die linear-elastischen Kerbspannungen direkt aus Abschnitt 4.3, d. h. den numerischen Berechnungen zum Kerbspannungskonzept, übernommen. Die Erstbelastung im Kerbgrund wird mit der linear-elastischen Kerboberspannung unter Verwendung der Kerbnäherungsbeziehung und der ZSDK (Erstbelastung – Gl. 2.16) bestimmt. Für die Bestimmung des weiteren Verlaufs des örtlichen Spannungs-Dehnungs-Pfads werden die linear-elastische Kerbspannungsschwingbreite und die modifizierte ZSDK für Wiederbelastung (vgl. Gl. 2.17) in die Kerbnäherungsbeziehung eingesetzt. Die erste Hysterese kann somit vollständig beschrieben werden und alle für die Schädigungsbewertung relevanten Kenngrößen (vgl. Abschnitt 4.4.5) sind bekannt. Aufgrund des vorliegenden Einstufenkollektivs werden alle nachfolgenden Hysteresen als schädigungsäquivalent angenommen.

Bei der beschriebenen Vorgehensweise ist eine potenzielle Mikrostützwirkung bisher nicht berücksichtigt. In Abschnitt 4.3 hat sich gezeigt, dass insbesondere mit dem Referenzradius von $r_{\mathrm{ref}} = 0{,}05$ mm und einer Ersatzstrukturlänge von $\rho^* = 0{,}25$ mm gute Ergebnisse erzielt werden. Daher wird zusätzlich zu der oben beschriebenen Vorgehensweise eine Variante untersucht, bei welcher die Mikrostützwirkung auf der Beanspruchungsseite berücksichtigt wird. Die hier angewandte Formulierung geht auf [Pete59] zurück und wird im Zusammenhang mit dem Kerbdehnungskonzept u. a in den Arbeiten von [Morg06] und [SaMa16] referenziert. Nach [Pete59] kann die Kerbwirkungszahl k_{f} aus der Kerbformzahl, dem Kerbradius und der Ersatzstrukturlänge abgeschätzt werden. In Gl. 4.3 ist die ursprüngliche Formulierung nach [Pete59] auf den vorliegenden Anwendungsfall und die in dieser Arbeit verwendete Symbolik adaptiert (Ersatzkerbradius: r_{ref} und Ersatzstrukturlänge: ρ^*). Die hierfür notwendige Kerbformzahl wird über das Verhältnis zwischen linear-elastischer Kerbspannung und Nennspannung bestimmt.

$$\boldsymbol{k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{\rho^*}{r_{ref}}}} \tag{4.3}$$

Zur Ermittlung der elastisch-plastischen Kerbbeanspruchung wird in diesem Fall, anstelle der Kerbformzahl, die nach Gl. 4.3 ermittelte Kerbwirkungszahl in die Kerbnäherungsbeziehung Gl. 2.20 nach [Neub68] eingesetzt. Alle weiteren Schritte erfolgen analog zu der zuvor beschriebenen Vorgehensweise.

4.4.4 Ermittlung der Kerbbeanspruchung auf Grundlage einer elastisch-plastischen FE-Berechnung

Bei der zweiten Vorgehensweise wird die Makrostützwirkung im Kerbgrund direkt durch eine elastisch-plastische FE-Berechnung berücksichtigt. Grundlage bilden die in Abschnitt 4.3 zur linear-elastischen Kerbspannungsberechnung erstellten FE-Modelle. Mit Ausnahme des Werkstoffmodells werden alle anderen Eingaben, wie Geometrie, Randbedingungen, Vernetzung etc. (vgl. Tabelle 4.4), übernommen. Für den vorliegenden Anwendungsfall wird das zyklische Werkstoffverhalten über ein multilinear kinematisches Verfestigungsmodell (vgl. „KINH“ [ANSY22]) abgebildet. Dafür werden die plastischen Anteile der ZSDK nach der Ramberg-Osgood-Beziehung (vgl. Gl. 2.14) durch abschnittsweise lineare Bereiche genähert. Im vorliegenden Fall werden zwölf unterschiedlich verteilte Stützstellen verwendet, um die jeweilige ZSDK hinreichend genau zu beschreiben.

Für zwei exemplarisch ausgewählte Probekörper und Belastungsniveaus sind in Abbildung 4.8 die auf Grundlage der FE-Berechnungen im Kerbgrund ermittelten Spannungs-Dehnungs-Pfade wiedergegeben. Entlang der Pfade sind die einzelnen Zeitschritte mit Ziffern gekennzeichnet. Die in diesem Abschnitt verwendete Belastungsfolge gliedert sich in die Schritte Einspannung (Pfad 0-1), Erstbelastung auf Oberlast (Pfad 1-2), Entlastung auf Unterlast (Pfad 2-3) und erneute Wiederbelastung auf Oberlast (Pfad 3-4). Am Beispiel des exemplarisch gewählten moderaten (Abbildung 4.8 – links) und sehr hohen (Abbildung 4.8 – rechts) Lastniveaus können folgende Effekte gezeigt werden. Mit zunehmender Belastung kommt es infolge plastischen Fließens zu einer Verschiebung bzw. Reduktion der lokalen Mittelspannung im Kerbgrund. Diese weicht zunehmend von der nominellen Mittelspannung bzw. dem nominellen Spannungsverhältnis von $R = 0{,}1$ ab. Außerdem nimmt mit zunehmender Belastung der Einfluss der Einspannung (Pfad 0-1) bei Winkelversatz β auf den örtlichen Spannungs-Dehnungs-Pfad ab.

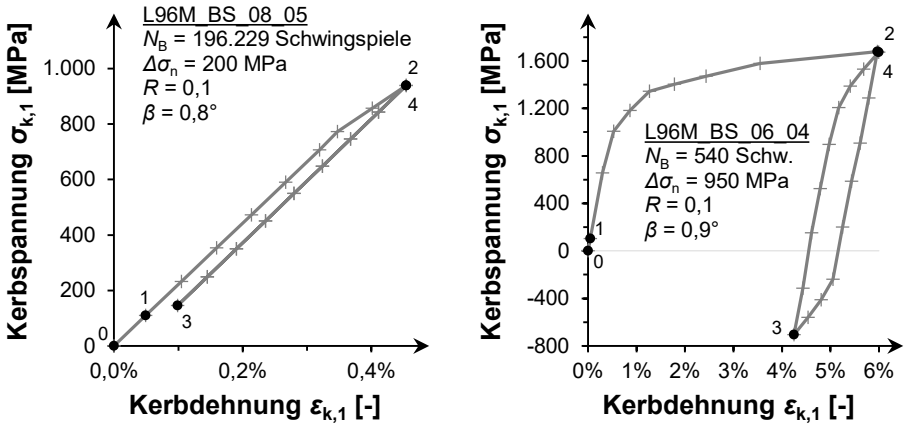


Abbildung 4.8: Lokaler Spannungs-Dehnungs-Pfad an der versagenskritischen Stelle – Exemplarisch für einen moderaten (links) und einen sehr hohen (rechts) Belastungshorizont

Zur Beschreibung des maßgebenden Spannungs-Dehnungs-Pfads werden die betragsmäßig größte Hauptspannung $\sigma_{k,1}$ und die betragsmäßig größte Hauptdehnung $\varepsilon_{k,1}$ herangezogen. Im Gegensatz dazu werden in ANSYS 2022 R2 [ANSY22] die 1. Hauptspannung und 1. Hauptdehnung als absolute Größen definiert. Daher müssen die Größen bei Druckbeanspruchung ggfs. umsortiert werden. Für die hier beschriebenen Kerbdehnungsberechnungen wird der Ort der betragsmäßig größten Hauptdehnung $\varepsilon_{k,1}$ im Kerbgrund als versagenskritische Stelle angenommen. Der maßgebende Spannungs-Dehnungs-Pfad wird für diese Stelle ausgewertet. Als relevant für die Schädigungsbewertung bzw. die Ableitung der Eingangsgrößen für den Schädigungsparameter (vgl. Abschnitt 2.4.5) wird die Lage des letzten Hystereseasts (Pfad 3-4) herangezogen.

Auch bei der elastisch-plastischen FE-Berechnung wird eine Variante unter expliziter Berücksichtigung der Mikrostützwirkung untersucht. Die Auswertemethode ist analog zu den Kerbspannungsberechnungen (vgl. Abschnitt 2.4.4 und Abschnitt 4.3) gewählt. Für die Modellvariante mit einem Referenzkerbradius von r_{ref} = 0,05 mm werden zunächst die Beanspruchungsgrößen entlang eines Pfads orthogonal zur Kerboberfläche bestimmt. Anschließend werden diese über die Ersatzstrukturlänge ρ^* = 0,25 mm gemittelt.

4.4.5 Auswertung und Bewertung der Kerbbeanspruchung

Für die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße können ausgehend von den, nach den zuvor beschriebenen Vorgehensweisen ermittelten, örtlichen Spannungs-Dehnungs-Pfaden die Schädigungswerte berechnet werden. Für eine exemplarische Modellvariante sind die P_{SWT}-Werte im Wöhlerdiagramm in Abbildung 4.9 dargestellt. Die P_{SWT}-Werte sind für die Modellvariante mit einem Ersatzkerbradius r_{ref} = 0,3 mm, einer elastisch-plastischen FE-Berechnung der Kerbbeanspruchung und versuchstechnisch ermittelten Werkstoffkennwerten bestimmt. Dieser Modellansatz ist, mit Ausnahme des Werkstoffverhaltens, gleich dem Kerbspannungsansatz, welcher in Abbildung 4.4 verwendet wird. Um nachfolgend die Vergleichbarkeit zu den Ausführungen zum Kerbspannungskonzept sicherzustellen, werden die Filterkriterien bzw. der Versuchsdatensatz aus Abschnitt 4.3.4 übernommen (vgl. Tabelle 4.5: Gesamtauswertung – Datensatz C).

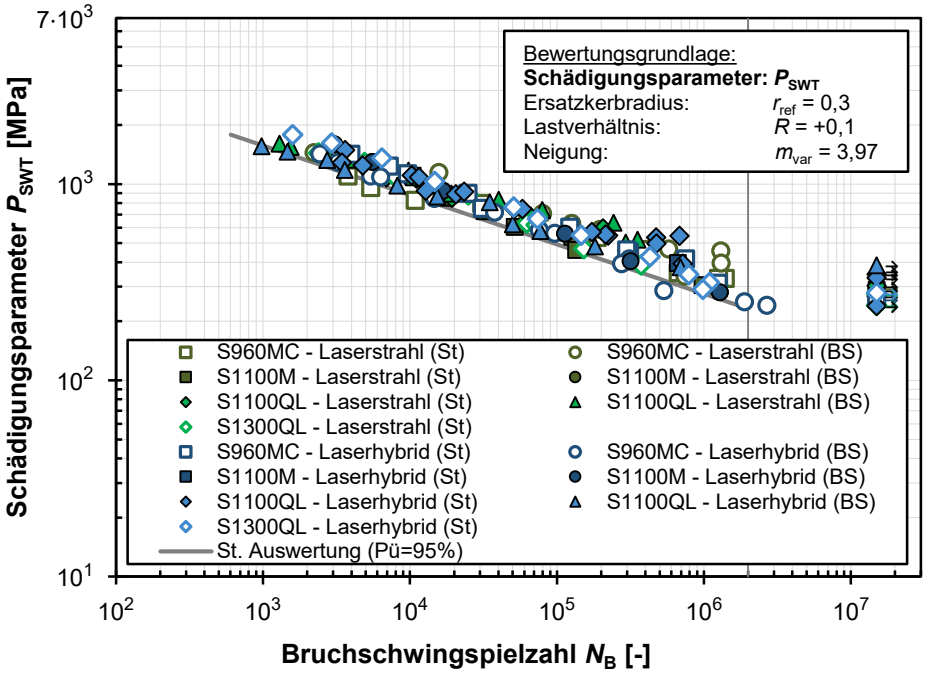


Abbildung 4.9: Ergebnisse der Kerbdehnungsberechnungen (r_{ref} = 0,3 mm; experimentell ermittelte ZSDK; elastisch-plastische FE) im P_{SWT}-Wöhlerdiagramm (St: Stumpfstoß / BS: Blechdickensprung) sowie verfahrensübergreifende und versagensortunabhängige Auswertung (graue Linie)

Die dargestellte Modellvariante zeigt im P-Wöhlerdiagramm (vgl. Abbildung 4.9) für die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße serien- und verfahrensübergreifend eine geringe Streuung. Basierend auf der Lage der Datenpunkte im Wöhlerdiagramm (doppeltlogarithmischer Maßstab) kann eine P-Wöhlerkurve für den Zeitfestigkeitsbereich linear genähert werden. Dadurch kann die in den vorhergehenden Abschnitten angewandte Auswertemethode auf Grundlage des Prognoseintervalls (vgl. Abschnitt 2.4.2) adaptiert werden. Zur Beschreibung der P-Wöhlerlinie wird der charakteristische Schädigungswert $P_{c,mvar}$ bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_Ü = 50$ % bzw. $P_Ü = 95$ % eingeführt. Die Neigung der P-Wöhlerlinie wird als variabel angenommen, da bisher für Schweißverbindungen keine einheitliche, feste Neigung nachgewiesen ist. Zudem lässt sich anhand der betrachteten Modellvariante hinsichtlich der P_{SWT}-Werte keine Grundwerkstoffabhängigkeit feststellen. Für die nachfolgenden Betrachtungen wird ausschließlich eine verfahrens- und versagensortübergreifende Gesamtauswertung berücksichtigt. Darüber hinaus wird entgegen der klassischen Vorgehensweise nach dem Kerbgrundkonzept nicht die Anrissschwingspielzahl, sondern die experimentell ermittelte Bruchschwingspielzahl N_B (vgl. Abschnitt 3.5) zur Beschreibung der Lebensdauer herangezogen. Demnach gleicht die Methode vielmehr der Kalibrierung einer Widerstandswöhlerlinie direkt an geschweißten Kerbdetailproben, anstelle an ungekerbten Werkstoffproben. Die Herangehensweise ist analog zu den Überlegungen von Seeger und Mitarbeitern (u. a. [Oli+89, Oli+91]) zum Kerbspannungskonzept (vgl. Abschnitt 2.4.4) und wurde bereits in [Mel+15], [Mel+21] sowie [Möll20] angewendet.

Eine Übersicht der Ergebnisse der Kerbdehnungsberechnungen, basierend auf den verschiedenen Modellansätzen, ist für die vorliegenden Stumpfstöße ohne und mit Blechdickensprung in Tabelle 4.7 zusammengetragen. Tabelle 4.7 ist in drei Haupt- und jeweils drei Nebeninhaltsspalten gegliedert. Die Hauptspalten entsprechen den aus Abschnitt 4.3 weiterverfolgten Ansätzen und sind analog nummeriert. Die Ansätze basieren auf einem Ersatzkerbradius von $r_{ref} = 0{,}3$ mm (Ansatz 2) und $r_{ref} = 0{,}05$ mm (Ansatz 3 und 4b). Ansatz 4b berücksichtigt zusätzlich eine Mikrostützwirkung über $\rho^* = 0{,}25$ mm. Für jeden Ansatz sind in den Nebenspalten die Ergebnisse für die Schädigungsparameter P_{SWT}, P_{RAM} und P_ε gegenübergestellt (vgl. Abschnitt 2.4.5). Die Hauptzeilen beziehen sich auf die verschiedenen Vorgehensweisen zur Bestimmung der elastisch-plastischen Kerbbeanspruchung. Im oberen Bereich (ab Zeile A.1) sind die Ergebnisse unter Verwendung der Kerbnäherungsbeziehung nach [Neub68] (vgl. Abschnitt 4.4.3) und abgeschätzten zyklischen Werkstoffkennwerten nach der FKM-Methode [Wäch16] dargestellt. Die mit Kerbnäherungsverfahren und experimentell bestimmten ZSDK (vgl. Abschnitt 4.4.2) berechneten Ergebnisse sind im mittleren Bereich von Tabelle 4.7 (ab Zeile A.2) angegeben. Unterschiede hinsichtlich der verwendeten zyklischen Werkstoffkennwerte können so herausgearbeitet werden. Fortfolgend sind im unteren Teil (ab Zeile B) die Auswertungen auf Grundlage einer elastisch-plastischen FE-Berechnung der Kerbbeanspruchung und experimentell bestimmten ZSDK angegeben.

Tabelle 4.7: Statistische Auswertung und Bewertung der elastisch-plastischen Kerbbeanspruchungen (Nachrechnung der Schwingversuche aus Abschnitt 3.5)

Ansatz	**2**			**3**			**4b**		
r_{ref} [mm]	0,3			0,05			0,05		
ρ^* [mm]							0,25		
Schädigungs-parameter	P_{SWT}	P_{RAM}	P_{ε}	P_{SWT}	P_{RAM}	P_{ε}	P_{SWT}	P_{RAM}	P_{ε}
A.1 - Kerbnäherungsverfahren nach [Neub68]									
Werkstoffkennwerte	***Rechnerisch abgeschätzt mit der FKM-Methode [Wäch16]***								
Versuchsanzahl	139			139			139		
$P_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	267,4	251,0	255,0	426,2	405,4	499,2	149,9	140,0	136,3
[MPa] ($P_Ü$=95%)	212,6	195,7	189,2	322,2	302,6	348,2	120,1	109,3	105,8
m_{var}	3,53	3,43	2,74	3,37	3,30	2,79	3,42	3,33	2,84
1:T_P	1,42	1,46	1,57	1,53	1,56	1,73	1,40	1,46	1,47
A.2 - Kerbnäherungsverfahren nach [Neub68]									
Werkstoffkennwerte	***Abgeleitet aus dehnungsgeregelten Schwingversuchen [Mel+21]***								
Versuchsanzahl	139			139			139		
$P_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	285,6	267,2	235,8	450,2	426,2	458,5	151,7	142,1	133,0
[MPa] ($P_Ü$=95%)	232,1	213,8	166,7	348,5	327,2	300,4	120,8	110,8	101,0
m_{var}	3,80	3,67	2,57	3,66	3,55	2,56	3,42	3,34	2,82
1:T_P	1,37	1,40	1,69	1,48	1,50	1,90	1,41	1,46	1,52
B - Elastisch-plastische FE-Berechnung									
Werkstoffkennwerte	***Abgeleitet aus dehnungsgeregelten Schwingversuchen [Mel+21]***								
Versuchsanzahl	139			139			139		
$P_{c,mvar}$ ($P_Ü$=50%)	281,2	262,8	223,4	456,3	429,2	398,3	148,4	139,2	128,9
[MPa] ($P_Ü$=95%)	231,4	212,3	157,3	370,4	343,4	270,6	115,4	106,6	88,9
m_{var}	3,97	3,84	2,69	4,13	3,98	2,66	3,17	3,12	2,63
1:T_P	1,35	1,38	1,71	1,37	1,40	1,80	1,46	1,50	1,76

Zur Ergebnisdiskussion wird zunächst die Streuung 1:T_P herangezogen. Im direkten Vergleich, innerhalb einer Modellvariante, werden mit dem Schädigungsparameter P_{SWT} durchweg die geringsten Streuungen erzielt. Daher konzentriert sich die Diskussion zunächst auf die Ergebnisse zum P_{SWT}. Wie auch bei den Ausführungen zum Kerbspannungskonzept werden die geringsten Streuungen mit Ansatz 2 für einen Ersatzkerbradius von r_{ref} = 0,3 mm erzielt. Die Streuung wird ausgehend von der Vorgehensweise A.1 über A.2 zu B sukzessive weiter reduziert. Die Variante mit der geringsten Streuung von 1:T_P = 1,35 entspricht der Darstellung in Abbildung 4.9. Im direkten Vergleich zur korrespondierenden

Kerbspannungsvariante ($1{:}T_\sigma = 1{,}42$) fällt diese geringfügig niedriger aus. Optisch rückt auch das Streuband der Durchläufer weiter zusammen.

Betrachtet man die Ergebnisse zum P_{SWT} weiter, so nimmt auch die Neigung m_{var} der Regressionsgeraden, ausgehend von der Vorgehensweise A.1 über A.2 zu B, schrittweise ab. Eine Ausnahme stellen hier die Ergebnisse zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung dar, welche nochmals separat aufgegriffen werden. Die Abnahme der Neigung der P_{SWT}-Wöhlerlinien, bspw. im Vergleich zum Kerbspannungskonzept, ist auf die Abbildung der Makrostützwirkung bzw. auf die Verschiebung der Mittelspannung der maßgebenden lokalen Hysterese zurückzuführen. Der Effekt ist mit zunehmender Belastung stärker ausgeprägt, was hier zu niedrigeren P_{SWT}-Werten führt. Neben dem Kerbradius haben die ZSDK und die Abbildbarkeit des lokalen Fließens maßgebenden Einfluss. So fällt im direkten Vergleich zwischen den Vorgehensweisen A.1 und A.2 letztere P_{SWT}-Wöhlerlinie flacher aus, da die experimentell ermittelten ZSDK flacher verlaufen (kleinerer zyklischer Verfestigungsexponent n'). Weitere Abweichungen sind auf Unterschiede bei der lokalen Kerbbeanspruchungsermittlung zwischen Kerbnäherungsverfahren und elastisch-plastischer FE-Berechnung zurückzuführen.

Auffallend sind die Ergebnisse für die Varianten nach Ansatz 4b unter expliziter Berücksichtigung der Mikrostützwirkung. Hier liefert die Vorgehensweise A.1, d. h. Kerbnäherungsverfahren mit der nach [Pete59] abgeschätzten Kerbwirkungszahl, eine hohe Treffsicherheit. Dagegen ist die Streuung der Ergebnisse bei Vorgehensweise B, d. h. ausgehend von einer elastisch-plastischen FE-Berechnung und anschließender Mittelung der Beanspruchungsgrößen über die Ersatzstrukturlänge, deutlich größer. Die Erkenntnisse stehen im Gegensatz zu den Ausführungen zum Kerbspannungskonzept (vgl. Abschnitt 4.3), nach welchen für diesen Ansatz eine hohe Treffsicherheit erzielt wird. Ein möglicher Erklärungsansatz liefert die sequenzielle Überlagerung von Makro- und erst anschließender Mikrostützwirkung. Durch die Berücksichtigung des lokalen Fließens bereits bei der FE-Berechnung entsteht bei den vorliegenden Schweißdetails im Kerbbereich ein sehr inhomogenes Spannungs- und Dehnungsfeld. Entlang des auszuwertenden Stützpfads variieren die Beanspruchungsgrößen 1. Hauptspannung und 1. Hauptdehnung mitunter stark. Diese Streuung überträgt sich teilweise auch auf die für die Ableitung der Schädigungswerte verwendeten, gemittelten Beanspruchungsgrößen. Möglicherweise sind die hier verwendeten Beanspruchungsgrößen für diese Modellvariante und den vorliegenden Anwendungsfall ungeeignet. Die Verwendung alternativer Größen ist denkbar, erfordert jedoch weitere Forschungsanstrengungen. In [Sai+12] wird bspw. eine modifizierte Von-Mises-Vergleichsspannung und -dehnung zur Beschreibung der Kerbbeanspruchung herangezogen. Ausgehend vom derzeitigen Kenntnisstand ist von der erprobten Vorgehensweise zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung, aufbauend auf einer elastisch-plastischen FE-Berechnung, wegen der geringen Treffsicherheit abzuraten.

Des Weiteren sind in Tabelle 4.7 die Auswertungen auf Grundlage des, u. a. in [FKM 19] verwendeten, Schädigungsparameters P_{RAM} angegeben. P_{RAM} ist analog zum P_{SWT} nach [Smi+70, Berg83] definiert. Ergänzend wird zwischen Zug- und Druckbeanspruchungen differenziert und eine werkstoffabhängige Mittelspannungsempfindlichkeit M_σ berücksichtigt. Die Gleichungen zur Bestimmung des P_{RAM} sowie die für die vorliegenden Grundwerkstoffe abgeschätzten M_σ-Werte sind in Anhang D.2 wiedergegeben. Primär infolge der äußeren Belastungen liegen für die hier betrachteten maßgebenden Spannungs-Dehnungs-Pfade keine Oberspannungen im Druckbereich vor. Daher unterscheiden sich die P_{RAM}- von den P_{SWT}-Auswertungen in Tabelle 4.7 ausschließlich durch die Berücksichtigung der werkstoffabhängigen Mittelspannungsempfindlichkeit. Im vorliegenden Fall ist die Streuung beim P_{RAM} bei allen Varianten durchwegs etwas höher als beim P_{SWT}. Daraus wird gefolgert, dass für die hier betrachteten Schweißverbindungen die zusätzliche Berücksichtigung einer werkstoffabhängigen Mittelspannungsempfindlichkeit keinen Mehrwert hinsichtlich der Treffsicherheit liefert. Jedenfalls nicht, wenn die M_σ-Werte nach [FKM 12] für den jeweiligen Grundwerkstoff abgeschätzt werden.

Anstelle der bei den Schädigungsparametern P_{SWT} und P_{RAM} berücksichtigten Mittelspannung wird beim P_ε die Mitteldehnung als schädigungsrelevant angenommen (vgl. Abschnitt 2.4.5). Im direkten Vergleich fällt für die P_ε-Auswertungen nach Tabelle 4.7 bei allen Varianten die Streuung $1{:}T_P$ höher und die Neigung der Regressionsgeraden steiler aus. Zur Interpretation werden die P_ε-Werte im Wöhlerdiagramm in Abbildung 4.10 für die zuvor bereits bei der P_{SWT}-Auswertung genauer betrachtete Modellvariante (vgl. Abbildung 4.9) wiedergegeben.

Die durchwegs geringere Treffsicherheit bei der P_ε-Auswertung (vgl. Tabelle 4.7) ist in erster Linie durch die der Auswertung zugrunde gelegten Annahmen begründet. Die Lage der Einzelpunkte im P_ε-Wöhlerdiagramm in Abbildung 4.10 zeigen, dass die Näherung der Regressionskurve als eine Gerade über den gesamten Zeitfestigkeitsbereich nicht mehr gerechtfertigt ist. Vielmehr ist hier ein bogen- bzw. parabelförmiger Verlauf der P_ε-Wöhlerkurve zu beobachten. Durch Berücksichtigung der Mitteldehnung, anstelle der Mittelspannung, zeigt der Schädigungsparameter P_ε im vorliegenden Anwendungsfall eine hohe Sensitivität hinsichtlich des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Dadurch hat insbesondere bei hohen Belastungen die jeweilige ZSDK wesentlichen Einfluss auf die Schädigungssumme. So grenzen sich in diesem Bereich die Schweißverbindungen aus S1100QL, infolge der experimentell ermittelten sehr flachen ZSDK (kleinerer zyklischer Verfestigungsexponent n'), durch sehr hohe P_ε-Werte ab. Begründet in der festgestellten Werkstoffabhängigkeit bleibt zu prüfen, inwiefern die Annahme einer einheitlichen, grundwerkstoffunabhängigen P-Wöhlerkurve noch gerechtfertigt ist. Im vorliegenden Anwendungsfall könnte auch eine nichtlinear oder abschnittsweise linear über den Zeitfestigkeitsbereich definierte, werkstoffübergreifende P_ε-Wöhlerkurve keine höhere Treffsicherheit, im Vergleich zu den P_{SWT}-Auswertungen, liefern.

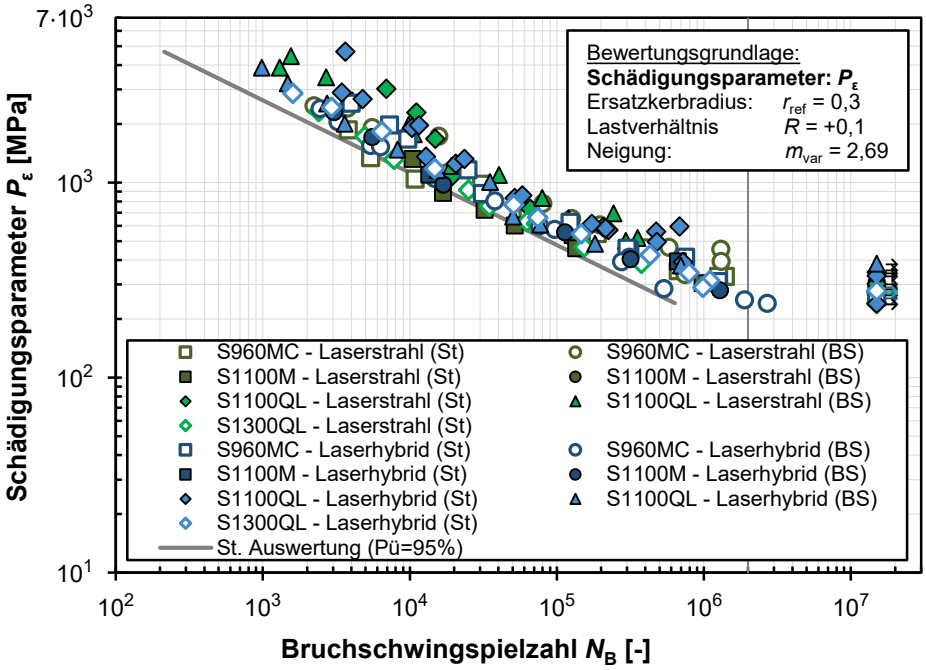


Abbildung 4.10: Ergebnisse der Kerbdehnungsberechnungen (r_{ref} = 0,3 mm; experimentell ermittelte ZSDK; elastisch-plastische FE) im P_ε-Wöhlerdiagramm (St: Stumpfstoß / BS: Blechdickensprung) sowie verfahrensübergreifende und versagensortunabhängige Auswertung (graue Linie)

Des Weiteren können unter Anwendung des kleineren Ersatzkerbradius r_{ref} = 0,05 mm (Ansatz 3) vergleichbare Ergebnisse zu Ansatz 2 mit r_{ref} = 0,3 mm erzielt werden. Im direkten Vergleich liegt die Streuung für alle Modellvarianten und Schädigungsparameter moderat höher. Bei Vorgehensweise B, d. h. elastisch-plastische FE-Berechnung und experimentell ermittelte ZSDK, in Kombination mit dem Schädigungsparameter P_{SWT} wird eine geringe Streuung von 1:T_P = 1,37 erzielt. Bei diesem Modellansatz treten aufgrund der größeren Kerbschärfe lokal höhere Dehnungen auf und das elastisch-plastische Werkstoffverhalten wird frühzeitiger relevant. Die insbesondere bei hohen Belastungen noch einmal gesteigerte Verschiebung der Mittelspannung der Hysteresen führt zu einem weiteren Abflachen der Regressionsgeraden auf bis zu m_{var} = 4,13. Zudem unterscheidet sich die Treffsicherheit bei diesem Ansatz hinsichtlich der Vorgehensweise zur Kerbbeanspruchungsermittlung deutlicher. Daraus wird gefolgert, dass für die bei diesem Ansatz auftretenden höheren Kerbdehnungen die elastisch-plastische FE-Berechnung (Vorgehensweise B) dem Kerbnäherungsverfahren nach [Neub68] (Vorgehensweisen A.1 und A.2) vorzuziehen ist. Die Treffsicherheit der P_ε-Auswertungen nimmt weiter ab. Dies ist primär der nicht mehr gültigen Annahme eines linearen Verlaufs der P-Wöhlerlinie geschuldet.

4.4.6 Zusammenfassung der kerbdehnungsbasierten Bewertung

Für die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen kann mit einer kerbdehnungsbasierten Bewertung eine hohe Treffsicherheit erzielt werden. Im vorliegenden Anwendungsfall liefert die Modellvariante mit einem Ersatzkerbradius von r_{ref} = 0,3 mm, einer experimentell für den jeweiligen Grundwerkstoff ermittelten ZSDK und einer elastisch-plastischen FE-Berechnung zur Ermittlung der Kerbbeanspruchung die geringste Streuung aller in dieser Arbeit untersuchten Bewertungsansätze. Dabei wird die Widerstandsseite durch lineare Regression und statistische Auswertung mit dem Prognoseintervall direkt an den Schwingversuchsergebnissen der Kerbdetailproben kalibriert. Die Herangehensweise ist analog zu den Überlegungen von Seeger und Mitarbeitern zum Kerbspannungskonzept (vgl. u. a. [Oli+89, Oli+91]) und grenzt sich somit vom klassischen Kerbgrundkonzept ab (vgl. Abschnitt 2.4.4). Ausgehend vom jetzigen Kenntnisstand wird empfohlen, die hier vorgestellte Vorgehensweise weiter zu verfolgen. Die Herleitung einer Schädigungswöhlerlinie ausschließlich auf Grundlage ungekerbter Werkstoffproben ist für Schweißverbindungen nicht zielführend. Konkret können für nicht nachbehandelte Schweißverbindungen nicht alle ermüdungsrelevanten Einflussfaktoren, wie Kerbgeometrie, Eigenspannungen, Oberflächenrauheit etc., zum Zeitpunkt der Bemessung zuverlässig vorhergesagt werden. Hinzu kommen fertigungsbedingte Streuungen. Daher ist vom jetzigen Standpunkt aus eine statistische Komponente zur empirischen Berücksichtigung des Kerbdetail- bzw. Bauteileinflusses im Bemessungskonzept zwingend erforderlich. Darüber hinaus zeigen die kerbdehnungsbasierten Untersuchungen jedoch auch, dass das Bewertungskonzept aufgrund der großen Anzahl an Eingangsparametern ein Vielparameterproblem darstellt. Bei falscher Wahl der Eingangsparameter, der Modellvariante oder des Schädigungsparameters nimmt die Treffsicherheit erheblich ab und kann zu einer unsicheren oder unwirtschaftlichen Auslegung der Schweißverbindungen führen.

Aus den hier vorgestellten Untersuchungen zum Kerbdehnungskonzept ergeben sich weitere offene Fragestellungen. Hierzu zählt die Ermittlung und Verwendung der elastisch-plastischen, zyklischen Werkstoffkennwerte für die Schweißzone. Im vorliegenden Fall wurden hierfür die Kennwerte des jeweiligen Grundwerkstoffs herangezogen. Es gilt zu validieren, wie sich die Vorhersagewahrscheinlichkeit bei Verwendung von Werkstoffkennwerten für einzelne Gefügebereiche der Schweißzone verändert. Da die gängigen Abschätzmethoden von Werkstoffkennwerten (bspw. FKM-Methode nach [Wäch16]) derzeit nicht an den sich in der Schweißzone einstellenden Werkstoffgefügen kalibriert sind, sollten hierfür experimentelle Dehnungsversuche an Werkstoffproben aus der Schweißzone herangezogen werden. Wegen der geringen Abmessungen der Schweißzone sind auch Werkstoffproben denkbar, bei welchen das jeweilige metallurgische Gefüge zunächst unter

versuchstechnischer Nachbildung des spezifischen Schweißwärmezyklus, bspw. im Dilatometer oder Gleeble-System, erzeugt wird.

Des Weiteren bedarf es zur finalen Bewertung der korrekten Abbildbarkeit der Mittelspannungs- bzw. Mitteldehnungsabhängigkeit, durch die verschiedenen Schädigungsparameter, Versuche bei weiteren äußeren Lastverhältnissen, anstelle von $R = 0{,}1$. Zwar variieren die lokalen Mittelspannungen der maßgebenden Hysteresen durch die Berücksichtigung des Einspannvorgangs sowie der Makrostützwirkung deutlich. Dennoch deckt die vorliegende Datenbasis das Gesamtspektrum relevanter lokaler Beanspruchungen noch nicht vollständig ab. Dies gilt insbesondere für niedrigere und moderate Belastungsniveaus. Hier werden Zusatzbeanspruchungen, bspw. durch Einbauzwängungen oder Schweißeigenspannungen, nicht durch lokales Fließen abgebaut und beeinflussen somit wesentlich das tatsächlich vorliegende, lokale Spannungsverhältnis.

Aufgrund dieser noch offenen Fragestellungen ist ein kerbdehnungsbasierter Ermüdungsnachweis für den vorliegenden Anwendungsfall noch nicht bzw. nur unter strenger Einhaltung der hier untersuchten Randbedingungen abgesichert möglich.

4.5 Gegenüberstellung und Bewertung der Konzepte

Ausgehend von einer nennspannungsbasierten, globalen Auslegung über eine rein elastizitätstheoretische Kerbspannungsbetrachtung bis hin zu einer elastisch-plastischen kerbdehnungsbasierten Bewertung wurden in den vorhergehenden Abschnitten verschiedene Bewertungskonzepte untersucht. Dabei steht die Eignung zur sicheren Auslegung der vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen im Fokus. Die wesentlichen Merkmale der verschiedenen Nachweiskonzepte sind in Tabelle 4.8 zusammengetragen. Die Gegenüberstellung konzentriert sich auf die sich aus den Untersuchungen abgeleiteten vielversprechendsten Modellvarianten.

Die Ergebnisse aus den vorhergehenden Abschnitten zeigen, dass für den vorliegenden Anwendungsfall mit allen Bewertungskonzepten eine gute Lebensdauervorhersage für den Zeitfestigkeitsbereich erzielt werden kann. Aufgrund der einfachen Anwendbarkeit ist das Nennspannungskonzept in der Bemessungspraxis zu bevorzugen. Bedingt durch die sich voneinander abgrenzenden Schweißnahtprofile sind den laserstrahl- und den laserhybridgeschweißten Stumpfstößen differenzierte Kerbfälle zuzuordnen. Ergänzt durch Schwingversuchsergebnisse aus der Literatur sind die in Abschnitt 4.2 erarbeiteten Kerbfalleinstufungen umfangreich statistisch abgesichert.

Tabelle 4.8: Gegenüberstellung der Bemessungskonzepte basierend auf [Möll20] adaptiert auf die hier untersuchten und relevanten Modellvarianten

	Nennspannungs-konzept	**Kerbspannungs-konzept**		**Kerbdehnungs-konzept**
Beanspruchungsgröße	$\Delta\sigma_n$	$\Delta\sigma_{k,1}$	$\Delta\sigma_{eff}$	P_{SWT}
Ersatzkerbradius: r_{ref}	-	0,3 mm	0,05 mm	0,3 mm
Ersatzstrukturlänge: ρ^*	-	*teilw. impl. berücks.*	0,25 mm	-
Abbildbarkeit und Bewertung				
Lokale Bewertung	nein	Schweißnahtgeometrie		Nahtgeometrie / inhomogenes Gefüge der Schweißzone[1)]
Differenzierung von Schweißverfahren bzw. Nahtausführung	Kerbfalleinstufung (Widerstandsseite)	Modellierung		Modellierung
Elastisch-plastisches Werkstoffverhalten (Makrostützwirkung)	nein	nein		ja
Berücksichtigung der Mikrostützwirkung	nicht explizit	nicht explizit	ja	nicht explizit[2)]
Komplexität / Rechenaufwand	niedrig	mittel	erhöht	erhöht

[1)] Durch differenzierte Werkstoffkennwerte für verschiedene Gefügebereiche mit Aufwand möglich
[2)] Bei Modellansatz mit r_{ref} = 0,05 mm möglich (vgl. Kerbspannungskonzept), wird aber im vorliegenden Anwendungsfall aufgrund der geringen Treffsicherheit nicht empfohlen (vgl. Abschnitt 4.4.5)

Ermüdungsrelevante Einflussfaktoren werden jedoch nur in dem Umfang durch die nennspannungsbasierten Kerbfalleinstufungen abgedeckt, in welchem diese in der experimentellen Datenbasis vorhanden sind. Zur Bewertung einer moderat abweichenden Ausführung bzw. Schweißnahtgeometrie wird das Kerbspannungskonzept empfohlen. Hierzu bietet der Leitfaden nach [DVS 0905] der Bemessungspraxis bereits eine wertvolle Hilfestellung zur Nachweisführung. Für den vorliegenden Anwendungsfall wird insbesondere die Verwendung des Ersatzkerbradius r_{ref} = 0,3 mm empfohlen. Basierend auf den Ergebnissen aus Abschnitt 4.3 sollte auf der Widerstandsseite jedoch anstelle der FAT 300 die moderat niedrigere Kerbspannungswöhlerlinie FAT 260 mit m = 3 angesetzt werden. Die geringere Ermüdungsfestigkeit kann mit dem im Kerb- bzw. Schweißnahtübergangsbereich vorkommenden sehr feinkörnigen Gefüge und einer daraus resultierenden reduzierten Mikrostützwirkung begründet werden. Alternativ kann daher auch ein Ansatz mit einem Kerbradius von r = 0,05 mm nach dem Konzept der Mikrostützwirkung verwendet werden

(vgl. Abschnitt 2.4.4). Die Gegenüberstellung mit der nach [Bau+15] empfohlenen FAT 160 ($m = 3$) ist im vorliegenden Anwendungsfall jedoch nur dann abgesichert möglich, wenn die Ersatzstrukturlänge von $\rho^* = 0{,}4$ mm auf $\rho^* = 0{,}25$ mm reduziert wird.

Darüber hinaus zeigen die Untersuchungen in Abschnitt 4.4 das Potenzial einer kerbdehnungsbasierten Bewertung unter Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Bei der Wahl eines geeigneten Ansatzes und Schädigungsparameters sowie passender Eingangsparameter wird die höchste Treffsicherheit der hier untersuchten Bemessungskonzepte erzielt. Die Vielzahl an Modellvarianten und unterschiedlicher Eingangsparameter, deren teilweise hohe Sensitivität auf die Lebensdauerabschätzung sowie der hohe Komplexitätsgrad des Bemessungskonzepts können jedoch auch zu einer unsicheren Auslegung führen. Für Bemessungsempfehlungen bedarf es zunächst Klärung der in Abschnitt 4.4 beschriebenen offenen Fragestellungen. Diese beziehen sich primär auf die heranzuziehenden zyklischen Werkstoffkennwerte in der Schweißzone sowie auf die Beschreibung der Widerstandsseite. Ausgehend vom derzeitigen Kenntnisstand ist daher das Kerbdehnungskonzept für die Auslegung der vorliegenden Schweißverbindungen für die Praxis noch nicht zu empfehlen.

5 Entwicklung einer Methode zur Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit

5.1 Einführung

Für die hier im Fokus stehenden Fügeverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen ist die Fragestellung nach den Gültigkeitsgrenzen der in Kapitel 4 diskutierten und sich primär auf den Zeitfestigkeitsbereich beziehenden Bewertungsmethoden besonders relevant. Im Hinblick auf den typischen Einsatzbereich im Mobilkranbau und verwandten Industriebranchen, bei hohen bis sehr hohen Belastungsniveaus, zielt die Fragestellung insbesondere auf die Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit ab. Eindeutige Grenzen, ausschließlich auf Grundlage der bisher thematisierten kraftgeregelten Schwingversuche, sind versuchstechnisch schwierig herzuleiten. Zwar ist ein Herantasten durch sukzessive Erhöhung der Prüfkräfte begrenzt möglich, konkrete Aussagen zum Übergang des Zeit- in den Kurzzeitfestigkeitsbereich sind jedoch nur eingeschränkt möglich. Hinzu kommt bei geschweißten Kerbdetails eine größere Streuung der einzelnen Schwingversuche, die sich mit dem Abflachen der Spannungswöhlerkurve in diesem Bereich überlagert.

Die Idee der in diesem Kapitel entwickelten Methode ist eine kombinierte Auswertung von kraft- und dehnungsgeregelten Schwingversuchen zur Kalibrierung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie (Abk.: DWL). Neben den kraftgeregelten Versuchen aus Abschnitt 3.5 werden dehnungsgeregelte Schwingversuche aus [Mel+21] an Kerbdetailproben, bei welchen die Schweißzone integral betrachtet wird, herangezogen. Dehnungsgeregelt lassen sich auch sehr hohe Belastungsniveaus versuchstechnisch realisieren. In Kombination mit den kraftgeregelten Schwingversuchen ergeben sich so umfassende Erkenntnisse zur Ermüdungsfestigkeit der Schweißdetails bis in den Kurzzeitfestigkeitsbereich.

Zur kombinierten Auswertung der kraft- und dehnungsgeregelten Schwingversuche wird in Abschnitt 5.2 ein Verfahren zur Kalibrierung einer trilinearen DWL eingeführt. Dieses wird zunächst anhand der schrittweisen Umsetzung vorgestellt und anschließend die dem Verfahren zugrundeliegenden Annahmen erörtert. Darüber hinaus wird die Sensitivität der angewendeten trilinearen Regression diskutiert und Möglichkeiten zur Steigerung der Robustheit des Verfahrens thematisiert. Abschnitt 5.2 schließt mit einem Zwischenfazit und einer Zusammenfassung der wesentlichen Erkenntnisse aus der Anwendung des Verfahrens auf die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen. In Abschnitt 5.3 werden die aus der kalibrierten trilinearen DWL gewonnenen Erkenntnisse auf die konkrete Fragestellung zur Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit übertragen. Hierzu wird

die DWL zunächst in eine Nennspannungswöhlerkurve überführt und eine Übergangsspannungsschwingbreite eingeführt. Obwohl die Bestimmung dieser Übergangsspannungsschwingbreite anhand einer kalibrierten DWL stets zu bevorzugen ist, wird abschließend eine Abschätzmethode vorgeschlagen und diskutiert.

5.2 Verfahren zur Kalibrierung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie

Mit dem Ziel der Kalibrierung einer trilinearen DWL anhand von dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuchen (Abk. DV und KV) wird im nachfolgenden Abschnitt ein Verfahren entwickelt. Hierzu werden zunächst die einzelnen Schritte der Umsetzung vorgestellt. Grundlage des Verfahrens bilden dehnungs- und kraftgeregelte Schwingversuche an Kerbdetailproben. Die Methode verfolgt den Ansatz einer globalen Bewertung (vgl. Abschnitt 2.4), bei welcher die Schweißzone integral betrachtet wird. Eine Übersicht der einzelnen Verfahrensschritte ist als Flussdiagramm in Abbildung 5.1 wiedergegeben.

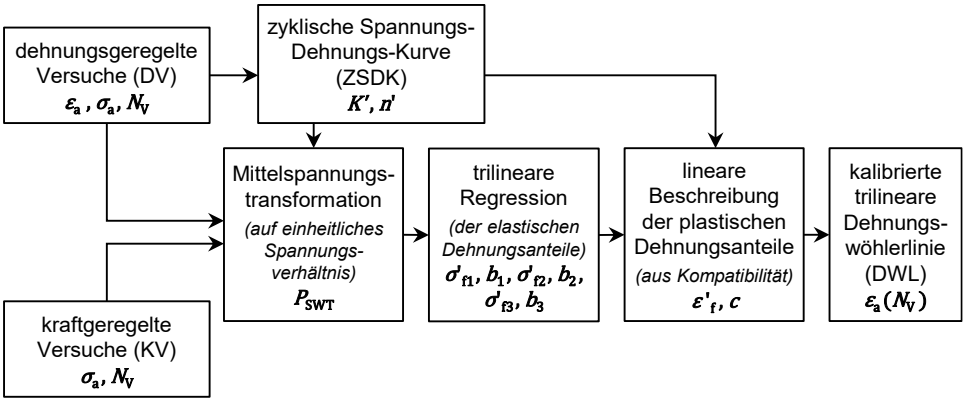


Abbildung 5.1: Verfahren zur Kalibrierung einer kerbdetailbasierten, trilinearen DWL auf Grundlage einer integralen Betrachtung der Schweißzone

Die dehnungsgeregelten Schwingversuche an Kerbdetailproben liefern neben Spannungsamplitude σ_a und Versagensschwingspielzahl N_V auch die zugehörige integrale Dehnungsamplitude ε_a, differenziert nach elastischen und plastischen Anteilen. Diese Informationen werden direkt zur Bestimmung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve (Abk.: ZSDK) herangezogen. Hierfür wird die in [FKM 19] beschriebene Vorgehensweise zur experimentellen Ermittlung einer ZSDK empfohlen. Dabei wird auf eine einfache lineare Regres-

sion der logarithmierten Spannungs- und plastischen Dehnungsamplituden zurückgegriffen. Um das integrale, plastische Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Schweißzone hinreichend genau zu beschreiben, müssen die DV vorzugsweise hohe bis sehr hohe Belastungsniveaus abdecken.

Für eine einheitliche Bewertungsgrundlage der Schwingversuche müssen diese zunächst auf das gleiche Spannungsverhältnis transformiert werden. Im vorliegenden Anwendungsfall wird hierfür der Schädigungsparameter P_{SWT} (vgl. Abschnitt 2.4.5), mit welchem bei der kerbdehnungsbasierten Bewertung (vgl. Abschnitt 4.4) die besten Ergebnisse erzielt wurden, empfohlen. Die Anwendung anderer Schädigungsparameter oder Methoden zur Mittelspannungstransformation ist grundsätzlich möglich. Voraussetzung ist in jedem Fall eine umfassende Validierung. Als einheitliches Referenzspannungsverhältnis wird hier R = -1 gewählt. Folglich kann für die vorliegenden DV eine Transformation entfallen. Für die KV werden mit dem P_{SWT}, unter Verwendung der ZSDK, schädigungsäquivalente Spannungs- und Dehnungsamplituden ermittelt. In Abbildung 2.21 ist das Prinzip der Umrechnung schematisch verdeutlicht. Exemplarisch sind für die laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL die DV und transformierten KV im DWL-Diagramm in Abbildung 5.2 aufgetragen. Je Schwingversuch sind die elastischen (kleine, schwarze Datenpunkte) und plastischen Dehnungsanteile (kreuzförmige, grüne Datenpunkte) sowie die Gesamtdehnungsamplitude (große, grüne Datenpunkte) separat dargestellt.

Zur Herleitung einer trilinearen DWL in Anlehnung an [Wage07] (vgl. Abschnitt 2.4.5) wird zunächst eine trilineare Regression der elastischen Dehnungsanteile durchgeführt. Die bestmögliche Anpassung der einzelnen Datenpunkte an einen in drei Bereiche unterteilten, kontinuierlich verlaufenden Linienzug stellt ein Optimierungsproblem dar. Im Rahmen dieser Arbeit wird zur Lösung auf die Software Matlab R2023b [MatW23] zurückgegriffen. Die für die trilineare Regression herangezogenen, relevanten Skriptausschnitte und Informationen zur Lösungsmethode sind in Anhang E.1 dargestellt. Die Regression liefert als Ergebnis die Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_{fi} sowie die Schwingfestigkeitsexponenten b_i für die Bereiche i = 1, 2, 3. Diese beschreiben die Lebensdauerbeziehung der elastischen Dehnungsanteile eindeutig (vgl. Abbildung 5.2 – schwarz gestrichelte Kurve).

Zur vollständigen Beschreibung der DWL fehlt die Lebensdauerbeziehung der plastischen Dehnungsanteile (vgl. Abbildung 5.2 – schwarze Linie). Hierzu kann der zyklische Duktilitätskoeffizient ε'_f und der Duktilitätsexponent c über die Kompatibilitätsbedingungen (vgl. Gl. 2.18 und Gl. 2.19) berechnet werden. Dazu werden zum einen die Kennwerte der ZSDK (K' und n') sowie der Schwingfestigkeitskoeffizient σ'_{f1} und -exponent b_1, nach [Wage07] für den Bereich 1, herangezogen.

Das beschriebene Verfahren liefert eine direkt an Kerbdetailproben kalibrierte DWL und berücksichtigt somit implizit zahlreiche ermüdungsrelevante Einflussfaktoren auf der Widerstandsseite. Exemplarisch ist die so für die laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße ohne Blechdickensprung aus S1300QL abgeleitete DWL in Abbildung 5.2 (graue Linie) dargestellt. Darüber hinaus sind in Anhang E.2 die kalibrierte DWL sowie die korrespondierende ZSDK und die zyklischen Kennwerte für die laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S960MC und S1300QL wiedergegeben.

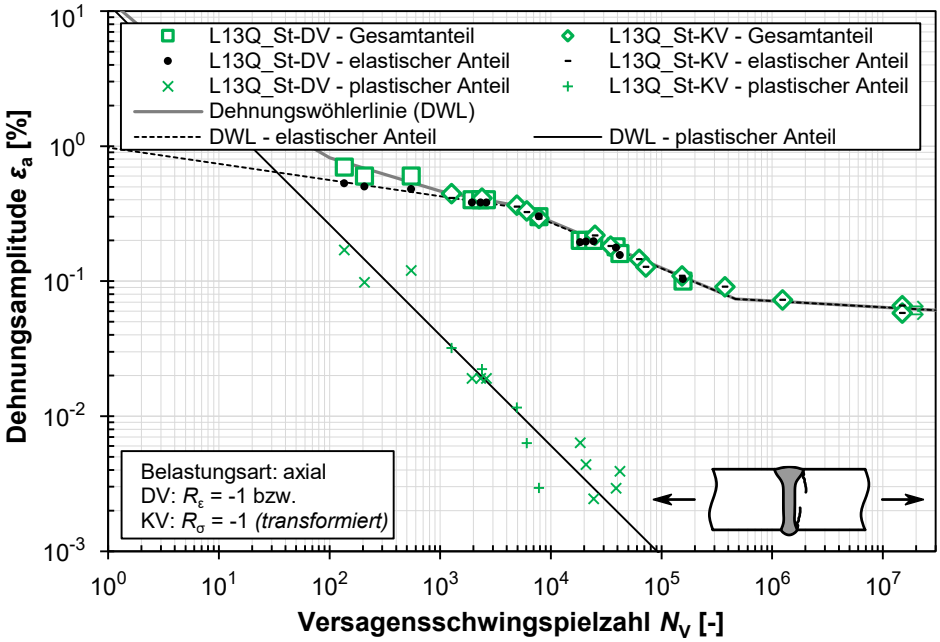


Abbildung 5.2: Aus den dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuchen kalibrierte trilineare DWL – exemplarisch für die laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL

Dem Verfahren zugrundeliegende Annahmen

Das Verfahren zielt auf eine globale Bewertung der Ermüdungsfestigkeit von Fügeverbindungen ab, wobei die Schweißzone integral betrachtet wird. Für die Betrachtung ist die Wahl einer repräsentativen, einheitlichen Messlänge bei der Dehnungsmessung essentiell. Bei den vorliegenden DV konnte mit einer Anfangsmesslänge von $l_0 = 25$ mm die Schweißzone der laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Proben gut abgedeckt werden.

Des Weiteren steht die Eignung des P_{SWT} zur Mittelspannungstransformation auf ein einheitliches Spannungsverhältnis zur Diskussion. Für die vorliegenden Kerbdetailproben

zeigt die Transformation mit dem P_{SWT} in den DWL-Diagrammen (vgl. Abbildung 5.2 und Anhang E.2) eine hohe Treffsicherheit. Der P_{SWT} berücksichtigt mit $M_\sigma = 0{,}41$ eine hohe Mittelspannungsabhängigkeit (vgl. Abschnitt 2.4.5). Die hohe Treffsicherheit bei der Transformation ist möglicherweise auf geringe Eigenspannungen am versagensrelevanten Nahtübergang der Kleinproben zurückzuführen, wie sie in [NiJa18] für vergleichbare laserstrahlgeschweißte Stumpfstöße aus S960QL dokumentiert sind. Bei Proben kann die Höhe ermüdungsrelevanter Schweißeigenspannungen jedoch von zahlreichen Randbedingungen, wie Schweißparameter, Probekörperform etc., abhängen (vgl. Abschnitt 2.3.3). Daher wird an dieser Stelle zur Validierung der Mittelspannungstransformation eine pragmatische Herangehensweise empfohlen. Obwohl die DV prinzipiell auf hohe bis sehr hohe Beanspruchungsniveaus abzielen sollten, ist es für die Validierung sinnvoll, wenige DV auch bei niedrigeren Beanspruchungen zu prüfen. In diesem der Zeitfestigkeit zuzuordnenden Bereich haben Eigenspannungen den größten Einfluss. Daher ist es auch sinnvoll, die primär auf diesen Bereich abzielenden KV konservativ zugschwellend zu prüfen. Im Gegensatz dazu werden bei hohen Beanspruchungsniveaus Eigenspannungen meist schnell durch Mittelspannungsrelaxation, zumindest teilweise, abgebaut. Über die Lage der transformierten KV und DV im Wöhlerdiagramm lässt sich die Mittelspannungstransformation für die vorliegenden Probekörper einfach überprüfen. Bei der hier vorgeschlagenen ingenieurmäßigen Herangehensweise wird dazu die Lage der DV und KV innerhalb eines Streubands bewertet (vgl. bspw. Abbildung 5.2).

Darüber hinaus liegen bei der vorliegenden Betrachtung für KV und DV versuchsbedingt zwei unterschiedliche Versagenskriterien vor. Den DV liegt die experimentell bestimmte Anrissschwingspielzahl, die üblicherweise im dehnungsgeregelten Schwingversuch als Abschaltkriterium herangezogen wird, zugrunde. Dagegen bezieht sich die experimentell ermittelte Lebensdauer der KV auf den Bruch der Kleinprüfkörper. Wird zur Herleitung der Beanspruchbarkeit anstelle des Grenzkriteriums Bruch (vgl. u. a. Nennspannungskonzept – Abschnitt 2.4.2) bei den DV die Anrissschwingspielzahl angesetzt, so stellt dies eine konservative Betrachtung dar. Die potenzielle Restlebensdauer aus der Rissfortschrittsphase wird bei diesen Proben vernachlässigt.

Steigerung der Robustheit des Verfahrens

Das vorgestellte Verfahren dient zur Lösung eines Optimierungsproblems mit acht Parametern mit dem Ziel einer bestmöglichen Datenanpassung. Zu den Parametern zählen die drei Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_{fi} und -exponenten b_i für die Bereiche $i = 1, 2, 3$. Außerdem der zyklische Verfestigungskoeffizient K' und -exponent n' zur Beschreibung der ZSDK. Strenggenommen kommen der zyklische Duktilitätskoeffizient ε'_f und -exponent c hinzu, welche im vorgestellten Verfahren aus den Kompatibilitätsbedingungen (vgl. Gl. 2.18 und Gl. 2.19) abgeleitet werden.

Zur Steigerung der Robustheit des Verfahrens, insbesondere der direkt von sechs Parametern abhängenden trilinearen Regression, kann die Steigung bzw. der Schwingfestigkeitsexponent für einzelne oder auch alle Bereiche fest vorgegeben werden. Nachfolgend werden hierfür Vorschläge in Anlehnung an relevante Richtlinien und Regelwerke vorgestellt. Belegt durch umfangreiche Datensammlungen und Auswertungen (vgl. u. a. [Fel+20]) hat sich im Zeitfestigkeitsbereich (Bereich 2) bei kerbscharfen, nicht nachbehandelten Schweißdetails in den Regelwerken (vgl. [DIN EN 1993-1-9], [Hobb16] und [DIN EN 13001-3-1]) die feste Neigung von $m_2 = 3$ ($b_2 = -0{,}333$) etabliert. Im vorliegenden Anwendungsfall deckt sich die Neigung gut mit den Ergebnissen aus Abschnitt 3.5. Darüber hinaus wird in Anlehnung an [Hobb16] für den Langzeitfestigkeitsbereich (Bereich 3) bei geschweißten Kerbdetails eine feste Neigung von $m_3 = 22$ ($b_3 = -0{,}045$) vorgeschlagen. Entgegen der im Zeitfestigkeitsbereich überwiegend dominierenden Kerbschärfe, scheint im Kurzzeitfestigkeitsbereich (Bereich 1) die quasi-statische Festigkeit maßgebend (vgl. Abbildung 5.3). Daher wird hier auf die Empfehlungen der FKM-Methode nach [Wäch16], welche auch in [FKM 19] Anwendung findet, für Stahlwerkstoffe zurückgegriffen. Nach der FKM-Methode wird die Lebensdauerbeziehung der elastischen Dehnungsanteile mit einem Schwingfestigkeitsexponenten $b_1 = -0{,}097$ ($m_1 = 10{,}3$) abgeschätzt. [Wäch16] leitet diesen Schwingfestigkeitsexponenten anhand einer umfangreichen Datensammlung an Grundwerkstoffproben empirisch ab. Der Wert sollte zukünftig für Werkstoffgefüge der Schweißzone weiter validiert werden. Das Festsetzen der Neigungen aller oder einzelner Bereiche lässt sich problemlos ins Matlab-Skript (vgl. Anhang E.1), durch Limitierung der Parametergrenzen des Solvers, implementieren. Die Vorgabe von festen Neigungen ist immer dann zu empfehlen, wenn größere Streuungen der Versuchsdaten vorliegen. Für eine repräsentative Beschreibung der DWL von der Kurzzeit-, über die Zeit- bis hin zur Langzeitfestigkeit müssen jedoch alle Bereiche mit ausreichender Versuchszahl belegt sein.

Erkenntnisse und Zwischenfazit

Bei der hier vorgestellten *integralen* Betrachtung von geschweißten Kerbdetails ist im Übergang von Bereich 1 zu Bereich 2 kein relevanter Beitrag der plastischen Dehnungsanteile feststellbar. Dies zeigen die Darstellungen in den DWL-Diagrammen in Abbildung 5.2 sowie in Anhang E.2 (schwarz durchgezogene Linie). Folglich sind für die Beschreibung des Übergangsbereichs die elastischen Dehnungsanteile maßgebend. Zur qualitativen Gegenüberstellung der elastischen Dehnungsanteile sind diese für die vorliegenden Stumpfstoßverbindungen im Wöhlerdiagramm in Abbildung 5.3 schematisch dargestellt. Abbildung 5.3 liegt eine trilineare Regression mit den zuvor beschriebenen festen Neigungen zugrunde. Die zugehörigen zyklischen Kennwerte sind in Anhang E.3 dokumentiert. Zur besseren Übersicht wird in Abbildung 5.3 auf eine Darstellung der plastischen Dehnungsanteile verzichtet. Anhand der schematischen Darstellung der elastischen Dehnungsanteile in Abbildung 5.3 lassen sich folgende Effekte zeigen.

In dem der Zeitfestigkeit zuordenbaren Bereich 2 wird die Lage der Wöhlerkurve maßgebend durch die Kerbschärfe bestimmt. Die Festigkeit von Grundwerkstoff und Schweißzone hat hier keinen wesentlichen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit. Dies deckt sich mit den Ergebnissen für den Zeitfestigkeitsbereich aus Kapitel 4, insbesondere im Rahmen der kerbdehnungsbasierten Bewertung unter Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Aufgrund der größeren Kerbschärfe der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße (Abbildung 5.3 – blaue Kurven) grenzen sich diese in Bereich 2 deutlich von den laserstrahlgeschweißten (Abbildung 5.3 – grüne Kurven) Verbindungen ab. Neben der festen Neigung von $m_2 = 3$ wird die Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich durch eine Stützstelle eindeutig definiert. Anstelle des Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_{f2} (≙ Stützstelle bei $N = 0{,}5$ Schwingspielen) kann alternativ eine charakteristische Spannungsschwingbreite, bspw. bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen, herangezogen werden.

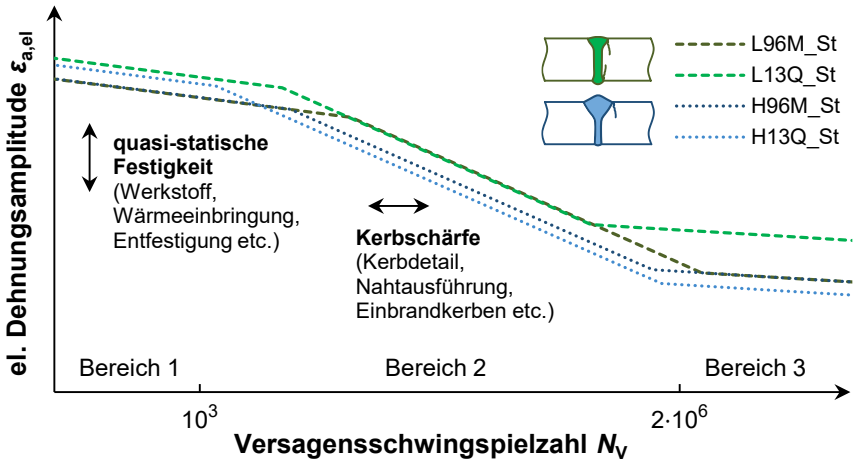


Abbildung 5.3: Schematische Darstellung der elastischen Anteile der DWL für die vorliegenden Stumpfstoßverbindungen zur Einordnung der maßgebenden Einflussfaktoren

Für Bereich 1 kann anhand der schematischen Darstellung in Abbildung 5.3 gezeigt werden, dass hier die Lage der elastischen Anteile der DWL maßgebend von der quasi-statischen Festigkeit abhängt. Bei den vorliegenden höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen sind neben dem Grundwerkstoff die Schweißparameter, wie Wärmeeinbringung und Zusatzwerkstoff, bzw. die Entfestigung der Schweißzone relevante Einflussfaktoren. In Bereich 1 kann die Lebensdauerbeziehung der elastischen Dehnungsanteile über die feste Neigung von $m_1 = 10{,}3$ (vgl. [FKM 19]) und eine Stützstelle eindeutig beschrieben werden. Anstelle des Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_{f1} ist die Wahl einer Stützstelle für einen repräsentativen, mit ausreichend Versuchsdaten belegten Schwingspielzahlbereich

zu bevorzugen. Auf Grundlage der Darstellungen in Abbildung 5.3 wird hierfür eine Schwingspielzahl von $N = 10^3$ vorgeschlagen. Diese deckt sich auch mit der Lage des Abknickpunkts der P_{RAM}-Wöhlerkurve in [FKM 19].

5.3 Anwendung auf die Fragestellung: Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit

Aus der kalibrierten trilinearen DWL lässt sich mit dem Schädigungsparameter P_{SWT}, unter Berücksichtigung des integralen, zyklischen Werkstoffverhaltens, beschrieben durch die ZSDK, eine Nennspannungswöhlerkurve für ein konkretes Spannungsverhältnis herleiten. Diese Wöhlerkurve ist für die exemplarisch gewählte Serie der laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL in Abbildung 5.4 dargestellt. Im Wöhlerdiagramm sind neben den kraftgeregelten Schwingversuchen (Quadrate) sowohl die auf $R = +0{,}1$ transformierten (Rauten) als auch die nicht transformierten dehnungsgeregelten Schwingversuche (kleine hellgraue Punkte) wiedergegeben. Zur Einordnung des Spannungsniveaus sind im Diagramm zwei horizontale Linien eingezeichnet. Zum einen die aus den vorhergehenden Kapiteln bekannte Verformungsgrenze R^*_e für den S1300QL (gestrichelte Linie). Zum anderen die maximale Spannungsschwingbreite $R^*_{m,w}$, welcher eine Oberspannung entsprechend der aus dem Querzugversuch ermittelten quasi-statischen Festigkeit (vgl. Abschnitt 3.4.4) zugrunde liegt (schwarze Linie). Während sich die Verformungsgrenze R^*_e auf die nominelle Streckgrenze des Grundwerkstoffs bezieht, berücksichtigt $R^*_{m,w}$ implizit eine potenzielle Entfestigung der Schweißzone bzw. der Fügeverbindung. Die Darstellung im Wöhlerdiagramm zeigt, dass im vorliegenden Beispiel der Übergang vom flachen Bereich 1 in den steileren Bereich 2 unterhalb der beiden Referenzlinien liegt. Durch Einführung der Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_Ü$ und der zugehörigen Übergangsschwingspielzahl $N_Ü$ kann der Übergang von Bereich 1 zu Bereich 2 eindeutig beschrieben werden. Die Größen werden nachfolgend zur eindeutigen Abgrenzung des Kurzzeit- vom Zeitfestigkeitsbereich herangezogen.

In jedem Fall ist die Nennspannungswöhlerkurve durch die quasi-statische Querzugfestigkeit nach oben hin zu begrenzen. In Abbildung 5.4 wird hierfür die korrespondierende, maximale Spannungsschwingbreite $R^*_{m,w}$ gewählt und die Wöhlerkurve im weiteren Verlauf nach oben hin ausgegraut. Die wenigen, oberhalb der Grenzlinie liegenden dehnungsgeregelten Versuche (ausgegraute Datenpunkte) wurden bei $R = -1$ durchgeführt und wären bei dem hier betrachteten Spannungsverhältnis von $R = +0{,}1$ so nicht realisierbar. Eine Alternative, zum Abschneiden der Wöhlerkurve am oberen Ende, wäre eine Anpassung des der Mittelspannungstransformation zugrundliegenden Schädigungsparameters für sehr hohe Beanspruchungsniveaus. In [Möll20] wird im Kurzzeitfestigkeitsbereich anstelle der Mittelspannung der Mitteldehnung eine zunehmende Schädigungsrelevanz zugeschrieben.

Für die integrale Schweißnahtbetrachtung schlägt [Möll20] daher eine kontinuierliche Überführung des P_{SWT} in den P_{ε} vor (vgl. Abschnitt 2.4.5). Aufgrund des so noch weiter zunehmenden Komplexitätsgrads sowie der geringen Relevanz für den hier im Fokus stehenden Übergangsbereich wird der Ansatz an dieser Stelle nicht weiterverfolgt.

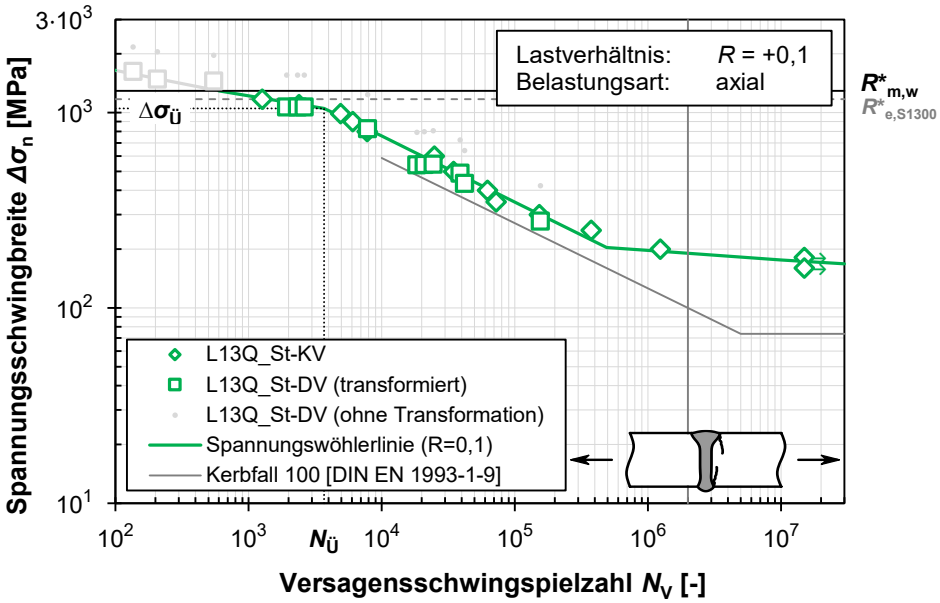


Abbildung 5.4: Aus der kalibrierten trilinearen DWL abgeleitete Nennspannungswöhlerkurve (R = +0,1) – exemplarisch für die laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL

Berechnung einer Übergangsspannungsschwingbreite für die Regelwerke

Bei den vorliegenden Fügeverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen sind bei der integralen Betrachtung im Übergangsbereich ausschließlich die elastischen Dehnungsanteile relevant. Daher kann zur Bestimmung der Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{Ü}$ vereinfacht und konservativ die abschnittsweise linear verlaufende, elastische DWL herangezogen werden. Demnach wird der zuvor definierte Zeitfestigkeitsbereich nach oben hin durch den Verlauf der trilinearen DWL in Bereich 1 begrenzt.

In den Regelwerken wird die Zeitfestigkeitsgerade über die Stützstelle bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und dem charakteristischen Wert der Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_c$ bzw. dem Kerbfall (vgl. [DIN EN 1993-1-9]) oder der FAT-Klasse (vgl. [Hobb16]) beschrieben. Für kerbscharfe, nicht nachbehandelte Schweißkerbdetails wird die Neigung zu $m_2 = 3$ angesetzt und konservativ meist auf eine Mittelspannungsabhängigkeit verzichtet.

Die Zeitfestigkeitsgerade (Bereich 2) wird durch die Kurzzeitfestigkeitsgerade (Bereich 1) nach oben hin begrenzt. Der Schnittpunkt der Geraden, d. h. die Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{Ü}$, kann nach Gl. 5.1 berechnet werden. Dabei wird die Kurzzeitfestigkeitsgerade durch die Neigung m_1 sowie eine Stützstelle bzw. charakteristische Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{N=1000}$, hier bei $N = 10^3$ Schwingspielen, beschrieben.

$$\Delta\sigma_{Ü} = 10^{\frac{m_1 \log\left(\Delta\sigma_{N=1000}(R)\right) + \log 10^3 - m_2 \log \Delta\sigma_c - \log 2 \cdot 10^6}{m_1 - m_2}} \tag{5.1}$$

Wie die Auswertungen der vorliegenden dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuche zeigen, ist im Kurzzeitfestigkeitsbereich bei der integralen Betrachtung der Schweißzone von einer Mittelspannungsabhängigkeit auszugehen. Folglich hängt die charakteristische Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{N=1000}$ vom Spannungsverhältnis R ab. Mit dem P_{SWT}, vereinfacht unter Vernachlässigung der plastischen Dehnungsanteile, kann Gl. 5.1 in Gl. 5.2 überführt werden. Die eingeführte charakteristische Referenzspannungsamplitude $\sigma_{a,0}$ bezieht sich hierbei stets auf das Referenzspannungsverhältnis von $R = -1$ (vgl. DWL). Diese Stützstelle lässt sich direkt aus der trilinearen DWL, genauer aus der elastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,el}$ bei $N = 10^3$ Schwingspielen, nach der Elastizitätstheorie berechnen.

$$\Delta\sigma_{Ü} = 10^{\frac{m_1 \log\left(\sqrt{2\,(1-R)}\,\sigma_{a,0}\right) + \log 10^3 - m_2 \log \Delta\sigma_c - \log 2 \cdot 10^6}{m_1 - m_2}} \tag{5.2}$$

Die zur Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{Ü}$ korrespondierende Übergangsschwingspielzahl $N_{Ü}$ lässt sich nach Gl. 5.3 ermitteln.

$$N_{Ü} = 2 \cdot 10^6 \cdot \left(\frac{\Delta\sigma_c}{\Delta\sigma_{Ü}}\right)^{m_2} \tag{5.3}$$

Mit der nun gegebenen Vorgehensweise zur eindeutigen Abgrenzung des Kurzzeit- vom Zeitfestigkeitsbereich können mögliche Anwendungsgrenzen einer nennspannungsbasierten Nachweisführung erneut diskutiert werden. Zur Bewertung wird nochmals der Verlauf der aus der kalibrierten trilinearen DWL abgeleiteten Nennspannungswöhlerkurve in Abbildung 5.4 herangezogen. Oberhalb $\Delta\sigma_{Ü}$, d. h. im Kurzzeitfestigkeitsbereich, zeigt die Spannungswöhlerkurve eine sehr flache Neigung. Dies kann bei der Lebensdauerabschätzung zu einer geringeren Treffsicherheit führen. Folglich erscheint für die sehr hohen Beanspruchungen oberhalb $\Delta\sigma_{Ü}$ eine integrale Betrachtung der Schweißzone bzw. eine globale nennspannungsbasierte Bewertung, vom derzeitigen Standpunkt aus, nicht sinnvoll. Aus diesen Überlegungen ergibt sich eine Limitierung der Bemessungswöhlerlinie auf Grundlage der Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{Ü}$ nach oben hin. Für das in diesem

Kapitel mehrfach aufgegriffene Anwendungsbeispiel der laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL ist die empfohlene Bemessungswöhlerlinie in Abbildung 5.5 eingezeichnet. Aufgespannt sind die Wöhlerlinien für die Überlebenswahrscheinlichkeiten $P_Ü = 50$ % und $P_Ü = 95$ % durch die in Abschnitt 3.5 (vgl. Tabelle 3.8 bzw. Anhang B.2) ermittelten Stützstellen $\Delta\sigma_c$ bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Hin zum Langzeitfestigkeitsbereich sind die Wöhlerlinien analog zu [DIN EN 1993-1-9] fortgeführt.

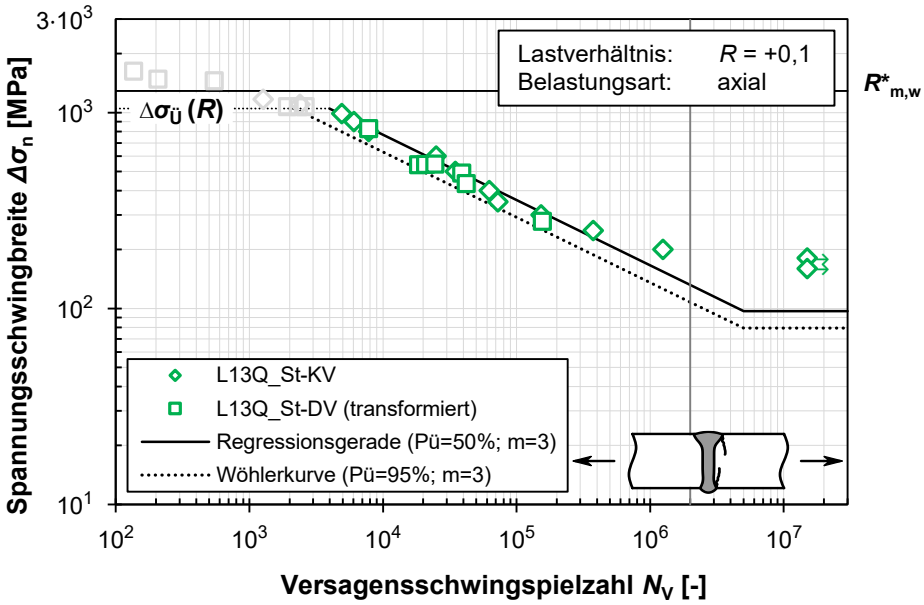


Abbildung 5.5: Durch die Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_Ü$ ($R = +0{,}1$) nach oben begrenzte Bemessungswöhlerlinie in Anlehnung an [DIN EN 1993-1-9] – exemplarisch für die laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL

Abschätzung einer charakteristischen Stützstelle für die Kurzzeitfestigkeit

Bei der vorgestellten Methode erfolgt die eindeutige Beschreibung der Kurzzeitfestigkeitsgeraden neben der Neigung, für welche derzeit basierend auf [FKM 19] $m_1 = 10{,}3$ vorgeschlagen wird, durch eine repräsentative Stützstelle. Hierfür wurde bereits zuvor die charakteristische Referenzspannungsamplitude $\sigma_{a,0}$ bei $N = 10^3$ Schwingspielen für ein Spannungsverhältnis von $R = -1$ eingeführt. Liegen dehnungsgeregelte Schwingversuche für das Kerbdetail vor, so sollte die Bestimmung der Stützstelle stets anhand einer kalibrierten DWL, bspw. nach dem in Abschnitt 5.2 beschriebenen Verfahren, erfolgen. Ist der hoch und sehr hoch beanspruchte Bereich nicht umfassend mit Versuchsdaten belegt, so kann die DWL für den Kurzzeitfestigkeitsbereich nicht kalibriert werden.

Ausgehend von der schematischen Darstellung der wesentlichen Einflussfaktoren in Abbildung 5.3, wird nachfolgend die Idee einer Abschätzung der Stützstelle anhand der quasistatischen Eigenschaften der Fügeverbindung aufgegriffen. Wie Abbildung 5.6 zeigt, scheint vom derzeitigen Standpunkt aus eine Korrelation zwischen der Zugfestigkeit und der Referenzspannungsamplitude $\sigma_{a,0}$ gegeben. Die Darstellung in Abbildung 5.6 basiert auf den aus den kalibrierten trilinearen DWL abgeleiteten Referenzspannungsamplituden $\sigma_{a,0}$ (vgl. Anhang E.3) sowie auf den experimentell ermittelten Grundwerkstoff- (vgl. Abschnitt 3.2) bzw. Querzugfestigkeiten (vgl. Abschnitt 3.4.4). Den Diagrammen ist zu entnehmen, dass der betrachtete Quotient geringeren Streuungen unterliegt, wenn das Verhältnis mit der Querzugfestigkeit der Schweißverbindungen (vgl. Abbildung 5.6 – rechts) anstelle der des Grundwerkstoffs (vgl. Abbildung 5.6 – links) gebildet wird. Dies ist darauf zurückzuführen, dass in der Querzugfestigkeit implizit die Entfestigung der Schweißzone bzw. der Fügeverbindungen mit abgebildet wird.

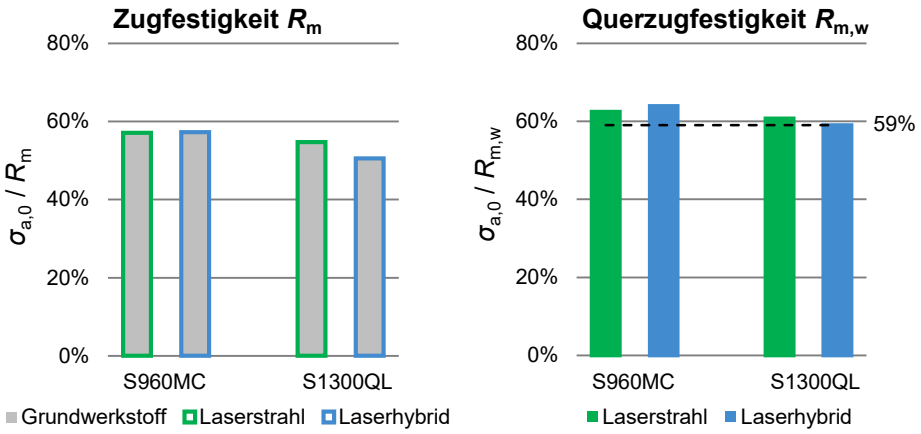


Abbildung 5.6: Verhältnis der charakteristischen Referenzspannungsamplitude $\sigma_{a,0}$ zur Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs (links) bzw. zur Querzugfestigkeit der laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S960MC und S1300QL (rechts)

Auf Grundlage der derzeit begrenzt vorliegenden Ergebnisse erscheint eine rudimentäre Abschätzung der Referenzspannungsamplitude $\sigma_{a,0}$ als Anteil der Querzugfestigkeit der Fügeverbindung gerechtfertigt. Für die vorliegenden Serien wird ein empirisch ermittelter Anteil von 59 % der Querzugfestigkeit vorgeschlagen. Unter dieser Annahme sowie dem Ansatz der festen Neigungen m_1 = 10,3 und m_2 = 3 kann Gl. 5.2 zu Gl. 5.4 vereinfacht werden. Die Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_Ü$ hängt dann nur noch von drei Eingangrößen ab. Hierzu zählen die Querzugfestigkeit $R_{m,w}$, der charakteristische Wert der Ermüdungsfestigkeit bzw. der Kerbfall $\Delta\sigma_c$ sowie das Spannungsverhältnis R.

$$\Delta\boldsymbol{\sigma}_{\text{Ü}} = \mathbf{0,353} \cdot \left(\sqrt{\mathbf{2}\,(\mathbf{1}-\boldsymbol{R})} \cdot \mathbf{0,59} \cdot \boldsymbol{R}_{\boldsymbol{m.w}}\right)^{\mathbf{1,411}} \cdot \Delta\boldsymbol{\sigma}_{\boldsymbol{c}}{}^{-\mathbf{0,411}} \tag{5.4}$$

Da nur die laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S960MC und S1300QL umfassend mit dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuchsergebnissen belegt sind, können derzeit auch nur diese Serien für die Herleitung der Abschätzmethode herangezogen werden. Für die Übertragung auf andere Werkstoffgruppen und Kerbdetails ist eine Validierung an weiteren Versuchsserien zwingend erforderlich. Ausschließlich für die hier vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) ist die einfache Abschätzung der Referenzspannungsamplitude $\sigma_{a,0}$ als fester Anteil der Querzugfestigkeit experimentell abgesichert. Möglicherweise erfordert die Übertragung auf andere Werkstoffgruppen, bspw. niederfeste Baustähle, einen angepassten Anteil oder gar die Einführung eines werkstoffabhängigen Skalierungsfaktors. Auch ist die Hinzunahme weiterer integraler, quasi-statischer Eigenschaften, wie bspw. die integrale 0,2 %-Dehngrenze (vgl. Abschnitt 3.4.4), für die Abschätzung möglich. Im Gegensatz zum Querzugversuch von Schweißverbindungen nach [DIN EN ISO 4136] zur Bestimmung der Querzugfestigkeit, ist die experimentelle Erfassung der integralen Kennwerte noch nicht einheitlich geregelt. Daher wurde bei der Herleitung der hier vorgestellten Abschätzmethode für die Praxis bisher auf die Verwendung von integralen Kennwerten verzichtet.

6 Bemessungsempfehlungen

6.1 Übersicht

Basierend auf den experimentellen und numerischen Untersuchungen der vorhergehenden Kapitel werden in diesem Abschnitt für die Fügeverfahren Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff sowie Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen Bemessungsempfehlungen abgeleitet. Die Empfehlungen beschränken sich auf die in dieser Arbeit umfangreich untersuchten nenn- und kerbspannungsbasierten Konzepte. Wie in Abschnitt 4.4 beschrieben, existieren zur kerbdehnungsbasierten Nachweisführung dieser Verbindungen noch einige offene Fragestellungen. Daher wird für das Kerbdehnungskonzept an dieser Stelle auf die Ableitung praxisnaher Bemessungsempfehlungen verzichtet.

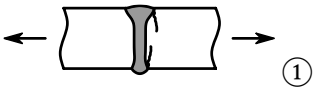
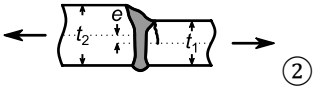
6.2 Nennspannungskonzept

Für die Konstruktionsdetails laserstrahl- und laserhybridgeschweißte Stumpfstöße ohne und mit Blechdickensprung aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) sind die erarbeiteten Bemessungsempfehlungen in Tabelle 6.1 und Tabelle 6.2 dargestellt. Die tabellarischen Darstellungen sind in Anlehnung an die Regelwerke (bspw. [DIN EN 1993-1-9]) gewählt und wie folgt gegliedert. Im oberen Teil der Tabellen sind zunächst die Kerbfalleinstufungen und die hierfür zugrundeliegenden Anforderungen und Hinweise für die Ausführung ohne Blechdickensprung aufgeführt. Ausgehend von dieser Basisvariante folgen die zusätzlichen Anforderungen und Hinweise zur Ausführungsvariante mit einseitigem Blechdickensprung an der Oberseite. Die Tabellen schließen mit weiteren Erläuterungen der Indizes in der Fußzeile.

Zur Einstufung des *laserstrahlgeschweißten* Stumpfstoßes ohne Blechdickensprung (vgl. Tabelle 6.1 – oben) ist Folgendes anzumerken. Die Schwingversuche zu diesem Konstruktionsdetail (vgl. Abschnitt 3.5) zeigen, dass ohne eine Schweißnahtnachbehandlung der versagenskritische Riss sowohl von der Nahtunterseite als auch von der Nahtoberseite ausgehen kann. Bei fehlender Zugänglichkeit, bspw. an der Innenseite des Teleskopauslegers, können potenzielle Ermüdungsrisse erst spät detektiert werden. Dies sollte bereits bei der Auslegung, aber auch bei der Inspektion der Tragstrukturen im Betrieb berücksichtigt werden. Der hier empfohlene Kerbfall 100 wird primär auf Grundlage der Auswertungen der

eigenen Versuchsserien (vgl. Abschnitt 4.2.2) gewählt. Durch die praxisnahen Fertigungsbedingungen der Kleinprüfkörper sind bei dieser Kerbfalleinstufung zahlreiche Fertigungseinflüsse experimentell abgesichert. Hervorzuheben ist, dass durch die repräsentativen Großbauteilversuche zusätzlich praxisrelevante Einflüsse der Teleskopauslegerfertigung (vgl. Abschnitt 3.6), wie Kaltumformung der Schweißnähte und Zwängungen beim Zusammenbau der beiden Halbschalen, validiert sind. Versuchsdaten aus der Literatur weisen darauf hin, dass bei Sicherstellung einer sehr hohen Schweißnahtqualität weiteres Steigerungspotenzial hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit besteht (vgl. Abschnitt 4.2.2). Die Reproduzierbarkeit der hierfür notwendigen sehr hohen Nahtqualität ist bisher für praxisübliche Fertigungsbedingungen jedoch nicht umfassend belegt.

Tabelle 6.1: Nennspannungsbasierte Bemessungsempfehlungen für das Konstruktionsdetail laserstrahlgeschweißter Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung

Kerbfall	Konstruktionsdetail	Anforderungen / Hinweise
100[1)] (m = 3)	<u>Stumpfstoß</u> Laserstrahlschweißung ohne Zusatzwerkstoff  ①	- Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 13919-1] - Winkelversatz: $\beta \leq 1$ ° - Blechdicken: 3 - 10 mm - Schweißnahtvorbereitung: Technischer Nullspalt - Scheibenlaser mit einer Strahlqualität von 2 - 8 mm mrad[2)]
	<u>Stumpfstoß mit einseitigem Blechdickensprung an der Nahtoberseite</u> Laserstrahlschweißung ohne Zusatzwerkstoff  ② Zusatzbeanspruchung aus der Exzentrizität e (bezogen auf die Schwerlinien) ist über den Vergrößerungsfaktor k_m zu berücksichtigen: $k_m = 1 + \frac{6 \cdot e}{t_1} \cdot \frac{t_1^{1,5}}{t_1^{1,5} + t_2^{1,5}}$ mit: $t_1 < t_2$	Ergänzungen zu ①: - (Modifizierte) Nennspannungen sind für das dünnere Blech (Dicke: t_1) zu ermitteln - Schweißnahtunterseite ohne planmäßigen Kantenversatz - Einseitiger Dickensprung ≤ 2 mm bzw. Exzentrizität $e \leq 1$ mm - Ohne Anarbeitung einer Neigung am dickeren Blech

[1)] Die maximale Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ ist zu begrenzen:

$$\Delta\sigma \leq 0{,}353 \cdot \left(\sqrt{2\,(1-R)} \cdot 0{,}59 \cdot R_{m.w}\right)^{1{,}411} \cdot \Delta\sigma_c{}^{-0{,}411} \leq \frac{R_{m,w}}{1-R}$$

(Validiert für die Festigkeitsklassen S960, S1100 und S1300)

[2)] Oder vergleichbares Fügewerkzeug. Bei Verwendung eines anderen Lasertyps oder anderer Strahlqualität ist die Übertragbarkeit der Bemessungsempfehlung nachzuweisen. Die Übertragbarkeit ist gewährleistet, wenn sich hinsichtlich Form und Abmessung im Wesentlichen gleiche Schweißnahtprofile einstellen.

Für die hier vorgeschlagene Bemessungsempfehlung (Kerbfall 100) sind die Anforderungen an die Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 13919-1] einzuhalten, deren Umsetzbarkeit in der Praxis gezeigt wurde (vgl. Kapitel 3). Wie die Sensitivitätsanalyse im Rahmen der kerbspannungsbasierten Bewertung in Abschnitt 4.3.5 zeigt, sollte insbesondere auf die Grenzwerte der Unregelmäßigkeiten Einbrandkerbe sowie Winkel- und Kantenversatz ein besonderes Augenmerk gelegt werden. Die für die statistische Auswertung und Herleitung des Kerbfalls herangezogene Datenbasis wurde vorab entsprechend dieser Grenzkriterien gefiltert (vgl. Abschnitt 4.2). Auf Grundlage der gefilterten Datenbasis ist der empfohlene und für die Werkstoffgruppe praxisrelevante Blechdickenbereich von 3 mm $\leq t \leq$ 10 mm statistisch abgesichert. Weiterhin sind, aufgrund der geringen Spaltüberbrückbarkeit beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff und der für die hohe Kerbfalleinstufung zwingend erforderlichen hohen Schweißnahtqualität, strenge Vorgaben hinsichtlich der Schweißnahtvorbereitung erforderlich. Den experimentellen Untersuchungen in Kapitel 3 liegt ein technischer Nullspalt zugrunde, der bisher nur durch eine mechanische Überarbeitung der Schnittkanten reproduzierbar sichergestellt werden konnte. Zudem ist beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff die Wahl des Fügewerkzeugs, d. h. die Charakteristik des Laserstrahls, für das sich einstellende Schweißnahtprofil und die daraus resultierende Ermüdungsfestigkeit entscheidend. Bei stark unterschiedlicher Charakteristik des Laserstrahls ergeben sich abweichende Schweißnahtprofile und eine variierende Ermüdungsfestigkeit der Verbindungen. Dies zeigen bspw. die Untersuchungen zu Schweißungen mit einem Faserlaser und einer sehr hohen Strahlqualität (0,4 mm mrad) in [NiJa18]. Für die Kerbfallableitung hier wird vereinfacht der Lasertyp auf den verwendeten Scheibenlaser und das Strahlparameterprodukt auf einen Bereich zwischen 2 und 8 mm mrad eingeschränkt. Diese Konfiguration ist durch die vorliegende Datenbasis experimentell abgesichert. Darüber hinaus ist eine Übertragbarkeit der Bemessungsempfehlung gegeben, wenn beim Einsatz eines abweichenden Fügewerkzeugs ein vergleichbares Schweißnahtprofil hinsichtlich Form und Abmessung nachgewiesen wird (vgl. auch Tabelle 6.1 – Fußzeile [2)]). Hierzu können bspw. Querschliffe oder hinreichend genaue Laservermessungen des Nahtprofils herangezogen werden. Außerdem beinhaltet die Bemessungsempfehlung eine Limitierung der maximalen Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ auf Grundlage der in Kapitel 5 entwickelten Methode zur Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit. Die Bestimmung erfolgt nach Gl. 5.4, die auch in der Fußzeile unter dem Index [1)] wiedergegeben ist. Zur Berechnung der maximalen Spannungsschwingbreite werden die Eingangsparameter Querzugfestigkeit $R_{\mathrm{m,w}}$, Kerbfall $\Delta\sigma_{\mathrm{c}}$ sowie Spannungsverhältnis R herangezogen. Im Hinblick auf die Tendenz zur individuellen Entfestigung der Schweißzone bei den betrachteten Werkstoffen sollte $R_{\mathrm{m,w}}$ an Schweißverbindungen, hergestellt unter realen, repräsentativen Fertigungsbedingungen, bestimmt werden. Beispielsweise können hierfür die Ergebnisse der Querzugprüfungen nach [DIN EN ISO 4136] aus der Verfahrensprüfung ([DIN EN ISO 15614-11] – Laserstrahlschweißen bzw. [DIN EN ISO 15614-14] – Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen) herangezogen werden. Zudem ist eine Begrenzung

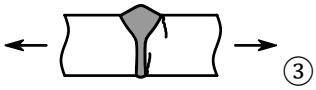
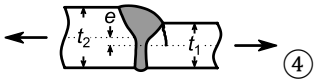
der maximalen Spannungsschwingbreite bzw. der Oberspannung durch die statische Festigkeit der Verbindung in der Formel (vgl. auch Tabelle 6.1 – Fußzeile [1)]) vorgesehen. Bei Übernahme in die Regelwerke müssen hier für die statische Nachweisführung die entsprechenden Teilsicherheitswerte ergänzt werden.

Aufbauend auf den Empfehlungen zur Ausführung ohne Blechdickensprung sind die ergänzenden Anforderungen und Hinweise für die Variante mit Dickensprung im weiteren Verlauf von Tabelle 6.1 wiedergegeben. Wichtig ist, dass sich die Bemessungsempfehlung ausschließlich auf eine einseitige, an der Unterseite planmäßig ebene Ausführung bezieht. Nur die sich so ausbildende Nahtwurzelgeometrie ist durch die vorliegenden Ermüdungsversuche experimentell abgesichert. Wie die Schwingversuche in Abschnitt 3.5 zeigen, liegt dann die versagenskritische Stelle eindeutig an der Oberseite am Nahtübergang zum dünneren Blech. Insbesondere bei der hier thematisierten Schweißung ohne Zusatzwerkstoff ist der Dickensprung zudem auf die experimentell erprobten 2 mm bzw. die Exzentrizität auf 1 mm zu beschränken. Die Zusatzbeanspruchung infolge der Exzentrizität muss über den Vergrößerungsfaktor k_m nach Gl. 4.1, die auch in Tabelle 6.1 wiedergegeben ist, berücksichtigt werden. Bei der Nachweisführung kann so entweder eine modifizierte Nennspannung, d. h. Vergrößerung der Einwirkung (k_m als Faktor), oder eine reduzierte Ermüdungsfestigkeit bzw. ein korrigierter Kerbfall, d. h. der Widerstand verringert (k_m als Divisor), angesetzt werden. Veranschaulicht ist der Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit im vorliegenden Anwendungsfall für den relevanten Blechdicken- und Exzentrizitätsbereich im Diagramm in Anhang F.1. Demnach ist für einen laserstrahlgeschweißten Blechdickensprung von 6 mm auf 8 mm die reduzierte Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c$ = 71,7 MPa anzusetzen. Dieser korrigierte Kerbfall darf auch für die Ermittlung der maximalen Spannungsschwingbreite nach Gl. 5.4 bzw. Tabelle 6.1 – Index [1)] herangezogen werden.

Die Erläuterungen zu den Kerbfallempfehlungen zum laserstrahlgeschweißten Stumpfstoß (vgl. Tabelle 6.1) gelten analog für die *laserhybridgeschweißte* Ausführung (vgl. Tabelle 6.2). Dies gilt vor allem für die Limitierung der maximalen Spannungsschwingbreite sowie der Berücksichtigung der Zusatzbeanspruchung infolge Exzentrizität beim einseitigen Blechdickensprung. Aus dem sich im Vergleich zur laserstrahlgeschweißten Variante eindeutig unterscheidenden Schweißnahtprofil resultiert eine deutlich geringere Ermüdungsfestigkeit der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße. Bei den eigenen Schwingversuchen (vgl. Abschnitt 3.5) war stets die MAG-geprägte Nahtoberseite versagenskritisch. Daher liefert der MAG-Teilprozess das größte Potenzial zur Optimierung des Nahtprofils und zur Steigerung der Ermüdungsfestigkeit dieser Fügeverbindungen. Wie in Abschnitt 4.2.3 beschrieben, belegen Versuchsergebnisse aus der Literatur (insb. [Skri18]), dass durch Optimierung der Schweißparameter, wie Anpassung der Kantenvorbereitung (bspw. Y-Naht anstelle I-Naht), Reduktion des MAG-Anteils etc., das Nahtprofil an der Oberseite sehr flach bzw. kerbarm eingestellt werden kann. Hieraus resultiert eine poten-

zielle Verlagerung des versagenskritischen Bereichs hin zur laserstrahlgeprägten Nahtunterseite. Die Ermüdungsfestigkeit dieser Verbindung nähert sich dann dem hohen Niveau der zuvor thematisierten laserstrahlgeschweißten Ausführung (vgl. Tabelle 6.1) an. Dagegen ist die niedrigere Einstufung nach Tabelle 6.2 überwiegend aus den eigenen Schwingversuchen (vgl. Abschnitt 3.5) mit Ermüdungsversagen ausgehend von der MAG-geprägten Nahtoberseite abgeleitet. Es ist davon auszugehen, dass hier nur geringe Anforderungen an die Charakteristik des Laserstrahls gestellt werden müssen. Spezifische Angaben zum Lasertyp und zur Strahlqualität entfallen daher in Tabelle 6.2.

Tabelle 6.2: Nennspannungsbasierte Bemessungsempfehlungen für das Konstruktionsdetail Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißter Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung

Kerbfall	Konstruktionsdetail	Anforderungen / Hinweise
71[1)] (m = 3)	<u>Stumpfstoß</u> Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung  ③	- Bewertungsgruppe B nach [DIN EN ISO 12932] - Winkelversatz: $\beta \leq 2$ °; **bei $\beta \leq 1$ ° darf ein Kerbfall höher angesetzt werden** - Blechdicken: 5 - 12 mm - Schweißnahtvorbereitung: oxidfreier Laserstrahlzuschnitt (oder vergleichbar)
	<u>Stumpfstoß mit einseitigem Blechdickensprung an der Nahtoberseite</u> Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung  ④ Zusatzbeanspruchung aus der Exzentrizität e (bezogen auf die Schwerlinien) ist über den Vergrößerungsfaktor k_m zu berücksichtigen: $k_m = 1 + \frac{6 \cdot e}{t_1} \cdot \frac{t_1^{1,5}}{t_1^{1,5} + t_2^{1,5}}$ mit: $t_1 < t_2$	Ergänzungen zu ③: - (Modifizierte) Nennspannungen sind für das dünnere Blech (Dicke: t_1) zu ermitteln - Schweißnahtunterseite ohne planmäßigen Kantenversatz - Einseitiger Dickensprung ≤ 2 mm bzw. Exzentrizität $e \leq 1$ mm - Ohne Anarbeitung einer Neigung am dickeren Blech

[1)] Die maximale Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ ist zu begrenzen:

$$\Delta\sigma \leq 0{,}353 \cdot \left(\sqrt{2(1-R)} \cdot 0{,}59 \cdot R_{m.w}\right)^{1,411} \cdot \Delta\sigma_c^{-0,411} \leq \frac{R_{m,w}}{1-R}$$

(Validiert für die Festigkeitsklassen S960, S1100 und S1300)

Darüber hinaus zeigen die Probeschweißungen (vgl. Abschnitt 3.3.3), dass die Stumpfstöße aufgrund des asymmetrischen Nahtprofils, das sich beim einlagigen Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen einstellt, zu moderat erhöhtem Winkelversatz neigen. Grundlage für den empfohlenen Basiskerbfall 71 bildet daher ein Winkelversatz von $\beta \leq 2$ °. Wird der nach [DIN EN ISO 12932] für Bewertungsgruppe B geltende strengere Grenzwert von

$\beta \leq 1\,°$ eingehalten, so kann Kerbfall 80 angesetzt werden. Diese Kerbfalleinstufung ist durch die differenzierten Auswertungen in Abschnitt 4.2.3 statistisch abgesichert. Schließlich ist für die laserhybridgeschweißten Ausführungen ein oxidfreier Laserzuschnitt als I-Nahtvorbereitung ausreichend, wie die Untersuchungen in Abschnitt 3.3.3 belegen. Eine Wirtschaftlichkeitsbetrachtung in [Mel+21] zeigt, dass so der laserhybridgeschweißte Stumpfstoß wesentlich wirtschaftlicher realisiert werden kann. Dem gegenüber steht die höhere Ermüdungsfestigkeit, aber auch die höheren Kosten der Laserstrahlschweißung ohne Zusatzwerkstoff.

6.3 Kerbspannungskonzept

Zur kerbspannungsbasierten Auslegung von ermüdungsbeanspruchten Tragstrukturen existieren, u. a. in [DVS 0905], bereits umfangreiche Bemessungsempfehlungen. Wie in Abschnitt 2.4.4 beschrieben, sind jedoch die derzeit Anwendung findenden Kerbspannungsansätze bisher nicht umfassend für die vorliegenden laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) untersucht. Auf Grundlage der in Abschnitt 4.3 durchgeführten Validierung ergeben sich für die untersuchten Ansätze nachfolgend beschriebene Anpassungen. Die Ansätze sind in Tabelle 6.3 basierend auf den erarbeiteten Erfahrungswerten priorisiert. Grundlage der in Tabelle 6.3 zusammengefassten Empfehlungen bildet stets [DVS 0905]. Die zur Modellbildung, Diskretisierung und Auswertung herangezogenen Simulationsparameter sind in Abschnitt 4.3 wiedergegeben.

Für den vorliegenden Anwendungsfall liefert der Kerbspannungsansatz nach dem Konzept eines fiktiven Ersatzkerbradius von r_{ref} = 0,3 mm, basierend auf den Untersuchungen in Abschnitt 4.3, die höchste Treffsicherheit bei der Lebensdauerabschätzung. Dabei kann die Beanspruchungsgröße, d. h. die maximale, fiktive Hauptspannung ermittelt nach der Elastizitätstheorie, direkt am Kerbgrund aus der FE-Analyse ausgelesen werden. Der hier empfohlene fiktive Kerbradius von r_{ref} = 0,3 mm stellt insbesondere für die kleinen Abmessungen der laserstrahlgeprägten Schweißnahtbereiche einen guten Kompromiss zwischen Modellierungsaufwand und Detaillierungsgrad dar und ist daher zu priorisieren. Entgegen der Kerbfalleinstufung nach [DVS 0905] (vgl. auch Tabelle 4.4) wird für den vorliegenden Anwendungsfall eine moderat niedrigere Ermüdungsfestigkeit von $\Delta\sigma_c$ = 260 MPa bei fester Neigung von m = 3 empfohlen. Wie in Abschnitt 4.3 beschrieben, liefert das spezifische Werkstoffgefüge der vorliegenden Feinkornbaustähle einen Erklärungsansatz. Bedingt durch die speziellen Legierungs- bzw. Werkstoffkonzepte (vgl. Abschnitt 3.2) liegt in der Schweißzone ein sehr feinkörniges Gefüge vor. Nach [Neub68] resultiert hieraus eine reduzierte Ersatzstrukturlänge sowie eine geringere Mikrostützwirkung in der Schweißnahtkerbe bzw. eine höhere Kerbempfindlichkeit. Die geringere lokale Ermüdungsfestigkeit im Kerbgrund von Fügeverbindungen aus der vorliegenden Werkstoffgruppe wird auch durch

die Kerbspannungsbewertungen in [Möll20] bestätigt. Für MAG-geschweißte Stumpfnähte der Blechdicke 8 mm aus den Festigkeitsklassen S960 und S1100 konnte unter dem Ansatz eines fiktiven Ersatzradius von r_{ref} = 1,0 mm lediglich der Kerbfall 160 bei fester Neigung der Wöhlerlinie von m = 3, anstelle des Kerbfalls 225 (m = 3) nach [DVS 0905], nachgewiesen werden.

Tabelle 6.3: Kerbspannungsbasierte Bemessungsempfehlungen für Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybrid-geschweißte Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen

Priorität	Konzept	Bewertungsgrundlage	Kerb-radius r_{ref} [mm]	Mikro-stütz-wirkung ρ^* [mm]	Bemessungs-wöhlerlinie Stützstelle $\Delta\sigma_c$ [1)] [MPa]	Bemessungs-wöhlerlinie Neigung m [-]
1	Fiktiver Ersatzradius	Maximale im Kerbgrund wirkende, fiktive, elastische Hauptspannung: $\Delta\sigma_{k,1}$	0,3	teilweise implizit berücks.[2)]	260	3
Alternativ anwendbar:						
2	Mikro-stützwirkung	Über Ersatzstrukturlänge ρ^* gemittelte Hauptspannung: $\Delta\sigma_{eff}$	0,05	0,25	160	3
3	Fiktiver Ersatzradius	Maximale im Kerbgrund wirkende, fiktive, elastische Hauptspannung: $\Delta\sigma_{k,1}$	0,3	teilweise implizit berücks.[2)]	300	5

[1)] Charakteristische Ermüdungsfestigkeit bei $N_c = 2 \cdot 10^6$ und $P_Ü$ = 95 %
[2)] Nicht separat anzusetzen, d. h. Beanspruchungsgröße kann direkt im Kerbgrund ermittelt werden

Alternativ kann mit dem Ansatz auf Grundlage des Konzepts der Mikrostützwirkung eine ähnlich hohe Treffsicherheit bei der Lebensdauerabschätzung erzielt werden (vgl. Abschnitt 4.3). Hierbei kann die Hypothese der geringeren Mikrostützwirkung bzw. der reduzierten Ersatzstrukturlänge bei der vorliegenden Werkstoffgruppe direkt aufgegriffen werden. Durch Reduktion der Ersatzstrukturlänge auf ρ^* = 0,25 mm kann für die vorliegenden Fügeverbindungen wieder der nach [Bau+15] einheitlich empfohlene Kerbfall 160 (m = 3) angesetzt werden. Nachteilig sind zum einen der höhere Rechen- und Diskretisierungsaufwand aufgrund des kleineren Referenzradius von r_{ref} = 0,05 mm und zum anderen der gesteigerte Auswerteaufwand bei der Ermittlung der über die Ersatzstrukturlänge gemittelten Beanspruchungsgröße. Für letzteren ist bisher in den verbreiteten FE-Softwarelösungen standardmäßig kein geeigneter Auswertealgorithmus implementiert.

Wie in Tabelle 6.3 dargestellt, kann darüber hinaus wahlweise für den Ansatz eines fiktiven Ersatzkerbradius von r_{ref} = 0,3 mm der nach [DVS 0905] empfohlene Kerbfall 300 (Nahtübergangsversagen) angesetzt werden, jedoch mit der flacheren Neigung von m = 5. Die deutlich flachere Neigung der Bemessungswöhlerlinie ist nach [DVS 0905] für Blechdicken t < 7 mm vorgesehen. Wie in Abschnitt 4.3.4 und [Baum17] beschrieben, wurde die Übergangsblechdicke von t = 7 mm anhand einer Versuchsseriensammlung empirisch festgelegt. Zwar ist durch die in [Baum17] angegebene Datenbasis mit abnehmender Blechdicke eine Reduktion der Wöhlerlinienneigung nachweisbar, die einzelnen Neigungen der zugrundeliegenden Versuchsserien unterliegen jedoch starken Streuungen und der Übergang erscheint fließend. Die Unterschiede bei der Wöhlerlinienneigung zeigen sich insbesondere bei hohen Lasthorizonten. Abbildung 4.4 (vgl. Abschnitt 4.3.4) verdeutlicht, dass bei Kerbfall 300 mit Neigung m = 5 das Potenzial der vorliegenden Verbindungen im typischen Anwendungsbereich nicht ausgeschöpft werden kann. Daher sollte dem Ansatz bei der Auslegung dieser Tragstrukturen nur eine untergeordnete Priorisierung eingeräumt werden.

Darüber hinaus ist zu den kerbspannungsbasierten Bemessungsempfehlungen aus Tabelle 6.3 folgendes anzumerken. Die Anpassungen für laserstrahl- und laserhybridgeschweißte Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa ≤ $R_{p0,2}$ ≤ 1300 MPa) sind ausschließlich auf Grundlage der durchgeführten Schwingversuche (vgl. Abschnitt 3.5) und der darauf aufbauenden numerischen Untersuchungen (vgl. Abschnitt 4.3) hergeleitet. Wesentliche Abweichungen hinsichtlich des Blechdickenbereichs, der Schweißparameter, der Nahtart oder -geometrie müssen erneut validiert werden. Hierzu sollten stets Ermüdungsversuche an repräsentativen Schweißungen herangezogen werden, welche im Anschluss auf Kerbspannungsbasis nach dem jeweiligen Ansatz (vgl. Abschnitt 4.3) bewertet werden. So fokussieren sich die hier durchgeführten Untersuchungen auf einen für die vorliegenden höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustähle praxisrelevanten Blechdickenbereich von ca. 6 - 8 mm. Wesentliche Abweichungen sowohl hin zum Dünn- als auch in den Dickblechbereich sind weiterführend zu untersuchen. Außerdem beziehen sich die vorliegenden Betrachtungen ausschließlich auf ein Ermüdungsversagen ausgehend vom Schweißnahtübergang, welches bei Laserstrahl- und Laserhybridschweißungen als Standardversagensform zu sehen ist. Eine kerbspannungsbasierte Bewertung des Schweißnahtwurzelbereichs bei nicht erfolgter Durchschweißung wurde bisher nicht betrachtet.

Darüber hinaus liegen den Bemessungsempfehlungen in Tabelle 6.3 weitere Randbedingungen zugrunde. Die Bewertungen wurden bisher ausschließlich an kraftgeregelten Schwingversuchen bei einem Lastverhältnis von R = 0,1 überprüft. Dieses adressiert den typischen Anwendungsbereich im Teleskopausleger von Mobilkranen. Jedoch können höhere Lastverhältnisse von 0,1 < R < 1,0, in Abhängigkeit des Eigenspannungszustands am

realen Bauteil, zu einer unsicheren Auslegung der Tragstruktur führen. Können keine experimentellen Schwingversuche für das relevante Lastverhältnis zur Überprüfung der hier vorgeschlagenen Bemessungsempfehlung durchgeführt werden, sollte durch Anwendung einer geeigneten Mittelspannungstransformationsmethode (vgl. bspw. Abschnitt 2.4.5) die Ermüdungsfestigkeit konservativ herabgesetzt werden.

Außerdem wurden bei der Kerbspannungseinstufung in Abschnitt 4.3 die tatsächlichen, realen Abmessungen der Probekörper herangezogen. Entgegen der Regelwerke, wie [DVS 0905] oder [Hobb16], die spannungsüberhöhende Faktoren aus Kanten- und Winkelversatz in geringem Umfang auf der Widerstandsseite implizit mitberücksichtigen, ist durch die Empfehlungen in Tabelle 6.3 kein Versatz abgedeckt. Diese Einflüsse müssen derzeit bei der Auslegung voll auf der Beanspruchungsseite angesetzt werden. Auf eine pauschale Berücksichtigung auf der Widerstandsseite wurde bisher verzichtet, da für die hier im Fokus stehenden modernen Fertigungsverfahren keine umfassende Datenbasis zum Winkel- und Kantenversatz unter praxisnahen Fertigungsbedingungen vorliegt. Derzeit sollte daher für die Auslegung der Tragstrukturen der Kanten- und Winkelversatz an repräsentativen Stellen von praxisnahen Bauteilen ermittelt und für die Kerbspannungsberechnungen herangezogen werden. Ähnliches gilt für die Modellierung des Schweißnahtprofils. Wie die Untersuchungen in Abschnitt 4.3 zeigen, führen die Untersuchungen mit realitätsnahen Schweißnahtprofilen, bspw. durch Querschliffe oder Laservermessungen bestimmt, zu einer wesentlich wirtschaftlicheren Auslegung der Fügeverbindungen. Auf eine Worst-Case-Betrachtung auf Grundlage der Grenzwerte aus den Bewertungsnormen der jeweiligen Schweißnähte (Laserstrahlschweißen: [DIN EN ISO 13919-1] bzw. Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen: [DIN EN ISO 12932]) sollte nur zurückgegriffen werden, wenn keine repräsentativen Nahtabmessungen vorliegen.

7 Zusammenfassung und Ausblick

7.1 Zusammenfassung

Um den sicheren Einsatz in hochbeanspruchten Tragstrukturen zu ermöglichen, widmet sich diese Arbeit den Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißten Verbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen (960 MPa $\leq R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa). Dazu ist zunächst festzuhalten, dass sich die hier untersuchten ultrahochfesten Feinkornbaustähle hinsichtlich der mechanischen und technologischen Eigenschaften mitunter erheblich unterscheiden. Selbst bei vergleichbarer Herstellroute variieren die Eigenschaften der Halbzeuge teils deutlich. Für die normativ nicht geregelten Werkstoffe sind derzeit ausschließlich die Angaben der Stahlhersteller für das jeweilige Produkt verbindlich und zudem meist auf den Lieferzustand limitiert. Die Sicherstellung spezifischer Eigenschaften bei nachträglicher Wärmeeinbringung, wie bspw. dem Schweißen, fallen in den Verantwortungsbereich des fertigenden Betriebs. Basierend auf dem aktuellen Kenntnisstand sollte daher die Qualifizierung der Schweißverfahren bzw. der Fügeverbindungen nicht in Abhängigkeit der Werkstoffgruppe erfolgen, sondern sich stets auf das konkrete Stahlprodukt beziehen.

Im Einzelnen können die Ergebnisse der *Schweißnahtcharakterisierung* (vgl. Abschnitt 3.4) wie folgt zusammengefasst werden. Die zerstörungsfreien Prüfungen belegen, dass mit den untersuchten Strahlschweißverfahren eine mittelhohe (Laserstrahl-MSG-Hybrid) bis hohe (Laserstrahl ohne SZW) Schweißnahtqualität reproduzierbar erzielt werden kann. Das metallurgische Gefüge in der Schweißzone der martensitisch geprägten Grundwerkstoffe variiert aufgrund des Legierungskonzepts, des spezifischen Herstellungsprozesses und in Abhängigkeit der Wärmeführung beim Schweißen mitunter erheblich. Wegen der hohen Legierungsgehalte sowie begünstigt durch die sehr hohen Abkühlraten beim Laserstrahlschweißen neigen diese Werkstoffe zu einer Aufhärtung in der WEZ. Verbreitet ist zudem ein Härteabfall in der Anlasszone ($T_{max} < Ac_1$), der auf nachträgliche Anlasseffekte durch den Schweißprozess zurückzuführen ist. Grundwerkstoffe, die bereits bei der Herstellung stark angelassen werden, zeigen diesen Härteabfall nicht (bspw. S1100M). Die Entfestigung der Anlasszone bestimmt maßgebend das quasi-statische Versagen im Querzugversuch. Zur Beschreibung des elastisch-plastischen Verformungsverhaltens der Fügeverbindung wird der Querzugversuch um eine versuchsbegleitende Dehnungsmessung erweitert. Integral über die Schweißzone werden so die Kenngrößen 0,2 %-Dehn-

grenze, Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung ermittelt. Zudem wird die Sensitivität dieser Kenngrößen gegenüber des häufig bei Schweißverbindungen auftretenden Winkelversatzes diskutiert.

Der Schwerpunkt der Arbeit adressiert das *Ermüdungsverhalten* der Fügeverbindungen. Unterschiede hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit resultieren in erster Linie aus der lokalen Schweißnahtgeometrie, welche maßgebend durch das Fügewerkzeug – Laserstrahl bzw. Laserstrahl und MSG-Lichtbogen – geprägt wird. So ist bei den laserhybridgeschweißten Stumpfstößen durchweg die MAG-geprägte, kerbschärfere Nahtoberseite ermüdungskritisch. Auf Nennspannungsbasis werden die laserhybridgeschweißten Stumpfstöße ohne Blechdickensprung in Kerbfall 71 eingestuft. Dagegen erzielen die ohne Zusatzwerkstoff laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße mit Kerbfall 100 eine wesentlich höhere Ermüdungsfestigkeit. Hierfür müssen jedoch die Randbedingungen der Schweißaufgabe, wie Nahtvorbereitung, Laserart, Strahlqualität etc., spezifiziert werden. Hervorzuheben sind zudem die durchgeführten Großbauteilversuche zur laserstrahlgeschweißten Stumpfnaht, welche die Schwingversuchsergebnisse der korrespondierenden Kleinprüfkörper bestätigen. Durch den realitätsnah gewählten Fertigungsablauf der Großbauteile sind zahlreiche Einflüsse aus der Teleskopauslegerfertigung, wie Kaltumformung, Zwängungen durch den Zusammenbau der Halbschalen sowie das Schweißen der Längsnähte, in den Ermüdungsversuchsergebnissen implizit mitberücksichtigt.

Eine schweißverfahrensunabhängige Bewertung unter Berücksichtigung der lokalen Schweißnahtgeometrie ist in Anlehnung an das *Kerbspannungskonzept* (vgl. Abschnitt 4.3) möglich. Die Validierung verschiedener Ansätze zeigt für die betrachtete Werkstoffgruppe jedoch durchweg eine moderat niedrigere lokale Ermüdungsfestigkeit. Dieser Effekt lässt sich durch eine geringere Stützwirkung bzw. kürzere Ersatzstrukturlänge infolge des sehr feinkörnigen Gefüges im Kerbbereich der Schweißverbindungen begründen. Für die vorliegenden Fügeverbindungen wird die Anwendung nach dem Konzept des fiktiven Ersatzradius mit $r_{\mathrm{ref}} = 0{,}3$ mm (vgl. [DVS 0905]), jedoch mit moderat reduziertem Kerbfall 260 ($m = 3$) empfohlen. Der Ersatzradius von $r_{\mathrm{ref}} = 0{,}3$ mm stellt sowohl für die feingliedrige Schweißnahtgeometrie und den anwendungsrelevanten Blechdickenbereich als auch im Hinblick auf den notwendigen Rechenaufwand den praktikabelsten Ansatz dar und liefert werkstoff- und verfahrensübergreifend die geringste Streuung. Alternativ kann ein Ansatz unter expliziter Berücksichtigung der Mikrostützwirkung angewendet werden. Dieser führt unter Verwendung eines Kerbradius von $r = 0{,}05$ mm und einer reduzierten Ersatzstrukturlänge von $\rho^* = 0{,}25$ mm auf den als allgemeingültig angenommenen Kerbfall 160 ($m = 3$; vgl. [Bau+15]). Außerdem zeigt die auf Grundlage einer kerbspannungsbasierten Parameterstudie durchgeführte Sensitivitätsanalyse, dass Einbrandkerben neben dem Kanten- und Winkelversatz einen wesentlichen Ein-

fluss auf die Ermüdungsfestigkeit der vorliegenden Stumpfstoßverbindungen haben. Wurzelkerben werden nur beim laserstrahlgeschweißten Stumpfstoß ohne Dickensprung, aufgrund des potenziellen Rissausgangs von der Nahtunterseite, relevant.

Darüber hinaus wird das Anwendungspotenzial einer *kerbdehnungsbasierten Bewertung* (vgl. Abschnitt 4.4) unter Berücksichtigung des zyklischen, elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens aufgezeigt. Hierbei kann im Zeitfestigkeitsbereich eine hohe Treffsicherheit bei der Lebensdauervorhersage erzielt werden. Als Vorteil ist die gute Abbildung der Makrostützwirkung insbesondere bei Erstbelastung, bspw. beim Einspannen der Proben, hervorzuheben. Die Bewertungsmethode ist daher vor allem bei Anwendungen mit hohen (Über-)Lasten, bspw. im Kranbau, aber auch zur Erfassung von Effekten aus der Schweißnahtnachbehandlung, bspw. höherfrequenter Hämmerverfahren, vielversprechend. Als Nachteil sind die Vielzahl an Modellvarianten, die zahlreichen Eingangsparameter und deren teilweise große Sensitivität auf die Lebensdauerabschätzung sowie der hohe Komplexitätsgrad des Bemessungskonzepts selbst anzuführen. Im Rahmen dieser Arbeit konnte die höchste Treffsicherheit für eine Beanspruchungsermittlung mit einem Ersatzkerbradius von $r_{\mathrm{ref}} = 0{,}3$ mm, einer experimentell für den jeweiligen Grundwerkstoff ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve und einer elastisch-plastischen FE-Berechnung erzielt werden. Darüber hinaus wurde die Widerstandsseite, entgegen der klassischen Vorgehensweise nach dem Kerbgrundkonzept, durch lineare Regression und statistische Auswertung mit dem Prognoseintervall direkt an den Ermüdungsversuchsergebnissen der Kerbdetailproben kalibriert. Dadurch können zahlreiche ermüdungsrelevante Einflussfaktoren, wie eine variierende Kerbgeometrie, Eigenspannungen und Oberflächenrauheit etc., bereits implizit auf der Widerstandsseite berücksichtigt werden. Eine Abschätzung dieser Einflüsse ist zum Zeitpunkt der Bemessung dann nicht erforderlich. Die Vorgehensweise orientiert sich an den Überlegungen von Seeger und Mitarbeitern (u. a. [Oli+89, Oli+91]) zum Kerbspannungskonzept. Bei der Wahl des bevorzugten Schädigungsparameters P_{SWT} scheint für die vorliegende Werkstoffgruppe eine werkstoffunabhängige Bemessung im Zeitfestigkeitsbereich gerechtfertigt. Basierend auf dem erarbeiteten Kenntnisstand und der noch offenen Fragestellungen ist die kerbdehnungsbasierte Bemessung von Schweißverbindungen aktuell jedoch noch ausschließlich der wissenschaftlichen Anwendung vorbehalten.

Die praxisrelevanten Bemessungsempfehlungen sind derzeit auf den Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich beschränkt. Eine genaue Kenntnis der Anwendungsgrenzen ist für die Auslegung der hier im Fokus stehenden, typischerweise bei hohen bis sehr hohen Beanspruchungshorizonten eingesetzten Schweißverbindungen von besonderer Relevanz. Auf Grundlage einer integralen Betrachtung der Schweißzone wird eine *Methode zur Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit* (vgl. Kapitel 5) entwickelt. Das Verfahren basiert auf einer kombinierten Auswertung von kraft- und dehnungsgeregelten Schwingversuchen an Kerbdetailproben. Ziel ist die Herleitung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie über mehrere

Lebensdauerbereiche hinweg. Die Auswertungen belegen, dass bei der integralen, globalen Betrachtung der Schweißzone im Übergang zwischen Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich elastische Dehnungsanteile dominieren. Weiter kann gezeigt werden, dass die Lebensdauerbeziehung der elastischen Dehnungsanteile im Kurzzeitfestigkeitsbereich primär durch die quasi-statische Festigkeit und im Zeitfestigkeitsbereich durch geometrische Kerben geprägt wird. Basierend auf der experimentell kalibrierten trilinearen Dehnungswöhlerlinie wird als eindeutiges Abgrenzkriterium zwischen Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich die Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{Ü}$ eingeführt. Oberhalb von $\Delta\sigma_{Ü}$ verläuft die korrespondierende Nennspannungswöhlerlinie sehr flach. Vom derzeitigen Standpunkt aus sollte daher in diesem Bereich auf eine nennspannungsbasierte, globale Bemessung verzichtet und die Bemessungswöhlerlinie oberhalb von $\Delta\sigma_{Ü}$ abgeschnitten werden. Obwohl die Herleitung von $\Delta\sigma_{Ü}$ aus einer kalibrierten trilinearen Dehnungswöhlerlinie stets zu bevorzugen ist, wird darüber hinaus eine Abschätzmethode vorgeschlagen und diskutiert. Wesentliche Eingangsgröße hierfür ist die quasi-statische Querzugfestigkeit, welche eine potenzielle Entfestigung der Fügeverbindung implizit mitberücksichtigt.

Darüber hinaus ist eine Zusammenfassung der für die Ingenieurspraxis relevanten Ergebnisse in Form von tabellarischen *Bemessungsempfehlungen* für das Nennspannungs- und Kerbspannungskonzept in Kapitel 6 wiedergegeben.

7.2 Ausblick

Auf Grundlage der hier vorgestellten Arbeiten ergeben sich auf diesem Themengebiet noch offene Fragestellungen, weiteres Forschungspotenzial sowie Handlungsbedarf im Bereich der Normung. Zunächst ist die derzeit fehlende normative Regelung der ultrahochfesten Feinkornbaustähle ($R_{p0,2} > 960$ MPa) hervorzuheben. Zukünftige Regelwerke der Halbzeuge sollten neben Anforderungen an die Grundwerkstoffe auch die Weiterverarbeitung, insbesondere das thermische Fügen, adressieren. Darüber hinaus ist der statische Nachweis von Schweißverbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen derzeit nicht zufriedenstellend und wirtschaftlich geregelt (vgl. bspw. [DIN EN 13001-3-1]). Die im Rahmen dieser Arbeit nachgewiesene hohe quasi-statische Festigkeit der laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Verbindungen kann in geregelten Anwendungsbereichen aktuell nicht angesetzt werden.

Die mechanischen Eigenschaften der Fügeverbindungen liefern insbesondere hinsichtlich des Umformvermögens und des Sprödbruchverhaltens Optimierungspotenzial. Hierbei ist ein Optimum stets in Anhängigkeit des jeweiligen Grundwerkstoffs und des konkreten Anwendungsfalls zu bewerten. Vielversprechend ist eine reproduzierbare Anpassung der Wärmeführung durch den schweißprozessbegleitenden Einsatz der Induktionstechnik. Je nach Anordnung des Induktors kann dieser zum lokalen Vorwärmen, Nachwärmen oder

erneuten Anlassen der Schweißzone verwendet werden. Dem hohen Festigkeitsniveau geschuldet, wird trotz verfahrenstechnischer Optimierung das Sprödbruchverhalten dieser Verbindungen stets sorgfältig zu überprüfen und zu bewerten sein. Aktuelle Forschungsanstrengungen zielen daher auf eine aussagekräftige, abgesicherte Nachweisführung auf Grundlage der Schädigungsmechanik ab (vgl. [Müns25]).

Zur Erweiterung des grundlegenden Verständnisses zum *Ermüdungsverhaltens* der Fügeverbindungen sollten systematisch weitere Konstruktionsdetails untersucht werden. Dabei sollte der Fokus auf Konstruktionsdetails gelegt werden, bei welchen die Vorzüge des Laserstrahl- bzw. des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens gewinnbringend eingesetzt werden können. Als Vorteile sind die geringe Wärmeeinbringung, die einfache Durchschweißung, das niedrige Nahtvolumen, der geringe Verzug und das hohe Automatisierungspotenzial hervorzuheben. Darüber hinaus zeigen Literaturergebnisse (vgl. u. a. [Skri18]), dass die Ermüdungsfestigkeit der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße deutlich erhöht werden kann. Durch schweißverfahrenstechnische Anpassungen, wie einer Änderung der Kantenvorbereitung (bspw. Y-Naht anstelle I-Naht) und einer Reduktion des MAG-Anteils, kann das Nahtprofil an der versagenskritischen Oberseite sehr flach und damit deutlich kerbärmer ausgeführt werden.

Die im Rahmen dieser Arbeit empfohlenen Ansätze, Randbedingungen und Kerbfalleinstufungen zum *Kerbspannungskonzept* beziehen sich bisher nur auf den für das Laserstrahlschweißen typischen Anwendungsfall von voll durchgeschweißten Nähten mit Rissausgang vom Nahtübergang. Die Nachweisführung von nicht durchgeschweißten Nähten mit potenziellem Rissausgang von der innenliegenden Schweißnahtwurzel ist bisher nicht validiert. Zudem sind die Bemessungsempfehlungen an kraftgeregelten Schwingversuchen bei einem Lastverhältnis von $R = 0{,}1$ kalibriert und adressieren somit den typischen Anwendungsbereich im Teleskopausleger. Die sichere Anwendbarkeit für höhere Lastverhältnisse, insbesondere im Bereich von $0{,}1 < R < 1{,}0$, ist noch experimentell zu überprüfen.

Umfangreiche Fragestellungen ergeben sich aus den Untersuchungen zur *kerbdehnungsbasierten Bewertung von Fügeverbindungen*. Bisher besteht kein Konsens darüber, welche zyklischen Werkstoffkennwerte für die hochgradig inhomogene Schweißzone angesetzt werden sollen. Es ist zu eruieren, mit welchen Kennwerten grundsätzlich die höchste Treffsicherheit bei der Lebensdauervorhersage erzielt werden kann. Hierzu sollten auch dehnungsgeregelte Schwingversuche an Werkstoffproben, welche die Schweißzone repräsentieren, herangezogen werden. Aufgrund der sehr geringen Abmessungen der vorliegenden Laserstrahlschweißverbindungen sind auch Werkstoffproben denkbar, bei welchen das jeweilige metallurgische Gefüge zunächst unter versuchstechnischer Nachbildung des spezifischen Schweißwärmezyklus, bspw. im Dilatometer oder Gleeble-System, erzeugt wird. Gängige Abschätzmethoden (vgl. u. a. FKM-Methode nach [Wäch16]) wurden bisher we-

der für die hier im Fokus stehenden ultrahochfesten Feinkornbaustähle noch für das nachträglich wärmebeeinflusste Gefüge in der Schweißzone kalibriert. Des Weiteren werden zur Validierung der Schädigungsparameter auch Schwingversuche bei weiteren äußeren Lastverhältnissen, anstelle von $R = 0{,}1$, benötigt. Die Eignung zur korrekten Abbildbarkeit der Mittelspannungs- bzw. Mitteldehnungsabhängigkeit kann nur beim Vorliegen eines Gesamtspektrums der lokalen Beanspruchungen nachgewiesen werden. Trotz der noch offenen Fragestellungen konnte im Rahmen dieser Arbeit das Potenzial einer kerbdehnungsbasierten, lokalen Bewertung für die Lebensdauervorhersage von Schweißverbindungen aufgezeigt werden. Mittelfristiges Ziel sollte daher die Erstellung eines Leitfadens zur kerbdehnungsbasierten Nachweisführung bei Schweißverbindungen sein (vgl. [DVS 0905] für das Kerbspannungskonzept). Nur so kann eine einheitliche Vorgehensweise und sichere Auslegung der Schweißkonstruktionen gewährleistet werden.

Die Methode zur *Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit* auf Basis einer integralen Betrachtung der Schweißzone wurde im Rahmen dieser Arbeit neu eingeführt. Diese Vorgehensweise gilt es, für weitere Grundwerkstoffe, Konstruktionsdetails sowie Fügeverfahren und Schweißparameter anzuwenden, zu überprüfen und hinsichtlich der Aussagegenauigkeit zu bewerten. Dies betrifft zum einen die stets zu bevorzugende Vorgehensweise über die Kalibrierung einer trilinearen Dehnungswöhlerlinie anhand von kraft- und dehnungsgeregelten Schwingversuchen an Kerbdetailproben. Zum anderen auch die empirisch hergeleitete Abschätzmethode für die Übergangsspannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{Ü}$ auf Grundlage der quasi-statischen Querzugfestigkeit der Fügeverbindungen.

Literaturverzeichnis

[Ahol20] Ahola, A.: Stress components and local effects in the fatigue strength assessment of fillet weld joints made of ultra-high-strength steels. Dissertation, Lappeenranta-Lahti University of Technology, Finland, 2020.

[Amr+20] Amraei, M.; Afkhami, S.; Javaheri, V.; Larkiola, J.; Skriko, T.; Björk, T.; Zhao, X.-L.: Mechanical properties and microstructural evaluation of the heat-affected zone in ultra-high strength steels. Thin-Walled Structures 157 (2020), Issue 3.

[ANSY22] ANSYS Inc.: ANSYS Release 2022 R2 - User Manual, 2022.

[Basq10] Basquin, O. H.: The exponential law of endurance tests. In: American Society for Testing and Materials Proceedings, S. 625–630, 1910.

[BäSe90] Bäumel, A. J.; Seeger, T.: Materials data for cyclic loading: Supplement 1. Elsevier, Amsterdam, 1990.

[Baum14] Baumgartner, J.: Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen unter Berücksichtigung von Schweißeigenspannungen und Größeneinflüssen, Dissertation. Schriftenreihe LBF-Berichte FB-238. Fraunhofer Verlag, Stuttgart, 2014.

[Bau+15] Baumgartner, J.; Schmidt, H.; Ince, E.; Melz, T.; Dilger, K.: Fatigue assessment of welded joints using stress averaging and critical distance approaches. Welding in the World 59 (2015), Issue 5, S. 731–742.

[Baum17] Baumgartner, J.: Review and considerations on the fatigue assessment of welded joints using reference radii. International Journal of Fatigue 101 (2017), Issue 10, S. 459–468.

[Berg83] Bergmann, J. W.: Zur Betriebsfestigkeitsbemessung gekerbter Bauteile auf der Grundlage der örtlichen Beanspruchungen. Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt, 1983.

[BeHa07] Bezensek, B.; Hancock, J. W.: The toughness of laser welded joints in the ductile-brittle transition. Engineering Fracture Mechanics 74 (2007), Issue 15, S. 2395–2419.

[BoSe87] Boller, C.; Seeger, T.: Materials data for cyclic loading. Elsevier, Amsterdam, 1987.

[Bru+12] Bruder, T.; Störzel, K.; Baumgartner, J.; Hanselka, H.: Evaluation of nominal and local stress based approaches for the fatigue assessment of seam welds. International Journal of Fatigue 34 (2012), Issue 1, S. 86–102.

[Coff54] Coffin, L. F., Jr.: A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. Transactions of the ASME 76 (1954), S. 931–950.

[Coll21] Collmann, M.: Ermüdungsfestigkeit von Stumpfnahtverbindungen größerer Blechdicke gefügt mit Hochleistungsschweißverfahren. Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2021.

[Dil+21] Dilger, K.; Nitschke-Pagel, T.; Hesse, A.-C.: Konzept zur Vermeidung von Sprödbruch hoch- und ultrahochfester Stähle, Forschungsbericht zum IGF-Vorhaben 20350 N / DVS-Nr.: 09.1014. DVS-Berichte Band 527. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2021.

[Dilt05] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Springer-Verlag, Berlin, 2005.

[Dilt06] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Springer-Verlag, Berlin, 2006.

[Dong01] Dong, P.: A structural stress definition and numerical implementation for fatigue analysis of welded joints. International Journal of Fatigue 23 (2001), Issue 10, S. 865–876.

[Don+02] Dong, P.; Cao, Z.; Hong, J. K.: Structural stress based master S-N curve for welded joints. IIW Doc. XIII-1930-02. International Institute of Welding (IIW), Paris, 2002.

[DrEu18] Drebenstedt, K.; Euler, M.: Statistical analysis of fatigue test data according to Eurocode 3. In: Proceedings of the 9th International Conference on Bridge Maintenance, Safety and Management (IABMAS), Melbourne, Australia, July 9th-13th, 2018.

[Dre+21] Drebenstedt, K.; Kuhlmann, U.; Bartsch, H.; Feldmann, M.; Seyfried, B.; Ummenhofer, T.: Neubewertung des Kerbfallkatalogs nach DIN EN 1993-1-9. In: Kuhlmann, U. (Hrsg.): Stahlbau-Kalender 2021. Wilhelm Ernst & Sohn, Berlin, 2021.

[Dreb22] Drebenstedt, K.: Bewertung der Ermüdungsfestigkeit von geschweißten und gelöteten Lamellen, Steifen und Anbauteilen. Dissertation, Universität Stuttgart, Institut für Konstruktion und Entwurf, 2022.

[Eib+03] Eibl, M.; Sonsino, C. M.; Kaufmann, H.; Zhang, G.: Fatigue assessment of laser welded thin sheet aluminium. International Journal of Fatigue 25 (2003), Issue 8, S. 719–731.

[Elli84] Elliot, S.: Electron beam welding of C/Mn steels - toughness and fatigue properties. EB welding speed and weld width variations can substantially alter weld metal microstructures and toughness. Welding Jornal 63 (1984).

[Este19] Esterl, R.: Correlations of microstructural and mechanical anisotropy of ultra-high strength steels. Dissertation, Montanuniversität Leoben, Department of Materials Science, 2019.

[Est+19] Esterl, R.; Sonnleitner, M.; Gschöpf, B.; Schnitzer, R.: Influence of V and Nb micro-alloying on direct quenched and tempered ultra-high strength steels. steel research international 90 (2019), Issue 6.

[Fah+14] Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V.; Twrdek, J.: Praxiswissen Schweißtechnik. Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2014.

[Fel+13] Feldmann, M.; Eichler, B.; Schaffrath, S.; Stötzel, J.: Ermüdungsfestigkeitsnachweise für den Kranbau nach verschiedenen Regelwerken. Stahlbau 82 (2013), Heft 4, S. 250–263.

[Fel+20] Feldmann, M.; Bartsch, H.; Ummenhofer, T.; Seyfried, B.; Kuhlmann, U.; Drebenstedt, K.: Neubewertung und Erweiterung des Kerbfallkataloges nach Eurocode 3 für eine zukunftsfähige Auslegung hochbeanspruchter Stahlkonstruktionen. DASt-Abschlussbericht zum IGF-Vorhaben Nr. 19178 N, 2020.

[GöEu20] Götz, S.; Eulitz, K.-G.: Betriebsfestigkeit. Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2020.

[GuZe99] Gudehus, H.; Zenner, H.: Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung. Empfehlungen zur Lebensdauerabschätzung von Maschinenbauteilen. VBFEh im Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, 1999.

[GuHa15] Gundel, W.; Harrer, T.: Laserstrahlschweißen bei Schweißkonstruktionen aus hochfesten Feinkornbaustählen. In: DVS (Hrsg.): DVS Congress 2015. Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg, 15.-17. September. DVS-Berichte Band 315, S. 689–694. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2015.

[Gurn79] Gurney, T. R.: Fatigue of welded structures. University Press, Cambridge, 1979.

[Haf+07] Haferkamp, H.; Meier, O.; Boese, B.; Mittelstädt, R.; Kuscher, G.: Laser-MSG-Hybridschweißen von innovativen Stahlwerkstoffen. Forschungsbericht zum IGF-Vorhaben 14114 N / FOSTA P 613. Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA). Düsseldorf, 2007.

[Haib68] Haibach, E.: Die Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen aus der Sicht einer örtlichen Beanspruchungsmessung. LBF-Berichte, FB-77. Darmstadt, 1968.

[Haib06] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit. Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. Springer-Verlag, Berlin, 2006.

[Hall51] Hall, E. O.: The deformation and ageing of mild steel: III. Discussion of results. Proceedings of the Physical Society. Section B 64 (1951), Issue 9, S. 747–753.

[Ham+00] Hamme, U.; Hauser, J.; Kern, A.; Schriever, U.: Einsatz hochfester Baustähle im Mobilkranbau. Stahlbau 69 (2000), Heft 4, S. 295–305.

[HaHe13] Hamme, U.; Henkel, J.: Neue Konzepte im Leichtbau - Innovativer Teleskopausleger eines Mobilkrans. Stahlbau 82 (2013), Heft 4, S. 246–249.

[Hei+11] Hein, G.; Seyruck, W.; Lathe, R.; Levén, J.; Jokisaari, J.; Ortega, F.; Espina Viella, A.: Advanced width and camber control. Research report AWiCCo. Research Fund for Coal and Steel series EUR 25042 EN. Publications Office of the European Union, Luxembourg, 2011.

[Hens17] Hensel, J.: Einfluss von Schweißeigenspannungen auf den Schwingfestigkeitsnachweis von Schweißverbindungen im Nennspannungskonzept, Dissertation. Forschungsberichte des Instituts für Füge- und Schweißtechnik der Technischen Universität Braunschweig - Band 45. Shaker Verlag GmbH, Aachen, 2017.

[Hes+19] Hesse, A.-C.; Nitschke-Pagel, T.; Dilger, K.: Investigations on the impact and fracture toughness of beam welded structural steels with yield strengths from 355 to 960 MPa. Welding in the World 63 (2019), Issue 1, S. 87–95.

[Hild08] Hildebrand, J.: Numerische Schweißsimulation: Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen. Dissertation, Bauhaus-Universität Weimar, Institut für konstruktiven Ingenieurbau, 2008.

[Hobb08] Hobbacher, A.: Database for the effective notch stress method at steel. IIW Doc. JWG-XIII-XV-169-08. International Institute of Welding (IIW), Paris, 2008.

[Hobb16] Hobbacher, A.: Recommendations for fatigue design of welded joints and components. Second Edition. IIW Doc. IIW-2259-15. Springer, Cham, Heidelberg, New York, 2016.

[HoJa45] Hollomon, J. H.; Jaffe, L. D.: Time-temperature relations in tempering steel. Transactions of the AIME 162 (1945), S. 223–249.

[Hra+15] Hrabowski, J.; Herion, S.; Ummenhofer, T.: Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Stählen. Stahlbau 84 (2015), Heft 9, S. 612–619.

[Hrab19] Hrabowski, J. C.: Ermüdungsverhalten von Schweißverbindungen aus höchstfestem Stahl im Kurzzeitfestigkeitsbereich, Dissertation. Berichte zum Stahl- und Leichtbau Band 9. KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, 2019.

[HüGr09] Hügel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2009.

[Jah+04] Jahn, A.; Winderlich, B.; Zwick, A.; Imhoff, R.; Brenner, B.; Trümper, H.: Laserstrahl-Hybridschweißen schwingend belasteter Bauteile aus dem hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL. In: DVS (Hrsg.): Große Schweißtechnische Tagung, Magdeburg, 22.-24. September. DVS-Berichte Band 232, S. 283–288. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2004.

[Ker+22] Kern, A.; Kirschbaum, M.; Kucharczyk, P.; Langenberg, P.; Schnitter, F.: Bewertung des Sprödbruchwiderstands höchstfester Stähle im Mobilkranbau. Stahlbau 91 (2022), Heft 5.

[KiHa15] Kirschbaum, M.; Hamme, U.: Einsatz von hochfesten Feinkornbaustählen im Kranbau. Stahl und Eisen 135 (2015), S. 69–74.

[Kle+05] Klein, M.; Spindler, H.; Luger, A.; Rauch, R.; Stiaszny, P.; Eigelsberger, M.: Thermomechanically hot rolled high and ultra high strength steel grades - processing, properties and application. Materials Science Forum (2005), Vols. 500-501, S. 543–550.

[Kloo74] Kloos, K. H.: Fertigungsverfahren, Oberflächeneigenschaften und Bauteilfestigkeit. In: Werkstoffe und Bauteilfestigkeit. Vorträge der VDI-Tagung, Düsseldorf, 28.-29. November. VDI-Berichte Band 214. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1974.

[Köt+91] Köttgen, V. B.; Olivier, R.; Seeger, T.: Fatigue analysis of welded connections based on local stresses. IIW Doc. XIII-1408-91. International Institute of Welding (IIW), Paris, 1991.

[Kudl18] Kudla, K.: Einfluss des Kaltumformens und Schweißens auf die Materialzähigkeit von Baustahl. Dissertation, Universität Stuttgart, Institut für Konstruktion und Entwurf, 2018.

[Lad+19] Ladinek, M.; Niederwanger, A.; Timmers, R.; Lang, R.; Osterhuber, D.: Nachweis der Ermüdungsfestigkeit mittels Kerbdehnungskonzept. Stahlbau 88 (2019), Heft 5, S. 428–439.

[Lah+15] Lahdo, R.; Seffer, O.; Springer, A.; Kaierle, S.; Collmann, M.; Schaumann, P.: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von Feinkornbaustählen für den Einsatz im Stahlbau. Stahlbau 84 (2015), Heft 12, S. 1016–1022.

[Lang37] Langer, B. F.: Fatigue failure from stress cycles of varying amplitude. Journal of Applied Mechanics 4 (1937), Issue 4, A160-A162.

[Läpp16] Läpple, V.: Einführung in die Festigkeitslehre. Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2016.

[Law+81] Lawrence, F. V.; Ho, N.-J.; Mazumdar, P. K.: Predicting the fatigue resistance of welds. Annual Review of Materials Science 11 (1981), S. 401–425.

[Lieb23] Liebher-Werk Ehingen GmbH: Weltrekord im Einsatz. Der erste LTM 1300 6.3 bei seiner Premiere. UpLoad (2023), Heft 1, S. 30–33.

[Lie+08] Lieurade, H. P.; Huther, I.; Lefebvre, F.: Effect of weld quality and postweld improvement techniques on the fatigue resistance of extra high strength steels. Welding in the World 52 (2008), Issue 7-8, S. 106–115.

[Łomo21] Łomozik, M.: Microstructure, toughness and hardness of a simulated HAZ in steel S1100QL and of the HAZ of an actual MAG-welded joint made using a metallic flux-cored wire. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa (2021), Issue 6, S. 47–65.

[Lore11] Lorenz, S.: Zur Qualifikation moderner Fülldraht- und Massivdrahtelektroden für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen. Dissertation, Otto-von-Guericke Universität, Fakultät für Maschinenbau, Magdeburg, 2011.

[Lutz14] Lutz, W.: Kernstück für mehr Wettbewerbsfähigkeit. Laserstrahlschweißen bei der Herstellung von Autokranen. Der Praktiker (2014), Heft 1/2, S. 34–36.

[Mac+73] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.; Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. Härterei-Technische Mitteilungen 28 (1973), S. 201–211.

[MaWo85] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.: Eigenspannungen und Ermüdung. In: Dietrich, M. (Hrsg.): Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, S. 237–283. DGM Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, 1985.

[Maim60] Maiman, T. H.: Stimulated optical radiation in ruby. Nature 187 (1960), S. 493–494.

[Man+00] Mang, F.; Herion, S.; Sedlacek, K.; Müller, C.; Kästner, M.: Bemessungsregeln zur Beurteilung des Ermüdungsverhaltens von Krankonstruktionen. Klassifizierung von kranbauspezifischen Kerbdetails, Forschungsbericht zum FOSTA P 293. Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA). Düsseldorf, 2000.

[Mans65] Manson, S. S.: Fatigue. A complex subject - Some simple approximations. Experimental Mechanics 5 (1965), Issue 4, S. 193–226.

[Masi26] Masing, G.: Eigenspannungen und Verfestigung beim Messing. In: Meissner, E. (Hrsg.): Verhandlungen des 2. internationalen Krongresses für Technische Mechanik, Zürich, 12.-17. September, S. 332–335, 1926.

[MatW23] MatWorks Inc.: MATLAB Release 2023b - Dokumentation, 2023.

[Mau+15] Maurer, W.; Ernst, W.; Rauch, R.; Vallant, R.; Enzinger, N.: Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ. Welding in the World 59 (2015), Issue 6, S. 809–822.

[Mel+15] Melz, T.; Möller, B.; Baumgartner, J.; Ummenhofer, T.; Herion, S.; Hrabowski, J.; Henkel, J.; Boos, B.; Baier, E.: Erweiterung des örtlichen Konzeptes zur Bemessung von LCF-beanspruchten geschweißten Kranstrukturen aus hochfesten Stählen, Forschungsbericht zum IGF-Vorhaben 17102 N / FOSTA P 900. Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA). Düsseldorf, 2015.

[Mel+21] Melz, T.; Ummenhofer, T.; Baumgartner, J.; Seyfried, B.; Möller, B.; Wagner, J.: Bemessung von Kranstrukturen aus laserstrahl- und laserhybridgeschweißten höchst- und ultrahochfesten Stählen, Forschungsbericht zum IGF-Vorhaben 19272 N / FOSTA P 1203. Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA). Düsseldorf, 2021.

[Mič+20] Mičian, M.; Harmaniak, D.; Nový, F.; Winczek, J.; Moravec, J.; Trško, L.: Effect of the $t_{8/5}$ cooling time on the properties of S960MC steel in the HAZ of welded joints evaluated by thermal physical simulation. Metals 10 (2020), Issue 2.

[MiLe03] Miebach, R.; Lembeck, H.: Die neue Fertigung der Meyer-Werft - Laserhybridschweißen als Kerntechnologie. In: DVS (Hrsg.): Große Schweißtechnische Tagung, Berlin, 17.-19. September. DVS-Berichte Band 225, S. 187–191. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2003.

[Mine45] Miner, M. A.: Cumulative damage in fatigue. Journal of Applied Mechanics 12 (1945), Issue 3, A159-A164.

[Möll20] Möller, B.: Integrale Betrachtung zur Lebensdauerabschätzung von Stumpfnähten im Bereich der Kurzzeitschwingfestigkeit, Dissertation. Schriftenreihe LBF-Berichte FB-257. Fraunhofer Verlag, Stuttgart, 2020.

[Morg06] Morgenstern, C.: Kerbgrundkonzepte für die schwingfeste Auslegung von Aluminiumschweißverbindungen am Beispiel der naturharten Legierung AlMg4,5Mn (AW-5083) und der warmausgehärteten Legierung AlMgSi1 T6 (AW-6082 T6), Dissertation. Schriftenreihe LBF-Berichte FB-231, 2006.

[Morr65] Morrow, J.: Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. In: Lazan, B. J. (Hrsg.): Internal friction, damping, and cyclic plasticity, S. 45–87. ASTM International, 1965.

[Müns25] Münstermann, S.: Entwicklung eines effizienten Konzepts für den Zähigkeitsnachweis im Mobilkranbau, Forschungsbericht zum IGF-Vorhaben 21464 N / FOSTA P 1482. Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA). Düsseldorf, 2025.

[Neub68] Neuber, H.: Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. Konstruktion 20 (1968), Heft 7, S. 245–251.

[Neub01] Neuber, H.: Kerbspannungslehre. Theorie der Spannungskonzentration - Genaue Berechnung der Festigkeit. Springer Berlin, 2001.

[Nits95] Nitschke-Pagel, T.: Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle, Dissertation, Technische Universität Braunschweig. Papierflieger, Clausthal-Zellerfeld, 1995.

[NiJa18] Nitschke-Pagel, T.; Jahn, A.: Untersuchungen zur Schwingfestigkeit strahlgeschweißter Verbindungen unter Berücksichtigung der Schweißnahtqualität und der resultierenden Nahteigenschaften. Schlussbericht zum IGF-Vorhaben Nr. 18174 B / DVS, 2018.

[NuGü06] Nussbaumer, A.; Günther, H.-P.: Grundlagen und Erläuterung der neuen Ermüdungsnachweise nach Eurocode 3. In: Kuhlmann, U. (Hrsg.): Stahlbau-Kalender 2006. Wilhelm Ernst & Sohn, Berlin, 2006.

[Oli+89] Olivier, R.; Köttgen, V. B.; Seeger, T.: Schwingfestigkeitsnachweise für Schweißverbindungen auf der Grundlage örtlicher Beanspruchungen. Schweißverbindungen I, Schlussbericht zum Vorhaben Nr. 105. FKM-Forschungshefte Band 143. Frankfurt am Main, 1989.

[Oli+91] Olivier, R.; Köttgen, V. B.; Seeger, T.: Untersuchung zur Einbindung eines neuartigen Zeit- und Dauerschwingfestigkeitsnachweises von Schweißverbindungen aus Stahl in Regelwerke. Schweißverbindungen II, Schlussbericht zum Vorhaben Nr. 128. FKM-Forschungshefte Band 180. Frankfurt am Main, 1991.

[Palm24] Palmgren, A. G.: Die Lebensdauer von Kugellagern. VDI-Zeitschrift 68 (1924), Heft 14, S. 339–341.

[PaEr63] Paris, P.; Erdogan, F.: A critical analysis of crack propagation laws. Journal of Basic Engineering 85 (1963), Issue 4, S. 528–533.

[Ped+10] Pedersen, M. M.; Mouritsen, O. Ø.; Hansen, M. R.; Andersen, J. G.; Wenderby, J.: Re-analysis of fatigue data for welded joints using the notch stress approach. International Journal of Fatigue 32 (2010), Issue 10, S. 1620–1626.

[Pete59] Peterson, R. E.: Notch-sensitivity. In: Sines, G.; Waisman, J. L. (Hrsg.): Metal Fatigue. University of California engineering extension series, S. 293–306. McGraw-Hill Book Company, New York, 1959.

[Pet+15] Peters, R.; Sumpf, A.; Ungermann, D.; Rüsse, C.; Fricke, W.; Robert, C.: Laserstrahlgeschweißte T-Stoß-Verbindungen in Stahlhohlplatten. Stahlbau 84 (2015), Heft 9, S. 643–649.

[Put+06] Puthli, R.; Herion, S.; Bergers, J.; Sedlacek, G.; Müller, C.; Stötzel, J.; Höhler, S.; Bucak, Ö.; Lorenz, J.: Beurteilung des Ermüdungsverhaltens von Krankonstruktionen bei Einsatz hoch- und ultrahochfester Stähle, Forschungsbericht zum FOSTA P 512. Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA). Düsseldorf, 2006.

[Rada85] Radaj, D.: Gestaltung und Berechnung von Schweißkonstruktionen. Ermüdungsfestigkeit. Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 82. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1985.

[Rada90] Radaj, D.: Design and analysis of fatigue resistant welded structures. Abington Publishing, 1990.

[Rad+98] Radaj, D.; Sonsino, C.M.; Flade, D.: Prediction of service fatigue strength of a welded tubular joint on the basis of the notch strain approach. International Journal of Fatigue 20 (1998), Issue 6, S. 471–480.

[RaSo00] Radaj, D.; Sonsino, C. M.: Ermüdungsfestigkeit von Schweißverbindungen nach lokalen Konzepten. Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 142. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2000.

[Rad+06] Radaj, D.; Sonsino, C. M.; Fricke, W.: Fatigue assessment of welded joints by local approaches. Second edition. Woodhead publishing, Cambridge, 2006.

[RaVo07] Radaj, D.; Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure. Springer-Verlag, Berlin, 2007.

[RaOs43] Ramberg, W.; Osgood, W. R.: Description of stress-strain curves by three parameters. National Advisory Committee for Aeronautics, Washington D.C., 1943.

[Rau+12] Rauch, R.; Kapl, S.; Posch, G.; Radlmayr, K.: High strength low alloy steel weldments with accommodated qualities to the base metal. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 157 (2012), Issue 3, S. 102–107.

[Rio+21] Riofrío, P. G.; Antunes, F.; Ferreira, J.; Batista, A. C.; Capela, C.: Fatigue performance of thin laser butt welds in HSLA steel. Metals 11 (2021), Issue 10, 1499.

[RoFr14] Robert, C.; Fricke, W.: Assessment of quality effects on the fatigue life of laser and laserhybrid welded specimens. IIW Doc. XIII-2542-14. International Institute of Welding (IIW), Paris, 2014.

[Sai+12] Saiprasertkit, K.; Hanji, T.; Miki, C.: Fatigue strength assessment of load-carrying cruciform joints with material mismatching in low- and high-cycle fatigue regions based on the effective notch concept. International Journal of Fatigue 40 (2012), Issue 3, S. 120–128.

[Sand18] Sander, M.: Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen. Springer-Verlag, Berlin, 2018.

[SaMa16] Savaidis, G.; Malikoutsakis, M.: Advanced notch strain based calculation of S–N curves for welded components. International Journal of Fatigue 83 (2016), Issue 1, S. 84–92.

[ScVo05] Schliebner, R.; Vormwald, M.: Fatigue of welded hybrid-joints. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 36 (2005), Issue 11, S. 706–714.

[Sch+18] Schneider, C.; Ernst, W.; Schnitzer, R.; Staufer, H.; Vallant, R.; Enzinger, N.: Welding of S960MC with undermatching filler material. Welding in the World 62 (2018), Issue 4, S. 801–809.

[Sch+16] Schöttler, J.; Maiwald, T.; Linke, G.: Production of directly quenched high-strength hot-rolled strip steels - Influence of rolling and cooling conditions on mechanical properties and flatness. Materials Science Forum 854 (2016), S. 29–34.

[Schu10] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. Springer-Verlag, Berlin, 2010.

[Schü65] Schütz, W.: Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und bei veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen. Dissertation, Technische Hochschule München, 1965.

[SeHe80] Seeger, T.; Heuler, P.: Generalized application of Neuber's Rule. Journal of Testing and Evaluation 8 (1980), Issue 4, S. 199–204.

[SeHe84] Seeger, T.; Heuler, P.: Ermittlung und Bewertung örtlicher Beanspruchungen zur Lebensdauerabschätzung schwingbelasteter Bauteile. Veröffentlichungen des Fachgebiets Werkstoffmechanik FF-20, 1984.

[Seeg88] Seeger, T.: Werkstoffmechanisches Konzept der Dauer- und Zeitfestigkeit. Veröffentlichungen des Fachgebiets Werkstoffmechanik FF-3, 1988.

[Sey+18a] Seyffarth, P.; Meyer, B.; Scharff, A.: Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 110. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2018.

[Sey+18b] Seyfried, B.; Möller, B.; Knödel, P.; Wagener, R.; Ummenhofer, T.; Melz, T.: Anwendungspotential von Laserstrahl- und Laserhybridschweißnähten für Stumpfstoßverbindungen ultrahochfester Feinkornbaustähle. In: DVS (Hrsg.): DVS Congress 2018. Große schweißtechnische Tagung, Friedrichshafen, 17.-18. September. DVS-Berichte Band 344, S. 376–384. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2018.

[Sey+21] Seyfried, B.; Knödel, P.; Ummenhofer, T.: Laserstrahlschweißen von höchst- und ultrahochfesten Feinkornbaustählen. In: DASt (Hrsg.): Tagungsband zum 22. DASt-Forschungskolloquium, Hybridveranstaltung: Düsseldorf / Webevent, 15.-16. Dezember. Stahlbau Verlags- und Service GmbH, Düsseldorf, 2021.

[Sey+22] Seyfried, B.; Möller, B.; Ummenhofer, T.; Melz, T.: Laserstrahlschweißen des ultrahochfesten Feinkornbaustahls S1300QL im Mobilkranbau. In: DVS (Hrsg.): DVS Congress 2022. Große schweißtechnische Tagung, Koblenz, 19.-21. September. DVS-Berichte Band 382, S. 300–306. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2022.

[SiSt55] Siebel, E.; Stieler, M.: Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung. VDI Zeitschrift 97 (1955), S. 121–126.

[Sie+10] Siebertz, K.; Bebber, D. van; Hochkirchen, T.: Statistische Versuchsplanung. Springer-Verlag, Berlin, 2010.

[Skri18] Skriko, T.: Dependence of manufacturing parameters on the performance quality of welded joints made of direct quenched ultra-high-strength steel. Dissertation, Lappeenranta University of Technology, Finland, 2018.

[Smi+70] Smith, K. N.; Watson, P.; Topper, T. H.: A stress–strain function for the fatigue of metals. Journal of Materials 5 (1970), Issue 4, S. 767–778.

[Son+08] Sonnleitner, M.; Klein, M.; Spindler, H.; Stiaszny, P.; Spiradek-Hahn, K.: Exceeding the limits of TM-rolled hot strip steel by transformation hardening on the runout table. In: Thermomechanical Processing of Steels. 3rd International Conference, Padua, Italy, September 10th-12th, 2008.

[SoGr95] Sonsino, C. M.; Grubišić, V.: Hochwertige Gußbauteile – Forderungen zur Betriebsfestigkeit. In: Entwicklungsaufgaben - optimal gelöst mit Gusskonstruktionen, Veitshöchheim, 8.-9. März. VDI Berichte Band 1173, S. 159–189. VDI Verlag, Düsseldorf, 1995.

[Sons01] Sonsino, C. M.: Werkstoffauswahl für schlagartig und zyklisch belastete metallische Bauteile. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 32 (2001), S. 221–230.

[Sons07] Sonsino, C. M.: Leichtbaumöglichkeiten durch den Einsatz von hochfesten Stählen. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 38 (2007), S. 9–22.

[Sons09] Sonsino, C. M.: A consideration of allowable equivalent stresses for fatigue design of welded joints according to the notch stress concept with the reference radii r_{ref} = 1.00 and 0.05 mm. Welding in the World 53 (2009), Issue 3-4, R64-R75.

[Son+09] Sonsino, C. M.; Kaßner, M.; Fricke, W.: Stand von Bemessungskonzepten zur schwingfesten Auslegung von Schweißverbindungen. In: DVS (Hrsg.): Festigkeit geschweißter Bauteile. Anwendbarkeit lokaler Nachweiskonzepte bei Schwingbeanspruchung, Forschungskolloquium, Braunschweig, 17.-18. März. DVS-Berichte Band 256, S. 1–25. DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2009.

[Son+10] Sonsino, C. M.; Bruder, T.; Baumgartner, J.: S-N lines for welded thin joints - suggested slopes and FAT values for applying the notch stress concept with various reference radii. Welding in the World 54 (2010), Issue 11-12, R375-R392.

[Spi+05] Spindler, H.; Klein, M.; Rauch, R.; Pichler, A.; Stiaszny, P.: High strength and ultra high strength hot rolled steel grades - Products for advanced applications. In: Super-High Strength Steels. 1st International Conference, Rome, November 2nd-4th, 2005.

[SSAB14] SSAB: Werkstoffdatenblatt Weldox 1300, 2014.

[SSAB15] SSAB: Strenx, Hardox and Docol - Bending of high strength steel, 2015.

[SSAB21] SSAB: Schweißen von Strenx, 2021.

[Stei21] Steichen, A.: Untersuchungen zum quasi-statischen Tragverhalten von Schweißverbindungen unter Berücksichtigung von Entfestigungseffekten. Masterarbeit, KIT Stahl- und Leichtbau, Karlsruhe, 2021.

[StSc01] Streißelberger, A.; Schwinn, V.: Die Grobblechherstellung aus verfahrenstechnischer Sicht. In: Stahl-Informations-Zentrum (Hrsg.): Grobblech - Herstellung und Anwendung. Dokumentation 570, S. 7–16, 2001.

[Tata19] TataSteel: Werkstoffdatenblatt Ympress® S960MC, 2019.

[Thys18] Thyssenkrupp: Werkstoffdatenblatt 247 - XABO®1100, 2018.

[Voes21] Voestalpine: Werkstoffdatenblatt alform® x-treme, 2021.

[Voes17] Voestalpine Böhler Welding: Union X 90. Datenblatt Schweißzusatz, 2017.

[Voes20] Voestalpine Böhler Welding: BÖHLER alform® 1100 L-MC. Datenblatt Schweißzusatz, 2020.

[Wäch16] Wächter, M.: Zur Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten und Schädigungsparameterwöhlerlinien. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2016.

[Wage07] Wagener, R. W.: Zyklisches Werkstoffverhalten bei konstanter und variabler Beanspruchungsamplitude, Dissertation, Technische Universität Clausthal. Papierflieger, Clausthal-Zellerfeld, 2007.

[WeDa07] Weberpals, J.; Dausinger, F.: Strong focusability – advantages for welding quality. In: Proceedings of the 4th International WLT-Conference Lasers in Manufacturing, Munich, June 18th-22nd, 2007.

[Weib39] Weibull, W.: A statistical theory of the strength of materials. Ingeniörsvetenkapsakademien Handlingar, No. 151. Royal Technical University, Stockholm, 1939.

[Weid20] Weidner, P.: Zum Ermüdungsverhalten einseitig geschweißter Stumpfstöße von Kreishohlprofilen, Dissertation. Berichte zum Stahl- und Leichtbau Band 12. KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, 2020.

[Wern99] Werner, S.: Zur betriebsfesten Auslegung von Bauteilen aus AlMgSi 1 unter Berücksichtigung von hohen Mitteldehnungen und Spannungskonzentrationen, Dissertation. Schriftenreihe LBF-Berichte FB-217, 1999.

[WiEn17] Wiednig, C.; Enzinger, N.: Toughness evaluation of EB welds. Welding in the World 61 (2017), Issue 3, S. 463–471.

[Win+11] Winderlich, B.; Jahn, A.; Brenner, B.: Leichtbaupotenzial zyklisch belasteter Laserstrahl-Hybridschweißverbindungen aus S1100QL. Materials Testing 53 (2011), Heft 5, S. 256–265.

[Wirn20] Wirnsperger, F.: Laserstrahltiefschweißen hochfester Feinkornbaustähle in der Serienproduktion. Experimentelle Bewertung werkstoffbedingter und fertigungstechnischer Einflüsse auf die Prozess- und Verbindungsstabilität, Dissertation. Wissenschaftliche Schriftenreihe Chemnitzer Fügetechnik Band 8. Universitätsverlag Chemnitz, 2020.

[Wöhl63] Wöhler, A.: Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt a.d.O. angestellt sind. Zeitschrift für Bauwesen 13 (1863), S. 233–258.

[Wöhl66] Wöhler, A.: Resultate der in der Zentralwerkstatt der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt a.d.O. angestellten Versuche über die relative Festigkeit von Eisen. Zeitschrift für Bauwesen 16 (1866), S. 67–84.

[Wöhl70] Wöhler, A.: Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. Zeitschrift für Bauwesen 20 (1870), S. 73–106.

[WoMa77] Wohlfahrt, H.; Macherauch, E.: Die Ursache des Schweißeigenspannungszustandes. Materialprüfung 19 (1977), Heft 8, S. 272–280.

[Wohl83] Wohlfahrt, H.: Schweißeigenspannungen. Entstehung - Berechnung - Bewertung. In: Macherauch, E.; Hauk, V. (Hrsg.): Tagungsband des Symposiums der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, Karlsruhe, 14.-16. April, S. 85–116, 1983.

[XiYa04] Xiao, Z.-G.; Yamada, K.: A method of determining geometric stress for fatigue strength evaluation of steel welded joints. International Journal of Fatigue 26 (2004), Issue 12, S. 1277–1293.

[ZhRi00] Zhang, G.; Richter, B.: A new approach to the numerical fatigue-life prediction of spot-welded structures. Fracture of Engineering Materials and Structures 23 (2000), Issue 6, S. 499–508.

[Zha+02] Zhang, G.; Eibl, M.; Singh, S.: Methods of predicting the fatigue lives of laser-beam welded lap welds subjected to shear stresses. Welding and Cutting (2002), Issue 2, S. 96–103.

Technische Regelwerke

[DIN EN 1011-6]: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 6: Laserstrahlschweißen (*April 2019)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 1990]: Eurocode 0: Grundlagen der Tragwerksplanung (*Oktober 2021)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 1991-3]: Eurocode 1: Einwirkungen auf Tragwerke - Teil 3: Einwirkungen infolge von Kranen und Maschinen (*Dezember 2010)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 1993-1-9]: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-9: Ermüdung (*Dezember 2010)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 10025-4]: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle (*Februar 2023)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 10025-6]: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand (*Juni 2023)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 10149-1]: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen (*Dezember 2013)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 10149-2]: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle (*Dezember 2013)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN 13001-3-1]: Krane - Konstruktion allgemein - Teil 3-1: Grenzzustände und Sicherheitsnachweis von Stahltragwerken (*März 2019)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 148-1]: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (*Mai 2017)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 4136]: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch (*September 2022)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 5817]: Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten (*Juli 2023)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 6520-1]: Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen (*November 2007)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 6892-1]: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (*Juni 2020)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 8501-1]: Vorbereitung von Stahloberflächen vor dem Auftragen von Beschichtungsstoffen - Visuelle Beurteilung der Oberflächenreinheit - Teil 1: Rostgrade und Oberflächenvorbereitungsgrade von unbeschichteten Stahloberflächen und Stahloberflächen nach ganzflächigem Entfernen vorhandener Beschichtungen (*Dezember 2007)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 11145]: Optik und Photonik - Laser und Laseranlagen - Begriffe und Formelzeichen (*Juni 2019)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 11146-1]: Laser und Laseranlagen - Prüfverfahren für Laserstrahlabmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen - Teil 1: Stigmatische und einfach astigmatische Strahlen (*November 2021)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 11146-2]: Laser und Laseranlagen - Prüfverfahren für Laserstrahlabmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen - Teil 2: Allgemein astigmatische Strahlen (*November 2021)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 12932]: Schweißen - Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen von Stählen, Nickel und Nickellegierungen - Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten (*Oktober 2013)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 13919-1]: Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen - Anforderungen und Empfehlungen für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten - Teil 1: Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (*März 2020)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 14175]: Schweißzusätze - Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse (*Juni 2008)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 15614-11]: Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 11: Elektronen- und Laserstrahlschweißen (*Oktober 2002)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 15614-14]: Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 14: Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen von Stählen, Nickel und dessen Legierungen (*Dezember 2013)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DIN EN ISO 16834]: Schweißzusätze - Drahtelektroden, Drähte, Stäbe und Schweißgut zum Schutzgasschweißen von hochfesten Stählen - Einteilung (*August 2012)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[DVS 0905]: Industrielle Anwendung des Kerbspannungskonzeptes für den Ermüdungsfestigkeitsnachweis von Schweißverbindungen. Merkblatt DVS 0905 (*Februar 2021)*. DVS Media GmbH, Düsseldorf.

[DVS 0916]: Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen. Merkblatt DVS 0916 (*April 2012)*. DVS Media GmbH, Düsseldorf.

[DVS 3216]: Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren. Merkblatt DVS 3216 (*Februar 2018)*. DVS Media GmbH, Düsseldorf.

[FKM 12]: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen (*2012)*. VDMA Verlag GmbH, Frankfurt am Main.

[FKM 19]: Richtlinie Nichtlinear - Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverhaltens (*2019)*. VDMA Verlag GmbH, Frankfurt am Main.

[prEN 1993-1-9]: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-9: Ermüdung *(Entwurf)* (*März 2023)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[prEN 13001-3-1]: Krane - Konstruktion allgemein - Teil 3-1: Grenzzustände und Sicherheitsnachweis von Stahltragwerken *(Entwurf)* (*Juli 2022)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[SEW 088]: Schweißgeeignete un- und niedriglegierte Stähle - Empfehlungen für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen. Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088 (*Oktober 2017)*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.

[StVZO]: Straßenverkehrs-Zulassungs-Ordnung (*26.04.2012)*. Bundesministerium für Digitales und Verkehr, Berlin.

Anhang

A Probekörperdokumentation

A.1 Schweißparameter

Tabelle A.1: Prozessparameter – Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff der Stumpfstöße

Verbindung / Nahtart	**Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung (I-Naht)**				
Blechdicke	8,0 mm und 6,0 mm (Blechdickensprung)				
Kantenvorbereitung	überfräster Laserstrahlzuschnitt („Technischer Nullspalt“)				
Anlage	TruLaser Cell 7006				
Laser	Scheibenlaser / TruDisk 16002				
Faserdurchmesser	0,3 mm				
Brennweite	200 mm				
Kollimation	200 mm				
Fokusdurchmesser	0,3 mm				
Strahlqualität	8 mm mrad				
Vorwärmtemperatur	Raumtemperatur (14 – 20 °C)				
Schutzgas	CO_2 (20 l/min)				
Grundwerkstoff	alle	S960MC	S1100M	S1100QL	Q1300QL
Stumpfstoß (Blechdicke: t = 8 mm)	**Heften**	**L96M_St**	**L11M_St**	**L11Q_St**	**L13Q_St**
Laserleistung [kW]	2,0	5,3	5,6	4,8	5,1
Geschwindigkeit [m/min]	10,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Fokuslage[1)] [mm]	-2,0	-2,0	-2,0	-2,0	-2,0
Blechdickensprung (t_1 = 6 mm; t_2 = 8 mm)	**Heften**	**L96M_BS**	**L11M_BS**	**L11Q_BS**	
Laserleistung [kW]	2,0	5,3	5,5	4,8	
Geschwindigkeit [m/min]	10,0	1,0	1,0	1,0	
Fokuslage[1)] [mm]	-2,0	-2,0	-2,0	-2,0	
[1)] bezogen auf die Oberseite des dickeren Blechs					

Tabelle A.2: Prozessparameter – Laserstrahlschweißungen ohne Zusatzwerkstoff der Längssteifen

Verbindung / Nahtart	**T-Stoß (Stumpfnaht; I-Naht)**		
Blechdicke	Grundblech: 8,0 mm; Steife: 5,0 mm		
Kantenvorbereitung	Schweißkanten der Steife: oxidfreier Laserstrahlzuschnitt		
Anlage	TruLaser Cell 7006		
Lasertyp	Scheibenlaser / TruDisk 16002		
Faserdurchmesser	0,3 mm		
Brennweite	200 mm		
Kollimation	200 mm		
Fokusdurchmesser	0,3 mm		
Strahlqualität	8 mm mrad		
Vorwärmtemperatur	Raumtemperatur (14 – 20 °C)		
Schutzgas	CO_2 (20 l/min)		
Grundwerkstoff	alle	S960MC	S1100M
Längssteife (t_G = 8 mm; t_S = 5 mm)	**Heften**	**L96M_LS**	**L11Q_LS**
Laserleistung [kW]	2,0	3,5	3,5
Geschwindigkeit [m/min]	7,0	1,0	1,0
Fokuslage [mm]	-2,0	-2,0	-2,0
Versatz[1)] [mm]	0,0	0,2	0,2
Einschweißwinkel [°]	7	7	7
Schweißfolge		von außen nach innen	von außen nach innen
Sonstiges	-	Anrampung der Laserleistung	Anrampung der Laserleistung

[1)] Versatz an Blechoberseite in Richtung Steife

Tabelle A.3: Prozessparameter – Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen der Stumpfstöße

Verbindung / Nahtart	**Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung (I-Naht)**			
Blechdicke	8,0 mm und 6,0 mm (Blechdickensprung)			
Kantenvorbereitung	oxidfreier Laserstrahlzuschnitt			
Schweißzusatzwerkstoff	G 89 6 M21 Mn4Ni2CrMo			
Zusatz-Durchmesser [mm]	1,2			
MSG-Lichtbogen	Impulslichtbogen (UI-Modulation)			
Schutzgas	8 % CO_2 + 0,03 % NO + Rest Ar (20 l/min)			
Lasertyp	Faserlaser			
Vorwärmtemperatur	Raumtemperatur (14 – 20 °C)			
Grundwerkstoff	S960MC	S1100M	S1100QL	Q1300QL
Serie – Stumpfstoß	**H96M_St**	**H11M_St**	**H11Q_St**	**H13Q_St**
Serie – Dickensprung	**H96M_BS**	**H11M_BS**	**H11Q_BS**	**-**
Geschwindigkeit [m/min]	2,0	2,0	2,0	2,2
Drahtvorschub [m/min]	10,5	9,0	10,5	10,5
Mittlerer Strom [A]	312	285	312	312
Mittlere Spannung [V]	26,1	28,5	26,1	26,1
Mittlere Lichtbogen-Leistung [kW]	8,1	8,1	8,1	8,1
Anstellwinkel MSG-Brenner [°]	30 (schleppend)	30 (schleppend)	30 (schleppend)	30 (schleppend)
Laserleistung [kW]	9,0	9,0	9,0	9,0
Fokusdurchmesser [mm]	1,0	0,4	0,4	0,4
Anstellwinkel Laser [°]	0	0	0	0
Anstellwinkel der Bleche [°]	$-1{,}0 \leq \beta \leq -1{,}5$	$-1{,}0 \leq \beta \leq -1{,}5$	keiner ($\beta \approx 0$)	$-1{,}0 \leq \beta \leq -1{,}5$
[1)] Um Winkelversatz zu kompensieren				

Tabelle A.4: Prozessparameter – Schweißungen der Großbauteile

Grundwerkstoff	S1300QL		
Blechdicke	7,8 mm		
Querverlaufende Stumpfnaht (Kerbdetail)			
Verbindung / Nahtart	Stumpfstoß ohne Blechdickensprung (I-Naht)		
Kantenvorbereitung	Mechanisch überarbeiteter Laserstrahlzuschnitt („Technischer Nullspalt“)		
Schweißverfahren	Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff		
Lasertyp	Gaslaser (CO_2)		
Laserleistung [kW]	5,4		
Geschwindigkeit [m/min]	0,6		
Längsnähte			
Verbindung / Nahtart	Stumpfnaht (V-Naht)		
Kantenvorbereitung	V-Naht (Öffnungswinkel: ca. 45 °)		
Schweißverfahren	Metallaktivgasschweißen (MAG)		
Schweißzusatzwerkstoff	G 89 6 M21 Mn4Ni2CrMo („Union X 90“)		
Zusatz-Durchmesser [mm]	1,0		
Schutzgas	M21 [DIN EN ISO 14175]		
Schweißnahtaufbau	3-lagig		
	Wurzellage	**1. Fülllage**	**2. Fülllage**
Lichtbogen	Kurzlichtbogen	Impulslichtbogen	Impulslichtbogen
Mittlere Lichtbogen-Leistung [kW]	3,4	5,8	5,8
Geschwindigkeit [m/min]	0,25	0,65	0,65

A.2 Probekörperabmessungen

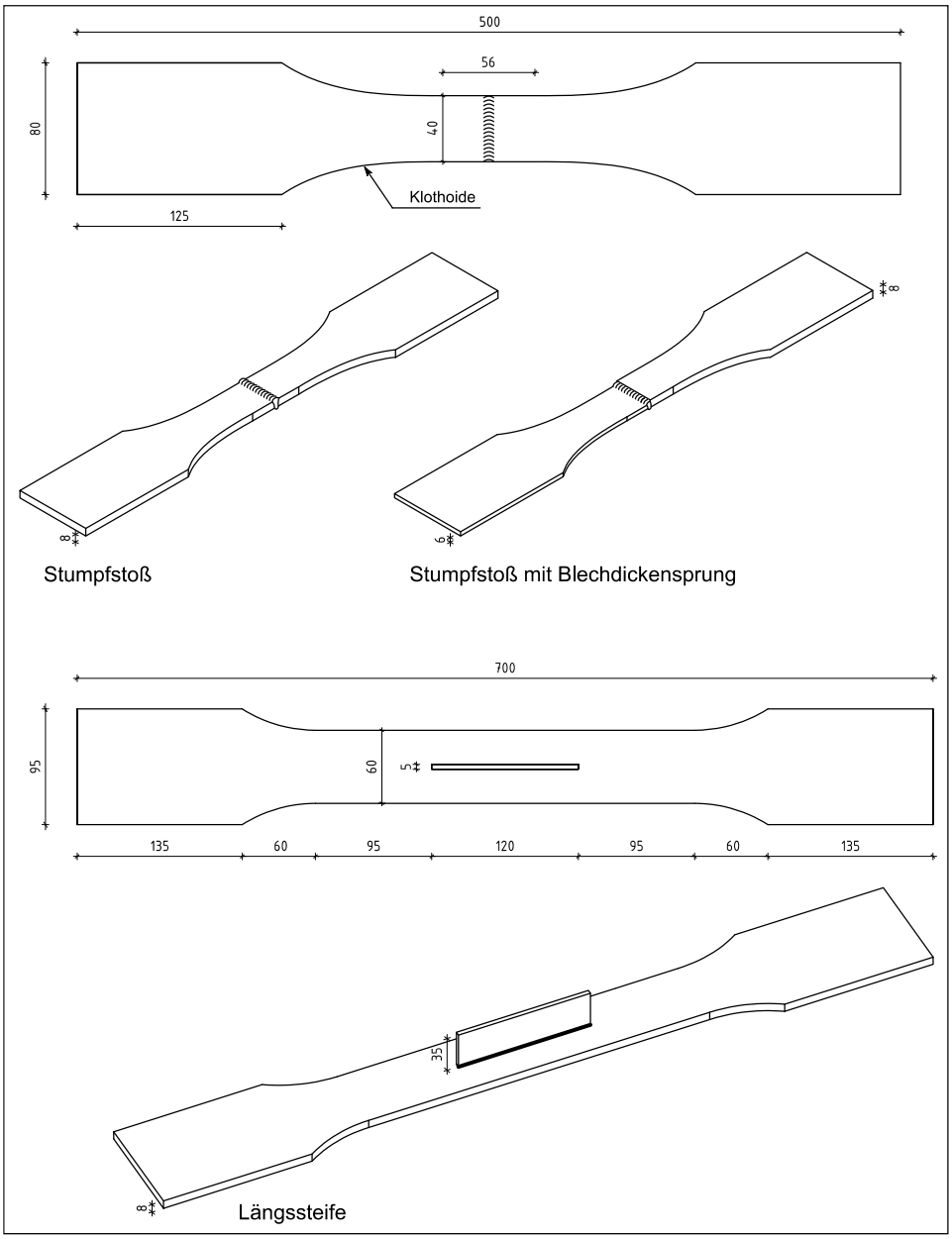


Abbildung A.1: Abmessungen der Kleinprüfkörper für die Konstruktionsdetails Stumpfstoß ohne und mit Blechdickensprung (oben) sowie Längssteife (unten)

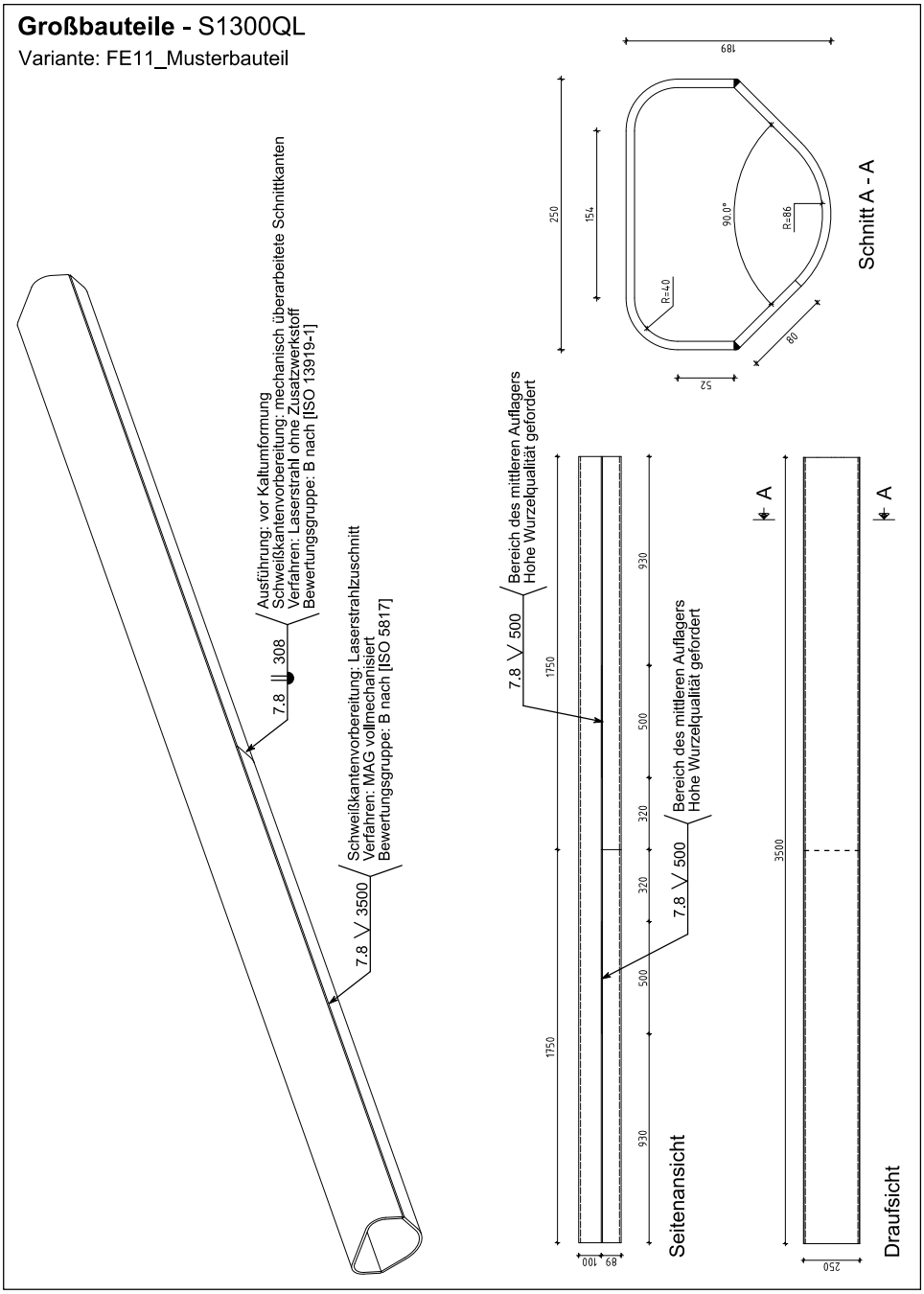


Abbildung A.2: Fertigungszeichnung und Abmessungen der Großbauteile

B Versuchsergebnisse

B.1 Quasi-statische Querzugversuche

Tabelle B.1: Ergebnisübersicht der Querzugversuche

Grund-werkstoff	Probe	Ort der Dehnungs-messung[a)]	β [°]	o [mm]	R_m [MPa]	$\int R_{p0,2}$ [MPa]	$\int m_E$ [GPa]	$\int A_g$ [%]	$\int A$ [%]	Bruch-lage[b)]
S960MC	L96M_St_QZ_01				1.113					SZ
S960MC	L96M_St_QZ_02	SNO			1.081	966	190,8	1,5	2,5	SZ
S960MC	L96M_St_QZ_03	SNU	0,7	0,1	1.085	884	252,8	1,4	1,7	SZ
S1100M	L11M_St_QZ_01				1.203					GW
S1100M	L11M_St_QZ_11				1.192					GW
S1100M	L11M_St_QZ_02	SNO			1.174	1.136	185,9	2,3		GW
S1100M	L11M_St_QZ_03	SNU	0,0	0,2	1.171	1.146	232,0	1,3		GW
S1100QL	L11Q_St_17_1				1.316					SZ
S1100QL	L11Q_St_17_3				1.323					SZ
S1100QL	L11Q_St_17_4				1.327					SZ
S1100QL	L11Q_St_VP_QZ_11	SNO	0,6	0,1	1.301	1.117	166,7	2,8	7,1	SZ
S1100QL	L11Q_St_VP_QZ_12	SNU	0,5	0,0	1.303	1.141	294,0	2,8	8,5	SZ
S1300QL	L13Q_St_17_1				1.447					SZ
S1300QL	L13Q_St_17_3				1.442					SZ
S1300QL	L13Q_St_17_5				1.446					SZ
S1300QL	L13Q_St_08_QZ_01	SNO	0,4	0,0	1.427	1.275	192,5	2,5	5,8	SZ
S1300QL	L13Q_St_08_QZ_02	BIK	0,5	0,1	1.428	1.275	190,1	2,1	5,6	SZ
S1300QL	L13Q_St_08_QZ_03	SNU	0,5	0,0	1.425	1.288	215,8	2,2	4,4	SZ
S960MC	H96M_St_QZ_01				1.079					SZ
S960MC	H96M_St_QZ_02	SNU			1.068	973	217,0	2,1	6,3	SZ
S960MC	H96M_St_QZ_03	SNO	1,0	0,2	1.068	947	167,2	2,7	7,2	SZ
S1100M	H11M_St_QZ_01				1.169					GW

Grund-werkstoff	Probe	Ort der Dehnungs-messung[a)]	β [°]	o [mm]	R_m [MPa]	$\int R_{p0,2}$ [MPa]	$\int m_E$ [GPa]	$\int A_g$ [%]	$\int A$ [%]	Bruch-lage[b)]
S1100M	H11M_St_QZ_03				1.179					GW
S1100M	H11M_St_QZ_04	SNU			1.167	1.112	235,8	2,6		GW
S1100QL	H11Q_St_02_E1				1.318					SZ
S1100QL	H11Q_St_02_E2				1.312					SZ
S1100QL	H11Q_St_VP_QZ_01	SNO	1,5	-0,6	1.230	1.028	150,0	2,9	5,7	SZ
S1100QL	H11Q_St_VP_QZ_02	BIK	1,6	-0,1	1.277	1.160	144,9	2,5	5,6	SZ
S1100QL	H11Q_St_02_QZ_01	SNO	1,3	0,2	1.274	1.080	165,0	2,4	4,5	SZ
S1100QL	H11Q_St_VP_QZ_03		1,0	0,6	1.259	1.082	286,0	2,9	5,0	SZ
S1300QL	H13Q_St_08_QZ_01	SNO	0,2	-0,3	1.358	1.208	184,0	1,7	2,5	SZ
S1300QL	H13Q_St_08_QZ_02	BIK	-0,2	0,0	1.367	1.212	199,6	1,2	1,4	SZ
S1300QL	H13Q_St_04_QZ_03	SNU	0,0	-0,2	1.370	1.235	209,5	1,3	1,7	SZ
S1300QL	H13Q_St_04_QZ_04	SNO	0,0	0,2	1.366	1.175	193,1	1,4	1,7	SZ
S1300QL	IL13Q_St_04_03[1)]	SNO			1.321	1.123	160,0	2,9	7,1	SZ
S1300QL	IL13Q_St_07_03[2)]	SNO			1.407	1.224	201,6	2,4	7,3	SZ

a) Ort der Dehnungsmessung:
SNO: Schweißnahtoberseite
SNU: Schweißnahtunterseite
BIK: Blechkante (seitlich)

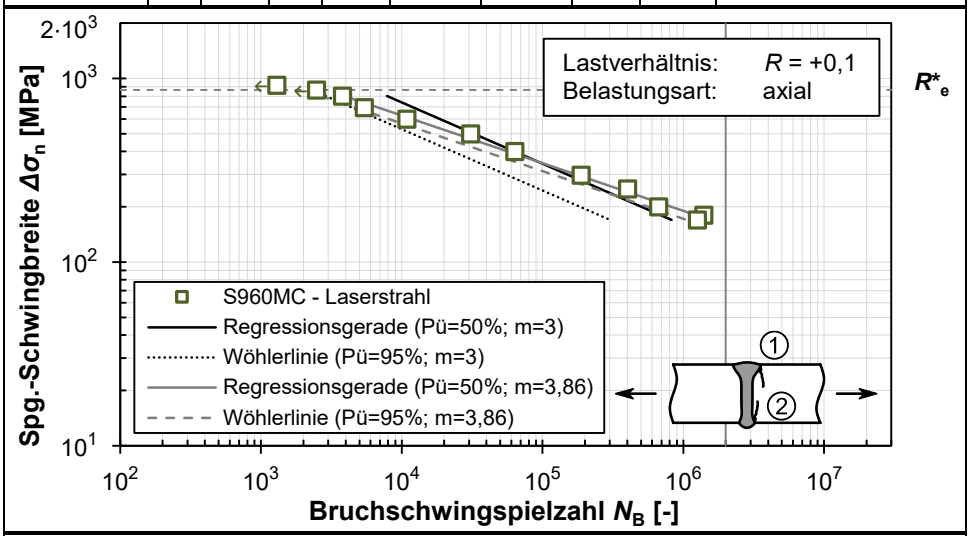
b) Bruchlage:
SZ: Schweißzone
GW: Grundwerkstoff

Probe induktiv vorgewärmt:
1) Vorwärmtemperatur $T_0 \approx 140$ °C
2) Vorwärmtemperatur $T_0 \approx 365$ °C

B.2 Schwingversuche an Kleinprüfkörpern

Tabelle B.2: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S960MC - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S960MC					**Blechdicke:**	8,0 mm		
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**	wie geschweißt		
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
L96M_St_08_01	0,4	0,1	0,10	1	920	1.296	①	N	
L96M_St_15_01	0,3	0,0	0,10	4	864	2.483	①	N	
L96M_St_13_05	0,8	0,1	0,10	4	800	3.801	①	J	
L96M_St_11_03	0,5	0,0	0,10	4	695	5.416	①	J	
L96M_St_15_05	0,3	0,0	0,10	5	600	10.871	①	J	
L96M_St_08_05	0,7	0,1	0,10	6	500	30.832	①	J	
L96M_St_13_03	0,4	0,1	0,10	7	400	63.659	①	J	
L96M_St_11_05	0,8	0,1	0,10	79	298	188.566	①	J	
L96M_St_13_01	0,7	0,0	0,10	79	250	402.529	①	J	
L96M_St_15_03	0,4	0,0	0,10	79	200	669.452	①	J	
L96M_St_11_01	0,6	0,0	0,10	79	180	1.399.043	①	J	
L96M_St_08_03	0,4	0,2	0,10	79	170	1.260.515	①	J	

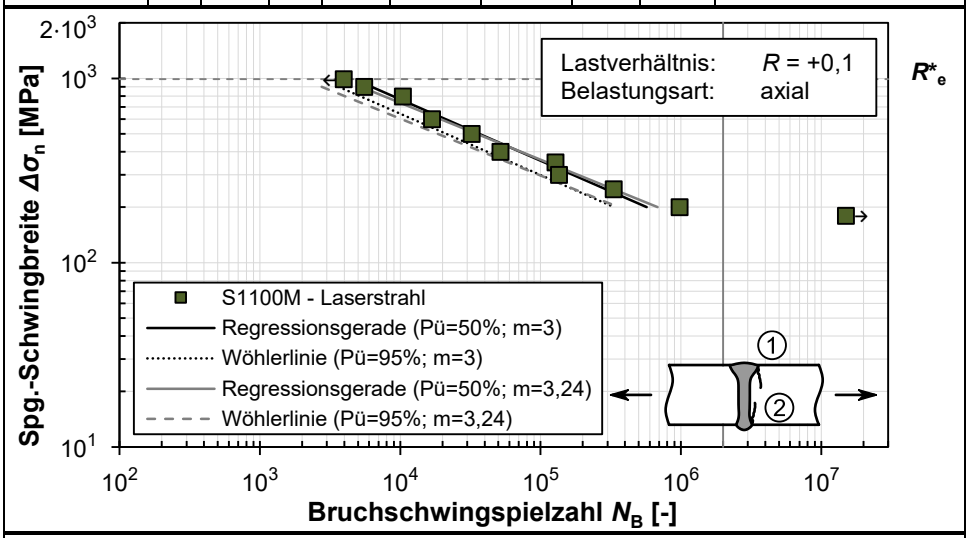


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,86	158,7	143,7	1,13
m = 3	126,2	90,3	1,56

Tabelle B.3: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S1100M - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1100M					**Blechdicke:**		8,0 mm	
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
L11M_St_11_03	0,1	0,1	0,10	3	990	3.946	②	N	
L11M_St_07_03	0,5	0,1	0,10	4	900	5.539	①	J	
L11M_St_11_05	0,3	0,1	0,10	3	800	10.433	②	J	
L11M_St_13_01	0,3	0,0	0,10	4	600	16.811	②	J	
L11M_St_07_01	0,6	0,1	0,10	6	500	32.246	②	J	
L11M_St_13_05	0,2	0,0	0,10	6	400	51.679	②	J	
L11M_St_12_01	0,1	0,0	0,10	79	350	127.574	②	J	
L11M_St_12_03	0,1	0,0	0,10	79	300	135.345	②	J	
L11M_St_13_03	0,4	0,0	0,10	79	250	332.561	①	J	
L11M_St_12_05	0,1	0,0	0,10	79	200	980.362	②	J	
L11M_St_11_01	0,1	0,1	0,10	79	180	15.000.000	-	N	kein Versagen

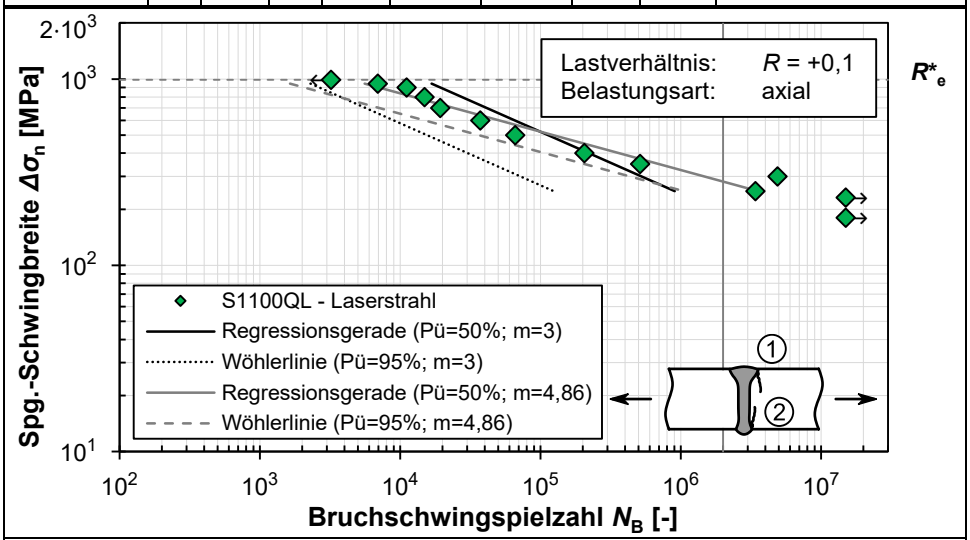


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2{\cdot}10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,24	143,4	117,6	1,23
m = 3	131,6	110,0	1,26

Tabelle B.4: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S1100QL - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1100QL					**Blechdicke:**		8,0 mm	
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	**β** [°]	**o** [mm]	**R**	**f** [Hz]	**$\Delta\sigma$** [MPa]	**N_B**	**RI**	**Ausw.**	**Bemerkung**
L11Q_St_07_01	0,4	0,3	0,10	3	990	3.208	②	N	
L11Q_St_11_01	1,2	0,0	0,10	3	945	6.915	②	J	
L11Q_St_13_03	1,0	0,1	0,10	3	900	11.090	②	J	
L11Q_St_15_03	0,7	0,2	0,10	2	800	14.886	②	J	
L11Q_St_08_04	0,6	0,0	0,10	2	700	19.328	②	J	
L11Q_St_08_03	0,9	0,0	0,10	3	600	37.186	①	J	
L11Q_St_13_01	1,0	0,3	0,10	8	500	66.014	②	J	
L11Q_St_07_03	0,6	0,1	0,10	79	400	205.984	②	J	
L11Q_St_09_01	0,5	0,1	0,10	79	350	513.583	①	J	
L11Q_St_11_02	1,8	0,1	0,10	79	300	4.900.000	②	J	
L11Q_St_15_01	0,3	0,1	0,10	79	250	3.405.315	②	J	
L11Q_St_15_04	1,0	0,2	0,10	79	231	15.000.000	-	N	kein Versagen
L11Q_St_09_03	0,3	0,1	0,10	79	180	15.000.000	-	N	kein Versagen



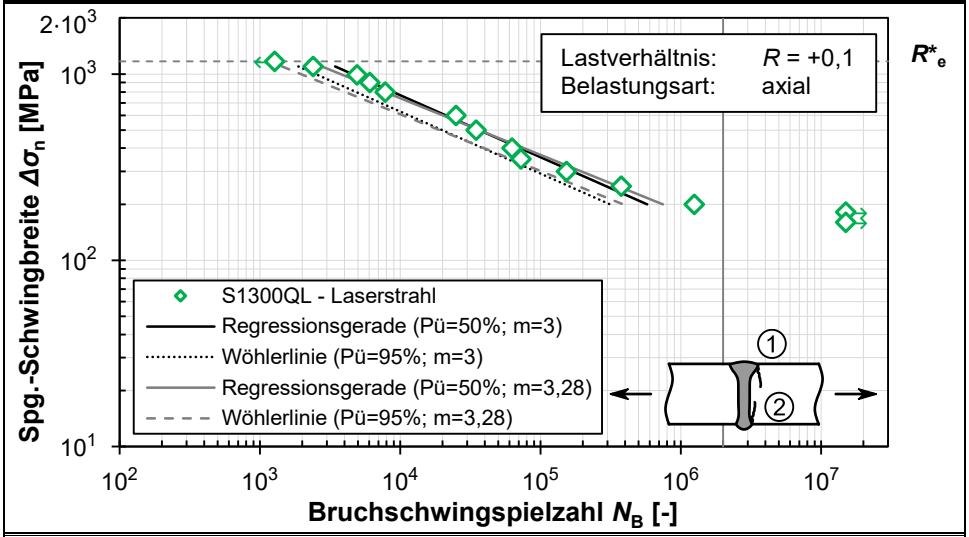
Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne **1:T_σ**
m_{var} = 4,86	281,5	218,9	1,36
m = 3	192,0	98,9	2,42

Tabelle B.5: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S1300QL - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1300QL					**Blechdicke:**		8,1 mm	
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	***β*** [°]	***o*** [mm]	***R***	***f*** [Hz]	***Δσ*** [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
L13Q_St_04_05	0,5	0,2	0,10	3	1.170	1.272	①	N	
L13Q_St_05_05	0,2	0,1	0,10	3	1.100	2.396	②	J	
L13Q_St_04_03	0,5	0,1	0,10	4	990	4.930	②	J	
L13Q_St_05_03	0,2	0,1	0,10	3	900	6.078	②	J	
L13Q_St_03_01	n.v.*	n.v.*	0,10	1	800	7.805	②	J	
L13Q_St_02_03	n.v.*	n.v.*	0,10	3	600	25.014	②	J	
L13Q_St_02_02	n.v.*	n.v.*	0,10	8	500	34.786	②	J	
L13Q_St_04_01	0,6	0,2	0,10	8	400	62.668	②	J	
L13Q_St_05_01	0,1	0,2	0,10	10	350	72.483	②	J	
L13Q_St_03_05	n.v.*	n.v.*	0,10	79	300	153.015	②	J	
L13Q_St_03_04	n.v.*	n.v.*	0,10	79	250	375.431	②	J	
L13Q_St_02_05	n.v.*	n.v.*	0,10	79	200	1.245.627	②	J	
L13Q_St_03_03	n.v.*	n.v.*	0,10	79	181	15.000.000	-	N	kein Versagen
L13Q_St_02_01	n.v.*	n.v.*	0,10	79	160	15.000.000	-	N	kein Versagen

*Messwert versuchstechnisch nicht erfasst

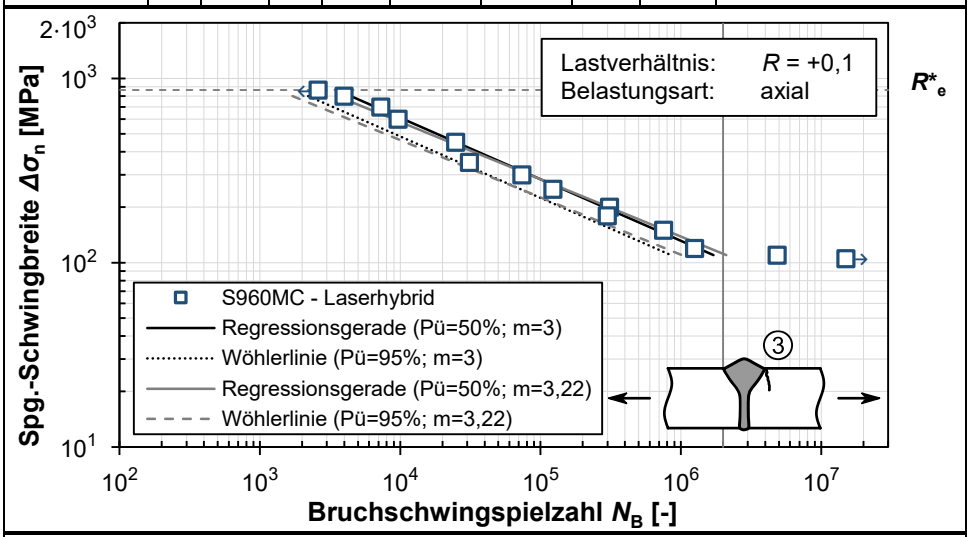


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,28	147,9	121,2	1,25
m = 3	131,9	107,8	1,31

Tabelle B.6: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S960MC - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S960MC					**Blechdicke:**		8,1 mm	
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H96M_St_09_04	0,2	0,3	0,10	3	864	2.596	③	N	
H96M_St_07_08	0,2	0,4	0,10	4	800	3.975	③	J	
H96M_St_07_01	0,4	0,2	0,10	4	700	7.260	③	J	
H96M_St_03_01	0,6	0,2	0,10	4	600	9.663	③	J	5 innenliegende Poren (d≈0,3mm)
H96M_St_03_04	0,6	0,1	0,10	8	450	24.812	③	J	
H96M_St_07_06	0,6	0,1	0,10	10	350	31.175	③	J	
H96M_St_09_07	0,5	0,3	0,10	10	300	73.606	③	J	
H96M_St_07_04	0,8	0,1	0,10	10	250	122.704	③	J	
H96M_St_09_02	0,2	0,0	0,10	10	200	310.563	③	J	
H96M_St_09_06	0,2	0,4	0,10	14	180	299.673	③	J	
H96M_St_03_02	0,7	0,1	0,10	80	150	751.901	③	J	
H96M_St_03_06	0,3	0,3	0,10	80	120	1.252.287	③	J	
H96M_St_07_02	0,6	0,2	0,10	80	110	4.844.573	③	J	
H96M_St_09_01	0,2	0,1	0,10	80	105	15.000.000	-	N	kein Versagen

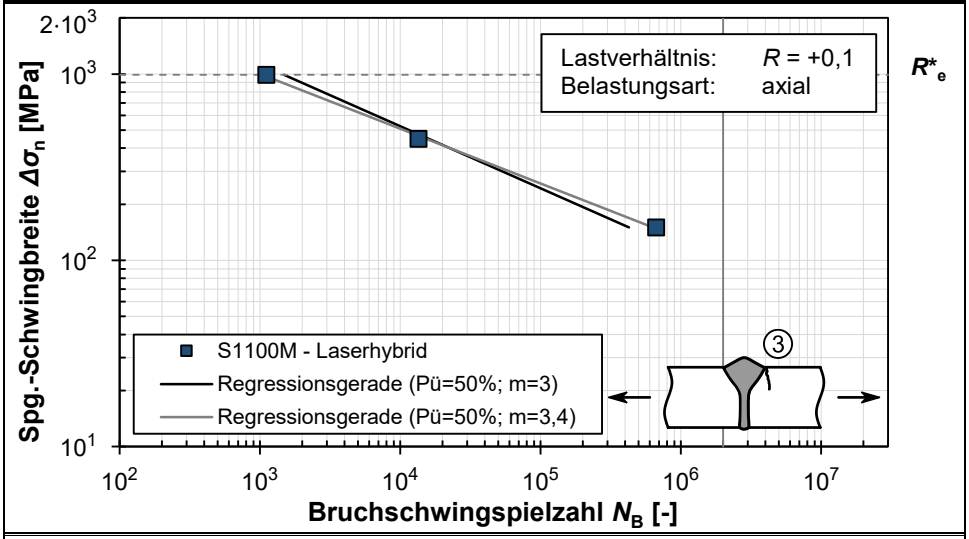


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,22	111,7	89,0	1,33
m = 3	104,3	82,6	1,38

Tabelle B.7: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S1100M - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S1100M					**Blechdicke:**		8,0 mm	
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H11M_St_00_01	0,3	0,2	0,10	3	990	1.111	③	N	
H11M_St_00_02	0,2	0,3	0,10	3	450	13.503	③	N	
H11M_St_00_03	0,2	0,3	0,10	80	150	666.353	③	N	

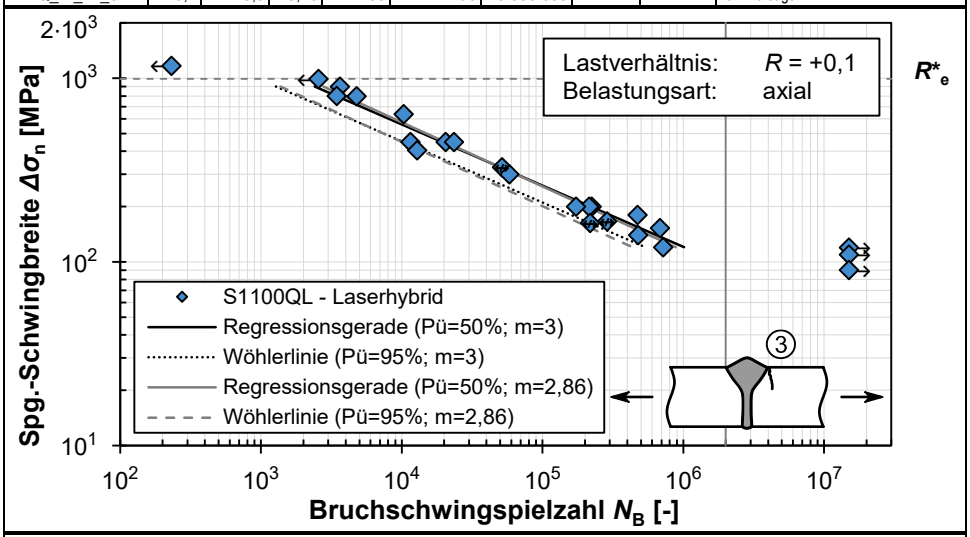


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,40	-	-	-
m = 3	-	-	-

Tabelle B.8: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S1100QL - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S1100QL					**Blechdicke:**		8,1 mm	
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H11Q_St_09_09	1,3	0,3	0,10	80	1.170	231	③	N	
H11Q_St_06_03	1,3	0,3	0,10	1	990	2.563	③	N	
H11Q_St_06_07	1,9	0,1	0,10	3	900	3.631	③	J	
H11Q_St_12_05	1,7	0,3	0,10	4	800	3.450	③	J	
H11Q_St_09_06	1,6	0,0	0,10	1	800	4.773	③	J	Versuch am LBF
H11Q_St_11_04	1,5	0,3	0,05	1	637	10.299	③	J	Versuch am LBF
H11Q_St_07_08	3,1	0,3	0,10	3	450	11.546	③	J	Versuch am LBF
H11Q_St_11_06	1,5	0,2	0,10	3	450	20.543	③	J	Versuch am LBF
H11Q_St_11_05	1,7	0,3	0,10	3	450	23.476	③	J	
H11Q_St_09_08	1,6	0,5	0,10	0	405	12.857	③	J	
H11Q_St_07_01	1,6	0,1	-0,25	80	328	51.535	③	N	R=-0,25
H11Q_St_11_07	1,6	0,5	0,10	3	300	58.237	③	J	
H11Q_St_12_08	1,4	0,5	0,10	5	200	224.003	③	J	Versuch am LBF; b=60mm
H11Q_St_09_03	1,5	0,2	0,10	80	200	214.330	③	J	
H11Q_St_12_07	1,7	0,5	0,10	88	200	172.826	③	J	b=60mm
H11Q_St_09_05	1,8	0,3	0,10	80	180	473.530	③	J	
H11Q_St_07_07	3,3	0,2	0,10	80	166	287.858	siehe re.	N	Bindefehler (innenliegend)
H11Q_St_07_03	2,3	0,3	0,10	80	163	217.343	③	N	vorbelastet
H11Q_St_07_05	2,8	0,2	0,10	80	153	684.029	③	J	
H11Q_St_09_07	1,7	0,5	0,10	80	140	477.515	③	J	
H11Q_St_09_01	1,2	0,4	0,10	80	120	720.630	③	J	
H11Q_St_12_01	1,1	0,3	0,10	88	120	15.000.000	-	N	b=60mm; kein Versagen
H11Q_St_11_03	1,2	0,4	0,10	80	110	15.000.000	-	N	kein Versagen
H11Q_St_11_01	0,7	0,3	0,10	80	90	15.000.000	-	N	kein Versagen

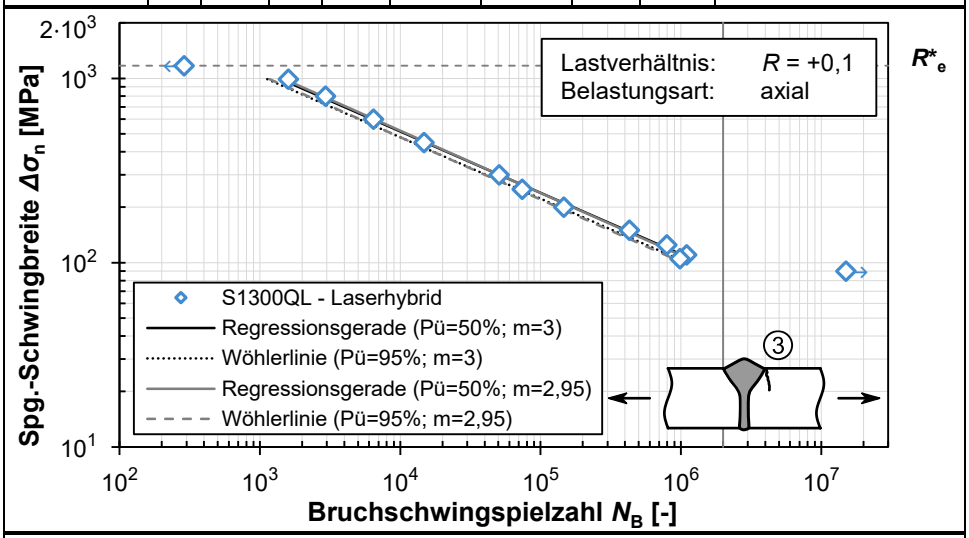


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 2,86	90,2	70,5	1,37
m = 3	95,7	77,4	1,35

Tabelle B.9: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Stumpfstoß - S1300QL - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S1300QL					**Blechdicke:**		8 mm	
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	***β*** [°]	***o*** [mm]	***R***	***f*** [Hz]	***Δσ*** [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H13Q_St_01_05	0,3	0,2	0,10	1	1.170	288	③	N	
H13Q_St_02_03	0,0	0,0	0,10	1	990	1.597	③	J	
H13Q_St_01_01	0,3	0,2	0,10	4	800	2.933	③	J	
H13Q_St_02_01	0,2	0,3	0,10	4	600	6.455	③	J	
H13Q_St_05_05	0,2	0,0	0,10	8	450	14.750	③	J	
H13Q_St_05_03	0,0	0,2	0,10	10	300	50.823	③	J	
H13Q_St_02_05	0,0	0,1	0,10	10	250	74.001	③	J	
H13Q_St_01_03	0,1	0,1	0,10	10	200	146.473	③	J	
H13Q_St_05_01	0,1	0,2	0,10	80	150	430.513	③	J	
H13Q_St_06_01	0,1	0,1	0,10	80	125	792.260	③	J	
H13Q_St_06_03	0,1	0,2	0,10	80	110	1.097.990	③	J	
H13Q_St_05_04	0,1	0,1	0,10	80	105	985.590	③	J	
H13Q_St_06_05	0,2	0,3	0,10	80	90	15.000.000	-	N	kein Versagen

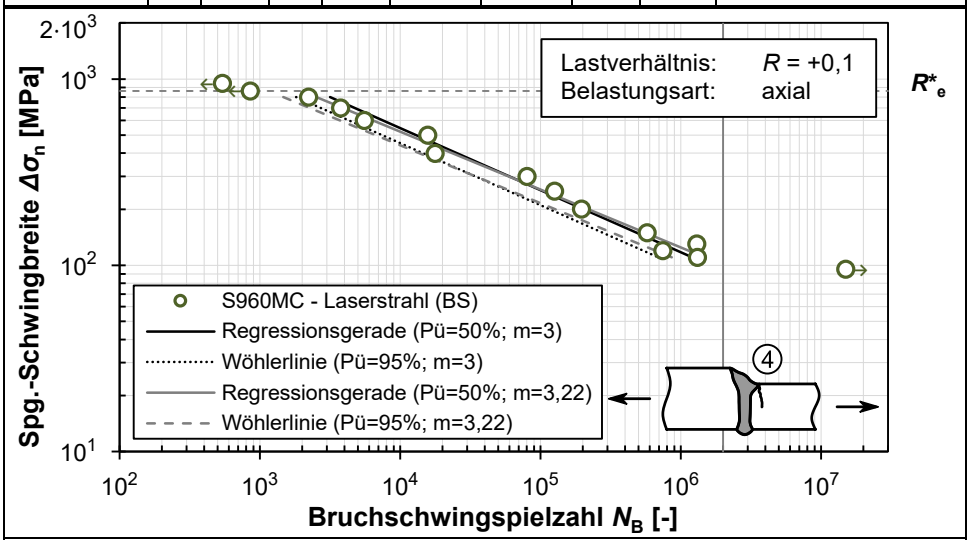


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 2,95	86,5	79,7	1,11
m = 3	88,1	81,8	1,10

Tabelle B.10: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Blechdickensprung - S960M - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S960MC					**Blechdicken:**	t_1 = 6,1 mm / t_2 = 8,1 mm		
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**	wie geschweißt		
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
L96M_BS_06_04	0,9	-0,3	0,10	1	950	540	④	N	
L96M_BS_08_01	0,5	-0,3	0,10	4	864	854	④	N	
L96M_BS_10_01	0,1	-0,2	0,10	4	800	2.225	④	J	
L96M_BS_06_01	0,9	-0,2	0,10	4	700	3.771	④	J	
L96M_BS_06_03	0,8	-0,3	0,10	6	600	5.543	④	J	
L96M_BS_04_03	1,1	-0,2	0,10	7	500	15.738	④	J	
L96M_BS_12_03	0,3	-0,3	0,10	7	400	17.735	④	J	
L96M_BS_10_03	0,1	-0,3	0,10	10	300	80.057	④	J	
L96M_BS_10_05	0,1	-0,2	0,10	10	250	126.116	④	J	
L96M_BS_08_05	0,8	-0,3	0,10	8	200	196.229	④	J	
L96M_BS_08_03	0,7	-0,4	0,10	72	150	577.243	④	J	
L96M_BS_04_05	1,0	-0,2	0,10	72	130	1.302.899	④	J	
L96M_BS_12_05	0,2	-0,2	0,10	72	120	743.530	④	J	
L96M_BS_06_05	1,0	-0,2	0,10	77	110	1.312.048	④	J	
L96M_BS_12_01	0,3	-0,2	0,10	77	95	15.000.000	-	N	kein Versagen

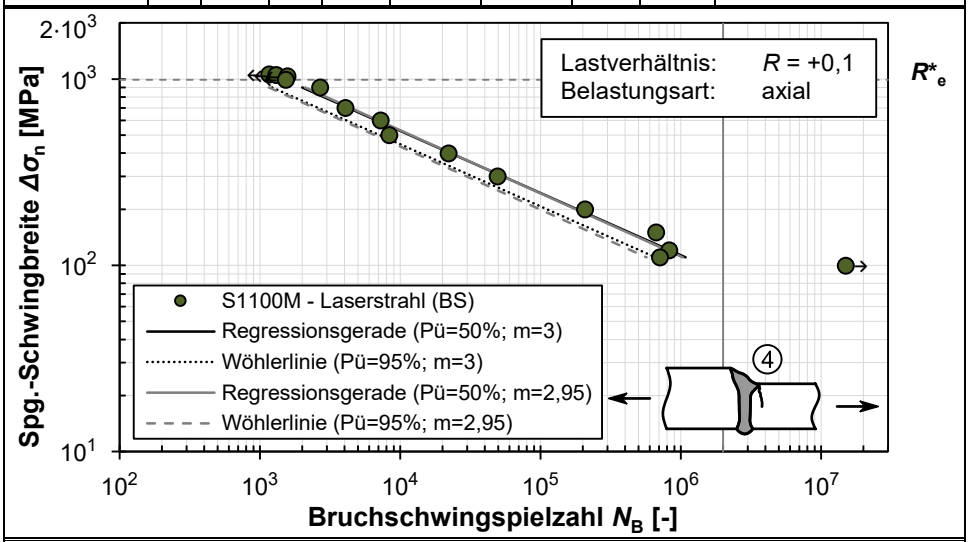


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne **1:T_σ**
m_{var} = 3,22	100,7	85,1	1,23
m = 3	93,3	77,5	1,29

Tabelle B.11: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Blechdickensprung - S1100M - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1100M					**Blechdicken:**		t_1 = 6,1 mm / t_2 = 8,0 mm	
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
L11M_BS_06_03	0,1	-0,3	0,10	0,25	1.059	1.167	④	N	
L11M_BS_06_05	0,2	-0,2	0,10	1	1.050	1.311	④	N	
L11M_BS_13_01	0,3	-0,2	0,10	1	1.035	1.574	④	N	
L11M_BS_07_05	0,1	-0,2	0,10	3	990	1.536	④	N	
L11M_BS_04_05	0,1	-0,3	0,10	1	900	2.682	④	J	
L11M_BS_12_01	0,1	-0,2	0,10	1	700	4.078	④	J	
L11M_BS_04_01	0,1	-0,2	0,10	3	600	7.259	④	J	
L11M_BS_07_01	0,2	-0,1	0,10	2	500	8.355	④	J	
L11M_BS_13_03	0,1	-0,4	0,10	4	400	22.128	④	J	
L11M_BS_12_05	0,4	-0,3	0,10	4	300	49.400	④	J	
L11M_BS_04_03	0,1	-0,3	0,10	3	200	207.243	④	J	
L11M_BS_04_02	0,1	-0,3	0,10	76	150	667.445	④	J	
L11M_BS_07_03	0,2	-0,3	0,10	76	120	826.197	④	J	
L11M_BS_06_01	0,3	-0,1	0,10	76	110	711.446	④	J	
L11M_BS_13_05	0,1	-0,3	0,10	76	100	15.000.000	-	N	kein Versagen

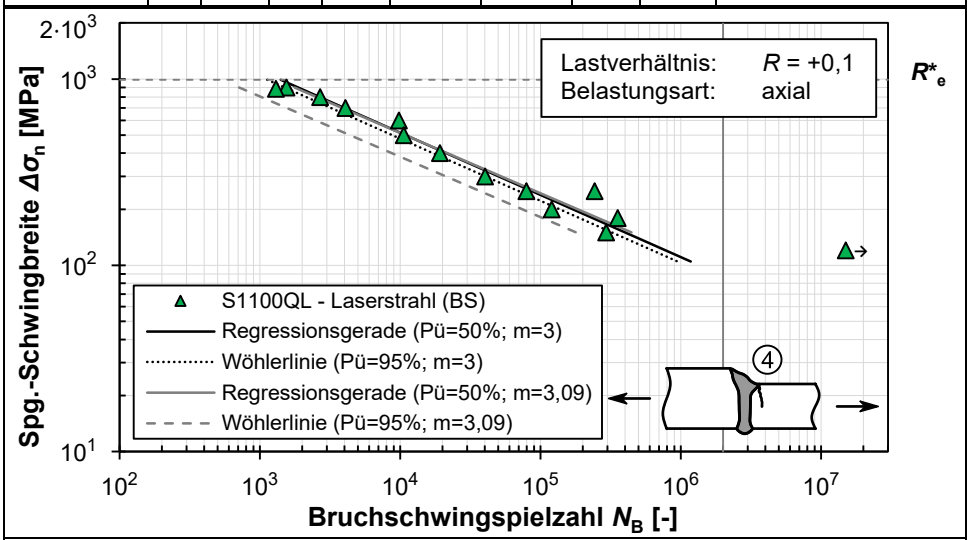


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2{\cdot}10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 2,95	88,3	72,1	1,26
m = 3	90,0	76,3	1,25

Tabelle B.12: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Blechdickensprung - S1100QL - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1100QL					**Blechdicken:**	t_1 = 6,3 mm / t_2 = 8,1 mm		
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**	wie geschweißt		
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
L11Q_BS_09_03	1,2	0,1	0,10	4	900	1.548	④	J	
L11Q_BS_09_01	1,3	0,1	0,05	3	888	1.300	④	J	
L11Q_BS_03_03	1,5	0,0	0,10	3	800	2.687	④	J	
L11Q_BS_04_01	1,1	0,0	0,10	4	700	4.066	④	J	
L11Q_BS_05_01	0,6	0,0	0,10	4	600	9.802	④	J	
L11Q_BS_04_03	1,1	0,0	0,10	6	500	10.611	④	J	
L11Q_BS_06_01	0,6	-0,1	0,10	8	400	19.161	④	J	
L11Q_BS_03_01	1,5	0,0	0,10	10	300	40.279	④	J	
L11Q_BS_02_01	1,2	-0,6	0,10	14	250	243.266	④	J	
L11Q_BS_05_04	1,2	0,1	0,10	10	250	79.572	④	J	
L11Q_BS_06_04	1,1	0,0	0,10	12	200	119.990	④	J	
L11Q_BS_05_03	0,3	0,0	0,10	75	180	354.377	④	J	
L11Q_BS_09_04	0,8	0,1	0,10	75	150	294.029	④	J	
L11Q_BS_02_03	1,0	-0,6	0,10	75	120	15.000.000	-	N	kein Versagen

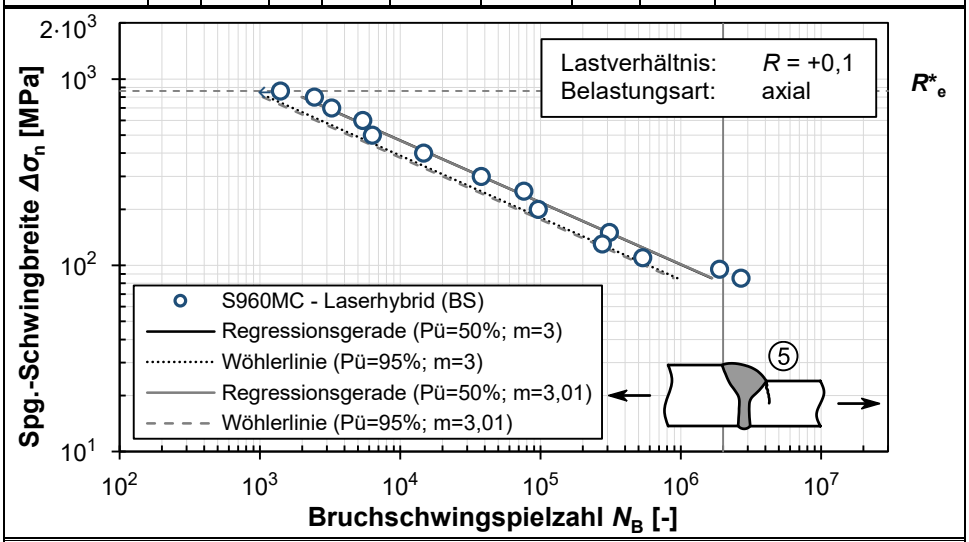


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2{\cdot}10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne **1:T_σ**
m_{var} = 3,09	92,3	68,7	1,41
m = 3	88,5	69,2	1,41

Tabelle B.13: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Blechdickensprung - S960MC - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S960MC					**Blechdicken:**		t_1 = 6,1 mm / t_2 = 8,1 mm	
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H96M_BS_02_01	0,4	0,1	0,10	4	864	1.402	⑤	N	
H96M_BS_01_01	0,2	-0,4	0,10	4	800	2.446	⑤	J	
H96M_BS_03_01	0,3	-0,4	0,10	4	700	3.249	⑤	J	
H96M_BS_01_05	0,1	-0,6	0,10	5	600	5.406	⑤	J	
H96M_BS_02_05	0,3	-0,1	0,10	5	500	6.323	⑤	J	
H96M_BS_03_05	0,3	-0,5	0,10	5	400	14.723	⑤	J	
H96M_BS_01_07	0,4	-0,4	0,10	5	300	37.800	⑤	J	
H96M_BS_01_03	0,3	-0,6	0,10	5	250	76.250	⑤	J	
H96M_BS_02_07	0,4	-0,1	0,10	5	200	96.621	⑤	J	
H96M_BS_03_07	0,4	-0,5	0,10	5	150	310.616	⑤	J	
H96M_BS_02_03	0,2	-0,1	0,10	77	130	275.979	⑤	J	
H96M_BS_03_03	0,1	-0,5	0,10	77	110	534.612	⑤	J	
H96M_BS_01_02	0,2	-0,6	0,10	77	95	1.889.032	⑤	J	
H96M_BS_03_06	0,3	-0,4	0,10	77	85	2.691.732	⑤	J	

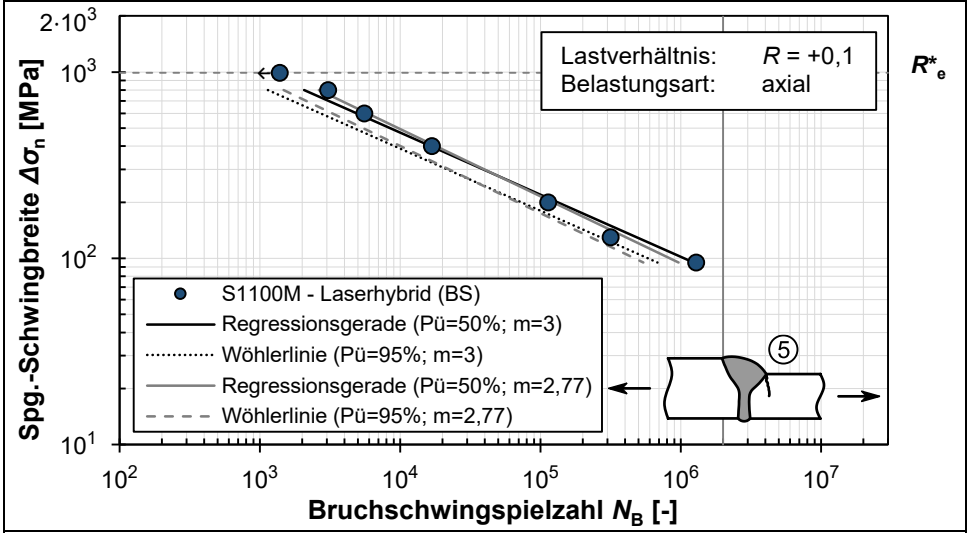


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2{\cdot}10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,01	80,4	65,1	1,31
m = 3	80,1	66,4	1,30

Tabelle B.14: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Blechdickensprung - S1100M - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S1100M					**Blechdicken:**	t_1 = 6,1 mm / t_2 = 8,0 mm		
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**	wie geschweißt		
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H11M_BS_06_05	0,6	0,0	0,10	1	990	1.384	⑤	N	
H11M_BS_06_01	0,3	-0,1	0,10	3	800	3.059	⑤	J	
H11M_BS_06_03	0,4	-0,2	0,10	3	600	5.546	⑤	J	
H11M_BS_06_07	0,1	-0,2	0,10	4	400	16.851	⑤	J	
H11M_BS_06_02	0,3	-0,2	0,10	6	200	113.460	⑤	J	
H11M_BS_06_04	0,5	-0,1	0,10	78	130	316.812	⑤	J	
H11M_BS_06_06	0,3	-0,1	0,10	78	95	1.286.727	⑤	J	

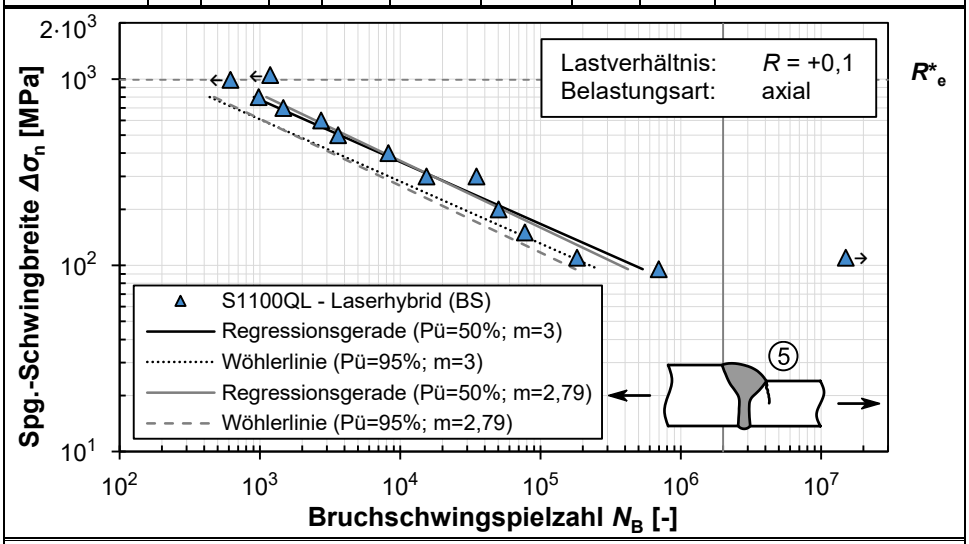


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 2,77	73,0	59,3	1,22
m = 3	80,9	66,4	1,26

Tabelle B.15: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Blechdickensprung - S1100QL - Laserhybrid

Grundwerkstoff:	S1100QL					**Blechdicken:**		t_1 = 6,2 mm / t_2 = 8,1 mm	
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe	β [°]	o [mm]	R	f [Hz]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_B	RI	**Ausw.**	**Bemerkung**
H11Q_BS_16_06	1,3	0,1	0,10		1.164	1	⑤	N	Bruch bei Erstbelastung
H11Q_BS_16_01	0,6	-0,1	0,10	1	1.050	1.185	⑤	N	
H11Q_BS_14_05	1,9	0,3	0,10	1	990	618	⑤	N	
H11Q_BS_14_01	1,4	0,4	0,10	3	800	982	⑤	J	
H11Q_BS_14_06	1,6	0,3	0,10	4	700	1.472	⑤	J	
H11Q_BS_14_03	1,6	0,1	0,10	2	600	2.734	⑤	J	
H11Q_BS_14_07	1,2	0,3	0,10	2	500	3.605	⑤	J	
H11Q_BS_16_09	0,6	0,3	0,10	4	400	8.224	⑤	J	
H11Q_BS_16_03	1,1	-0,2	0,10	4	300	35.041	⑤	J	
H11Q_BS_16_08	1,2	0,3	0,10	0	300	15.389	⑤	J	
H11Q_BS_14_09	0,7	0,2	0,10	0	200	50.231	⑤	J	
H11Q_BS_16_07	1,4	0,4	0,10	0	150	77.172	⑤	J	
H11Q_BS_16_02	1,0	-0,3	0,10	76	110	15.000.000	-	N	Kein Versagen
H11Q_BS_14_04	1,7	0,3	0,10	76	110	181.914	⑤	J	
H11Q_BS_16_05	1,1	0,0	0,10	75	95	695.165	⑤	J	

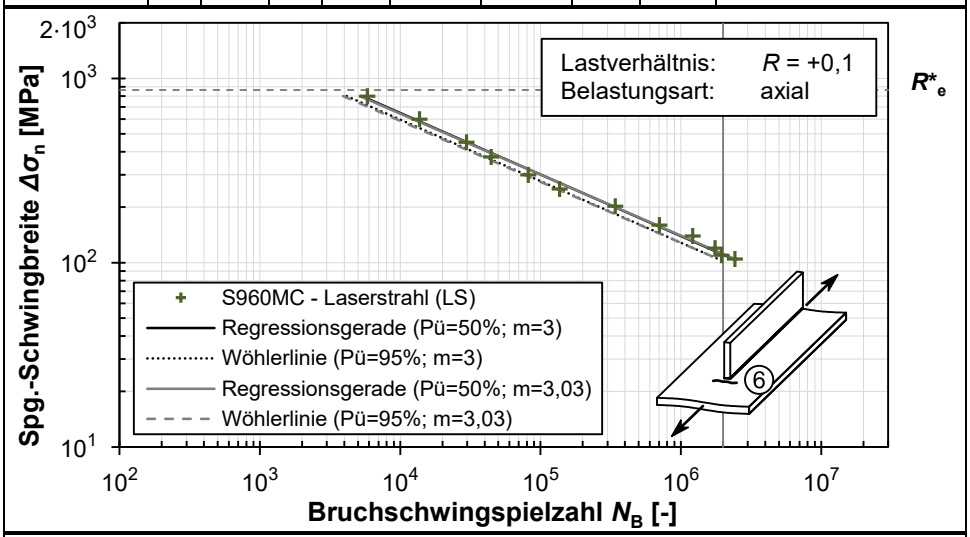


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2{\cdot}10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 2,79	54,4	40,0	1,40
m = 3	61,4	48,3	1,39

Tabelle B.16: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Längssteife - S960M - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S960MC					**Blechdicken:**		t_G = 8,1 mm / t_S = 5,0 mm	
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe			***R***	***f*** [Hz]	***Δσ*** [MPa]	N_B	**RI**	**Ausw.**	**Bemerkung**
L96M_LS_03_07			0,10	1	800	5.823	⑥	J	
L96M_LS_03_03			0,10	1	600	13.733	⑥	J	
L96M_LS_03_01			0,10	4	450	29.645	⑥	J	
L96M_LS_03_05			0,10	4	375	44.582	⑥	J	
L96M_LS_02_05			0,10	3	300	81.654	⑥	J	
L96M_LS_02_07			0,10	5	251	136.901	⑥	J	
L96M_LS_02_01			0,10	78	203	340.660	⑥	J	
L96M_LS_02_03			0,10	78	160	701.748	⑥	J	
L96M_LS_04_01			0,10	78	140	1.213.748	⑥	J	
L96M_LS_04_03			0,10	78	120	1.753.880	⑥	J	
L96M_LS_01_07			0,10	78	110	1.950.603	⑥	J	
L96M_LS_05_01			0,10	78	105	2.433.736	⑥	J	

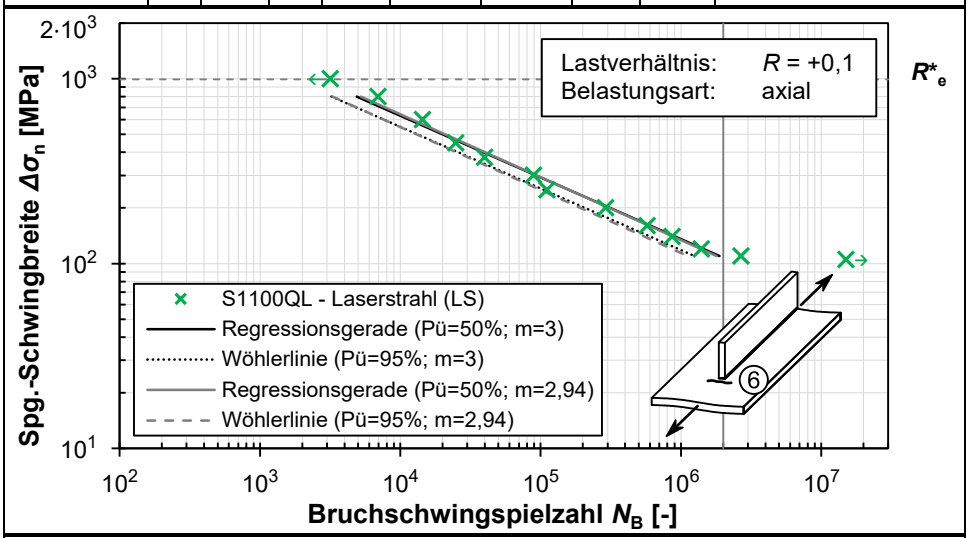


Statistische Auswertung

Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 3,03	111,5	101,9	1,12
m = 3	110,8	102,0	1,12

Tabelle B.17: Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche: Längssteife - S1100QL - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1100QL					**Blechdicken:**		t_G = 8,2 mm / t_S = 5,0 mm	
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz					**Nahtzustand:**		wie geschweißt	
Probe			***R***	***f*** [Hz]	***Δσ*** [MPa]	N_B	**RI**	**Ausw.**	**Bemerkung**
L11Q_LS_03_06			0,10	1	1.000	3.173	⑥	N	
L11Q_LS_03_02			0,10	1	800	6.924	⑥	J	
L11Q_LS_01_04			0,10	1	600	14.342	⑥	J	
L11Q_LS_01_05			0,10	4	450	24.846	⑥	J	
L11Q_LS_01_07			0,10	4	375	39.844	⑥	J	
L11Q_LS_03_05			0,10	3	300	89.088	⑥	J	
L11Q_LS_03_07			0,10	3	250	111.074	⑥	J	
L11Q_LS_03_01			0,10	78	200	290.155	⑥	J	
L11Q_LS_03_03			0,10	78	160	573.429	⑥	J	
L11Q_LS_04_05			0,10	78	140	866.359	⑥	J	
L11Q_LS_04_03			0,10	78	120	1.390.446	⑥	J	
L11Q_LS_01_08			0,10	78	110	2.670.977	⑥	J	
L11Q_LS_04_07			0,10	78	105	15.000.000	-	N	kein Versagen



Statistische Auswertung

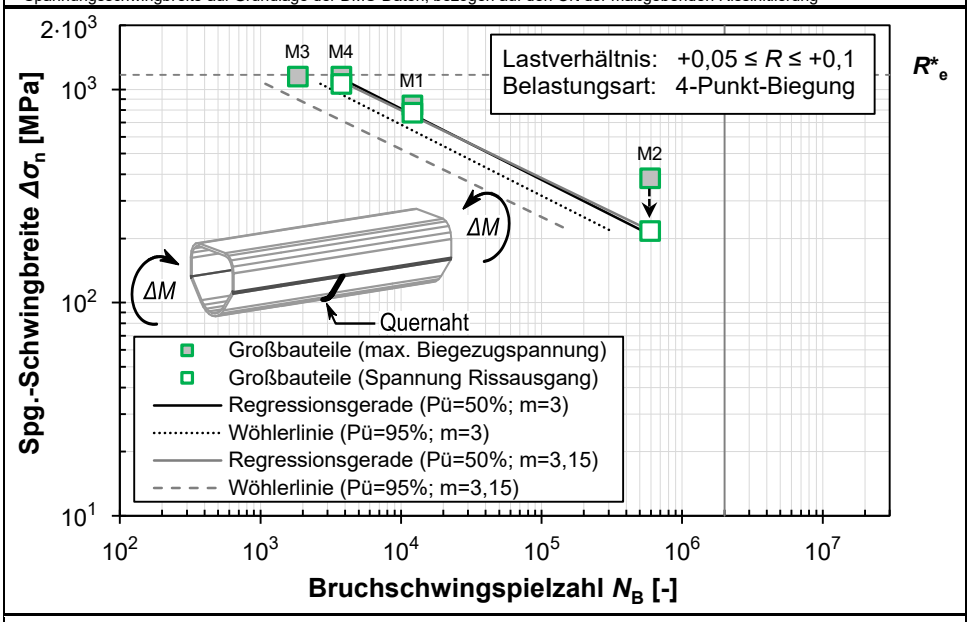
Neigung	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$) $P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	Streuspanne $1{:}T_\sigma$
m_{var} = 2,94	105,9	90,3	1,22
m = 3	107,8	93,9	1,20

B.3 Schwingversuche an Großbauteilen

Tabelle B.18: Ergebnisse der kraftgeregelten Großbauteilversuche: Stumpfstoß - S1300QL - Laserstrahl

Grundwerkstoff:	S1300QL				**Blechdicke:**	7,8 mm
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz				**Nahtzustand:**	wie geschweißt (teilweise kaltumgeformt)
Probe	***R***	$\Delta\sigma_{DMS}$ [1)] [MPa]	$\Delta\sigma_{RI}$ [2)] [MPa]	N_B	**Ausw.**	**Bemerkung / Versagensort**
L13Q_St_M1	0,10	842	**779**	12.008	J	**Querverlaufende Stumpfnahtwurzel:** maximal zugspannungsbeanspruchter Bereich, Rohrinnenseite
L13Q_St_M2	0,10	383	**217**	589.523	J	**Querverlaufende Stumpfnahtwurzel:** seitlich (ca. 65 mm unterhalb des Querschnittsschwerpunkts), Rohrinnenseite
L13Q_St_M3	0,05	1.152	-	1.840	N	**Mittlerer Lasteinleitungspunkt**
L13Q_St_M1	0,05	1.150	**1.063**	3.762	J	**Querverlaufende Stumpfnahtwurzel:** maximal zugspannungsbeanspruchter Bereich, Rohrinnenseite

[1)] Ermittlung der Spannungsschwingbreite auf Grundlage der DMS-Daten (max. Biegezugspannungsbereich)
[2)] Spannungsschwingbreite auf Grundlage der DMS-Daten, bezogen auf den Ort der maßgebenden Rissinitiierung

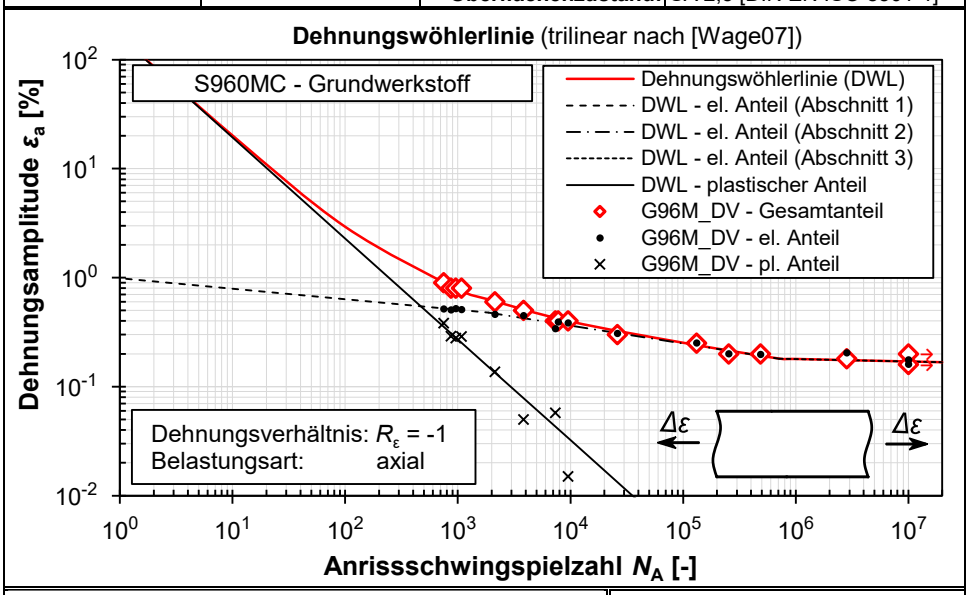


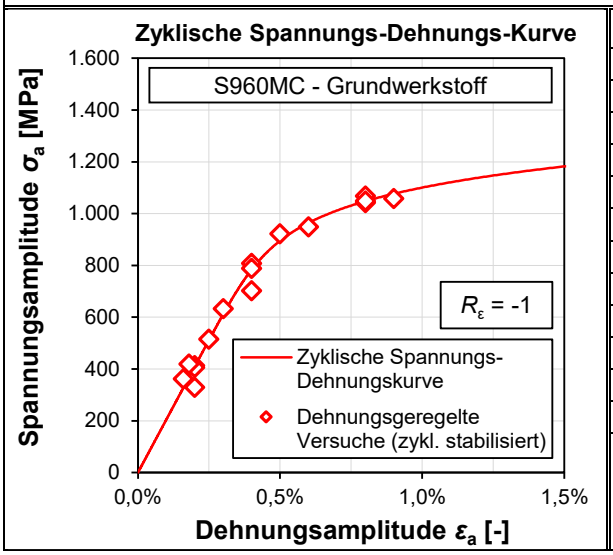
Statistische Auswertung auf Grundlage $\Delta\sigma_{RI}$			
	Ermüdungsfestigkeit: $\Delta\sigma_c$ [MPa] (*bei* $N_c = 2 \cdot 10^6$)		Streuspanne
Neigung	$P_Ü$ = 50%	$P_Ü$ = 95%	**1:T_σ**
m_{var} = 3,15	148,3	97,3	1,11
m = 3	139,0	117,0	1,14

B.4 Dehnungsgeregelte Schwingversuche an Grundwerkstoffproben [Mel+21]

Tabelle B.19: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Schwingversuche an Grundwerkstoffproben aus S960MC

Grundwerkstoff:	S960MC	**Blechdicke:**	8,0 mm
		Oberflächenzustand:	SA 2,5 [DIN EN ISO 8501-1]

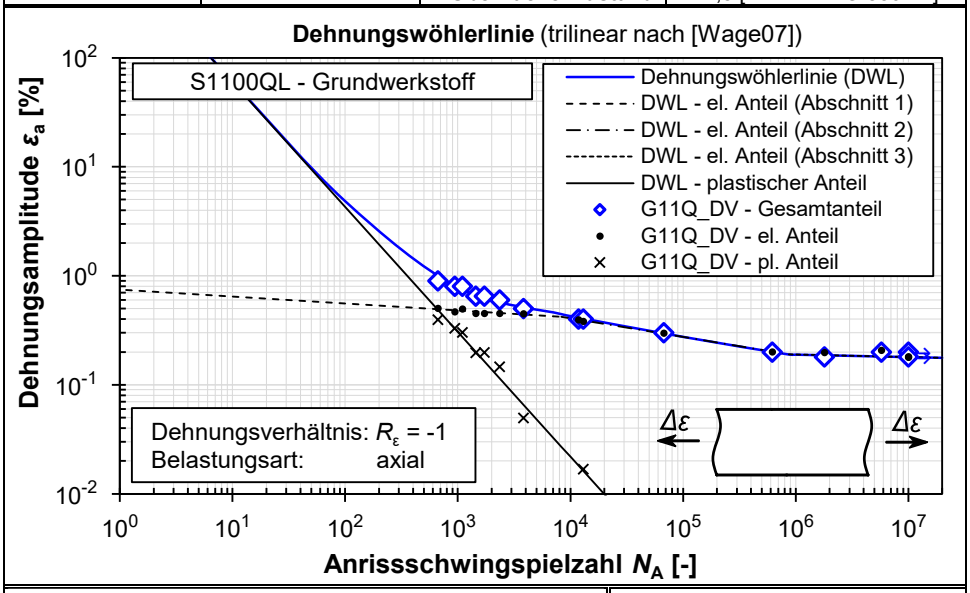


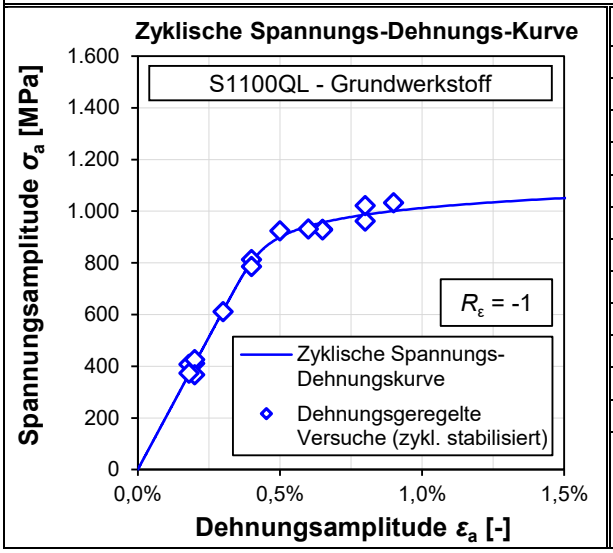


Werkstoffkennwerte	
E [GPa]	205
$R_{p0,2}'$ [MPa]	1008,78
K' [MPa]	1922,8
n'	0,1038
ε_f' [m/m]	3,092
c	-0,9259
$\sigma_{f\,1}'$ [MPa]	2161,8
b_1	-0,0961
$\sigma_{f\,2}'$ [MPa]	3795,4
b_2	-0,1645
$\sigma_{f\,3}'$ [MPa]	505,56
b_3	-0,0222

Tabelle B.20: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Schwingversuche an Grundwerkstoffproben aus S1100M

Grundwerkstoff:	S1100QL	**Blechdicke:**	8,1 mm
		Oberflächenzustand:	SA 2,5 [DIN EN ISO 8501-1]

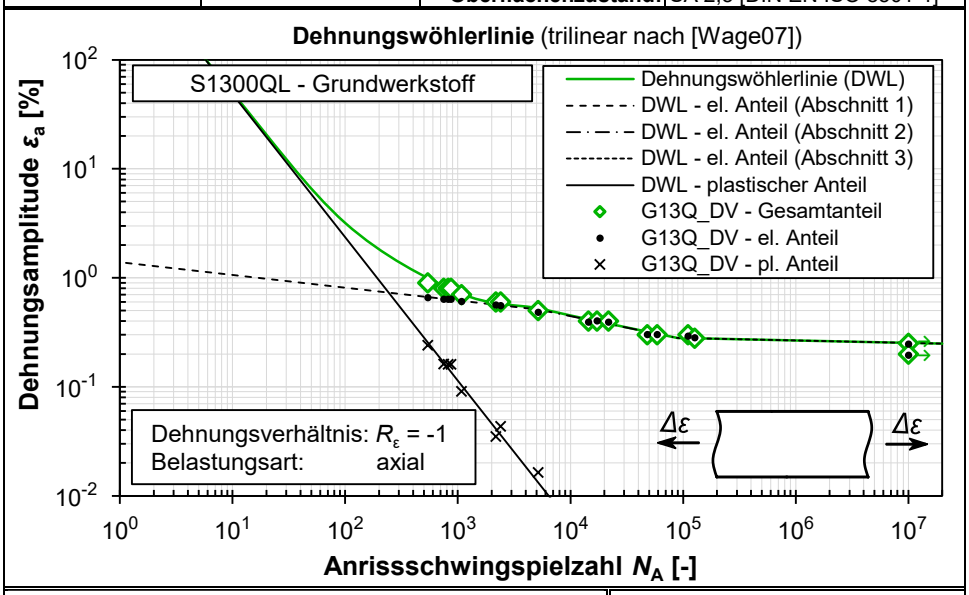


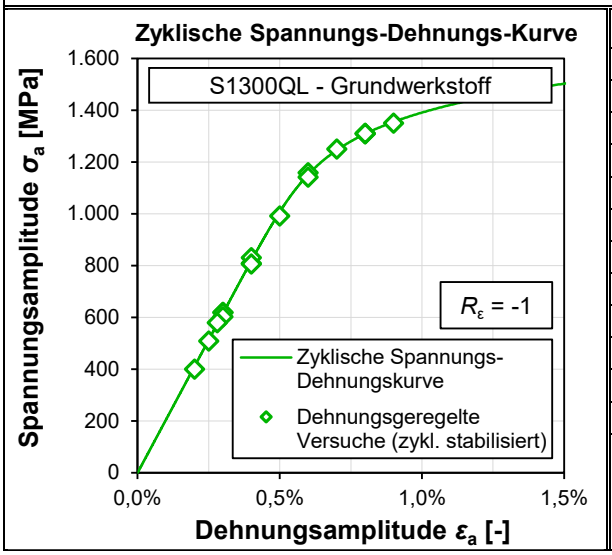


Werkstoffkennwerte	
E [GPa]	205
$R_{p0,2}'$ [MPa]	960,98
K' [MPa]	1361,1
n'	0,0560
ε_f' [m/m]	18,663
c	-1,1467
σ_{f1}' [MPa]	1603,5
b_1	-0,0642
σ_{f2}' [MPa]	4487,8
b_2	-0,1701
σ_{f3}' [MPa]	536,04
b_3	-0,0222

Tabelle B.21: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Schwingversuche an Grundwerkstoffproben aus S1300QL

Grundwerkstoff:	S1300QL	**Blechdicke:**	8,0 mm
		Oberflächenzustand:	SA 2,5 [DIN EN ISO 8501-1]





Werkstoffkennwerte	
E [GPa]	205
$R_{p0,2}'$ [MPa]	1333,19
K' [MPa]	2314,9
n'	0,0888
ε_f' [m/m]	25,005
c	-1,3144
σ_{f1}' [MPa]	3080,8
b_1	-0,1167
σ_{f2}' [MPa]	7445,7
b_2	-0,2121
σ_{f3}' [MPa]	750,75
b_3	-0,0222

C Numerische Untersuchungen

C.1 Quasi-statische Querzugversuche

Nachfolgend sind die wesentlichen und für diese Arbeit relevanten Ergebnisse der numerischen Parameterstudie der Querzugversuche aus [Stei21] zusammengefasst. Geometrie- und Werkstoffkennwerte basieren auf der in dieser Arbeit vorgestellten laserstrahl- und laserhybridgeschweißten Querzugproben aus S960MC.

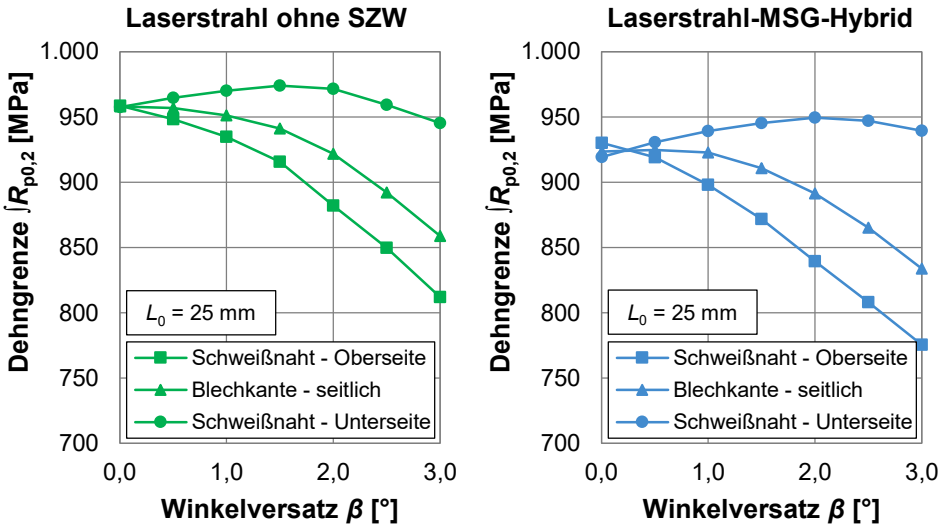


Abbildung C.1: Einfluss des Winkelversatzes auf die experimentell im Querzugversuch ermittelte integrale 0,2 %-Dehngrenze auf Grundlage der numerischen Parameterstudie in [Stei21] für laserstrahl (links) und laserhybridgeschweißte (rechts) Stumpfstöße aus S960MC

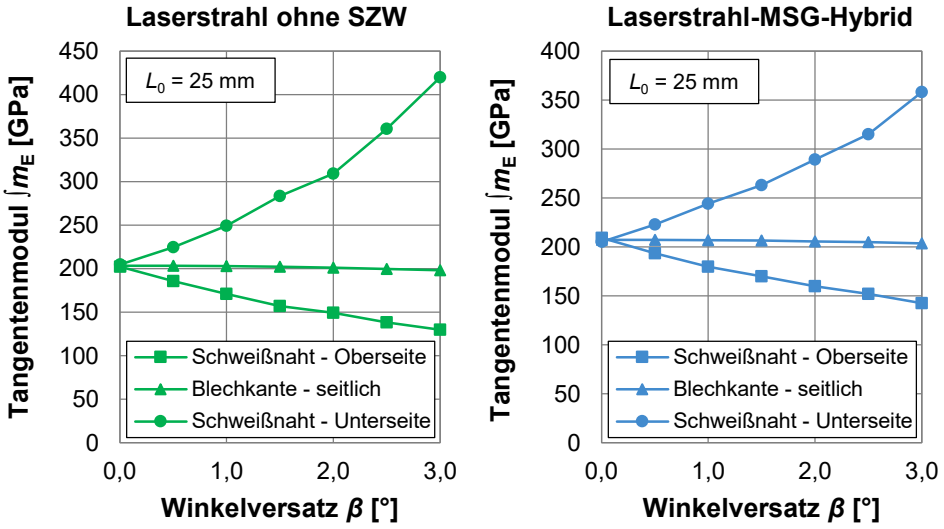


Abbildung C.2: Einfluss des Winkelversatzes auf den experimentell im Querzugversuch ermittelten integralen Tangentenmodul auf Grundlage der numerischen Parameterstudie in [Stei21] für laserstrahl (links) und laserhybridgeschweißte (rechts) Stumpfstöße aus S960MC

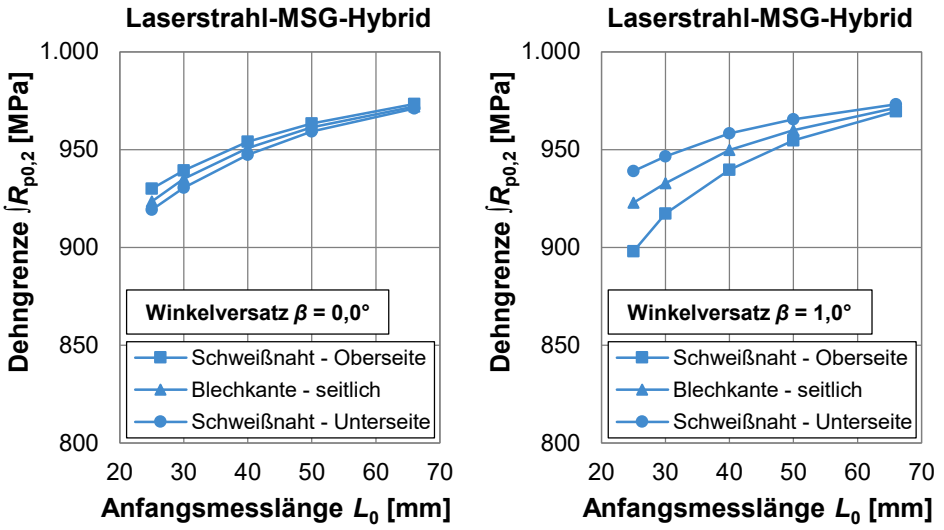


Abbildung C.3: Einfluss der Anfangsmesslänge auf die experimentell im Querzugversuch ermittelte integrale 0,2 %-Dehngrenze auf Grundlage der numerischen Parameterstudie in [Stei21] für laserhybridgeschweißte Stumpfstöße aus S960MC mit einem Winkelversatz von β = 0,0 ° (links) bzw. β = 1,0 ° (rechts)

C.2 Eingangsparameter der FE-Modelle

Tabelle C.1: Abmessungen der lokalen Schweißnahtgeometrien
(Probenspezifischer Kantenversatz *o* und Winkelversatz *β* siehe Anhang B.2)

	Nahtoberseite					***Nahtunterseite***			
Referenz	***B*** [mm]	***H*** [mm]	***Ω*** [°]	***Φ*** [mm]	H_k [mm]	***b*** [mm]	***h*** [mm]	***ω*** [°]	h_k [mm]
Stumpfstoß - Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff									
L96M_St	2,6	0,30	155	175 - 179	0,05	2,2	0,50	145	0,00
L11M_St	2,0	0,20	160	176 - 179	0,00	2,3	0,60	135	0,00
L11Q_St	2,8	0,15	170	177	0,05	1,9	0,60	125	0,00
L13Q_St	3,1	0,30	155	177	0,00	2,4	0,50	135	0,00
Stumpfstoß - Laserstrahl-MSG-Hybrid									
H96M_St	5,1	1,60	140	176 - 179	0,10	2,4	1,00	120	0,00
H11M_St	5,1	1,30	130	176 - 179	0,10	1,7	0,25	125	0,00
H11Q_St_06	4,9	1,35	135	175 - 177	0,15	1,6	0,15	135	0,00
H11Q_St_07	4,5	0,65	155	173 - 176	0,20	2,5	0,65	125	0,00
H11Q_St_09	5,3	1,50	140	174 - 179	0,05	1,6	0,30	125	0,00
H11Q_St_11	5,4	1,25	140	175 - 178	0,00	1,7	0,50	125	0,00
H11Q_St_12	5,7	1,70	140	176 - 177	0,00	1,5	0,35	125	0,00
H13Q_St	4,7	1,10	125	174 - 176	0,25	2,4	0,80	125	0,00
Blechdickensprung - Laserstrahl ohne Zusatzwerkstoff									
L96M_BS	2,3	0,30	125	140	0,00	2,9	0,90	135	0,00
L11M_BS	2,2	0,10	125	138	0,00	1,9	0,55	135	0,10
L11Q_BS	2,5	0,20	130	144 - 153	0,00	2,4	0,60	135	0,00
Blechdickensprung - Laserstrahl-MSG-Hybrid									
H96M_BS	5,7	1,30	115	159 - 166	0,00	2,3	0,70	135	0,00
H11M_BS	5,5	1,30	125	160 - 162	0,00	2,0	0,45	150	0,00
H11Q_BS	5,4	1,40	115	155 - 163	0,00	1,5	0,30	135	0,00

D Elastisch-plastische Kerbbeanspruchung

D.1 Rechnerische Abschätzung des zyklischen Werkstoffverhaltens nach der FKM-Methode

Nachfolgende Ausführungen sind [Wäch16] entnommen und werden als eine Variante zur rechnerischen Abschätzung des zyklischen Werkstoffverhaltens für die Kerbdehnungsberechnungen in Abschnitt 4.4 herangezogen.

Tabelle D.1: Zyklische Werkstoffkennwerte nach der FKM-Methode [Wäch16]

Kennwert	Stahl (ohne GS)
σ'_f	$3{,}1148\ MPa \cdot \left(\frac{R_m}{\mathrm{MPa}}\right)^{0{,}982}$
b	$-0{,}097$
E	$206\ \mathrm{GPa}$
ε'_f	$min\left(\begin{matrix} 0{,}338 \\ 1.033 \cdot \left(\frac{R_m}{\mathrm{MPa}}\right)^{-1{,}235} \end{matrix}\right)$
c	$-0{,}52$
K'	$\frac{\sigma'_f}{(\varepsilon'_f)^{n'}}$
n'	$-0{,}187$

Auf Grundlage dieser Abschätzmethode ergeben sich für die vorliegenden Grundwerkstoffe folgende Kennwerte der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven:

Tabelle D.2: Für die Grundwerkstoffe mit der FKM-Methode [Wäch16] abgeschätzte Kennwerte der ZSDK

	S960MC	S1100M	S1100QL	S1300QL
R_m [1)]	1.190 MPa	1.163 MPa	1.405 MPa	1.594 MPa
E	206 GPa	206 GPa	206 GPa	206 GPa
K'	2.516 MPa	2.439 MPa	3.020 MPa	3.480 MPa
n'	0,187	0,187	0,187	0,187
[1)] Werte aus Abschnitt 3.2 – Tabelle 3.4 (ggfs. gemittelt)				

D.2 Schädigungsparameter P_{RAM}

Nachfolgend ist die Bestimmung des Schädigungsparameters P_{RAM} nach [FKM 19] dargestellt. Dieser wird, neben den Parametern P_{SWT} und P_{ε}, zur Schädigungsbewertung der aus den Kerbdehnungsberechnungen (vgl. Abschnitt 4.4) abgeleiteten Hysteresen verwendet.

Der Schädigungsparameter P_{RAM} ist nach [FKM 19] analog zu [Smi+70] und [Berg83] definiert:

$$\boldsymbol{P_{RAM}} = \begin{cases} \sqrt{(\boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{a}} + \boldsymbol{k} \cdot \boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{m}})\, \boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{a}}\, \boldsymbol{E}} & \text{für } (\boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{a}} + \boldsymbol{k} \cdot \boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{m}}) \geq \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & \phantom{\text{für }} (\boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{a}} + \boldsymbol{k} \cdot \boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{m}}) < \mathbf{0} \end{cases} \tag{D.1}$$

Der Skalierungsfaktor k berücksichtigt die werkstoffabhängige Mittelspannungsempfindlichkeit M_{σ} und lässt sich wie folgt bestimmen:

$$\boldsymbol{k} = \begin{cases} \boldsymbol{M_{\sigma}} \cdot (\boldsymbol{M_{\sigma}} + \mathbf{2}) & \text{für } \boldsymbol{\sigma_m} \geq \mathbf{0} \\ \frac{\boldsymbol{M_{\sigma}}}{\mathbf{3}} \cdot \left(\frac{\boldsymbol{M_{\sigma}}}{\mathbf{3}} + \mathbf{2}\right) & \phantom{\text{für }} \boldsymbol{\sigma_m} < \mathbf{0} \end{cases} \tag{D.2}$$

Analog zu [FKM 12] ergibt sich die Mittelspannungsempfindlichkeit M_{σ} zu:

$$\boldsymbol{M_{\sigma}} = \boldsymbol{a_M} \cdot \mathbf{10^{-3}} \cdot \frac{\boldsymbol{R_m}}{\mathbf{MPa}} + \boldsymbol{b_M} \tag{D.3}$$

Für die Werkstoffgruppe Stahl können die Konstanten zu $a_{\mathrm{M}} = 0{,}35$ und $b_{\mathrm{M}} = -0{,}1$ gesetzt werden (vgl. [FKM 12]). Für die vorliegenden Grundwerkstoffe ergibt sich demnach folgende Mittelspannungsempfindlichkeit:

Tabelle D.3: Mittelspannungsempfindlichkeit der vorliegenden Grundwerkstoffe nach [FKM 12]

	S960MC	**S1100M**	**S1100QL**	**S1300QL**
R_m [1)]	1.190 MPa	1.163 MPa	1.405 MPa	1.594 MPa
M_{σ}	0,32	0,31	0,39	0,46
[1)] Werte aus Abschnitt 3.2 – Tabelle 3.4 (ggfs. gemittelt)				

E Abgrenzung der Kurzzeitfestigkeit

E.1 Trilineare Regression

Für die Regression von Datenpunkten an einen in drei Abschnitte unterteilten, kontinuierlich verlaufenden Linienzug sind nachfolgend die relevanten Skriptausschnitte aus der Software Matlab wiedergegeben. Zentraler Baustein der Routine bildet der nichtlineare Gleichungslöser „lsqnonlin“. Hierbei erfolgt das Lösen des Optimierungsproblems auf Grundlage der Methode der kleinsten Quadrate. Weiterführende Informationen sind der Matlab-Dokumentation zu entnehmen (vgl. [MatW23]).

```
%##### MatlabR2023b - Skriptausschnitt der trilinearen Regression #####
serie = "Versuchsdaten H96M\_St KV+DV";
% Versuchswerte - elastische Dehnungsanteile
e = [0.004293 0.004117 0.003917 0.003561 0.003517 0.002966 0.002034 0.001815
0.002034 0.00081 0.003083 0.002878 0.002537 0.00218 0.001634 0.001273 0.001088
0.000907 0.000727 0.000654 0.000546 0.000434 0.0004 0.000385];
% Versuchswerte - Versagensschwingspielzahlen
N = [50 110 207 436 949 3299 14100 18104 20755 149150 2596 3975 7260 9663 24812
31175 73606 122704 310563 299673 751901 1252287 4844573 15000000];
% Umrechnung der Versuchsdaten auf den doppeltlogarithmischen Maßstab
Xi = log10(e);
Yi = log10(N);

%Der gesuchte trilineare Linienzug wird durch folgende Parameter beschrieben:
%p(1) - fiktive Schwingspielzahl der Zeitfestigkeitsgeraden bei 100% el. Dehnung
%p(2) - neg. inverser Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden (-1/b2)
%p(3) - Dehnung am Knickpunkt: Übergang Zeit- zur Dauerfestigkeit
%p(4) - neg. inverse Steigung der Langzeitfestigkeitsgeraden (-1/b3)
%p(5) - Dehnung am Knickpunkt: Übergang Kurzzeit- zur Zeitfestigkeit
%p(6) - neg. inverse Steigung der Kurzzeitfestigkeitsgeraden (-1/b1)

%Randbedingungen - Vorgaben an den nichtlinearen Solver
Ag = log10(max(e));
AD = log10(min(e));
p0 = [ 0,   3,  -3,  22,  2.8,   20]; %Startwerte
lb = [-20,  1,  AD,  22,   AD,    5]; %untere Grenzwerte
ub = [ 20,  8,  Ag,  22,   Ag,  100]; %obere Grenzwerte

%Lösen des nichtlinearen Optimierungsproblems (nichtlineare Datenanpassung)
p = lsqnonlin(@(p)fun(p,Xi,Yi),p0,lb,ub)

%#### Ableitung der DWL-Kennwerte ####
%Schwingfestigkeitsexponenten b
b = [-1/p(6) -1/p(2) -1/p(4)]
%Schwingfestigkeitskoeffizienten sfi
sf1 = 10^((p(1)-p(2)*p(5)+p(6)*p(5)-log10(0.5))/p(6))*205000;
sf2 = 10^((p(1)-log10(0.5))/p(2))*205000;
sf3 = 10^((p(1)-p(2)*p(3)+p(4)*p(3)-log10(0.5))/p(4))*205000;
sf = [sf1 sf2 sf3]
```

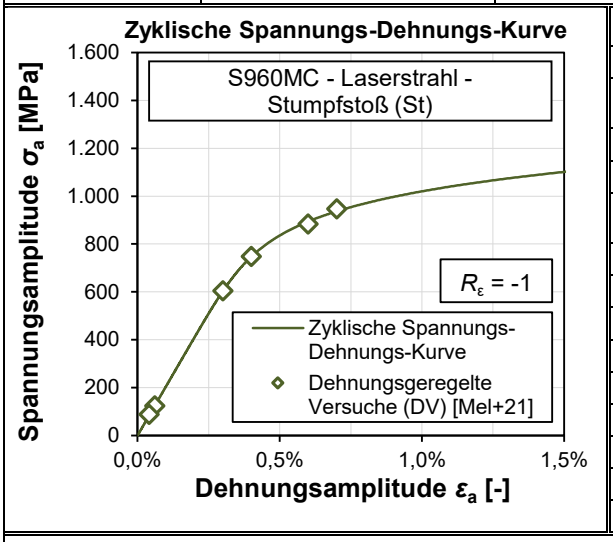
Hierzu beschreibt die Abweichungsfunktion das Residuum zwischen dem jeweiligen Datenpunkt zum angesetzten Modell (hier: ein in drei Abschnitte unterteilter, kontinuierlich verlaufender Linienzug):

```
%Abweichungsfunktion
function [res] = fun(p,X,Y)
    res=zeros(size(X));
    for i=1:length(X)
        %Bereich 2 - Zeitfestigkeitsgerade
        if X(i) >= p(3) && X(i) <= p(5)
            res(i) = p(1)-p(2)*X(i)-Y(i);
        %Bereich 3 (unter Berücksichtigung der Übergangsbedingung zu Bereich 2)
        elseif X(i) > p(5)
            res(i) = p(1)-p(2)*p(5)+p(6)*p(5)-p(6)*X(i)-Y(i);
        %Bereich 1 (unter Berücksichtigung der Übergangsbedingung zu Bereich 2)
        else
            res(i) = p(1)-p(2)*p(3)+p(4)*p(3)-p(4)*X(i)-Y(i);
        end
    end
end
```

E.2 Kalibrierte trilineare DWL aus DV und KV

Tabelle E.1: Kombinierte Auswertung der dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuche der laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S960MC auf Basis einer integralen Betrachtung

Grundwerkstoff:	S960MC	**Blechdicke:**	8,0 mm
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz	**Nahtzustand:**	wie geschweißt



zyklische Kennwerte	
E [GPa]	205
Ermittelt aus DV in Anlehnung an [FKM 19] ($\varepsilon_{a,pl} \geq 0{,}01\%$):	
K' [MPa]	1903,0
n'	0,1178
Ermittelt durch trilineare Regression an DV und KV (vgl. Kapitel 5):	
$\sigma_{f'1}$ [MPa]	1443
b_1	-0,0986
$\sigma_{f'2}$ [MPa]	8536
b_2	-0,2890
$\sigma_{f'3}$ [MPa]	-
b_3	-
Ermittelt aus Kompatibilität:	
$\varepsilon_{f'}$ [m/m]	0,095
c	-0,8373

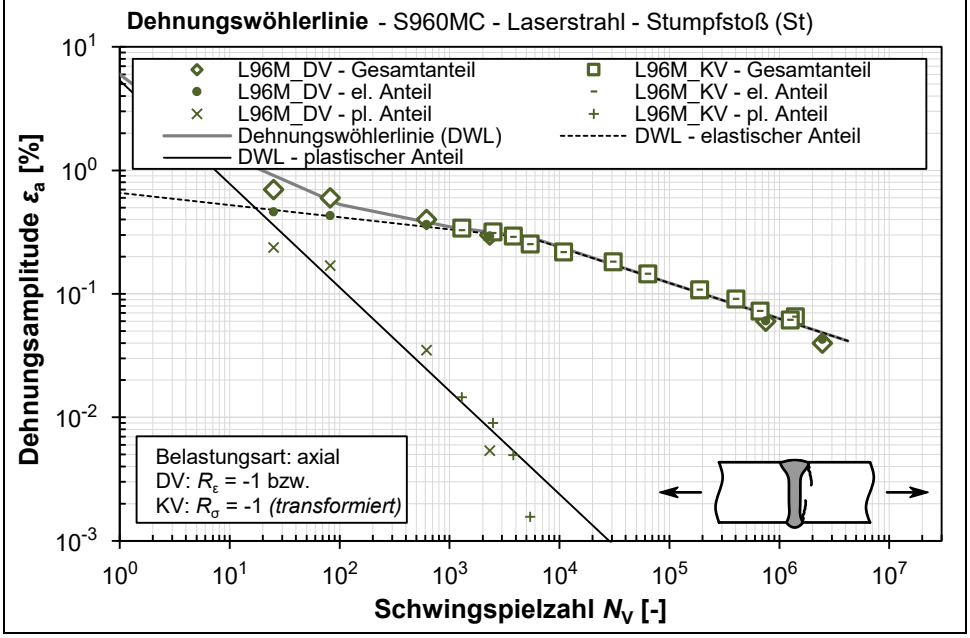
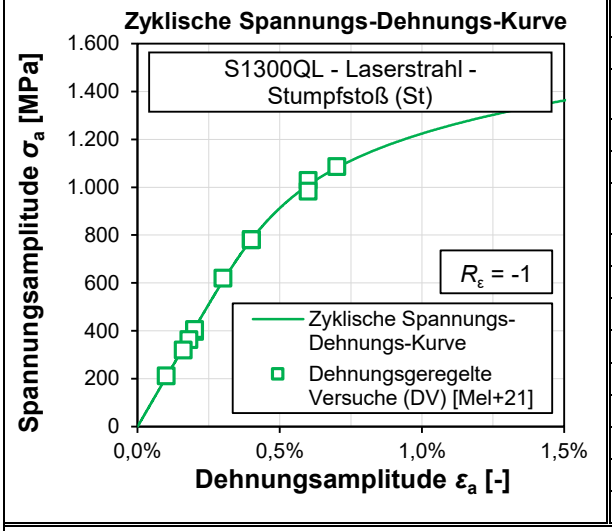


Tabelle E.2: Kombinierte Auswertung der dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuche der laserstrahlgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL auf Basis einer integralen Betrachtung

Grundwerkstoff:	S1300QL	**Blechdicke:**	8,1 mm
Verfahren:	Laserstrahl ohne Zusatz	**Nahtzustand:**	wie geschweißt



zyklische Kennwerte	
E [GPa]	205
Ermittelt aus DV in Anlehnung an [FKM 19] ($\varepsilon_{a,pl} \geq 0{,}01\%$):	
K' [MPa]	2751,8
n'	0,1469
Ermittelt durch trilineare Regression an DV und KV (vgl. Kapitel 5):	
$\sigma_{f\,1}'$ [MPa]	2170
b_1	-0,1201
$\sigma_{f\,2}'$ [MPa]	15818
b_2	-0,3384
$\sigma_{f\,3}'$ [MPa]	282
b_3	-0,0455
Ermittelt aus Kompatibilität:	
ε_f' [m/m]	0,1986
c	-0,8174

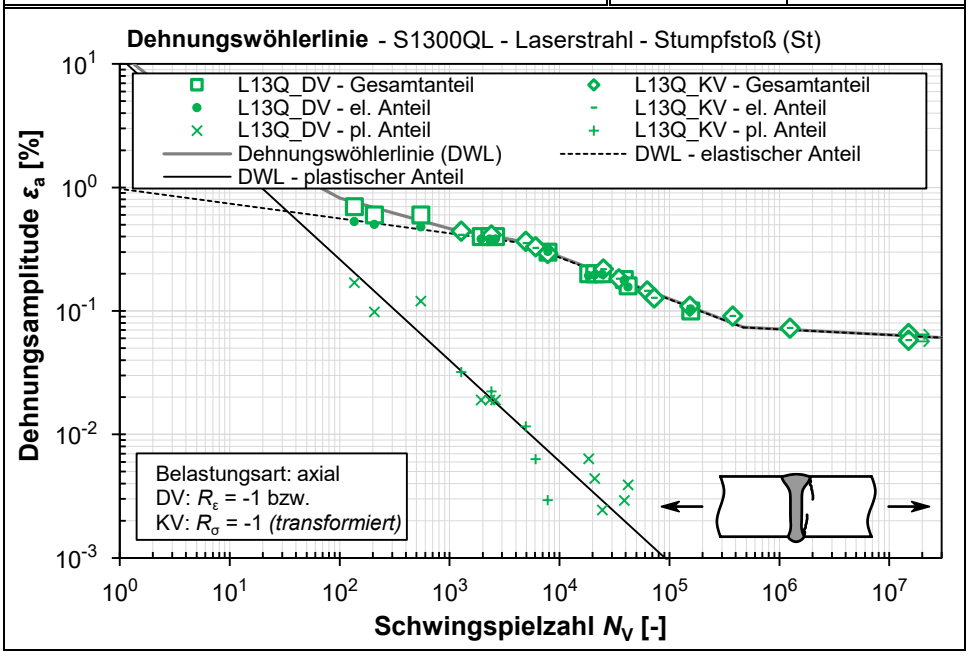
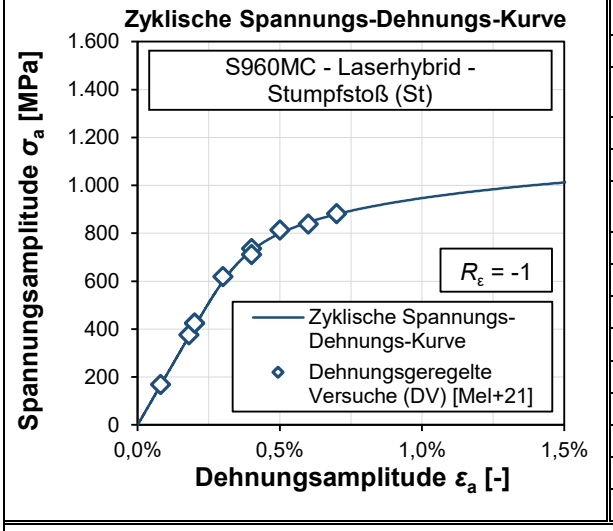


Tabelle E.3: Kombinierte Auswertung der dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuche der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S960MC auf Basis einer integralen Betrachtung

Grundwerkstoff:	S960MC	**Blechdicke:**	8,1 mm
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid	**Nahtzustand:**	wie geschweißt



zyklische Kennwerte	
E [GPa]	205
Ermittelt aus DV in Anlehnung an [FKM 19] ($\varepsilon_{a,pl} \geq 0{,}01\%$):	
K' [MPa]	1655,1
n'	0,1069
Ermittelt durch trilineare Regression an DV und KV (vgl. Kapitel 5):	
$\sigma_{f\,1}'$ [MPa]	1364
b_1	-0,0899
$\sigma_{f\,2}'$ [MPa]	13605
b_2	-0,3434
$\sigma_{f\,3}'$ [MPa]	172
b_3	-0,0455
Ermittelt aus Kompatibilität:	
ε_f' [m/m]	0,1637
c	-0,8409

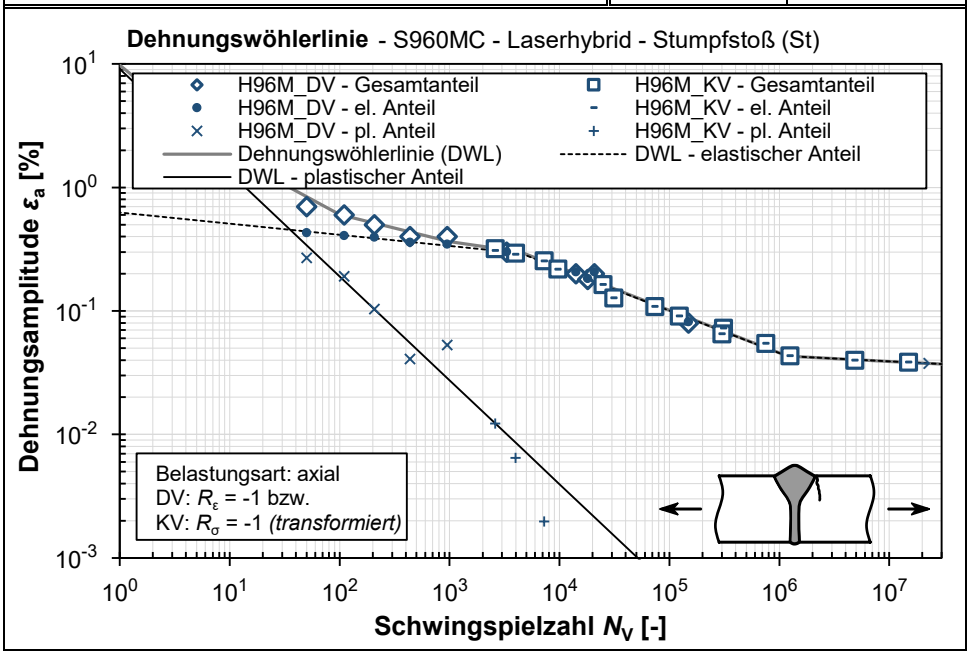
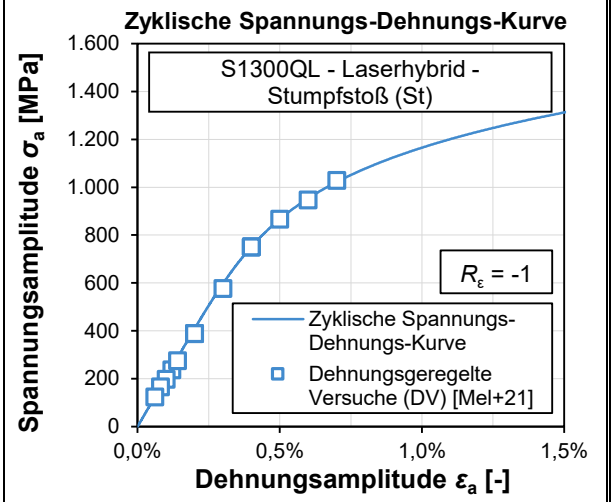
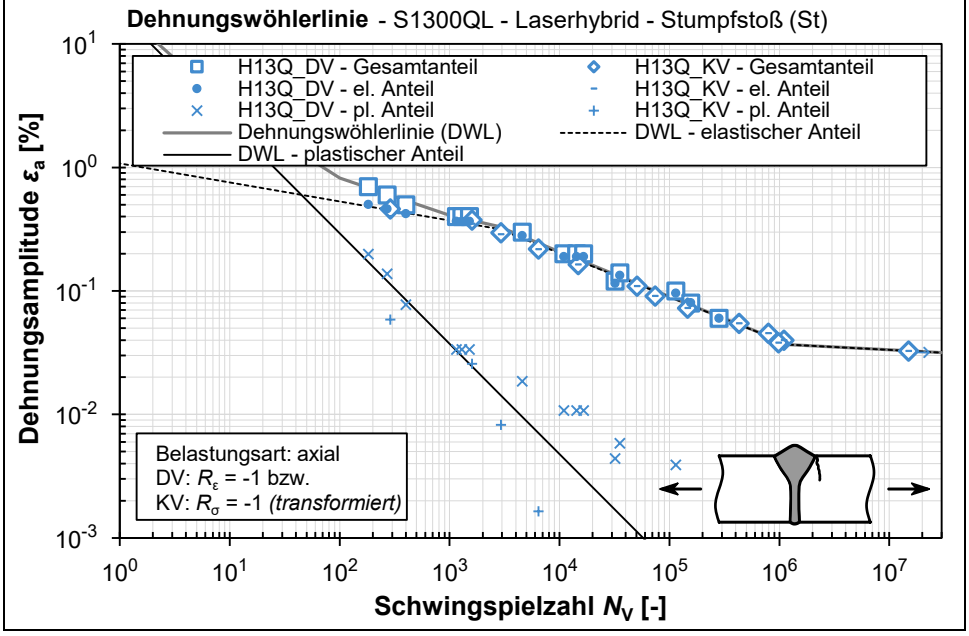


Tabelle E.4: Kombinierte Auswertung der dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuche der laserhybridgeschweißten Stumpfstöße aus S1300QL auf Basis einer integralen Betrachtung

Grundwerkstoff:	S1300QL	**Blechdicke:**	8 mm
Verfahren:	Laserstrahl-MSG-Hybrid	**Nahtzustand:**	wie geschweißt



zyklische Kennwerte	
E [GPa]	205
Ermittelt aus DV in Anlehnung an [FKM 19] ($\varepsilon_{a,pl} \geq 0{,}02\%$):	
K' [MPa]	2979,6
n'	0,1724
Ermittelt durch trilineare Regression an DV und KV (vgl. Kapitel 5):	
$\sigma_{f\,1}'$ [MPa]	2464
b_1	-0,1541
$\sigma_{f\,2}'$ [MPa]	13869
b_2	-0,3544
$\sigma_{f\,3}'$ [MPa]	147
b_3	-0,0455
Ermittelt aus Kompatibilität:	
ε_f' [m/m]	0,3323
c	-0,8936



E.3 Zyklische Kennwerte aus der trilinearen Regression mit festen Neigungen

Tabelle E.5: Aus der trilinearen Regression mit festen Neigungen für die dehnungs- und kraftgeregelten Schwingversuche abgeleitete zyklische Kennwerte

	L96M_St	**L13Q_St**	**H96M_St**	**H13Q_St**
E [GPa]	205	205	205	205
ZSDK	Ermittelt aus DV in Anlehnung an [FKM 19] ($\varepsilon_{a,pl} \geq 0{,}01\%$):			
K' [MPa]	1.903,0	2.751,8	1.655,1	2.979,6
n'	0,1178	0,1469	0,1069	0,1724
DWL	Ermittelt durch trilineare Regression an DV und KV (vgl. Kapitel 5):			
$\sigma_f'_1$ [MPa]	1.428	1.824	1.432	1.685
b_1 bzw. m_1 *(fest)*	-0,097 bzw. 10,3			
$\varepsilon_{a,el}$ (N = 1.000) [%]	0,333	0,425	0,334	0,393
$\Delta\sigma_Ü$ (R = -1) [MPa]	1.365	1.744	1.369	1.611
$N_Ü$ (R = -1) [-]	10.930	3.700	4.194	1.287
$\sigma_f'_2$ [MPa]	15.127	14.960	12.100	10.769
b_2 bzw. m_2 *(fest)*	-0,333 bzw. 3			
$\sigma_f'_3$ [MPa]	172	282	172	147
b_3 bzw. m_3 *(fest)*	-0,045 bzw. 22			

F Bemessungsempfehlungen

F.1 Berücksichtigung der Zusatzbeanspruchung infolge Exzentrizität

Als Ergänzung zu den Bemessungstabellen in Abschnitt 6.2 ist nachfolgend der Einfluss der Exzentrizität auf die Ermüdungsfestigkeit beim Stumpfstoß mit Blechdickensprung grafisch dargestellt. Die Herleitung des Vergrößerungsfaktors k_m erfolgt nach Gl. 4.1. Anstelle der Berücksichtigung als modifizierte Nennspannung auf der Beanspruchungsseite werden für die nachfolgenden Darstellungen modifizierte Kerbfälle, ausgehend vom Kerbfall des jeweiligen Stumpfstoßes ohne Blechdickensprung, hergeleitet. Die Darstellungen beziehen sich auf den jeweils relevanten Blechdickenbereich.

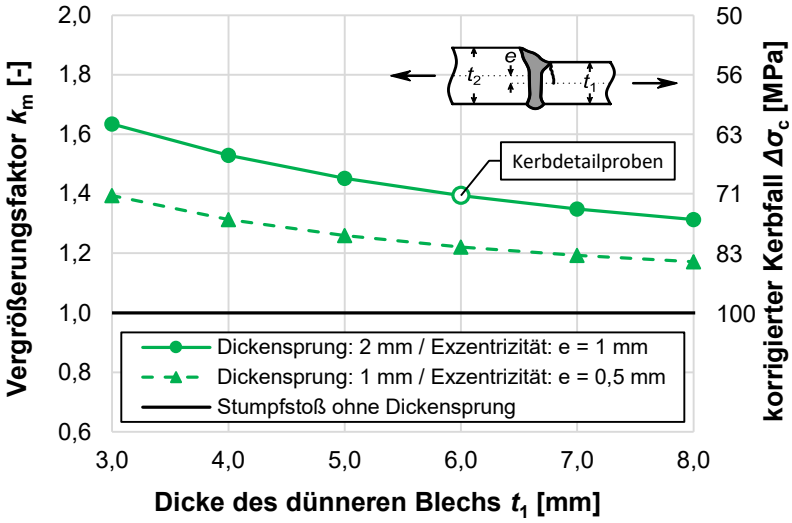


Abbildung F.1: Einfluss der Exzentrizität *e* auf die Ermüdungsfestigkeit beim laserstrahlgeschweißten Blechdickensprung in Abhängigkeit verschiedener Blechdicken

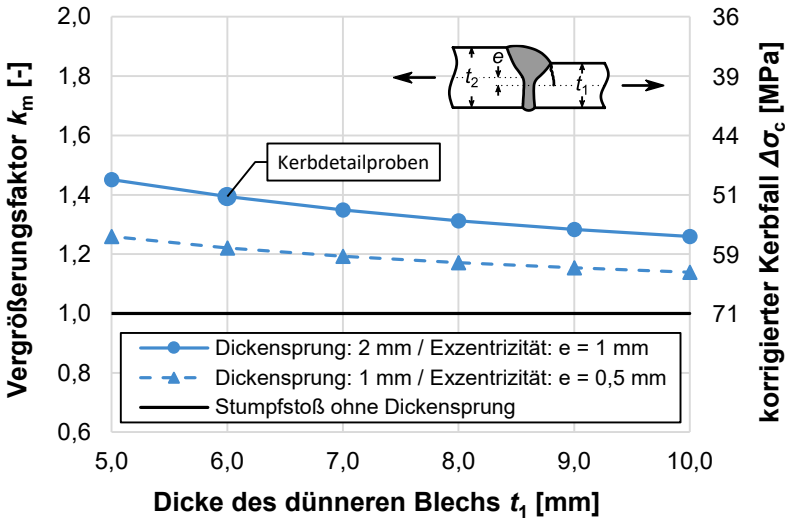


Abbildung F.2: Einfluss der Exzentrizität *e* auf die Ermüdungsfestigkeit beim laserhybridgeschweißten Blechdickensprung in Abhängigkeit verschiedener Blechdicken

BERICHTE ZUM STAHL- UND LEICHTBAU (ISSN 2198-7912)
Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine, Stahl- und Leichtbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Eine Übersicht der Berichte der Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine ab dem Jahr 1963 finden Sie unter folgender URL: http://stahl.vaka.kit.edu/berichte.php

Band 1 OLIVER FLEISCHER
Axial beanspruchte K-Knoten aus dünnwandigen Rechteckhohlprofilen.
ISBN 978-3-7315-0190-9

Band 2 THOMAS REINKE
Tragverhalten von biegebeanspruchten Stahlmasten mit polygonalen Querschnitten.
ISBN 978-3-7315-0398-9

Band 3 ROBIN MARC PLUM
Fatigue crack detection on structural steel members by using ultrasound excited thermography. Erkennung von Ermüdungsrissen in Stahlbauteilen durch ultraschallangeregte Thermografie.
ISBN 978-3-7315-0417-7

Band 4 TIM ZINKE
Nachhaltigkeit von Infrastrukturbauwerken – Ganzheitliche Bewertung von Autobahnbrücken unter besonderer Berücksichtigung externer Effekte.
ISBN 978-3-7315-0509-9

Band 5 MAX JONAS SPANNAUS
Bemessung von Erzeugnissen aus Stahlguss unter vorwiegend ruhender Beanspruchung.
ISBN 978-3-7315-0560-0

Band 6 MATTHIAS FRIEDRICH ALBIEZ
Zur statischen Tragfähigkeit geklebter Kreishohlprofilverbindungen im Stahlbau.
ISBN 978-3-7315-0561-7

Band 7 ANDREAS LIPP
Kreishohlprofil-X-Knoten aus nichtrostenden Stählen unter Axialbeanspruchung.
ISBN 978-3-7315-0569-3

Band 8 PAUL DARIO TOASA CAIZA
Consideration of runouts by the evaluation of fatigue experiments.
ISBN 978-3-7315-0900-4

Band 9 JENNIFER C. HRABOWSKI
Ermüdungsverhalten von Schweißverbindungen aus höchstfestem Stahl im Kurzzeitfestigkeitsbereich.
ISBN 978-3-7315-0931-8

Die Bände sind unter www.ksp.kit.edu als PDF frei verfügbar oder als Druckausgabe bestellbar.

Band 10 STEFAN RACK
Formadaptive Tensegrity-Strukturen – Ein Beitrag zur numerischen Simulation.
ISBN 978-3-7315-0574-7

Band 11 ACHIM STRUVE
Analysis of a Rotatable Wind Turbine Tower by means of Aero-Servo-Elastic Load Simulations.
ISBN 978-3-7315-1045-1

Band 12 PHILIPP WEIDNER
Zum Ermüdungsverhalten einseitig geschweißter Stumpfstöße von Kreishohlprofilen.
ISBN 978-3-7315-1017-8

Band 13 STEFANOS GKATZOGIANNIS
Finite Element Simulation of Residual Stresses from Welding and High Frequency Hammer Peening.
ISBN 978-3-7315-1066-6

Band 14 MARTIN DIRK BUES
Ein Beitrag zur Auslegung tragender Klebverbindungen im Fassadenbau.
ISBN 978-3-7315-1122-9

Band 15 SVEN NAGEL
Design of Cast Steel Components under Cyclic Loading.
ISBN 978-3-7315-1126-7

Band 16 YANN J. KASPER
Auslegung von Verstärkungen ermüdungsgeschädigter Stahlbauteile mit aufgeklebten Faserverbundwerkstoffen.
ISBN 978-3-7315-1307-0

Band 17 JANNIS DAMM
Zum Dämpfungsverhalten viskoelastischer Klebverbindungen im Stahlbau.
ISBN 978-3-7315-1355-1

Band 18 BENJAMIN SEYFRIED
Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-hybridgeschweißte Verbindungen aus ultrahochfesten Feinkornbaustählen.
ISBN 978-3-7315-1457-2

VERSUCHSANSTALT FÜR STAHL, HOLZ UND STEINE
BERICHTE ZUM STAHL- UND LEICHTBAU

18

Ultrahochfeste Feinkornbaustähle (960 MPa < $R_{p0,2} \leq$ 1300 MPa) werden im Mobilkranbau zunehmend eingesetzt. Aktuell begrenzen Schweißverbindungen die Beanspruchbarkeit der Konstruktionen maßgeblich. Das Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen bieten aufgrund der geringen Wärmeeinbringung großes Potenzial.
Die Arbeit leistet einen Beitrag zum sicheren Einsatz dieser Verbindungen. Schweißversuche belegen die Anwendbarkeit für praxisrelevante Konstruktionsdetails und zeigen mittelhohe bis hohe Schweißnahtqualitäten. Die Schweißnahtcharakterisierung verdeutlicht die ausgeprägte Beeinflussung des metallurgischen Gefüges sowie die daraus resultierenden mechanischen Verbindungseigenschaften. Im Mittelpunkt steht das Ermüdungsverhalten, das wesentlich durch die lokale Schweißnahtgeometrie bestimmt wird. Aufbauend auf Nenn- und Kerbspannungsbewertungen werden Bemessungsempfehlungen abgeleitet. Zudem wird eine Methode zur Abgrenzung von Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich entwickelt.

ISBN 978-3-7315-1457-2
9 783731 514572

ISSN 2198-7912 | ISBN 978-3-7315-1457-2

Gedruckt auf FSC-zertifiziertem Papier