

---

**Experimentelle und numerische Untersuchung des  
Ermüdungsverhaltens von verfestigten Kerben und  
Schweißverbindungen nach dem Hochfrequenzhämmern**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines  
**Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)**  
von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des  
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte  
**Dissertation**

von

**M.Sc. Jan Schubnell**

aus Röttenbach (Baden)

Tag der mündlichen Prüfung: 20.05.2021  
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze  
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer

---



**Danksagung**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg im Breisgau und wurde im Rahmen von zwei Projekten (IGF-Vorhaben 18.988 N und IGF-Vorhaben 19.227 N) durchgeführt, die dankenswerterweise finanziell von der Allianz Industrieller Forschung (AiF) gefördert wurden.

Zum Gelingen dieser Arbeit haben zahlreiche Personen beigetragen, denen ich an dieser Stelle besonders danken möchte: Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze danke ich für die Übernahme des Hauptreferats, die damit verbundene fachliche Betreuung, seine investierte Zeit und das mir entgegengebrachte Vertrauen. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer für die Übernahme des Korreferats.

Mein Dank gilt auch allen Kollegen für Ihre Unterstützung, sowie für die zahlreichen Diskussionen, Gespräche und Anregungen, die maßgeblich zur Entstehung dieser Arbeit beigetragen haben. Dabei danke ich Dr.-Ing. Majid Farajian, Dr.-Ing. Dieter Siegele ebenso wie Dr.-Ing. Michael Luke dafür, dass sie jederzeit ein offenes Ohr für meine Anliegen hatten, sowie für das entgegengebrachte Vertrauen. Ebenso gilt mein Dank den Kollegen und ehemaligen Kollegen Peter Tempel, Christian Eichheimer, Kimiya Hemmensi, Michael Burdack, Yves Squaizer, Dr.-Ing. Frank Schweizer und Dr. Eva Carl für zahlreiche Denkanstöße, Hilfe bei der Versuchsdurchführung und die gute Zusammenarbeit.

Ebenfalls danke ich den ehemaligen Studenten Andreas Maciolek, Clement Ernould, Moussa Al-Kaltham, „Beo“ Chan Hieu Le, Patrik Ponter, Thomas Heidebrecht und Johannes Ebert, die mit ihren Abschlussarbeiten mich wesentlich bei dieser Arbeit unterstützt haben.

Nicht zuletzt wäre es nicht möglich gewesen, diese Arbeit ohne die Unterstützung meiner Frau Laura Schubnell, sowie durch die angenehme Ablenkung durch unsere Tochter Lia durchzuführen. Ebenso gaben mir die Gedanken an unseren verstorbenen Sohn und kleinen Kämpfer Joris Kraft und Motivation zum Abschluss dieser Arbeit. Daher gilt meiner Familie ein besonderer Dank.

---

**Kurzfassung**

Die Ermüdungsfestigkeitsteigerung von Schweißverbindungen durch das High Frequency Mechanical Impact (HFMI)-Verfahren ist hinreichend statistisch belegt. Die Wirkweise des Verfahrens beruht auf der Änderung der Kerbgeometrie am Nahtübergang, sowie auf der Verfestigung der Randschicht und die Entstehung oberflächennaher Druckeigenspannung. Der Einfluss dieser Effekte wird im Rahmen dieser Arbeit sowohl experimentell als auch numerisch an gekerbten und geschweißten Proben aus niederfestem Stahl (S355J2+N) und hochfesten Stahl (S960QL) untersucht. Durch gezielte Separationsexperimente an gekerbten Grundwerkstoffproben erfolgte experimentell eine teilweise Trennung der Effekte der Randschichtverfestigung sowie der Induzierung von Druckeigenspannung im Schwingfestigkeitsversuch. Durch Prozesssimulation des Schweißprozesses, der HFMI-Nachbehandlung sowie der Schwingbelastung mit der Finiten Elemente Methode (FEM) wurde der Eigenspannungszustand nach der Behandlung errechnet und mit Röntgen- und Neutronenbeugungsmessungen abgeglichen. Bei der numerischen Analyse des Ermüdungsverhaltens lag der Fokus auf der Phase der Rissbildung, die durch dehnungsbasierte Schädigungsparameter abgebildet wurde. Dabei wurde die zyklisch-stabile Eigenspannung als zusätzliche Mittelspannungskomponente berücksichtigt. Als Kriterium der Unterscheidung zwischen der Phase des Anrisses und des stabilen Rissfortschritts wurde der Spannungsabstandsansatz (engl. critical distance method) verwendet. Die Untersuchungen zeigten, dass die Schwingfestigkeitssteigerung bei den gekerbten Proben aus S355J2+N in erster Linie auf die Randschichtverfestigung zurückzuführen sind, während bei den gekerbten Proben aus S960QL fast ausschließlich die induzierte Druckeigenspannung für den Schwingfestigkeitsgewinn verantwortlich ist.

---

**Inhaltsverzeichnis**

Danksagung .....	III
Kurzfassung .....	IV
Inhaltsverzeichnis .....	V
Abkürzungen .....	VIII
Nomenklatur .....	IX
1 Einleitung .....	1
2 Kenntnisstand .....	3
2.1 Hochfrequenzhämmern .....	3
2.1.1 .Verfahrensdefinition und Anwendungen .....	3
2.1.2 .Regelwerke .....	4
2.1.3 .Randschichtausbildung .....	6
2.2 Ermüdungsverhalten in HFH-verfestigten Randschichten .....	8
2.2.1 .Einflussgrößen .....	8
2.2.2 .Rissinitiierung und Rissausbreitung .....	11
2.3 Numerische Simulation .....	12
2.3.1 .Mechanische Oberflächenbehandlung .....	13
2.3.2 .Schweißstruktursimulation .....	18
2.4 Materialmodellierung .....	20
2.4.1 .Elastizität .....	20
2.4.2 .Viskoplastizität .....	20
2.4.3 .Phasenumwandlung .....	22
2.5 Lebensdauerkonzepte unter Berücksichtigung von Eigenspannung .....	23
2.5.1 .Eigen- und Mittelspannungseinfluss .....	23
2.5.2 .Smith-Watson-Topper Schädigungsparameter .....	24
2.5.3 .Fatemi-Socie Schädigungsparameter .....	26
2.5.4 .Linear-elastische Bruchmechanik .....	28
2.5.5 .Spannungsabstandsansatz .....	31
2.5.6 .Ermittlung zyklischer Materialkennwerte .....	34
2.6 Zusammenfassung und eigener Ansatz .....	38
3 Werkstoffe, -auslegung, -fertigung und Probennachbehandlung .....	41
3.1 Versuchswerkstoffe .....	41
3.2 Kerbbiegeproben .....	41
3.3 Schweißzugproben .....	43
3.4 Nachbehandlung .....	44

---

4	Versuchsvorrichtungen, -durchführung, Werkstoff- und Prozessmodellierung .....	47
4.1	Randschichtcharakterisierung .....	47
4.1.1	Härte und Gefüge .....	47
4.1.2	Oberflächentopografie .....	47
4.1.3	Eigenspannung .....	48
4.2	Werkstoffcharakterisierung .....	49
4.2.1	Thermophysikalische Gefügesimulation .....	49
4.2.2	Monotone Versuche .....	50
4.2.3	Zyklische Versuche .....	51
4.2.4	Abschätzung zyklischer Werkstoffkennwerte .....	53
4.2.5	Thermophysikalische Eigenschaften .....	53
4.2.6	Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten .....	54
4.3	Schwingfestigkeitsversuche .....	54
4.3.1	Versuchsaufbau .....	54
4.3.2	Versuchsdurchführung .....	56
4.4	Werkstoffmodellierung .....	57
4.4.1	Schweißstruktursimulation .....	57
4.4.2	Simulation des Hochfrequenzhämmerns .....	59
4.4.3	Simulation der zyklischen Belastung .....	62
4.5	Prozessmodellierung .....	64
4.5.1	Schweißstruktursimulation .....	64
4.5.2	Simulation des Hochfrequenzhämmerns .....	66
4.5.3	Simulation der zyklischen Belastung .....	74
4.6	Anwendung der Lebensdauerkonzepte .....	77
4.6.1	Allgemeiner Ansatz .....	77
4.6.2	Spannungsabstandsansatz .....	78
4.6.3	Linear-elastische Bruchmechanik .....	79
4.6.4	Dehnungsbasierte Schädigungsparameter .....	81
5	Charakterisierung des Randschichtzustandes .....	84
5.1	Härte und Gefüge .....	84
5.2	Oberflächentopografie .....	88
5.3	Eigenspannung .....	89
5.4	Diskussion .....	91
6	Werkstoffcharakterisierung .....	94
6.1	Thermophysikalische Gefüge-Simulation .....	94
6.2	Monotone Versuche .....	94

---

---

6.3	Zyklische Versuche.....	96
6.4	Abschätzung zyklischer Materialparameter.....	97
6.5	Thermophysikalische Eigenschaften.....	98
6.6	Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten.....	98
6.7	Diskussion.....	99
7	Numerische Prozesssimulation.....	103
7.1	Schweißstruktursimulation.....	103
7.2	Hochfrequenzhammersimulation.....	104
	7.2.1 . Abgleich mit experimentellen Werten.....	104
	7.2.2 . Parameterstudien.....	107
7.3	Diskussion.....	108
8	Lebensdauerbewertung.....	113
8.1	Experimentelle Untersuchungen.....	113
	8.1.1 . Fraktografische Analyse.....	113
	8.1.2 . Statistische Analyse.....	114
8.2	Numerische Untersuchungen.....	117
	8.2.1 . Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Belastung.....	117
	8.2.2 . Spannungsabstandansatz.....	119
	8.2.3 . Rissfortschritt.....	119
	8.2.4 . Schädigungsberechnung.....	123
8.3	Diskussion.....	130
9	Zusammenfassung und Ausblick.....	142
10	Literaturverzeichnis.....	146
	Veröffentlichungen im Rahmen dieser Arbeit.....	171
	Anhang A.....	A.1
	Anhang B.....	A.3
	Anhang C.....	A.4
	Anhang D.....	A.5

---

**Abkürzungen**

ASTM	American Society of Testing and Materials
ASME	American Society of Mechanical Engineers
BS	British Standard
CT	Compact Tension
DASt	Deutscher Ausschuss für Stahl
DBBM	Dehnungsbasierte Bruchmechanik
DMS	Dehnungsmessstreifen
ES	Eigenspannung
FE	Finite Element
FEM	Finite Element Methode
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
FFT	Fast-Fourier-Transformation
GW	Grundwerkstoff
HB	Härte nach Brinell
HFH	Hochfrequenzhämmern
HFMI	High Frequency Mechanical Impact
HiFIT	High Frequency Impact Treatment
HV	Härte nach Vickers
IBESS	Forschungscluster integrale bruchmechanische Ermittlung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen
IIW	International Institute of Welding
kfz	kubischflächenzentriert
krz	kubischraumzentriert
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
LM	Linienmethode
LS	Lastspiel
MHP	Machine Hammer Peening
NV	Negative Vorspannung
PIT	Pneumatic Impact Treatment
PM	Punktmethode
PV	Positive Vorspannung
SAE	Society of Automotive Engineers
SPS	Speicherprogrammierbare-Steuerung
SZW	Schweißzusatzwerkstoff
UIT	Ultrasonic Impact Treatment
UNP	Ultrasonic Needle Peening
UP	Ultrasonic Peening
UPT	Ultrasonic Peening Treatment
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
VDISP	Vectorized displacement
VUAMP	Vectorized user amplitude
VUMAT	Vectorized user material
WEZ	Wärmeeinflusszone
WPS	Welding Procedure Specifications (Schweißprozessparameter)
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

---

**Nomenklatur**

Abkürzung	Einheit	Bezeichnung
Prozessparameter .....		
$d$	mm	Hammerkopfdurchmesser
$d_i$	mm	Eindruckdurchmesser
$r_i$	mm	Eindruckradius
$f$	Hz	Hämmerfrequenz
$V$	mm s <sup>-1</sup>	Vorschubgeschwindigkeit
$F_c$	N	Kontaktkraft
$h$	mm	Hub
$t_p$	mm	Tiefe der geometrischen Struktur (Abk. Eindringtiefe)
$\beta_t$	°	Kippwinkel
$\beta_a$	°	Anstellwinkel
$p$	bar	Betriebsdruck
$r_k$	mm	Kerbradius
Werkstoff- und Belastungsparameter .....		
$a$	mm	Risstiefe
$a_i$	mm	Anrisstiefe
$a_B$	mm	Risstiefe beim Restbruch
$c$	mm	Halbe Rissbreite
$N$	-	Lastspielzahl
$N_i$	-	Lastspielzahl bis zum Anriss
$N_B$	-	Lastspielzahl bis zum Restbruch
$K_t$	-	Elastische Kerbformzahl
$k_Z$	-	Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden
$t$	mm	Plattendicke
$T_N$	-	Streuspanne nach DIN 50100
$P_A$	%	Ausfallwahrscheinlichkeit
$P_{SWT}$	MPa	Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper
$P_{FS}$	-	Schädigungsparameter nach Fatemi und Socie
$P_{RAM}$	MPa	Schädigungsparameter nach dem lokalen Konzept
$k_{FS}$	-	Materialparameter im Modell nach Fatemi und Socie
$k_{RAM}$	-	Mittelspannungsparameter

---

$\sigma'_f, \varepsilon'_f$	MPa, -	Koeffizienten nach Coffin und Manson (Axiale Dehnung)
$\tau'_f, \gamma'_f$	MPa, -	Koeffizienten nach Coffin und Manson (Scherdehnung)
$b_\varepsilon, c_\varepsilon$	-, -	Exponenten nach Coffin und Manson (Axiale Dehnung)
$b_\gamma, c_\gamma$	-, -	Exponenten nach Coffin und Manson (Scherdehnung)
$K', n'$	MPa, -	Zyklische Parameter nach Ramberg und Osgood
$\varepsilon_a$	-	Dehnungsamplitude (lokal)
$\varepsilon_{a,e}$	-	Elastische Dehnungsamplitude (lokal)
$\varepsilon_{a,p}$	-	Plastische Dehnungsamplitude (lokal)
$\Delta\varepsilon$	-	Dehnungsschwingbreite (lokal)
$\gamma$	-	Scherdehnung (lokal)
$\Delta\gamma$	-	Scherdehnungsschwingbreite (lokal)
$\sigma$	MPa	Lokale Spannung
$\sigma_a$	MPa	Spannungsamplitude (lokal)
$\sigma_m$	MPa	Mittelspannung (lokal)
$\sigma^{ES}$	MPa	Eigenspannung
$\sigma_{n,max}$	MPa	Maximale Normalspannung
$\tau$	MPa	Scherspannung
$M^*$	-	Mittelspannungsempfindlichkeit
$m^*$	-	Eigenspannungsempfindlichkeit
$m(\xi, a)$	-	Weight function Ansatz
$\Delta K$	MPa m <sup>1/2</sup>	Zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$\Delta K_{th}$	MPa m <sup>1/2</sup>	Schwellenwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_c$	MPa m <sup>1/2</sup>	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor
$K_{IC}$	MPa m <sup>1/2</sup>	Bruchzähigkeit (engl. plane strain fracture toughness)
$R_k$	-	Verhältnis von max. zu min. Spannungsintensitätsfaktor
$C$	m (MPa <sup>-1</sup> m <sup>-1/2</sup> ) <sup>m</sup>	Koeffizient nach Paris und Erdogan
$m$	-	Exponent nach Paris und Erdogan
$L$	mm	Kritischer Abstand
$R_\sigma$	-	Spannungsverhältnis
$R_\varepsilon$	-	Dehnungsverhältnis
$R_z$	µm	Mittelrauwert
$R_{0,2}$	MPa	0,2% Dehngrenze
$S_{max}$	MPa	Maximale Nennspannung
$\Delta S$	MPa	Nennspannungsschwingbreite

---

---

$R_e$	MPa	Monotone, nominelle Streckgrenze
$R_{e,real}$	MPa	Monotone Realstreckgrenze
$R_{e,zykl}$	MPa	Zyklische Realstreckgrenze
$\Delta\sigma_0$	MPa	Schwingbreite der Dauerfestigkeit
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$Z$	-	Bruchdehnung
$E$	MPa	E-Modul
$G$	MPa	Schermodul
$\nu$	-	Querkontraktionszahl
$\nu_e$	-	Elastische Querkontraktionszahl
$\nu_p$	-	Plastische Querkontraktionszahl
$\lambda, \mu$	MPa	Lamé-Konstanten
$\sigma_0$	MPa	Fließspannung
$\mathbf{1}$	-	Einheitstensor, 2. Stufe
$\boldsymbol{\varepsilon}$	-	Dehnungstensor, 2. Stufe
$\boldsymbol{\varepsilon}^e$	-	Elastischer Dehnungstensor, 2. Stufe
$\boldsymbol{\varepsilon}^p$	-	Plastischer Dehnungstensor, 2. Stufe
$\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$	-	Thermischer Dehnungstensor, 2. Stufe
$\boldsymbol{\varepsilon}^{ump}$	-	Umwandlungsplastischer Dehnungstensor, 2. Stufe
$\varepsilon_i^{th}$	-	Thermischer Dehnungsanteil der Phase $i$
$\varepsilon^{th}$	-	Thermische Dehnung
$\alpha$	K <sup>-1</sup>	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\boldsymbol{\sigma}$	N m <sup>-2</sup>	Spannungstensor, 2. Stufe
$\boldsymbol{X}'$	-	Deviatorischer Anteil des Tensors $\boldsymbol{X}$ , 2. Stufe
$\boldsymbol{\Omega}$	N m <sup>-2</sup>	Rückspannungstensor, 2. Stufe
$R$	MPa	Isotroper Verfestigungsanteil
$k_0$	MPa	Anfangsfließfläche (Chaboche-Modell)
$K$	MPa	Schleppspannung
$k_k$	MPa	Größe des $k$ -ten Fließflächenanteils im Chaboche-Modell
$\dot{\varepsilon}_{eq}^p$	s <sup>-1</sup>	äquivalente plastische Dehnrage
$\theta$	K	Temperatur
$\theta_0$	K	Referenztemperatur
$P_i$	-	Phasenanteil der Phase $i$

---

---

$P_{e,i}$	-	Gleichgewichtszustand der Phase $i$
$P_{mar}$	-	Martensitanteil
$P_{fer}$	-	Ferritanteil
$\tau$	s	Verzögerungsdauer (Leblond-Modell)
$F$	-	Korrekturfaktor (Leblond-Modell)
$KS$	K <sup>-1</sup>	Kohlenstoffabhängige Umwandlungskonstante
$M_{mar}$	K	Martensitstarttemperatur
$\sigma_{eq}$	MPa	Fließspannung in Abhängigkeit der Phasenanteile
$\mu_T$	-	Tangentialer Reibungskoeffizient
$u$	mm	Verschiebung
$\lambda$	mW mm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	Wärmeleitfähigkeit
$\rho$	t mm <sup>-3</sup>	Dichte
$c_p$	mJ t <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	Spezifische Wärmekapazität
$Q$	J mm <sup>-1</sup>	Streckenenergie

Sonstige Parameter .....

$x, y, z$	Kartesische Koordinaten
$i, j$	Indizes

---

## 1 Einleitung

Die Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen aus Stahl- und Aluminiumlegierungen liegt meist deutlich unterhalb des jeweiligen Grundwerkstoffs. In der Regel ist dabei der Übergang von der Naht zum Grundwerkstoff der Ausgangsort für Ermüdungsrisse. Gründe hierfür sind u.a. Eigenspannungen, hervorgerufen durch Schrumpfung und Zwängung beim Abkühlen, Gefügeänderungen sowie die entstandene, geometrische Kerbe am Nahtübergang durch die Schweißraupe. Dies zeigt sich insbesondere bei hoch- und höherfesten Baustählen, da diese entsprechend den Regelwerken nach dem Schweißen keine höhere Schwingfestigkeit als niederfeste Stähle aufweisen. Dies erschwert den Einsatz dieser vergleichsweise neuen Werkstoffe für Leichtbauanwendungen zur Ressourcenschonung bei geschweißten Bauteilen und Konstruktionen erheblich. Durch verschiedene thermische oder mechanische Schweißnahtnachbehandlungsmethoden lässt sich allerdings das Potential von hoch- und höherfesten Baustählen annähernd ausschöpfen.

Das Hochfrequenzhämmern (HFH) hat sich als mechanische Nachbehandlungsmethode speziell für Schweißverbindungen für eine Vielzahl von Anwendungen weitestgehend bewährt. Die Wirkweise dieses Verfahrens beruht dabei auf der Erzeugung von Druckeigenspannungen, einer Verfestigung der behandelten Randschicht sowie einer Reduzierung der Kerbwirkung durch die Massivumformung des Nahtübergangs durch Aufschläge mit einem gehärteten Hammerkopf mit hoher Frequenz. Besonders der Wirkung von oberflächennahen Druckeigenspannungen wird dabei große Bedeutung hinsichtlich des erzielten Schwingfestigkeitsgewinns durch die HFH-Behandlung zugemessen, ohne dass deren Wirkung auf das Ermüdungsverhalten der Schweißverbindung abschließend erforscht ist. Die Messung dieser Druckeigenspannungen bis in eine Tiefe von mehreren Millimetern ist in der Praxis nur mit hohem Aufwand, u.a. durch Neutronenbeugungsmessung, möglich. Einen alternativen Zugang bietet die Finite Elemente (FE) Methode, die sich im Bereich der numerischen Simulation der Randschichtausbildung durch mechanische Oberflächenbehandlung bewährt hat. Bisherige numerische Untersuchungen der HFH-Behandlung von Schweißverbindungen lieferten teils zufriedenstellende Ergebnisse, vernachlässigten aber die lokalen Werkstoffeigenschaften in der Wärmeeinflusszone der Schweißverbindung. Dabei ist davon auszugehen, dass sich dieser Werkstoffzustand durch das Aufheizen und Abkühlen und die damit verbundene Gefügeänderung stark von dem des Grundwerkstoffs unterscheidet.

Zur Prognose der Schwingfestigkeit bzw. Lebensdauer von HFH-behandelten Schweißverbindungen wurden bisher hauptsächlich bruchmechanische Ansätze verwendet. Dabei wird das Vorhandensein eines Risses oder rissähnlichen Defektes vorausgesetzt, wobei die Phase der Rissinitiierung und des Mikrorisswachstums bzw. der Anrissbildung vernachlässigt wird. Aus dem Bereich der mechanischen Oberflächenbehandlungen ist aber bekannt, dass die Wirkung von Druckeigenspannung sowie von erhöhten Versetzungsdichten durch die Randschichtverfestigung die Anrissbildung verzögern, oder auch ganz verhindern können. Es ist daher anzunehmen, dass die Phase der Rissentstehung bzw.

---

Anrissbildung durchaus einen signifikanten Anteil an der Lebensdauer einer HFH-behandelten Schweißverbindung hat.

Der Fokus dieser Arbeit liegt in der experimentellen und rechnerischen Beschreibung des Ermüdungsverhaltens HFH-behandelter Randschichten unter Berücksichtigung des lokalen Werkstoffzustands. Ein wesentliches Ziel der Arbeit ist dabei die Bereitstellung und Validierung einer numerischen Methode, die die gesamte Prozesskette vom Schweißen über die HFH-Behandlung bis zur Ermüdungsfestigkeit realitätsnah beschreiben kann. Schwerpunkt bei der Analyse des Ermüdungsverhaltens ist dabei die Phase der Anrissbildung, die mit geeigneten dehnungsbasierten Schädigungsparametern auf Basis der FE-Simulation abgebildet werden kann. Ausgehend davon, dass je nach Festigkeit des Ausgangswerkstoffs unterschiedliche Wirkmechanismen für die Schwingfestigkeitssteigerung verantwortlich sind, werden dabei gekerbte und geschweißte Proben aus nieder- und hochfestem Baustahl (S355J2+N und S960QL) untersucht. Die unterschiedlichen Effekte (Randschichtverfestigung, Änderung der Oberflächengrobgestalt und Druckeigenstressungen) werden bei den HFH-behandelten Kerbproben aus dem jeweiligen Grundwerkstoff experimentell separiert. Dadurch soll untersucht werden, inwiefern schädigungsmechanische Ansätze zur Beschreibung der Anrissbildung in der Lage sind, den Einfluss der unterschiedlichen Ausgangszustände auf die Ermüdungsfestigkeit korrekt zu beschreiben. Der rechnerische Ansatz wird anschließend auf eine HFH-behandelte Schweißverbindung übertragen. Unter Berücksichtigung des lokalen Werkstoffzustandes sowie der Behandlungsparameter des HFH-Prozesses, soll somit die Schwingfestigkeit dieser Schweißverbindung prognostiziert werden.

## 2 Kenntnisstand

### 2.1 Hochfrequenzhämmern

Das Hochfrequenzhämmern (HFH) ist ein relativ neuartiges Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung, welches speziell zur mechanischen Nachbehandlung von Schweißverbindungen entwickelt wurde. International hat sich der englische Begriff High Frequency Mechanical Impact, kurz (HFMI), als Verfahrensbezeichnung weitestgehend etabliert.

#### 2.1.1 Verfahrensdefinition und Anwendungen

Entsprechend der Einteilung nach [Schulze et al. \(2016\)](#) lässt sich das HFH-Verfahren zur Gruppe des maschinellen Oberflächenhämmerns (engl. Machine Hammer Peening, kurz MHP) mit periodischem Kontakt zuordnen. Die MHP-Verfahren zählen dabei wiederum zu den Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung mit geführtem Werkzeug (engl. guided tool), wobei die HFH-Verfahren bisher in der Regel mit manuell geführten Werkzeugen durchgeführt werden. Das Hochfrequenzhämmern selbst kennzeichnet sich u.a. nach [Yildirim \(2013\)](#) dadurch, dass ein oder mehrere Metallmeißel (Hammer) mit hoher Frequenz (> 90 Hz) auf das Werkstück aufschlagen. Dabei werden die folgenden Verfahrensvarianten im Bereich der Forschungsgemeinschaft des IIW (International Insitut of Welding) unter dem HFMI- bzw. HFH-Verfahren zusammengefasst: Ultrasonic Impact Treatment (UIT), Ultrasonic Peening (UP), Ultrasonic Peening Treatment (UPT), High Frequency Impact Treatment (HiFIT), Pneumatic Impact Treatment (PIT) and Ultrasonic Needle Peening (UNP) ([Yildirim, 2013](#)). Die erste Anwendung des Hochfrequenzhämmerns erfolgte dabei Anfang der 1970er Jahre in der ehemaligen Sowjetunion, basierend auf der Arbeit von [Statnikov et al. \(1975\)](#), bezeichnet als Ultrasonic Impact Treatment (UIT), im Bereich des Schiffbaus. Einer der ersten international publizierten Nachweise der Lebensdauersteigerung von Schweißverbindungen durch das UIT-Verfahren erfolgte später ebenfalls durch [Statnikov et al. \(1996\)](#). In Europa, speziell in Deutschland, erfolgte im folgenden Jahrzehnt hauptsächlich die Entwicklung diverser, pneumatisch-betriebener Werkzeuge bzw. Verfahrensvarianten wie das High Frequency Impact Treatment (HiFIT) Verfahren ([Dannemeyer und Telljohann, 2007](#)) im Vorfeld des REFRESH-Projekts ([Ummenhofer et al., 2011](#)) sowie das Pneumatical Impact Treatement (PIT)-Verfahren ([Gerster und Schmuker, 2009](#); [Schmuker und Braungardt, 2009](#)).

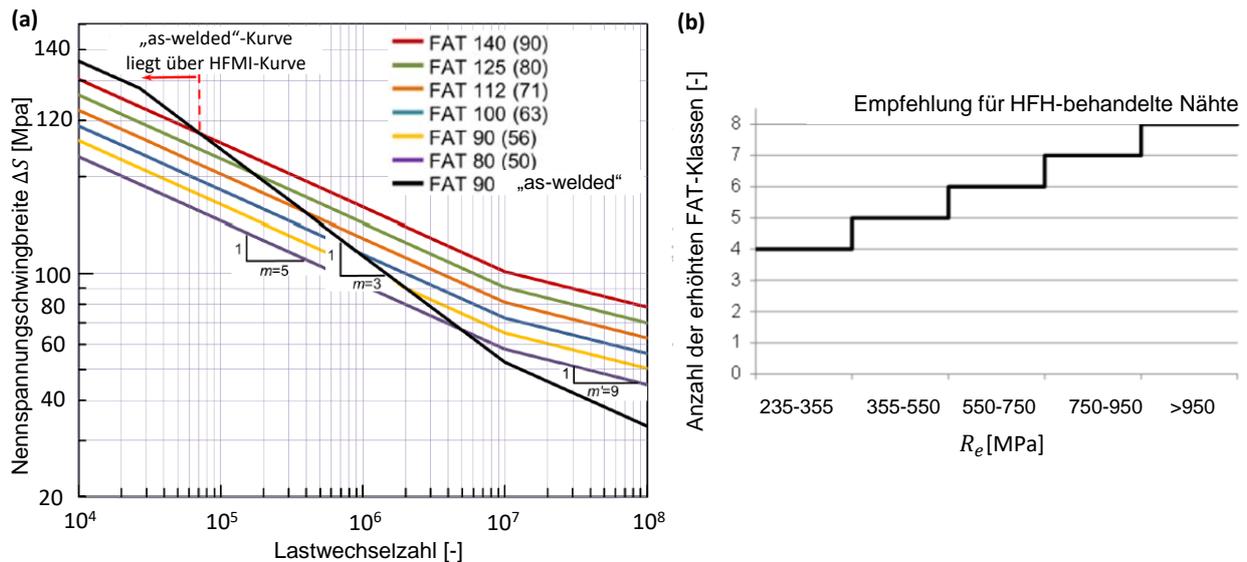
Die Wirksamkeit der HFH-Nachbehandlung wurde in letzten Jahrzehnten für Schweißverbindungen aus einer großen Spannweite verschiedener Stahlklassen von S235 bis S1300 mit Blechdicken von 6 mm bis 30 mm nachgewiesen ([Berg und Stranghoener, 2014](#); [Yildirim, 2012](#)), wobei eine höhere Schwingfestigkeitssteigerung des Verfahrens mit steigender Streckgrenze dokumentiert ist ([Marquis und Barsoum, 2016](#)). Untersucht wurden eine Vielzahl verschiedener Nahtdetails wie u.a. Quersteifen ([Dürr, 2007](#)), Längssteifen ([Ummenhofer et al., 2011](#); [Yildirim, 2013](#)) und Stumpfstöße ([Weich, 2009a, 2009b](#)) sowie komplexere Nahtdetails wie Hohlprofile u.a. von [Ummenhofer et al. \(2005\)](#) und

Weidner et al. (2011, 2016). Darüber hinaus ist durch Branco et al. (2004) und Leitner et al. (2016) die erfolgreiche Applizierung des HFH-Verfahrens zur Lebensdauererlängerung von bereits rissbehafteten Schweißverbindungen dokumentiert.

### 2.1.2 Regelwerke

Eine steigende Anzahl experimenteller Nachweise des erzielten Lebensdauerertrags der HFH-Behandlung für verschiedene Schweißnahtdetails und Grundwerkstoffe seit dem Jahr 2000 wurden erstmals von Yildirim (2012, 2013) zusammengeführt. Der Lebensdauerertrag wurde dabei auf Basis der FAT-Klassen (Kerbfallklassen) nach Hobbacher (2016) eingeteilt und auf Basis des Nenn-, Struktur- und Kerbspannungskonzept quantifiziert. Basierend auf dieser Arbeit wurde später die entsprechende IIW-Richtlinie von Marquis und Barsoum (2016) bzgl. der Schweißnahtnachbehandlung durch die HFH-Verfahren veröffentlicht. Diese Richtlinie umfasst dabei die entsprechenden FAT-Klassen nach dem Nennspannungskonzept, siehe Abbildung 2-1 (a), in Abhängigkeit des Nahtdetails, Grundwerkstoff, Blechdicke und Lastmittelspannung sowie die FAT-Klassen nach dem Kerb-, Struktur- und Nennspannungskonzept für die Stahlklassen S235 bis S960. Die Erhöhung der Kerbfallklassen ist dabei nach der nominellen Streckgrenze der Grundwerkstoffe gestaffelt, dargestellt in Abbildung 2-1 (b). Die aktuelle IIW-Richtlinie deckt sich mit der älteren IIW-Empfehlung von Haagensen und Maddox (2013). Der Deutsche Ausschuss für Stahlbau (DAST) veröffentlichte als weiteres Regelwerk die Richtlinie 026 (DAST, 2019) für die Ermüdungsbemessung bei der Anwendung höherfrequenter Hämmerverfahren. Diese Richtlinie wurde von Kuhlmann et al. (2017, 2018) und Ummenhofer et al. (2017) erarbeitet und gibt die entsprechenden Kerbfallklassen gemäß DIN EN 1993-1-9 (CEN, 2009) in Abhängigkeit des Nahtdetails und der Lastmittelspannung nach dem Nennspannungskonzept für die Stahlklassen S235 bis S700 an.

Hinsichtlich der Schwingfestigkeitserhöhung- bzw. Steigerung der Kerbfallklassen durch das HFH-Verfahren enthalten die IIW- und DAST-Richtlinie ebenfalls Empfehlungen zur Begrenzung der maximalen Nennspannung sowie des Spannungsverhältnisses HFH-behandelter Schweißverbindungen. Die Begrenzung der Oberspannung bzw. der maximalen Nennspannung  $S_{max}$  wird dabei in Abhängigkeit der nominellen Streckgrenze  $R_e$  des Grundwerkstoffes mit  $S_{max} \leq \pm 0,45 R_e$  bei  $R_\sigma = -1$  (Marquis and Barsoum, 2016),  $S_{max} \leq \pm 0,8 R_e$  (Haagensen und Maddox, 2013),  $S_{max} \leq \pm 0,6 R_e$  (Mikkola und Remes, 2017) und  $S_{max} \leq -0,8 R_e$  (Druckbelastung) sowie  $S_{max} \leq R_e$  (Zugbelastung) (DAST, 2019; Kuhlmann et al., 2017) angegeben. Das Spannungsverhältnis reduziert ebenfalls die Steigerung der Kerbfallklassen gemäß der DAST und IIW-Richtlinie, wobei das maximal bzw. minimal zulässige Spannungsverhältnis bei  $-1 < R_\sigma < 0,52$  (Marquis und Barsoum, 2016),  $-1 < R_\sigma < 0,5$  (DAST, 2019) und bei  $-1 < R_\sigma < 0,7$  liegt (Mikkola und Remes, 2017).

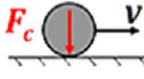
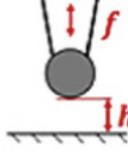
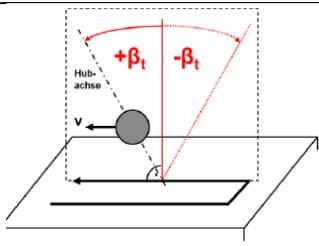
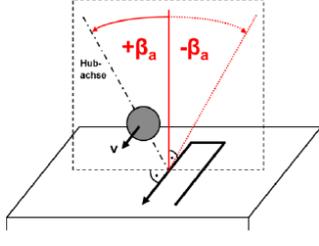
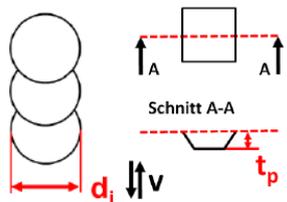


**Abbildung 2-1: (a) Kerbfallklassen (FAT-Klassen) für HFH-behandelte Schweißverbindungen für  $R \leq 350$  MPa und  $R \leq 0,15$ , b) Staffelung der Kerbfallklassenerhöhung nach der nominalen Streckgrenze der Grundwerkstoffe (Marquis und Barsoum, 2016)**

Hinsichtlich der Prozessparameter des HFH-Verfahrens erfolgte aufgrund der Vielzahl der erwähnten Verfahrensvarianten bislang keine Standardisierung im Bereich der Forschergemeinschaft des IIW. Die entsprechende IIW-Richtlinie enthält nur herstellerspezifische Empfehlungen für die Behandlungsparameter des HiFIT- und UIT-Verfahrens. Eine herstellerübergreifende Empfehlung hinsichtlich optimaler Prozessparameter wurde bisher nicht durchgeführt oder veröffentlicht. Für die Terminologie der MHP-Verfahren erfolgte jedoch die Veröffentlichung der VDI-Richtlinie 3416 (VDI, 2018). Die wichtigsten Prozessparameter der HFH-Verfahren sind dabei in Tabelle 2-1 entsprechend VDI- und IIW-Richtlinie zusammengefasst.

Zur Qualitätssicherung bzgl. des HFH-Verfahrens wird sowohl in der entsprechenden IIW- als auch in der DAST-Richtlinie eine visuelle Prüfung (100% Kontrolle) der nachbehandelten Schweißverbindungen empfohlen, wobei das Kriterium eine vollständige Erfassung der ursprünglichen Nahtgeometrie ist. Besonders die erreichte, bleibende Eindringtiefe nach der HFH-Behandlung ist laut Yekta und Walbridge (2012) ein starker Indikator für die Güte des Verfahrens. Dies wurde auch entsprechend in die IIW-Richtlinie übernommen, wobei für die HFH-Nachbehandlung von Schweißverbindungen eine Eindringtiefe zwischen 0,2 mm und 0,6 mm empfohlen wird. Eine signifikante Variation der Behandlungszeit bzw. der Prozessparameter zeigte dagegen nur vergleichsweise geringe Auswirkungen auf die erzielte Schwingfestigkeitssteigerung (Yekta et al., 2013). Die Eindringtiefe nach IIW-Richtlinie ist ebenfalls nach VDI-Richtlinie 3216 mit der Bezeichnung  $t_p$  genormt und wird für das Maschinelle Oberflächenhämmern (MHP) als Tiefe der geometrischen Struktur bezeichnet.

**Tabelle 2-1: Terminologie der Prozessparameter**

Bezeichnung nach VDI (VDI, 2018)	Bezeichnung nach IIW (Marquis und Barsoum, 2016)	Einheit	
$d$ (Hammer-) Kopfdurchmesser	- Tip diameter	[mm]	
$V$ Vorschub	- Working speed	[mm/s]	
$F_c$ Kontaktkraft	-	[N]	
$f$ (Hämmer-)Frequenz	- Impact frequency	[Hz]	
$h$ Hub	-	[mm]	
$\beta_t$ Kippwinkel	$\psi$ Angle of the axis of the indenters with respect to the direction of travel	[°]	
$\beta_a$ Anstellwinkel	$\phi$ Angle of the axis of the indenters with respect to plate surface	[°]	
$t_p$ Tiefe der geometrischen Struktur	- Indentation depth (Groove depth)	[mm]	
$d_i$ Eindruckdurchmesser	- Groove width	[mm]	

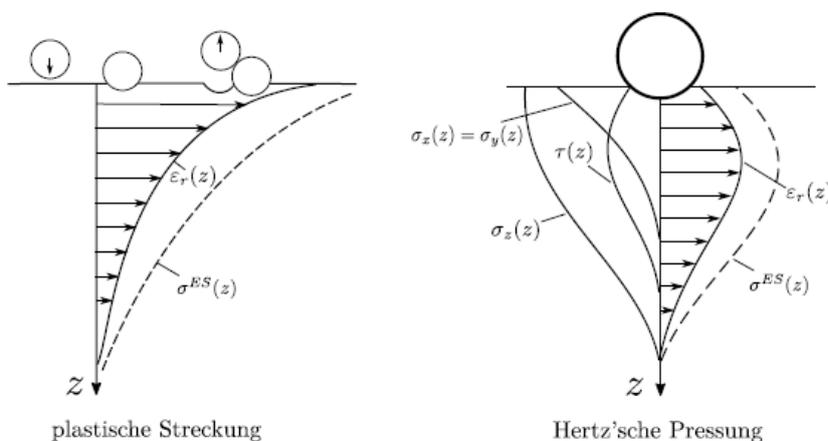
**2.1.3 Randschichtausbildung**

Mechanische Oberflächenbehandlungsprozesse wie das Hochfrequenzhämmern verfolgen in der Regel das Ziel, den Randschichtzustand, d.h. die Mikrostruktur und Randschicht Härte (Randschichtverfestigung), sowie den Eigenspannungszustand und die Oberflächenrauheit (Feingestalt) ferner auch die Form des Werkstücks (Grobgestalt), zu modifizieren (Schulze, 2006; Wohlfahrt, 2000). Hinsichtlich des Eigenspannungszustandes wird im Folgenden grundsätzlich nur auf Eigenspannungen I. Art nach der Definition von Macherlauch et al. (1973) eingegangen.

Die prinzipielle Wirkweise des Hochfrequenzhämmerns lässt sich durch die aktuelle Ausführung der Werkzeuge (u.a. der Hersteller PITEC, HiFIT und SONATS) durch die Entkopplung von Werkzeug und Hammer beim Aufschlag grundsätzlich mit dem konventionellen Kugelstrahlen vergleichen. Dabei beträgt die Aufschlagmasse beim Hochfrequenzhämmern je nach Werkzeug grob zwischen 0,003 - 0,06 kg und liegt im Vergleich zum Strahlgut aus Stahl (Kugeldurchmesser 0,1 - 1 mm) um den Faktor

$10^2$  bis  $10^6$  höher. Die Aufschlagsgeschwindigkeit beim Hochfrequenzhämmern liegt dagegen mit ca. 2 - 4 m/s (Deng et al., 2016; Ernould, 2017; Foehrenbach et al., 2016) in der Regel deutlich niedriger.

Die Entstehung von Druckeigenstressungen beim Kugelstrahlen ist nach Scholtes und Macherach (1986) auf die Effekte der plastischen Streckung der Oberfläche sowie der Hertz'schen Pressung zurückzuführen, dargestellt in Abbildung 2-2. Nach Wohlfahrt (1983) dominiert ersterer Effekt bei weichen Werkstoffzuständen  $< 300$  HV und führt zu einem Druckeigenstressmaximum an der Oberfläche. Letzterer Effekt überwiegt bei harten Werkstoffzuständen mit einer Härte  $> 600$  HV, wobei hier das Druckeigenstressmaximum unter der Oberfläche liegt. Eine Überlagerung der Effekte erfolgt entsprechend bei mittelharten Werkstoffzuständen ( $300 \text{ HV} < \text{Härte} < 600 \text{ HV}$  bei Stählen).



**Abbildung 2-2: Dehnungs- und Spannungstiefenverläufe bei getrennter Betrachtung von plastischer Streckung und Hertz'scher Pressung (Wohlfahrt, 1983)**

Der qualitative Einfluss der Prozessparameter des maschinellen Hämmerns auf den Oberflächenzustand ist weitestgehend bekannt und für die Prozessparameter aus Tabelle 2-1 schematisch in Abbildung 2-3 dargestellt. Im Allgemeinen wird die Oberflächenrauheit durch eine größere Überdeckung  $C$  und einen größeren Hammerkopfdurchmesser  $d$  reduziert und nimmt durch eine größere Härte des Hammerkopfes  $HV_H$  sowie Vorschubgeschwindigkeit  $V$  zu, dargestellt in Abbildung 2-3 (a). Die Einwirktiefe der Deformation der Körner und die Versetzungsdichte in der randnahen Schicht nehmen mit steigender Kontaktkraft  $F_c$ , der Vorschubgeschwindigkeit  $V$ , Kontaktenergie  $E_c$  und geringem Hammerkopfdurchmesser  $d$  zu, siehe Abbildung 2-3 (b). Der Einfluss der Prozessparameter auf den Eigenspannungszustand ist in Abbildung 2-3 (c) dargestellt. Dabei nehmen die maximalen Druckeigenstressungen betragsmäßig mit steigender Kontaktkraft  $F_c$ , Werkstückhärte  $HV_W$  und Hammerhärte  $HV_H$  und Überdeckung  $C$  sowie sinkender Vorschubgeschwindigkeit  $V$  zu. Das Druckeigenstressmaximum verschiebt sich mit größerer Kontaktkraft  $F_c$  und Hammerhärte  $HV_H$  in tiefere Schichten. Der Grad der Randschichtverfestigung erhöht sich durch größere Kontaktkraft  $F_c$ ,

Werkstückhärte  $HV_W$ , Hammerhärte  $HV_H$  und Überdeckung  $C$  sowie geringe Vorschubgeschwindigkeit  $V$ , siehe Abbildung 2-3 (d). Die Einwirktiefe der Verfestigung nimmt mit steigender Kontaktkraft  $F_c$  sowie Hammerhärte  $HV_H$  zu.

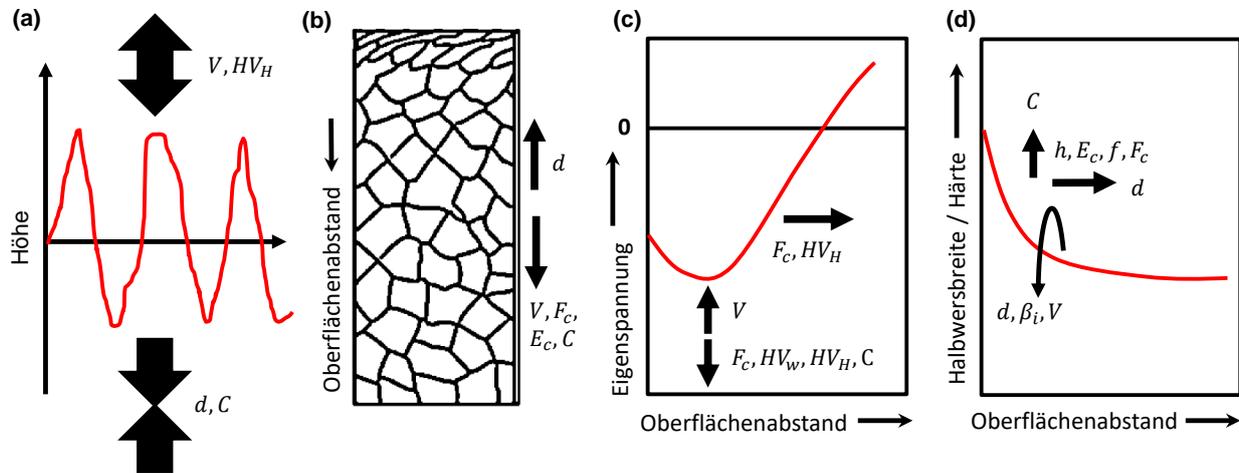


Abbildung 2-3: Einfluss der Prozessparameter auf die Oberflächentopografie (a), das Randschichtgefüge (b), den Eigenspannungszustand (c) und die Randschichtverfestigung (d) nach Schulze et al. (2016)

## 2.2 Ermüdungsverhalten in HFH-verfestigten Randschichten

### 2.2.1 Einflussgrößen

Die Schwingfestigkeitssteigerung durch die mechanische Oberflächenbehandlung lässt sich nach Wohlfahrt (2000) in Anteile der Randschichtverfestigung, der Änderung der Oberflächenrauheit, der erzeugten Druckeigenspannungen und spannungsinduzierte Gefügeänderungen (Restaustenit) aufteilen. Dabei sind spannungsinduzierte Gefügeänderungen bei der Schweißnahtnachbehandlung durch Hochfrequenzhämmern nicht bekannt oder wurden bisher nicht dokumentiert.

Nach Wohlfahrt (2000) hat die Randschichtverfestigung bei Stählen in weichen Werkstoffzuständen ( $\approx 200$  HV) einen vergleichsweise großen Anteil an der Schwingfestigkeitsänderung gegenüber den erzeugten Druckeigenspannungen. Bei Stählen in Werkstoffzuständen mit mittlerer Festigkeit ( $\approx 400$  HV) hingegen bewirken Druckeigenspannungen den Hauptteil und bei harten Werkstoffzuständen ( $\approx 700$  HV) den vollständigen Anteil der Schwingfestigkeitszunahme.

Für die Verfahren der HFH-Behandlung gilt prinzipiell die Annahme, dass die Wirkmechanismen mit denen anderer mechanischer Oberflächenbehandlungsverfahren und speziell dem Kugelstrahlen identisch sind. Die Untersuchungen zum Einfluss der Veränderung der Kerbgeometrie, sowie von Druckeigenspannung und Randschichtverfestigung auf die Schädigung ( $P_{SWT}$ -Parameter) von HFH-behandelten Quersteifen aus S700MC (WEZ Härte 278 HV<sub>0,5</sub>) zeigten einen vergleichsweise geringen Einfluss der Randschichtverfestigung (Mikkola, 2017; Mikkola et al., 2017).

## Randschichtverfestigung

Eine Erhöhung der Versetzungsdichte durch Randschichtverfestigung bewirkt im Allgemeinen einen Widerstand gegen Versetzungsbewegungen und somit eine Verzögerung oder Behinderung der Rissbildung (Wohlfahrt, 2000). Der schwingfestigkeitssteigernde Effekt der Randschichtverfestigung nimmt dabei mit steigender Härte des behandelten Werkstoffs ab (Kloos, 1991; Wohlfahrt, 2000). Nach den Recherchen von Mikkola (2017) wurden zuvor Untersuchungen zum Einfluss der Randschichtverfestigung an HFH-behandelten Schweißverbindungen nicht durchgeführt.

An HFH-behandelten Stumpfstößen wurden von Weich (2009b) Steigerungen der Mikrohärtigkeit (HV<sub>0,05</sub>) bis in eine Tiefe von 0,3 mm um bis zu 100% (S355J2) und in einer Tiefe von 0,1 mm um bis zu 40% (S690QL) festgestellt. Allerdings wurden von Dürr (2007) keine signifikanten Härtesteigerungen für HFH-behandelte Quersteifen aus den Stahlklassen S355 und S690 dokumentiert. Baier (2015) stellte bei HFH-behandelten Quersteifen aus dem Stahl S355MC ebenfalls eine Steigerung der Mikrohärtigkeit (HV<sub>0,05</sub>) von ca. 65% bis in eine Tiefe von ca. 1 mm fest. Sehr ähnliche Härtewerte sind ebenfalls von Ghahremani et al. (2015) für HFH-behandelten Quersteifen aus CSA G40.21 350W Stahl dokumentiert. Zudem zeigen Untersuchungen von Yekta et al. (2013) an ähnlichen Proben und Grundwerkstoffen, dass die Randschicht Härte mit steigender Behandlungszeit deutlich und im Falle sehr kurzer Behandlungszeit im Vergleich zum Ausgangszustand fast gar nicht zunimmt. Ebenfalls wurden deutliche Steigerungen der Mikrohärtigkeit (HV<sub>0,2</sub>) an HFH-behandelten Längssteifen aus S700MC durch Yildirim et al. (2015) festgestellt. Eine systematische Untersuchung des Effekts der Randschichtverfestigung der Wärmeeinflusszone an S700MC Stahl zeigte nur geringe Härtesteigerungen von ca. 7,5% HV<sub>0,5</sub> in einer Tiefe von 0,1 mm (Mikkola, 2017). Bei der Nachbehandlung von Längssteifen aus der Stahlklasse S960 konnten dagegen von Leitner et al. (2014) nur geringe Härtesteigerungen direkt unter der Oberfläche von 5% (HV<sub>3</sub>) ermittelt werden. Weitere Steigerungen der Randschicht Härte in einer Tiefe zwischen 0,3 mm und 1 mm sind ebenfalls dokumentiert von Togasaki et al. (2010), Yin et al. (2010), Ummenhofer et al. (2011) und Abdullah et al. (2012).

## Druckeigenstressen

Oberflächennahe Druckeigenstressen wirken sich durch eine Reduzierung der Zugspannungsanteile im Vergleich zur reinen Lastspannung in der Regel lebensdauer- und schwingfestigkeitssteigernd auf das belastete Bauteil aus (Macherauch und Wohlfahrt, 1985). Die Wirkung der oberflächennahen Druckeigenstressen nach der Behandlung hängt dabei im Wesentlichen davon ab, inwiefern diese während der Belastung erhalten bleiben. Dabei ist bekannt, dass sich entsprechende Druckeigenstressen sowohl unter einzelnen Lastspitzen als auch unter hohen Lastmittelspannungen abbauen, wenn die Summe der Eigenstressung und der Lastspannung die lokale Streckgrenze des Werkstoffes überschreitet (Schulze, 2006).

Messungen des Eigenspannungszustandes nach der HFH-Behandlung wurden in zahlreichen Arbeiten durchgeführt. Häufig wurden dabei Quer- und Längseigenspannungen in der Mitte der HFH-behandelten Kerbe dokumentiert. Aufgrund der unterschiedlichen Messmethoden (u.a. Röntgenbeugungsmessung, Bohrlochmethode, ...), unterschiedlicher Messparameter, z.B. Messfleckdurchmesser, sowie unterschiedlicher HFH-Behandlungsparameter, weisen die dokumentierten Ergebnisse eine große Streuspanne auf. So zeigten Eigenspannungsmessungen von [Yekta et al. \(2013\)](#) an Quersteifen aus 350W Stahl einen hohen Einfluss der Behandlungsdauer bei der UIT-Behandlung auf den Eigenspannungszustand. Dagegen ergab sich bei einer Round-Robin Studie von [Yildirim und Marquis \(2013\)](#) an Längssteifen aus S700MC Stahl, dass der Eigenspannungszustand nach der HFH-Behandlung mit vier unterschiedlichen Prozessen (HiFIT, UPT, IP und UIT) grundsätzlich vergleichbar ist. Die Bandbreite der dokumentierten Quereigenspannungen an der Oberfläche in der Mitte des HFH-behandelten Profils reicht dabei von ca. -100 MPa von bis -500 MPa an HFH-behandelten Quer- und Längssteifen sowie Stumpfstoßen aus den Stahlklassen S355 bis S700 ([Dürr, 2007](#); [Okawa et al., 2013](#); [Suominen et al., 2013](#); [I. Weich, 2009b](#); [Ummenhofer et al., 2011](#); [Yekta et al., 2013](#); [Yildirim und Marquis, 2013](#)). Eigenspannungsmessungen an PIT, HiFIT und UIT-behandelten, flachen Grundwerkstoffproben aus den Stahlklassen S355 bis S960 sind ebenfalls dokumentiert durch [Foehrenbach et al. \(2016\)](#), [Weich \(2009b\)](#) und [Kurshid et al. \(2017\)](#). Die Eigenspannungen in der Mitte des HFH-behandelten Profils quer zur Belastungsrichtung variierten dabei zwischen -130 MPa und -610 MPa ([Weich, 2009b](#)), lagen allerdings bei den Stählen S355 und S960 im Mittel bei jeweils ca. -200 MPa wobei keine signifikante Abhängigkeit der Streckgrenze der Werkstoffe festgestellt werden konnte ([Kurshid et al., 2017](#)).

Tiefenprofilmessungen mit Neutronen- ([Foehrenbach et al., 2016](#)) und Synchrotronbeugungsverfahren ([Weich, 2009b](#)) sowie mit der Bohrlochmethode ([Dürr, 2007](#); [Kuhlmann und Günther, 2009](#); [Ummenhofer et al., 2011](#)) zeigten zudem, dass hohe Einwirktiefen der Druckeigenspannungen im Bereich von 1 mm bis 2 mm typisch für die PIT- und HiFIT-Behandlung sind.

Oberflächennahen Druckeigenspannungen wird nach der HFH-Behandlung ebenfalls ein großer Einfluss auf die Schwingfestigkeitssteigerung zugeschrieben ([Marquis et al., 2013](#); [Marquis und Barsoum, 2016](#)). Ein entsprechend hoher Anteil der Druckeigenspannungen äußert sich unter anderem in der dokumentierten Abhängigkeit der Schwingfestigkeitssteigerung von der Lastmittelspannung bzw. dem Spannungsverhältnis  $R_\sigma$  ([Mikkola et al., 2013](#)). Ebenfalls dokumentiert ist die Abnahme der Ermüdungsfestigkeit HFH-behandelter Schweißverbindungen unter zyklischer Belastung mit variabler Amplitude ([Huo et al., 2005](#); [Leitner et al., 2018](#); [Manteghi und Maddox, 2004](#); [Marquis, 2010](#)). Dabei wird die Reduzierung der oberflächennahen Druckeigenspannung durch einzelne Lastspitzen maßgeblich für die Reduzierung der Ermüdungsfestigkeit verantwortlich gemacht ([Mc Clung, 2007](#)). Die Begrenzung der maximalen Nennspannung sowie des Lastverhältnisses, siehe Abschnitt 2.1.2, legt ebenfalls eine entsprechende Abhängigkeit der Schwingfestigkeitssteigerung des HFH-Verfahrens von der Druckeigenspannungsstabilität nahe.

---

## Reduzierung der Kerbwirkung

Es ist bekannt, dass eine Veränderung der Oberflächentopografie, meist gekennzeichnet durch Rauheitsänderungen, durch mechanische Oberflächenbehandlung zu einer Änderung der Schwingfestigkeit vor allem in harten Werkstoffzuständen führt (Wohlfahrt, 2000). Dabei führen jedoch Kugelstrahlbehandlungen in der Regel nicht zu einer Änderung der Grobgestalt oder Form der Oberfläche (Schulze, 2006). Im Gegensatz dazu ist bei der HFH-Behandlung jedoch auch eine massive Änderung der Geometrie des Schweißnahtübergangs dokumentiert (Branco et al., 2004; Dürr, 2007; Weich, 2009b; Yildirim und Marquis, 2013). Dabei wird der Vergrößerung des Nahtübergangsradius bzw. der Reduzierung der Kerbwirkung am Nahtübergang ebenfalls ein Anteil der Schwingfestigkeitssteigerung des HFH-Verfahrens zugewiesen (Lefebvre et al., 2017; Mikkola, 2017). Bisherige Messungen an HFH-behandelten flachen Platten (Foehrenbach et al., 2016), Stumpfstößen (Weich, 2009b) und Quersteifen (Dürr, 2007; Yekta et al., 2013; Yildirim und Marquis, 2013) zeigen, dass dieser Radius durch die manuelle Werkzeugführung nicht zwangsläufig mit dem Hammerkopfradius übereinstimmt und in der Regel etwas größer ausfällt, wobei typischerweise bei der HFH-Behandlung Hammerkopfdurchmesser von 1,5 mm bis 3 mm verwendet werden. Beim direkten Vergleich vor- und nach der HFH-Behandlung vergrößert sich der mittlere Nahtübergangsradius besonders bei Kehlnähten und die Streuung der Messergebnisse nimmt ab (Branco et al., 2004; Dürr, 2007; Kuhlmann und Günther, 2009). Bei Stumpfstößen ist ebenfalls eine Zunahme des Nahtübergangsradius dokumentiert (Weich, 2009b).

### 2.2.2 Rissinitiierung und Rissausbreitung

Eine Messung der Risstiefe mit dem Potenzialsondenverfahren durch Yekta et al. (2013) an UIT-behandelten Quersteifen aus CSA G40.21 350W Baustahl zeigte, dass ein Großteil der Probenlebensdauer im Bereich kleiner Risstiefen ( $a \approx 0,1$  mm) verbracht wird, dargestellt in Abbildung 2-4 (a). Dabei wurde durch die HFH-Behandlung eine deutlich geringere Rissfortschrittsrate im Bereich von Risstiefen  $a < 0,3$  mm festgestellt (Ghahremani und Walbridge, 2011). Die Rissinitiierung an HiFIT- bzw. UIT-behandelten Stumpfstößen aus S355J2 und S690QL wurde von Weich (2009b) durch Infrarotthermografie untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass einzelne Risse in der behandelten Zone nach 30% bis 50% der Bruchlastspielzahl  $N_B$  beim Werkstoff S355J2 und ab 40% bis 80% Bruchlastspielzahl bei S690QL auftraten, dargestellt in Abbildung 2-4 (b). Bei unbehandelten Proben lag dieses Verhältnis bei 20% (S355J2) bis 40% (S690QL). Die Restlebensdauer, ausgehend von einem technischen Anriss mit einer Risstiefe von  $a = 1$  mm bis  $a = 2$  mm, wurde unabhängig vom Behandlungszustand mit 20% bis 25% angegeben. Die Ermittlung eines technischen Anrisses wurde zudem von Leitner (2013) an HFH-behandelten Längssteifen aus S355, S690 und S960 durch Detektieren eines Lastabfalls beim Schwingversuch und durch eine Sichtkontrolle mittels Zinkpaste durchgeführt

(Leitner et al., 2016). Der technische Anriss wurde dabei bei 40% der Bruchlastspielzahl beim Werkstoff S355 und bei bis zu 90% der Bruchlastspielzahl bei den höherfesten Werkstoffen S690 und S960 festgestellt (Leitner et al., 2018). Nachfolgende Analysen zeigten zudem, dass 80% der Bruchlastspielzahl bei einer Risstiefe von 20% der Plattendicke ( $t = 8 \text{ mm}$ ) erreicht wurden.

Eine rechnerische Gegenüberstellung der Anriss- und Rissfortschrittsphase von UIT-behandelten Quersteifen aus S355J0 erfolgte durch Lihavainen und Marquis (2006) über den dehnungsbasierten Ansatz nach Coffin (1964), Manson (1965) und Morrow (1965) sowie durch linear-elastische Bruchmechanik (LEBM). Die Abschätzung der Coffin-Manson-Parameter erfolgte dabei aus der Härte der UIT-behandelten Zone über das Universal-Material-Law (UML) von Bäumel und Seeger (1990). Dabei konnte durch die Abschätzung der Lastspielzahl bis zum Anriss trotz leichter Überschätzung eine wesentlich höhere Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten erzielt werden als bei einer Berechnung der Rissfortschrittsphase durch LEBM. Die Abschätzung der Lebensdauer von HFH-behandelten Quersteifen erfolgte dagegen durch Yekta et al. (2013) sowie durch Ghahremani und Walbridge (2011) durch ein dehnungsbasiertes Bruchmechanikkonzept, wobei die Parameter wiederum aus der Härte der UIT-behandelten Zone über das UML abgeschätzt wurden. Dabei konnte mit einer geringen Anfangsrisstiefe von  $a_i = 0,15 \text{ mm}$  die beste Übereinstimmung mit experimentellen Werten erzielt werden. Shams-Hakimi et al. (2018) konnten ebenfalls mit Anfangsrisstiefen von  $a_i = 0,1 \text{ mm}$  mit einem LEBM Konzept eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Werten von UNP-behandelten Quersteifen aus S355 und S460 erzielen.

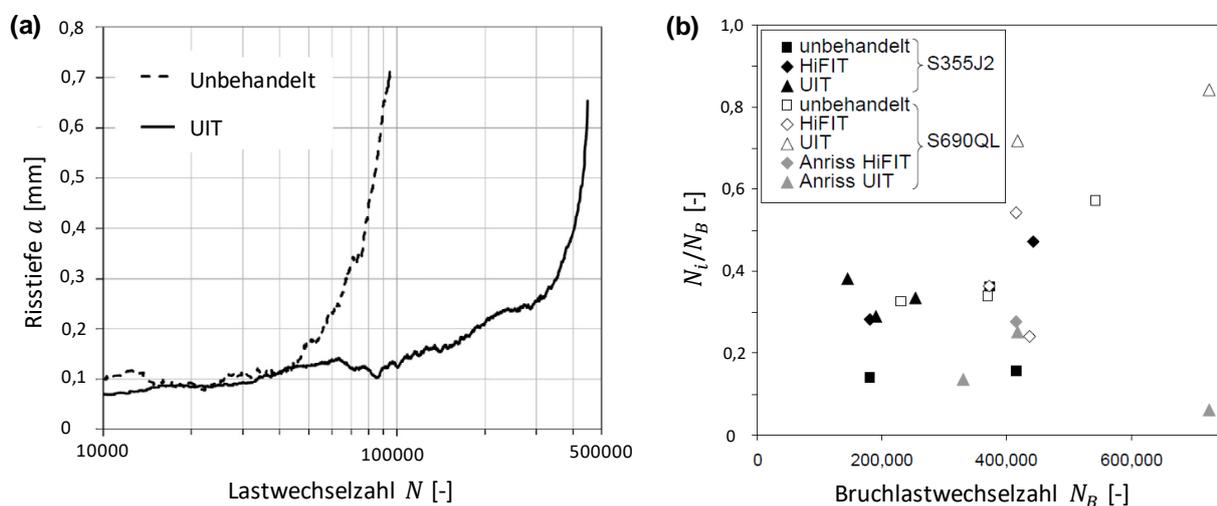


Abbildung 2-4: (a) In-Situ-Messung der Risstiefe (Yekta et al., 2013), (b) Verhältnis der Lastspielzahl bis zum technischen Anriss  $N_i$  zur Bruchlastspielzahl  $N_B$  (Weich, 2009b).

### 2.3 Numerische Simulation

Die experimentellen Untersuchungen zum Eigenspannungszustand nach einer Oberflächenbehandlung und zum Einfluss der Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit sind, wie oben dargestellt, äußerst vielschichtig und abhängig von einer Vielzahl von Parametern, so dass eine Lebensdauerbewertung für einen konkreten Fall auf Basis der experimentellen Ergebnisse oder der Regelwerke in der

Regel konservativ und mit großen Unsicherheiten behaftet ist. Numerische Simulationen der Prozesse sollen deshalb dabei helfen, das Verständnis der Einflüsse der verschiedenen Prozesse auf die Schwingfestigkeit zu verbessern und Methoden für eine realitätsnahe Bewertung oberflächenbehandelter Komponenten bereitzustellen.

### 2.3.1 Mechanische Oberflächenbehandlung

Im Bereich der numerischen Simulation mechanischer Oberflächenbehandlung ist das konventionelle Kugelstrahlen das bislang häufigste untersuchte Verfahren wobei die ersten Modellierungsansätze bis in die 1980er Jahre zurückreichen (Follansbee und Sinclair, 1984; Voyiadjis und Buckner, 1983). Die Elementarprozesse beim Kugelstrahlen und damit die Modellierungsansätze sind dabei grundsätzlich ähnlich wie beim Hochfrequenzhämmern. Dabei unterscheidet sich das Hochfrequenzhämmern in erster Linie durch die wesentlich höhere Masse, den größeren Radius des Indentors bzw. Hammers, die geringere Anzahl von Aufschlägen und die vergleichsweise geringe Aufschlaggeschwindigkeit. Im Folgenden wird daher zunächst der wesentliche Kenntnisstand im Bereich der FE-Simulation des Kugelstrahlens erläutert.

#### Kugelstrahlen

Im Bereich der Kugelstrahlsimulation haben sich 3D-Modellausschnitte (Mikromodelle) zur Untersuchung des Eigenspannungszustandes in einem meist ebenen, begrenzten Bereich weitestgehend etabliert, wobei an dieser Stelle auf die ausführlichen Literaturstudien von Schulze et al. (2008) und später von Chen et al., (2019) verwiesen wird. Durch die Verwendung dieser Mikromodelle kann die Wechselwirkung mehrerer zeitlich und räumlich getrennter Aufschläge des Strahlguts simuliert werden. Dies hat den Hintergrund, dass aufgrund der begrenzten Rechenleistung nur ein geringer Anteil des Strahlguts auf einer begrenzten Fläche berücksichtigt werden kann. Ebenfalls ist im Verhältnis zum Aufschlagdurchmesser eine gewisse Elementgröße zur akkuraten Abbildung des einzelnen Aufschlagvorgangs erforderlich. Dabei variiert diese Empfehlung hinsichtlich der Elementgröße zwischen  $1/10$  (Micoulaut et al., 2006),  $1/12$  (Yin et al., 2014),  $1/15$  (Rouquette et al., 2009) und  $1/20$  (Bagherifard und Guagliano, 2011) des Durchmessers eines Einzelaufschlags. Teilweise werden für die Kugelstrahlsimulation auch Makromodelle verwendet (Athreya et al., 2013) oder die errechneten Eigenspannungen werden für nachfolgende Analysen von einem Mikromodell auf ein Makromodell extrapoliert (Klemenz, 2009).

Zur Modellierung von Aufschlägen in der FE-Simulation hat sich dabei die explizite dynamische Analyse bewährt (Chen et al., 2019; Schulze et al., 2008). Dabei werden Massenträgheit und die Ausbreitung von Spannungswellen im Material berücksichtigt. Als Randbedingung kann die Verschiebung bzw. die elastische Eindrucktiefe oder die initiale Geschwindigkeit des Strahlguts vorgegeben werden. Die Reflektion der Spannungswellen besonders bei kleinen Modellen führt allerdings zu einer kontinuierlichen Schwingung die entweder durch Mittelung der Spannungswerte (Guagliano, 2001)

oder durch Material- und Systemdämpfung (El Tobgy et al., 2004; Meguid et al., 2002) eliminiert werden muss. Dabei hat sich der Ansatz der Berandung mit infiniten Elementen von Schwarzer et al. (2002) weitestgehend etabliert (Chen et al., 2019).

Zur Reduzierung des Rechenaufwands wurde das Strahlmittel in den meisten Fällen als Starrkörper modelliert (Chen et al., 2019). Dabei führt diese vereinfachte Modellierung des Strahlmittels gegenüber eines elastisch-plastischen Körpers zu einer Überschätzung der Tiefenwirkung und des Betrages der prozessinduzierten Druckeigenspannung, wenn die Streckgrenze in einem ähnlichen Bereich wie die des gestrahlten Materials liegt (Hirai et al., 2005; Rouhaud und Deslaef, 2002). Weiterhin zeigen Analysen von Mori et al. (1996), dass keine plastischen Deformationen im Strahlmittel auftreten, wenn deren Streckgrenze um den Faktor 2 höher liegt als der des gestrahlten Werkstoffes.

Eine ausführliche Zusammenfassung der numerischen Simulation des Kugelstrahlens durch Schulze et al. (2008) legt nahe, dass ein kombiniert isotrop-kinematisches Verfestigungsmodell verwendet werden sollte, um das zyklische Werkstoffverhalten durch Mehrfachaufschläge zu beschreiben. Zusätzlich zeigten experimentelle Arbeiten, dass quasi-statische und dynamische Kugelaufschläge zu unterschiedlichen Eigenspannungszuständen führen (Hasegawa et al., 1996; Kobayashi et al., 1998), wobei gefolgert wird, dass die Dehnratenabhängigkeit des behandelten Werkstoffes der Grund für diesen Unterschied ist (Kobayashi et al., 1998). Ebenfalls wurde numerisch ein signifikanter Unterschied des Eigenspannungszustands nach dem Kugelstrahlen zwischen quasi-statischer Simulation und dynamischer Simulation mit einem dehnratenabhängigen Fließflächenmodell nachgewiesen (Al-Hassani, 1999). Darüber hinaus führte die Verwendung von rein isotropen Verfestigungsmodellen in Kombination mit dehnratenabhängiger Fließspannung in Kugelstrahlsimulationen zu einer teilweise signifikanten Überschätzung der Druckeigenspannungen nach der Behandlung (Baragetti, 1997; Schwarzer et al., 2002). Die Dehnraten beim Kugelstrahlen liegen dabei aufgrund der hohen Aufschlaggeschwindigkeit von 10 m/s bis 60 m/s (Klemenz, 2009) teilweise bis zu  $6 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$  (Meguid et al., 2002) bzw. im Bereich von  $10^4$  bis  $10^5 \text{ s}^{-1}$  (Schulze, 2006). Die Verwendung kinematischer Verfestigungsmodelle führt dagegen zu einem deutlich geringeren Druckeigenspannungsmaximum im Vergleich zu rein isotropen Verfestigungsmodellen (Ould et al., 2006; Rouhaud et al., 2005).

Generell werden seit etwa 2010 zunehmend gekoppelte DEM (Diskrete Elemente Methode) - FEM Modelle (Jebahi et al., 2016; Tu et al., 2017) oder periodische berandete Modelle (Yang et al., 2015, 2014) zur Simulation von konventionellen oder Ultraschallkugelstrahlen mit einer steigenden Anzahl von Partikeln eingesetzt (Chen et al., 2019). Die generelle Modellierung von Mehrfachaufschlägen mit Mikromodellen hat sich seither nur unwesentlich weiterentwickelt (Chen et al., 2019).

## Hochfrequenzhämmern (HFH)

Aufgrund der Neuartigkeit und Vielzahl der HFH-Verfahren ist derzeit nur eine begrenzte Anzahl von numerischen Studien der Prozesse verfügbar, dargestellt in Tabelle 2-2. Die entsprechende Modellierung der Prozesse mit der Finiten Elemente Methode (FEM) entspricht dabei weitestgehend dem Kugelstrahlen mit einem vorgegebenen Muster von Aufschlägen entlang einer Linie. Der im Vergleich größere Radius des Hammers und der größere Eindruckradius sowie die deutlich geringe Anzahl von Aufschlägen erlauben die Simulation deutlich größerer Modellausschnitte.

Die Modellierung erfolgte in fast allen in Tabelle 2-2 dokumentierten Fällen, ausgenommen die Untersuchungen von [Weich \(2009b\)](#) sowie [Schaumann und Keindorf \(2010\)](#), als explizit dynamische Analyse, wobei die Bewegung des Hammers entweder durch Verschiebungsrandbedingung ([Le Quiellec, 2011](#); [Simunek et al., 2013](#); [I. Weich, 2009b](#)) oder durch eine initiale Aufschlaggeschwindigkeit vorgegeben wurde ([Baptista et al., 2011](#); [Deng et al., 2016](#); [Guo et al., 2015](#); [Hardenacke et al., 2015](#); [Yuan und Sumi, 2015, 2016](#)). Techniken zur Reduzierung der Spannungswellenreflektion wurden dabei nicht verwendet oder dokumentiert. [Hardenacke et al. \(2015\)](#) und [Foehrenbach \(2016; 2016a\)](#) berücksichtigten nach dem Aufschlagvorgang bis zur Auswertung eine bestimmte Wartezeit während [Yuan und Sumi \(2016\)](#) die Spannungswellen durch entsprechende Materialdämpfung reduzierten.

In der überwiegenden Anzahl der dokumentierten Arbeiten wurde der Hammer als Starrkörper modelliert, siehe Tabelle 2-2, wobei eine entsprechende höhere Härte des Hammers gegenüber dem behandelten Werkstoff vorausgesetzt wurde. Härte und Werkstoff des Hammers sind dabei in den entsprechenden Arbeiten durchgängig nicht dokumentiert.

Untersuchungen zur numerischen Simulation des HFH-Prozesses an flachen Proben aus S355 zeigen, dass die Verwendung eines kombiniert isotrop-kinematisch Verfestigungsmodells zu den besten Übereinstimmungen mit experimentellen Eigenspannungsmessungen führt ([Foehrenbach et al., 2016](#)). Ähnliche Ergebnisse wurden von [Simunek et al. \(2013\)](#) erzielt. Ebenfalls zeigte [Le Quiellec \(2011\)](#) einen signifikanten Unterschied hinsichtlich der Druckeigenspannung bei der Verwendung von rein kinematischen und rein isotropen Verfestigungsmodellen. Entsprechende Veröffentlichungen der letzten Jahre zeigen ebenfalls, dass ausschließlich kombiniert isotrop-kinematische Verfestigungsmodelle zur numerischen Simulation der HFH-Behandlung eingesetzt wurden ([Deng et al., 2016](#); [Guo et al., 2015](#); [Zheng et al., 2018](#)), bei denen auch die dehnratenabhängige Fließspannung berücksichtigt wurde ([Kurshid et al., 2017](#); [Liu et al., 2018](#); [Ruiz et al., 2019, 2020](#)).

Die maximale plastische Vergleichsdehnrate wurde von [Foehrenbach \(2016\)](#) durch die HFH-Simulation bei einer Aufschlaggeschwindigkeit von 3 m/s ermittelt und lag bei 450 1/s und damit signifikant niedriger als bei Kugelstrahlbehandlungen. Dennoch führte die Verwendung einer dehnratenabhängigen Fließspannung im Verfestigungsmodell zu einer Zunahme der oberflächennahen Druckeigenspannung ([Ernould et al., 2019a](#); [Foehrenbach et al., 2016](#); [Hardenacke et al., 2015](#)).

Der Einfluss der Abstände von aufeinanderfolgenden Aufschlägen auf den Eigenspannungszustand nach der HFH-Behandlung wurde bereits eingehend numerisch untersucht (Foehrenbach, 2016; Foehrenbach et al., 2016; Hardenacke et al., 2015; Leitner et al., 2016; Simunek et al., 2013). Bei der HFH-Behandlung mit einer empfohlenen Vorschubgeschwindigkeit nach IIW-Richtlinie (Marquis und Barsoum, 2016) von 2 mm/s bis 4 mm/s und einer Hämmerfrequenz von 90 Hz bedeutet dies 45 bis 90 Aufschläge pro Millimeter. Für numerische Studien wurden allerdings durchgehend Werte von 3 bis 6 Aufschläge/mm verwendet, siehe Tabelle 2-2. Dabei empfiehlt Simunek et al. (2013) einen Abstand von 0,4 mm/Aufschlag für die verschiebungsgesteuerte FE-Simulation, da sich bei kleineren Abständen die Druckeigenspannungen zwischen den Eindrücken nicht mehr signifikant ändern. Numerische Studien von Foehrenbach (2016) und Ernould (2017) bestätigen diesen Wert. Hardenacke et al. (2015) stellte ebenfalls zwischen einem Aufschlagabstand von 0,2 mm und 0,4 mm nur geringfügige Änderungen des Druckeigenspannungsfeldes fest. Hinsichtlich der bleibenden Eindrucktiefe zeigte jedoch Foehrenbach et al. (2016), dass bei der kraftgesteuerten FE-Simulation mit elastischmodelliertem Hammer ein geringer Abstand von 0,2 mm pro Aufschlag nötig ist, um vergleichbare Eindrucktiefen wie bei der verschiebungsgesteuerten FE-Simulation mit starrem Hammer zu erreichen. Das Zwei-Aufschlags-Modell von Guo et al. (2015) zeigt, dass sich unter diesem Abstand bei der HFH-Behandlung einer EN AW 2024 Legierung das Druckeigenspannungsmaximum geringfügig ändert.

Im Zuge der FE-Simulation der HFH-Nachbehandlung von Schweißverbindungen wurde zudem die Schweißstruktursimulation mit der nachfolgenden Simulation der Nachbehandlung kombiniert (Foehrenbach, 2016; Hardenacke et al., 2015; Kurshid et al., 2017; Schaumann und Keindorf, 2010; Simunek et al., 2013; Tang et al., 2018). Dies hatte das Ziel, den Eigenspannungszustand nach dem Schweißprozess als Randbedingung für die Simulation der Nachbehandlung zu berücksichtigen. Ein geringer Einfluss des initialen Eigenspannungszustandes wurde dabei von Foehrenbach (2016) festgestellt, wobei auch verhältnismäßig geringe Zugeigenspannungen  $< 100$  MPa in Querrichtung als initiale Eigenspannungen im HFH-behandelten Bereich des FE-Modells verwendet wurden.

**Tabelle 2-2: Numerische Studien zur Prozesssimulation der HFH-Behandlung**

Author	Materialmodellierung / Verfestigungsmodell		Reibkontakt	Verschiebung / Geschwindigkeit	Ge- Vorschub [mm/Schlag]	Werkstoff	Simuliertes Detail
	Hammer	Werkstück					
Weich (2009b)	linear-elastisch	isotrop (el.-pl.)	tangential ( $\mu = 0,15$ )	0,1 – 0,25 mm	0,8	S355 / S690	Flache Platte
Schaumann und Keindorf (2010)	starr	isotrop (el.-pl.)				S355	Stumpfstoß
Le Quiellec (2011)	linear-elastisch	linear kinematisch (el.-pl.)		0,2 mm		S355	Quersteife
Baptista et al. (2011)	linear-elastisch	isotrop-kinematisch	tangential ( $\mu = 0,15$ )			304L	Quersteife
Leitner et al. (2016); Simunek et al. (2013)	starr	isotrop-kinematisch		0,1 mm	0,4	S355	Stumpfstoß
Hardenacke et al. (2015)	starr	isotrop-kinematisch / dehnratenab.	Tangential ( $\mu = 0,15$ )	0,1 mm, 1 m/s	0,2 / 0,4	S355	Flache Platte
Yang et al. (2012)	starr	isotrop (el.-pl.)	tangential ( $\mu = 0,15$ )	3 – 5 m/s	0,8	AISI304	Flache Platte
Foehrenbach (2016, 2016a)	starr / linear-elastisch	isotrop-kinematisch- dehnratenab.	Tangential ( $\mu = 0,15$ )	0,1 - 0,25 mm, 3 m/s	0,2 / 0,4	S355 / S690 / S960	Flache Platte, Stumpfstoß
Yuan und Sumi (2016, 2015)	linear-elastisch	Bi-linear-kinematisch	tangential ( $\mu = 0,5$ )	5 m/s	0,4	JIS-SM490	Quersteife
Guo et al. (2015)	starr	kinematisch- dehnratenab.	Tangential ( $\mu = 0,25$ )	1 – 4 m/s	0,05 – 1,2	Al 2024	Flache Platte
Deng et al. (2016)	starr	kinematisch- dehnratenab.	Tangential ( $\mu = 0,3$ )	3,34 m/s	0,2	Q235B, AISI 1006, AISI 2205	Stumpfstoß
Kurshid et al. (2017), Leitner et al. (2017)	starr	isotrop-kinematisch-dehnratenab.	Tangential ( $\mu = 0,15$ )	0,05 mm – 0,15 mm	0,4	S355, S700MC, S960	Flache Platte, Längssteife
Ernould (2017, 2019)	starr	isotrop-kinematisch-dehnratenab.	Tangential ( $\mu = 0,15$ )	2,78 m/s	0,4	S355, S690, S960	Flache Platte, Quersteife
Zheng et al. (2018)	starr	isotrop-kinematisch		0,1 mm	0,3	304L	Quersteife
Liu et al. (2018)	starr	isotrop-kinematisch- dehnratenab.	tangential ( $\mu = 0,15$ )	3 m/s	0,4	S355	Stumpfstoß
Gkatzogiannis (2020)	starr	isotrop-kinematisch		2,7 / 3,2 m/s	0,4	S355J2+N, S960QL	Flache Platte, Quersteife
Ruiz et al. (2019, 2020)	starr	isotrop-kinematisch		0,2 mm	0,4	S355	Längssteife

### 2.3.2 Schweißstruktursimulation

Die numerische Schweißsimulation stellt die Verknüpfung einer Vielzahl beim Schweißprozess auftretender, komplexer Vorgänge und eine entsprechende Approximation der gekoppelten Vorgänge mithilfe von numerischen Methoden zur Berechnung von Temperatur, Gefüge, Verzug und Eigenspannung dar. Grundsätzlich lässt sich die Schweißsimulation nach Radaj (1999) in drei Teilbereiche aufteilen: Prozess-, Struktur- und Werkstoffsimulation. Der Eigenspannungszustand und der dazugehörige Verzug lassen sich mit der Schweißstruktursimulation berechnen. Aufgrund der Komplexität des Schweißprozesses sind eine Vielzahl von Modellen u.a. zur Abbildung von Schmelzbadgeometrie, Wärmeleitung und Gefüge- und Verfestigungszustand mit unterschiedlicher Wechselwirkung erforderlich, ausführlich dargestellt in Abbildung 2-5 sowie detailliert erläutert u.a. von Radaj (2002) und Goldak und Akhlaghi (2005). Die Zusammenhänge der Einflussfaktoren beim Schmelzschweißen wurden u.a. von Buchmayr und Kirkaldy (1990) und von Wohlfahrt und Schmidt (2002) dokumentiert.

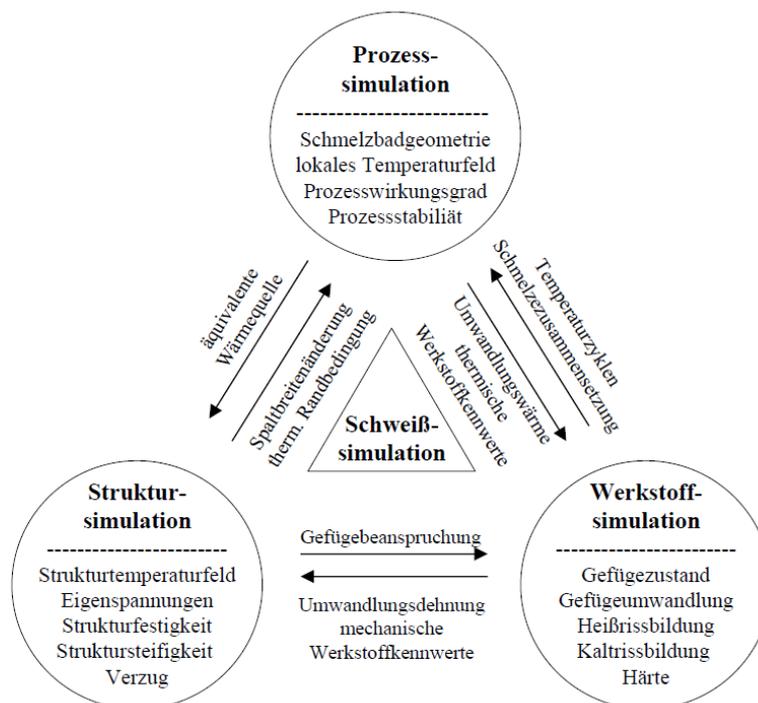


Abbildung 2-5: Bereich der Schweißsimulation nach Radaj (2002)

Im Bereich der numerischen Analyse von Eigenspannungszustand und Verzug an Baustählen durch Metall-Aktiv-Gas (MAG) Schweißen existieren bereits mehrere ausführliche, numerische Analysen u.a. von Schenk (2011) für S355, Hildebrand (2008) für S355 und S960, Loose (2008) für S235 und S355 sowie von Gkatzogiannis (2020) für S355 und S960. Dabei stellt die Anzahl der benötigten, temperaturabhängigen Materialparameter meist eine große Herausforderung dar (Brand, 2012), wobei in der Regel eine Kombination aus experimentellen und Literaturdaten verwendet wird.

Die Entstehung von Eigenspannung durch den Schweißprozess ist entsprechend den Recherchen von [Hildebrand \(2008\)](#) auf drei wesentliche Aspekte zurückzuführen: Schrumpfung, Abschreckung und Phasenumwandlung. Schrumpfeigenspannung entstehen in der Regel durch Dehnungsbehinderung quer und längs zur Schweißrichtung, die mit zunehmenden Abstand zur Nahtmitte kontinuierlich geringer werden ([Wohlfahrt, 1986](#)). Tendenziell treten Zugeigenspannungen an der Oberfläche und Druckeigenspannungen im Inneren der Schweißverbindung auf. Abschreckeigenspannungen entstehen, wenn aufgrund der Temperaturdifferenzen von Oberfläche (schnelle Abkühlung) zu Kern (langsame Abkühlung) die Warmstreckgrenze des Werkstoffs überschritten wird. An der Oberfläche treten somit in der Regel Druckeigenspannungen und in der Werkstückmitte Zugeigenspannungen auf ([Wohlfahrt und Macherach, 1977a](#)). Umwandlungseigenspannungen entstehen durch die mit der Phasenumwandlung verbundene Volumenänderung besonders bei der Umwandlung von Austenit in Martensit oder Bainit bei der Abkühlung der Schweißverbindung. Im Allgemeinen entstehen dabei in Bereichen, in denen die Phasenumwandlung zuerst stattgefunden hat, Zugeigenspannung und in unbeeinflussten Bereichen Druckeigenspannung ([Wohlfahrt und Macherach, 1977](#)).

Bei einem großen Teil der dokumentierten Arbeiten wurde als Verfestigungsmodell ein rein isotroper Verfestigungsansatz aber unter Berücksichtigung der Phasenumwandlung gewählt ([Hildebrand, 2008](#); [Loose, 2008](#)). Dabei wird die vergleichsweise komplexe Anpassung kinematischer Terme im Verfestigungsmodell als Grund angegeben ([Hildebrand, 2008](#)). Die Anwendung elasto-viskoplastischer Verfestigungsmodelle, siehe Abschnitt 2.4.2, in Kombination mit mehrphasigen Werkstoffzuständen wurde von [Hempel et al. \(2016\)](#) aufgrund der Vielzahl der anzupassenden Parameter ebenfalls auf einphasige Werkstoffzustände begrenzt. Dabei wurde bei mehrlagigen Schweißnähten aus austenitischem Stahl mit einem isotropen Verfestigungsmodell eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Eigenspannungswerten erzielt ([Mullins und Gunnars, 2009](#); [Wohlfahrt et al., 2012](#)). Diese Annahme konnte auch für den niederfesten Baustahl S355 durch [Gkatzogiannis et al. \(2017\)](#) bestätigt werden, wobei nur geringe Unterschiede zwischen rein-isotroper und rein-kinematischer Verfestigung bzgl. des Eigenspannungszustandes festgestellt wurden. [Schenk \(2011\)](#) dokumentierte für die einlagige MAG-Schweißung von Kehlnähten aus S355 eine Überschätzung für rein-isotrope Verfestigung und für rein-kinematische Verfestigung eine Unterschätzung von Eigenspannung und Verzug gegenüber experimentell ermittelten Werten. Eine ausführliche Untersuchung des Einflusses des Verfestigungsmodells (rein-isotrop, rein-kinematisch, isotrop-kinematisch) für einlagige MAG-Schweißung von Rohren aus S355 wurde ebenfalls von [Hemmes et al. \(2017\)](#) durchgeführt. Dabei wurde die beste Übereinstimmung mit einem rein-isotropen Verfestigungsmodell erzielt.

## 2.4 Materialmodellierung

Verfestigungsmodelle, die das benötigte zeitabhängige Materialverhalten für die mechanische Oberflächenbehandlung wiedergeben, lassen sich grob in Fließspannungsmodelle und elasto-viskoplastische Modelle einteilen. Für ausführlichere Beschreibungen sei hierbei auf die entsprechenden Fachliteratur verwiesen u.a. auf [Lemaitre et al. \(2002\)](#). Elasto-viskoplastische Modelle sind auch zur Beschreibung von Hochtemperaturverformung geeignet ([Lemaitre et al., 2002](#)). Diese sogenannten vereinheitlichten Werkstoffmodelle (engl. unified material models) wurden entwickelt, um die Summe aus plastischer und Kriechverformung innerhalb eines Terms abzubilden, wie bei den Modellen von [Ramaswamy \(1986\)](#), [Walker \(1981\)](#) oder [Chaboche \(1989\)](#).

Im Folgenden wird daher das elastisch-viskoplastische Werkstoffmodell mit kombinierter kinematisch-isotroper Verfestigung und dehnratenabhängiger Fließspannung nach [Chaboche \(1986, 1989\)](#) verwendet, nachfolgend dargestellt in symbolischer Notation. Dieses Modell zeichnet sich vor allem durch seinen modularen Aufbau aus. Dieses vereinheitlichte Verfestigungsmodell beruht auf der Annahme, dass sich Dehnungen bzw. der entsprechende Verzerrungstensor  $\boldsymbol{\varepsilon}$  in einen elastischen Anteil  $\boldsymbol{\varepsilon}^e$  und einen inelastischen Anteil  $\boldsymbol{\varepsilon}^I$  aufteilen lässt:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^I \quad (1)$$

Werden plastische Dehnungen durch Kriechen vernachlässigt, gilt  $\boldsymbol{\varepsilon}^I = \boldsymbol{\varepsilon}^p$  wobei  $\boldsymbol{\varepsilon}^p$  der plastische Dehnungstensor ist.

### 2.4.1 Elastizität

Unter der Annahme elastischer Isotropie wird das elastische Verformungsverhalten für alle nachfolgenden Analysen mit dem Hook'schen Gesetz beschrieben:

$$\boldsymbol{\sigma} = \lambda \operatorname{sp}(\boldsymbol{\varepsilon}^e) \mathbf{1} + 2\mu \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (2)$$

mit den Lamé-Konstanten:

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)}, \mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (3)$$

### 2.4.2 Viskoplastizität

Die Zeitableitung des plastischen Dehnungstensors  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$  errechnet sich entsprechend der Fließgleichung nach [Chaboche \(1986, 1989\)](#). Die Fließregel ist dabei folgendermaßen definiert:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}' - \boldsymbol{\Omega}'}{J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\Omega})} \quad (4)$$

Dabei ist  $\boldsymbol{\sigma}'$  der deviatorische Anteil des Spannungstensors  $\boldsymbol{\sigma}$  und  $\boldsymbol{\Omega}'$  der deviatorische Anteil des Rückspannungstensors  $\boldsymbol{\Omega}$ . Der Term  $J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\Omega})$  entspricht dem einachsigen äquivalenten Überspannungstensor mit

$$J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\Omega}) = \sqrt{\frac{3}{2}} (\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\Omega}) \quad (5)$$

und  $\dot{p}$  dem viskoplastischen Multiplikator mit

$$\dot{p} = \left\langle \frac{J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\Omega}) - k - k_0}{K} \right\rangle^n \dot{\varepsilon}_0^p \quad (6)$$

und

$$\langle x \rangle = \begin{cases} x & \text{für } x > 0 \\ 0 & \text{für } x \leq 0 \end{cases} \quad (7)$$

dabei ist  $\dot{\varepsilon}_0^p = 1/s$ ,  $k$  der isotrope Verfestigungsanteil und  $k_0$  die Anfangsfließspannung,  $K$  die Schlepplspannung und  $n$  ein materialabhängiger Exponent. Die isotrope Ver- und Entfestigung kann entweder über die Parameter  $k$  und  $K$  abgebildet werden. Bei kubisch-raumzentrierten (krz)-Metallen, bei denen Dehnratenabhängigkeit und Verfestigung entkoppelt sind (Burgahn, 1991), ist es sinnvoll den Parameter  $k$  zu verwenden. Der isotrope Anteil des verwendeten Verfestigungsmodells basiert auf einer Entwicklungsgleichung nach Zaverl und Lee (1978):

$$\dot{k} = m(k_1 - k) \dot{\varepsilon}^p \quad (8)$$

mit den Materialparametern  $m$  und  $k_1$  und der ersten Zeitableitung des plastischen Dehnungstensors  $\dot{\varepsilon}^p$ . Diese Gleichung kann entsprechend analytisch durch Zeitintegration gelöst werden mit:

$$k = k_1 - (k_1 - k_0) \exp(-m \dot{\varepsilon}_{eq}^p) \quad (9)$$

Dabei ist  $k_0$  die Anfangsfließfläche und  $\dot{\varepsilon}_{eq}^p$  die äquivalente plastische Dehnratenrate. Als Modifikation gegenüber dem Originalmodell kann die Fließfläche  $k$  in zwei oder mehrere Anteile aufgeteilt werden, um die Möglichkeiten der Anpassung des isotropen Verfestigungsanteils zu verbessern. Diese Modifikation wurde bereits von Chaboche (2009) vorgeschlagen und u.a. von Erz et al. (2012) umgesetzt. Dabei wird die Fließfläche  $k$  folgendermaßen erweitert:

$$\dot{k}_k = m_k (k_{k,1} - k) \dot{\varepsilon}_{eq}^p \quad \text{mit} \quad k = \sum_{k=1}^n k_k \quad (10)$$

Der kinematische Verfestigungsanteil  $\boldsymbol{\Omega}$  kann ebenfalls wie folgt in mehrere Rückspannungsterme aufgeteilt werden:

$$\boldsymbol{\Omega} = \sum_{k=1}^n \boldsymbol{\Omega}_k \quad (11)$$

Chaboche (1986) empfiehlt die Verwendung von zwei Rückspannungstermen  $\boldsymbol{\Omega}_1$  und  $\boldsymbol{\Omega}_2$  mit den entsprechenden Entwicklungsgleichungen nach Armstrong und Frederick (1966), detailliert beschrieben von Frederick und Armstrong (2007) mit den Materialparametern  $C_k$  und  $\gamma_k$  für den jeweiligen Term:

$$\dot{\boldsymbol{\Omega}}_k = \frac{2}{3} C_k \dot{\varepsilon}^p - \gamma_k \boldsymbol{\Omega}_k \dot{\varepsilon}_{eq}^p \quad (12)$$

### 2.4.3 Phasenumwandlung

Eigenstressen können durch ungleichmäßige Phasenumwandlung beim Abkühlen einer Schweißverbindung durch Volumenänderungen aufgrund unterschiedlicher Kristallstrukturen der einzelnen Phasen auftreten [Schulze \(2010\)](#). Sie entstehen dabei insbesondere bei hohen Warmstreckgrenzen der Werkstoffe sowie durch Phasenumwandlung bei niedrigen Temperaturen ([Wiewecke, 1990](#); [Wohlfahrt und Macherauch, 1977](#)).

Die Phasenumwandlung bei der numerischen Simulation des Schweißprozesses an Baustählen hat in Verbindung mit den verwendeten Randbedingungen einen nicht zu vernachlässigenden Einfluss auf den Eigenstresszustand nach der Abkühlung ([Hildebrand, 2008](#); [Schenk, 2011](#)).

Zur Abbildung der Dehnungen durch die Phasenumwandlung ist es notwendig, die entsprechenden Anteile der einzelnen Phasen  $P_i$  zu ermitteln. Das semi-empirische Modell nach [Leblond und Devaux \(1984\)](#) für diffusionskontrollierte Phasenumwandlung ist besonders für Stähle mit mehreren Gefügeanteilen geeignet und zeichnet sich durch seine einfache Formulierung sowie seine Allgemeingültigkeit aus ([Hildebrand, 2008](#)). Bei dem Modell handelt es sich dabei um eine Erweiterung der Funktion nach [Avrami \(1939\)](#). Die Umwandlungskinetik wird folgendermaßen in Abhängigkeit der Temperatur  $\theta$  ausgedrückt:

$$\dot{P}_i(\dot{\theta}) = F(\dot{\theta}) \frac{P_{e,i}(\theta) - P_i}{\tau(\theta)} \quad (13)$$

$P_{e,i}$  ist der Gleichgewichtszustand der Phase  $i$ ,  $\tau$  ist die Verzögerungsdauer und  $F$  ein Faktor zur Berücksichtigung der Abkühlgeschwindigkeit. Das Modell ist geeignet sowohl die Phasenumwandlung bei Aufheiz- und Abkühlvorgang zu beschreiben ([Hildebrand, 2008](#)). Allerdings erlaubt die beschriebene Umwandlungskinetik nur die Anpassung an einen Gefügeausgangszustand und ist in dieser Hinsicht kritisch zu betrachten ([Brand, 2012](#)). Die diffusionslose Phasenumwandlung von Austenit in Martensit kann durch das Modell nach [Koistinen und Marburger \(1959\)](#) beschrieben werden:

$$P_{mar} = \begin{cases} 0 & \text{für } \theta > M_{mar} \\ 1 - e^{KS(M_{mar}-\theta)} & \text{für } \theta < M_{mar} \end{cases} \quad (14)$$

Dabei ist  $KS$  die kohlenstoffabhängige Umwandlungskonstante und  $M_s$  die Martensitstarttemperatur. Dieses Modell eignet sich besonders für hochfeste, niedriglegierte Stähle ([Wilson und Medina, 2000](#)), wobei der Exponent  $KS$  mit Werten zwischen  $0,011 \text{ K}^{-1}$  ([Pan und Weng, 1992](#)),  $0,018 \text{ K}^{-1}$  ([SYSWELD Material Database, 2016](#)) und  $0,02 \text{ K}^{-1}$  ([Schenk, 2011](#)) angegeben wird.

Die Phasenumwandlung wird in der Finiten Elemente Software SYSWELD wie folgt berücksichtigt, wobei der implementierte Code auf den Veröffentlichungen von [Leblond \(1989\)](#) und [Leblond et al. \(1989, 1986a, 1986b\)](#) beruht. Die Berechnung der Spannung in der strukturmechanischen FE-Analyse erfolgt über die Berechnung einzelner Dehnungsanteile. An dieser Stelle sei auf die entsprechende Fachliteratur zu diesem Thema verwiesen u.a. von [Pan und Weng \(1992\)](#) und [Bathe \(2002\)](#). Der Dehnungstensor teilt sich in die folgenden Anteile auf:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{th} + \boldsymbol{\varepsilon}^{pl} + \boldsymbol{\varepsilon}^{ump} \quad (15)$$

Dabei handelt es sich bei  $\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$  um den thermischen Anteil und bei  $\boldsymbol{\varepsilon}^{ump}$  der umwandlungsplastische Anteil des Dehnungstensors  $\boldsymbol{\varepsilon}$ . Der thermische Dehnungstensor errechnet sich linear aus den Anteilen der einzelnen Phasen  $i$  mit:

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{th} = \sum P_i \boldsymbol{\varepsilon}_i^{th}(\theta) \quad (16)$$

und berechnet sich folgendermaßen:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_i^{th} = \alpha_i(\theta)(\theta - \theta_0) \mathbf{1} \quad (17)$$

wobei  $\alpha(\theta)$  der phasenspezifische Wärmeausdehnungskoeffizient und  $\theta_0$  die Referenztemperatur sind. Der umwandlungsplastische Anteil  $\boldsymbol{\varepsilon}^{ump}$  berechnet sich nach [Leblond et al. \(1986a, 1986b\)](#) folgendermaßen:

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{ump} = -\frac{3}{2} K^* \ln(P_{fer}) \boldsymbol{\varepsilon}' h \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right) P_{fer} \quad \text{mit } K^* = 2 \Delta \varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th} / \sigma^{\gamma_0} \quad (18)$$

Dabei entspricht  $K$  dem umwandlungsplastischen Koeffizienten,  $\sigma_0$  der Fließspannung,  $\sigma_{eq}$  der berechneten Fließspannung in Abhängigkeit der Phasenanteile,  $\boldsymbol{\varepsilon}'$  dem Dehnungsdeviator,  $\Delta \varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}$  dem Unterschied der thermischen Dehnungen  $\varepsilon^{th}$  der Ferrit-Phase ( $\alpha$ ) und der Austenit-Phase ( $\gamma$ ) und  $P_{fer}$  dem Anteil von Ferrit-Phase.

## 2.5 Lebensdauerkonzepte unter Berücksichtigung von Eigenspannung

Die zur Quantifizierung des Ermüdungsverhaltens in HFH-behandelten, verfestigten Randschichten verwendete Methoden müssen die in Abschnitt 2.2.1 erwähnten, wesentlichen Effekte der Modifikation des Eigenspannungszustandes sowie die Randschichtverfestigung und die Änderung der Kerbgeometrie berücksichtigen. Dabei beschränken sich die folgenden Betrachtungen auf die Schwingfestigkeit, also den Widerstand des Werkstoffs gegen periodisch wiederholte Belastungen mit konstanter Amplitude.

Der Ermüdungsvorgang selbst gliedert sich in die Phase einer submikroskopischen (Rissinitiierung) und mikroskopischen Rissbildung (Mikrorisswachstum) sowie in die Phase des anschließenden makroskopischen Rissfortschritts bis zum Restbruch. In der Regel berücksichtigt kein Konzept alle Phasen des Ermüdungsvorgangs zur Abschätzung der Schwingfestigkeit ([Haibach, 2006](#)).

### 2.5.1 Eigen- und Mittelspannungseinfluss

Durch mechanische Belastung erzeugte Lastspannungen überlagern sich grundsätzlich mit vorliegenden Eigenspannungen (I. Art). Diese Eigenspannungen können sich abhängig von ihrer Höhe und ihrem Vorzeichen sowie vom vorliegenden Werkstoffzustand günstig oder ungünstig auf das Bauteilverhalten auswirken ([Macherauch und Wohlfahrt, 1985](#)). Es ist davon auszugehen, dass vorhandene Zugeigenspannungen die Ermüdungsfestigkeit reduzieren, wohingegen Druckeigenspannungen diese erhöhen. Dies ist auf die schädigende Wirkung von Zugspannungen (Rissöffnung) gegenüber Druckspannungen zurückzuführen. Je nach Lastmittelspannungen und Höhe der Eigenspannungen,

abhängig von der Proben- bzw. Bauteilgeometrie sowie des Werkstoffzustandes und der Höhe und der Art der Belastung sind Änderungen unter mechanischer Lasteinwirkung zu erwarten (Macherauch und Wohlfahrt, 1985; Wohlfahrt, 2000; Schulze, 2006). Dabei ist die Stabilität des Eigenspannungszustandes unter zyklischer Belastung in erster Linie abhängig von der zyklischen und statischen Streckgrenze und deren Unterschied zur Dauerfestigkeit des Werkstoffzustandes (Schulze, 2006). Zur Abschätzung der Wirkung von Eigenspannungen in vergleichsweise einfacher Form kann die Eigenspannungsempfindlichkeit  $m^*$  nach der Definition nach Macherauch und Wohlfahrt (1985) herangezogen werden. Diese gibt den Wert der effektiv wirkenden Eigenspannung  $m^* \sigma^{ES}$  auf die Wechselfestigkeit von Stählen an, dargestellt in Abbildung 2-6. Dabei ist die Eigenspannungsempfindlichkeit konstant niedriger als die Mittelspannungsempfindlichkeit  $M^*$  nach Schütz (1967). Die unterschiedlich starke Wirkung von Eigenspannungen in Abhängigkeit von der Festigkeit des Werkstoffs lässt sich durch den stärkeren Abbau bei weichen Werkstoffzuständen erklären (Wohlfahrt, 2000).

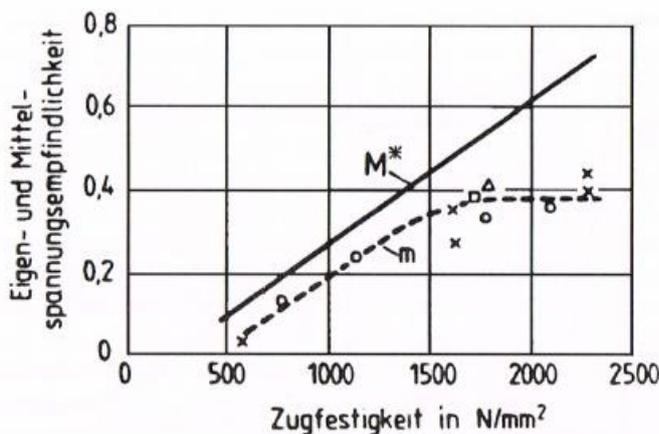


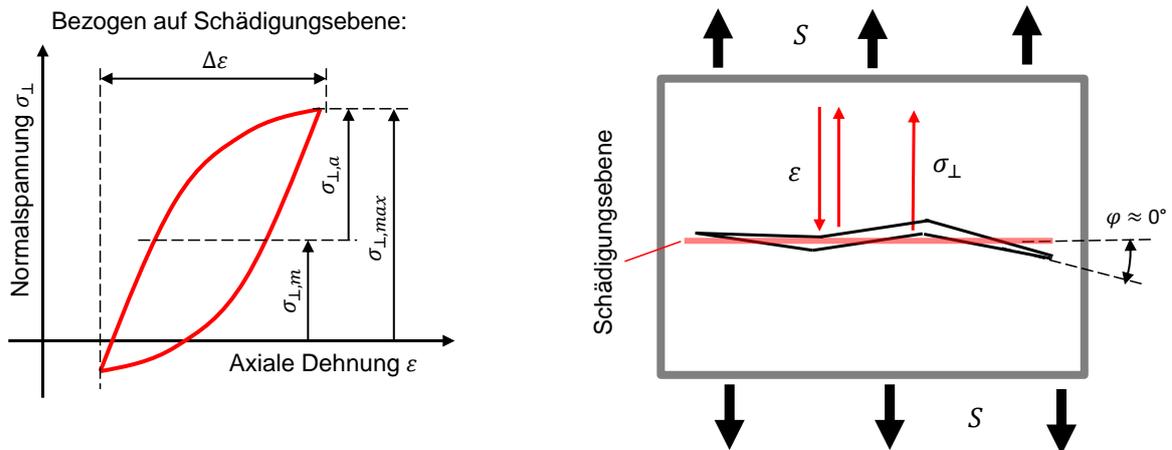
Abbildung 2-6: Mittel- und Eigenspannungsempfindlichkeit nach Macherauch und Wohlfahrt (1985)

Konzepte zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes gehen in der Regel davon aus, dass stabile Eigenspannungen unter zyklischer Belastung als zusätzliche Mittelspannungskomponente wirken (Haibach, 2006), so zum Beispiel bei der Berechnung von Mittelspannungsfaktoren unter dem Einfluss von Eigenspannung nach FKM-Richtlinie (Rennert et al., 2012) oder die Methode der Mittelspannungskorrektur zur Berücksichtigung von Schweißeigenspannung nach Hensel (2020) und Hensel et al. (2018) basierend auf dem Nennspannungskonzept.

### 2.5.2 Smith-Watson-Topper Schädigungsparameter

Die von Smith et al. (1970) vorgeschlagene Beziehung wurde ursprünglich als Mittelspannungskorrektur für einachsige Belastung entwickelt und wird in der Fachliteratur häufig als SWT-Parameter (oder  $P_{SWT}$ -Parameter) bezeichnet. Physikalische Grundannahme ist dabei das Mikrorisswachstum

im Mode I (Socie und Marquis, 2000), berücksichtigt durch die Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon$  und die Oberspannung  $\sigma_{\perp,max}$  in einem Lastspiel, dargestellt in Abbildung 2-7.



**Abbildung 2-7: Auswertung von Spannung und Dehnung des SWT-Parameters nach Socie und Marquis (2000)**

Der  $P_{SWT}$ -Parameter wird in der von Socie und Marquis (2000) angepassten Form (Abbildung 2-7) folgendermaßen definiert:

$$P_{SWT} = \left( \sigma_{\perp,max} \frac{\Delta\varepsilon}{2} E \right)^{\frac{1}{2}} = \left( \sigma_f'^2 (2N_i)^{2b_\varepsilon} + \sigma_f' \varepsilon_f' E (2N_i)^{b_\varepsilon + c_\varepsilon} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (19)$$

wobei der linke Teil der Gleichung die Schädigung und der rechte Teil die Korrelation mit der Anrisslastspielzahl  $N_i$  mit den Coffin-Manson Parametern  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  sowie dem  $E$ -Modul repräsentiert. Der SWT-Parameter ist nach Haibach (2006) der gebräuchlichste Schädigungsparameter und wird hauptsächlich für weniger duktile Werkstoffe wie Gusseisen (Draper, 2008; Haibach, 2006) oder 304L Stahl (Socie und Marquis, 2000) verwendet. Firat (2012) konnte dagegen für einen SAE 1045 Stahl und Zhao und Jiang (2008) für eine 7075 Aluminium-Legierung gute Übereinstimmungen des SWT-Parameters mit experimentellen Werten unter multiaxialer Belastung erzielen.

Beim  $P_{SWT}$ -Parameter ist bekannt, dass der Einfluss von Zug-Mittelspannungen unterschätzt und der Einfluss von Druckmittelspannungen überschätzt wird (Haibach, 2006; Radaj und Vormwald, 2007). Haibach (2006) gibt für rein elastisches Werkstoffverhalten an, dass der  $P_{SWT}$ -Parameter nur Mittelspannungsempfindlichkeiten bis zu  $M^* \leq 0,4$  darzustellen vermag. Aus diesem Grund schlug bereits Bergmann (1983) vor, den SWT-Parameter mit einem materialabhängigen Mittelspannungsparameter  $k$  folgendermaßen zu erweitern:

$$P_{RAM} = \left( (\sigma_{\perp,a} + k_{RAM}(M^*) \sigma_{\perp,m}) \frac{\Delta\varepsilon}{2} E \right)^{\frac{1}{2}} \quad (20)$$

mit

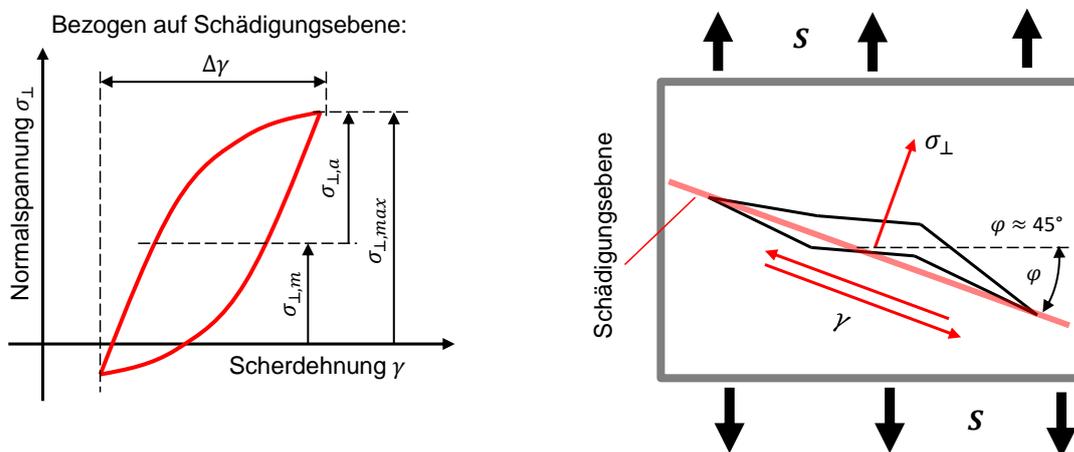
$$k_{RAM} = \begin{cases} M^* (M^* + 2) & \text{for } \sigma_m \geq 0 \\ \frac{M^*}{3} \left( \frac{M^*}{3} + 2 \right) & \text{for } \sigma_m < 0 \end{cases} \quad (21)$$

Dabei ist  $\sigma_{\perp,m}$  die Lastmittelspannung und  $\sigma_{\perp,a}$  die Spannungsamplitude sowie  $M^*$  die Mittelspannungsempfindlichkeit nach [Schütz \(1967\)](#). Diese Erweiterung ist ebenfalls im örtlichen Konzept zur Abschätzung eines technischen Anrisses nach [Fiedler und Vormwald \(2016\)](#) als  $P_{RAM}$ -Parameter enthalten und wurde in die FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ ([Fiedler et al., 2019](#)) übernommen.

Der  $P_{SWT}$  bzw. der  $P_{RAM}$ -Parameter beschreiben phänomenologisch die Phase der Rissinitiierung und des Mikrorisswachstums bis zu einer gewissen Anrisslänge  $2c$ , die allerdings nicht einheitlich definiert ist. Die FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ gibt für den  $P_{RAM}$ -Parameter für diese Risslänge einen Wert zwischen  $2c = 0,25$  mm und  $2c = 3,5$  mm an. In der Literatur werden meist ebenfalls Risslängen von 1 mm bis 3 mm ([Bonnen et al., 2001](#)) oder sogar im Bereich von mehreren Millimetern ([Zhao und Jiang, 2008](#)) für den  $P_{SWT}$  Parameter genannt.

### 2.5.3 Fatemi-Socie Schädigungsparameter

Der Schädigungsparameter nach [Fatemi und Socie \(1988\)](#) (FS-Parameter oder  $P_{FS}$ -Parameter) stellt eine Erweiterung des Schädigungsparameters nach [Brown und Miller \(1973\)](#) dar. Physikalische Grundannahme ist dabei das Mikrorisswachstum in Mode II als Folge der Scherdehnung  $\gamma$  in Kombination mit der Normalspannung  $\sigma_{\perp}$ , dargestellt in Abbildung 2-8.



**Abbildung 2-8: Auswertung von Spannung und Dehnung des FS-Parameters nach Socie und Marquis (2000)**

Der FS-Parameter wird in der Darstellung von [Stephens et al. \(2000\)](#) in Abhängigkeit der Coffin-Manson Parameter folgendermaßen definiert:

$$P_{FS} = \frac{\Delta\gamma}{2} \left( 1 + k_{FS} \frac{\sigma_{\perp,max}}{R_e} \right) \quad (22)$$

$$= \left[ (1 + \nu_e) \frac{\sigma_f'}{E} (2 N_i)^{b_\epsilon} + (1 + \nu_p) \epsilon_f' (2 N_i)^{c_\epsilon} \right] \left[ 1 + k_{FS} \frac{\sigma_f'}{2 R_e} (2 N_i)^{b_\epsilon} \right]$$

Dabei ist  $\nu_e$  die elastische und  $\nu_p$  ist plastische Querkontraktionszahl. Der Parameter  $k_{FS}$  repräsentiert die Normalspannungssensitivität und verknüpft damit auch die Mittelspannungsempfindlichkeit. Eine alternative Definition in Abhängigkeit der Coffin-Manson Parameter  $\tau'_f$ ,  $\gamma'_f$ ,  $b_\gamma$  and  $c_\gamma$  für Scherung, bestimmt durch Torsionsversuche, ist durch [Socie und Marquis \(2000\)](#) gegeben:

$$P_{FS} = \frac{\Delta\gamma}{2} \left( 1 + k_{FS} \frac{\sigma_{\perp,max}}{R_e} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2 N_i)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2 N_i)^{c_\gamma} \quad (23)$$

Dabei entspricht  $G$  dem Schubmodul mit:

$$G = \frac{1}{2(1 + \nu_e)} \quad (24)$$

Die Konstanten  $\tau'_f$ ,  $\gamma'_f$ ,  $b_\gamma$  and  $c_\gamma$  für Scherung können nach [Socie und Marquis \(2000\)](#) basierend auf dem von Mises Kriterium für niedriglegierte, hochfeste Stähle (engl. high strength low alloy steels, HSLA) wie folgt abgeschätzt werden:

$$\tau'_f = \sigma'_f / \sqrt{3} \quad (25)$$

$$\gamma'_f = \varepsilon'_f \sqrt{3} \quad (26)$$

$$b_\gamma = b_\varepsilon \quad (27)$$

$$c_\gamma = c_\varepsilon \quad (28)$$

Der Einfluss von axialen Mittelspannungen wird bei diesem Schädigungsparameter durch  $\sigma_{\perp,max}$  ausgedrückt. Bereits [Fatemi und Kurath \(1988\)](#) zeigten an SAE 1045 Stahl und IN718 sowie später [Shamsaei und Fatemi \(2014\)](#) an SAE 1045, SAE 1050 und 316L Stahl, dass der  $P_{FS}$ -Parameter prinzipiell zur Erfassung des Einflusses von Mittelspannungen geeignet ist. Eine Reihe von Studien u.a. [Zhao und Jiang \(2008\)](#) und [Meyer \(2014\)](#) zeigten allerdings, dass der FS-Parameter teilweise zu nicht-konservativen Ergebnissen unter der Wirkung von hohen Zugmittelspannungen führt. [Gates \(2018\)](#) schlug deshalb eine entsprechende Modifikation des Parameters vor:

$$\begin{aligned} & \frac{\Delta\gamma}{2} \left( 1 + k_{FS} \frac{\sigma_{\perp,max}}{G \Delta\gamma} \right) \\ & = [(1 + \nu_e) \frac{\sigma'_f}{E} (2 N_i)^{b_\varepsilon} + (1 + \nu_p) \varepsilon'_f (2 N_i)^{c_\varepsilon}] [1 + k_{FS} \frac{\sigma'_f}{4 G} (2 N_i)^{b_\varepsilon}] \end{aligned} \quad (29)$$

Bzw. in der Form von [Socie und Marquis \(2000\)](#):

$$P_{FS} = \frac{\Delta\gamma}{2} \left( 1 + k_{FS} \frac{\sigma_{\perp,max}}{G \Delta\gamma} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2 N_i)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2 N_i)^{c_\gamma} \quad (30)$$

Die Bestimmung bzw. Abschätzung des Parameters  $k_{FS}$  wird von [Haibach \(2006\)](#) als teilweise problematisch eingeschätzt. Während [Fatemi und Socie \(1988\)](#) zur Sicherheit einen Wert von  $k_{FS} = 1$  vorschlagen, zeigen nachfolgende Untersuchungen von [Fatemi und Kurath \(1988\)](#) für 1045 Stahl und

von (Kim and Park, 1999) für S45C Stahl, dass  $k_{FS}$  mit steigender Lastspielzahl bzw. Probenlebensdauer zunimmt. Nach [Socie und Marquis \(2000\)](#) sind für die Bestimmung des Parameters  $k_{FS}$  eine Reihe von Schwingfestigkeitsversuchen unter reiner Schubbelastung bzw. Scherung (Torsion) und Zugbelastung nötig. Wobei sich  $k_{FS}$  folgendermaßen definiert:

$$k_{FS} = \left[ \frac{\left( \frac{\tau'_f}{G} (2 N_i)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2 N_i)^{c_\gamma} \right)}{\left( (1 + \nu_e) \frac{\sigma'_f}{E} (2 N_i)^{b_\epsilon} + (1 + \nu_p) \epsilon'_f (2 N_i)^{c_\epsilon} \right)} - 1 \right] \frac{2R_e}{\sigma'_f (2 N_i)^{b_\epsilon}} \quad (31)$$

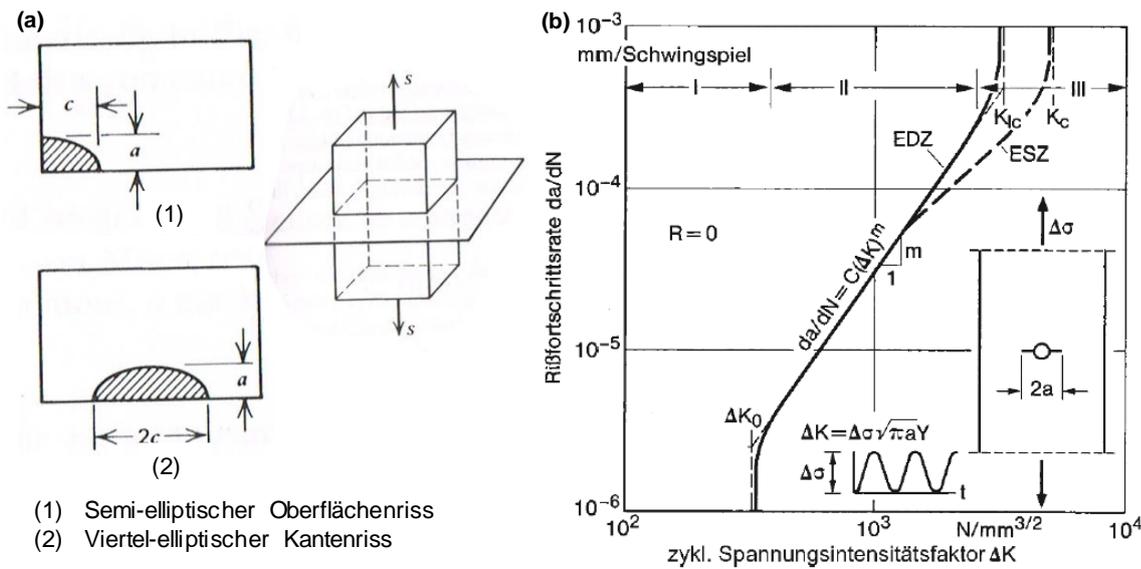
Bzw. in der modifizierten Form nach [Gates \(2018\)](#):

$$k_{FS} = \left[ \frac{\tau'_f}{G} (2 N_i)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2 N_i)^{c_\gamma} - (1 + \nu_e) \frac{\sigma'_f}{E} (2 N_i)^{b_\epsilon} - (1 + \nu_p) \epsilon'_f (2 N_i)^{c_\epsilon} \right] \frac{4G}{\sigma'_f (2 N_i)^{b_\epsilon}} \quad (32)$$

Der  $P_{FS}$ -Parameter beschreibt nach [Fatemi und Socie \(1988\)](#) die Rissinitiierung durch Bewegungen der persistenten Gleitbänder (Mode II) sowie das Risswachstum bis zu einer gewissen Anrisslänge  $2c$ . Diese Anrisslänge wurde von [Fatemi und Socie \(1988\)](#) mit ca.  $2c = 1$  mm vorgeschlagen, wobei die Annahme zugrunde lag, dass das Risswachstum bei längeren Rissen nur noch geringfügig zur Lebensdauer beiträgt. Im Gegensatz zum  $P_{SWT}$ -Parameter ist der  $P_{FS}$ -Parameter eher zur Beschreibung des Schädigungsverhaltens von duktilen Werkstoffen wie unlegierten oder niedriglegierten Baustählen geeignet ([Draper, 2008](#)).

#### 2.5.4 Linear-elastische Bruchmechanik

Die technische Bruchmechanik beschreibt das Verhalten von makroskopischen Rissen bei mechanischer Beanspruchung auf der Basis kontinuumsmechanischer Konzepte. Häufig wird dabei rein elastisches Werkstoffverhalten zugrunde gelegt (linear-elastische Bruchmechanik, kurz LEBM). Der Rissfortschritt wird in Annahme vergleichsweise kleiner plastischer Deformationen an der Rissspitze über den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  vorgegeben und ist von der Riss- und Probengeometrie abhängig.  $\Delta K$  kann entsprechend experimentell bestimmt werden oder über Näherungsformeln (engl. weight functions) für typische Rissgeometrien siehe Abbildung 2-9 (a) abgeschätzt werden. An dieser Stelle sei dabei auf die ausführliche Literatur verwiesen u.a. [Radaj und Vormwald \(2007\)](#) und [Stephens et al. \(2000\)](#) sowie die FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ ([Berger et al., 2006](#)). Die Berechnung des Rissfortschritts durch den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  lässt sich dabei generell drei Teilbereiche unterscheiden, dargestellt in Abbildung 2-9 (b): Der Schwellenwertbereich (Bereich I), der Bereich des stabilen Rissfortschritts (Bereich II) und der Bruchbereich (Bereich III).



**Abbildung 2-9: Elliptische Rissformen nach Stephens et al. (2000), (b) Rissfortschrittsrate von physikalisch langen Rissen nach Radaj und Vormwald (2007)**

Die Exponentialfunktion (engl. power law) nach Paris und Erdogan (1963) beschreibt das Risswachstum entsprechend dieser Teilbereiche:

$$\begin{aligned} \frac{da}{dN} &= C \Delta K^m, & \Delta K_{th} < \Delta K < \Delta K_c (1 - R_k) \\ \frac{da}{dN} &= 0, & \Delta K \leq \Delta K_{th} \\ \frac{da}{dN} &= \infty, & \Delta K \geq \Delta K_c (1 - R_k) \end{aligned} \tag{33}$$

$C$  und  $m$  sind empirische Materialparameter und  $\Delta K_{th}$  ist die Schwingbreite des Schwellenwerts des Spannungsintensitätsfaktors, unter dem kein Rissfortschritt mehr stattfindet. Typische Werte für  $\Delta K_{th}$  sowie  $C$  und  $m$  sind in Tabelle 2-3 und Tabelle 2-4 zusammengefasst.  $\Delta K_c$  ist die Schwingbreite des kritischen Spannungsintensitätsfaktors (für den ebenen Spannungszustand), bei dem der instabile Restbruch stattfindet.  $R_k$  ist das Verhältnis des maximalen und minimalen Spannungsintensitätsfaktors  $R_k = K_{min}/K_{max}$  in einem Lastspiel mit  $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ , wobei die Parameter  $C$ ,  $m$  und  $\Delta K_{th}$  stark von  $R_k$  abhängen (Berger et al., 2006) und für Werte von  $R_k < 0$  experimentell teilweise schwer zu bestimmen sind (Radaj und Vormwald, 2007). Meist ist allerdings die Annahme geläufig, dass bei geschlossenen Rissen ( $R_k \leq 0$ ) kein Rissfortschritt stattfindet (Stephens et al., 2000). Bzgl. der Parameter  $C$  und  $m$  sowie  $\Delta K_{th}$  kann für Baustähle und Schweißverbindungen auf umfangreiche Literaturdatenbanken zurückgegriffen werden, u.a. auf die FKM-Richtlinie von Berger et al. (2006) und den BS 7910:2005 sowie die Datensammlung von Barsom (1971) und Radaj und Vormwald (2007).

Ist eine Ermittlung der Schwingbreite des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  durch Rissfortschrittsversuche mit Standard Compact-Tension (CT) Proben nicht möglich, kann  $\Delta K$  auch alternativ über empirische Lösungsansätze bestimmt werden (engl. weight functions). Diese Lösungsansätze

hängen dabei in der Regel von der Rissform sowie der Umgebungsgeometrie ab. Dabei berechnet sich der Spannungsintensitätsfaktor  $K^*$  aus dem jeweiligen Lösungsansatz  $m(\xi, a)$  sowie der Spannungsverteilung  $\sigma(\xi)$  in Rissfortschrittsrichtung (Mode I Risswachstum) in der universellen Form nach [Glinka und Shen \(1991\)](#) folgendermaßen:

$$K^* = \int_0^a [m(\xi, a) \sigma(\xi)] d\xi \quad (34)$$

Für den tiefsten Punkt  $A$  unter der Oberfläche mit:

$$m_A(\xi, a) = \frac{2}{\sqrt{2\pi(a-\xi)}} \left[ 1 + M_{1A} \left(1 - \frac{\xi}{a}\right)^{\frac{1}{2}} + M_{2A} \left(1 - \frac{\xi}{a}\right) + M_{2A} \left(1 - \frac{\xi}{a}\right)^{\frac{3}{2}} \right] \quad (35)$$

Für den Punkt  $B$  direkt an der Oberfläche:

$$m_B(\xi, a) = \frac{2}{\sqrt{2\pi\xi}} \left[ 1 + M_{1B} \left(\frac{\xi}{a}\right)^{\frac{1}{2}} + M_{2A} \left(\frac{\xi}{a}\right) + M_{2A} \left(\frac{\xi}{a}\right)^{\frac{3}{2}} \right] \quad (36)$$

Zur Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen wird von [Hobbacher \(2016\)](#) unter anderem der Lösungsansatz eines semi-elliptischen Oberflächenrisses nach [Shen et al. \(1991\)](#) angegeben. Im Rahmen der Untersuchungen des Forschungsclusters IBESS (Integrale Bruchmechanische Ermittlung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen) hat sich ebenfalls die Lösung eines semi-elliptischen Oberflächenrisses nach [Wang und Lambert \(1995\)](#) bewährt und dafür wird die Anwendung des IBESS-Modells von [Madia et al. \(2018\)](#) empfohlen.

Für die generelle Anwendung der LEBM nennt [Stephens et al. \(2000\)](#) einige Kriterien (wobei grundsätzlich gilt, dass die plastische Zone um die Risspitze im Vergleich zur Risslänge klein ist): Zum einen sollte die gesamte Risslänge mindestens viermal so groß sein wie die plastische Zone um die Risspitze. Zum anderen sollten die Spannungen  $\sigma(\xi)$  weniger als 80% der Streckgrenze des Werkstoffs betragen.

**Tabelle 2-3: Risszähigkeitsschwellenwert  $\Delta K_{th}$  für Baustähle**

Werkstoff	Literatur		$R$ [-]	$\Delta K_{th}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]
Schweißverbindungen	<a href="#">BS 7910:2005</a>	In Luft $T \leq 100^\circ\text{C}$	$\geq 0,5 / < 0$	2 / 5,38
Schweißverbindungen	<a href="#">Hobbacher (2016)</a>	-	$\geq 0,5 / < 0$	2 / 5,4
Ferritische Stähle	<a href="#">ASME (2004)</a>	niedriglegiert	$< 0$	5,5
Stähle (Schweißverbindungen)	<a href="#">Berger et al. (2006)</a>	$P_A = 50\%$ / Stahl an Luft	$\geq 0,5 / < 0,5$	6,2 / 11,48
St 52-3		geglüht	0,1	10,4
StE 355		gewalzt	0,1	8,2
Puddelstahl		Puddelverfahren	0,1	12,8
Niederfester Stahl	<a href="#">Stephens et al.</a>	$R_m = 430$ MPa	0,13	6,6
A508B	<a href="#">(2000)</a>	$R_m = 606$ MPa	0,1	6,7

**Tabelle 2-4: Rissfortschrittskennwerte für Baustähle und Schweißverbindungen ( $K$  in MPa  $\sqrt{m}$  und  $da/dN$  in mm/LS)**

Werkstoff	Literatur	$R_K$	$C$ [-]	$m$ [-]
Ferritisch-perlitischer Stahl	<a href="#">Stephens et al. (2000)</a>	-	$6,9 \times 10^{-9}$	3,00
StE 355	<a href="#">Berger et al. (2006)</a>	0,1	$5,96 \times 10^{-9}$	2,88
St52-3	<a href="#">Berger et al. (2006)</a>	0,1	$3,15 \times 10^{-9}$	3,07
S355	<a href="#">Simunek et al. (2018)</a>	0,1	$9,27 \times 10^{-9}$	2,51
Baustähle	<a href="#">Henkel (1985)</a>	-	$3,49 \times 10^{-9}$	3,16
St52-3	<a href="#">Radaj und Vormwald (2007)</a>	-	$1,99 \times 10^{-9}$	3,18
Ferritische Stähle	<a href="#">ASME (2004)</a>	-	$4,84 \times 10^{-9}$	3,07
Martensitischer Stahl	<a href="#">Stephens et al. (2000)</a>	-	$3,20 \times 10^{-7}$	2,25
S960	<a href="#">Simunek et al. (2018)</a>	0,1	$6,43 \times 10^{-8}$	2,09
Schweißverbindungen	<a href="#">Berger et al. (2006)</a>	$\geq 0,5$	$2,14 \times 10^{-10}$	5,10
Schweißverbindungen	<a href="#">Hobbacher (2016)</a>	-	$1,65 \times 10^{-8}$	3,00
Schweißverbindungen (S355)	<a href="#">Leitner et al. (2016)</a>	-	$9,5 \times 10^{-9}$	3,00
Stumpfstoß S355 (UIT/HiFIT)	<a href="#">Weich (2009b)</a>	-	$2,68 \times 10^{-9}$	3,10
Stumpfstoß S690 (UIT/HiFIT)	<a href="#">Weich (2009b)</a>	-	$1,68 \times 10^{-8}$	2,50
Quersteife 350W (UIT)	<a href="#">Yekta et al., (2013)</a>	-	$8,85 \times 10^{-8}$	3,00

### 2.5.5 Spannungsabstandsansatz

Der Spannungsabstandsansatz, bezeichnet nach [Radaj und Vormwald \(2007\)](#), wurde in den 1930er bzw. 1950er Jahren eingeführt durch die Arbeiten von [Neuber \(1958\)](#) und [Peterson \(1959\)](#) zur Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit von gekerbten Bauteilen. Nach der Argumentation von [Peterson \(1959\)](#) kann die Spannung in einem vom Werkstoff abhängigen kritischen Abstand  $L$  (engl. critical distance) zum höchstbelasteten Punkt direkt zur Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit verwendet werden. Der kritische Abstand  $L$  wurde nachfolgend auch als Schichtdicke interpretiert, in der die elastische Kerbspannung die Dauerfestigkeit übersteigt ([Radaj und Vormwald, 2007](#)). Später zeigten [Tanaka \(1983\)](#) und [Taylor \(1999\)](#), dass derselbe Ansatz des kritischen Abstands basierend auf der linear-elastischen Bruchmechanik zur Bestimmung der Dauerfestigkeit von metallischen, gekerbten Bauteilen verwendet werden kann. Einen identischen Ansatz wählte bereits [El Haddad et al. \(1979\)](#) zur Beschreibung des Schwellenwertverhaltens bei kurzen Rissen. Der werkstoffabhängige kritische Abstand wird dabei für zyklische Belastung folgendermaßen definiert:

$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (37)$$

Wobei  $\Delta K_{th}$  die Schwingbreite des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors und  $\Delta \sigma_0$  die Schwingbreite der Dauerfestigkeit des Werkstoffs ist. Dabei hängen  $\Delta K_{th}$  und  $\Delta \sigma_0$  vom Spannungsverhältnis

$R_\sigma$  ab und sollten bei einem einheitlichen Spannungsverhältnis bestimmt werden (Susmel und Taylor, 2010).

Für den Fall statischer Belastung lässt sich der kritische Abstand  $L$  nach Susmel und Taylor (2010a) ähnlich definieren:

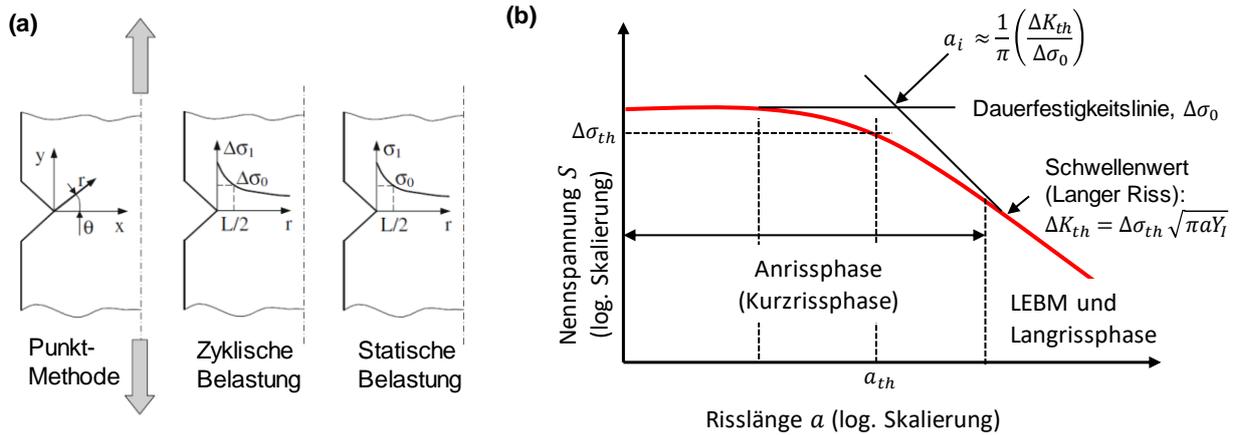
$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{IN}} \right)^2 \quad (38)$$

Dabei ist  $K_{IC}$  die Bruchzähigkeit beim ebenen Dehnungszustand (engl. plane strain fracture toughness) und  $\sigma_{IN}$  die innere Festigkeit (engl. inherent strength) des Werkstoffs, wobei diese teilweise höher sein kann als die Zugfestigkeit (Susmel und Taylor, 2010; Taylor, 2008).

Grundsätzlich lässt sich die Auswertung der Spannung mit dem kritischen Abstand durch die sogenannte Punkt-Methode (PM) oder Linien-Methode (LM) durchführen, ausführlich diskutiert von Taylor (2008). Dabei lassen sich in der Regel durch die PM gute Übereinstimmungen mit experimentellen Ergebnissen erzielen (Taylor, 2008), vor allem bei niedriglegierten Stählen (Frost et al., 1974). Die PM postuliert, dass Ermüdungsversagen eines gekerbten Bauteils auftritt, wenn die linear-elastische maximale Hauptspannung  $\Delta\sigma_1$  in einem Abstand von  $L/2$  die zweifache Dauerfestigkeit des Werkstoffs  $\Delta\sigma_0$  erreicht, dargestellt in Abbildung 2-10 (a).

Der kritische Abstand  $L$  wird von Stephens et al. (2000) mit dem Übergangsbereich von kurzen Rissen zu langen Rissen (engl. crack transition length) anhand des Diagramms von Kitagawa und Takahashi (1976) in Korrelation gebracht, dargestellt in Abbildung 2-10 (b), wobei die Kurzrislänge ( $a_i$ ) dabei dem kritischen Abstand  $L$  nach Gleichung (37) entspricht. Eine ganz ähnliche Beschreibung der Abschätzung der Schädigungszone  $a_s$  bei kurzen Rissen mit  $a_s = \frac{1}{2} L$  nach Gleichung (37) liefern zudem Fujimoto et al. (2001) für eine Reihe von Baustählen. Von Radaj and Vormwald (2007) wird die Schädigungszone für Baustähle mit  $a_s = 0,03 - 0,1$  mm angegeben, wobei kleinere Werte höherfesten Baustählen entsprechen. Weitere Richtwerte für die Rislänge beim Übergang zwischen physikalisch kurzen und physikalisch langen Rissen sind  $2c = 0,1 - 2$  mm nach ASTM E647-00:2000,  $2c = 1$  mm nach Radaj und Vormwald (2007) sowie  $2c < 0,1$  mm nach McDowell und Dunne (2010).

In der Regel wird der kritische Abstand  $L$  für Berechnungen als konstant angenommen (Taylor, 2008). Dennoch zeigen Untersuchungen an gekerbten Proben aus dem niederfesten En3B Stahl von Susmel und Taylor (2011), dass  $L$  mit steigender Lastspielzahl unter Belastung mit konstanter Amplitude zunimmt. Allerdings zeigten vorherige Untersuchungen von Susmel und Taylor (2010b) am selben Werkstoff eine hohe Übereinstimmung mit experimentellen Werten unter Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Ebenfalls ausführlich von Taylor (2008) diskutiert ist die Abhängigkeit des kritischen Abstands  $L$  vom Spannungsverhältnis  $R_\sigma$ . Dabei ergab sich bei ferritischem Stahl SN41B eine vergleichsweise große Zunahme von  $L$  für  $R < 0$ . Trotz dieser Abhängigkeiten wird eine Anwendung von konstanten Werten für  $L$  nahegelegt (Taylor, 2008) und bisher in der Regel auch so praktiziert (Gates, 2018; Susmel und Taylor, 2010a, 2008, 2006).



**Abbildung 2-10 (a) Auswertung der Spannung am kritischen Abstand nach Susmel und Taylor (2010), (b) Murakami-Katigawa-Diagramm nach Stephens et al. (2000)**

Es wird vielfach angenommen, dass der kritische Abstand in Relation zur Korngröße des jeweiligen Werkstoffs steht (Taylor, 2008). Für den Fall des Sprödbruchs nach Gleichung (38) geben Yokobori und Konosu (1977) dieses Verhältnis mit einem Faktor von  $1,2 L$  bzgl. der Korngröße an, während Taylor (2008) im Allgemeinen einen Bereich vom 3- bis 10-fachen der Korngröße für  $L$  angibt.

Eine vergleichsweise einfachere Näherung des kritischen Abstands  $L$  in mm in Abhängigkeit der Zugfestigkeit des Werkstoffs  $R_m$  in MPa wurde bereits von Lawrence et al. (1978, 1981) in Bezug auf Peterson (1974) vorgeschlagen:

$$L = 0,0025 \left( \frac{2068}{R_m} \right)^{1,8} \tag{39}$$

Die Näherung korreliert dabei weitestgehend mit den Angaben für weichgeglühte Stähle (175 HV10) von  $L = 0,254$  mm und Vergütungsstähle (375 HV10) von  $L = 0,0635$  mm von Peterson, (1974) und Radaj und Vormwald (2007), bzw. mit den Angaben von  $L = 0,166$  mm für SAE 1045 Stahl und niederfesten Stahl (0,15%C) von  $L = 0,3$  mm und gehärteten Stahl (0,46%C) von  $L = 0,023$  mm von (Taylor, 2008).

**Tabelle 2-5: Kritischer Abstand  $L$  von Baustählen**

Werkstoff	$L$ [mm]	$\Delta K_{th}$ [MPa]	$\Delta\sigma_0$ [MPa]	$K_{IC}$ [MPa]	Literatur
Niederfester Stahl (0,15%C)	0,300	12,8	420	-	Taylor (2007)
Stahl SAE1045	0,166	13,9	608	-	
0,46%C Stahl (gehärtet)	0,0230	15,0	1780	-	
S355J2 (T=-20°C)	0,315	-	-	48	Madrazo et al. (2014)

### 2.5.6 Ermittlung zyklischer Materialkennwerte

Nach den Arbeiten von [Basquin \(1910\)](#), [Coffin \(1964\)](#) und [Manson \(1965\)](#) sowie [Morrow \(1965\)](#) kann die Korrelation der Lastspielzahl bis zum Anriss  $N_i$  mit der elastischen Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,e}$  und der plastischen Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  in guter Näherung jeweils bei doppellogarithmischer Skalierung als Gerade dargestellt werden:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_i)^{b_\varepsilon} + \varepsilon_f' (2N_i)^{c_\varepsilon} \quad (40)$$

wobei  $E$  der E-Modul und  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  die zyklischen Materialparameter sind. Die Beziehung zwischen Totaldehnungsamplitude  $\varepsilon_a$  und Spannungsamplitude  $\sigma_a$  in einem zyklisch stabilisierten Schwingspiel wird üblicherweise über die Beziehung nach [Ramberg und Osgood \(1943\)](#) angegeben:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \left(\frac{\sigma_a}{E}\right) + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (41)$$

wobei  $K'$  und  $n'$  die entsprechenden Materialparameter sind. Weiter ergeben sich aus Gleichung (40) und Gleichung (41) folgende Beziehungen:

$$n' = \frac{b_\varepsilon}{c_\varepsilon} \quad (42)$$

$$K' = \sigma_f' \varepsilon_f'^{-n'} \quad (43)$$

Besteht die Möglichkeit zur Ermittlung von zyklischen Materialparametern wie  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  sowie  $K'$  und  $n'$  nicht, so können diese Parameter über zahlreiche Approximationsmethoden abgeschätzt werden. Basis für die Abschätzung sind in der Regel die quasi-statischen Werkstoffkennwerte wie Zugfestigkeit  $R_m$ , Bruchdehnung  $Z$  oder monotone Ramberg-Osgood Parameter  $\sigma_f$  und  $\varepsilon_f$ . Eine Übersicht über die verschiedenen Schätzmethode ist in Tabelle 2-7 und Tabelle 2-6 dargestellt. Dabei setzen die meisten Methoden Werkstoffkennwerte aus monotonen Zugversuchen voraus, wobei deren Durchführung bei kleinen Werkstoffvolumen oder starken Gefüge- und Härtegradienten als problematisch anzusehen ist. Dagegen bieten einige Schätzmethode den Vorteil, dass die zyklischen Materialparameter entweder direkt aus der Werkstoffhärte ([Roessle und Fatemi, 2000](#)) oder über die Zugfestigkeit des Werkstoffs ([Bäumel und Seeger, 1990](#); [Meggiolaro und Castro, 2004](#); [Muralidharan und Manson, 1988](#)) bestimmt werden kann, die wiederum nach [DIN EN ISO 18265-2014-02](#) im direkten Zusammenhang mit der Werkstoffhärte steht.

Ein umfangreicher Vergleich von 10 Methoden zur Abschätzung der Parameter  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  von Stählen wurde von [Wächter \(2016\)](#) anhand einer Datenbasis von 1300 Versuchsreihen mit etwa 10800 Einzelversuchen durchgeführt. Diese Arbeit diente ebenfalls als Basis für die Abschätzung der Schädigungswöhlerlinien für das örtliche Konzept nach der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ ([Fiedler et al., 2019](#)). Im direkten Vergleich zeigten das „Universal Material Law“ (UML) nach [Bäumel und Seeger \(1990\)](#), die Härtemethode nach [Roessle und Fatemi \(2000\)](#) sowie die Median-Methode nach

Meggiolaro und Castro (2004) die beste Übereinstimmung zwischen abgeschätzten und experimentell ermittelten Dehnungswöhlerlinien. Abweichungen zwischen den einzelnen Methoden sind dabei auf die unterschiedliche Datenbasis, die Streuung der Werkstoffeigenschaften sowie auf die teilweise sehr unterschiedliche Definition der Versagens- bzw. Abschaltkriterien zurückzuführen, ausführlich diskutiert von Wächter (2016). Die Exponenten  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  werden bei den erwähnten Schätzmethoden für alle Werkstoffe als identisch vorausgesetzt. Die Härtemethode (Roessle und Fatemi, 2000) bietet im Fall von inhomogenen Werkstoffzuständen den Vorteil, dass die Parameter  $\sigma'_f$  und  $\varepsilon'_f$  direkt über die Härte abgeschätzt werden können und nicht über die Zugfestigkeit des Werkstoffzustands ermittelt werden müssen.

Für die Abschätzung der zyklischen Materialparameter  $K'$  und  $n'$  nach Ramberg und Osgood (1943) aus statischen Werkstoffkennwerten existieren ebenfalls entsprechende Approximationsmethoden. Dabei basiert die FKM-Methode (Fiedler et al., 2019; Wächter, 2016) auf der größten Datengrundlage der in Tabelle 2-6 zusammengefassten Schätzmethoden. Die Schätzmethode nach Lopez und Fatemi (2012) bietet den Vorteil der zusätzlichen Anpassung des Exponenten  $n'$  gegenüber eines konstanten Mittelwerts. Mit dieser Methode können die zyklischen Materialparameter  $K'$  und  $n'$  direkt aus der Werkstoffhärte abgeschätzt werden.

Zusätzlich sei erwähnt, dass auch experimentell ermittelte zyklische Materialparameter teilweise erheblicher Streuung unterliegen (Haibach, 2006). So zeigen die Parameter  $\sigma'_f$  und  $\varepsilon'_f$  der Datensammlung nach Boller und Seeger (2013) für mehrere Versuchsreihen des Stahls St52-3 erhebliche Unterschiede, dargestellt in Abbildung 2-11.

**Tabelle 2-6: Methoden zur Abschätzung der zyklischer Materialparameter  $K'$  und  $n'$  für Stahl**

Schätzmethode	$K'$	$n'$
(Bäumel und Seeger, 1990)	$1,65 R_m$	0,15
(Zhang et al., 2009)	$57K^{0,545}$	-
(Basan et al., 2010)	$0,009HB^2 + 0,1173HB + 376,75$	0,1087
(Lopez und Fatemi, 2012)	$4,09HB + 613$ für $R_e/R_m > 1,2$ mit $R_e = 0,0039HB^2 + 1,62HB$	$-0,37 \log\left(\frac{0,75 R_e + 82}{1,16 R_m + 593}\right)$ für $R_e/R_m > 1,2$
FKM-Richtlinie (Fiedler et al., 2019)	$\frac{3,1148 (R_m)^{0,897}}{\min(0,338; 1033 * (R_m)^{-1,235})n'}$	0,187

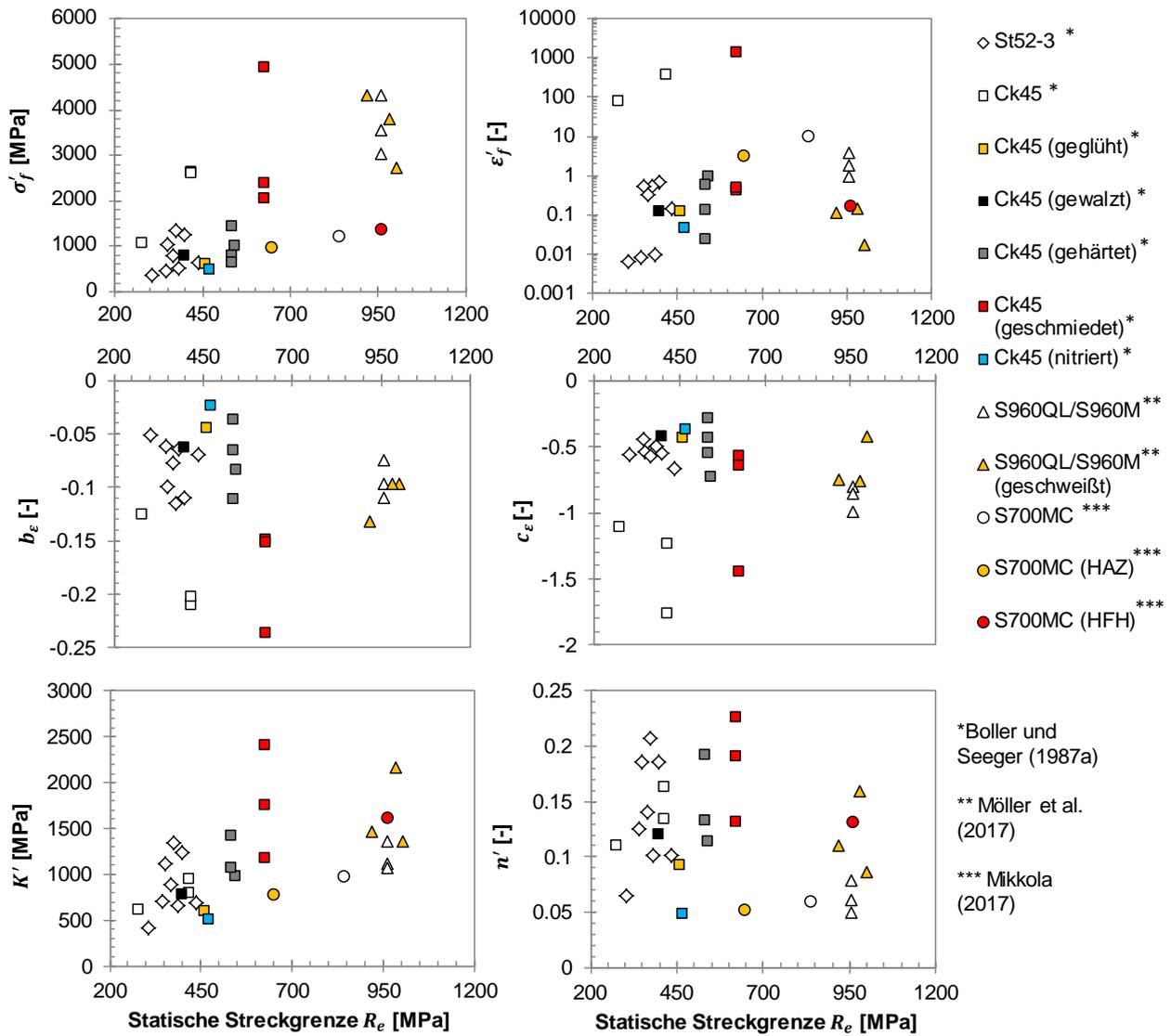


Abbildung 2-11: Übersicht der Literaturwerte der zyklischen Materialparameter  $\sigma'_f$ ,  $\epsilon'_f$ ,  $b_\epsilon$  und  $c_\epsilon$  sowie  $K'$  und  $n'$  für niederfesten und hochfesten Baustahl

**Tabelle 2-7: Methoden zur Abschätzung der zyklischer Materialparameter  $\sigma'_f$ ,  $\varepsilon'_f$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  für Stahl**

Schätzmethode	$\sigma'_f$ [MPa]	$\varepsilon'_f$ [-]	$b_\varepsilon$ [-]	$c_\varepsilon$ [-]
Morrow (1965)	-	-	$-\frac{n'}{1+5n'}$	$-\frac{n'}{1+5n'}$
Universal slopes (Manson, 1965)	$1,9 \sigma_Z$	$0,76 \left[ \ln \left( \frac{1}{-Z} \right) \right]^{0,6}$	-0,12	-0,6
4-point method (Manson, 1965)	$1,25 \sigma_f 2^{b_\varepsilon} / \sigma_f = R_m(1 + \varepsilon'_f)$	$0,125/20^{c_\varepsilon} \left[ \ln \left( \frac{1}{-Z} \right) \right]^{0,75}$	$\log(0,36R_m/\sigma_f) / 5,6$	$\frac{\frac{1}{3} \log(0,0066 - \sigma'_f(2 \cdot 10^4)^{b_\varepsilon})/E}{0,239 \left( \ln \left[ \frac{1}{1-Z} \right] \right)^{0,75}}$
Iida und Fujii (1977)	$5,26 \cdot 10^{-6} R_m + 0,0013$	$0,286 \ln \left( \frac{1}{1-Z} \right)$	$1,074 R_m - 0,173$	$-0,0425 \ln \left( \frac{1}{1-Z} \right) - 0,544$
Mitchell et al. (1977)	$R_m + 345 \text{ MPa}$	$\varepsilon_f$	$\frac{\frac{1}{6} \log(0,5 R_m)}{R_m + 345}$	-0,6 (duktil) oder -0,5 (fest)
Mod. Universal slopes (Muralidharan und Manson, 1988)	$0,623 E \left( \frac{R_m}{E} \right)^{0,832}$	$0,0196 \left( \frac{R_m}{E} \right)^{-0,53}$	-0,09	-0,56
Universal material law (Bäumel und Seeger, 1990)	$1,5 R_m$	0,59 wenn $R_m/E \leq 0,003$ oder $0,812 - 74 R_m/E$	-0,087	-0,58
Mod. 4-point method (Ong, 1993)	$R_m(1 + \varepsilon_f)$	$\varepsilon_f$	$\frac{\frac{1}{6} \log(R_m/E)^{0,81}}{6,25 \sigma_f/E}$	$\frac{\frac{1}{4} \log(0,0074 - \sigma'_f(2 \cdot 10^4)^b)}{2,074 \varepsilon_f}$
Mod. Mitchell-Methode (Song und Park, 1996)	$R_m + 335 \text{ MPa} / 0,466 R_m$	$\varepsilon_f$	-	-0,664
Härtmethode (Roessle und Fatemi, 2000)	$4,25 HB + 225 \text{ MPa}$	$(0,32HB^2 - 487HB + 191000)/E$	-0,09	-0,56
Medians-Methode (Meggiolaro und Castro, 2004)	$1,5 R_m$	0,45	-0,09	-0,59

## 2.6 Zusammenfassung und eigener Ansatz

Zusammenfassend stellt sich der ausgeführte Kenntnisstand folgendermaßen dar: Es existiert eine Vielzahl von experimentellen Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten von HFH-behandelten Schweißverbindungen, teilweise mit detaillierten Angaben des jeweiligen Werkstoffzustandes des HFH-behandelten Nahtübergangs. Ebenfalls liegen für die mechanische Oberflächenbehandlung prinzipiell geeignete Verfestigungs- und FE-Prozessmodelle zur Simulation der Randschichtausbildung vor. Die für das Ermüdungsverhalten entscheidende Randschichtausbildung ist bei der HFH-Behandlung von Schweißverbindungen hochgradig komplex und hängt von einer Vielzahl von Behandlungsparametern, sowie dem lokalen Werkstoffzustand nach dem Schweißen ab, welcher wiederum von der Schweißausführung und den Schweißparametern abhängig ist. Hinzu kommt, dass sich der Eigenspannungszustand nach dem Schweißen und der HFH-Behandlung unter zyklischer Belastung abhängig vom Lastniveau verändern kann. Numerische Analysen der Lebensdauerbewertung von HFH-behandelten Schweißverbindungen unter Berücksichtigung des lokalen Werkstoffzustands sind bisher nicht bekannt, aber dennoch unerlässlich für den Qualitätsnachweis der HFH-Behandlung bzw. den Einfluss der Prozessparameter auf die Schwingfestigkeit der behandelten Schweißverbindung. Im Rahmen dieser Arbeit soll ein Beitrag zu diesem grundlegenden Verständnis geleistet werden.

Ziel dieser Arbeit ist die Prognose der Lebensdauer von HFH-behandelten Schweißverbindungen unter zyklischer Belastung mit konstanter Amplitude auf Basis des Randschichtzustandes. Es gilt die Grundannahme, dass die Schwingfestigkeit von HFH-behandelten Schweißverbindungen hochgradig vom lokalen Werkstoffzustand abhängt. Für eine entsprechende Lebensdauerabschätzung müssen hierfür alle wesentlichen Effekte der HFH-Behandlung nach [Mikkola \(2017\)](#) (Randschichtverfestigung, Druckeigenspannung sowie Änderung der lokalen Geometrie am Nahtübergang) berücksichtigt werden. Weiter wird davon ausgegangen, dass sich die genannten Effekte abhängig vom Werkstoffzustand bzw. der Werkstofffestigkeit vor der Behandlung unterschiedlich auswirken, siehe Abschnitt 2.2.1, sowie dass der positive Effekt der HFH-Behandlung mit steigender Streckgrenze des Werkstoffs steigt, siehe Abschnitt 2.1.2. Die nachfolgenden Studien werden daher parallel an einem niederfesten Stahl (S355J2+N) und einem hochfesten Stahl (S960QL) durchgeführt, wobei die Annahme gilt, dass sich der Effekt der Randschichtverfestigung stärker auf den niederfesten Stahl und die Effekte der Druckeigenspannung stärker auf den hochfesten Stahl auswirkt, siehe Abschnitt 2.2.1. Ferner sei vermerkt, dass der positive Effekt der HFH-Behandlung ausschließlich im höherzyklischen Bereich zwischen  $10^4$  und  $10^7$  Lastspielen nachgewiesen wurde, siehe Abschnitt 2.1.2. Nachfolgende Untersuchungen sollen deshalb in diesem Bereich der Lastspielzahlen durchgeführt werden.

Der Randschichtzustand (Eigenspannungszustand) nach der HFH-Behandlung soll unter Anwendung entsprechender Finite Elemente (FE) Simulationen, siehe Abschnitt 2.3.1, abgebildet werden. Dabei dient die Anwendung der Schweißstruktursimulation, siehe Abschnitt 2.3.2, dazu, den Eigenspan-

nungszustand vor der HFH-Behandlung als zusätzliche Randbedingung in der nachfolgenden FE-Simulation der HFH-Behandlung zugrunde zu legen. Speziell durch die Simulation der HFH-Behandlung der Proben aus verschiedenen Grundwerkstoffen (niederfester und hochfester Baustahl) soll geprüft werden, ob und inwiefern sich die Randschichtausbildung von Werkstoffzuständen mit unterschiedlicher Festigkeit, siehe Abbildung 2.1.3, durch die verwendeten FE-Modelle abbilden lässt.

Hinsichtlich des Ermüdungsverhaltens von HFH-behandelten Randschichten ist zusätzlich davon auszugehen, dass ein großer Teil der Lebensdauer von HFH-behandelten Schweißverbindungen dem Stadium makroskopisch kurzer Risse (Risslängen  $< 0,3$  mm) bzw. dem Stadium der Rissinitiierung und des Mikrorisswachstums zuzuordnen ist, siehe Abschnitt 2.2.2. Aufgrund dieser kurzen Risslängen ist eine Beschreibung des Ermüdungsverhaltens nach den Kriterien der linear-elastischen Bruchmechanik, siehe Abschnitt 2.5.4, nicht möglich, zumal durch den Spannungsabstandansatz, siehe Abschnitt 2.5.5, besonders bei hochfesten Werkstoffzuständen, kleine Risstiefen für den Übergangsbereich zwischen Mikro- und Makrorisswachstum angegeben werden. Entsprechend sollen für die nachfolgenden Lebensdaueranalysen schädigungsmechanische Konzepte verwendet werden, die grundsätzlich in der Lage sind, die in Abschnitt 2.2.1 erwähnten Einflussgrößen auf das Ermüdungsverhalten in HFH-behandelten Randschichten abzubilden. Dabei werden die Schädigungsparameter nach [Smith et al. \(1970\)](#) sowie nach [Fatemi und Socie \(1988\)](#) angewendet, die unterschiedliche physikalische Effekte beschreiben und aufgrund ihrer jeweiligen Formulierungen den Mittelspannungseinfluss auf unterschiedliche Weise beschreiben, siehe Abschnitt 2.5.2 und Abschnitt 2.5.3. Hinsichtlich der Berücksichtigung von Eigenspannungen bei der Anwendung der Schädigungsparameter wird die grundsätzliche Annahme getroffen, dass sich der Anteil der Eigenspannungen, welche unter zyklischer Belastung erhalten bleiben, den gleichen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten hat wie entsprechende Mittelspannungen, siehe Abschnitt 2.5.1. Zusätzlich zeigen die dokumentierten Härtegradienten u.a. von [Weich \(2009b\)](#) und [Yekta et al. \(2013\)](#) in den HFH-verfestigten Randschichten, dass eine Ermittlung der zyklischen Materialparameter  $\sigma'_f$ ,  $\epsilon'_f$ ,  $b_\epsilon$  und  $c_\epsilon$  sowie  $K'$  und  $n'$  über konventionelle zyklische Versuche aufgrund der geringen Probenabmessungen nicht möglich ist. Als Alternative sollen diese Parameter anhand entsprechender Schätzmethode, siehe Abschnitt 2.5.6, ermittelt werden.

Erschwerend kommt hinzu, dass der lokale Werkstoffzustand (Wärmeeinflusszone) der Schweißverbindung von der Aufheiz- und Abkühlrate und somit von der eingebrachten Streckenenergie sowie dem jeweiligen Schweißprozess abhängt ([Sadeghian et al., 2014](#)). Darüber hinaus liegt am Nahtübergang in der Regel eine unregelmäßige Geometrie vor, die u.a. stark abhängig ist von der Schweißlage, dem Nahttyp und der Brennerhaltung ([Barsoum und Jonsson, 2011](#); [Schork et al., 2017](#)). Zudem ist die lokale Nahtgeometrie mit einem konstanten Radius nur schwer zu definieren ([Schork et al., 2017](#)), wobei auch die messtechnische Erfassung mit erheblichen Unsicherheiten verbunden ist ([Schubnell et al., 2020d](#)). Darüber hinaus sind die mechanischen Eigenschaften der Wärmeeinflusszone in der Regel von hohen Gefügegradienten beeinflusst ([Schulze, 2010](#)). Aus den genannten Gründen soll die

---

Lebensdauerabschätzung zuerst auf gekerbte und potentiell eigenspannungsfreie Proben mit homogenem Werkstoffzustand angewendet werden. Im nächsten Schritt erfolgt dann die Übertragung auf geschweißte Proben mit komplexerer Geometrie und komplexeren Werkstoffzustand.

Hinsichtlich der aufgezählten grundlegenden Effekte der HFH-Behandlung ist prinzipiell eine getrennte Betrachtung wünschenswert. Allerdings geht mit dem Effekt der Randschichtverfestigung auch immer eine Änderung des Eigenspannungszustandes einher (Scholtes und Vöhringer, 1989; Wohlfahrt, 2000). Gezielte Separationsexperimente, zusammengetragen von Wohlfahrt (2000), ermöglichen allerdings eine zumindest teilweise getrennte Betrachtung dieser Effekte. Als Ansatz für den Versuch der Trennung von Randschichtverfestigung und Eigenspannung wurde die Methode der mechanischen Oberflächenbehandlung unter Vorspannung gewählt (engl. stress peening). Dabei zeigte eine Reihe von Anwendungen für Federstahl (Macherauch und Wohlfahrt, 1985; Weiß und Krobb, 1997; Xu et al., 1981) und Vergütungsstahl (Wick, 1999), dass sich der Eigenspannungszustand unter verschiedener Vorspannung bei ansonsten gleichen Behandlungsparametern nach dem Kugelstrahlen beeinflussen lässt. Im Unterschied zu den beiden genannten Effekten lässt sich eine Änderung der Kerbgeometrie durch Finite-Elemente Simulationen vergleichsweise einfach quantifizieren. Daher soll zusätzlich die Kerbgeometrie so ausgelegt werden, dass die nachfolgende Massivumformung der HFH-Behandlung die Spannungskonzentration am Kerbgrund möglichst wenig beeinflusst. Durch dies soll lediglich der Einfluss der Randschichtverfestigung und Druckeigenspannung nach der HFH-Behandlung zum Tragen kommen. Entsprechend erfolgt dann die Prüfung, ob und inwiefern sich der schädigungsmechanische Ansatz zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens in den hochverfestigten Randschichten nach dem Hochfrequenzhämmern eignet.

---

### 3 Werkstoffe, -auslegung, -fertigung und Probennachbehandlung

#### 3.1 Versuchswerkstoffe

Als Werkstoffe für die nachfolgenden Untersuchungen dienten der ferritisch-perlitische Baustahl S355J2+N entsprechend [DIN EN 10025-2:2019-10](#) (Werkstoffnummer: 1.0570) sowie der Feinkornbaustahl S960QL nach [DIN EN 10025-6:2018-07](#) (Werkstoffnummer: 1.8933, Markenname: Strenx S960E) mit bainitischen Gefüge. Der Baustahl S355J2+N wurde dabei von der Thyssen-Krupp Europe AG und der Baustahl S960QL von SSAB geliefert. Dabei lag der Baustahl S355J2+N im normalisierten Zustand vor (2h Spannungsarmglühen zwischen 550°C und 580°C danach Abkühlen ab 500°C an der Luft). Die Oberflächenbeschaffenheit der Bleche beider Werkstoffe erfüllte dabei die Anforderungen nach [DIN EN 10163-2](#). Die chemische Zusammensetzung der jeweiligen Grundwerkstoffe sowie der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe ist in Tabelle 3-1 zusammengefasst. Die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe wurde durch ein Glimmentladungsspektrometer des Typs Leco GDS 850A ermittelt. Die Zusammensetzung der Schweißzusatzwerkstoffe wurde aus dem jeweiligen Datenblatt entnommen. Die mittlere Härte der jeweiligen Grundwerkstoffe im Anlieferungszustand lag bei 169 HV10 für S355J2+N und 316 HV10 für S960QL. Zur Fertigung der untersuchten Kerbbiegeproben bzw. Schweißzugproben wurden beide Werkstoffe in den Blechdicken 10 mm und 20 mm chargenrein bezogen.

**Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe**

Werkstoff	Elemente (wt%) (Fe = bal.)												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al	Ti
<b>S355J2+N</b>	0,16	1,47	0,17	0,0107	0,0053	0,040	0,035	0,007	0,008	0,004	0,015	0,032	0,013
<b>S960QL</b>	0,15	1,23	0,21	0,0095	0,0017	0,194	0,084	0,099	0,046	0,007	0,013	0,057	0,003
<b>G4Si1*</b>	0,08	1,65	1,0										
<b>Mn2NiCrMo*</b>	0,10	1,80	0,80			0,350	2,300	0,600					

\*Angaben aus Datenblatt

#### 3.2 Kerbbiegeproben

Die Geometrie der Kerbbiegeproben ist in Abbildung 3-1 (a) dargestellt. Die Proben wurden jeweils aus 20 mm dicken Blechen beidseitig auf das Endmaß 19,5 mm mit einer Parallelität von unter 5 µm und auf eine Rauheit von  $R_z < 1$  µm geschliffen. Die Kerbe wurde in eine 200 mm breite Grundplatte, siehe Abbildung 3-1 (b), durch Drahterosion eingebracht. Dabei wurden je 9 Proben mit einer Breite von 20 mm aus einer Grundplatte nach der HFH-Behandlung herausgetrennt (siehe Abschnitt 3.4). Das Trennen der Grundplatte in einzelne Kerbbiegeproben wurde ebenfalls durch Drahterosion realisiert.

Die Berechnung der Kerbformzahl der Kerbbiegeproben erfolgte durch eine linear-elastische Finite Elemente (FE) Simulation, siehe Abbildung 3-2 (a). Abgesehen vom rein linear-elastischen Materialverhalten wurde dabei das FE-Modell mit identischen Randbedingungen aus Abschnitt 4.5.3. verwendet. Die Kerbformzahl der Probe ( $K_t = 2,26$  im unbehandelten Zustand) wurde dabei an die mittlere Kerbformzahl der Kehlnähte der Schweißzugprobe (Abschnitt 3.3) angepasst. Diese wurde unter anderem durch Jung (2018) über FE-Rechnungen direkt aus 3D-Scans ermittelt und betrug im Mittel zwischen  $K_t = 2,19$  und  $K_t = 2,28$ . Des Weiteren wurde die Kerbgeometrie so gewählt, dass der erwartete Eindruck sowie eine Änderung des Kerbradius durch die HFH-Behandlung, siehe Abschnitt 2.2.1, möglichst nur geringen Einfluss auf die Kerbformzahl haben. Die entsprechenden Untersuchungen sind in Abbildung 3-2 (b) zusammengefasst und zeigen, dass die Kerbformzahl nur geringfügig mit steigender Eindrucktiefe  $t_p$  zunimmt und mit steigendem Kerbradius  $r_k$  geringfügig abnimmt.

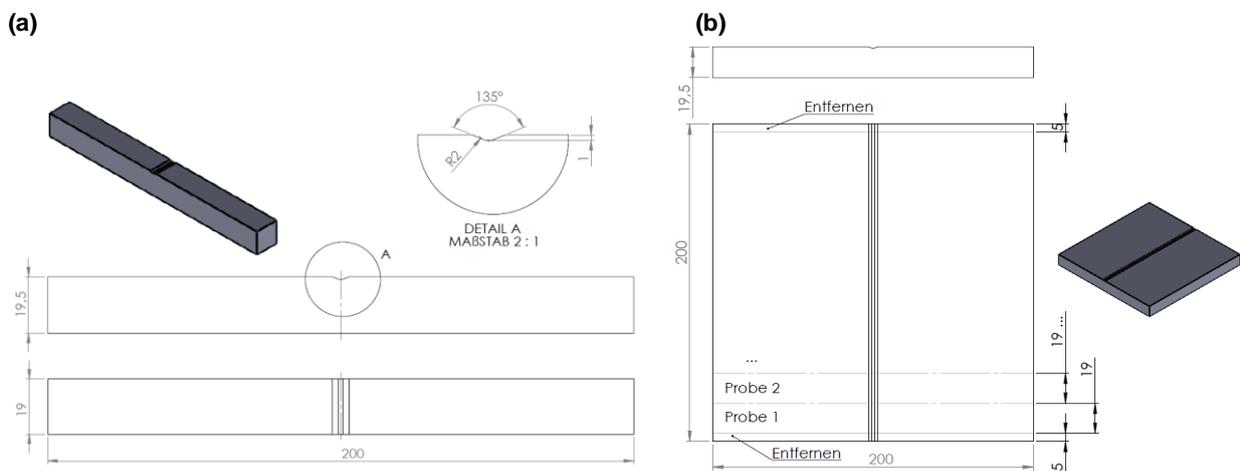


Abbildung 3-1: Abmessungen der Kerbbiegeproben (a) und der dazugehörigen Grundplatte (b)

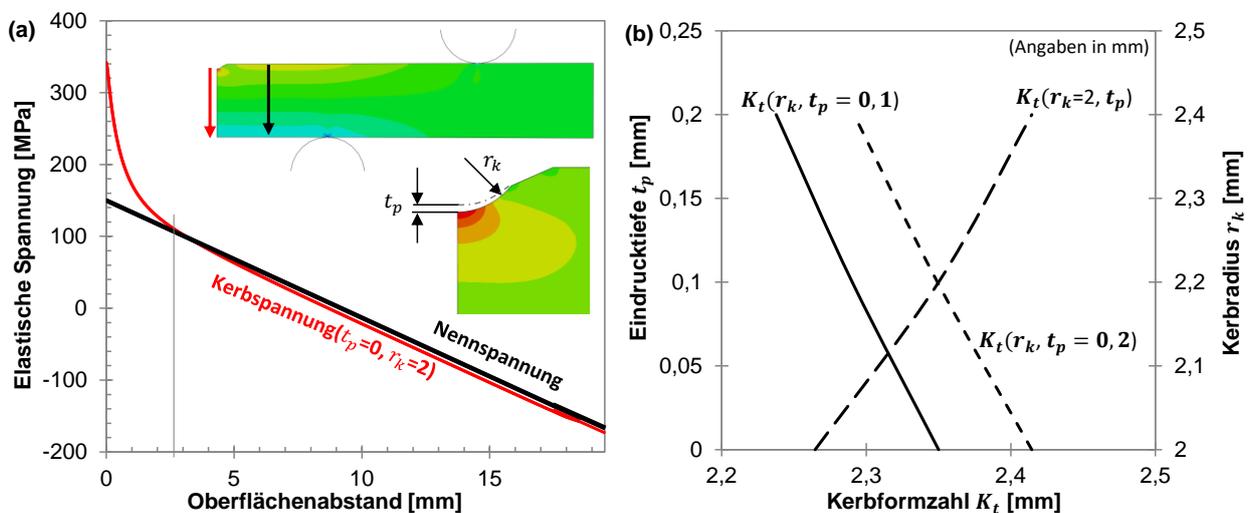
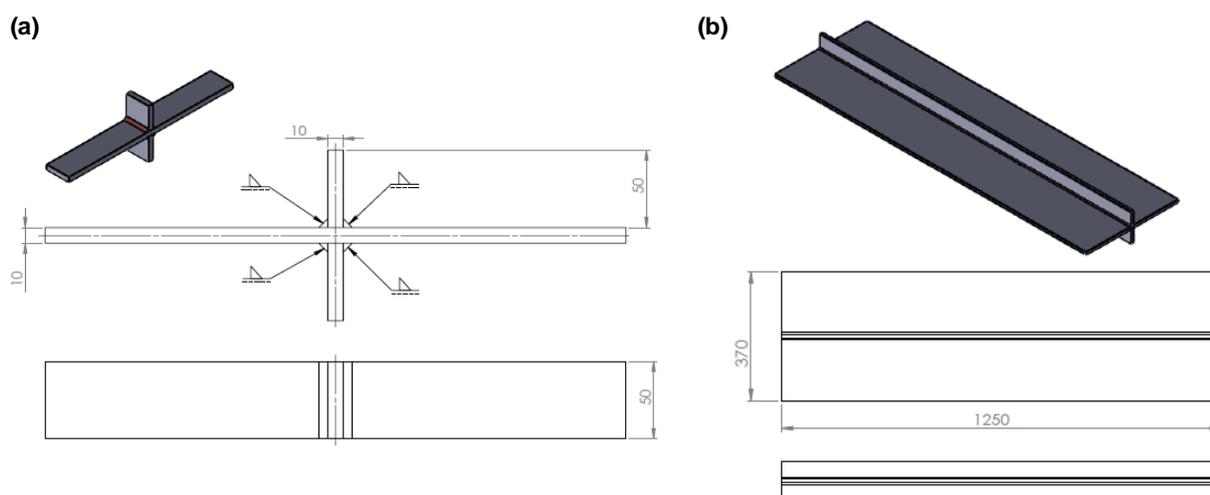


Abbildung 3-2: (a) Auslegung der Kerbprobe durch FE-Rechnung, (b) Abhängigkeit der Kerbformzahl vom Kerbradius  $r_k$  und Eindrucktiefe  $t_p$

### 3.3 Schweißzugproben

Aufgrund der Praxisrelevanz wurde im Rahmen dieser Arbeit das Kerbdetail der „unbelasteten Quersteife“ untersucht. Diese Schweißzugproben sind dabei symmetrisch als doppelte Quersteife mit einer Basisblechdicke von 10 mm mit jeweils einlagigen Kehlnähten ausgeführt. Die Abmessungen sind in Abbildung 3-3 (a) dargestellt. Die Kehlnähte wurden durch Metall-Aktiv-Gas (MAG) Schweißen (Prozess 135 nach [DIN EN ISO 15614-1:2017-12](#)) gefertigt. Das a-Maß lag dabei bei 4 mm. Die entsprechenden Schweißparameter sind in Tabelle 3-2 zusammengefasst. Die einzelnen Schweißzugproben wurden dabei nach der HFH-Behandlung aus einem Mutterkreuzstoß mit einer Länge von 1250 mm entnommen, dargestellt in Abbildung 3-3 (b). Die Fertigung der Schweißzugproben aus S355J2+N erfolgte mit einem Kloos Schweißroboter bei den Liebherr Werken Biberach GmbH mit einem Brenner. Die Fertigung der Schweißzugproben aus S960QL erfolgte mit einem Traktor simultan mit zwei Brennern bei der Stahlbau Wegscheid GmbH. Die Mutterkreuzstöße aus S960QL wurden zudem zwischen 90°C und 150°C entsprechend [SEW 088:2017-10](#) vorgewärmt. Die Qualität der Kehlnähte ist nach [DIN EN ISO 5817:2014-6](#) der Bewertungsgruppe B zuzuordnen.



**Abbildung 3-3: Abmessungen der Schweißzugprobe (a) und des dazugehörigen Mutterkreuzstoßes (b)**

**Tabelle 3-2 Schweißparameter der Kehlnähte der Schweißzugproben**

Parameter	Einheit	S355J2+N	S960QL
Spannung	[V]	29,3 – 29,6	24,5 – 26,5
Stromstärke	[A]	247	216
Mittlere Wärmeeinbringung	[J/mm]	1092	1106
Schweißgeschwindigkeit	[mm/s]	6.65	5
Drahtvorschub	[m/min]	8,5	9
Elektronendrahtdurchmesser	[mm]	1,2	1
Zusatzwerkstoff	[-]	G4Si1	Mn2NiCrMo
Schutzgas	[-]	M21-ArC-18 (15-18 l/min)	

Zur punktuellen Bestimmung des Temperatur-Zeit-Verlaufs für die Kalibrierung der Wärmequellen wurden prozessbegleitend Temperaturmessungen bei der Fertigung aller Probekörper durchgeführt. Die Messung erfolgte mit Cr-Ni-Thermoelementen des Typs K mit einem Manteldurchmesser von 0,08 mm. Die Messung wurde zudem mit offenliegender Messspitze durchgeführt, wodurch in Kombination mit dem geringen Manteldurchmesser laut Herstellerangaben eine sehr schnelle Ansprechzeit von unter einer halben Sekunde erreicht werden kann. Zur Aufzeichnung wurde ein Messverstärker des Typs HBM MGCplus und einer Abtastrate von 2400 Hz verwendet. Das Messsignal wurde anschließend durch Fast-Fourier-Transformation (FFT) mit der Software MATLAB aufbereitet und geglättet. Die Thermoelemente wurden in einem festen Raster von 0,5 mm, 1,5 mm und 3,0 mm von der theoretischen Schmelzlinie entfernt platziert. Die ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe sind in Abbildung 3-4 zusammengefasst. Die angegebene  $t_{8/5}$ -Zeit von 3,8 s für die Schweißzugprobe aus S355J2+N bzw. für 4,3 s für die Schweißzugproben aus S960QL entspricht dabei dem Mittelwert mehrerer Temperaturprofile und liegt etwas über den theoretisch ermittelten Werten nach [SEW 088:2017-10](#) von 2,5 s (S355J2+N) und 3,6 s (S960QL).

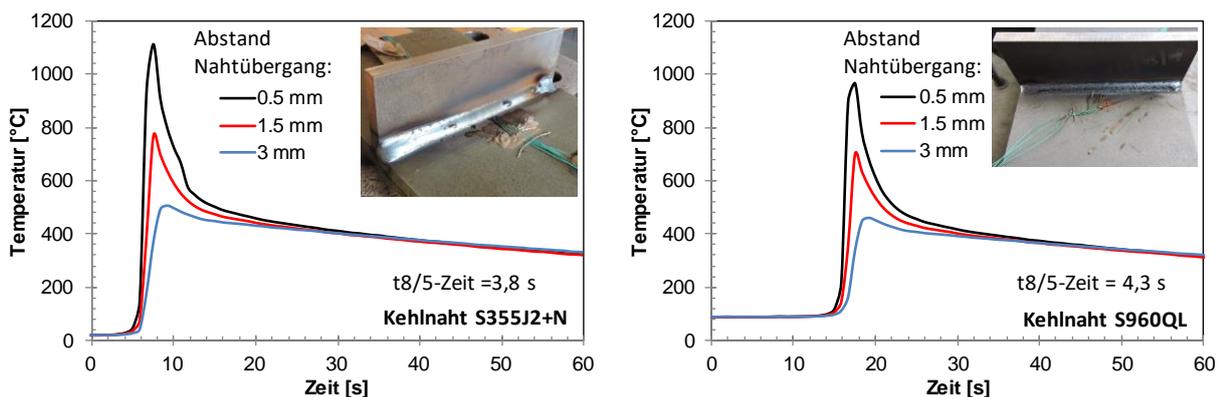
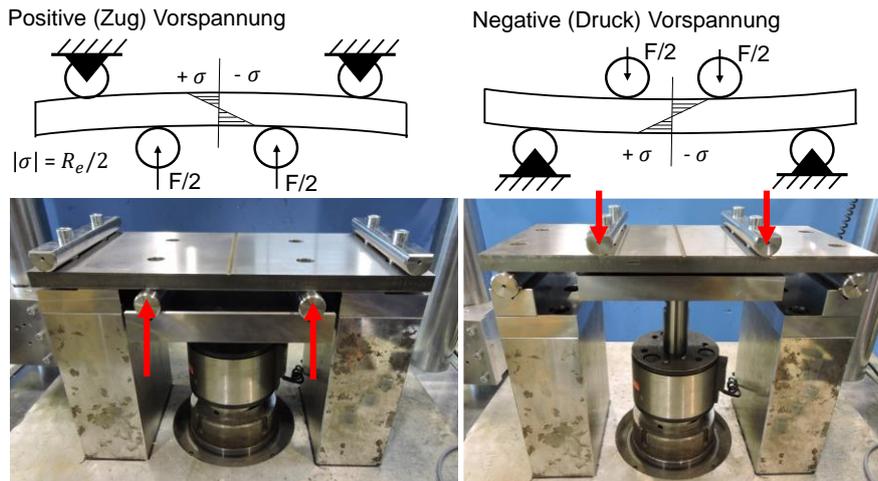


Abbildung 3-4: Ermittelte Temperatur-Zeit-Profile ([Schubnell et al., 2020c](#))

### 3.4 Nachbehandlung

Zur Variation des Eigenspannungszustandes nach der HFH-Behandlung, wurden die Grundplatten der Kerbbiegeproben vor der Behandlung jeweils positiv oder negativ vorgespannt. Die Benennung der Versuchsreihen ist in Tabelle 3-4 vorgegeben. Die Vorspannung wurde dabei mit einer 4-Punkt-Biegevorrichtung und einem Hydraulikzylinder realisiert, dargestellt in Abbildung 3-5. Die positive bzw. negative Vorspannung erfolgte dabei jeweils bei der halben Streckgrenze des Grundwerkstoffes im Kerbgrund, ausgehend von einer Kerbformzahl von  $K_t = 2,26$ . Die Vorrichtung diente auch zur Fixierung der Grundplatten, die ohne Vorspannung behandelt wurden, um möglichst gleiche Auflagerbedingungen zu realisieren.



**Abbildung 3-5: Vorrichtung zur Vorspannung der Grundplatten bei der HFH-Behandlung**

Die HFH-Nachbehandlung der Kerbproben wurde mit dem Werkzeug Weld Line 10 des Herstellers Pitec (PIT-Behandlung) am Fraunhofer IWM eigenständig durchgeführt, dargestellt in Abbildung 3-6 (a). Der Schlagimpuls des Werkzeugs wird dabei von einem Druckluftmuskel ausgelöst. Dabei kann die Behandlungsintensität über die Hämmerfrequenz  $f$  und den Betriebsdruck  $p$  über eine Speicherprogrammierbare-Steuerung (SPS) separat eingestellt werden. Der Hammer bzw. Pin des Werkzeugs ist entsprechend frei gelagert und wird bei jedem Schlag nur kurz vom Druckluftmuskel berührt. Für die durchgeführte Behandlung wurden die empfohlenen Herstellerangaben für Stahl mit  $p = 6$  bar und  $f = 90$  Hz verwendet. Die HFH-Behandlung der Schweißzugproben wurde von der Pitec GmbH sowie der HiFIT Vertriebs GmbH jeweils zur Hälfte mit dem Pitec PIT-Werkzeug sowie dem HiFIT HF-07-00-Werkzeug, dargestellt in Abbildung 3-6 (b), durchgeführt. Die Bewegung des Hammers wird bei dem HiFIT-Werkzeug über einen Kolben vorgegeben, der linear durch den Luftdruck vor- und zurückbewegt wird, wobei sich der Hub des Kolbens durch eine Stellschraube variieren lässt. Die ermittelten Härtewerte der Hammerköpfe beider Werkzeuge aus gehärtetem Werkzeugstahl lagen im Bereich  $> 850$  HV10.

Gemäß der IIW-Richtlinie (Marquis und Barsoum, 2016) wurde die Behandlung durchgeführt, bis keine Kontur der ursprünglichen Kerbe bzw. des Nahtübergangs mehr zu sehen war. Nach den Qualitätskriterien der DAST-Richtlinie (DAST, 2019) erfolgte eine 100%-Sichtkontrolle aller behandelten Nahtübergänge. Zusätzlich wurden die Schnittkanten der Kerbbiege- und Schweißzugproben mit dem jeweiligen HFH-Werkzeug mit einem konkav geschliffenen Pin bzw. Hammer behandelt, um Rissausgangsorte an diesen Kanten zu vermeiden. Die Wirksamkeit dieser Maßnahme wurde von Pontner (2018) experimentell für Kerbbiegeproben aus S960QL nachgewiesen. Diese Schnittkantenbehandlung erfolgte auch bei ansonsten unbehandelten Proben.

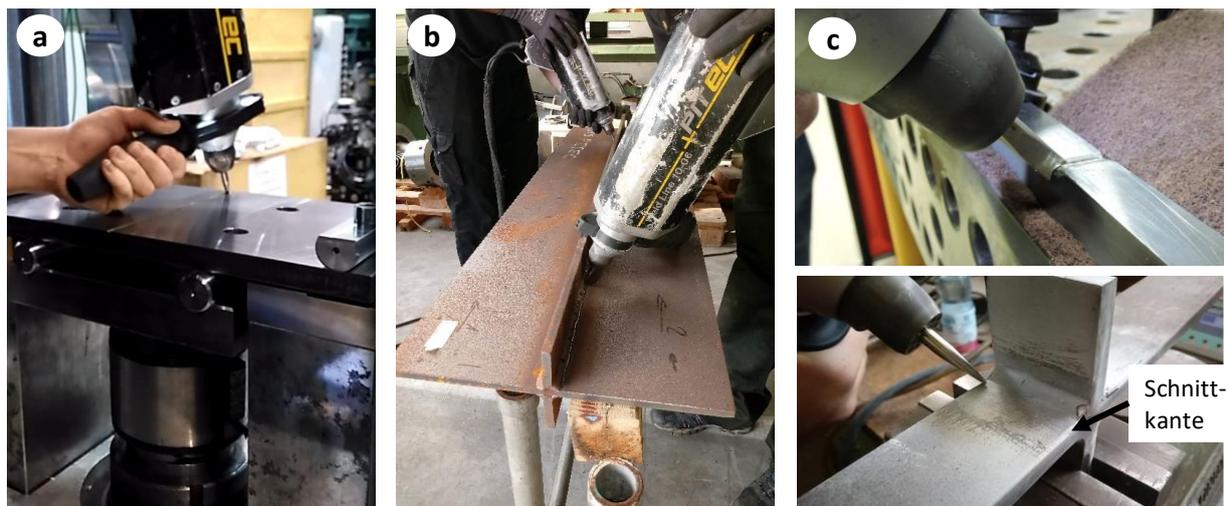


Abbildung 3-6: HFH-Behandlung der Grundplatte für die Kerbbiegeproben (a), der Mutterkreuzstöße (b) und der Schnittkanten (c)

Tabelle 3-3 Parameter für die HFH-Behandlung

Parameter nach VDI 3416	Einheit	Kerbbiegeproben	Schweißzugproben		Empfehlung** (Marquis und Barsoum, 2016)
		PIT	PIT	HiFIT	
Hämmerfrequenz $f$	[Hz]	90	90	ca. 270	-
Vorschub $V$	[mm/s]	4,2	7	50	2 - 4
Anstellwinkel $\beta_a$	[°]	90°	90°	90°	70°-90°
Kippwinkel $\beta_t$	[°]	90°	80°-90°	80°-90°	60°-80°
Anzahl der Behandlungsdurch*	[-]	4	1 (ca. 3x pendelt)	1	min 5x (UIT)
Hammerradius	[mm]	2	2	1,5	-
Bewegte Masse	[kg]	0,03	0,03	0,055	-

\*Nicht in VDI-Richtlinie 3416 festgelegt \*\*Empfehlung für HiFIT-Behandlung

Tabelle 3-4 Versuchsreihen je die Grundwerkstoffe S355J2+N und S960QL

Abkürzung	Beschreibung	Probentyp
Unb.	Unbehandelte Probe (senkrechtgerodete Kerbe)	Kerbbiegeprobe
HFH	Proben ohne Vorspannung behandelt	Kerbbiegeprobe
HFH-PV	Proben mit positiver Vorspannung behandelt (+ 0,5 $R_e$ )	Kerbbiegeprobe
HFH-NV	Proben mit negativer Vorspannung behandelt (- 0,5 $R_e$ )	Kerbbiegeprobe
PIT	Versuchsreihe behandelt mit Pitec-Werkzeug	Schweißzugprobe
HiFIT	Versuchsreihe behandelt mit HiFIT-Werkzeug	Schweißzugprobe

## 4 Versuchsvorrichtungen, -durchführung, Werkstoff- und Prozessmodellierung

### 4.1 Randschichtcharakterisierung

#### 4.1.1 Härte und Gefüge

Zur Gefügeanalyse wurden Querschliffe aus den Kerbbiege- und Schweißzugproben herausgearbeitet. Die Schliffe wurden dabei warmeingebettet und auf eine Rauheit von  $< 0,1 \mu\text{m}$  poliert. Zur Sichtbarmachung der Korngrenzen wurden die Schliffe mit dreiprozentiger Salpetersäure (Nital) angeätzt. Die Gefügezusammensetzung der Grundwerkstoffe (GW) und der Wärmeeinflusszone (WEZ) wurden in mikroskopischen Untersuchungen gemäß [DIN EN ISO 17639:2013-12](#) ermittelt. Die Bestimmung der Korngröße erfolgte nach [ASTM E112-13](#). Die Gefügebestandteile wurden durch Bildkorrelation mit der Software Image Access der SLV Rostock bestimmt.

Die Mikrohärtigkeit auf der Skala HV0,05 nach [DIN EN ISO 6507-1:2018-07](#) wurde unter Verwendung eines instrumentierten Härteprüfgeräts des Typs Fisherscope ST200 nach [DIN EN ISO 14577-1:2015-11](#) im Bereich der verfestigten Randschichten bestimmt. Die Härteskala wurde entsprechend den Untersuchungen von [Weich \(2009b\)](#) ausgewählt, wobei in Übereinstimmung mit [DIN EN ISO 6507-1:2018-07](#) ein Eindruckabstand von  $100 \mu\text{m}$  verwendet wurde. Für die Ermittlung der Härte aus größeren Bereichen (Gesamtnahtquerschnitt der Schweißzugproben) wurde die Vickershärte auf einer Skala von HV1 mit einem Eindruckabstand von  $0,5 \text{ mm}$  ermittelt. Die Härtewerte der Kerbbiegeproben wurden von [Pontner \(2018\)](#) und [Ebert \(2019\)](#) bestimmt.

#### 4.1.2 Oberflächentopografie

Zur Vermessung der HFH-behandelten Profile wurden die Oberflächen der jeweiligen Proben mit dem Lasertriangulationsverfahren digitalisiert. Aufgrund der unterschiedlichen Abmessungen wurden für die Kerbbiegeproben ein 3D-Mikroskop des Typs Keyence TK3000 und für die Schweißzugproben ein 3D-Messgerät des Typs FARO Metris Modelmaker Z35 verwendet. Die jeweilige laterale Auflösung betrug  $1 \mu\text{m}$  (TK3000) bzw.  $25 \mu\text{m}$  (Z35) bei einer geometrischen Genauigkeit von  $\pm < 1 \mu\text{m}$  (TK3000) bzw.  $\pm 37 \mu\text{m}$  (Z35) ([Jung, 2018](#)). Die Auswertung der digitalisierten Profile wurde mit der Software Geomagic Qualifier durchgeführt und erfolgte an insgesamt 42 Schweißzugproben und 8 Kerbbiegeproben pro Werkstoff. Dabei wurden die geometrischen Parameter mit dem Least-Square-Verfahren ermittelt. Die digitalisierten 3D-Oberflächen wurden anschließend in einzelne 2D-Querschnitte übersetzt. Insgesamt wurden 2688 Profile für die Schweißzugproben und 320 Profile für die Kerbproben ausgewertet. Der Nahtübergangsradius im Grundzustand der Schweißzugproben wurde mit der von [Jung \(2018\)](#) entwickelten Krümmungs-Methode (engl. curvature-method) automatisiert bestimmt.

---

### 4.1.3 Eigenspannung

Die Eigenspannungsanalysen an der Probenoberfläche wurden mit dem Röntgenbeugungsverfahren mit Cr-K $\alpha$ -Strahlung an der {211}-Gitterebene durchgeführt. Die Auswertung aller Messungen erfolgte unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes mit der  $\sin^2\psi$ -Methode nach Müller und Macherauch (1961). Dafür wurden die elastischen Konstanten  $-1/2 S_2 = 6,08 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{N}$ ,  $E = 210 \text{ GPa}$  und  $\nu = 0.3$  verwendet. Die Messungen der Kerbproben wurden dabei mit einem Diffraktometer des Typs Drehanode/D5000 durchgeführt, wobei eine Primärblende mit einem Durchmesser von 0,2 mm zum Einsatz kam. Für die Messung in Längs- und Querrichtung zum HFH-behandelten Profil wurde der  $\psi$ -Kippwinkel in mindestens 11 Schritten zwischen  $-45^\circ$  und  $45^\circ$  variiert. Aufgrund der unterschiedlichen Abmessungen erfolgte die Röntgenbeugungsmessung der Schweißzugproben mit einem mobilen Diffraktometer des Typs XSTRESS G3. Der Durchmesser der Primärblende betrug dabei 1 mm. Die Messungen wurden an mindestens 7  $\psi$ -Kippwinkeln zwischen  $0^\circ$  und  $45^\circ$  und unter 15  $2\theta$ -Kippwinkeln unter  $-45^\circ$  und  $45^\circ$  durchgeführt.

Die Eigenspannungsmessungen in Tiefenrichtung wurden mittels Neutronenstrahlung am Diffraktometer E3 am Helmholtz-Zentrum Berlin (HZB) durchgeführt (Wimpory et al., 2008). Das Messvolumen betrug  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$  für die Messung in Längs- und Normalrichtung und  $5 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$  für die Messung in Querrichtung zur Naht, wobei ein Messspalt mit einer Höhe von 5 mm für die Primäroptik und ein oszillierender Radialkollimator für die Sekundäroptik verwendet wurden. Der Bragg-Winkel  $\theta$  wurde wiederum an der {211}-Gitterebene gemessen und mit einer Neutronenwellenlänge von 0,147 nm detektiert. Der daraus resultierende Streuwinkel betrug in etwa  $2\theta = 78,85^\circ$ . Da das Instrumentenmessvolumen für oberflächennahe Messungen nicht komplett im Werkstoff eingetaucht ist, führt dies in der Regel zu Verschiebungen des Bragg-Winkels, die nicht mit den Dehnungen im Werkstoff korrelieren (Webster et al., 1996). Um diesen Oberflächeneffekt zu verringern, wurde die Probe nach der Messung in Quer- und Längsrichtung jeweils um  $180^\circ$  gedreht und die Messung danach wiederholt (Wimpory und Hofmann, 2018). Bei einer symmetrischen Abweichung des Bragg-Winkels führt dies zu einer teilweisen Auslöschung der Abweichungen. In Normalrichtung wurde der Oberflächeneffekt durch die Einstellung eines entsprechenden Biegeradius des Monochromators eliminiert (Vrána und Mikula, 2005). Als quasi-eigenspannungsfreie Referenz wurden sogenannte  $d_0$ -Proben (Kammproben) per Drahterodieren aus den HFH-behandelten Schweißzugproben entnommen, siehe Abbildung 4-1 (a). Die Referenzmessung für die Kerbbiegeproben wurde an eigenspannungsarmgeglühten Blechen durchgeführt. Der Messaufbau ist in Abbildung 4-1 (b) und (c) dargestellt.

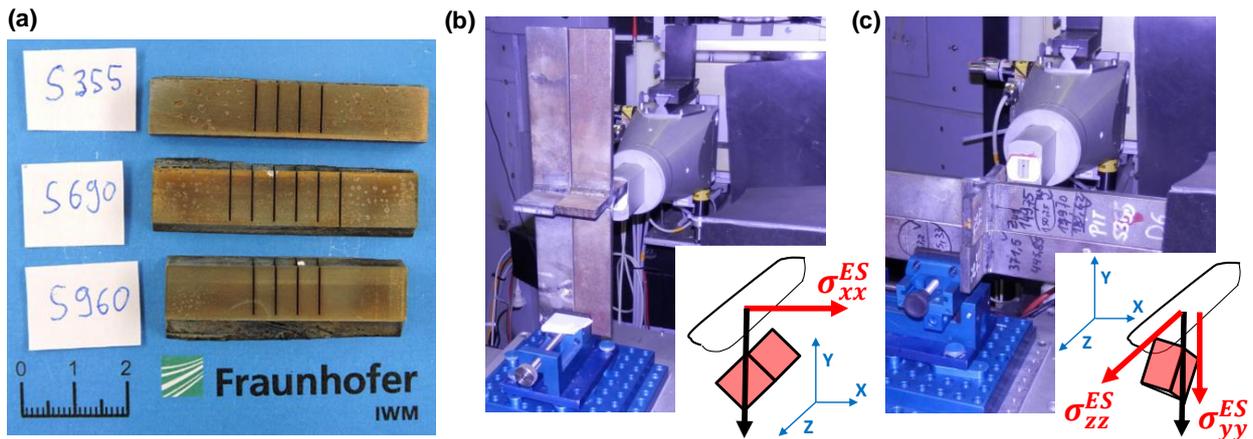


Abbildung 4-1: (a) Referenzproben sowie Messaufbau für die Neutronenbeugungsmessung der Schweißzugproben in Normal- und Längsrichtung (b) und in Querrichtung (c) (Schubnell et al., 2020a)

## 4.2 Werkstoffcharakterisierung

### 4.2.1 Thermophysikalische Gefügesimulation

Aufgrund der geringen Ausdehnung der Wärmeeinflusszone (WEZ) von < 3 mm, war eine direkte Probenentnahme zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der WEZ nicht möglich. Daher wurde das WEZ-Gefüge auf Basis des Temperatur-Zeit-Verlaufs aus der Probekörperfertigung thermophysikalisch mit Hilfe eines Gleeble-Simulators des Typs 3150 generiert. Zu diesem Zweck wurden Rundproben (Ø 10 mm, Länge 120 mm) aus den jeweiligen Grundwerkstoffen mit einer induktiven Heizspule bis zur gemessenen Maximaltemperatur bei einer mittleren Aufheizrate von  $\dot{\theta} = 1100$  k/s erhitzt und anschließend durch Druckluft bei 60 Psi Luftdruck mit einer Kühlrate von  $\dot{\theta} = -200$  k/s bis  $\dot{\theta} = -50$  k/s abgekühlt.

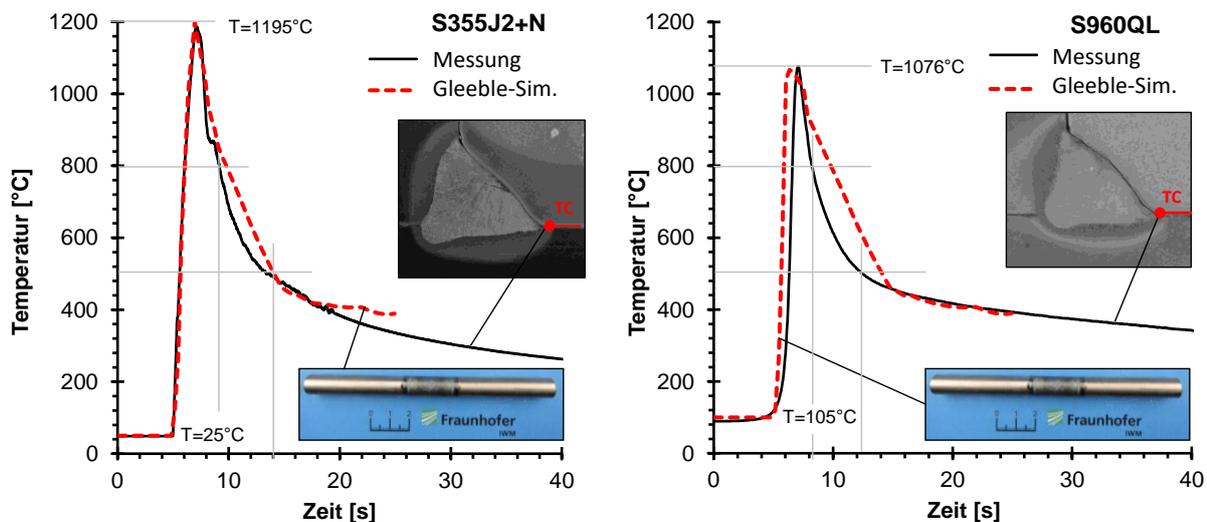


Abbildung 4-2: Temperatur-Zeit-Verläufe aus der Thermoelementmessung und der thermophysikalischen (Gleeble)-Simulation (Schubnell et al., 2019)

Die Temperatur-Zeit-Verläufe aus der Thermoelementmessung und dem Gleeble-Simulator sind in Abbildung 4-2 zusammengefasst. Dabei wurden jeweils die Temperatur-Zeit-Verläufe der Thermoelementmessung, siehe Abschnitt 3.3 bzw. Abbildung 3-4, mit der höchsten gemessenen Spitztemperatur verwendet.

#### 4.2.2 Monotone Versuche

Da die Werkstoffe bei der Oberflächenbehandlung hohen Belastungsgeschwindigkeiten ausgesetzt sind, wurden zusätzlich zu den statischen Kennwerten auch dynamische Eigenschaften ermittelt. Die mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe (GW) und Wärmeeinflusszonen (WEZ), sowie deren dehnratenabhängige Streckgrenzen wurden durch dynamische Zugversuche (Schnellzerreißversuche) an einer servohydraulischen Hochgeschwindigkeitsmaschine Typ Zwick HTM 50010 mit einer Maximalkraft von 500 kN ermittelt. Die verwendete Probengeometrie ist in Abbildung 4-3 dargestellt.

Zugprobe Typ:

**D5-L12-Dynamo-M8**

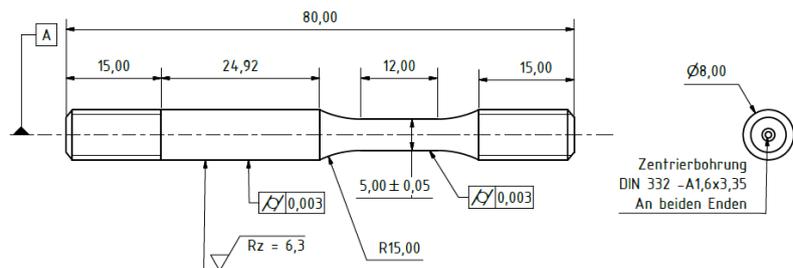


Abbildung 4-3: Technische Zeichnung der Zugprobe (Schubnell et al., 2020c)

Die Tests und Auswertung wurden dabei entsprechend der FAT-Richtlinie nach Böhme et al. (2008) und nach DIN EN ISO 6892-1:2017-02 durchgeführt. Die Traversengeschwindigkeit bei den Versuchen betrug zwischen  $10^{-5} \text{ m s}^{-1}$  und  $10 \text{ m s}^{-1}$ , was entsprechend der Gleichmaßlänge der Probe zu Nenndehnraten  $\dot{\epsilon}$  zwischen  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon} = 500 \text{ s}^{-1}$  führte. Zur Dehnungsmessung wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera mit einer Bildrate von 124 000 fps bei einer Auflösung von 128x296 Pixeln verwendet. Die Auswertung erfolgte anhand der Digital Image Correlation (DIC) Software ARAMIS. Zur Kraftmessung wurden für die quasi-statischen Versuche ( $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ ) eine piezo-elektrische Kistler-Kraftmessdose, sowie kalibrierte Dehnungsmesstreifen (DMS), die auf die elastischen Bereich der Probe appliziert wurden, verwendet. Die Kraftmessung bei höheren Dehnraten erfolgte ausschließlich über die applizierten DMS, wodurch der Einfluss der Massenträgheit auf das Messsignal deutlich reduziert wird (Böhme et al., 2008).

Die Streckgrenze wurde nach DIN EN ISO 6892-1:2017-02 für niedrige Nenndehnraten  $\dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1}$  ermittelt, wobei die Streckgrenze der Grundwerkstoffe S355J2+N und S960QL dabei in etwa der  $R_{p0,2}$

Dehngrenze entspricht. Für hohe Nenndehnraten ( $\dot{\epsilon} > 1 \text{ s}^{-1}$ ) wurde aufgrund der Schwingungsüberlagerung eine Polynomregression, erprobt durch [Maciolek \(2017\)](#), durchgeführt.

Zur Bestimmung der Zug-Druck-Asymmetrie der untersuchten Werkstoffe wurden Druckversuche für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone sowie zusätzlich für den Schweißzusatzwerkstoff durchgeführt. Dabei erfolgt die Entnahme der 5 mm langen Zylinderproben mit einem Durchmesser von 3 mm direkt aus dem Schweißgut. Dies hat den Vorteil, dass sich die monotonen, mechanischen Eigenschaften der Schweißzusatzwerkstoffe im vorliegenden Erstarrungszustand direkt experimentell ermitteln lassen. Für die Wärmeeinflusszonen wurden die Proben aus den Gleeble-Proben extrahiert. Die Versuche wurden an einer Universalprüfmaschine vom Typ Instron 5925 mit einer 250 kN Kraftmesszelle durchgeführt. Während des Versuchs befindet sich die Zylinderprobe zwischen zwei eingefetteten Stempeln. Aufgrund der starken Ausbauchung der Proben wurde die Auswertung mit der DIC-Software ARAMIS durchgeführt.

### 4.2.3 Zyklische Versuche

Zur Ermittlung der Werkstoffmodellparameter für die Abschätzung der Lastspielzahl bis zum Anriss wurden die zyklische Spannungs-Dehnungs ( $\sigma - \epsilon$ )-Korrelation sowie die Korrelation zwischen Dehnung und Lastspielzahl ( $\epsilon - N$ ) experimentell bestimmt. Alle Versuche wurden mit einem Dehnungsverhältnis  $\epsilon_{min}/\epsilon_{max}$  von  $R_\epsilon = -1$  durchgeführt, um die Coffin-Manson-Parameter  $\sigma_f'$ ,  $\epsilon_f'$ ,  $b_\epsilon$  und  $c_\epsilon$  mittelspannungsfrei bestimmen zu können. Die Bestimmung der zyklischen Verfestigungskurven erfolgte durch eine Kombination des Incremental-Step-Tests (IST) sowie dehnungs- und kraftgeregelter Schwingfestigkeitsversuche an glatten Proben ([Schubnell et al., 2019](#)). Dabei wurden die Ergebnisse bei kleinen Dehnungsamplituden zwischen  $\epsilon_a = 0,2 \%$  und  $\epsilon_a = 0,5 \%$  im Schwingfestigkeitsversuch ermittelt und mit den Ergebnissen aus dem IST für größere Dehnungsamplituden ergänzt. Die relativ geringen Dehnungsamplituden und die damit verbundene relativ lange Lebensdauer der Proben von  $N > 10^4$  Lastspielen wurde vor dem Hintergrund ausgewählt, dass die Materialparameter im höherzyklischen Bereich erfasst werden sollten (Hauptwirkbereich der HFH-Behandlung, siehe Abschnitt 2.1). Versuche mit relativ geringen, erwarteten Lastspielzahlen erfolgten jeweils dehnungsgeregt, um die zyklische Ver- und Entfestigung ermitteln zu können, und wurden jeweils mit Hilfe einer servohydraulischen Prüfmaschine des Typs Instron 8562 bei Raumtemperatur durchgeführt. Entsprechend den Empfehlungen von [Roessle und Fatemi \(2000\)](#) wurden die Versuche im Zeitfestigkeitsbereich bzw. HCF-Bereich bei  $N_B > 5 \cdot 10^4$  kraftgeregt durchgeführt, um die Prüffrequenz von ca. 1 Hz auf 25 Hz erhöhen zu können. Dafür wurde eine servohydraulische Prüfmaschine des Typs Instron 8852TT verwendet. Als Abschaltkriterium beim dehnungsgeregelten Versuch wurde ein Spannungsabfall von 10 % und beim kraftgeregelten Versuch der Restbruch der Probe festgelegt.

---

Die anfängliche Dehnungsamplitude bei IST lag bei  $\varepsilon_a = 0,2\%$  und wurde mit einer Schrittweite von  $0,2\%$  bis  $0,5\%$  bis zu einem Maximum von  $\varepsilon_a = 2\%$  gesteigert. Eine Dehnungserhöhung erfolgte in einem nachfolgenden Schritt erst nachdem im vorausgegangenen Schritt eine stabilisierte Spannungs-Dehnungshysterese erreicht wurde. Hierfür sind für Baustähle typischerweise 20 Lastspiele erforderlich (Hempel et al., 2016; Varfolomeev et al., 2011). Das Dehnungsverhältnis wurde ebenfalls auf  $R_\varepsilon = -1$  festgelegt. Um das Ausknicken der Proben zu vermeiden, wurde die Maximaldehnung beim IST in allen Versuchen auf einen Wert von  $\varepsilon_a = 2\%$  begrenzt. Die Nenndehnrate  $\dot{\varepsilon}$  bei allen dehnungsgeregelten Versuchen betrug konstant  $\dot{\varepsilon} = 0,001\text{ s}^{-1}$ . Die Probengeometrie für alle zyklischen Versuche ist in Abbildung 4-4 dargestellt.

LCF-Probe Typ:  
LCF-100-9-4-20

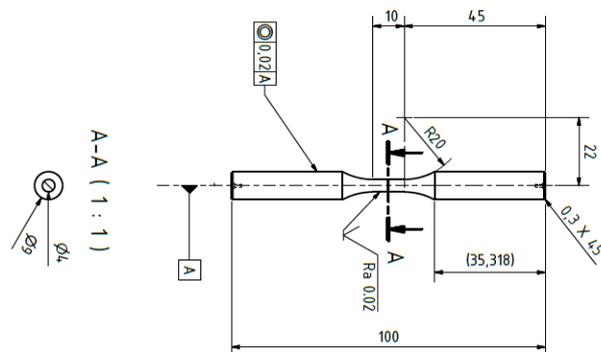


Abbildung 4-4: Probengeometrie für zyklische Versuche (Schubnell et al., 2020c)

Zur Anpassung der isotropen-kinematischen Werkstoffmodelle für die Simulation der HFH-Behandlung wurden Zug-Druck-Versuche bei  $R_\varepsilon = -1$  und bei hohen Dehnungsamplituden zwischen  $\varepsilon_a = 2\%$  und  $\varepsilon_a = 7\%$  mit wenigen Lastspielen durchgeführt. Diese dienten der Ermittlung der Streckgrenze bei Lastumkehr (Bauschinger-Effekt) und damit speziell der Anpassung des kinematischen Anteils bei den verwendeten Verfestigungsmodellen. Im Unterschied zu den LCF- und HCF-Versuchen ist für diese Anpassung in der Regel der erste Lastzyklus von Interesse. Dieses Vorgehen hat sich zur Anpassung von kombiniert-kinematisch-isotropen Verfestigungsmodellen zur numerischen Simulation verschiedener Arten der mechanischen Oberflächenbehandlung bewährt und wurde u.a. für Kugelstrahlen (Klemenz, 2009; Zimmermann, 2009), Mikropeening (Erz et al., 2012), Piezo-Peening (Klumpp et al., 2015) oder Festwalzen (Trauth et al., 2013) angewandt. Für jeden Werkstoffzustand wurde dabei in einem Vorversuch zunächst die höchste Dehnungsamplitude ermittelt, bei welcher weder Bruch noch Ausknicken nach drei Lastspielen auftrat. Der Abgleich der ermittelten zyklischen Verfestigungskurven mit den verwendeten Verfestigungsmodellen ist in Abschnitt 4.4.2 dargestellt. Die Coffin-Manson Parameter  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  zur Beschreibung der  $\varepsilon - N$ -Korrelation und die Ramberg-Osgood Parameter  $K'$  und  $n'$  zur Beschreibung der zyklischen Verfestigungskurve wurden mit Excel unter Verwendung des „Generalized Reduced Gradient“ Algorithmus bestimmt. Wobei das Vorgehen von Nieslony et al. (2008) unter Verwendung der Kopplungs-Terme, siehe Gleichung (42) und

Gleichung (43), verwendet wurde. Eine Gegenüberstellung mit der Ermittlung dieser Parameter nach ASTM E646 - 16 und ASTM E739 - 10 ist von Schubnell et al. (2019) dokumentiert.

#### 4.2.4 Abschätzung zyklischer Werkstoffkennwerte

Aufgrund der geringen Schichtdicken der HFH-behandelten bzw. verfestigten Randschicht von wenigen 1/10 Millimeter, siehe Abschnitt 5.1, war eine experimentelle Bestimmung der  $\varepsilon - N$ -Korrelation bzw. zyklischen  $\sigma - \varepsilon$ -Korrelation nicht möglich. Daher wurden die Parameter  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$ ,  $c_\varepsilon$ ,  $K'$  und  $n'$  der HFH-behandelten Randschicht auf Basis von Schätzmethode aus Tabelle 2-6 und Tabelle 2-7 aus Abschnitt 2.5.6 bestimmt. Dies ist in Abbildung 6-5 für die HFH-behandelte Randschicht der Kerb- biegeproben aus S355J2+N dargestellt. Als Eingangsgröße dienten jeweils die mittlere Brinellhärte bzw. die lokale Zugfestigkeit der Randschicht. Die Brinellhärte dabei wurde nach DIN EN ISO 18265-2014-02 aus der Vickers HV10 Härteskala umgerechnet. Allerdings war aufgrund der kleineren Eindruckdiagonalen nur die Messung auf einer Vickers Härteskala von HV0,05 im Bereich der verfestigten Randschichten möglich. Daher wurden die Vickers Härtewerte von der Skala HV0,05 mit der empirischen Korrelation (ermittelt für die Stähle S355J2, S690QL und S960QL) nach Ernould (2017) in HV10 umgerechnet:

$$HV10 = 1,218 HV0,05 \quad (44)$$

Als Eingangsgrößen wurden die Härtewerte im verfestigten Bereich der HFH-behandelten Randschicht gemittelt. Die Einwirktiefe der Verfestigung lag dabei bei 1 mm für den Grundwerkstoff S355J2+N und bei 0,2 mm für die Wärmeeinflusszone der HFH-behandelten Schweißzugproben aus S355J2+N, siehe Abschnitt 5.1. Auf diese Weise wurde eine mittlere Härte von 272 HV0,05 (Grundwerkstoff S355J2+N) und 350 HV0,05 (Wärmeeinflusszone S355J2+N) ermittelt.

#### 4.2.5 Thermophysikalische Eigenschaften

Zusätzlich zu den mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe werden für die Temperaturfeldberechnung der Schweißstruktursimulation die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda(\theta)$ , Dichte  $\rho(\theta)$  und spezifische Wärmekapazität  $c_p(\theta)$  benötigt. Besonders im Bereich der umwandelnden Stähle ergeben sich nach Brand (2012) und Hildebrand (2008) für die Stahlklassen S355 und S960 meist starke Nichtlinearitäten im Temperaturbereich zwischen 500°C und 800°C, welche eine experimentelle Bestimmung aufwändig machen. Deshalb wurden diese thermophysikalischen Materialdaten mit Hilfe der Software JMatPro aus der aktuellen Version der Thermotech-Datenbanken Saunders und Miodownik (1998) auf Basis der chemischen Zusammensetzung der Grundwerkstoffe, siehe Tabelle 3-1, interpoliert (Calphad-Methode).

#### 4.2.6 Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten

Zur Berücksichtigung des Effekts der Eigenspannungsentstehung durch Phasenumwandlung in den untersuchten Werkstoffen wurde zusätzlich das Zeit-Temperatur-Umwandlungs Verhalten (ZTU-Verhalten) mit Hilfe der Software JMatPro ermittelt. Die Bestimmung des Ferrit-, Bainit- und Perlitanteils erfolgt dabei über eine modifizierte Version der Berechnungsprozedur nach [Kirkaldy et al. \(1978\)](#) und [Kirkaldy und Venugopalan \(1984\)](#), beschrieben von [Saunders et al. \(2004\)](#). Eine hohe Übereinstimmung für hochfeste, niedriglegierte Stähle (engl. high strength low alloy steels, HSLA) ist dabei dokumentiert von [Saunders et al. \(2001\)](#). Eingangsgrößen für diese Berechnung sind neben der chemischen Zusammensetzung die AC3-Temperatur und die Korngröße. Die AC3-Temperatur wurde auf Basis der empirischen Formeln nach [Trazka \(2016\)](#) abgeschätzt und lag bei 834°C für S355J2+N, bei 847°C für S960QL. Die mittlere Korngröße wurde nach [ASTM E112 – 13](#) abgeschätzt und lag für S355J2+N bei 20 µm und für S960QL bei 9 µm. Die Ergebnisse der Simulation des ZTU-Verhaltens mit JMatPro sind in Abbildung 6-7 zusammengefasst. Die Berechnung wurde für Abkühlraten zwischen  $\dot{\theta} = 100 \text{ 1/s}$  bis  $\dot{\theta} = 0.01 \text{ 1/s}$  durchgeführt.

#### 4.3 Schwingfestigkeitsversuche

Experimentelle Werte der Schwingfestigkeit sowie des Rissfortschritts wurden jeweils für Kerbbiege- und Schweißzugproben durch Schwingfestigkeitsversuche in mehreren Versuchsreihen abhängig vom Behandlungszustand ermittelt, siehe Tabelle 4-1. Dabei wurden die Ergebnisse der Versuchsreihen „Unbehandelt“, „HFH“ der Kerbbiegeproben beider Werkstoffe teilweise von [Pontner \(2018\)](#) und [Schubnell et al. \(2020e\)](#) dokumentiert und die Versuche der Schweißzugproben im Rahmen des IGF-Vorhabens Nr. 19.227 N ([Schubnell et al., 2020c](#)) durchgeführt. Um die Abweichung von der Grundgesamtheit für die statistische Auswertung nach [DIN 50100-2016-12](#) zu begrenzen, wurde eine Mindestanzahl von 8 Proben pro Versuchsreihe festgelegt, wobei die PIT- und HiFIT-behandelten Schweißzugproben jeweils gemeinsam ausgewertet wurden.

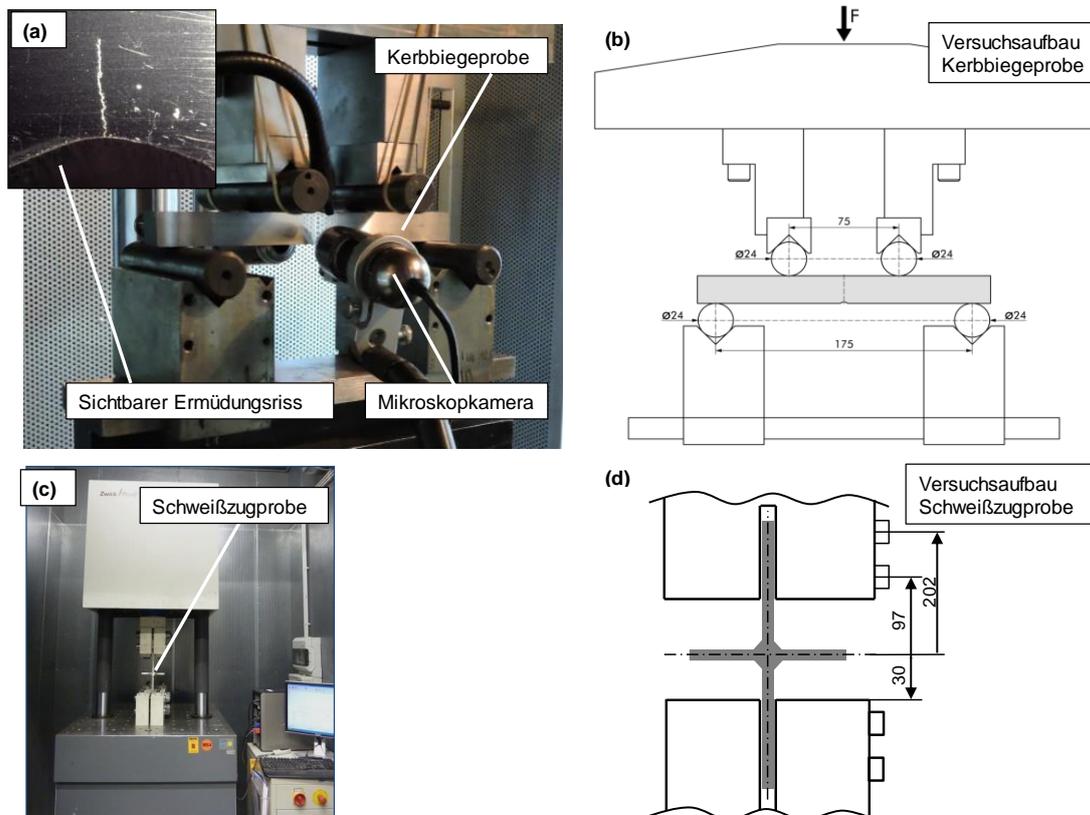
##### 4.3.1 Versuchsaufbau

Die Schwingfestigkeitsversuche der Kerbbiegeproben wurden an einer elektromagnetischen Resonanzprüfmaschine Typ RUMUL Testronic 150K mit einer 150 kN Kraftmesszelle durchgeführt, dargestellt in Abbildung 4-5 (a). Die Kerbbiegeproben wurden dabei unter 4-Punkt-Biegung belastet. Die entsprechenden Abmessungen sind in Abbildung 4-5 (b) dargestellt. Die Prüffrequenz der Probe ist dabei von Steifigkeit und Masse des Prüfaufbaus und der Kerbbiegeprobe vorgegeben (Eigenfrequenz) und betrug zu Beginn der Versuche 89 Hz. Die Schweißzugproben wurden mit einer Hochfrequenzprüfmaschine Typ Zwick 400 HFP 5100 belastet, dargestellt in Abbildung 4-5 (c), wobei die Prüffrequenz (Eigenfrequenz) bei 110 Hz lag. Die Abmessungen dieses Versuchsaufbaus sind Abbildung 4-5 (d) zusammengefasst.

---

**Tabelle 4-1: Überblick über die geprüften Versuchsreihen (Versuchsmatrix)**

Nr.	Abk.	Typ	Werkstoff	Beschreibung	Anzahl
1	Unb.	Kerbbiegeprobe	S355J2+N	Unbehandelter Zustand	17
2	HFH	Kerbbiegeprobe	S355J2+N	PIT-behandelt ohne Vorspannung	14
3	HFH-PV	Kerbbiegeprobe	S355J2+N	PIT-behandelt mit Vorspannung ( $0,5 R_e$ )	8
4	HFH-NV	Kerbbiegeprobe	S355J2+N	PIT-behandelt mit Vorspannung ( $-0,5 R_e$ )	8
5	Unb.	Kerbbiegeprobe	S960QL	Unbehandelter Zustand	17
6	HFH	Kerbbiegeprobe	S960QL	PIT-behandelt ohne Vorspannung	16
7	HFH-PV	Kerbbiegeprobe	S960QL	PIT-behandelt mit Vorspannung ( $0,5 R_e$ )	8
8	HFH-NV	Kerbbiegeprobe	S960QL	PIT-behandelt mit Vorspannung ( $-0,5 R_e$ )	8
9	Unb.	Schweißzugprobe	S355J2+N	Geschweißter Zustand	12
10	Unb.	Schweißzugprobe	S960QL	Geschweißter Zustand	10
11	PIT	Schweißzugprobe	S355J2+N	PIT-behandelt	8
12	HiFIT	Schweißzugprobe	S960QL	HiFIT-behandelt	8
13	PIT	Schweißzugprobe	S355J2+N	PIT-behandelt	8
14	HiFIT	Schweißzugprobe	S960QL	HiFIT-behandelt	9



**Abbildung 4-5: (a) Versuchsaufbau der Schwingversuche der Kerbbiegeproben mit (b) den entsprechenden Abmessungen (Pontner, 2018), (c) Versuchsaufbau der Schwingversuche der Schweißzugproben (Schubnell et al., 2020c) mit (d) entsprechenden Abmessungen**

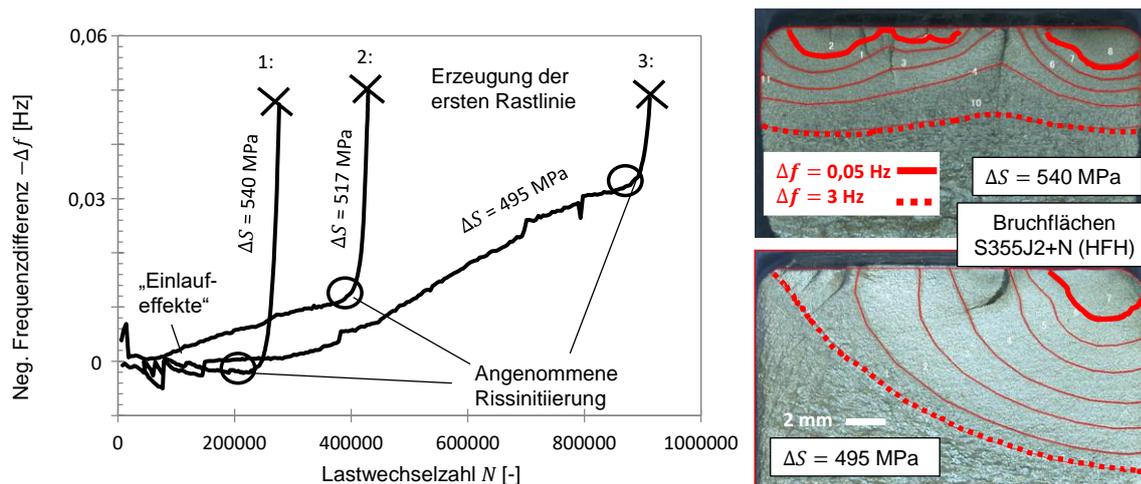
### 4.3.2 Versuchsdurchführung

Die Lastniveaus der Kerbbiegeproben und Schweißzugproben wurden im Folgenden so gewählt, dass die erreichten Lastspielzahlen in den HCF-Bereich zwischen  $10^4$  und  $10^7$  Lastspielen fallen, in dem erfahrungsgemäß die höchste Schwingfestigkeitssteigerung durch die HFH-Behandlung zu erwarten ist (Marquis und Barsoum, 2016). Dabei wurde festgelegt, dass das Verhältnis des höchsten zum niedrigsten Lastniveau gemäß der Empfehlung von Haibach (2006) mindestens bei 1,2 liegen soll. Alle Versuche wurden bei Zugschwellbelastung bei einem konstanten Spannungsverhältnis von  $R_\sigma=0,1$  durchgeführt. Die maximalen Nennspannungen  $S_{max}$  der Schwingfestigkeitsversuche der Schweißzugproben entsprachen dabei den Empfehlungen der Richtlinie 026 (DAST, 2019), siehe Abschnitt 2.1.2.

Die Detektion eines Risses erfolgte durch das Absinken der Eigenfrequenz des Prüfaufbaus durch einen Steifigkeitsverlust der Probe. Dieses Prinzip wurde unter anderem theoretisch erläutert und angewandt von Lee und Chung (2000) sowie von Barad et al. (2013) zur Bestimmung der Eigenfrequenz von 1-D-Stahlträgern in Abhängigkeit der Rissgröße. Die Prüf- bzw. Eigenfrequenz des Prüfaufbaus der Kerbbiegeprobe wurde während des Schwingfestigkeitsversuchs alle 1000 Lastspiele protokolliert. Bei den ersten  $10^3$  bis  $10^5$  Lastspielen wurde bei den Versuchen je nach Lastniveau eine leichte Erhöhung der Eigenfrequenz festgestellt (Einlaufeffekte), siehe Abbildung 4-6. Dabei lag die Annahme zugrunde, dass dies in erster Linie auf eine Änderung der Kontaktbedingung der gehärteten Rollen mit der Oberfläche der Kerbbiegeproben zurückzuführen ist. Es folgte danach eine Phase konstanter Prüffrequenz bzw. bei einigen Proben eine Phase eines annähernd linearen Abfalls der Prüffrequenz, gefolgt von einem exponentiellen Abfall der Prüffrequenz bei jeder geprüften Probe, dargestellt in Abbildung 4-6. Die Lastspielzahl unmittelbar vor dem exponentiellen Abfallen der Prüffrequenz wurde als erstes Abschaltkriterium verwendet.

Um den Rissfortschritt auf der Bruchfläche detektieren zu können, wurden für jede Kerbbiegeprobe sogenannte Rastlinienversuche (engl. beach-mark test) durchgeführt. Dafür wurde das Spannungsverhältnis auf  $R_\sigma=0,7$  bei konstanter Oberspannung für eine definierte Anzahl von Lastspielen erhöht. Die exakten Lastspielzahlen sind dabei dokumentiert von Pontner (2018), wobei sich als Richtwert zur Erzeugung einer schmalen Rastlinie eine Lastspielzahl von 10-15% der vorhergehenden Lastspielzahl bei  $R_\sigma=0,1$  bewährt hat. Da sowohl die Lastspielzahlen beim Erzeugen der Rastlinien als auch die Breite der Rastlinien selbst im Vergleich zum Rissfortschritt bei  $R_\sigma=0,1$  äußerst gering sind, wurde diese in der nachfolgenden Analyse nicht weiter berücksichtigt.

Die Rastlinien wurden entsprechend bei einer Frequenzdifferenz von  $\Delta f_1=-0,05$  Hz zum eingeschwungenen Zustand und fortfolgend bei weiteren Frequenzdifferenzen von -0,1 Hz; -0,2 Hz; -0,5 Hz; -1 Hz und -2 Hz erzeugt. Bei einer Frequenzdifferenz ab -3,0 Hz bis 3,5 Hz trat schließlich der Restbruch der Probe auf.



**Abbildung 4-6: Frequenzabfall der Kerbbiegeproben und Erzeugung von „Rastlinien“ (Schubnell et al., 2020e)**

Die Prüfung der Schweißzugproben erfolgte analog zur Prüfung der Kerbbiegeproben. Trotz des vergleichsweise geringen Verzugswinkels von  $< 1^\circ$  wurden zu Beginn der jeweiligen Versuche wesentlich höhere Frequenzänderungen registriert als bei den parallel-geschliffenen Kerbbiegeproben. Daher wurden nur einzelne Proben mit Rastlinienversuchen geprüft und für die übrigen Proben das Versagenskriterium des Restbruchs festgelegt.

#### 4.4 Werkstoffmodellierung

##### 4.4.1 Schweißstruktursimulation

Für das Verfestigungsverhalten bei der durchgeführten Schweißstruktursimulation wird die Umwandlungsplastizität nach Gleichung (18) berücksichtigt. Zur Berechnung der thermischen Dehnungen wird der lineare Mischungsansatz nach Gleichung (16) verwendet. Zur Berücksichtigung dieser Effekte müssen die thermo-physikalischen Materialdaten spezifische Wärmekapazität  $c_p(P_i, \theta)$ , thermische Leitfähigkeit  $\lambda(P_i, \theta)$  und Dichte  $\rho(P_i, \theta)$  sowie die mechanischen Kennwerte E-Modul  $E(P_i, \theta)$ , Querkontraktionszahl  $\nu(P_i, \theta)$  und die Fließspannung  $\sigma_0(P_i, \theta)$  in Abhängigkeit der Phase  $P_i$  und der Temperatur  $\theta$  angegeben werden. Die Fließgrenze  $\sigma_0$  jedes FE-Elements wird dabei für ferritische Phasen durch den folgenden linearen Mischungsansatz berechnet (SYSWELD 2016 Reference Manual, 2016):

$$\sigma_0(\theta) = \sum P_i \sigma_0^i \tag{45}$$

Unabhängig von der Phase werden auch die thermophysikalischen Werkstoffkennwerte nach diesem linearen Mischungsansatz berechnet. Beispielsweise für eine Austenit ( $\alpha$ ) Ferrit ( $\gamma$ ) Mischung durch den nicht-linearen Mischungsansatz nach Leblond et al. (1986):

$$\sigma_0(\theta) = [1 - f(P_{fer})] \sigma_0^{aus}(\theta) + f(P_{fer}) \sigma_0^{fer}(\theta) \tag{46}$$

wobei  $P_{fer}$  der Ferritanteil und  $f(P_{fer})$  die entsprechende Mischungsregel ist. Die temperaturabhängige Streckgrenze der Werkstoffe S355J2+N und S960QL wurde aus isothermen Zugversuchen zwischen RT und 560°C abgeleitet, die für höhere Temperaturen mit berechneten Fließkurven der Software JMatPro ergänzt wurden (Ladendorf et al., 2020). Die temperaturabhängige Streckgrenze des Grundwerkstoffs S355J2+N wurde ausgehend von der Zusammensetzung von 78% Ferrit und 22% Perlit (ermittelt in Abschnitt 5.1) entsprechend Gleichung (45) bestimmt. Für den Werkstoff S960QL wurde eine Zusammensetzung von 25% Bainit und 75% Martensit für S960QL nach Hildebrand (2008) für die Ermittlung der temperaturabhängigen Streckgrenze der jeweiligen Phase vorgegeben. Die Kalibrierung der Konstanten für die Umwandlung von Ferrit  $\rightarrow$  Austenit, Perlit  $\rightarrow$  Austenit für S355J2+N Martensit  $\rightarrow$  Austenit, Bainit  $\rightarrow$  Austenit für S960QL bei der Aufheizung sowie Austenit  $\rightarrow$  Bainit für die Abkühlung nach Leblond und Devaux (1984), siehe Gleichung (13) Abschnitt 2.4.3, wurde mit der Software JMatPro durchgeführt. Als Basis wurden die aus der Thermotech-Datenbank nach Saunders und Miodownik (1998) interpolierten ZTU-Diagramme, dargestellt in Abbildung 6-7, verwendet. Der Faktor  $F(\theta)$  in Gleichung (13) wurde dabei auf  $F(\theta)=1$  festgelegt. Die Konstanten der Koistinen and Marburger (1959) Umwandlungsgleichung, siehe Gleichung (14) Abschnitt 2.4.3, für die Austenit  $\rightarrow$  Martensit Umwandlung für S960QL wurden ebenfalls mit JMatPro anhand der ZTU-Diagramme kalibriert. Für die Austenit  $\rightarrow$  Martensit Umwandlung für S355J2+N wurden die Parameter nach Loose (2008) verwendet. Die Parameter für die diffusionskontrollierten Umwandlungen sind für S355J2+N in Tabelle 4-2 und für S960QL in Tabelle 4-3 zusammengefasst, die Parameter für die diffusionslose Umwandlung sind in Tabelle 4-4 gegeben.

Als Verfestigungsmodell wurde ein multilinearer isotroper Ansatz basierend auf den tabellarisch angegebenen, isothermen Verfestigungskurven der Baustähle S355J2+N und S960QL von Ladendorf et al. (2020) verwendet. Eine Anwendung des von Hempel et al. (2016) als SYSWELD Subroutine (US-LOIC) implementierten viskoplastischen Chaboche-Modells ist prinzipiell möglich. Allerdings beschränkt sich das Modell aufgrund der in USLOIC zu Verfügung stehenden Variablen nur auf eine Phase und ist somit momentan in der verwendeten Solver Version nur für austenitische Stähle anwendbar (Hempel et al., 2016).

**Tabelle 4-2: Verwendete Parameter für die diffusionsindizierten Phasenumwandlungen von S355J2+N**

Ferrit $\rightarrow$ Austenit			Perlit $\rightarrow$ Austenit			Austenit $\rightarrow$ Bainit		
$\theta$ [°C]	$P_{eq}$ [-]	$\tau$ [s]	$\theta$ [°C]	$P_{eq}$ [-]	$\tau$ [s]	$\theta$ [°C]	$P_{eq}$ [-]	$\tau$ [s]
699	0	1,2	699	0	1,2	409	0	$10^6$
819	1	0,66	819	1	0,66	449	1	11,73
949	1	0,10	949	1	0,10	509	1	7,11
999	1	0,05	999	1	0,05	559	1	10,69
1099	1	0,01	1099	1	0,01	609	0	$10^6$

**Tabelle 4-3: Verwendete Parameter für die diffusionsindizierten Phasenumwandlungen von S960QL**  
Martensit → Austenit                      Bainit → Austenit                      Austenit → Bainit

$\theta$ [°C]	$P_{eq}$ [-]	$\tau$ [s]	$\theta$ [°C]	$P_{eq}$ [-]	$\tau$ [s]	$\theta$ [°C]	$P_{eq}$ [-]	$\tau$ [s]
716	0	1,2	716	0	1,2	405	0	$10^6$
841	1	0,64	841	1	0,64	445	1	27,73
921	1	0,3	921	1	0,3	509	1	17,08
1021	1	0,05	1021	1	0,05	559	1	20,19
1121	0	0,01	1121	0	0,01	605	0	$10^6$

**Tabelle 4-4: Verwendete Parameter für die diffusionslose Phasenumwandlung**

Werkstoff	$M_s$	$KS$
S355J2+N	430	0,014
S960QL	404	0,021

#### 4.4.2 Simulation des Hochfrequenzhämmerns

Aufgrund der in Abschnitt 2.3.1 ausgeführten Erkenntnisse wird zur Beschreibung des dehnratenabhängigen und zyklischen Verformungsverhaltens des HFH-behandelten Werkstoffs ein elastisch-viskoplastisches Werkstoffmodell mit kombiniert kinematisch-isotroper Verfestigung und dehnratenabhängiger Fließspannung nach [Chaboche \(1986, 1989\)](#) verwendet. Die Entwicklungsgleichungen dieses Verfestigungsmodells sind in Abschnitt 2.4.2 zusammengefasst. Die Integration dieser Entwicklungsgleichungen wurde für die FE-Simulation anhand einer VUMAT-Subroutine (vectorized user material), implementiert von [Maciolek \(2017\)](#), realisiert. Für den Fall einachsiger Belastung, kann die Spannung dabei anhand der vereinfachten Gleichungen berechnet werden:

$$|\sigma - \Omega| \geq k \quad (47)$$

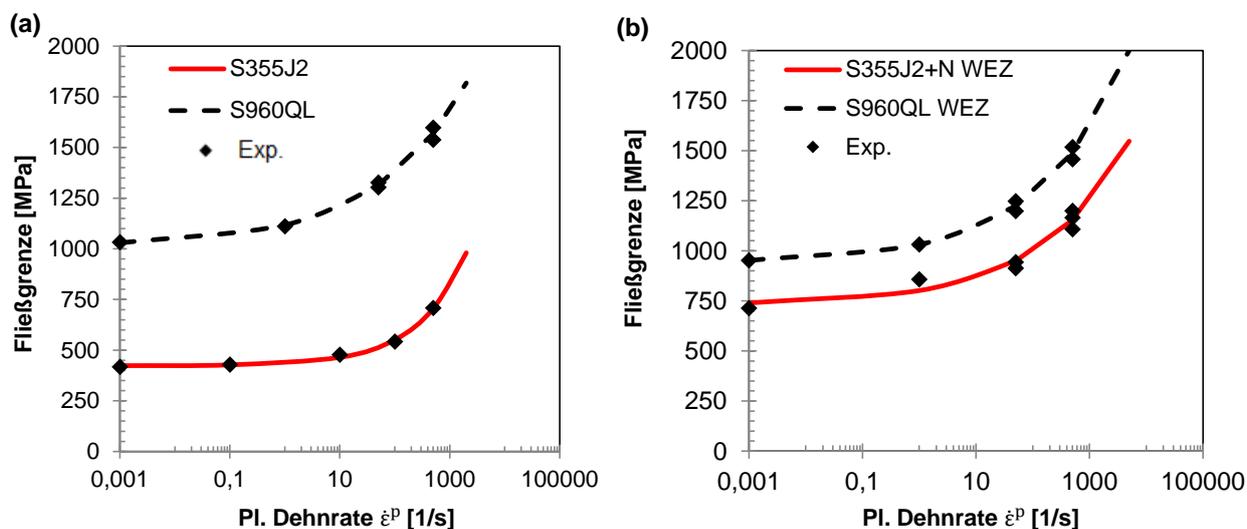
$$\sigma = \Omega_1 + \Omega_2 + k_0 + \kappa k + \kappa K (\dot{\epsilon}^p \kappa)^{\frac{1}{n}} \quad (48)$$

$$\kappa = \frac{\sigma - \Omega_1 - \Omega_2}{|\sigma - \Omega_1 - \Omega_2|} = \begin{cases} 1, \text{Zugbelastung} \\ -1, \text{Druckbelastung} \end{cases} \quad (49)$$

wobei  $\Omega_1$  und  $\Omega_2$  die Rückspannungsterme und  $k_0$  die Anfangsfließfläche beschreiben. Der restliche Term ist der dehnratenabhängige Anteil der Fließspannung mit den Materialparametern  $K$  und  $n$ .

Die Anpassung der materialabhängigen Parameter des Verfestigungsmodells erfolgte an mehreren Lastzyklen unter einachsiger Belastung in einem zweistufigen Optimierungsprozess. Dazu wurde die Methode der kleinsten Quadrate verwendet. Zuerst wurden die Parameter  $K$  und  $n$  zur Beschreibung

der dehnratenabhängigen Fließspannung in Microsoft Excel unter Verwendung des „Generalized Reduced Gradient“ Algorithmus an die Streckgrenze (mit  $k_0 = R_e(\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1})$  aus den dynamischen Zugversuchen aus Abschnitt 6.2), angepasst, dargestellt in Abbildung 4-7 (a) und (b).



**Abbildung 4-7: Anpassung der dehnratenabhängigen Fließgrenze der Grundwerkstoffe (a) und Wärmeeinflusszonen (b)**

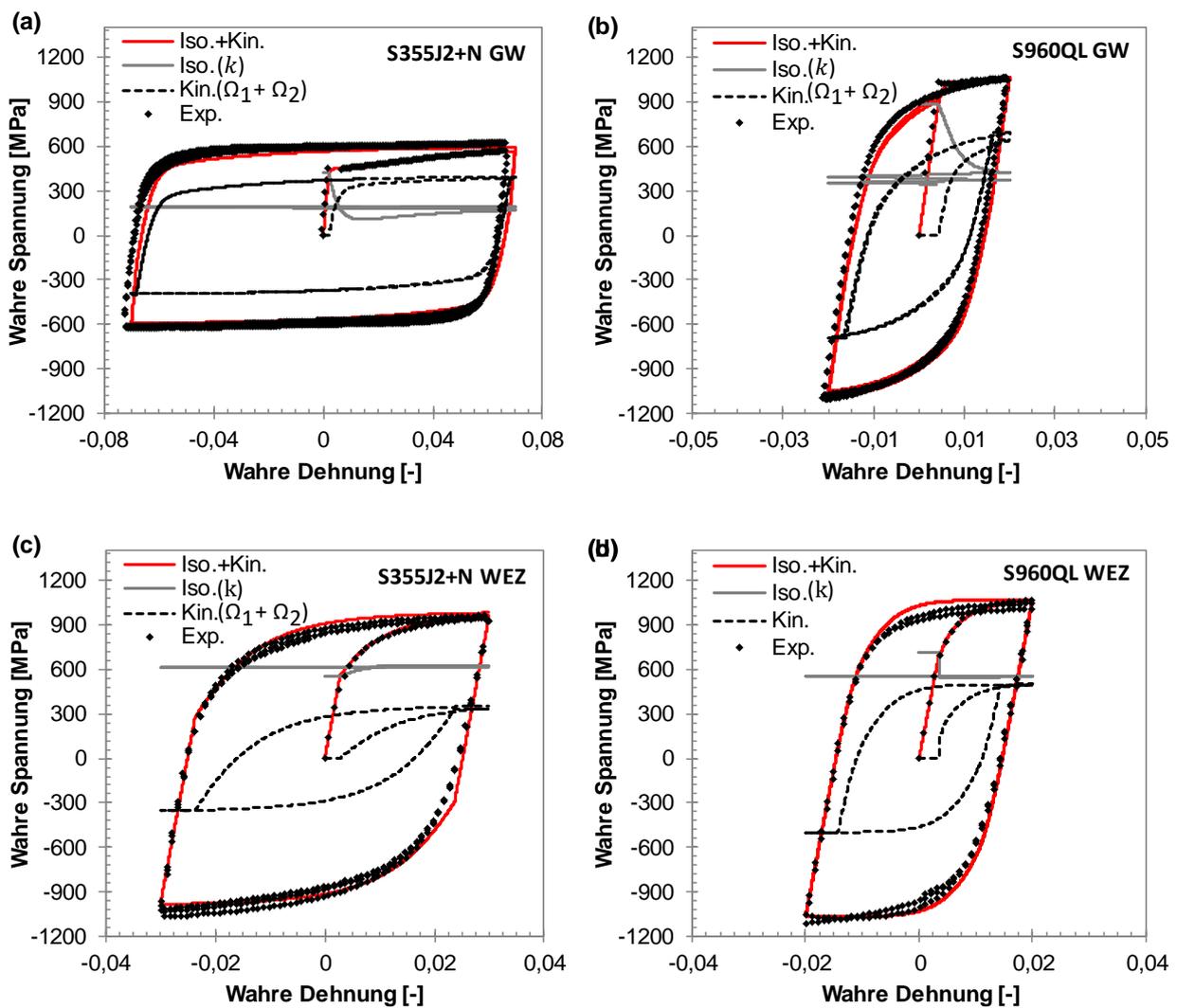
Die Anpassung der Materialparameter  $k_{10}, k_{11}, k_{20}, k_{21}, m_1, m_2, C_1, C_2, \gamma_1$  und  $\gamma_2$  für das elastisch-viskoplastische Verfestigungsmodell mit zwei isotropen und zwei kinematischen Termen wurde mittels des Verfahrens nach [Levenberg \(1944\)](#) und [Marquardt \(1963\)](#) in der open-source Software SCI-LAB durchgeführt. Dabei entsprechen die Materialparameter  $k_{10}$  und  $k_{20}$  den Anfangsfließflächen der jeweiligen isotropen Terme und  $k_{11}$  und  $k_{21}$  entsprechen den maximalen Werten der Fließfläche. Die Materialparameter  $m_1$  und  $m_2$  entsprechen den Exponenten der jeweiligen isotropen Terme. Die Parameteranpassung erfolgte jeweils schrittweise an den ermittelten Spannungs-Dehnungshysteresen aus dem Zug-Druck-Versuch, siehe Abschnitt 6.3, gemäß folgendem Ablauf:

1. Anpassung von  $C_1, C_2, \gamma_1$  und  $\gamma_2$  an den ersten Zyklus
2. Anpassung von  $k_{10}, k_{11}$  und  $m_1$  an den ersten  $\frac{1}{2}$  Zyklus
3. Anpassung von  $C_1, C_2, \gamma_1$  und  $\gamma_2$  an die ersten 1,5 Zyklen
4. Aufteilung des isotropen Terms in zwei Anteile mit  $k_{10}/k_{20} = 2$  und  $k_{11}/k_{21} = 2$ .
5. Anpassung von  $k_{10}, k_{20}, k_{11}$  und  $k_{21}$  an den ersten  $\frac{1}{4}$  Zyklus
6. Anpassung von  $C_1, C_2, \gamma_1$  und  $\gamma_2$  an die ersten 3 Zyklen

Durch die Verwendung eines entfestigenden isotropen Terms ( $k_{20} > k_{21}$ ) und eines verfestigenden isotropen Terms ( $k_{10} < k_{11}$ ) konnte dabei besonders bei den Grundwerkstoffen für kleine Dehnungen ( $\epsilon < 1\%$ ) eine hohe Übereinstimmung erzielt werden, dargestellt in Abbildung 4-8 (a) bis (d). Die ermittelten Materialparameter sind in Tabelle 4-5 zusammengefasst.

**Tabelle 4-5: Materialabhängige Parameter für das verwendete Verfestigungsmodell**

Parameter	$k_{10}$	$k_{11}$	$k_{20}$	$k_{21}$	$m_1$	$m_2$	$C_1$	$C_2$	$\gamma_1$	$\gamma_2$	$K$	$n$
Unit	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[MPa]	[-]
S355J2+N GW	92	219.1	328	-29.8	28.5	309	130000	1967	402	25	13.4	2.04
S960QL GW	682.9	227.8	202.9	17.582	312	5.11	317476	34919	883	92	105	3.73
S355J2 WEZ	300	659.6	259	-39.6	234	201	41457	1544	128.9	-39.6	71.62	3.49
S960QL WEZ	512	529.7	200	28.2	77.6	529	707550	85158	3476	287	92.2	3.48



**Abbildung 4-8: Bestimmung der Parameter des Verfestigungsmodells für den Grundwerkstoff S355J2+N (a) und S960QL (b) sowie für die Wärmeinflusszone des Werkstoffes S355J2+N (c) und S960QL (d)**

### 4.4.3 Simulation der zyklischen Belastung

Wie in Abschnitt 6.3 festgestellt, unterscheiden sich die monotonen und zyklischen Verfestigungskurven für alle untersuchten Werkstoffzustände besonders im Bereich geringer Dehnungen deutlich voneinander. Zudem ist eine Abbildung der zyklischen Verfestigungskurven mit dem parametrisierten, elasto-viskoplastischen Verfestigungsmodell aus Abschnitt 4.4.2 in dieser Form nur mit größeren Abweichungen möglich. Aus diesen Gründen wurden die Parameter der verwendeten VUMAT-Subroutine für die Abbildung der zyklischen Verfestigungskurven, siehe Abschnitt 6.3, bestimmt. Dabei wurden die isotropen Terme des Verfestigungsmodells auf Null gesetzt ( $k_{10} = k_{11} = k_{20} = k_{21} = 0$ ) und lediglich zwei kinematische Terme ( $\Omega_1$  und  $\Omega_2$ ) verwendet. Als Vorlage diente dabei das implementierte ABAQUS-Verfestigungsmodell der zyklisch-stabilisierten Spannungs-Dehnungshysterese (stabilized cycle) (Dassault Systemes Simulia Corp, 2014). Die Anpassung der Materialparameter  $C_1, m_1, C_2, m_2$  und  $k_0$  erfolgte iterativ, wobei die Anfangsfließfläche  $k_0$  vorgegeben wurde. Dabei wurde die Anpassungsroutine, beschrieben in Abschnitt 4.4.2, verwendet. Die Werte für  $k_0$  orientierten sich an den zyklischen Streckgrenzen aus Tabelle 6-1, wobei für etwas kleinere Werte für  $k_0$  eine wesentlich höhere Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Verfestigungskurven für kleine Dehnungen erzielt wurde, dargestellt in Abbildung 4-9 (a)-(d).

Die Materialparameter für die HFH-behandelte (verfestigte) Randschicht des Werkstoffs S355J2+N für die Kerbbiegeproben (GW+HFH) bzw. der Schweißzugproben (WEZ+HFH) sowie die Schweißzusatzwerkstoffe (SZW) wurden analog an die nach der Korrelation von Lopez und Fatemi (2012) (LF-K) ermittelten zyklischen Fließkurven angepasst, dargestellt in Abbildung 4-9 (c) und (d). Die zyklischen Verfestigungskurven der Schweißzusatzwerkstoffe wurden auf diese Weise ebenfalls aus der mittleren Härte, siehe Abbildung 5-4, sowie den Streckgrenzen aus den Druckversuchen, siehe Abbildung 6-3, ermittelt. Die ermittelten Materialparameter sind in Tabelle 4-6 zusammengefasst.

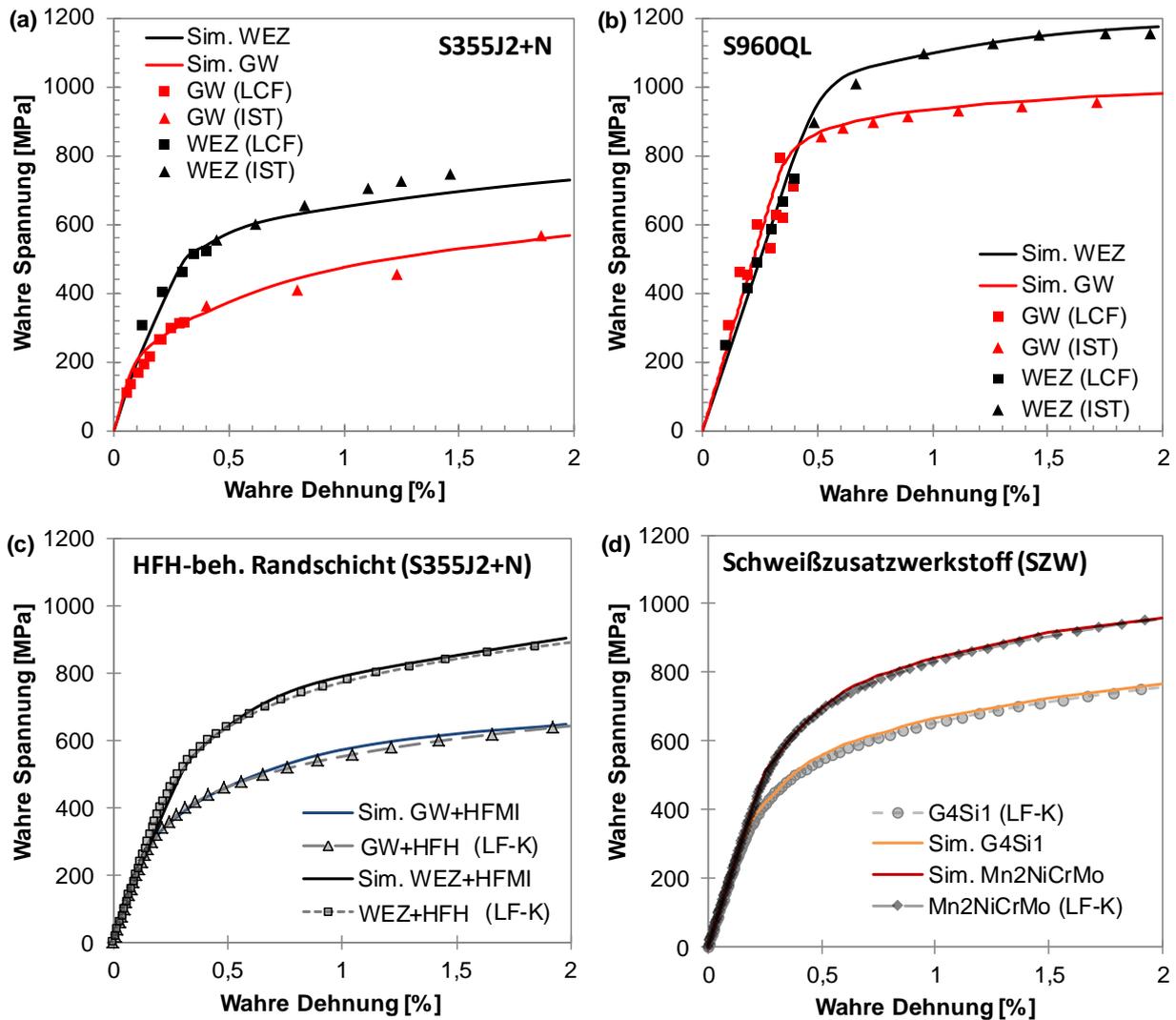


Abbildung 4-9: Anpassung der zyklischen Verfestigungskurven von Grundwerkstoff (GW) und Wärmeinflusszone (WEZ) für S355J2+N (a) und S960QL (b) sowie für die verfestigte Randschichten (c) und Schweißzusatzwerkstoffe (SZW) (d)

Tabelle 4-6: Materialparameter zur Beschreibung des zyklischen Verfestigungsverhaltens

Werkstoff	Zustand	$k_0$	$C_1$	$m_1$	$C_2$	$m_2$
S355J2+N	GW	255	33348	194,0	9137	28,9
	WEZ	448	64373	504,9	11299	51,4
	GW+HFH	356	4915	3,3	39748	182,3
	WEZ+HFH	497	78142	347,4	12262	24,7
S960QL	GW	780	34552	474,1	11314	94,0
	WEZ	902	17570	104,6	179778	1459,5
G4Si1	-	361	106630	624,7	20897	58,7
Mn2NiCrMo	-	510	21973	54,6	116506	568,3

## 4.5 Prozessmodellierung

### 4.5.1 Schweißstruktursimulation

#### Modell des Mutterkreuzstoßes der Schweißzugproben

Die Schweißstruktursimulation wurde mit dem Softwarepaket Visual Environment Version 12.5 bzw. mit der enthaltenen Toolbox Visual Weld durchgeführt. Zusätzlich wurde der SYSWELD Solver Version 2016.0 verwendet.

Die komplexe Eigenspannungserzeugung durch Phasenumwandlungs-, Zwängungs- und Schrumpfungseffekte, wurde mit einem 3D-Finite Elemente (FE) Modell entsprechend den Abmessungen der Mutterkreuzstöße, siehe Abbildung 3-3, modelliert. Aufgrund der gleichzeitigen Ausführung der Schweißlagen auf jeweils der Ober- und Unterseite bei den S960QL Schweißzugproben wurde für diesen Fall ein halbsymmetrisches FE-Modell verwendet, dargestellt in Abbildung 4-10. Das FE-Netz bestand in diesem Fall aus 67.900 Hexaederelementen. Für das FE-Modell ohne Symmetrieebene (Werkstoff S355J2+N) wurden 138.900 Hexaederelemente verwendet. Die minimale Elementkantenlänge lag bei 0,5 mm im Bereich des Nahtübergangs in Nahtquerrichtung und bei 5 mm in Nahtlängsrichtung. Die Schweißreihenfolge und die Randbedingung bzw. Fixierung der Mutterkreuzstöße während des Schweißprozesses wurden entsprechend der durchgeführten Schweißarbeiten festgelegt. Die Kontur der Naht wurde durch anhand eines Schlibfbildes, siehe Abbildung 5-4, nachmodelliert.

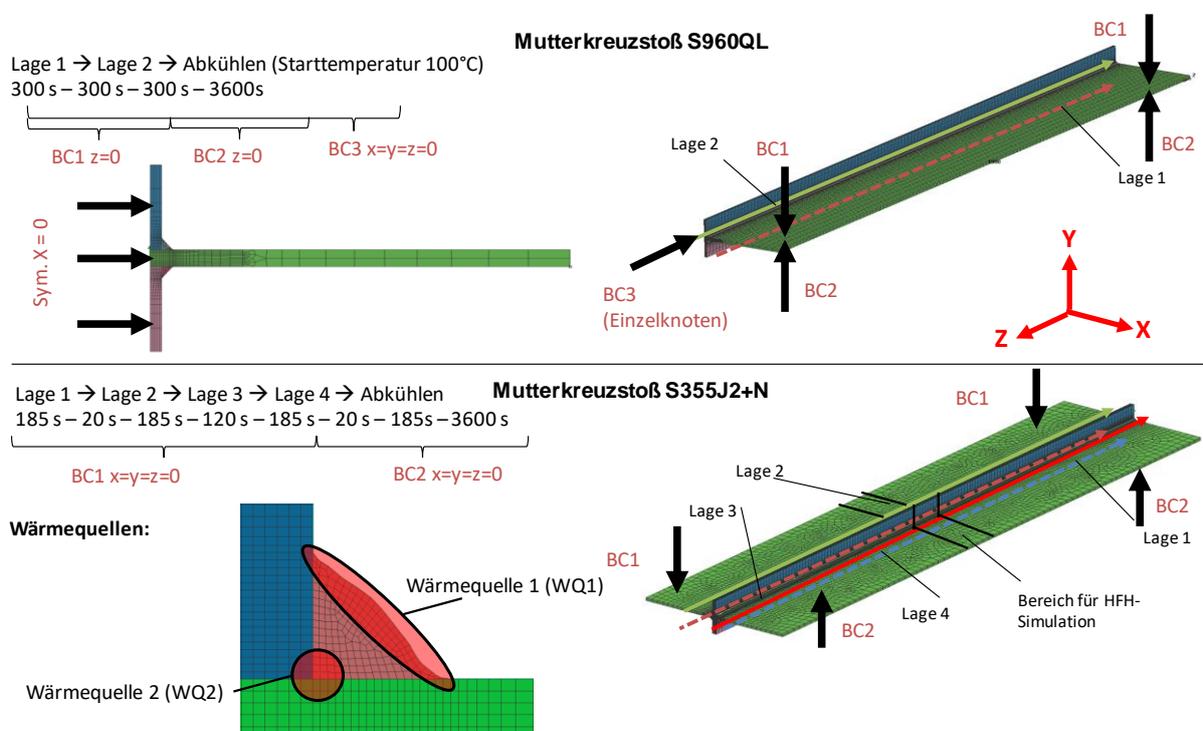


Abbildung 4-10: 3D-FE Modell mit den entsprechenden Randbedingungen (BC) und Schweißabfolge zur Simulation des Schweißprozesses der Mutterkreuzstöße aus S355J2+N und S960QL (Schubnell et al., 2020c)

## Wärmequellenmodellierung

Für die numerische Simulation wurde das Dopelellipsoid-Wärmequellenmodell nach [Goldak et al., \(1984\)](#), detailliert beschrieben von [Goldak und Akhlaghi \(2005\)](#) und dargestellt in Abbildung 4-11, verwendet, das bereits im SYSWELD Solver implementiert ist.

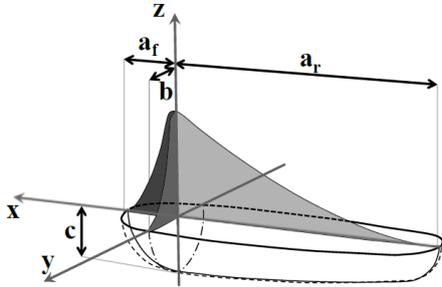


Abbildung 4-11: Dopelellipsoid-Wärmequellenmodell ([Schenk, 2011](#))

Dieses Wärmequellenmodell zeichnet sich durch seine einfache und universell einsetzbare Struktur aus ([Hildebrand, 2008](#)) und wird bei einer Vielzahl verschiedener Schweißprozesse verwendet ([Gkatzogiannis, 2020](#); [Hildebrand, 2008](#); [Loose, 2008](#); [Schenk, 2011](#)). Das Dopelellipsoid-Wärmequellenmodell ist dabei folgendermaßen definiert:

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_r \cdot Q}{a_r \cdot b \cdot c \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_r^2}} \cdot e^{-3 \frac{y^2}{b^2}} \cdot e^{-3 \cdot [z + v \cdot (\tau_{lag} - t)]^2 / c^2}, \quad (50)$$

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_f \cdot Q}{a_f \cdot b \cdot c \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_f^2}} \cdot e^{-3 \frac{y^2}{b^2}} \cdot e^{-3 \cdot [z + v \cdot (\tau_{lag} - t)]^2 / c^2}. \quad (51)$$

wobei  $Q$  der effektive Wärmeeintrag und  $\eta$  der Wirkungsgrad ist. Die Parameter zur Definition der Ausdehnung der Wärmequelle  $a$ ,  $c$ ,  $b_r$  und  $b_f$  wurden durch Abgleich mit der Schmelzlinie und der AC3-Linie aus Schliffbildern ermittelt. Die jeweilige AC3-Temperatur wurde dabei auf Basis der chemischen Zusammensetzung (gegeben in Tabelle 3-1) nach den empirischen Formeln nach [Trazka \(2016\)](#) bestimmt. Der Wirkungsgrad  $\eta$  orientierte sich an dem vom MAG-Schweißprozesses nach [Dupont und Marder \(1995\)](#) mit  $\eta = 0,85$ . Die Kalibrierung der Wärmequelle wurde teilweise durch eine Variation des Wirkungsgrads durchgeführt.

Um eine bessere Übereinstimmung mit dem Schmelzbad aus den Schliffbildern zu erreichen, wurden der Wärmeeintrag  $Q$  auf mehrere Wärmequellen, entsprechend des Vorgehens von [Hildebrand \(2008\)](#) und [Sarmast et al. \(2019\)](#) aufgeteilt, dargestellt in Abbildung 4-10. Die Parameter der Wärmequellen sind in Tabelle 4-7 zusammengefasst. Der Abgleich der Wärmequelle erfolgte punktuell mit den ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufen der Thermoelementmessung (Abschnitt 3.3). Der Wärmequellenabgleich ist in Abbildung 4-12 dargestellt. Für die Anpassung wurde der Wärmeübergangskoeffizient mit  $h_t = 25 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$  konstant gehalten.

Tabelle 4-7: Parameter der Wärmequellen

	S355J2+N		S960QL	
	WQ1	WQ2	WQ1	WQ2
a [mm]	6	1	4,5	1
c [mm]	1	1	1,5	1
b <sub>f</sub> [mm]	6	1	4,5	1
b <sub>r</sub> [mm]	24	4	18	4
η [-]	0,95	0,95	0,7	0,7
Q [J mm <sup>-1</sup> ]	830	262	925	345

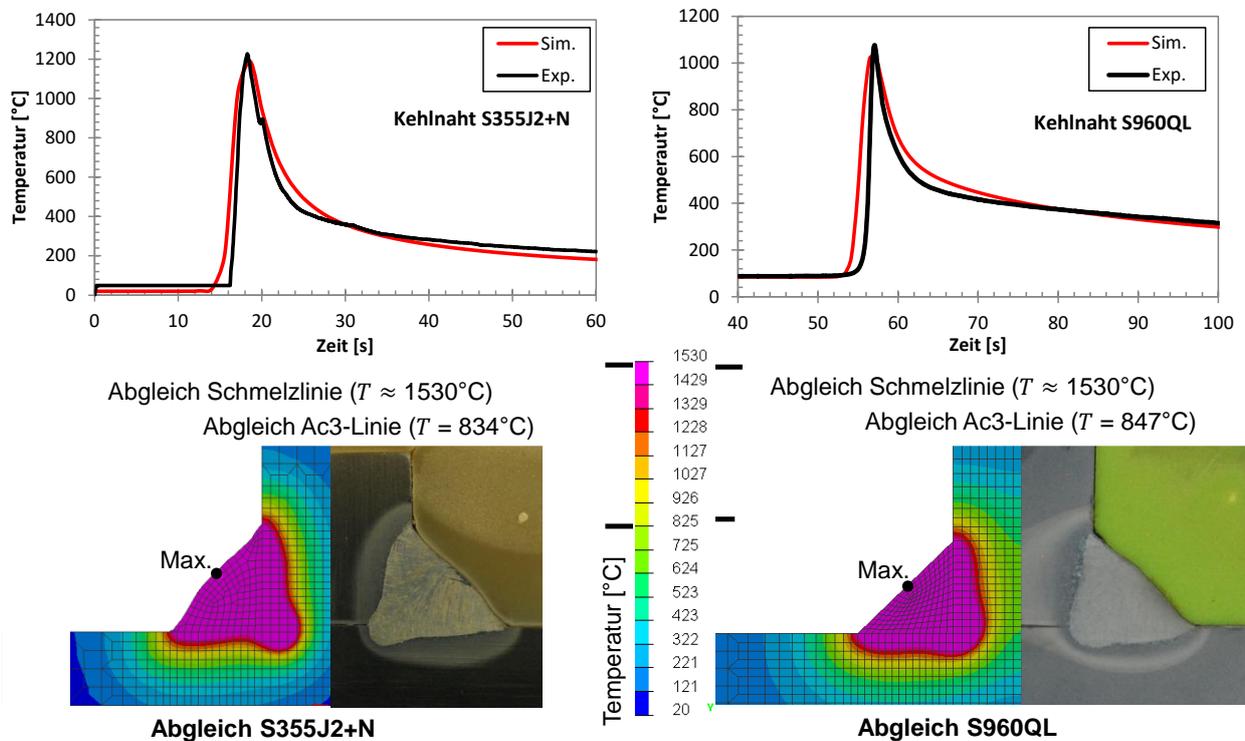


Abbildung 4-12: Abgleich der Wärmequelle (Schubnell et al., 2020c)

#### 4.5.2 Simulation des Hochfrequenzhämmerns

Zur Simulation des dynamischen Mehrfachaufschlags des Hammers wurde die Software ABAQUS CAE Version 6.14 zur Modellierung verwendet. Als Solver kam der ABAQUS Explicit Solver Version 6.14 zum Einsatz.

Das verwendete Prozessmodell basiert dabei auf den numerischen Analysen von Hardenacke et al. (2015), der Sensitivitäten von Lastmodellierung, Netzgröße, Kontakt- und Randbedingungen einer FE-Simulation des HFH-Verfahrens hinsichtlich des Eigenspannungszustandes untersuchte.

Das dynamische Zeitintegrationsverfahren ist im Detail im ABAQUS Handbuch ([Dassault Systemes Simulia Corp, 2014](#)) beschrieben und basiert auf einer expliziten Zeitintegration, kombiniert mit der Verwendung von diagonalen Massenmatrizen. Deren Inverse sind einfach zu berechnen und die Vektormultiplikation der Massenmatrixinverse mit der Trägheitskraft benötigt nur so viele Schritte wie Freiheitsgrade im Modell existieren. Die explizite Zeitintegration verwendet dabei viele vergleichsweise kleine Zeitschritte und verläuft vergleichsweise stabil. Als Abschätzung für die Stabilitätsgrenze dient die Übertragungszeit der Schockwellen durch das kleinste Element im FE-Netz ( $\Delta t \approx L_{min}/c_d$ , wobei  $L_{min}$  der kleinsten Elementkantenlänge entspricht und  $c_d$  der Geschwindigkeit der Schockwelle). Die Verwendung von sehr kleinen Zeitschritten, ausgehend von der Stabilitätsgrenze, ist auch deshalb vorteilhaft, weil es dem Solver erlaubt, die Lösung ohne Iterationen und ohne die Verwendung tangentialer Steifigkeitsmatrizen zu berechnen. Ebenfalls vereinfacht dies die Verwendung von Kontaktbedingungen. Zur Steigerung der Übertragungszeit der Schockwellen wurde die Masse im elastisch-plastischen Bereich der verwendeten FE-Modelle um den Faktor 500 hochskaliert (ABAQUS-Option: mass scaling).

Basierend auf den numerischen Untersuchungen des Kugelstrahlens durch [ElTobgy et al. \(2004\)](#), [Rouquette et al. \(2009\)](#), [Rouquette und Rouhaud \(2005\)](#) und [Zimmermann \(2009\)](#) wurde der Effekt adiabater Erwärmung beim Aufschlag vernachlässigt. In diesen Arbeiten wurden nur vergleichsweise geringe Temperaturunterschiede  $\Delta\theta < 110^\circ\text{C}$  ([Rouquette und Rouhaud, 2005](#); [Zimmermann, 2009](#)) bei weit höheren plastischen Dehnraten als bei der hier durchgeführten HFH-Simulation ermittelt. Dennoch zeigen sich dort vergleichsweise geringere Unterschiede hinsichtlich der prozessinduzierten Druckeigenstressungen.

Für das FE-Netz wurden reduziert-integrierte 8-Knoten Hexaederelemente mit Hourglass-Kontrolle (ABAQUS-Notation: C3D8R) verwendet. Im Kontaktbereich des Hammers betragen die minimalen Elementkantenlängen  $125\ \mu\text{m}$  entsprechend der Empfehlung von [Hardenacke et al. \(2015\)](#), dargestellt in Abbildung 4-13 für den modellierten Ausschnitt der Kerbprobengrundplatte und dargestellt in Abbildung 4-14 für den modellierten Ausschnitt des Mutterkreuzstoßes. Um die Reflektion der Spannungswellen an den Kanten in Längsrichtung (jeweils die Z-Richtung in den FE-Modellen) zu unterbinden, wurde zudem an den entsprechenden, fortlaufenden Kanten des jeweiligen Modellausschnitts eine Reihe von infiniten Elementen platziert (ABAQUS Notation: C3DIN8), siehe Abbildung 4-13 und Abbildung 4-14.

Entsprechend den Erkenntnissen aus Abschnitt 2.3.1, wurde der Hammerkopf als starres Schalenmodell modelliert und die jeweilige Masse des Hammers und die Massenträgheitsmomente einem festen Referenzpunkt zugewiesen. Durch die Modellierung des Starrkörpers lässt sich die Aufschlaggeschwindigkeit exakt über eine Subroutine vorgeben, siehe Abschnitt Prozesskinematik.

Für die Kontaktformulierung wurde ein Penalty-Kontakt mit einem tangentialen Reibungskoeffizient von  $\mu = 0,15$  verwendet.

---

Entsprechend der Literaturstudie wurde für die PIT-Behandlung ein Aufschlagabstand von 0,2 mm/Aufschlag gewählt. Mit diesem Wert konnten bei flachen Proben aus S355J2H und S960QL durch kraftgesteuerte FE-Simulation hohe Übereinstimmungen mit den gemessenen Eindrücktiefen erzielt werden (Föhrenbach et al., 2016). Dies entspricht bei einer Hammerfrequenz von 90 Hz einem Vorschub von 18 mm/s. Die HFH-Behandlung wurde in 3 Pendelbewegungen (PIT-Behandlung der Schweißzugproben) bzw. 4 Pendelbewegungen (PIT-Behandlung der Kerbbiegeproben) entsprechend der Behandlungsparameter aus Tabelle 3-3 durchgeführt. Bei der HiFIT-Behandlung wurde der gleiche Aufschlagabstand verwendet und entsprechend der realen HFH-Behandlung keine Pendelbewegung modelliert. Aufgrund der höheren Schlagfrequenz entspricht dies einer geringfügig höheren Vorschubgeschwindigkeit als bei der manuellen HFH-Behandlung.

### Modell der Grundplatte der Kerbbiegeproben

Aufgrund der zur Verfügung stehenden Rechenkapazität wurde ein Ausschnitt von 30 mm Länge der HFH-behandelten Grundplatte halbsymmetrisch modelliert, dargestellt in Abbildung 4-13. Der modellierte Bereich der Grundplatte wurde in zwei Teilbereiche aufgeteilt und mit TIE-Verbindungen (in ABAQUS: TIE-constraint) gekoppelt. Die Rollen für die Vorspannung der Proben wurden als analytische Schalenkörper modelliert. Die Kontaktbedingungen zwischen Rolle und Grundplatte entsprechen den Kontaktbedingungen zwischen Hammer und Grundplatte. In diesem Bereich der Rollen wurde rein linear-elastisches Materialverhalten vorgegeben. Für das FE-Netz wurden insgesamt 269660 C3D8R Elemente verwendet.

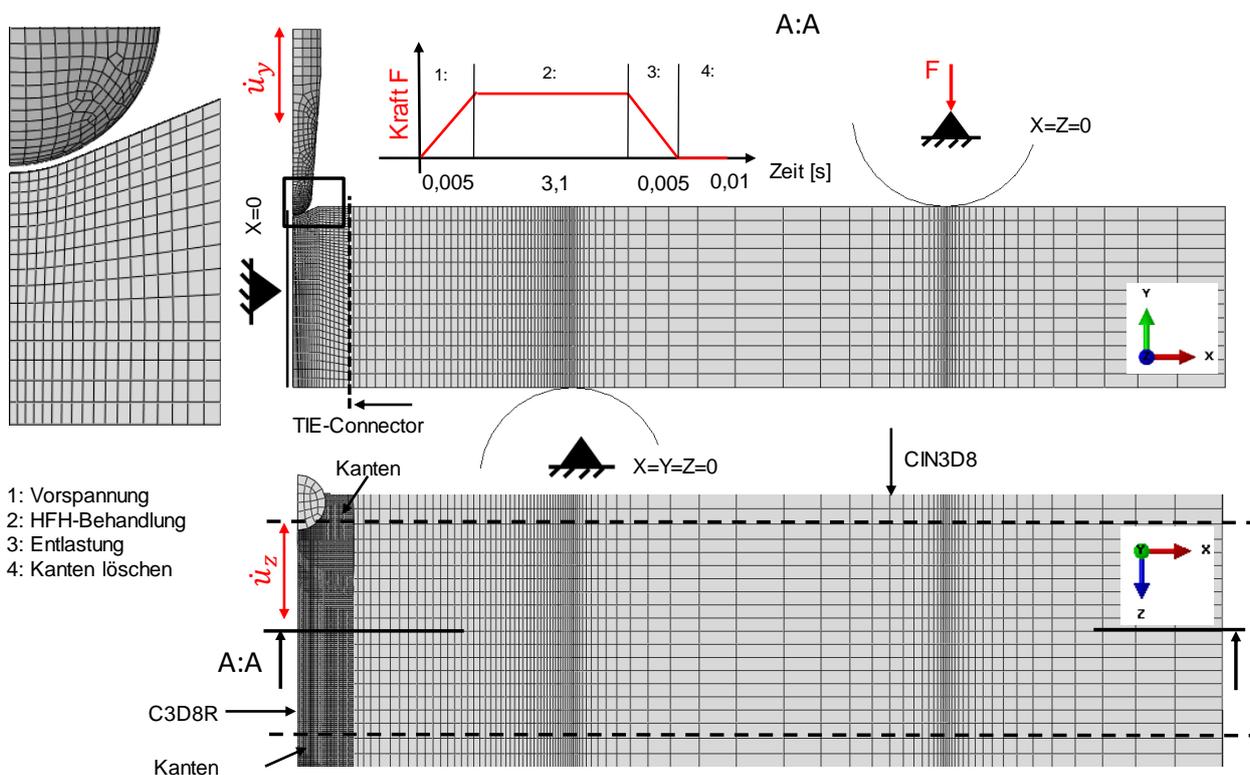


Abbildung 4-13: FE-Modell der HFH-Behandlung der Grundplatte der Kerbbiegeproben

Die Simulation wurde in 4 Teilschritten ausgeführt: (1) Belastung (Vorspannung), (2) HFH-Behandlung, (3) Entlastung, sowie (4) Löschen der Kanten, siehe Abbildung 4-13. Das Löschen der Kanten (5 mm auf jeder Seite) wurde über eine VUMAT-Subroutine realisiert, die beim Erreichen eines bestimmten Temperaturwertes alle Werte des jeweiligen Spannungstensors löscht (Klemenz, 2009).

### Modell des Mutterkreuzstoßes der Schweißzugproben

Für die Modellierung des HFH-Prozesses des Mutterkreuzstoßes aus S960QL wurde ein halbsymmetrischer Ausschnitt mit 35 mm Länge verwendet, dargestellt in Abbildung 4-14. Aufgrund der Asymmetrie der Schweißeigenspannung (siehe Abschnitt 7.1) erfolgte die Modellierung des HFH-Prozesses des Mutterkreuzstoßes aus S355J2+N ohne Symmetrieebene. Insgesamt wurden bei diesem FE-Modell des HFH-Prozesses für den Kontaktbereich 326586 C3D8R-Elemente verwendet. Für den Bereich außerhalb der Kontaktzone des Hammers wurden zur Modellierung der Schweißzugprobe aus S355J2+N 101984 und bei der Schweißzugprobe aus S960QL 62820 C3D8R-Elemente benutzt. Für die HFH-Prozesssimulation wurde die gegenüberliegende Seite komplett in alle Raumrichtungen fixiert. Der Hammer wurde entsprechend der HFH-Behandlung, siehe Abschnitt 3.4, um einen Anstellwinkel von  $\beta_a=70^\circ$  gegenüber der Horizontalen geneigt. Der Kippwinkel betrug dabei  $\beta_t=90^\circ$ .

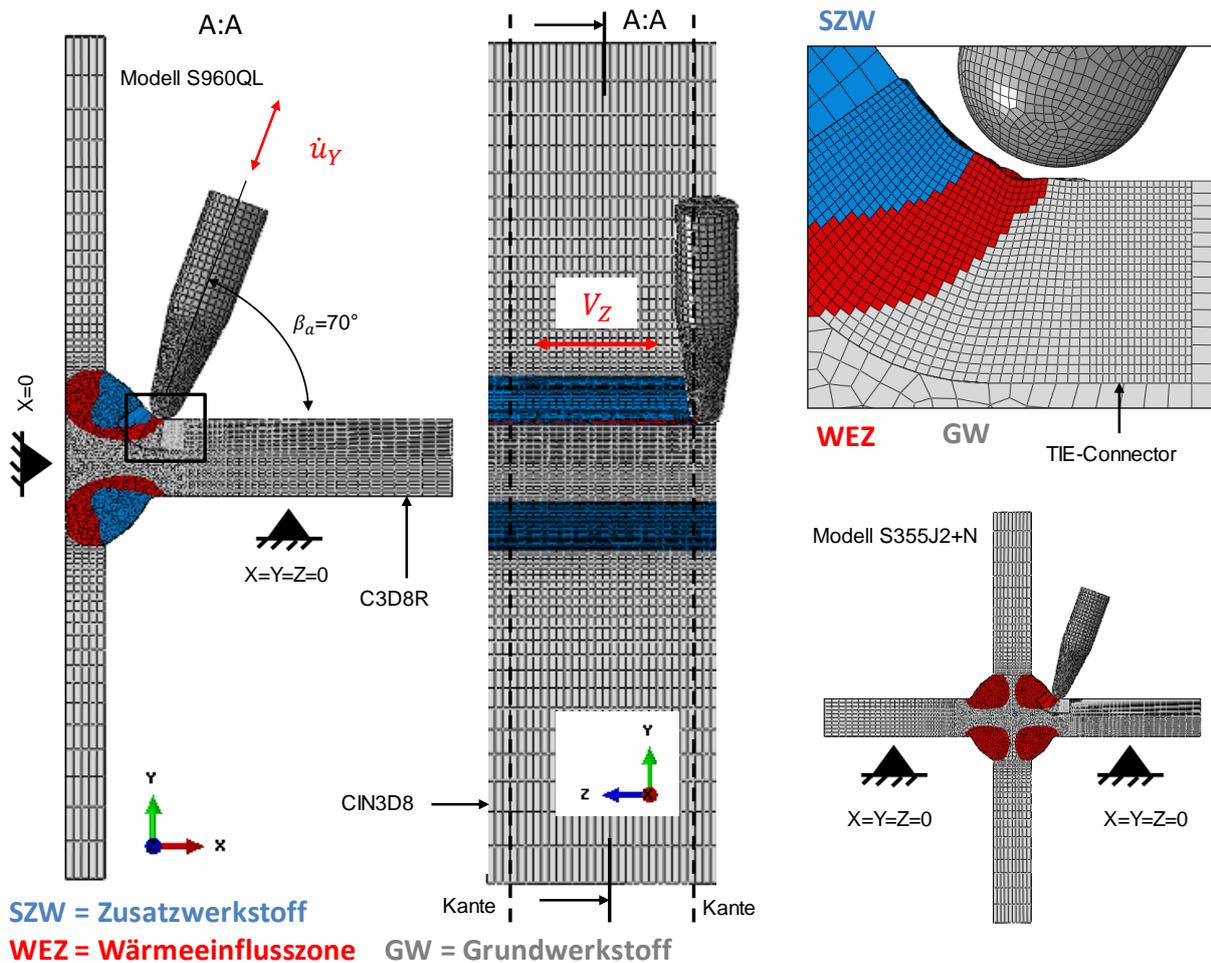


Abbildung 4-14: 3D-FE Modell der HFH-Simulation der Mutterkreuzstöße

Die unterschiedlichen Materialeigenschaften der Wärmeeinflusszone und der Grundwerkstoffe wurden durch verschiedene Zonen, dargestellt in Abbildung 4-14, abgebildet. Aufgrund der Streuung der Verfestigungskurven der Schweißzusatzwerkstoffe im Erstarrungszustand sowie deren Ähnlichkeit mit den jeweiligen Verfestigungskurven der WEZ (S355J2+N) sowie des Grundwerkstoffes (S960QL), siehe Abschnitt 6.2, wurden den SZW Zonen im FE-Modell jeweils das Werkstoffverhalten der WEZ (beim Werkstoff S355J2+N) und das Werkstoffverhalten des Grundwerkstoffes (beim Werkstoff S960QL) zugewiesen. Dieser Vereinfachung lag ebenfalls die Erkenntnis zugrunde, dass der SZW bei der Behandlung der Schweißzugproben beider Grundwerkstoffe kaum im direkten Kontaktbereich des Hammers liegt, dargestellt in Abschnitt 5.1 und zusammengefasst in Abschnitt 5.4.

In bisherigen Untersuchungen wurde die Schweißnahtgeometrie stets vereinfacht durch eine gerade Nahtflanke sowie einen tangential auslaufenden Nahtübergangsradius modelliert, der abgeschätzt (Hardenacke et al., 2015; Le Quiellec, 2011; Simunek et al., 2013) oder zuvor gemessen wurde (Ernould et al., 2019; Schubnell et al., 2017). Messungen des Flankenwinkels und des Nahtübergangsradius an den verwendeten Quersteifen im Rahmen einer Round-Robin-Studie (Schubnell et al., 2020d) zeigten allerdings einen hohen Einfluss des Auswertalgorithmus und der lateralen Auslösung des 3D-Scannersystems auf die ermittelten geometrischen Parameter. Dies schlägt sich in einer entsprechenden Unsicherheit der Messergebnisse nieder. Zusätzlich wurde eine hohe Streuung hinsichtlich des erfassten Nahtübergangsradius, siehe Abschnitt 5.2, festgestellt. Daher wurde die unsteige bzw. nicht-lineare Geometrie des Nahtübergangs mittels eines 3D-Laserscanners digitalisiert (Alkaltham, 2017) und schrittweise in ein entsprechendes 3D-Oberflächen- und 3D-Volumenmodell überführt (Le, 2018), dargestellt in Abbildung 4-15. Die Vernetzung des Volumenmodells erfolgte mit der Software HYPERMESH. Das auf diese Weise generierte FE-Netz der Kontaktzone wurde mit TIE-Verbindungen mit dem FE-Netz des Mutterkreuzstoßes verbunden, siehe Abbildung 4-14.

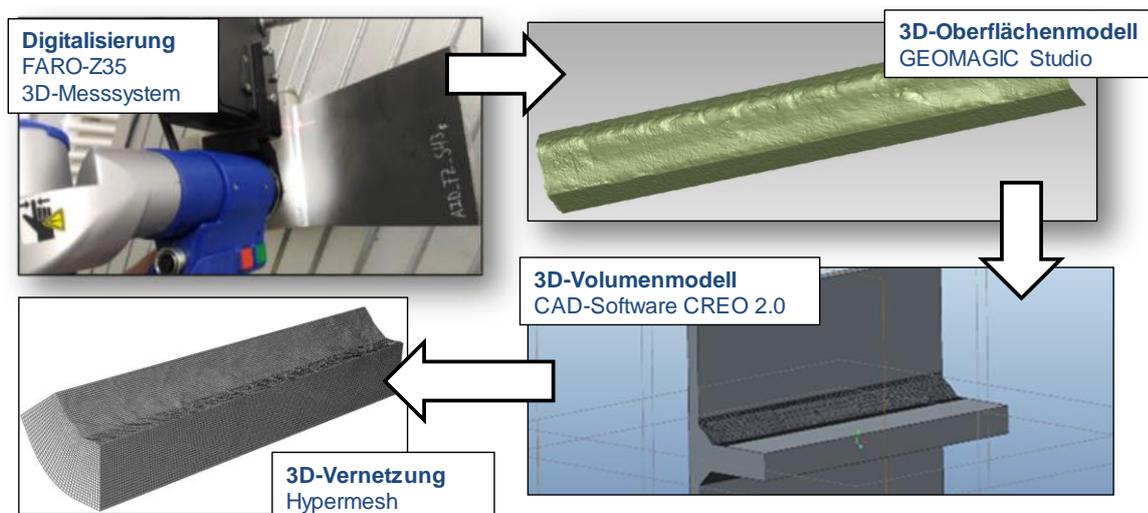


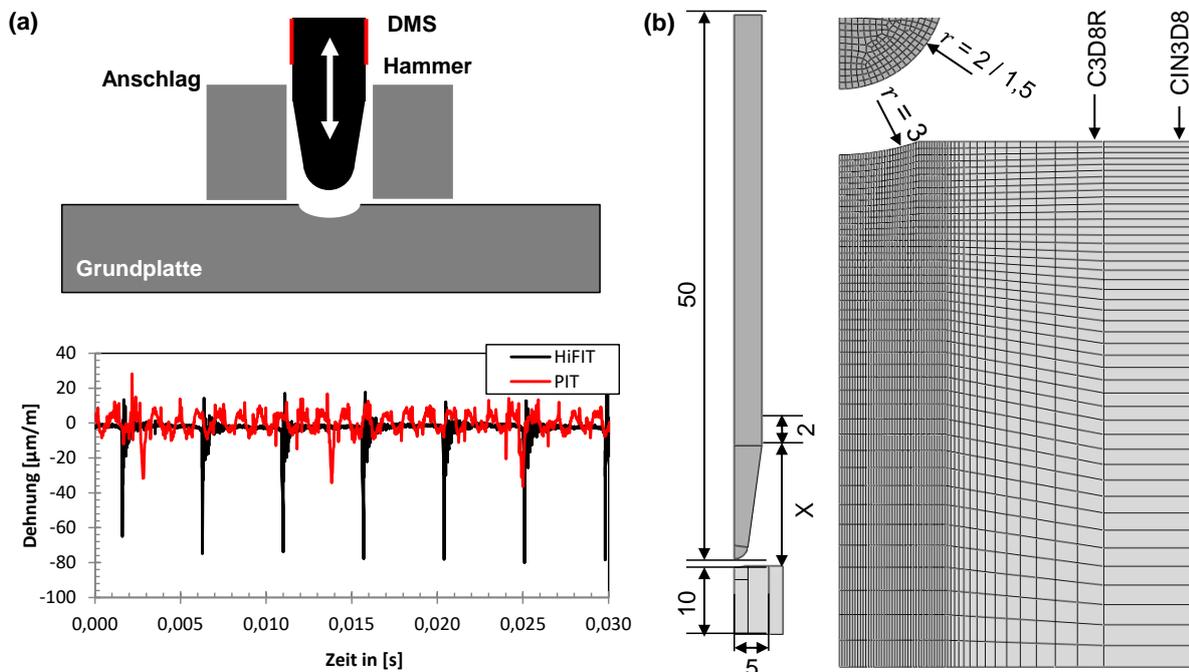
Abbildung 4-15: Vorgehen zur Erstellung eines FE-Netzes des Schweißnahtübergangs (Schubnell et al., 2020c)

## Prozesskinematik

Für die Modellierung der Kinematik des HFH-Prozesses, basierend auf den Untersuchungen von [Hardenacke et al. \(2015\)](#), wird die Aufschlaggeschwindigkeit des Hammers benötigt. Die Erfassung der Bewegung des Hammers mit einer Hochgeschwindigkeitskamera durch [Foehrenbach \(2016\)](#) führte zur Erkenntnis, dass hierfür eine sehr hohe Bildrate bzw. Abtastrate von deutlich über 3000 fps benötigt wird. Eine Messung der Stauchung des Hammers durch Dehnungsmessstreifen (DMS) in Kombination mit einem Transientenmessverstärker ermöglichte eine deutlich höhere Abtastrate über 50 kHz ([Foehrenbach, 2016](#)). Ähnliche Messungen wurden zuvor schon von [Baptista et al. \(2011\)](#) und [Simunek et al. \(2013\)](#) durchgeführt.

Die DMS-Messung erfolgte dabei bei der PIT- bzw. HiFIT-Behandlung an einer flachen, 10 mm starken Stahlplatte des Werkstoffs S960QL. Der Hammer wurde mit einer Schablone geführt, wobei ein Anstellwinkel bzw. Kippwinkel von annähernd  $\beta_a = \beta_t = 90^\circ$  realisiert werden konnte, dargestellt in Abbildung 4-16 (a). Die Messung wurde mit zwei Dehnungsmessstreifen Typ TML FLA-2-17-1L mit einer Messlänge von 2 mm, die  $180^\circ$  versetzt auf dem Hammer aufgeklebt wurden, realisiert. Die Abtastrate des Transientenmessverstärkers betrug 100 kHz.

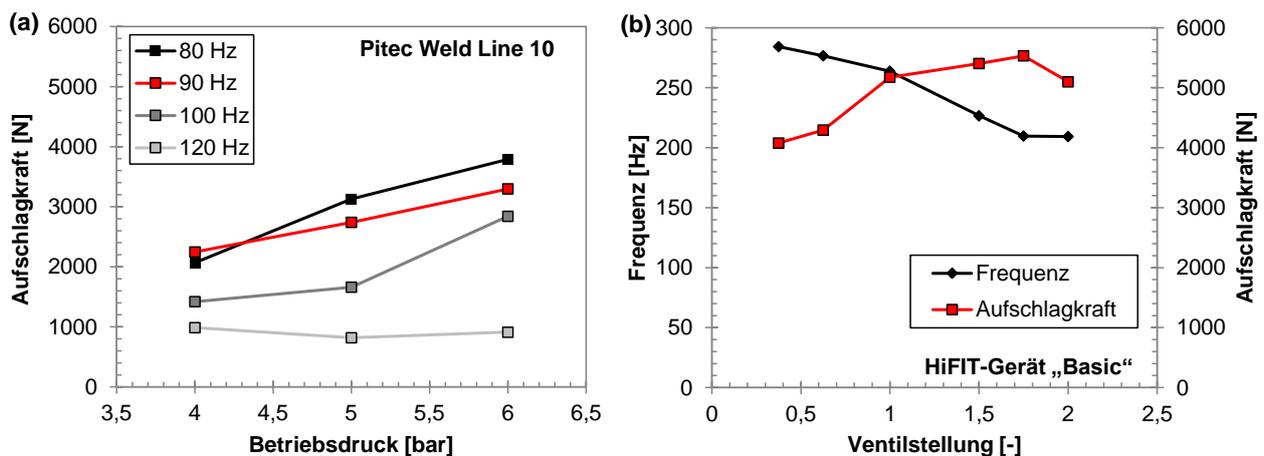
Das Messsignal bei der Behandlung durch das PIT-Werkzeug zeigte deutlich eine Druckspitze mit der jeweiligen eingestellten Hammerfrequenz (Primäraufschlag) und zusätzlich 4 bis 5 Druckspitzen (Sekundäraufschläge), siehe Abbildung 4-16 (a). Beim HiFIT-Werkzeug dagegen konnten lediglich Primäraufschläge mit der jeweiligen Schlagfrequenz erfasst werden.



**Abbildung 4-16: (a) Messung der Kontaktkraft der HFH-Werzeuge und (b) FE-Modell zur Korrelation von Stauchung und Aufschlaggeschwindigkeit**

Die Korrelation der Stauchung des Hammers mit der Aufschlagkraft bzw. Aufschlaggeschwindigkeit erfolgte mit einer linear-elastischen Finite Elemente (FE) Simulation, siehe Abbildung 4-16 (b). Dabei wurde die Annahme getroffen, dass sich nach einigen Aufschlägen Hammer und Grundplatte beim Kontakt nur noch elastisch verformen. Die Kontaktzone des FE-Modells der Grundplatte wurde entsprechend des gemessenen Radius und der Eindringtiefe der Grundplatten modelliert. Im drehsymmetrischen FE-Modell wurden dabei die gleichen Kontaktbedingungen, Elementformulierungen und Elementgrößen wie bei der 3D-Prozesssimulation verwendet, siehe vorheriger Abschnitt.

Das Messsignal wurde nach der Messung durch eine FFT mit der Software MATLAB aufbereitet und anschließend gefiltert. Die mittlere Aufschlaggeschwindigkeit bzw. Kontaktkraft der Primär- und Sekundäraufschläge des PIT-Werkzeugs wurde für die verwendeten Werkzeugeinstellungen,  $p = 6$  bar und  $f = 90$  Hz von [Ernould \(2017\)](#) ermittelt und für weitere Werkzeugeinstellungen basierend auf den Messungen von [Foehrenbach \(2016\)](#) ergänzt. Die mittlere Aufschlaggeschwindigkeit der Primäraufschläge des HiFIT-Werkzeugs wurde analog bestimmt. Beim PIT-Werkzeug wurde festgestellt, dass die Aufschlagkraft mit sinkender Frequenz und steigendem Betriebsdruck zunimmt, dargestellt in Abbildung 4-17 (a). Beim HiFIT-Werkzeug nimmt die Schlagfrequenz mit der Ventilstellung ab und die Aufschlagkraft nimmt zu, siehe Abbildung 4-17 (b).



**Abbildung 4-17: Aufschlagkraft bzw. Schlagfrequenz der verwendeten HFH-Werkzeuge**

Die Aufschlaggeschwindigkeit  $V_i$  in  $\text{m s}^{-1}$  kann über die folgenden Formeln basierend auf der Aufschlagkraft in Newton, aus Abbildung 4-17 für das HiFIT-Werkzeug abgeschätzt werden:

$$V_i = 0,572 F + 218 \text{ für } 600 \text{ N} < F < 11\,000 \text{ N} \quad (52)$$

Für das PITEC-Werkzeug kann analog die Formel nach [Ernould \(2017\)](#) zum Abschätzen der Aufschlaggeschwindigkeit  $V_i$  in  $\text{m s}^{-1}$  in Abhängigkeit der Aufschlagkraft  $F$  in N verwendet werden.

$$V_i = 0,658 + 272 \text{ für } 500 \text{ N} < F < 7000 \text{ N} \quad (53)$$

Basierend auf den verwendeten Einstellung von  $f = 90\text{Hz}$  und  $p = 6\text{ bar}$  für das PIT-Werkzeug sowie von einer Ventilstellung von 1x für das HiFIT-Werkzeug wurde eine entsprechende mittlere Aufschlaggeschwindigkeit von  $V_i = 2,68\text{ m s}^{-1}$  (PIT) und  $V_i = 3,18\text{ m s}^{-1}$  (HiFIT) bestimmt.

Basierend auf den verwendeten Werkzeugeinstellungen, siehe Abschnitt 3.4, wurde der Hammer in der Vertikalbewegung mit einer Referenzkraft von 1000 N beschleunigt bzw. abgebremst. Die Amplitude dieser Referenzkraft wurde mit einer vectorized user amplitude (VUAMP) Routine in Abhängigkeit der vertikalen Verschiebung  $u_y$  bzw. der vertikalen Geschwindigkeit  $\dot{u}_y$ , illustriert in Abbildung 4-18, berechnet. Die horizontale Verschiebung  $u_z$  wurde mit  $u_y$  mit einer vectorized displacement user (VDISP) Routine synchronisiert, um eine Horizontalverschiebung (Z-Richtung) des Hammers beim Kontakt mit dem Werkstück zu unterbinden.

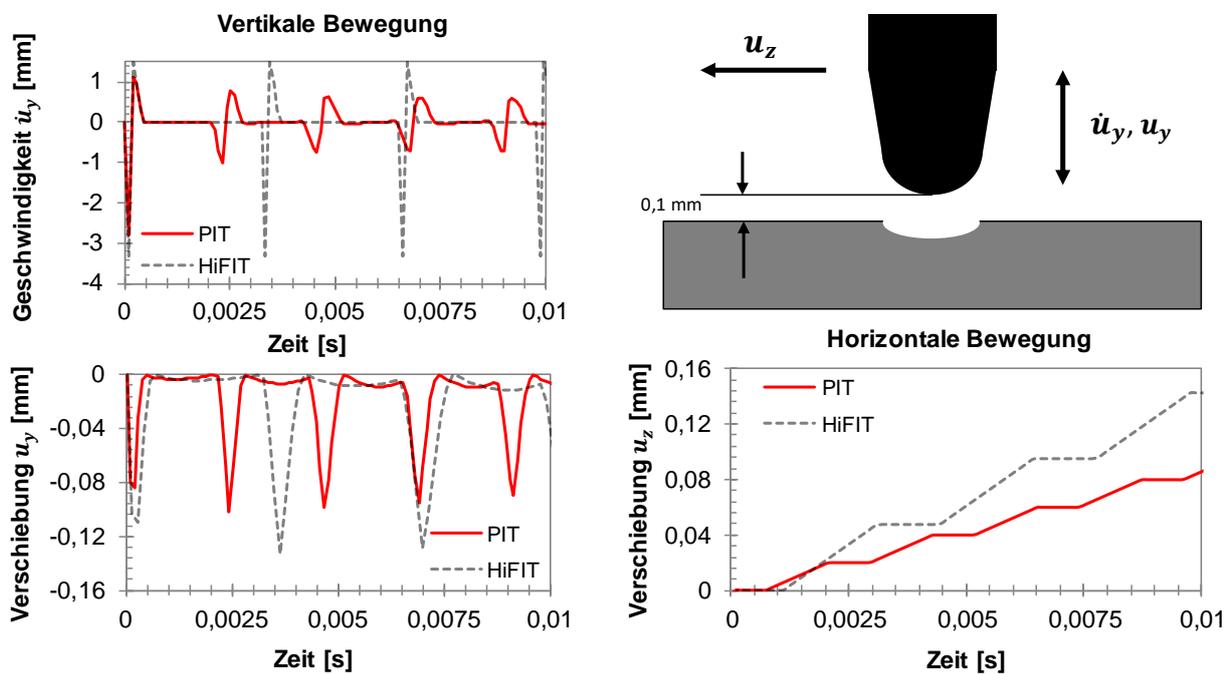


Abbildung 4-18: Implementierte Prozesskinematik des Hammers

### Übertragung des Eigenspannungszustandes

Die Übertragung des Spannungszustandes von der Schweißstruktursimulation (SYSWELD) zur Simulation der HFH-Behandlung (ABAQUS) erfolgte basierend auf den Spannungswerten an den Gauß'schen Integrationspunkten der jeweiligen Elemente. Dafür wurden alle mit SYSWELD berechneten Spannungswerte  $\sigma_{ij}$  mit  $i = x, y, z$  und  $j = x, y, z$  der Spannungstensoren  $\sigma$  auf das FE-Netz in ABAQUS übertragen. Die Spannungswerte für die HFH-Simulation wurden dabei als gewichtetes arithmetisches Mittel folgendermaßen berechnet:

$$\bar{\sigma}_{ij} = \sum_{o=1}^q \sigma_{ij,o} w_o^{-1} / w_{ges} \tag{54}$$

wobei sich der Gewichtungsfaktor  $w$  aus den Absolutabständen  $\Delta x$ ,  $\Delta y$ ,  $\Delta z$  des jeweiligen Gaußpunkts der FE-Netze in SYSWELD und ABAQUS berechnet:

$$w_{ges} = \sum_{o=1}^q 1/w_o \text{ mit } w_o = (\Delta x_o^2 + \Delta y_o^2 + \Delta z_o^2)^{-\frac{1}{2}} \quad (55)$$

Um die Berechnungszeit speziell für die Suche der benachbarten Gaußpunkte zu begrenzen, wurden jeweils nur die nächsten vier Gauß'schen Integrationspunkte für die Mittelwertbildung einbezogen ( $q = 4$ ). Dabei kommt es zu Abweichungen in Bereichen mit einem Größenunterschied zwischen den FE-Netzen in Kombination mit hohen Spannungsgradienten, dargestellt in Abbildung 4-18 für die Quereigenspannungskomponente  $\sigma_{xx}$ . Der größte festgestellte Unterschied zwischen den Spannungszuständen lag nach einer Stabilisierungszeit von 0,01 s kleiner als 5% (Quereigenspannung).

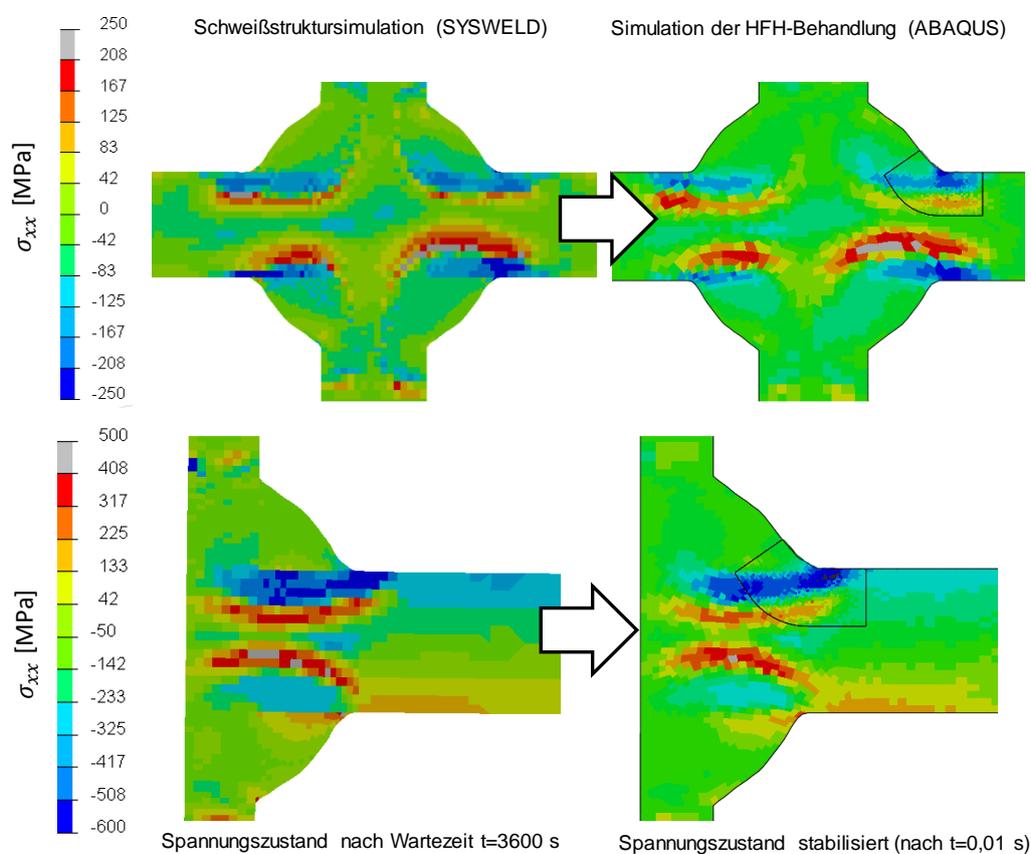
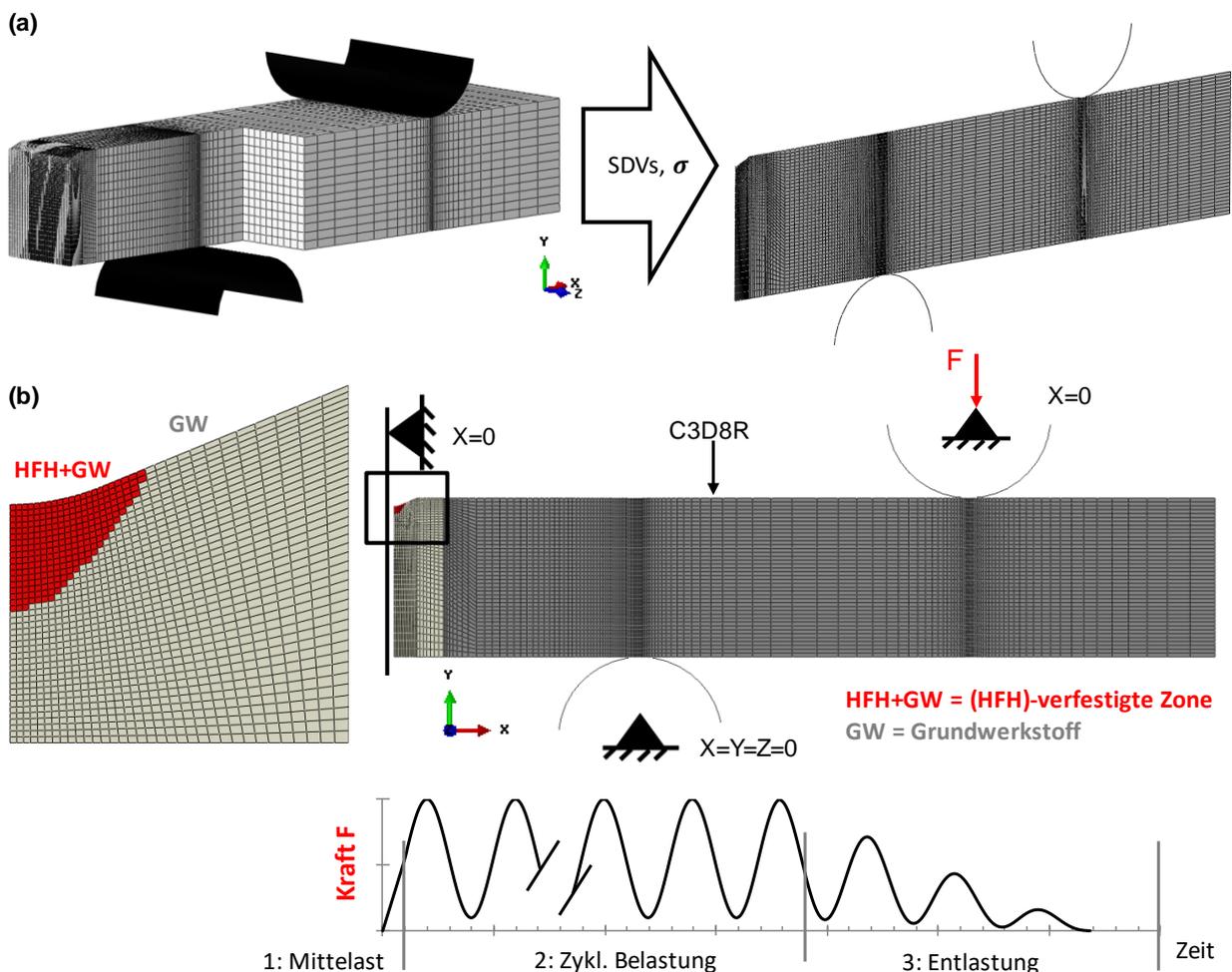


Abbildung 4-19: Übertragung des Eigenspannungszustandes

#### 4.5.3 Simulation der zyklischen Belastung

Die numerische Simulation der Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Zugschwellbelastung erfolgt an einem 2D-FE-Modell des Querschnitts der Kerbbiege- und Schweißzugproben unter Annahme eines ebenen Spannungszustands. Diese Annahme wurde aufgrund von Röntgenbeugungsmessungen an zyklisch belasteten Proben getroffen, wobei nur vergleichsweise geringe Unterschiede hinsichtlich der Eigenspannungskomponente quer zur Belastungsrichtung festgestellt wurden. Stabile Eigenspannungszustände wurden zuvor in ähnlichen vorherigen Studien u.a. durch [Klemenz \(2009\)](#)

und Mikkola (2017) durch thermische Lasten in ähnlichen Makromodellen generiert. Im Unterschied dazu wurde im Folgenden der Eigenspannungszustand aus den 3D-FE-Modellen mit identischen Querschnittsabmessungen und ähnlicher Vernetzung, siehe Abschnitt 7.2, auf die 2D-Modelle transferiert, dargestellt in Abbildung 4-20 (a) für Kerbbiegeproben. Dieses Vorgehen ist durch zwei wesentliche Faktoren begründet: Zum einen durch den wesentlich geringeren Rechenaufwand, besonders im Hinblick auf eine Verkleinerung der Netzgröße, siehe Abschnitt 4.6.2. Zum anderen ist nur auf diese Weise eine Änderung der Materialparameter des Verfestigungsmodells möglich, siehe Abschnitt 4.4.3, da dies in der verwendeten Version von ABAQUS (Version 6.14) weder in der geschlossenen FE-Analyse noch in der sogenannten „Restart“-Analyse implementiert ist. Auf eine Massenskalierung wie bei der 3D-Simulation, siehe Abschnitt 4.5.2, konnte aufgrund der geringen Modellabmessungen verzichtet werden. Ein Abgleich der errechneten Spannungswerte bei der Simulation zyklischer Belastung zwischen 3D- und 2D-Modell zeigt eine hohe Übereinstimmung.



**Abbildung 4-20: (a) Übertragung des Spannungszustandes und der Zustandsvariablen (SDVs), (b) 2D-FE-Modell zur Simulation der Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Belastung der Kerbbiegeprobe**

Um identische Kontaktbedingungen verwenden zu können, wurde das 2D-Modell ebenfalls mit ABAQUS Explicit (explizite Zeitintegration), entsprechend der 3D-HFH-Simulation, modelliert. Die

Elementkantenlängen im Kontaktbereich des Hammers wurden aufgrund des Spannungsabstandsansatzes, siehe Abschnitt 2.5.5, auf 50  $\mu\text{m}$  verkleinert, dargestellt in Abbildung 4-20 (b). Die Komponenten der Spannungstensoren  $\sigma_{ij}$  mit  $i = x, y$  und  $j = x, y$  sowie die Zustandvariablen (SDVs) wurden mit dem in Abschnitt 4.5.2 aufgeführten Berechnungsansatz vom 3D-Modell auf das 2D-Modell übertragen. Dabei wurden die jeweiligen Werte in Probenquerrichtung (Z-Richtung) in einem Abschnitt von +/- 5 mm von der Mittelebene gemittelt. Dies hat zudem den Vorteil, dass Schwankungen des Eigenspannungszustandes einzelner Elemente entsprechend ausgeglichen werden. Für die Simulation wurden ausschließlich reduziert integrierte Elemente mit Hourglass Control (ABAQUS Notation: CPS4R) verwendet.

Die Simulation der zyklischen Belastung der Schweißzugproben erfolgte an einem 2D-FE  $\frac{1}{4}$  Modell, dargestellt in Abbildung 4-21. Elementgröße, Elementformulierung und Solvereinstellungen sind identisch wie beim 3D-FE Modell der Kerbbiegeprobe, wobei beim FE-Modell des Werkstoffs S960QL eine Elementkantenlänge von 25  $\mu\text{m}$  verwendet wurde, siehe Abschnitt 8.2.2. Spannungstensoren und Zustandvariablen wurden ebenfalls aus der 3D-Simulation als Anfangsbedingung übernommen. Insgesamt wurden bei dem FE-Modell der Schweißzugproben aus S355J2+N fünf Zonen mit unterschiedlichen Verfestigungsmodellen modelliert, siehe Abschnitt 4.4.3, dargestellt in Abbildung 4-21 (a). Diese entsprechen den jeweiligen Werkstoffzuständen aus den Querschliffen ohne die Berücksichtigung entsprechender Gefügegradienten, siehe Abschnitt 5.1 und Abschnitt 5.4. Da bei den Proben des Grundwerkstoffs S960QL keine Steigerung der Versetzungsdichte über einen größeren Bereich festgestellt werden konnte, wurden nur drei Zonen also Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißzusatzwerkstoff modelliert, dargestellt in Abbildung 4-21 (b).

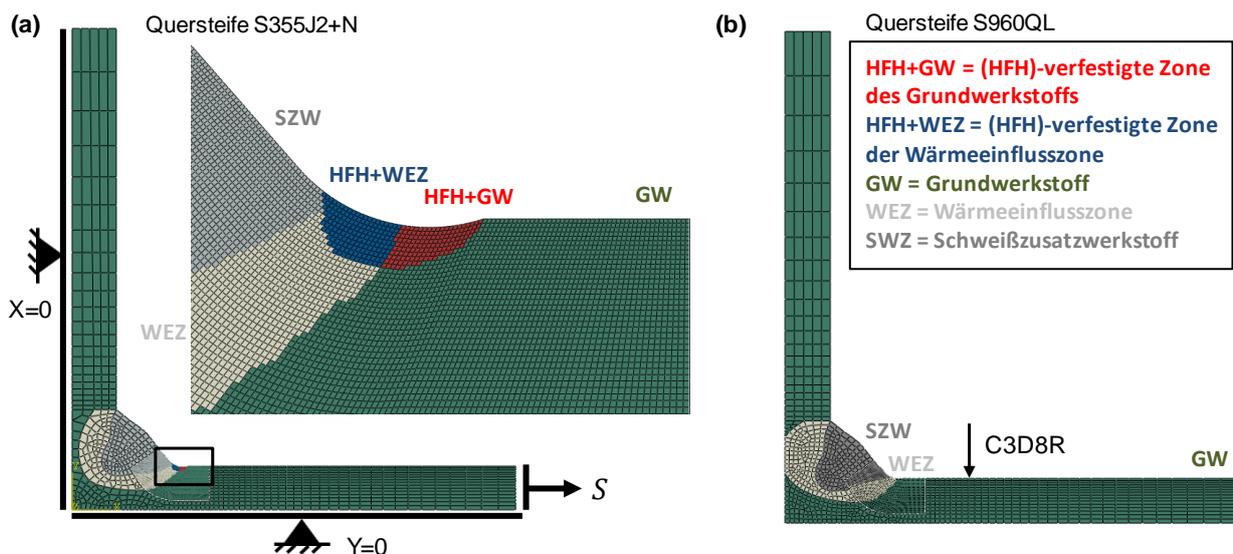


Abbildung 4-21: Modell zur Simulation der Eigenspannungumlagerung unter zyklischer Belastung der Schweißzugproben

Die Simulation einiger weniger Lastspielen ( $N = 20$ ) statt wie experimentell zwischen  $N = 10^4$  bis  $10^7$  ist akzeptabel, da davon auszugehen ist, dass die Eigenspannungsumlagerung bei Schweißverbindungen (Farajian et al., 2010; Leitner et al., 2017, 2018; Weich, 2009b) und verfestigtem (kugelgestrahlter oder festgewalzter) niederfesten Stahl (SAE1045) (Altenberger, 1999; Martin et al., 1998) hauptsächlich in den ersten oder dem allerersten Lastspiel auftritt. Der Abgleich mit experimentellen Eigenspannungswerten erfolgte an Durchläufern (mit  $N = 10^7$  auf dem niedrigsten Lastniveau) bzw. an Proben, die bis zur halben Bruchlastspielzahl  $N_B/2$  (höchstes Lastniveau) belastet wurden.

## 4.6 Anwendung der Lebensdauerkonzepte

### 4.6.1 Allgemeiner Ansatz

Entsprechend der Erkenntnisse aus Abschnitt 2.2.2 ist davon auszugehen, dass während eines signifikanten Teils der Lebensdauer der HFH-behandelten Proben keine oder nur kurze Risse im Bereich weniger 1/10 mm auftreten. Der Schwerpunkt der nachfolgenden Untersuchungen soll deshalb auf diesem Bereich der Rissinitiierung und des Mikrorisswachstums liegen, entsprechend den dehnungsbasierten Schädigungskonzepten aus Abschnitt 2.5.2 und Abschnitt 2.5.3. Bei der FE-basierten Anwendung dieser Konzepte wird dabei der Randschichtzustand (Eigenspannung, Verfestigung) nach der HFH-Behandlung berücksichtigt. Spannungen und Dehnungen für die Schädigungsberechnung innerhalb eines Lastspiels werden dabei aus einem FE-Modell zur Simulation der zyklischen Belastung von Kerbbiege- und Schweißzugproben ausgelesen. Durch die Simulation einer bestimmten Anzahl von Lastspielen wird dabei nur der Teil der Eigenspannung als zusätzliche Mittelspannung berücksichtigt, der unter zyklischer Belastung erhalten bleibt, siehe Abschnitt 2.5.1.

Als Kriterium für das Ende der Phase der Anrissbildung und des Beginns der Risswachstumsphase wurde der kritische Abstand  $L$  (Spannungsabstandansatz, siehe Abschnitt 2.5.5) verwendet. Der kritische Abstand legt dabei auch den Auswertebereich im FE-Modell fest.

Um einen einheitlichen Vergleich zwischen experimentellen und numerischen Anrisslastspielzahlen  $N_i$  zu ermöglichen, werden die experimentell ermittelten Lastspielzahlen ( $N_1$  bei der ersten Rastlinie bzw.  $N_B$  beim Restbruch der Proben) aus Abschnitt 4.3.2 um den Anteil, welcher dem stabilen Rissfortschritt zugeordnet wird, reduziert, dargestellt in Abbildung 4-22. Dafür findet das Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM), siehe Abschnitt 2.5.4, unter Berücksichtigung des zyklisch stabilen Eigenspannungszustands der jeweiligen Proben Anwendung.

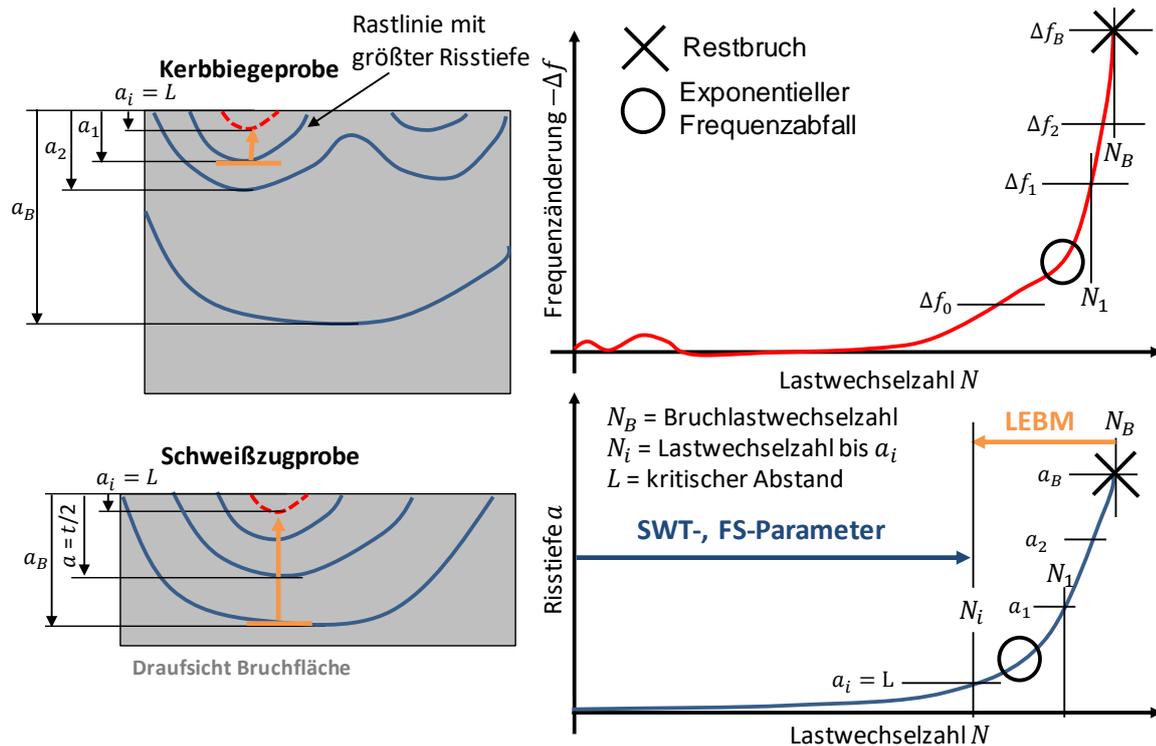


Abbildung 4-22: Berechnungskonzept zum Vergleich von Anrisslastspielzahlen  $N_i$

#### 4.6.2 Spannungsabstandsansatz

Wie in Abschnitt 2.5.5 beschrieben, kann der Spannungsabstandsansatz zur Abschätzung des Übergangsbereichs von physikalisch kurzen zu langen Rissen bzw. zur Abschätzung der (plastischen) Schädigungszone um die Risspitze verwendet werden, wobei die vorgestellten Schädigungskonzepte nur zur Beschreibung physikalisch kurzer Risse und die Konzepte der linear-elastischen Bruchmechanik nur zur Beschreibung physikalisch langer Risse verwendet werden.

Für S355J2 wird für den kritischen Abstand ein Wert von  $L=0,315$  für statische Belastung angegeben (Madrazo et al., 2014). Dieser deckt sich entsprechend mit Angaben für niederfeste Stähle für zyklische Belastung, siehe Tabelle 2-5. Für höherfeste Stähle sind nur wenige Literaturangaben vorhanden. Allerdings konnte eine hohe Übereinstimmung des Ansatzes von Lawrence et al. (1978, 1981), siehe Gleichung (38), (Korrelation von  $L$  und der Zugfestigkeit  $R_m$ ) mit den Literaturwerten festgestellt werden, dargestellt in Abbildung 4-23 (a). Entsprechend wurde der kritische Abstand für alle Werkstoffzustände außer dem Grundwerkstoff aus S355J2+N über diese Approximation ermittelt. Entsprechend der Punkt-Methode (PM) für die Auswertung der Spannungen und Dehnungen im FE-Modell bei  $L/2$  ist für die Auswertung eine Reduzierung der Elementkantenlänge auf  $25 \mu\text{m}$  notwendig.

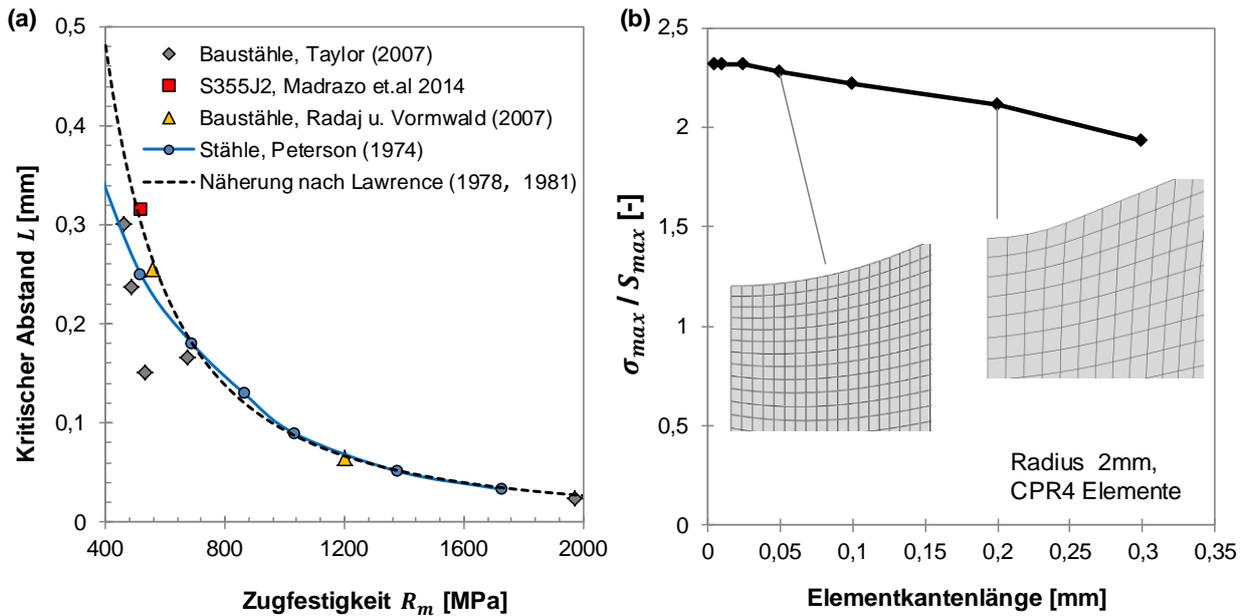


Abbildung 4-23: (a) Kritischer Abstand  $L$  für Baustähle, (b) Sensitivitätsanalyse des FE-Netzes

Zusätzlich wurde durch eine Sensitivitätsanalyse der Einfluss des kritischen Abstands auf die ausgewerteten Spannungen im FE-Modell untersucht. Dafür wurde das 2D-FE Modell, siehe Abbildung 4-20 (b), mit rein linear-elastischem Materialverhalten (Kerbformzahlberechnung) verwendet. Dabei wurde festgestellt, dass sich die elastische Spannung bei einer Reduzierung der Elementkantenlänge von 50  $\mu\text{m}$  auf 25  $\mu\text{m}$  um 2,4% und von 25  $\mu\text{m}$  auf 10  $\mu\text{m}$  um 0,9% erhöht, dargestellt in Abbildung 4-23 (b). Wobei bemerkt werden sollte, dass eine Elementgröße von 25  $\mu\text{m}$  ungefähr der Homogenisierungsgrenze von etwa 3x der Korngröße des Baustahls S960QL entspricht (Welsch, 2015).

### 4.6.3 Linear-elastische Bruchmechanik

Der Rissfortschritt aller Kerbbiegeproben sowie einer Auswahl von Schweißzugproben wurde durch Rastlinienversuche dokumentiert, siehe Abschnitt 8.1. Allerdings wurden dabei in der Regel bereits bei der ersten Rastlinie Risstiefen um  $a \geq 1,2$  mm ermittelt, die über dem kritischen Abstand  $L$  (Spannungsabstandsansatz, siehe vorheriger Abschnitt 4.6.2) liegen, bzw. Risslängen, die über der Größenordnung eines beginnenden Makroanriss (physikalisch langer Riss) liegen, siehe Abschnitt 2.5.5.

Die folgenden Berechnungen des stabilen Rissfortschritts basieren auf dem Ansatz der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM). Ziel dieser Berechnungen ist es, eine einheitliche Risstiefe (oder Anrisskriterium) zum Vergleich der nachfolgenden Berechnung mit den dehnungsbasierten Schädigungsparametern zu ermitteln.

Die Integration der Rissfortschrittsgleichung  $da/dN$ , Gleichung (33), wurde mit der Fehlerbewertungssoftware IWM VERB Version 8.1 nach dem Euler-Verfahren durchgeführt. Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  wurde über die Ansatzfunktion nach Wang und Lambert (1995), siehe Anhang A, für einen semi-elliptischen Oberflächenriss in einer endlichen Platte mit der Breite  $2W$  und

der Dicke  $t$  bestimmt. Dabei gilt für die Rissform  $0 \leq a/c \leq 1$ ;  $0 \leq a/t \leq 0,8$  sowie  $0 \leq c/W \leq 0,5$ . Für die Bestimmung der plastischen Maximallast (engl. plastic limit load) wurde der Ansatz nach [Sattari-Far und Dillström \(2004\)](#), siehe Anhang C, verwendet. Riss-schließeffekte wurden nach dem Modell von [Willenborg et al. \(1971\)](#) berücksichtigt, wobei als Eingangsgrößen die zyklischen Streckgrenzen der jeweiligen Werkstoffzustände nach Tabelle 6-1 verwendet wurden.

Der Eigenspannungszustand wurde für die Rissfortschrittsberechnung ebenfalls berücksichtigt, wobei die Eigenspannungstiefenverläufe aus dem 2D-FE Modell, siehe Abbildung 4-24, nach der Simulation der zyklischen Belastung, also im zyklisch-stabilen Zustand abhängig vom Lastniveau verwendet wurde. Hierzu sei bemerkt, dass die genannten Tiefenverläufe die Spannungswerte einzelner Elemente abbilden. Die Eigenspannungstiefenverläufe wurden anschließend zu den Lastspannungsverläufen der linear-elastischen FE-Analyse (Abschnitt 3.2) addiert.

Für die Berechnung des Rissfortschritts wurden die Materialparameter  $C$  und  $m$  an mehreren unbehandelten Kerbbiegeproben kalibriert, wobei nur Proben mit einzelnen, semi-elliptischen Anrissen mit entsprechendem Randabstand verwendet wurden, dargestellt in Abschnitt 8.2.3. Dabei entsprechen die jeweiligen Exponenten  $m$  in etwa den von [Simunek et al. \(2018\)](#) ermittelten Werten für die Grundwerkstoffe S355 und S960. Aufgrund der Vielzahl der einzelnen Rissausgangsorte sowie dem geringen Abstand dieser Risse bei den HFH-behandelten Kerbbiegeproben beider Grundwerkstoffe war keine entsprechende Kalibrierung möglich. Allerdings zeigten experimentelle Untersuchungen des Rissfortschritts an HFH-behandelten Stumpfstoßen aus S355 und S690QL von [Weich \(2009b\)](#), dass die Rissfortschrittsgeschwindigkeit von unbehandelten und behandelten Proben in ein ähnliches Streuband fällt. Entsprechend wurde die Annahme getroffen, dass geringe Unterschiede der Rissfortschrittsgeschwindigkeit zwischen unbehandelten und behandelten Proben vernachlässigt werden können. Die Kalibrierung der Materialparameter  $C$  und  $m$  erfolgte für die Schweißzugproben aus S355J2+N und S960QL analog zu den Kerbbiegeproben an Rastlinienversuchen aus dem IGF-Vorhaben Nr.19227 N ([Schubnell et al., 2020c](#)). Allerdings traten an diesen Proben die Risse in Kantennähe, aber nicht direkt an der HFH-behandelten Kante selbst auf, wobei sich bereits bei der ersten Rastlinie ein annähernd viertel-elliptischer Riss bildete, dargestellt in Abbildung 8-9. Für die Kalibrierung der Materialparameter wurde daher der Ansatz für viertel-elliptische Kantennisse nach [Varfolomeev \(2000\)](#), siehe Anhang B, verwendet.

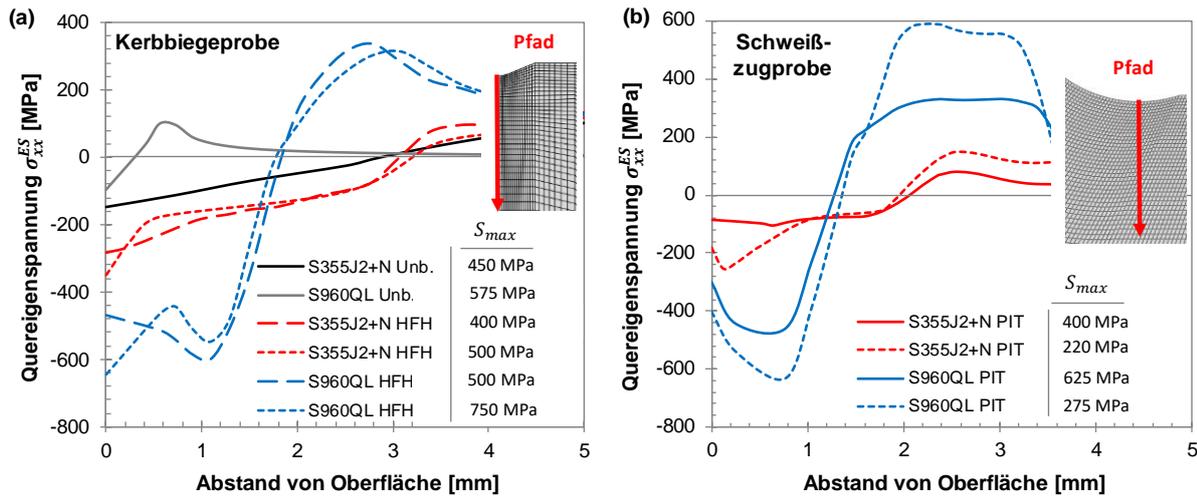


Abbildung 4-24: Tiefenverläufe der 2D-FE Simulation nach der zyklischen Belastung der Kerbziegeproben (a) und der Schweißzugproben (b) abhängig vom Lastniveau

#### 4.6.4 Dehnungsbasierte Schädigungsparameter

Die Berechnung der Schädigungsparameter  $P_{SWT}$  (Abschnitt 2.5.2) und  $P_{FS}$  inklusive der Modifikation nach Gates (2018) (Abschnitt 2.5.3) erfolgte durch ein Python-Skript. Der Berechnungsablauf ist in Anhang D dargestellt. Die Auswertung der Spannung und Dehnung erfolgte dabei über die Schnittstelle des Programms ABAQUS direkt aus der odb-Datei. Für die Auswertung des jeweiligen Schädigungsparameters wird das Prinzip der kritischen Ebene (engl. critical plane) verwendet. Dieses besagt, dass das Versagen des Werkstoffs (Rissbildung und Risswachstum) in der oder den Ebene(n) mit der größten Schädigung auftritt (Socie und Marquis, 2000).

Die Auswerteebene im FE-Modell wurde daher in  $5^\circ$ -Schritten variiert (Gates, 2018). Aufgrund des ebenen Spannungszustands erfolgte die Drehung nur in der Y/Z-Ebene bzw. entlang der Z-Achse ( $\varphi$ -Winkel) im jeweiligen FE-Modell. Die Berechnung der Schädigungsparameter  $P_{SWT}$  und  $P_{FS}$  erfolgte nach ihrer mehrachsigen Definition nach Socie und Marquis (2000) entsprechend Gleichung (19) und Gleichung (30) basierend auf der Normal-  $\varepsilon$  und Scherdehnung  $\gamma$  sowie der Normalspannung  $\sigma_n$  rechtwinklig zur Auswerteebene für die jeweils minimale und maximale Spannung bzw. Dehnung im Lastspiel. Basierend auf dem Schädigungswert wurde anschließend die Anrisslebensdauer durch das Lösen der jeweiligen nichtlinearen Gleichung mit dem Newton-Verfahren errechnet. Dafür werden die Coffin-Manson-Parameter  $\sigma f'$ ,  $\varepsilon f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  für axiale Dehnung in die Parameter für Scherdehnung  $\tau f'$ ,  $\gamma f'$ ,  $b_\gamma$  und  $c_\gamma$  gemäß Gleichung (25) bis (27) umgerechnet. Die Auswerteebene mit dem minimalen Lebensdauerwert wurde dabei als kritische Ebene identifiziert. Der Ablauf der Schädigungsberechnung ist illustriert in Abbildung 4-25 (a).



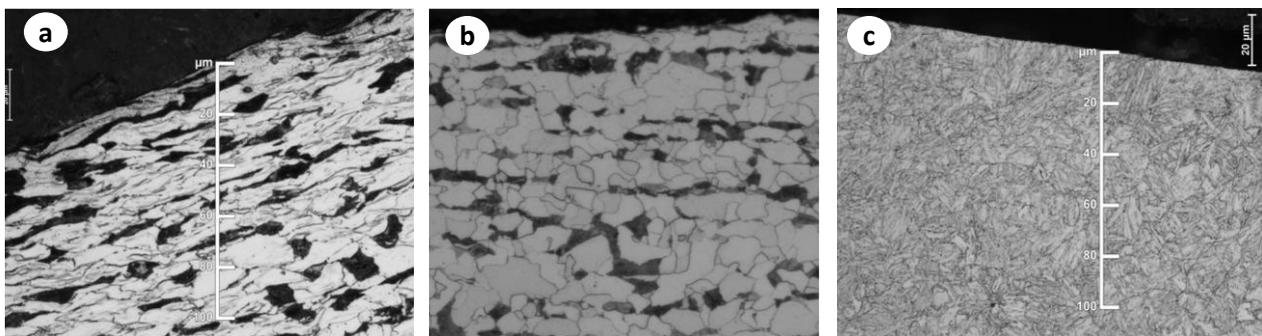
$k_{FS}(N)$  die Normalspannungsempfindlichkeit der jeweiligen Werkstoffzustände, aber nicht die Mittelspannungsempfindlichkeit abbilden. Für den direkten Vergleich der errechneten Anrisslastspielzahlen mit den experimentellen Werten, wurde die jeweilige Dehnungsamplitude aus den Versuchen auf ein einzelnes FE-Element aufgebracht und die Schädigungsparameter aus der Spannung-Dehnungshysterese ausgewertet. Der Term  $k_{FS}(N)$  des  $P_{FS}$ -Parameters wurde so angepasst, dass die errechneten Lastspielzahlen mit den experimentellen Werten zusammenfallen.

---

## 5 Charakterisierung des Randschichtzustandes

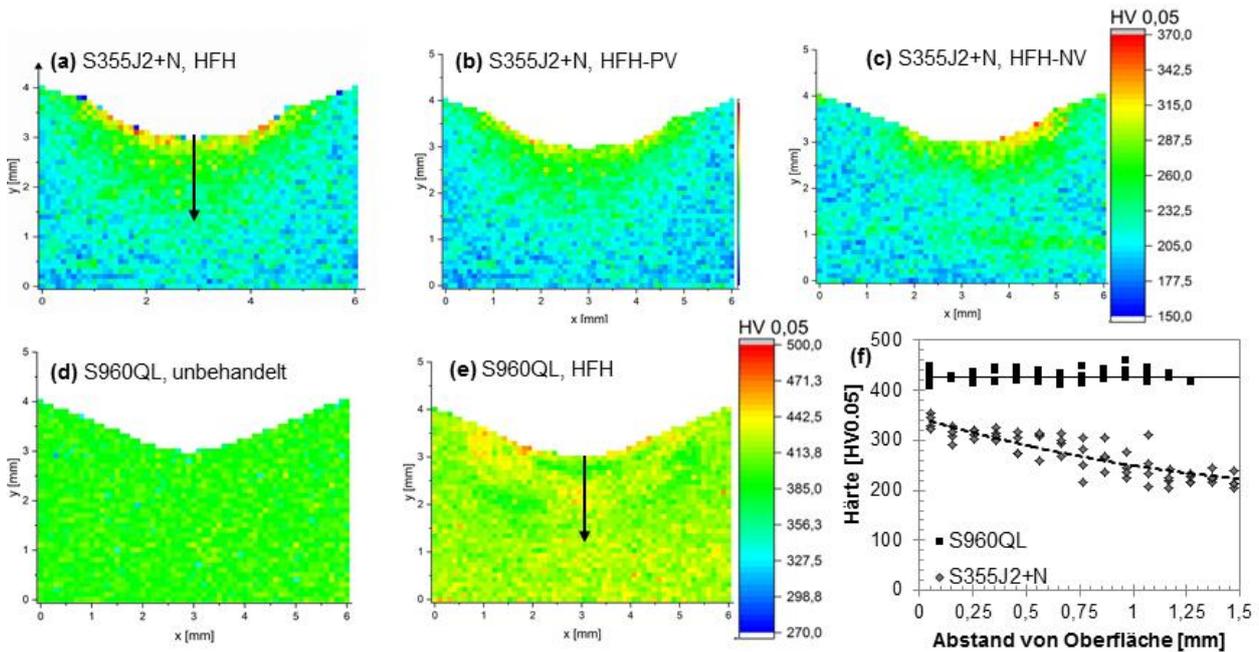
### 5.1 Härte und Gefüge

In Abbildung 5-1 ist das Randschichtgefüge nahe des Kerbgrunds der Kerbbiegeproben nach der HFH-Behandlung dargestellt. Für den Werkstoff S355J2+N wurde nach der HFH-Behandlung eine deutliche Deformation der Körner bis zu einer Tiefe von 300  $\mu\text{m}$  gegenüber dem unbehandelten Zustand festgestellt. Dabei ist eine starke Erhöhung der Versetzungsdichte besonders in einer Tiefe von 50  $\mu\text{m}$  bis 100  $\mu\text{m}$ , siehe Abbildung 5-5 (a), gegenüber dem unbehandelten Zustand, siehe Abbildung 5-5 (a), sichtbar. Beim höherfesten S960QL war keine signifikante Deformation des Gefüges bzw. Änderung der Versetzungsdichte in der oberflächennahen Schicht festzustellen, siehe Abbildung 5-5 (c).



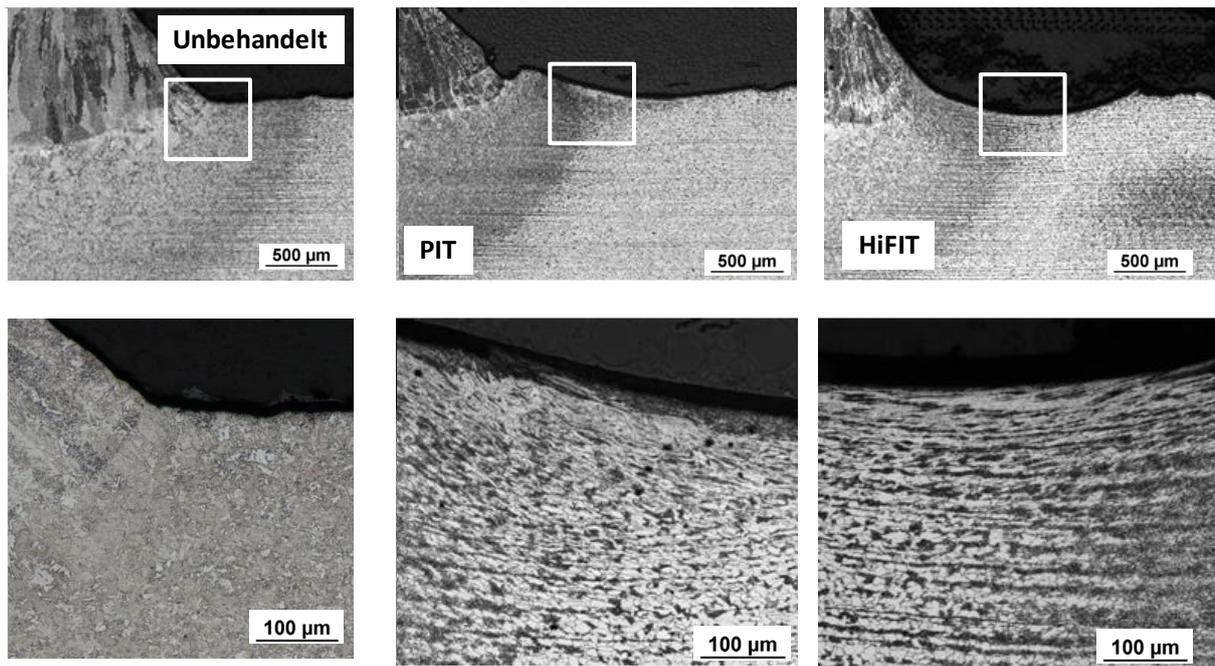
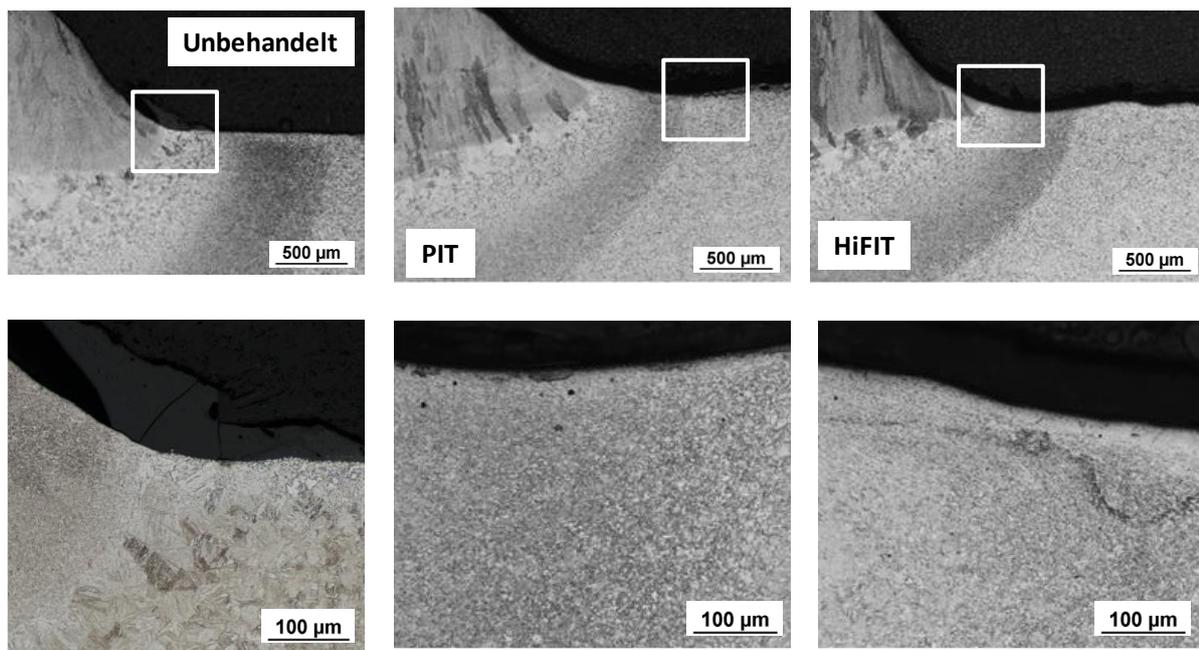
**Abbildung 5-1: Gefüge S355J2+N im HFH-behandelten Zustand (a) und unbehandelten Zustand (b) und S960QL im HFH-behandelten Zustand (c) (Schubnell et al., 2020e)**

Die Ergebnisse dieser Härtemessungen sind in Abbildung 5-2 zusammengefasst und dienen der Bestimmung des Grades der Randschichtverfestigung. Dabei konnten bei HFH-behandelten Kerbbiegeproben aus S355J2+N für unterschiedliche Vorspannungen (keine Vorspannung, negative- und positive Vorspannung) jeweils fast identische Härtewerte ermittelt werden, siehe Abbildung 5-2 (a) – (c). Die maximalen Härtewerte in der HFH-behandelten Randschicht lagen bei bis zu 340 HV<sub>0,05</sub> gegenüber einer mittleren Härte des Grundwerkstoffes von 209 HV<sub>0,05</sub>. Die Steigerung der Randschicht-  
härte war über eine Tiefe von 1,5 mm feststellbar. Bei den Kerbbiegeproben aus S960QL konnten dagegen nur punktuell geringfügig höhere Härtewerte von maximal 465 HV<sub>0,05</sub> gegenüber einer mittleren Grundwerkstoffhärte von 435 HV<sub>0,05</sub> ermittelt werden, siehe Abbildung 5-2 (d) und (e). Im Kerbgrund war gar keine Steigerung der Härte festzustellen.



**Abbildung 5-2: Härtemessungen der Kerbbiegeproben aus S355J2+N im HFH-behandelten Zustand (a) mit positiver Vorspannung (b) und negativer Vorspannung (c) und aus S960QL unbehandelt (d) und HFH-behandelt (e) sowie Härteprofilen in der Kerbmitte (f) (Schubnell et al., 2020e)**

Analog zu der qualitativen Gefügeanalyse der Kerbbiegeproben wurden ebenfalls Untersuchungen an Schweißzugproben durchgeführt, siehe Abbildung 5-3. Dabei lag der Kerbgrund im HFH-behandelten Übergangsbereich zwischen Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff (GW). Hier liegt je nach Werkstoff ein entsprechendes Mischgefüge vor. Im unbehandelten Zustand liegt der Nahtübergang im Bereich der Grobkornwärmeeinflusszone, dargestellt in Abbildung 5-3. Ähnlich wie bei den Kerbbiegeproben war bei den Schweißzugproben aus dem GW S355J2+N eine deutliche Deformation des Gefüges bzw. Zunahme der Versetzungsdichte in einer Tiefe von 150  $\mu\text{m}$  bis 250  $\mu\text{m}$  nach der PIT bzw. HiFIT-Behandlung zu erkennen. Bei den Schweißzugproben aus S960QL war dagegen nur eine geringfügige Erhöhung der Versetzungsdichte in einer Tiefe von weniger als 50  $\mu\text{m}$  festzustellen. Die Mikrohärtmessungen an den Schweißzugproben erfolgten im gleichen Raster und mit dem gleichen Messgerät wie die Mikrohärtmessungen an den Kerbbiegeproben. Die Mikrohärt auf einer Härteskala von HV1 wurde dabei über den gesamten Querschnitt der Quersteife bei den jeweiligen Proben ermittelt und ist in Abbildung 5-4 zusammengefasst. Bei beiden Werkstoffen zeigte sich eine deutliche Änderung der Härte im Bereich der Wärmeeinflusszone von 172 HV1 auf 245 HV1 im Mittel bei S355J2+N und im Bereich der feinkörnigen Wärmeeinflusszone von 405 HV1 auf 342 HV1 im Mittel bei S960QL. Beim Werkstoff S960QL wurde im Bereich der Grobkornwärmeeinflusszone eine deutliche Zunahme der Härte bis teilweise 485 HV1 festgestellt.

**S355J2+N****S960QL**

**Abbildung 5-3: Gefüge am Nahtübergang im Grundzustand (GZ) sowie nach der PIT- bzw. HiFIT-Behandlung (Schubnell et al., 2020c)**

Zusätzlich wurden Mikrohärtemessungen im HFH-behandelten Bereich der Schweißzugproben durchgeführt, dargestellt in Abbildung 5-5. Dabei konnte bei den PIT-behandelten Schweißzugproben aus dem Werkstoff S355J2+N eine deutliche Steigerung der Härte im Bereich der WEZ auf bis zu 353 HV<sub>0,05</sub> gegenüber einer mittleren Härte der unbehandelten Randschicht von 270 HV<sub>0,05</sub>, festgestellt werden. Die Härtesteigerung wurde dabei in einer Tiefe von 0,2 mm nachgewiesen. Die maximalen Härtewerte bei der HiFIT-Behandlung waren geringer (ca. 303 HV<sub>0,05</sub>) als bei der PIT-Behandlung.

handlung. Allerdings war die mittlere Randschichthärte nach PIT- und HiFIT-Behandlung fast identisch. Bei den HFH-behandelten Schweißzugproben aus dem Werkstoff S960QL wurde nur punktuell eine geringe Steigerung der Randschichthärte auf 412 HV<sub>0,05</sub> festgestellt. Die Härte im Bereich des Kerbgrunds betrug zwischen 390HV<sub>0,05</sub> und 405 HV<sub>0,05</sub>.

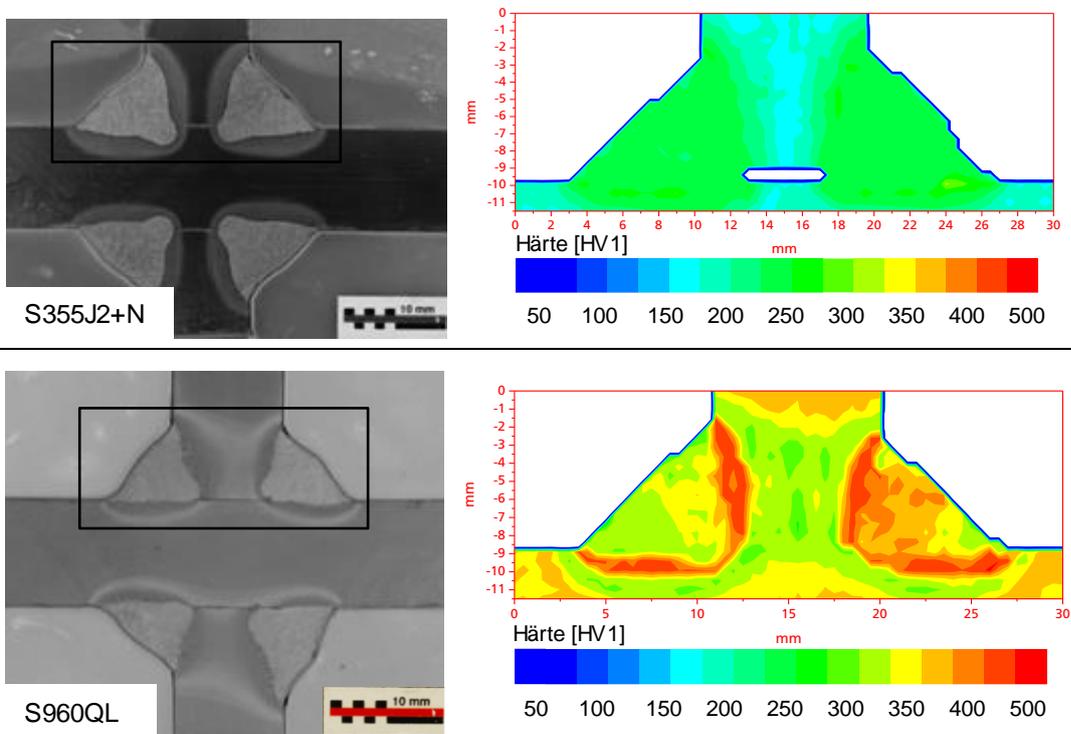


Abbildung 5-4: Querschnitt der Schweißzugproben und Mikrohärtmessungen (Ladendorf et al., 2020)

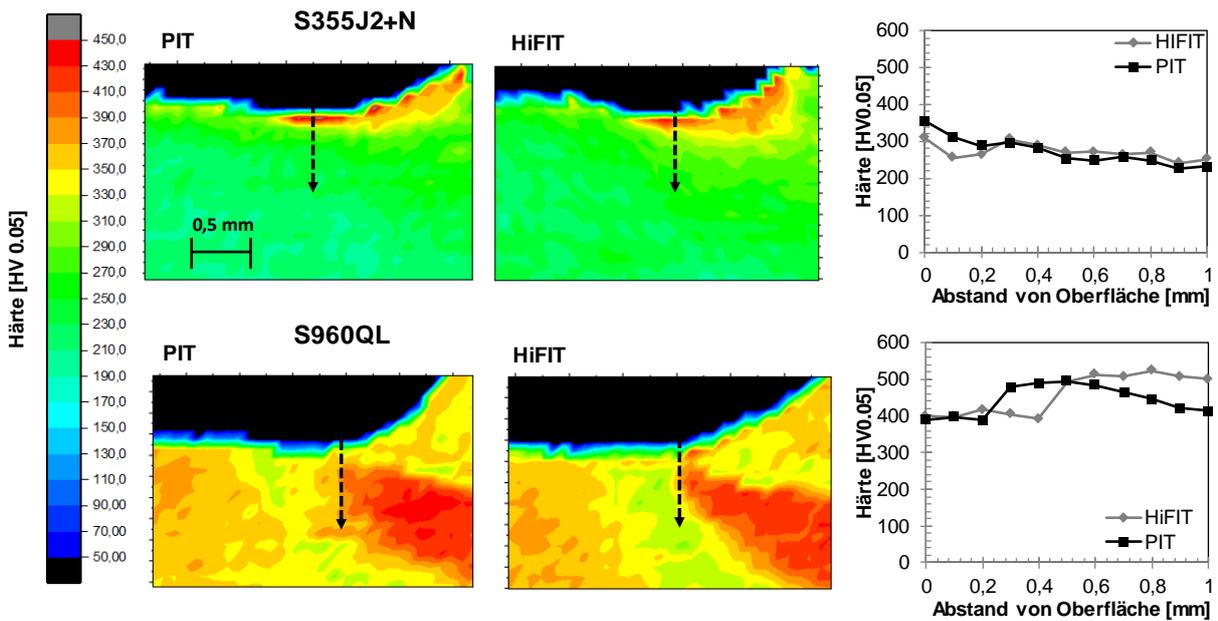


Abbildung 5-5: Härtemessung der HFH-behandelten Randschicht der Schweißzugproben (Schubnell et al., 2020c)

### 5.2 Oberflächentopografie

Zur Charakterisierung der Oberflächengrobgestalt wurde die Eindrucktiefe  $t_p$  nach Definition der VDI-Richtlinie 3416 (VDI, 2018) an den Kerbbiegeproben und Schweißzugproben ermittelt. Ebenfalls wurde der Konturradius des HFH-behandelten Profils bzw. Kerb- und Nahtübergangsradius bestimmt, siehe Abbildung 5-6. Die Ergebnisse sind jeweils in Abbildung 5-7 zusammengefasst.

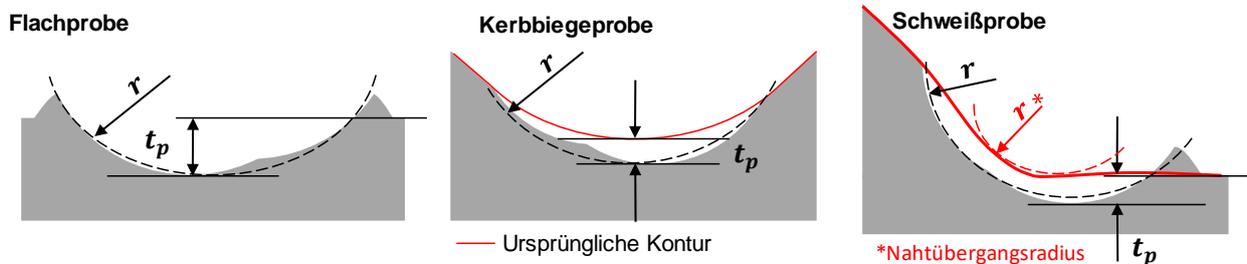


Abbildung 5-6: Definition und Messung der Eindrucktiefe nach IIW-Richtlinie (Marquis und Barsoum, 2016) bzw. Tiefe der geometrischen Struktur nach VDI-Richtlinie 3416 (VDI, 2018) und des Konturradius des HFH-behandelten Profils

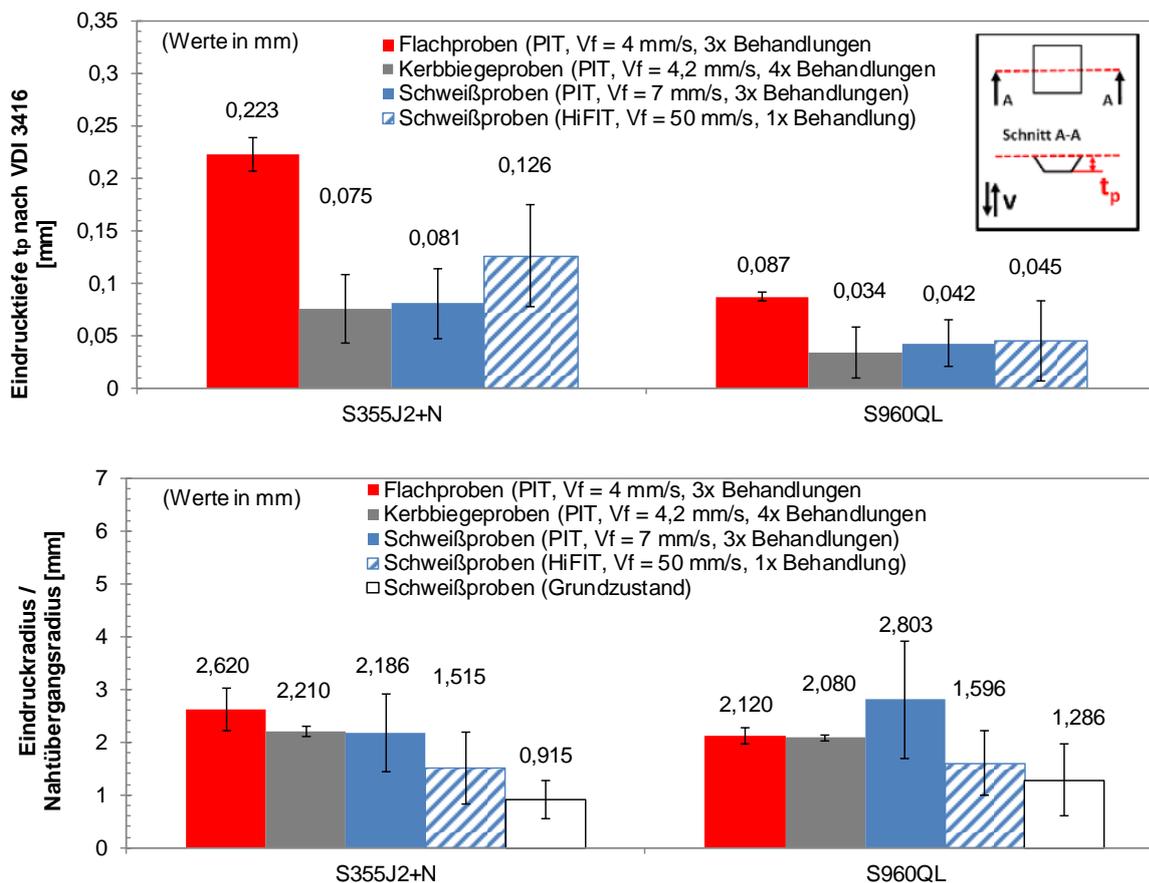


Abbildung 5-7: Geometrische Parameter HFH-behandelter Proben im Vergleich mit den ermittelten Werten an flachen Proben nach Schubnell et al. (2020b)

Der Mittelwert der ermittelten geometrischen Eindrucktiefe  $t_p$  sowie des Radius des HFH-behandelten Profils bzw. Nahtübergangsradius sind in Abbildung 5-7 dargestellt. Die Fehlerbalken entsprechen dabei der Standardabweichung der Gauß'schen Normalverteilung. Als Vergleich sind zudem die

ermittelten geometrischen Parameter an Flachproben von [Foehrenbach \(2016\)](#) und [Ernould \(2017\)](#) dargestellt. Für die untersuchten Kerbbiegeproben wurden Eindringtiefen unter 0,14 mm (Werkstoff S355J2+N) sowie unter 0,08 mm (Werkstoff S960QL) ermittelt. Die minimalen Werte für den Werkstoff S960QL lagen jeweils nahe bei 0 mm.

### 5.3 Eigenspannung

Röntgenbeugungsmessungen am Kerbgrund der Kerbbiegeprobe vor der Behandlung zeigten, dass die Eigenspannungen längs zur Behandlungsrichtung unter 50 MPa und quer zur Behandlungsrichtung unter 15 MPa lagen. Wie anhand von Abbildung 5-8 zu erkennen ist, bewirkt die negative Vorspannung (-0,5 Streckgrenze im Kerbgrund) eine deutliche Reduzierung der oberflächennahen Druckeigenspannung in Querrichtung (Vorspannungsrichtung) nach der Behandlung der Kerbbiegeproben sowohl beim Werkstoff S355J2+N als auch beim Werkstoff S960QL.

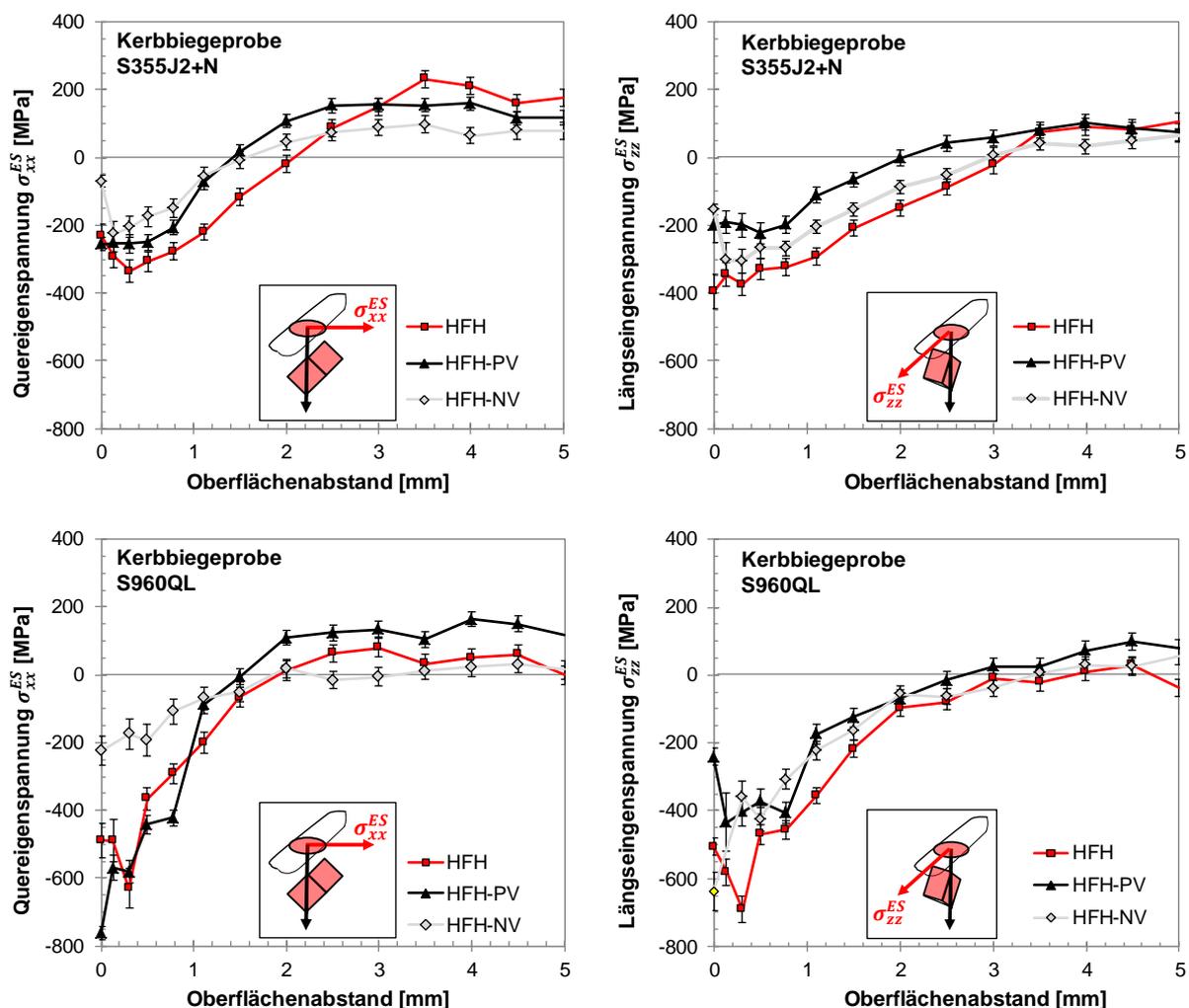


Abbildung 5-8: Eigenspannungstiefenverläufe HFH-behandelter Kerbbiegeproben in Abhängigkeit der Vorspannung bei der Behandlung (PV: Positive Vorspannung, NV: Negative Vorspannung).

Eine positive Vorspannung dagegen bewirkt eine Zunahme der Druckeigenstressungen in Querrichtung am Kerbgrund bei beiden Werkstoffen, während in Tiefenrichtung teilweise auch geringere Druckeigenstressungen im Vergleich zum HFH-behandelten Zustand ohne Vorspannung festzustellen waren. Der Unterschied des Eigenstresszustandes in Abhängigkeit der Vorspannung ist bei dem härtesten Werkstoff S960QL deutlich stärker ausgeprägt. Im Verhältnis zur Streckgrenze beider Werkstoffe wurde ohne Vorspannung durch die HFH-Behandlung fast identische Druckeigenstressungen über nahezu gleiche Tiefe festgestellt.

Wie in Abbildung 5-9 dargestellt, waren nach der PIT-Behandlung deutlich höhere Druckeigenstressungsbeträge festzustellen als bei der HiFIT-Behandlung mit deutlich höherem Vorschub bzw. kürzerer Behandlungsdauer. Dabei ist der Unterschied zwischen den Eigenstressungstiefenverläufen in Querrichtung zur Naht deutlich stärker ausgeprägt als in Längsrichtung. Beim härtesten Werkstoff S960QL wurden höhere Druckeigenstressungsbeträge gemessen als beim niederfesten Werkstoff S355J2+N. Der Unterschied wurde hauptsächlich bei den Druckeigenstressungen in Querrichtung festgestellt. Die Tiefenwirkung der Druckeigenstressungen war bei den Proben aus S355J2+N höher als bei den Proben aus S960QL.

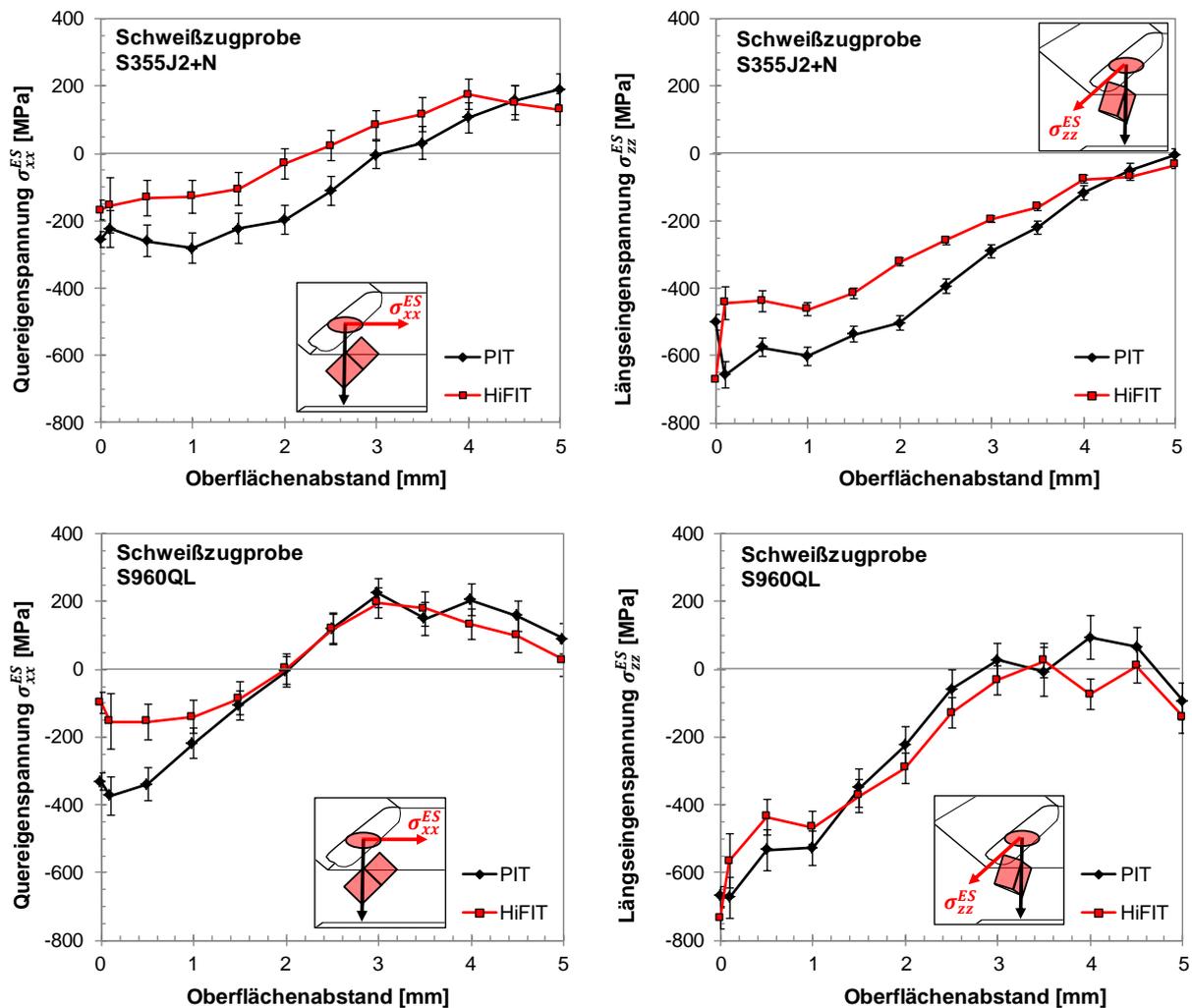


Abbildung 5-9: Eigenstressungstiefenverläufe HFH-behandelter Schweißzugproben nach der PIT- und der HiFIT-Behandlung (Schubnell et al., 2020c)

## 5.4 Diskussion

### Oberflächengestalt

Wie die Untersuchungen zeigten, kommt es im Aufschlagsbereich des Hammers zur einer massiven Umformung des Kerbgrunds bzw. des Nahtübergangs. Die gemessenen Eindrucktiefen an den Kerbbiegeproben nach der PIT-Behandlung sind deutlich geringer als die gemessenen Werte an flachen Grundwerkstoffproben aus S355 und S960 von [Foehrenbach et al. \(2016\)](#) (siehe Abbildung 5-7). Gleiches trifft auf die von [Weich \(2009b\)](#) nach der HiFIT- und [Kurshid et al. \(2017\)](#) nach der UIT-Behandlung gemessenen Eindrucktiefen zu. Dies ist vor allem auf die unterschiedlichen Kontaktbedingungen zwischen Hammer und der runden Kerbgeometrie im Vergleich zu flachen Proben zurückzuführen. Hinsichtlich der Eindrucktiefe liegen die erzielten Werte an den PIT- und HiFIT-behandelten Schweißzugproben im Mittel deutlich unter der IIW-Empfehlung von [Marquis und Barsoum \(2016\)](#) von 0,2 – 0,6 mm. Allerdings wurden bereits an Kehlnähten aus S355 von [Dürr \(2007\)](#) und von [Kuhlmann und Gunther \(2009\)](#) nach der PIT-Behandlung ähnliche Eindrucktiefen im Mittel von 0,1 mm bzw. 0,17 mm gemessen.

Nach der HiFIT-Behandlung wurden bei den untersuchten Schweißzugproben trotz des größeren Abstands der Aufschläge (abgeschätzt aus Vorschub und Schlagfrequenz) höhere Eindrucktiefen als nach der PIT-Behandlung erreicht. Dies lässt sich auf den geringeren Hammerkopfdurchmesser bei der HiFIT-Behandlung zurückführen.

### Randschichtverfestigung

Bei allen untersuchten Proben aus S355J2+N wurde eine starke Zunahme der Versetzungsdichte bzw. Randschichthärte im Aufschlagsbereich des Hammers festgestellt. Die gemessenen Härtewerte an den Kerbbiegeproben aus dem Stahl S355J2+N korrelieren hinsichtlich der Einwirktiefe von 1,5 mm weitestgehend mit den Härtetiefenverläufen an HFH-behandelten Flachproben aus S355J2H ([Ernould, 2017; Ernould et al., 2019a](#)), wobei in diesem Fall trotz etwas geringerer Behandlungszeit (3x Durchläufe mit  $V = 2$  mm/s) teilweise höhere, randnahe Härtewerte von bis zu 398 HV<sub>0,05</sub> gemessen wurden. Dass keine Steigerung der Randschichthärte bei den Kerbbiegeproben aus dem Stahl S960QL festgestellt werden konnte, deckt sich mit den Untersuchungen von [Ernould \(2017\)](#) an Flachproben aus S960QL. In diesem Fall konnte auch auf einer Härteskala von HV<sub>0,005</sub> mit entsprechend geringen Eindruckabständen keine Änderung der Randschichthärte festgestellt werden.

Die Einwirktiefe der Randschichtverfestigung bei den HiFIT- und PIT-behandelten Schweißzugproben aus S355J2+N von 0,3 mm deckt sich in etwa mit den Untersuchungen von [Weich \(2009b\)](#) (HiFIT-Behandlung mit fast identischen Behandlungsparametern), auch wenn in diesem Fall nach der Behandlung höhere Härtewerte von bis zu 400 HV<sub>0,05</sub> erzielt wurden, wobei allerdings auch die Härte im Ausgangszustand mit < 200 HV<sub>0,05</sub> niedriger lag als bei der hier untersuchten WEZ. Allerdings wurden durch [Baier \(2015\)](#) und [Ghahremani et al. \(2015\)](#) für die UIT-Behandlung von Querstreifen

aus S355MC bzw. 350W Stahl deutlich höhere Eindringtiefen von bis zu 1 mm, aber geringere Härte-  
werte  $< 300 \text{ HV}_{0,05}$  festgestellt, wobei in beiden Fällen Werkstoff und Durchmesser des Hammers  
nicht dokumentiert sind. Dass keine Steigerung der Randschicht Härte bei den HFH-behandelten  
Schweißzugproben aus dem Stahl S960QL festgestellt werden konnte, deckt sich mit den Ergebnissen  
von [Leitner et al. \(2014\)](#).

### Eigenspannungszustand

Eine Abschätzung der Genauigkeit der Eigenspannungsanalyse durch Neutronenbeugungsmessung  
zeigte eine Streubreite von grob  $\pm 100 \text{ MPa}$  im Rahmen einer Round Robin Studie an geschweißten  
Proben, bedingt durch verschiedene Messgeräte und -einstellungen ([Smith et al., 2018](#)). Dies sollte  
beim Abgleich der experimentellen Ergebnisse berücksichtigt werden. Haupteinflussfaktoren sind  
nach [Wimporly et al. \(2018\)](#) dabei in erster Linie die Korngröße bzw. die Anzahl der Körner im Mess-  
volumen in Kombination mit der ermittelten Halbwertsbreite. Bei einer relativ hohen Halbwerts-  
breite von  $0,6^\circ$  wird ein Minimum von 72 Körnern im Messvolumen empfohlen. Aufgrund der relativ  
kleinen Korngröße von etwa  $< 20 \mu\text{m}$  der hier untersuchten Werkstoffzustände und dem großem  
Messvolumen ist zu erwarten, dass der Messfehler deutlich unter dem Richtwert von [Wimporly et al.  
\(2018\)](#) für Stahl von  $\pm 40 \text{ MPa}$  liegt.

Hinsichtlich des ermittelten Eigenspannungszustandes nach der HFH-Behandlung fallen die gemessenen  
Quer- und Längseigenspannungswerte der Kerbbiegeproben in das Streuband der dokumen-  
tierten Werte an flachen Proben aus den Grundwerkstoffen der Stahlklassen S355 und S960  
([Foehrenbach et al., 2016](#); [Kurshid et al., 2017](#); [I. Weich, 2009b](#)), siehe auch Abschnitt 2.2.1. Die Quer-  
und Längseigenspannungen an der Oberfläche stimmen weitestgehend mit den Werten an flachen  
Platten aus S355J2+H überein ([Foehrenbach et al., 2016](#)). Dabei liegen die Druckeigenspannungen  
jedoch deutlich niedriger als bei der UIT-Behandlung an flachen Proben aus Stahl mit ähnlicher Fes-  
tigkeit ([Weich, 2009b](#); [Yekta et al., 2013](#)). Im Unterschied zu den Ergebnissen von [Kurshid et al.  
\(2017\)](#) ist im Vergleich der beiden Werkstoffe S355J2+N und S960QL ein betragsmäßiger Anstieg der  
Druckeigenspannungen mit der Streckgrenze bei einer Reduzierung der Einwirktiefe zu erkennen.  
Dies deckt sich mit dem grundlegenden Einfluss der Werkstoffhärte auf den Eigenspannungszustand  
([Schulze et al., 2016](#)), siehe auch 2.1.3.

Die ermittelten Eigenspannungswerte (Quer- und Längsrichtung) nach der PIT- bzw. HiFIT-Behand-  
lung an der Oberfläche fallen in das von [Weich \(2009b\)](#) angegebene Streuband für HiFIT- bzw. UIT-  
behandelte Stumpfstoße aus S355J2 bzw. in das Streuband der ermittelten Eigenspannungswerte für  
verschiedene Behandlungsdauern bei der UIT-Behandlung von Quersteifen aus 350W Stahl ([Yekta et  
al., 2013](#)). Dabei entsprechen die ermittelten, betragsmäßig niedrigeren Eigenspannungswerte je-  
weils in etwa den Minimalwerten von [Weich \(2009b\)](#) und [Yekta et al. \(2013\)](#). Ebenfalls liegen die  
ermittelten Eigenspannungswerte an den PIT- und HiFIT-behandelten Quersteifen aus S355J2+N im  
Bereich der dokumentierten Werte von [Yildirim und Marquis \(2013\)](#) für HiFIT-, UIT-, UNP- und UPT-

---

Behandlung von Längssteifen aus S700MC, wobei die ermittelten Eigenspannungswerte an den Quersteifen aus S960QL im Mittel etwas über diesen Werten liegen. Allerdings wurden in Querrichtung von Okawa et al. (2013) nach der UIT-Behandlung von Quersteifen aus niederfestem Stahl teilweise betragsmäßig deutlich höhere Eigenspannungswerte ermittelt.

Insgesamt ist festzuhalten, dass die in dieser Arbeit gemessenen Eigenspannungen prinzipiell mit Werten aus der Literatur übereinstimmen. Ein direkter Vergleich der hier gemessenen Eigenspannungszustände mit Literaturwerten speziell für geschweißte Proben ist aufgrund der Vielzahl an Einflussgrößen (Behandlungsverfahren, Werkzeugeinstellungen und Behandlungsparameter, unterschiedliche Grundwerkstoffe sowie Schweißprozesse und -parameter, Eigenspannungsmessverfahren und -parameter, ... ) jedoch nur bedingt möglich.

Die unterschiedlichen Eigenspannungszustände der Kerbiegeproben, abhängig von der Vorspannung, lassen sich zum einen durch den unterschiedlichen Spannungszustand während der Behandlung begründen und zum anderen mit einer unterschiedlichen Umlagerung der Eigenspannungen beim Entlasten der Probe, je nachdem ob vor der Behandlung im Kerbbereich Druck- oder Zugspannungen vorlagen. Bei den Schweißzugproben sind die unterschiedlichen Eigenspannungszustände nach der PIT- bzw. HiFIT-Behandlung auf die höhere Anzahl von Aufschlägen bei der PIT-Behandlung zurückzuführen, auch wenn die Schlagfrequenz beim HiFIT-Werkzeug deutlich höher ist.

### **Zwischenfazit**

Für die nachfolgenden Untersuchungen werden folgende Erkenntnisse zugrunde gelegt:

- a. Bei den Kerbiegeproben beider Grundwerkstoffe wurden nur geringe Formabweichungen durch die HFH-Behandlung festgestellt. Entsprechend der Analyse aus Abschnitt 3.2 ist daher nur ein äußerst geringer Einfluss der Geometrieänderung durch die HFH-Behandlung zu erwarten.
  - b. Geringe Unterschiede der oberflächennahen Härte der Kerbiegeproben, aber signifikante Unterschiede des Eigenspannungszustandes zeigen, dass eine entsprechende Trennung der Effekte der Randschichtverfestigung und Druckeigenspannungen hinsichtlich des Ermüdungsverhaltens zu erwarten ist.
  - c. Sowohl bei den Kerbiegeproben als auch bei den Schweißzugproben aus S960QL konnte keine Änderung der Randschichthärte nach der HFH-Behandlung festgestellt werden.
  - d. Der Kerbgrund des HFH-behandelten Profils liegt bei den Schweißzugproben besonders bei den Proben aus S355J2+N weitestgehend im Grundwerkstoff. Die Eindrücke der Schlibfbilder beider Werkstoffe zeigen, dass der Schweißzusatzwerkstoff kaum von der HFH-Behandlung betroffen ist, bzw. nicht oder nur geringfügig im Kontaktbereich des Hammers liegt.
-

## 6 Werkstoffcharakterisierung

### 6.1 Thermophysikalische Gefüge-Simulation

Das Gefüge der thermophysikalisch-simulierten Wärmeinflusszone (WEZ) ist im Vergleich zum Gefüge der realen WEZ sowie des Grundwerkstoffes (GW) unter 500-facher Vergrößerung in Abbildung 6-1 dargestellt. Zum Abgleich wurden Gefügeanteile, Korngröße und Mikrohärtigkeit des Grundwerkstoffes und der Wärmeinflusszone ermittelt. Die Gefügeanteile bestanden beim Grundwerkstoff S355J2+N zu 78 % aus Ferrit und zu 22 % Perlit. Beim Grundwerkstoff S960QL wurde dagegen ein vollständig martensitisch-bainitisches Gefüge ermittelt. Die Grobkornwärmeinflusszonen aller Werkstoffe zeigen ein nahezu vollständiges bainitisches Gefüge mit geringen martensitischen Anteilen der WEZ von S960QL. Die mittlere Korngröße nach ASTM E112-13 betrug beim Grundwerkstoff S355J2+N 20  $\mu\text{m}$  und beim Grundwerkstoff S960QL 9  $\mu\text{m}$ .

Die Mikrohärtigkeit nach Vickers auf der Härteskala HV1 nach DIN EN ISO 6507-1:2018-07 der thermophysikalisch simulierten WEZ im Vergleich zur realen WEZ ist in Abbildung 6-1 dargestellt. Korngröße, Gefügeanteile und Härte zeigen dabei für alle untersuchten Werkstoffe eine weitestgehende Übereinstimmung zwischen realer und thermophysikalisch simulierter WEZ.

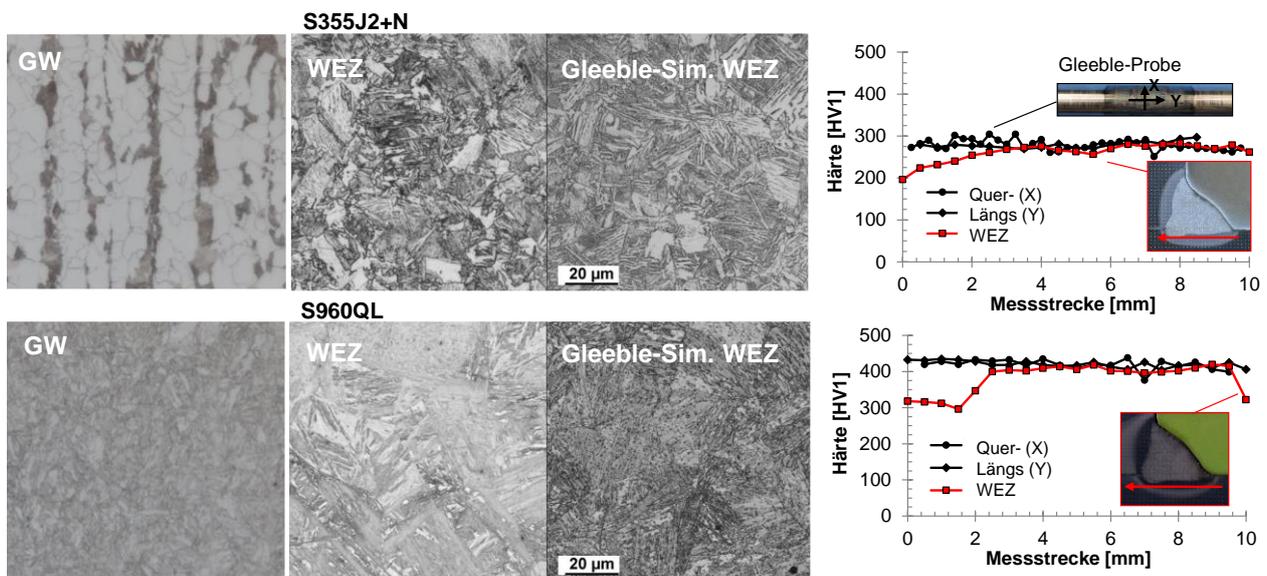


Abbildung 6-1: Vergleich von Härte und Gefüge der Grundwerkstoffe sowie realer und thermophysikalisch simulierter Wärmeinflusszonen (Schubnell et al., 2019)

### 6.2 Monotone Versuche

Die Verfestigungskurven, ermittelt durch quasi-statische Zugversuche, sind in Abbildung 6-2 (a) dargestellt. Die weiteren ermittelten, mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffzustände sind in Tabelle 6-1 zusammengefasst.

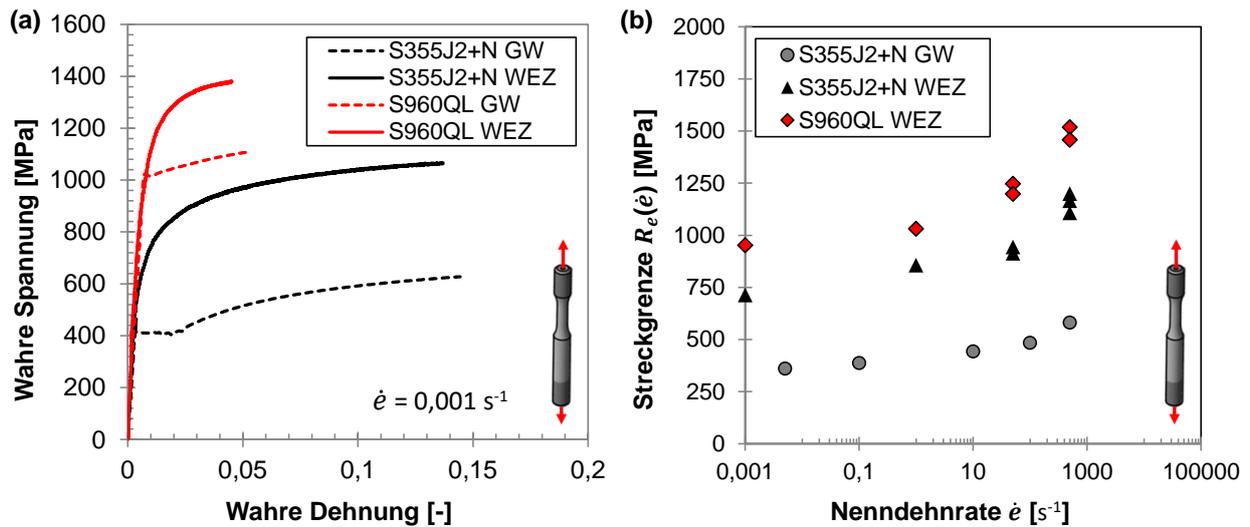


Abbildung 6-2: (a) Quasi-statische Verfestigungskurven von Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff (GW), (b) Dehnratenabhängige Streckgrenze  $R_e(\dot{\epsilon})$  (Schubnell et al., 2020c)

Die ermittelten Streckgrenzen sind in Abbildung 6-2 (b) zusammengefasst. Die dehnratenabhängige Streckgrenze für den Grundwerkstoff S355J2+N wurde aus Untersuchungen von Foehrenbach (2016) entnommen.

Die ermittelten Verfestigungskurven der Schweißzusatzwerkstoffe aus den Druckversuchen zeigen eine hohe Streuung im Vergleich zum Grundwerkstoff, dargestellt in Abbildung 6-3. Die ermittelten Werte für die Streckgrenze aus dem Zug- und Druckversuch für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone unterscheiden sich für beide Werkstoffe nur minimal.

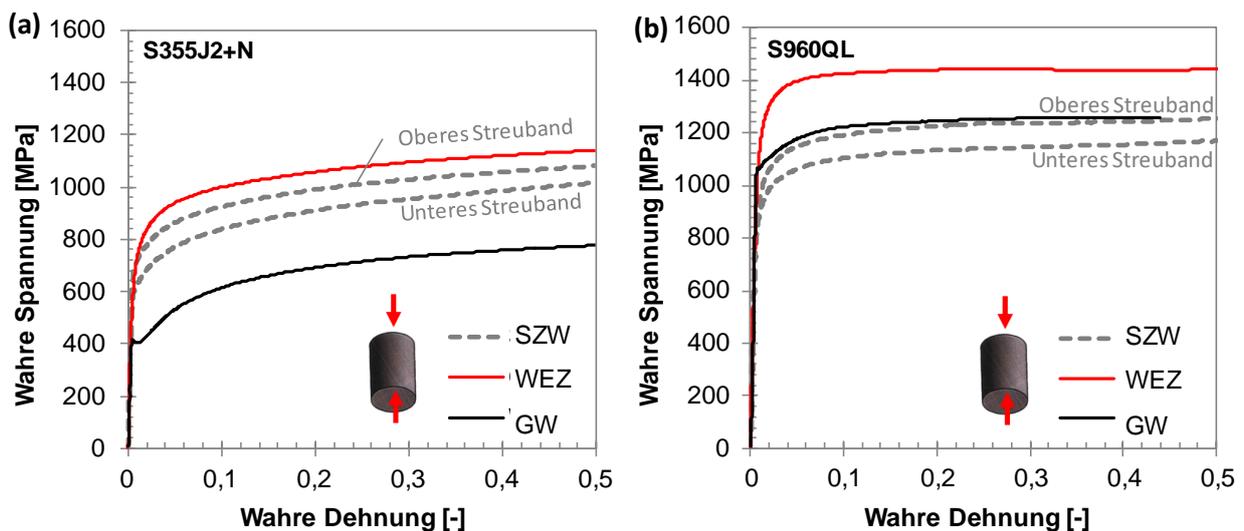


Abbildung 6-3: Verfestigungskurven aus Druckversuchen an Grundwerkstoffen (GW), Wärmeeinflusszone (WEZ) und Schweißzusatzwerkstoffe (SZW) von S355J2+N (a) und S960QL (b)

**Tabelle 6-1: Mechanische Eigenschaften der untersuchten Werkstoffzustände**

\*aus Abnahmeprüfzeugnissen

Werkstoff	Statische Streckgrenze [MPa]	Zyklische Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	Härte [HV10]
S355J2+N	420	265	538	24*	169
S960QL	1011	772	1060	14*	316
S355 (WEZ)	713	417	943	35	293
S960 (WEZ)	952	908	1303	31	407

### 6.3 Zyklische Versuche

Die zyklische 0,01% Dehngrenze bzw. zyklische Streckgrenze wurde analog zur statischen  $R_{p0,2}$  Dehngrenze bestimmt, an zyklisch-belasteten Rundproben ermittelt und ist in Tabelle 6-1 zusammengefasst. Die Ergebnisse der IST und LCF- bzw. HCF-Versuche sind in Abbildung 6-4 zusammengefasst. Die Schwingfestigkeit der WEZ-Proben des Baustahls S355J2+N liegt deutlich über den GW-Proben. Bei S960QL lag die Schwingfestigkeit der GW-Proben hingegen konstant oberhalb der Schwingfestigkeit der WEZ Proben. Generell wurde eine sehr ähnliche Schwingfestigkeit der WEZ-Proben (S355J2+N und S960QL) unabhängig vom Ausgangswerkstoff ermittelt.

Die auf Basis der zyklischen Versuche ermittelten Coffin-Manson Parameter  $\sigma_f'$ ,  $\varepsilon_f'$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  sind in Tabelle 6-2 zusammengefasst.

**Tabelle 6-2: Ermittelte Coffin-Manson und Ramberg-Osgood Parameter**

Werkstoff	Zustand	E [MPa]	$\sigma_f'$ [MPa]	$\varepsilon_f'$ [-]	$b_\varepsilon$ [-]	$c_\varepsilon$ [-]	$K'$ [MPa]	$n'$ [-]
S355J2+N	GW	204933	1291	0,442	-0,115	-0,543	1351	0,224
	GW+HFH*	204933	1135	0,495	-0,090	-0,560	1350	0,181
	WEZ	198968	1267	0,895	-0,080	-0,651	1119	0,109
	WEZ+HFH*	198968	1327*	0,895	-0,080	-0,650	1687**	0,153**
S960QL	GW	227316	2626	0,324*	-0,107	-0,6*	1201	0,049
	WEZ	199956	3668*	0,253*	-0,154*	-0,6*	1433**	0,048**

\*Korrelation nach [Roessle und Fatemi \(2000\)](#), \*\*Korrelation nach [Lopez und Fatemi \(2012\)](#)

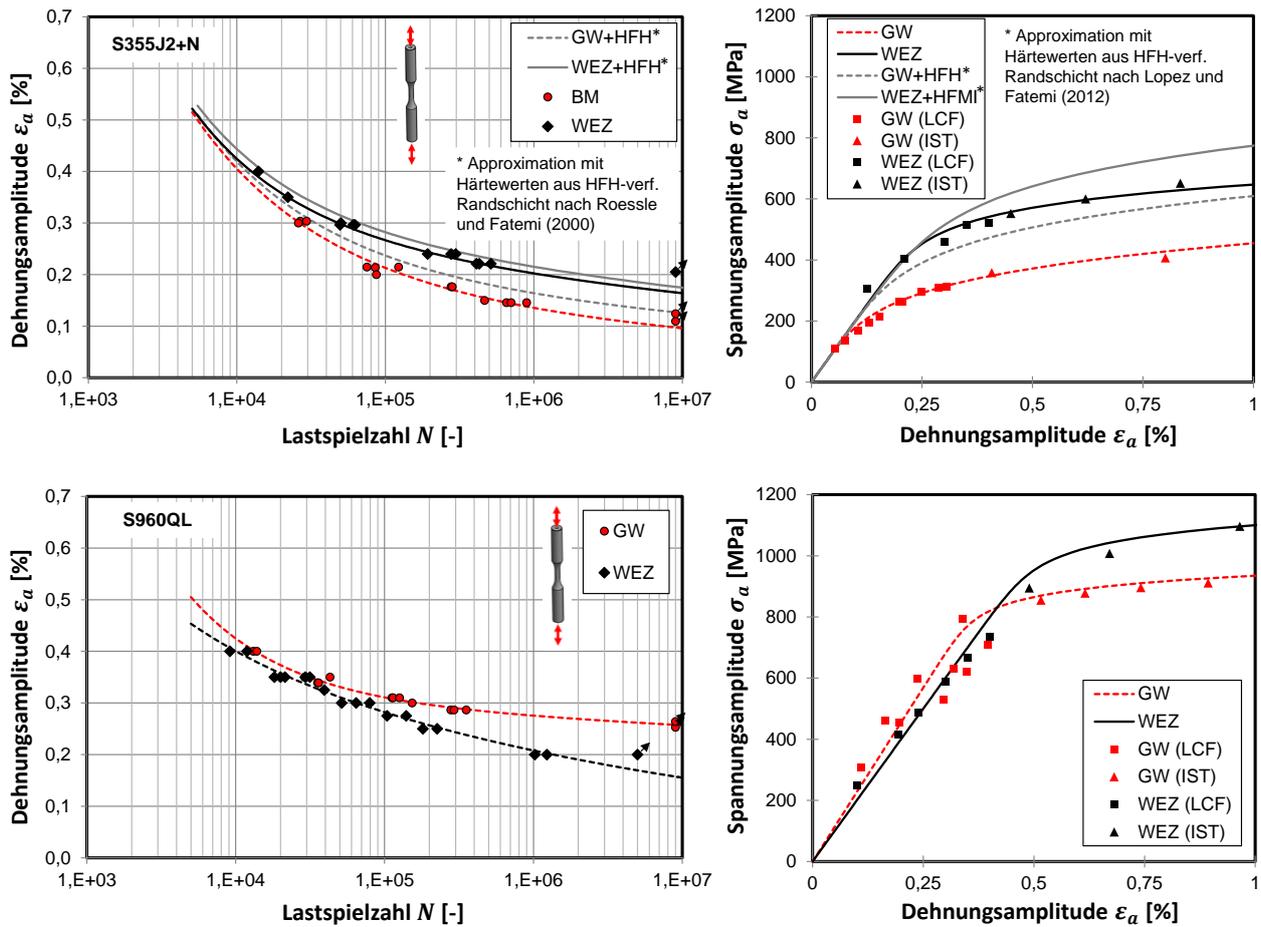


Abbildung 6-4: Korrelation zwischen Dehnung und der Lastspielzahl bis Versagen sowie zyklische Verfestigungskurve (Schubnell et al., 2020c)

### 6.4 Abschätzung zyklischer Materialparameter

Ein Vergleich der  $\epsilon - N$ -Korrelation bzw. zyklischen  $\sigma - \epsilon$ -Korrelation ist in Abbildung 6-5 dargestellt. Aufgrund der im Abschnitt 2.5.6 aufgeführten Erkenntnisse wurden die zyklischen Materialparameter schließlich mit den Approximationsmethoden auf Basis der jeweiligen Randschichthärtete nach Roessle und Fatemi (2000) bzw. nach Lopez und Fatemi (2012) bestimmt.

Die ermittelten Parameter sind in Tabelle 6-2 zusammengefasst. Da sowohl bei den Kerbbiegeproben als auch bei den Schweißzugproben aus dem Werkstoff S960QL keine Härtesteigerung ermittelt werden konnte, wurden für diesen Werkstoffzustand auch keine gesonderten Parameter bestimmt.

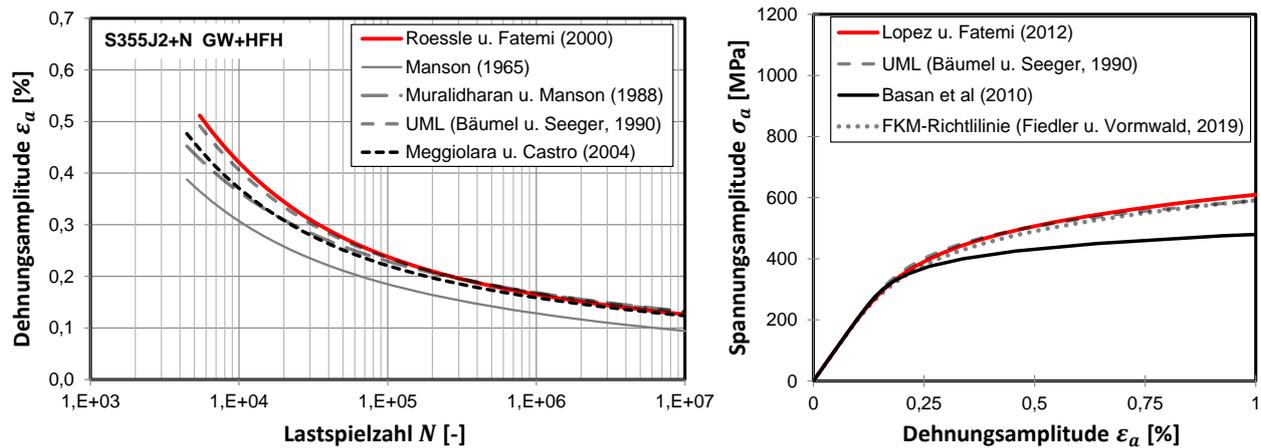


Abbildung 6-5: Abschätzung des zyklischen Verhaltens der HFH-behandelten Randschicht der Kerbbiegeproben nach verschiedenen Schätzmethoden

## 6.5 Thermophysikalische Eigenschaften

Die thermophysikalischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe für die Schweißstruktursimulation wurden mit dem Softwarepaket JMatPro Version 10 abhängig von der chemischen Zusammensetzung generiert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6-6 zusammengefasst.

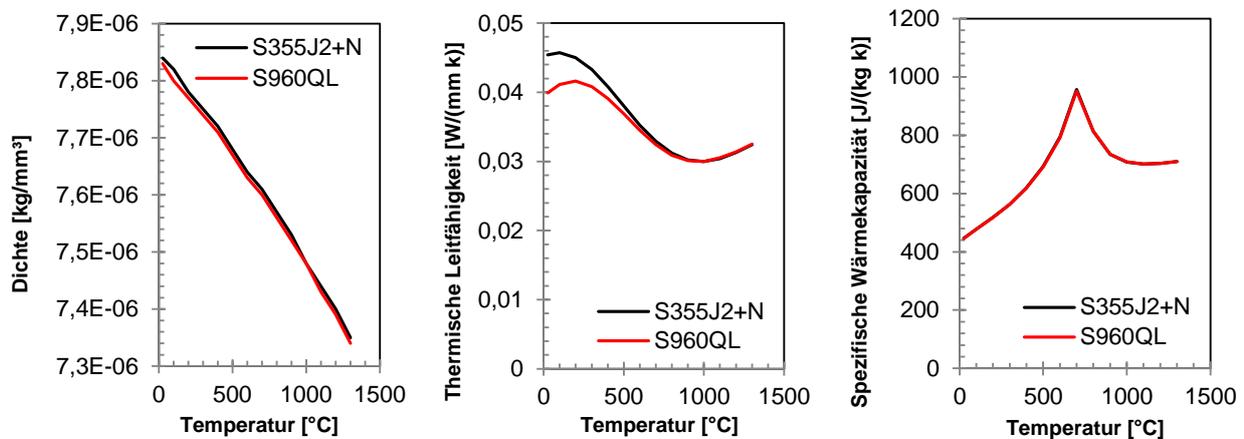


Abbildung 6-6: Thermophysikalische Werkstoffkennwerte (Schubnell et al., 2020c)

## 6.6 Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten

Das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten wurde ebenfalls mit dem Softwarepaket JMatPro auf Basis der chemischen Zusammensetzung, AC3-Temperatur und Korngröße der Grundwerkstoffe bestimmt. Zum Vergleich wurden die ZTU-Schaubilder von Werkstoffen mit ähnlicher chemischer Zusammensetzung aus der neusten Version des Schweiß-ZTU-Atlas von Seyffarth et al. (2018) herangezogen, dargestellt in Abbildung 6-7.

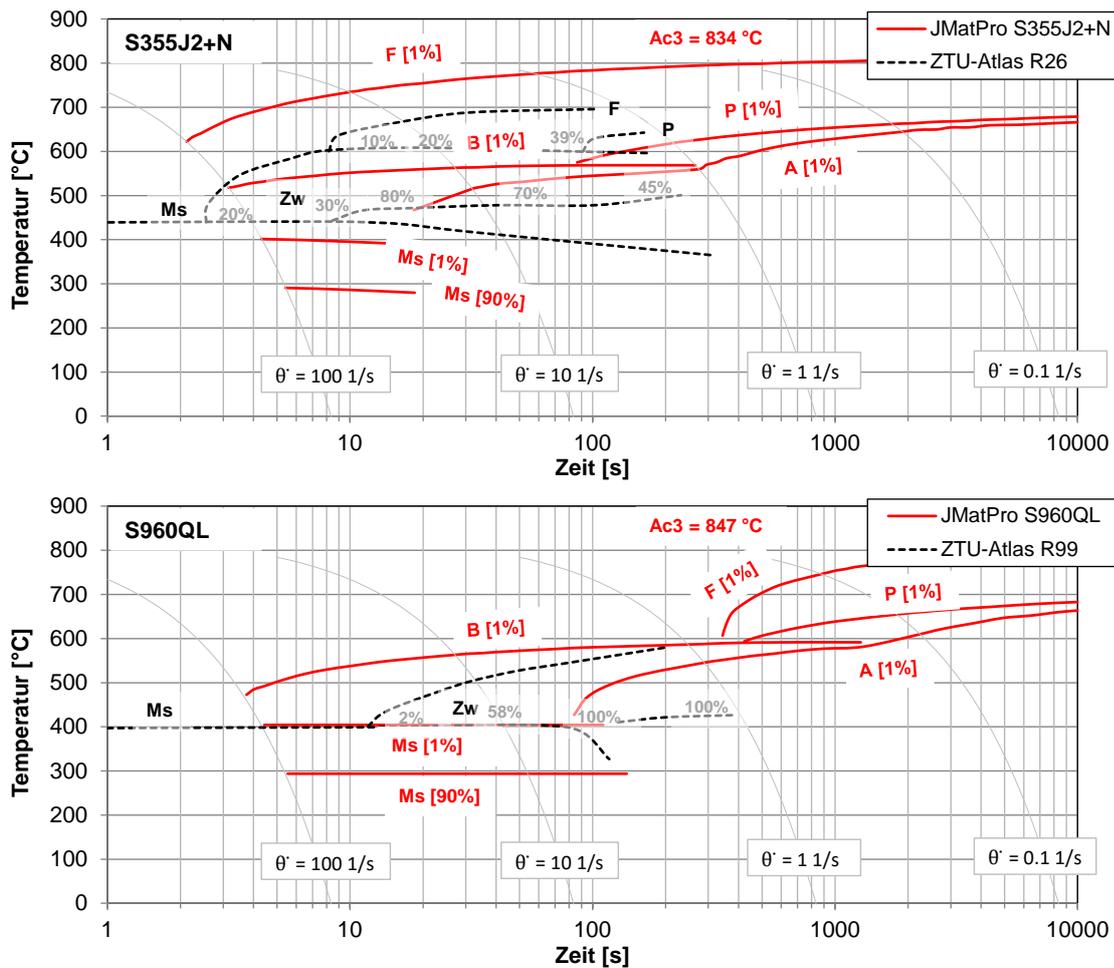


Abbildung 6-7: Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU) Schaubilder der Grundwerkstoffe (Ladendorf et al., 2020)

## 6.7 Diskussion

### Monotone Versuche

Bei den durchgeführten monotonen Zug- und Druckversuchen wurden bei beiden Versuchswerkstoffen besonders beim Werkstoff S355J2+N stark unterschiedliche mechanische Eigenschaften zwischen Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone (WEZ) festgestellt. Dies ist durch die hohe Temperatur in der WEZ oberhalb der Austenitisierungstemperatur bei der thermophysikalischen Simulation bzw. beim realen Schweißprozess und der damit verbundenen Gefügeumwandlung mit einem höheren Martensitanteil als im Grundwerkstoff bedingt und auch durch die höhere Härte der WEZ ersichtlich. Die Verfestigungskurven der Grundwerkstoffe entsprechen dem Typ III nach Macherach und Zoch (2011) mit Lüdersdehnungsbereich, welcher typisch ist für Baustähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Die Verfestigungskurven der Wärmeeinflusszonen entsprechen dagegen dem Typ I ohne ausgeprägte Streckgrenze, welcher typisch für krz-reine austenitische Stähle oder hochangelassene Vergütungsstähle ist. Aufgrund der unterschiedlichen Verfestigungskurven wurde bei der WEZ des

Baustahls S960QL eine etwas geringere  $R_{p0,2}$  Dehngrenze von 950 MPa gegenüber dem Grundwerkstoff von 1011 MPa ermittelt, wobei Zug- und Druckversuche zu fast identischen Werten führten. Dagegen betrug die  $R_{p0,2}$  Dehngrenze bei der WEZ des Baustahls S355J2+N 713 MPa gegenüber des Grundwerkstoffs von 420 MPa. Die Streckgrenze liegt damit 100 MPa unter der ermittelten Streckgrenze der WEZ von [Hemmes \(2020\)](#).

Allerdings wurde bei den Zugversuchen an Proben mit WEZ-Gefüge keine ausgeprägte Streckgrenze festgestellt, wie normalerweise üblich bei C-Stählen. Der Grund hierfür kann in dieser Arbeit nicht abschließend geklärt werden. Ursachen können u.a. die Reduktion von Versetzungsverankerungen bzw. von Fremdatomansammlungen in Spannungsfeldern (Cottrell-Wolken) sein. Das für Proben mit WEZ-Gefüge keine ausgeprägte Streckgrenze bzw. Lüdersdehnungsbereich festgestellt werden konnte, deckt sich mit den Untersuchungen von [Genchev et al. \(2017\)](#) sowie für Proben, die direkt aus der WEZ des Grundwerkstoffs S355J2H+N entnommen wurden ([Hempel et al., 2016](#)).

Bei den Zugversuchen an Proben mit WEZ Gefüge wurde außerdem eine deutlich geringere Bruchdehnung von  $Z = 3-5\%$  bzw. Duktilität festgestellt. Für die grobkörnige WEZ gegenüber dem Grundwerkstoff des Stahl S960, ist dies u.a. dokumentiert von [Jambor et al. \(2018\)](#) sowie [Sisodia und Gáspár \(2019\)](#). Zudem wurden etwas höhere Härtewerte einer thermophysikalisch-simulierten Grobkornwärmeeinflusszone von 425HV10 bei einer etwas höheren t8/5-Zeit von 5s an einem S960QL Stahl ermittelt ([Sisodia and Gáspár, 2019](#)). Die hier ermittelten Zugfestigkeiten und Härtewerte an den Proben mit thermophysikalisch-simulierter WEZ-Mikrostruktur korrelieren nach [DIN EN ISO 18265-2014-02](#). Es ist also davon auszugehen, dass an Proben mit thermophysikalisch-simulierter WEZ die monotonen mechanischen Eigenschaften in guter Näherung zur realen WEZ bestimmt werden konnten.

## Zyklische Versuche

Ein detaillierter Abgleich mit Literaturwerten und den ermittelten zyklischen Materialparametern  $\sigma'_f$ ,  $\varepsilon'_f$ ,  $b_\varepsilon$ ,  $c_\varepsilon$ ,  $K'$  und  $n'$  bietet sich für den Grundwerkstoff S355J2+N aufgrund der Datenlage an. Dabei fallen die ermittelten Parameter weitestgehend mit den Werten für den Stahl St52-3 bzw. dem Ck45 (SAE 1045) im angelassenen Zustand mit ähnlicher Streckgrenze wie der hier untersuchte Werkstoffzustand aus der Datensammlung von [Boller und Seeger \(2013\)](#), dargestellt in Abbildung 2-11, zusammen. Dies bestätigt die Annahme, dass die zyklischen Materialparameter in ausreichender Genauigkeit auf Basis einer Kombination von dehnungs- und spannungsgeregelten Versuchen bestimmt werden konnten, sowie in den 3D-Fit-Verfahren nach [Nieslony et al. \(2008\)](#) ermittelt werden konnte.

Von [Möller et al. \(2017\)](#) wurden ähnliche Werte für den Grundwerkstoff S960QL bzw. S960M bzgl. der Parameter  $\varepsilon'_f$ ,  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  ermittelt, wobei sich größere Unterschiede beim Parameter  $\sigma'_f$  zeigten. Dies ist teilweise darauf zurückzuführen, dass die zugrundeliegenden Versuche in dieser Arbeit hauptsächlich im LCF-Bereich ( $< 10^4$  Lastspiel) lagen. Zudem wurde ein anderer, bilinearer Ansatz für die Anpassung des Terms  $\sigma'_f/E (2N)^{b_\varepsilon}$  verwendet.

---

Ein direkter Vergleich der ermittelten zyklischen Materialparameter für die Wärmeeinflusszone beider Werkstoffe gestaltet sich schwierig. Dies zeigt ein Vergleich mit ermittelten Materialparametern einer thermophysikalisch simulierten WEZ von [Hemmes \(2020\)](#) für den ähnlichen Grundwerkstoff S355J2+H. Aufgrund der wesentlich längeren  $t_{8/5}$ -Zeit von  $> 20$  s in den Temperaturprofilen der Gleeble-Simulation stellt sich eine deutlich geringere Härte des Gefüges ein (ca. 225 HV10). Dies führt wiederum zu stark abweichenden Schwingfestigkeiten im Vergleich zu den in dieser Arbeit geprüften Proben.

Bzgl. der Schwingfestigkeit der Proben mit thermophysikalisch simuliertem WEZ Gefüge waren nur vergleichsweise geringe Unterschiede zwischen den Werkstoffen S355J2+N und S960QL festzustellen. Dies ist, im Unterschied zu den jeweiligen Grundwerkstoffen, auf eine ähnliche Gefügezusammensetzung (martensitisch-bainitisch) sowie auf eine ähnliche Korngröße und Härte des Gefüges zurückzuführen, Abbildung 6-1. Aufgrund der ähnlichen Temperaturprofile für den Aufheiz- und Abkühlvorgang, siehe Abbildung 4-2, entspricht dies den Erwartungen.

Bei den Proben mit WEZ-Gefüge des Werkstoffs S960QL wurde zudem eine deutlich niedrigere Schwingfestigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff festgestellt. Dies deckt sich qualitativ mit den Erkenntnissen von [Möller et al. \(2017\)](#). Die niedrigere Schwingfestigkeit von Proben, entsprechend dem Gefüge der Wärmeeinflusszone gegenüber dem Grundwerkstoff, wurde auch von [Mikkola \(2017\)](#) für den Stahl S700MC dokumentiert. In diesem Fall wird die niedrigere Schwingfestigkeit auf die gröbere Korngröße der WEZ zurückgeführt, wobei in dieser Arbeit ebenfalls eine höhere Korngröße der WEZ festgestellt wurde, siehe Abbildung 4-2. Dies deckt sich mit Erkenntnissen von [Kim et al. \(2011\)](#) und [Fricke \(2014\)](#), wonach eine größere Korngröße in der Wärmeeinflusszone zu einer höheren Rissfortschrittsgeschwindigkeit führt.

Hinsichtlich der Proben mit WEZ-Gefüge des Werkstoffs S355J2+N wurden deutlich höhere Schwingfestigkeiten gegenüber dem Grundwerkstoff ermittelt. Dies lässt sich mit der stärkeren Behinderung der Versetzungsbewegungen bzw. der persistenten Gleitbandbildung des bainitisch-martensitischen WEZ-Gefüges erklären.

### Schätzmethode zyklischer Materialparameter

Aufgrund der mathematischen Formulierung der Exponentialfunktionen der  $\epsilon - N$ -Korrelation, Gleichung (40) und Gleichung (41), ist davon auszugehen, dass die Abschätzung der Coffin-Manson Parameter  $\sigma_f'$ ,  $\epsilon_f'$ ,  $b_\epsilon$  und  $c_\epsilon$  einen erheblichen Einfluss auf die Lebensdauerprognose hat (geringe Änderungen der Dehnungsamplitude  $\epsilon_a$  bewirken hohe Änderungen der Anrisslebensdauer  $N_i$ ). Gleichzeitig liefern die Schätzmethode, siehe Abschnitt 2.5.6 Tabelle 2-7, ausgehend von einer identischen Datenbasis stark unterschiedliche Ergebnisse. Eine Abschätzung der Güte der jeweiligen Schätzmethode wurde von [Wächter \(2016\)](#) durchgeführt, siehe Abschnitt 2.5.6. Die Ergebnisse der Schätzmethode von [Bäumel und Seeger \(1990\)](#) sowie von [Roessle und Fatemi \(2000\)](#) hinsichtlich der HFH-

behandelten Randschicht der Kerbbiegeproben im Bereich zwischen  $10^4$  und  $10^5$  Lastspiele fallen dabei weitestgehend zusammen. Für einen Bereich  $N > 10^5$  Lastspiel decken sich zusätzlich die Ergebnisse der Schätzmethode nach [Muralidharan und Manson \(1988\)](#) sowie nach [Meggiolaro und Castro \(2004\)](#), wobei die Exponenten  $b_\varepsilon$  und  $c_\varepsilon$  in allen Schätzmethode sehr ähnlich sind. Hinsichtlich der Abschätzung der Ramberg-Osgood-Materialparameter  $K'$  und  $n'$  decken sich die Ergebnisse der Schätzmethode nach [\(Lopez und Fatemi, 2012\)](#), [Bäumel und Seeger \(1990\)](#) sowie nach [Basan et al. \(2010\)](#). Daher ist davon auszugehen, dass die Abschätzung der zyklischen Materialparameter ausreichend genau ist, zumal eine alternative Bestimmung nur mit sehr hohem Aufwand verbunden ist (u.a. der Mikroprüftechnik mit Probendicken  $< 100 \mu\text{m}$ ).

### Zwischenfazit

Für die nachfolgenden Untersuchungen werden folgende Erkenntnisse zugrunde gelegt:

- a. Die thermophysikalisch-simulierten Wärmeeinflusszonen der Werkstoffe S355J2+N und S960QL weisen ähnliche Gefüge auf, wenngleich die WEZ des Stahls S960QL eine deutlich höhere Härte von etwa 100 HV1 aufweist. Des Weiteren gleichen sich Streckgrenze und Zugfestigkeit der WEZ beider Versuchswerkstoffe im Vergleich zu den Grundwerkstoffen an, wobei die Streckgrenze noch einen Unterschied von 140 MPa aufweist.
  - b. Ab einer Nenndehnrate von  $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$  steigt die dynamische Streckgrenze der untersuchten Werkstoffzustände stark an, wobei diese Zunahme bei Werkstoffzuständen mit martensitisch-bainitischen Gefüge (S355J2+N/S960QL WEZ) deutlich stärker ausgeprägt ist als beim Grundwerkstoff S355J2+N.
  - c. Die Verfestigungskurven der Schweißzusatzwerkstoffe (SZW) im Erstarrungszustand weisen eine starke Streuung auf und dies trotz annähernd gleicher Entnahmeposition der Proben und identischer Entnahmerichtung. Die Verfestigungskurven des SZW des Stahls S355J2+N liegen etwas unterhalb der Verfestigungskurve der WEZ und bei dem Stahl S960QL etwas unterhalb der Verfestigungskurve des Grundwerkstoffs.
  - d. Die ermittelte Schwingfestigkeit der thermophysikalisch-simulierten Wärmeeinflusszone des Stahls S355J2+N nimmt gegenüber der des Grundwerkstoffs zu. Die des Stahls S960QL nimmt ab. Dabei unterscheiden sich die Schwingfestigkeiten der jeweiligen Wärmeeinflusszonen nur geringfügig. Die Schwingfestigkeit der WEZ des Stahls S960QL liegt etwas höher.
  - e. Je nach Schätzmethode kann es zu erheblichen Abweichungen hinsichtlich der  $\varepsilon - N$ -Korrelation der entsprechenden Werkstoffzustände kommen. Dabei liefern die Schätzmethode nach [Bäumel und Seeger \(1990\)](#) und nach [Roessle und Fatemi \(2000\)](#) eine ähnliche, vergleichsweise optimistische Abschätzung der Schwingfestigkeit der HFH-behandelten Randschicht des Stahls S355J2+N.
-

## 7 Numerische Prozesssimulation

### 7.1 Schweißstruktursimulation

Für den nachfolgenden Vergleich zwischen experimentellen und numerisch ermittelten Eigenspannungszuständen wurden die Spannungswerte über mehrere FE-Elemente über den gleichen Bereich entsprechend des Messfleckdurchmessers der Röntgenbeugungsmessung gemittelt. Zur Ermittlung der Varianz der Schweißeigenspannungen wurden für den Werkstoff S355J2+N mehrere parallele Spuren im Abstand von 10 mm gemessen, siehe Abbildung 7-1 (a) und (b).

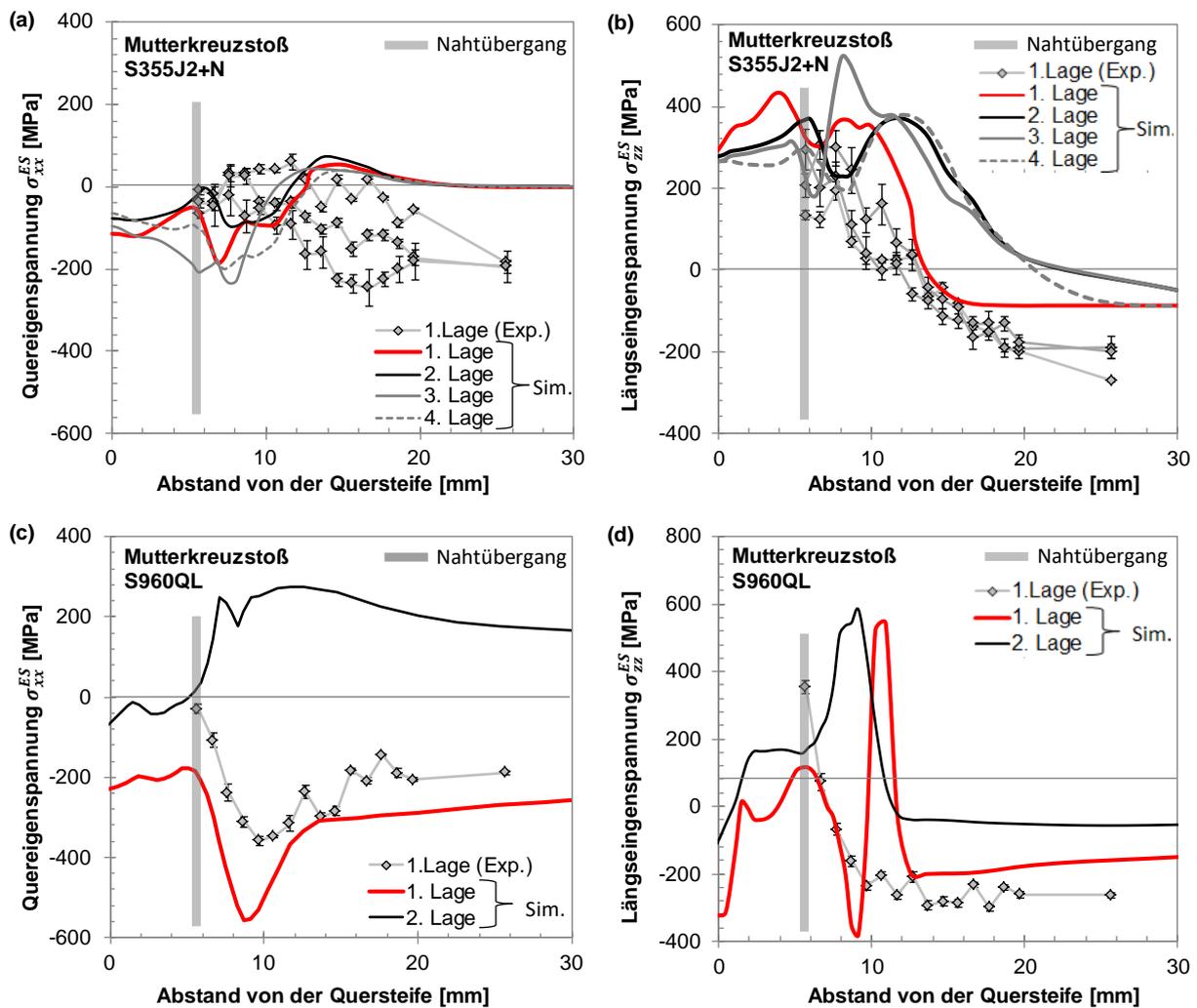


Abbildung 7-1: Oberflächenverläufe der Eigenspannung nach dem Schweißprozess der Mutterkreuzstöße

Im Bereich des Nahtübergangs wurden in Querrichtung für beide Werkstoffe geringe Druckeigenspannungen festgestellt, siehe Abbildung 7-1 (a) und (c). Dies zeigt sowohl die experimentelle Eigenspannungsanalyse als auch die strukturmechanische FE-Simulation. Der Eigenspannungszustand wird durch die Schweißstruktursimulation gegenüber der experimentellen Analyse im Bereich des Nahtübergangs überschätzt. In Längsrichtung wurden dagegen Zugeigenspannungen im Bereich des

Nahtübergangs festgestellt, dargestellt in Abbildung 7-1 (b) und (d). Des Weiteren zeigt die Schweißstruktursimulation keine signifikanten Unterschiede des Eigenspannungszustandes in Quer- und Längsrichtung zwischen den Schweißlagen 1 bis 4 beim Werkstoff S355J2+N, siehe Abbildung 7-1 (a) und (b). Beim Werkstoff S960QL stellt sich durch das simultane Schweißen der Ober- und Unterseite des Mutterkreuzstoßes auf der ersten Seite (Oberseite) ein Druckeigenspannungszustand und auf der zweiten Seite (Unterseite) ein Zugeigenspannungszustand, dargestellt in Abbildung 7-1 (c), ein.

## 7.2 Hochfrequenzhammersimulation

### 7.2.1 Abgleich mit experimentellen Werten

Zur Erfassung der erreichten Eindringtiefe  $t_p$  nach der Definition aus Abbildung 5-6 in der FE-Simulation, wurden die Knotenverschiebungen in der HFH-behandelten Spur ausgelesen und über die Spurlänge gemittelt. Die Mittelwerte sind in Abbildung 7-2 zusammengefasst. Es zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Mittelwerten der Eindringtiefe.

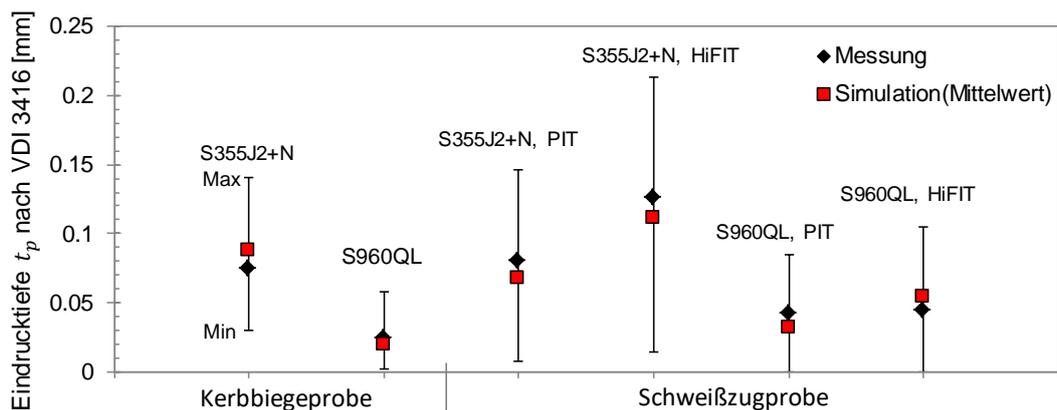


Abbildung 7-2: Vergleich der Eindringtiefe  $t_p$  aus Simulation und Messung

Zum Vergleich der Eigenspannungszustände zwischen experimenteller und numerischer Analyse wurden die Spannungswerte über vordefinierte Elementgruppen (ABAQUS: Element sets) entsprechend des Messvolumens in Tiefenrichtung und Messfleckdurchmessers an der Oberfläche gemittelt. Die numerisch ermittelten Druckeigenspannungen der Kerbbiegeproben zeigen für beide Werkstoffe im Vergleich zu den experimentell ermittelten Werten die etwas höhere Tiefenwirkung, dargestellt in Abbildung 7-4 (a) bis (d). Die Druckeigenspannungswerte an der Oberfläche zeigen in Querrichtung für den Werkstoff S355J2+N eine weitestgehende Übereinstimmung mit den experimentellen Werten, siehe Abbildung 7-4 (a). Dagegen werden die Druckeigenspannungswerte an der Oberfläche in Querrichtung bei S960QL für die vorgespannten Behandlungszustände (HFH-PV / HFH-NV) unterschätzt, dargestellt in Abbildung 7-4 (b). In Längsrichtung wird dagegen der Druckeigenspannungszustand, ermittelt durch die numerische Simulation, durchgehend überschätzt, siehe Abbildung 7-4 (b) und (d). Die Tiefenverläufe zeigen dagegen eine höhere Übereinstimmung. Insgesamt ergeben

sich jedoch gute bis sehr gute Übereinstimmungen zwischen experimentellen und numerisch ermittelten Eigenspannungswerten im Tiefenverlauf. Lediglich im Fall der negativ vorgespannten Kerb-  
biegeproben (HFH-NV) aus S960QL treten größere Abweichungen auf.

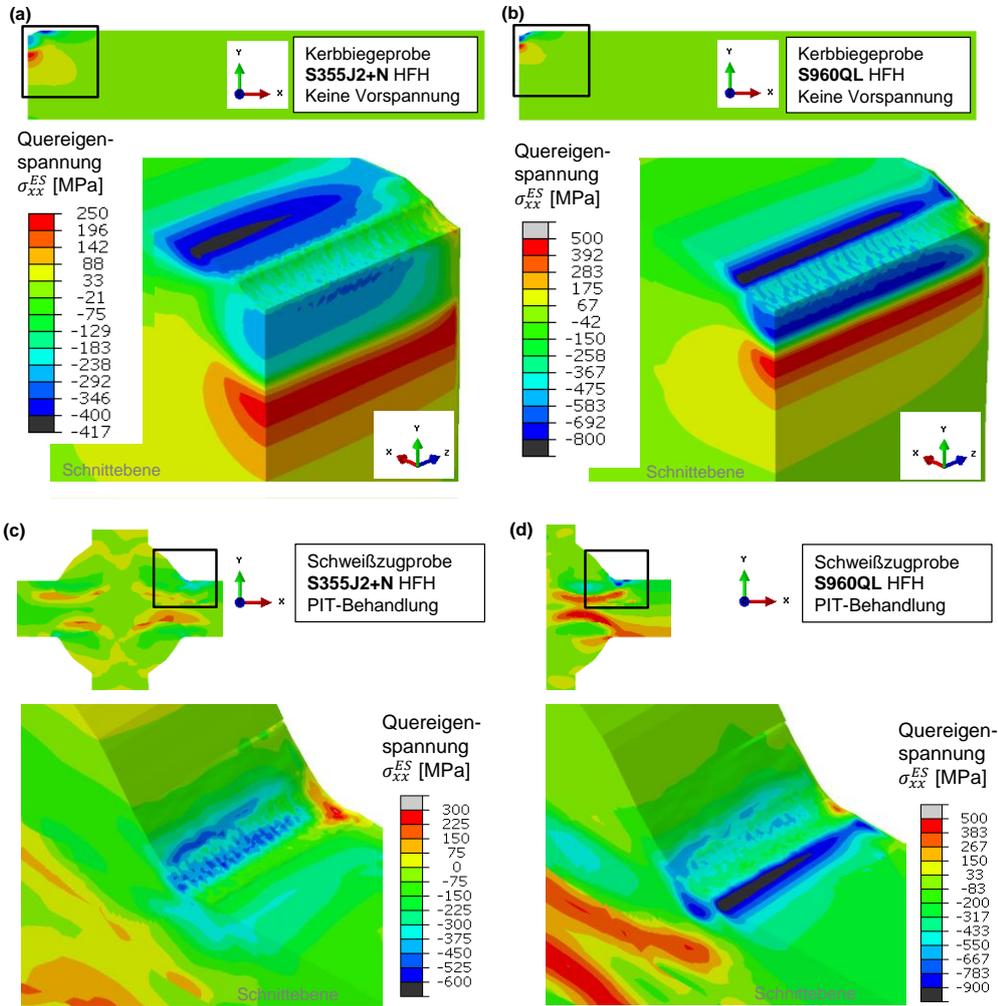


Abbildung 7-3: FE-Konturplot des Eigenspannungszustandes nach der HFH-Behandlung

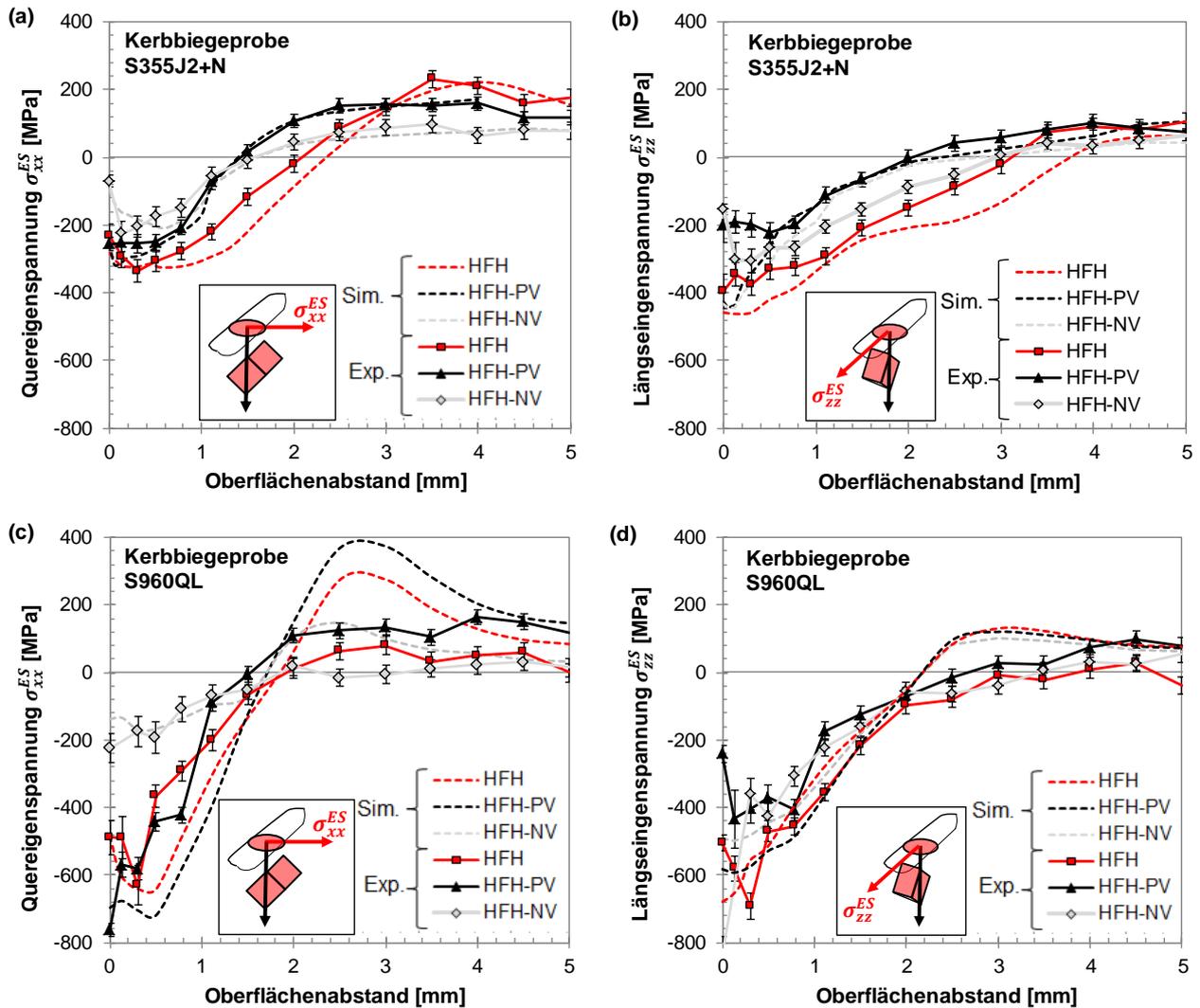


Abbildung 7-4: Durch FE-Simulation ermittelte Eigenspannungstiefenverläufe der Kerbbiegeproben

Für die Schweißproben zeigt der direkte Vergleich der Tiefenverläufe der experimentell und numerisch ermittelten Druckeigenspannungen in Querrichtung für beide Grundwerkstoffe eine sehr gute Übereinstimmung, dargestellt in Abbildung 7-5 (a) und (c). Dagegen wird die Tiefenwirkung der Druckeigenspannung in Längsrichtung im Vergleich zu den experimentell ermittelten Druckeigenspannungen unterschätzt, siehe Abbildung 7-5 (b) und (d).

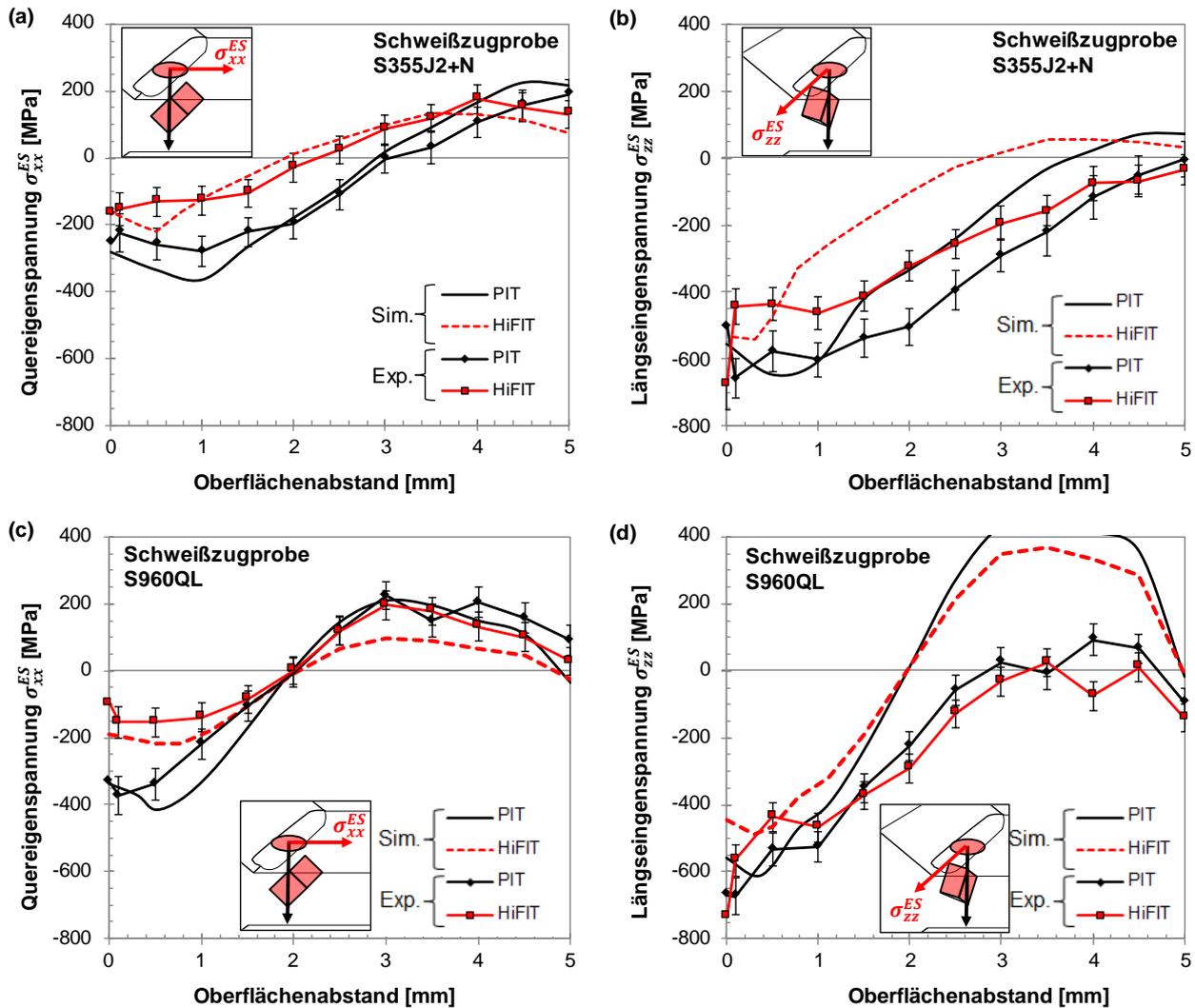


Abbildung 7-5: Durch FE-Simulation ermittelte Eigenspannungstiefenverläufe der Schweißzugproben (Schubnell et al., 2020c)

### 7.2.2 Parameterstudien

Gegenstand der Parameterstudien war die Untersuchung des Einflusses des Aufschlagabstands bzw. des Vorschubs und der Anzahl der simulierten Aufschläge auf den berechneten Eigenspannungszustand der Schweißproben, dargestellt in Abbildung 7-6 (a). Dabei wurde festgestellt, dass ein mehrmaliges Behandeln (3x Pendelbewegungen) durchaus einen Einfluss auf Höhe und Lage des Druckeigenspannungsmaximums hat. Dagegen wirkt sich eine Erhöhung des Aufschlagabstands von 0,2 mm auf 0,4 mm bei einem Behandlungsdurchlauf nur geringfügig auf die Quereigenspannung nach der HFH-Behandlung aus.

Weitere Gegenstände der numerischen Untersuchungen waren der Einfluss der Schweißeigenspannung (S-ES), eine unstetige Geometrie aus dem 3D-Scan am Nahtübergang (3D-GEO) und die Verwendung einer dehnratenabhängigen Fließspannung im Verfestigungsmodell (DRA), dargestellt in Abbildung 7-6 (b). Ebenfalls wurde untersucht, inwiefern sich die Modellierung der verschiedenen Zonen, siehe Abbildung 4-14, als Grundwerkstoff (in diesem Fall S355J2+N) auf den Eigenspannungszustand

auswirkt. Der Ansatz, die lokalen Werkstoffeigenschaften der Wärmeeinflusszone zu vernachlässigen und diese entsprechend des Verfestigungsverhaltens des Grundwerkstoffs zu modellieren, wurde bei der überwiegenden Anzahl bisheriger, numerischer Studien verfolgt, siehe Tabelle 2-2. Bei dieser numerischen Parameterstudie wurde festgestellt, dass sich der Schweißeigenstresszustand nur unwesentlich auf den Eigenstresszustand nach der HFH-Simulation auswirkt. Eine Vernachlässigung der dehnratenabhängigen Fließspannung im Verfestigungsmodell wirkt sich merklich nur auf den Eigenstresszustand der ersten drei bis vier Elementreihen (Tiefe ca. 0,5 mm) aus. Ein deutlicher Einfluss tritt dagegen bei der Modellierung des Nahtübergangs mit stetiger Geometrie auf, wobei basierend auf den Messungen von Schubnell et al. (2020d) ein Nahtübergangsradius von 0,85 mm und ein Flankenwinkel von  $40,7^\circ$  modelliert wurde, siehe Abbildung 7-6 (b). Der mit Abstand stärkste Einfluss auf den Eigenstresszustand für den untersuchten Fall, lässt sich jedoch durch Modellierung der Wärmeeinflusszone mit dem Verfestigungsverhalten des Grundwerkstoffs feststellen. In diesem Fall, wurden betragsmäßig deutlich geringere Druckeigenstressungen über den gesamten Tiefenverlauf ermittelt.

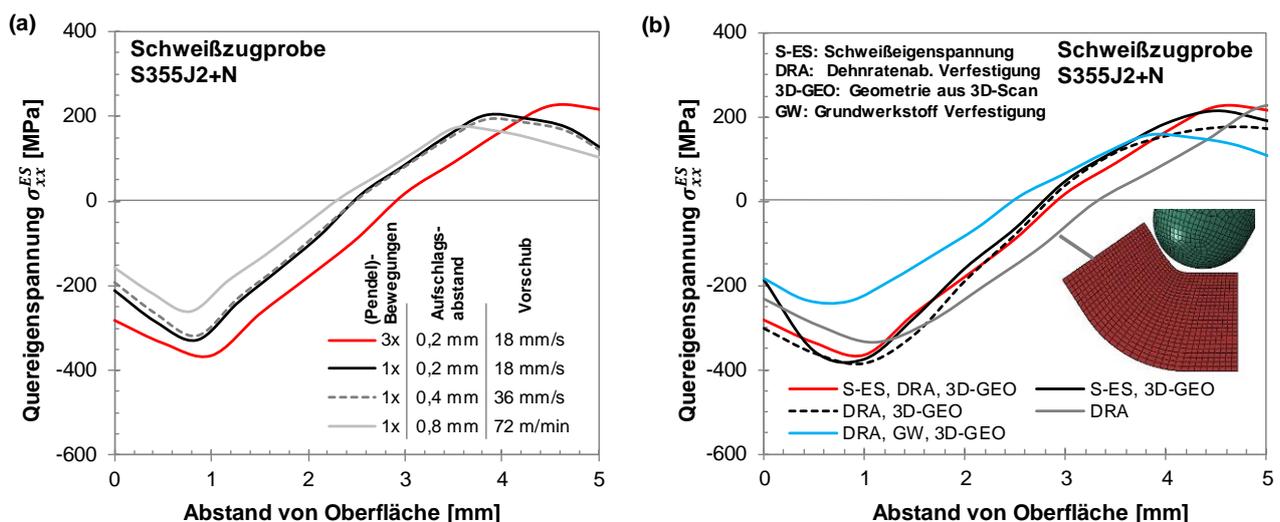


Abbildung 7-6: Ergebnisse der numerischen Parameterstudie an Schweißzugproben aus S355J2+N

### 7.3 Diskussion

#### Schweißstruktursimulation

Grundsätzlich lassen sich die gekoppelten, komplexen physikalischen Vorgänge beim Schweißen mit aktuell verfügbarer FE-Software nur mit starken Vereinfachungen beschreiben. Selbst bei vergleichsweise einfachen Fällen, wie bei der FE-Simulation von einlagigen Schweißverbindungen von austenitischem Stahl, sind eine Vielzahl temperaturabhängiger Materialparameter notwendig, die zudem über einen großen Temperaturbereich (RT bis Schmelztemperatur) bestimmt werden müssten

(Brand, 2012). Im Fall von kubisch-raumzentrierten Baustählen unter Berücksichtigung der Phasenumwandlung müssen zudem die Materialparameter in der FE-Software VISUAL WELD / SYSWELD in Abhängigkeit der einzelnen Phasen des Werkstoffs angegeben werden, um die Umwandlungsvorgänge beim Aufheizen- und Abkühlen entsprechend beschreiben zu können. Aufgrund des hohen Aufwands wurden daher lediglich die monotonen Verfestigungskurven in einem Temperaturbereich von RT bis 560°C experimentell bestimmt und die übrigen mechanischen und thermophysikalischen Materialparameter auf Basis der Calphad-Methode nach Saunders und Miodownik (1998) bestimmt. Dabei liegen Wärmekapazität, Dichte und Wärmeleitfähigkeit der einzelnen Phasen beider untersuchter Werkstoffe prinzipiell nahe bei den verwendeten Werten für die Schweißstruktursimulation von S355 durch Loose (2008) und von S960QL durch Hildebrand (2008). Größere Unterschiede hinsichtlich des mit JMatPro Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten ergaben sich vor allem bei den niedrigeren Martensitstarttemperaturen für S355J2+N gegenüber den Werten von Seyffarth et al. (2018). Eine Bewertung der Güte der mit JMatPro ermittelten Materialparameter gestaltet sich aufgrund teilweise stark unterschiedlicher Literaturwerte schwierig.

Geringe ermittelte Quereigenspannungen am Nahtübergang für beide Werkstoffe stimmen weitestgehend mit den experimentell ermittelten Werten überein. Das geringe Eigenspannungsniveau in diesem Bereich lässt sich durch den Freiheitsgrad in Querrichtung (keine Fixierung der Grundplatten) begründen. Dies bestätigen experimentelle und numerische Untersuchungen an Quersteifen aus S355 durch Schenk (2011). Die wesentlichen Unterschiede zwischen experimentell und numerisch ermittelten Eigenspannungsverläufen, siehe Abbildung 7-1, lassen sich in größerem Abstand vom Nahtübergang durch die Messung von Druckeigenspannungen durch den Reinigungsstrahlprozess erklären, der in der FE-Simulation nicht berücksichtigt wurde. Diese Thematik wird ausführlich von Gkatzogiannis et al. (2019) diskutiert. Die Einwirktiefe der Druckeigenspannungen des Reinigungsstrahlprozesses kann dabei bei den Grundwerkstoffen S355N und S960QL zwischen 0,8 mm und 1 mm liegen (Hensel et al. 2019) und ist damit deutlich höher als der elektrochemische Abtrag vor der Messung.

Die durchgeführte Schweißstruktursimulation mit rein-isotropem Verfestigungsmodell aber unter Berücksichtigung der Phasenumwandlung liefert, soweit feststellbar, zufriedenstellende Ergebnisse. Allerdings schreibt Schenk (2011) speziell dem Verfestigungsmodell bei der Schweißstruktursimulation einen hohen Einfluss auf Eigenspannung und Verzug zu, wobei die Verwendung eines kombiniert kinematisch-isotropen Verfestigungsmodells empfohlen wird. Eine tendenzielle Überschätzung des Eigenspannungszustandes in Längsrichtung für beide untersuchte Werkstoffe kann deshalb auch bei dem verwendeten rein-isotropen Verfestigungsmodell erwartet werden. Dies kann aber im Rahmen der Untersuchungen nur ansatzweise für den Werkstoff S960QL bestätigt werden. Dagegen zeigten die Untersuchungen von Gkatzogiannis et al. (2017) und Hemmesi et al. (2017) bei einlagigen Schweißverbindungen aus S355 einen eher geringen Einfluss des Verfestigungsmodells und zufrie-

denstellende Übereinstimmung mit experimentellen Eigenspannungswerten bei der Verwendung eines rein-isotropen Verfestigungsmodells. Ebenfalls ist zu bemerken, dass die verwendete Version des SYSWELD Solvers keine Modellierung von viskoplastischen Verfestigungsmodellen als externe Programmroutine in Kombination mit der implementierten Umwandlungsplastizität unterstützt. Zur weiteren Analyse der Einflussgrößen auf den Eigenspannungszustand sind daher weitere numerische Untersuchungen notwendig, wobei auf die Untersuchungen von [Gkatzogiannis \(2020\)](#) verwiesen wird.

### **HFH-Prozesssimulation**

Eine hohe Übereinstimmung wurde bei den numerisch und experimentell ermittelten Eindringtiefen erreicht. Aufgrund der hohen Streuung der Messwerte, siehe Abbildung 7-2, ist ein direkter Vergleich dennoch nur mit Vorbehalt möglich. Allerdings zeigen bereits numerische Untersuchungen der HFH-Behandlung von flachen Proben aus S355J2H und S960QL von [\(Foehrenbach, 2016\)](#) und [Ernould \(2017\)](#) sehr hohe Übereinstimmungen der Eindringtiefe bei gleichzeitig deutlichen Abweichungen des Eigenspannungszustands. Es gilt daher die Annahme, dass die Sensitivität des numerisch bestimmten Eigenspannungszustands deutlich höher ist als die errechnete Geometrie des HFH-behandelten Profils.

Generell zeigen die numerisch bestimmten Eigenspannungstiefenverläufe eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten, wenngleich auch die verwendeten FE-Modelle die Tiefenwirkung der Druckeigenspannungen bei beiden untersuchten Werkstoffen und Probentypen sowie das Druckeigenspannungsmaxima bei den Schweißzugproben und bei den Kerbbiegeproben aus S960QL etwas überschätzen. Ein Grund hierfür liegt u.a. an der Modellierung des Hammers als Starrkörper, auch wenn plastische Deformationen aufgrund der hohen Härte des Hammerwerkstoffes (mind. 2x härter als der behandelte Werkstoff [\(El Tobgy et al., 2004; Mori et al., 1996\)](#)) ausgeschlossen wurden. Härtemessungen an den verwendeten Hammerköpfen zeigten jeweils Härtewerte im Bereich von >850 HV10 und damit das zwei- bis fünffache aller untersuchten Werkstoffzustände. Ein Einfluss von plastischen Deformationen des Hammers wird daher ausgeschlossen, zumal nach der Behandlung der jeweiligen Proben keine Abflachung oder signifikante Gebrauchsspuren auf den Hammerköpfen sichtbar waren. Allerdings wurde von [Kim et al. \(2013\)](#) ein deutlicher Unterschied des errechneten Druckeigenspannungsmaximums bei der Verwendung von elastischen oder starren Kugeln bei der Simulation des konventionellen Kugelstrahlens festgestellt. Demgegenüber stehen vergleichende, numerische Voruntersuchungen von [Ernould \(2017\)](#) (verschiebungsgesteuerte HFH-Simulation), wobei für den Grundwerkstoff S355J2 kein nennenswerter Unterschied des Eigenspannungszustandes aufgrund der Modellierung des Hammers als Starrkörper bzw. als elastischer Körper festgestellt wurde. Die Verwendung eines voll-elastischen Hammers für die Simulation der HFH-Be-

handlung führt allerdings zu deutlichen Abweichungen der durch die VUAMP-Subroutine kontrollierten Aufschlaggeschwindigkeit, durch Deformationen innerhalb des modellierten Körpers und wurde in dieser Arbeit daher nicht weiter verfolgt.

Die Eigenspannungswerte an der Oberfläche fallen weitestgehend mit den experimentellen Werten zusammen. Dabei zeigt sich allerdings tendenziell eine Überschätzung der Druckeigenspannung bei den Schweißzugproben und eine Unterschätzung bei den Kerbbiegeproben aus S960QL. Ein hoher Einfluss der Kontaktbedingungen bzw. des tangentialen Reibungskoeffizienten  $\mu$  ist dabei aufgrund der Untersuchungen von [Hardenacke et al. \(2015\)](#) sowie von [Foehrenbach \(2016\)](#) nicht anzunehmen. Dagegen zeigen numerische Studien des konventionellen Kugelstrahlens von [Kim et al. \(2013\)](#), dass erst ab einem tangentialen Reibungskoeffizienten von  $\mu > 0,3$  keine wesentliche Veränderung des Eigenspannungszustands bei der Verwendung starrer Kugeln mehr auftritt. Die Druckeigenspannung wird betragsmäßig mit steigendem Wert von  $\mu$  zwischen 0 und 0,3 reduziert. In zahlreichen Studien wurde ein geringerer Wert, typisch für die Reibung von Stahl auf Stahl, von  $\mu = 0,15$  verwendet, siehe Tabelle 2-2. Trotzdem wurde u.a. von [Ernould \(2017\)](#) und [Ernould et al. \(2019\)](#) sowie von [Kurshid et al. \(2017\)](#) eine hohe Übereinstimmung mit experimentell bestimmten Eigenspannungswerten nahe der Oberfläche festgestellt. Die Anwendung der Massenskalierung zur Steigerung der Zeitschrittweite der explizit dynamischen Simulation mechanischer Oberflächenbehandlung ist nur in einzelnen numerischen Studien dokumentiert ([Klumpp et al., 2015, 2017](#)). Der Einfluss dieser Skalierung auf den Eigenspannungszustand bei der FE-Simulation des Piezo-Peenings wurde von [Klumpp et al. \(2015\)](#) untersucht, wobei die Druckeigenspannungen in oberflächennahen Elementen geringfügig überschätzt wurden. Daher wird angenommen, dass sich im verwendeten FE-Modell ein geringer Reibungskoeffizient und die Anwendung der Massenskalierung in Bezug auf den Eigenspannungszustand an der Oberfläche zumindest teilweise aufheben.

Entsprechend der erzielten Ergebnisse ist anzunehmen, dass die verwendete Elementgröße ausreichend klein ist. Dabei beträgt das Verhältnis von Elementgröße zu Eindruckdurchmesser im Kontaktbereich des Hammers ca. 1:16 beim Werkstoff S355J2+N und deckt sich mit den Empfehlungen aus der Kugelstrahlsimulation von [Micoulaut et al. \(2006\)](#) (1:10), [Yin et al. \(2014\)](#) (1:12) und [Rouquette et al. \(2009\)](#) (1:15). Das geringere Verhältnis beim Werkstoff S960QL von ca. 1:11 liegt teilweise unter diesen Empfehlungen. [Bagherifard und Guagliano \(2011\)](#) empfehlen sogar ein Verhältnis von 1:20. Dagegen zeigte [Hardenacke et al. \(2015\)](#), dass sich die Druckeigenspannungen auch bei kleineren Verhältnissen der Elementgröße zum Eindruckdurchmesser ab einer Elementgröße von 125  $\mu\text{m}$  nicht mehr signifikant ändern. Ein hoher Einfluss auf den Eigenspannungszustand ist daher im Rahmen dieser Arbeit nicht zu erwarten.

Neben den erwähnten Einflussgrößen auf den Eigenspannungszustand der FE-Simulation ist im direkten Vergleich mit experimentellen Werten ebenfalls eine entsprechend große Varianz der gemessenen Werte anzunehmen, entsprechend den dokumentierten Messwerten von [Weich et al. \(2009b\)](#)

---

sowie [Nitschke-Pagel et al. \(2007, 2010\)](#) an HiFIT und UIT-behandelten Schweißverbindungen. Messungen der Oberflächeneigenspannung an mehreren Proben an identischen Schweißverbindungen zeigen ebenfalls eine entsprechende Streuung der Werte ([Schubnell et al., 2020a](#)). Durch die un stetige Kontur der Schweißnaht und die manuelle Werkzeugführung bedingt, sind kein konstanter Vorschub sowie eine gleichmäßige Verteilung der Aufschläge, wie in der FE-Simulation modelliert, zu erwarten. Allerdings wurde dieser Umstand zumindest teilweise durch die Wahl eines relativ großen Messvolumens bei der Neutronenbeugungsmessung sowie der Mittelung der Oberflächeneigenspannung über mehrere Messpunkte (5 bis 10) berücksichtigt.

Hinsichtlich einer Variation des Eindruckabstands von 0,2 mm auf 0,4 mm bei der FE-Simulation eines Behandlungsdurchgangs ergeben sich nur geringe Änderungen der Eigenspannungstiefenverläufe, siehe Abbildung 7-6 (a). Dies deckt sich mit den Studien von [Hardenacke et al. \(2015\)](#), [Leitner et al. \(2016\)](#) und [Simunek et al. \(2013\)](#). Ab einem Abstand der Eindrücke von 0,4 mm bei einem Hammerkopfdurchmesser von 2 mm trat kein signifikanter Unterschied hinsichtlich des Eigenspannungszustands mehr auf. Eine Modellierung einer zusätzlichen Pendelbewegung bewirkt dagegen eine weitere betragsmäßige Zunahme des Druckeigenspannungsmaximums. Die Annahme, dass die Verfestigung im FE-Modell im Bereich der Wärmeeinflusszone dem Grundwerkstoff (S355J2+N) entspricht, führt zu signifikanten Änderungen des Eigenspannungszustandes.

### Zwischenfazit

Für die nachfolgenden Untersuchungen werden folgende Erkenntnisse zugrunde gelegt:

- a. Die numerisch ermittelten Eigenspannungstiefenverläufe fallen weitestgehend mit den experimentell ermittelten Eigenspannungstiefenverläufen zusammen. Dabei werden die Einwirktiefe der Druckeigenspannung sowie das Druckeigenspannungsmaximum geringfügig überschätzt.
  - b. Die FE-Simulation der PIT und HiFIT-Behandlung zeigt, dass die unterschiedlichen Eigenspannungszustände der Schweißproben auf die wesentlich längere Behandlungszeit (ca. 7x länger) bei der PIT-Behandlung zurückzuführen sind (gegenüber der HiFIT-Behandlung), auch wenn die Aufschlaggeschwindigkeit, die Schlagfrequenz und die Aufschlagmasse bei der HiFIT-Behandlung höher waren als bei der PIT-Behandlung.
  - c. Es wurde gezeigt, dass die wesentlich höhere Fließspannung des Verfestigungsmodells der Wärmeeinflusszone (FE-Modell der Schweißzugprobe aus S355J2+N) einen wesentlichen Einfluss auf die Höhe der simulierten Druckeigenspannungen hat.
-

## 8 Lebensdauerbewertung

### 8.1 Experimentelle Untersuchungen

Die Durchführung der Schwingfestigkeitsversuche mit den entsprechenden Resonanzprüfmaschinen ist in Abschnitt 4.3 beschrieben. Nach den Versuchen wurde die Bruchflächen der Proben zudem fraktografisch untersucht.

#### 8.1.1 Fraktografische Analyse

Anhand der Rastlinien wurde die Anzahl der Rissausgangsorte analysiert. Dabei waren bei niedrigem Lastniveau der Kerbbiegeproben ( $\Delta S=293$  MPa bis 315 MPa) zwischen 1 und 3 und bei hohem Lastniveau zwischen ( $\Delta S=360$  MPa) zwischen 5 und 13 einzelne Anrisse für den unbehandelten Zustand bei S355J2+N auf der Bruchfläche zu erkennen. Eine ähnliche Anzahl von Anrissen wurde für HFH-behandelte Proben aus S355J2+N festgestellt, wenngleich auch teilweise bei niedrigen Lastniveaus bis zu 6 Anrisse feststellbar waren. Bei niedrigen Lastniveaus ( $\Delta S=428$  MPa bis 450 MPa) trat beim Werkstoff S960QL in fast allen Fällen nur ein einzelner Anriss auf. Bei höheren Lastniveaus ( $\Delta S=428$  MPa bis 450 MPa) wurden dagegen zwischen 1 und 4 Anrisse detektiert. Bei HFH-behandelten Proben aus S960QL konnten anhand der verschiedenen Stufen der Bruchflächen, ähnlich wie in Abbildung 8-1 (e), unabhängig vom Lastniveau zwischen 8 und 13 Anrisse lokalisiert werden.

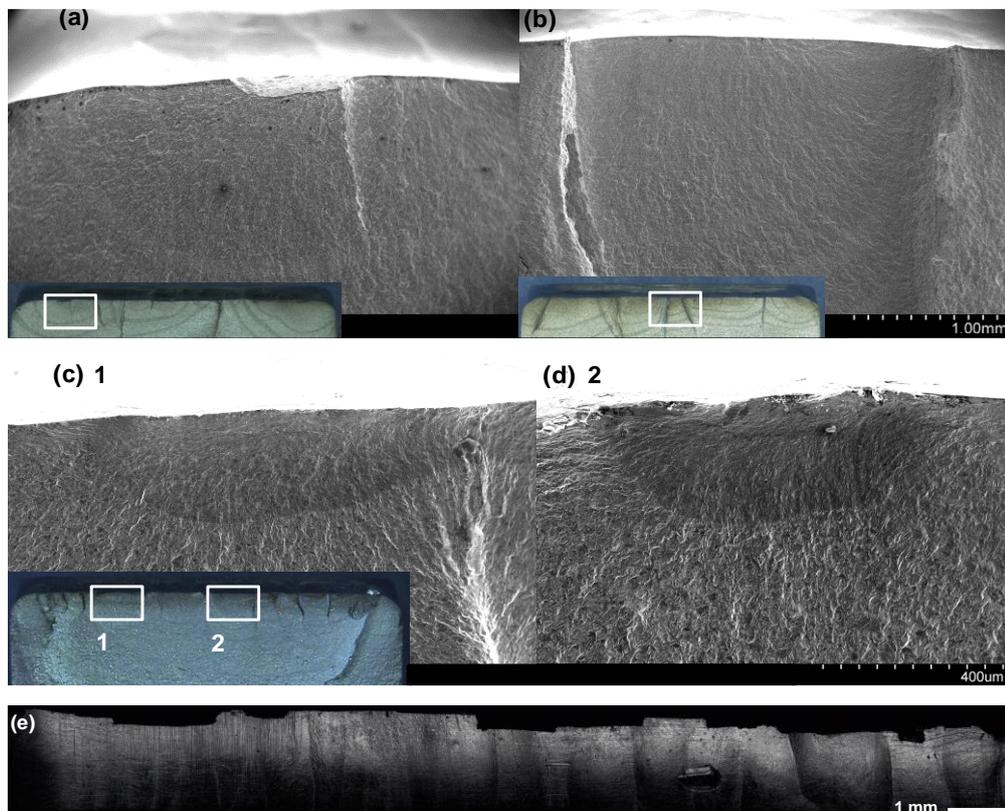
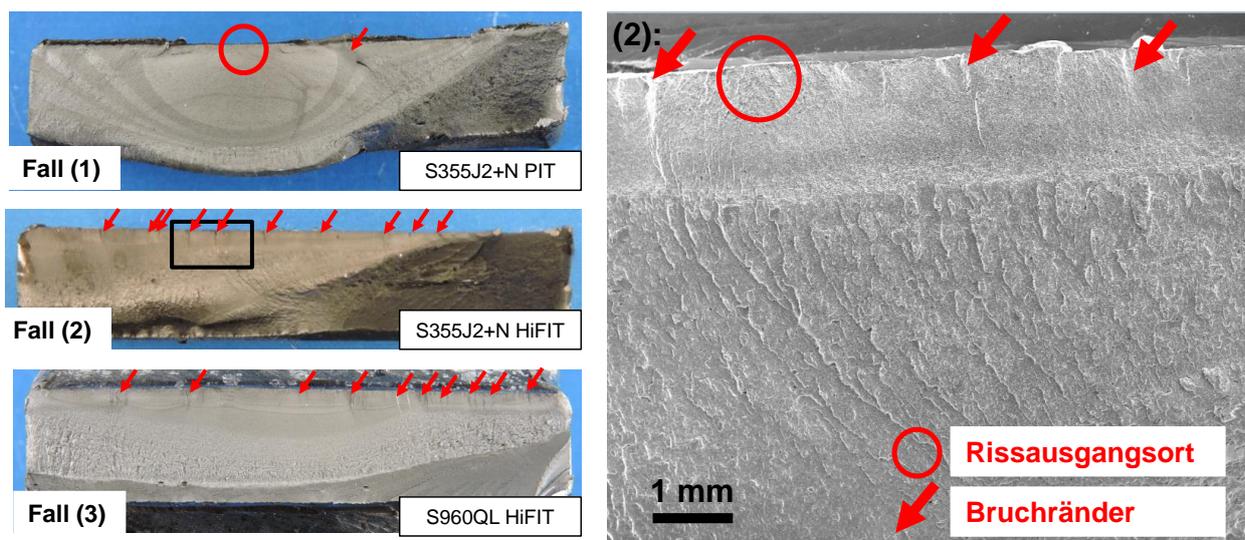


Abbildung 8-1: (a) Rissausgangsort mit Scherlippe und Rissausgangsort mit ebener Rissfläche (b) an HFH-behandelten Proben aus S355J2+N, (c) und (d) Rissausgangsorte an HFH-behandelten Proben aus S960QL, (e) Draufsicht der Bruchfläche einer HFH-behandelten Probe aus S355J2+N (Schubnell et al., 2020e)

Die Rissausgangsorte wurde für alle Kerbbiegeproben mit einem Rasterelektronenmikroskop Typ Hitachi S-3400N aufgenommen, dargestellt in Abbildung 8-1 (a) bis (d). Dabei war an 6 von 17 unbehandelten und an 4 von 16 HFH-behandelten Proben aus S355J2+N ausschließlich bei hohen Lastniveaus ( $\Delta S \geq 360$  MPa im unbehandelten und  $\Delta S \geq 428$  MPa im HFH-behandelten Zustand) eine zur Lastrichtung geneigte Fläche im Zentrum eines Risses zu erkennen, dargestellt in Abbildung 8-1 (a). Bei allen anderen Proben waren ausschließlich ebene Flächen im Zentrum eines Risses zu erkennen, dargestellt in Abbildung 8-1 (b). Bei 8 von 17 HFH-behandelten Proben aus S960QL waren zudem elliptische, dunkle Zonen im Zentrum eines Risses unabhängig vom Lastniveau sichtbar.

Die Analyse der Bruchflächen erfolgte an einer Auswahl der Schweißzugproben im HFH-behandelten Zustand, siehe Abbildung 8-2. Dabei konnte an einzelnen Proben ein mittiger, annähernd semi-elliptischer Riss bis in eine Tiefe von 8 mm festgestellt werden (Fall 1). In der Regel wurde jedoch unabhängig ein asymmetrischer (Fall 2) oder annähernd symmetrischer Restbruch (Fall 3) festgestellt. Zudem trat meist eine Vielzahl von verschiedenen Rissebenen auf, die anhand der Bruchränder identifiziert werden konnten.

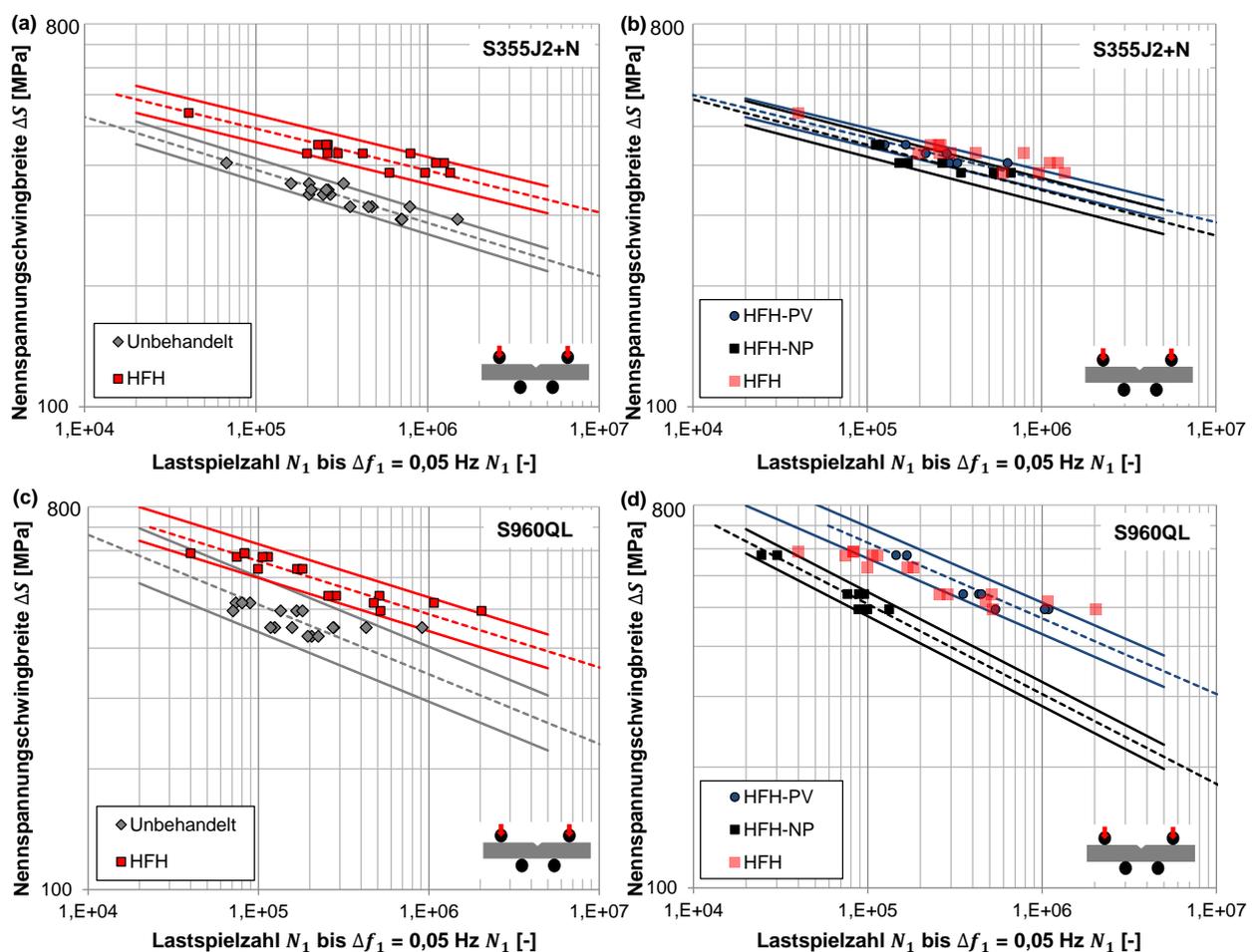


**Abbildung 8-2: Bruchflächen der HFH-behandelten Schweißzugproben**

### 8.1.2 Statistische Analyse

Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsversuche für die Kerbbiegeproben sind in Abbildung 8-3 (a) bis (d) aufgetragen. Wie dargestellt, konnte für beide Werkstoffe durch die HFH-Behandlung eine deutliche Steigerung der Schwingfestigkeit erzielt werden, siehe Abbildung 8-3 (a) und (c). Die unterschiedliche Vorspannung der Proben bei der HFH-Behandlung dagegen wirkte sich beim Werkstoff S355J2+N kaum auf die ermittelte Schwingfestigkeit aus. Dagegen lagen die ermittelten Lastspielzahlen bei HFH-behandelten Proben aus S960QL mit positiver Vorspannung etwas über und mit negativer Vorspannung deutlich unter den ermittelten Lastspielzahlen im HFH-Zustand ohne Vorspannung.

Die statistische Auswertung aller Schwingfestigkeitsversuche und die Ermittlung der Zeitfestigkeitsgeraden und der Schwingfestigkeit für unterschiedliche Ausfallwahrscheinlichkeiten  $P_A$  wurde nach [DIN 50100-2016-12](#) durchgeführt. Als Schwingfestigkeitskennwerte wurden dabei für alle Proben in Anlehnung an die Regelwerke für Schweißverbindungen ([CEN, 2009](#); [Hobbacher, 2016](#)) die Nennspannungsschwingbreite bei  $N = 2 \times 10^6$  Lastspielen und einer Ausfallwahrscheinlichkeit von  $P_A = 50\%$  bzw.  $P_A = 5\%$  ermittelt, zusammengefasst für alle Behandlungszustände der Kerbbiegeproben in Tabelle 8-1. Die statistisch ermittelte Steigerung der Nennspannungsschwingbreiten  $\Delta S_{50\%}$  des HFH-behandelten Zustands gegenüber dem unbehandelten Zustand war bei den Proben aus S960QL mit 45% etwas stärker ausgeprägt als bei den Proben aus S355J2+N mit 37%. Ein Vergleich der Nennspannungsschwingbreiten  $\Delta S_{50\%}$  und  $\Delta S_{5\%}$  für ein Abschaltkriterium  $\Delta f_1 = -0,05$  Hz und  $\Delta f_B < -3$  Hz (Restbruch) zeigt eine vergleichsweise geringe Zunahme zwischen 3% und 7,5%.



**Abbildung 8-3: Ergebnisse der Schwingversuche der Kerbbiegeproben für S355J2+N mit und ohne HFH-Behandlung (a) und mit unterschiedlicher Vorspannung (b) sowie für S960QL mit und ohne HFH-Behandlung (c) und mit unterschiedlicher Vorspannung (d)**

Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsversuche der Schweißzugproben sind in Abbildung 8-4 (a) und (b) dargestellt. Dabei wurden für beide Werkstoffe deutliche Steigerungen der Schwingfestigkeit erzielt.



**Tabelle 8-2: Statistisch ermittelte Nennspannungsschwingbreite  $\Delta S_{50\%} / \Delta S_{5\%}$  bei  $2 \times 10^6$  Lastspielen bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von  $P_A = 50\% / P_A = 5\%$ , sowie Neigung  $k_Z$  der Zeitfestigkeitsgeraden und Streuspanne  $T_N$  nach DIN 50100-2016-12 sowie nach Eurocode 3 und entsprechende Kerbfallklassen nach den IIW-Richtlinien für die Schweißzugproben**

Werkstoff / Zustand	Nach DIN 50100				Nach Eurocode 3		IIW
	$\Delta S_{50\%}$	$\Delta S_{5\%}$	$k$	$T_N$	$\Delta S_{5\%}$	$\Delta S_{5\%}(k_Z = 3/5^*)$	FAT*
S355J2+N Unb.	104	96	3,29	1,518	89	86	80
S355J2+N HFH.	238	203	9,46	10,11	203	147	140
S960QL Unb.	124	98	3,34	3,46	103	86	80
S960QL HFH.	269	240	5,42	2,68	235	221	180

\*Neigung / FAT-Klassen nach den IIW-Richtlinien von [Hobbacher \(2016\)](#) und [Marquis und Barsoum \(2016\)](#)

## 8.2 Numerische Untersuchungen

### 8.2.1 Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Belastung

Zur Simulation der Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Belastung wurde eine Last entsprechend der Schwingfestigkeitsversuche an dem 2D-FE-Modell modelliert, siehe Abschnitt 4.5.3.

Bei den Kerbproben aus beiden Werkstoffen wurde bei der Untersuchung von HFH-behandelten (ohne Vorspannung) Durchläufern eine betragsmäßige Zunahme der Druckeigenspannungen an der Oberfläche festgestellt, siehe Abbildung 8-5 (a) und (b), wobei diese bei den Kerbbiegeproben aus S355J2+N deutlich stärker ausgeprägt ist. Die Beträge der Druckeigenspannungen stimmen dabei zwischen der FE-Simulation und der Röntgenbeugungsmessung weitestgehend überein.

Weitere Untersuchungen der Eigenspannungsumlagerung beschränken sich auf die Quereigenspannungskomponente am Kerbgrund des HFH-behandelten Profils der Kerbbiege- und Schweißzugproben für verschiedene Lastniveaus. Dabei wurden alle Versuchsreihen numerisch untersucht, wobei die Versuchsreihen der unbehandelten Kerbbiegeproben (Unb.) und die HFH-behandelten Versuchsreihen ohne Vorspannung (HFH) mit entsprechenden experimentellen Messungen abgeglichen wurden, dargestellt in Abbildung 8-6. Es wurde festgestellt, dass es fast bei allen Versuchsreihen zu einer betragsmäßigen Zunahme der Druckeigenspannungen kommt. Ausnahme sind die positiv vorgespannten Proben aus S960QL, die allerdings bereits an der Oberfläche vergleichsweise hohe Druckeigenspannungen bis etwa 70% der statischen Streckgrenze des Grundwerkstoffs aufweisen. Besonders bei den HFH-behandelten Proben aus S355J2+N gleichen sich die Druckeigenspannungen nach der Belastung an. D.h. bei Proben mit vergleichsweise geringer Druckeigenspannung, etwa die Versuchsreihe HFH-NV, ist die Druckeigenspannungszunahme deutlich stärker ausgeprägt als bei Proben der Versuchsreihe HFH-PV. Bei allen Versuchsreihen war die Änderung des Eigenspannungszustandes (Zu- oder Abnahme) deutlich stärker ausgeprägt, je höher die Oberspannung im Lastspiel ist. Bei den Versuchsreihen unbehauelter Kerbbiegeproben wurde ebenfalls festgestellt, dass die

Druckeigenspannungen am Kerbgrund mit steigender Oberspannung zunehmen, dargestellt in Abbildung 8-6.

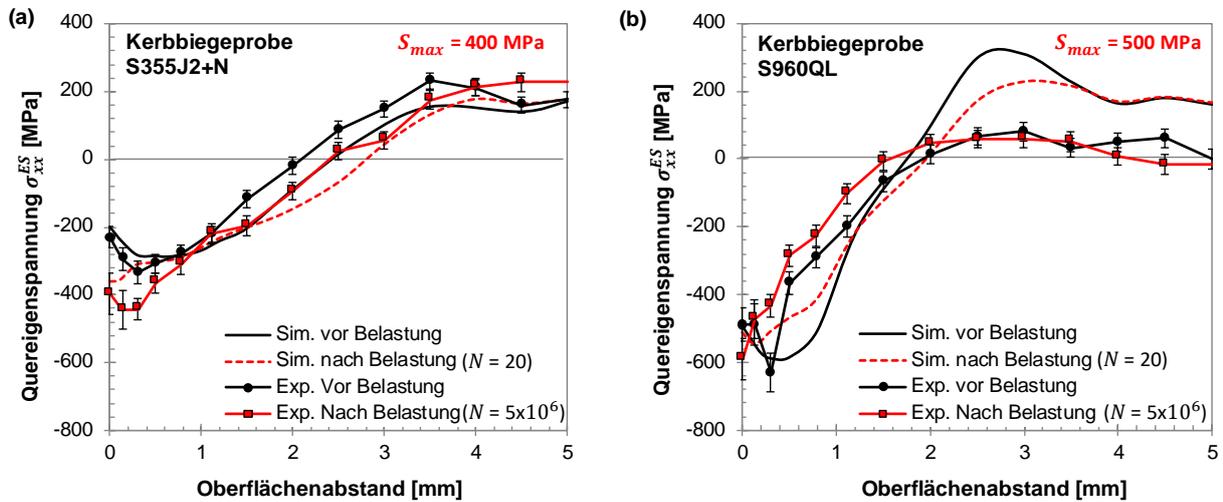


Abbildung 8-5: Vergleich der Eigenspannungstiefenverläufe vor- und nach der Belastung der Kerbbiegeproben aus S355J2+N (a) und S960 QL (b)

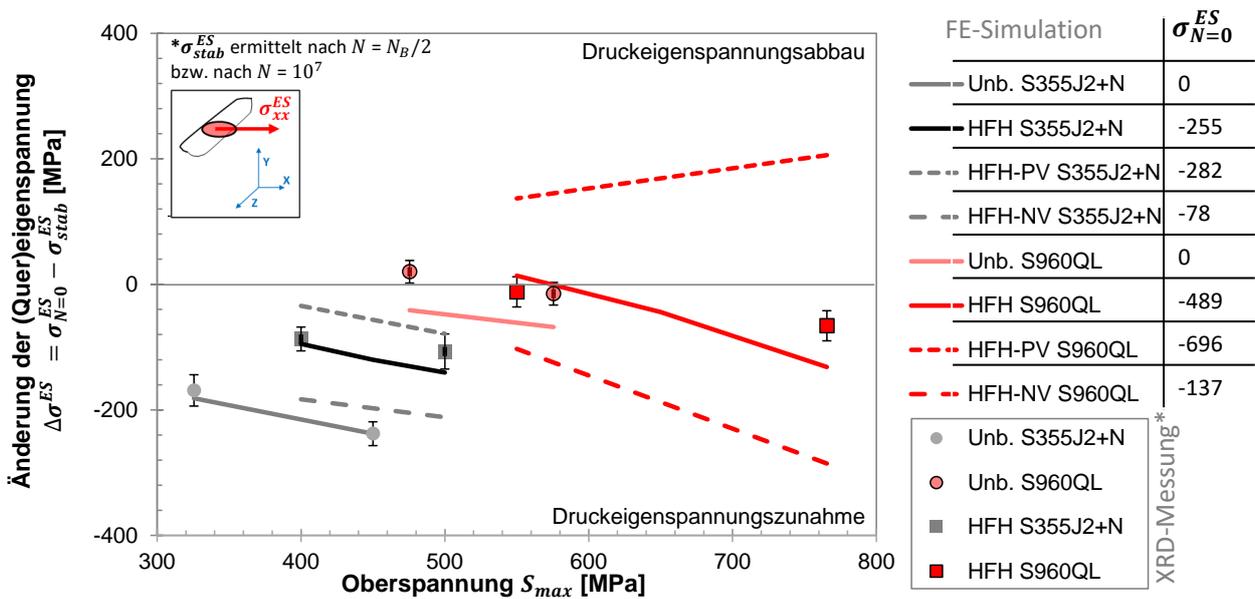


Abbildung 8-6: Änderung der Druckeigenspannung nach der zyklischen Belastung der unbehandelten (unb.) und HFH-behandelten Kerbbiegeproben ohne Vorspannung (HFH) sowie mit positiver (HFH-PV) und negativer Vorspannung (HFH-NV).

Identische Untersuchungen der Änderung der Quereigenspannung am Kerbgrund des HFH-behandelten Profils unter zyklischer Belastung wurden für die Schweißzugproben nach der PIT bzw. HiFIT-Behandlung durchgeführt, zusammengefasst in Abbildung 8-7. Dabei wurde festgestellt, dass sich die Druckeigenspannungen in der Regel nach der Belastung verringern. Bei den Schweißzugproben aus

S960QL bei sehr niedriger Oberspannung konnte dagegen eine leichte Zunahme der Druckeigenspannung festgestellt werden. Bei den Röntgenbeugungsmessungen wurden pro Probe zwischen 5 bis 10 Punkte im Ausgangszustand und belasteten Zustand gemessen.

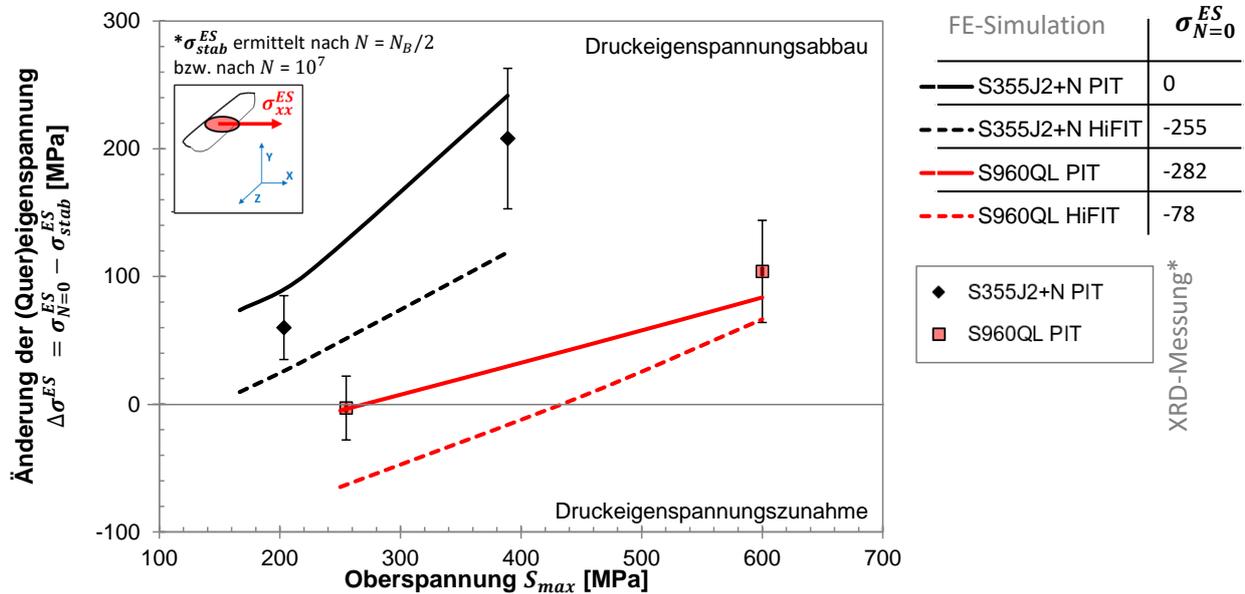


Abbildung 8-7: Änderung der Druckeigenspannung nach der zyklischen Belastung der PIT- und HiFIT-behandelten Schweißzugproben

### 8.2.2 Spannungsabstandansatz

Der kritische Abstand  $L$  wurde nach dem Ansatz von Lawrence et al. (1978, 1981) berechnet, siehe Abschnitt 2.5.5 und Abschnitt 4.6.2. Die Ergebnisse sind in Tabelle 8-3 zusammengefasst.

Tabelle 8-3: Kritischer Abstand  $L$  für die untersuchten Werkstoffzustände

Werkstoff	S355J2+N				S960QL	
	GW	WEZ	GW+HFH	WEZ+HFH	GW	WEZ
$L$ [mm]	0,315	0,102	0,167	0,074	0,083	0,057

### 8.2.3 Rissfortschritt

Die Parameter  $C$  und  $m$  zur Festlegung der Rissfortschrittsrate wurden an den Kerbbiege- und Schweißzugproben kalibriert, siehe Abschnitt 4.6.3. Der Abgleich mit den Rastlinien aus den Schwingfestigkeitsversuchen ist in Abbildung 8-8 und Abbildung 8-9 dargestellt. Die ermittelten Parameter sind in Tabelle 8-4 zusammengefasst und die entsprechenden Rissfortschrittskurven sind in Abbildung 8-10 dargestellt.

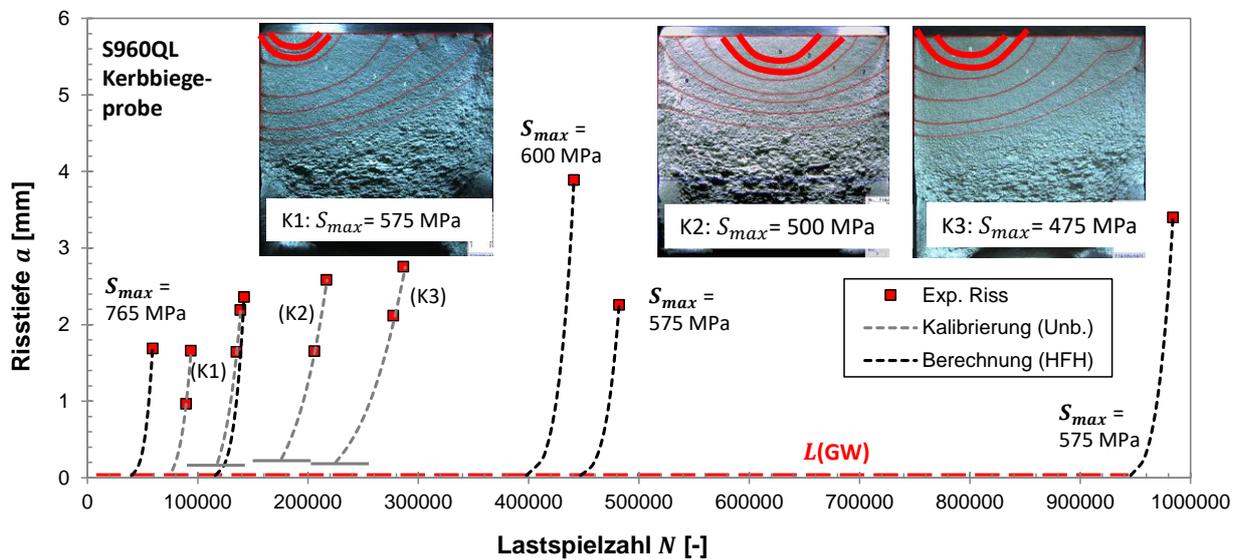
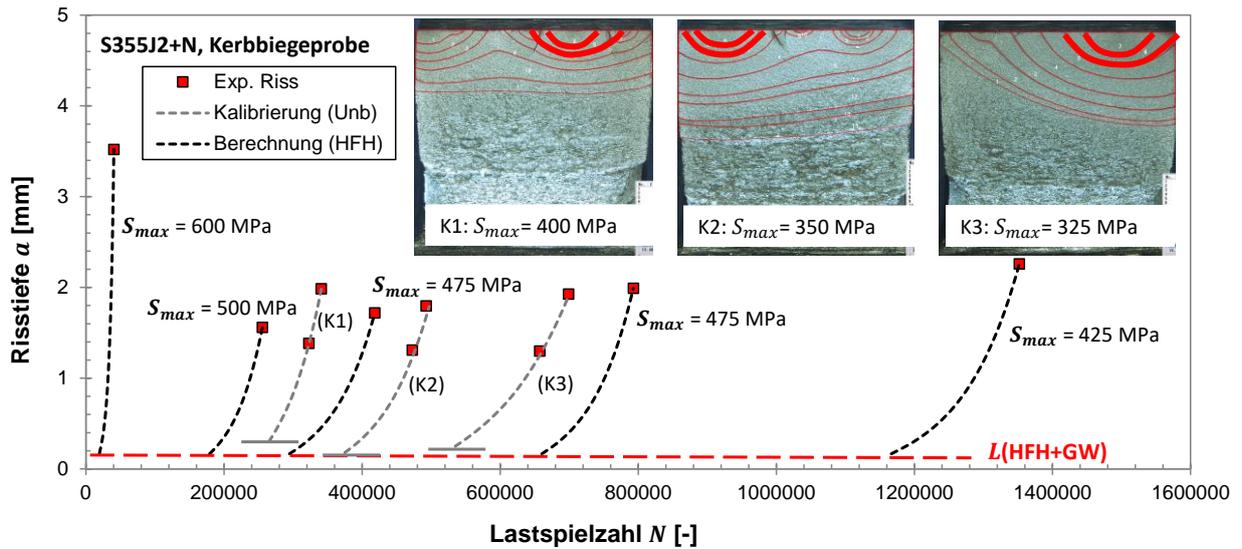


Abbildung 8-8: Errechneter Rissfortschritt der Kerbbiegeproben

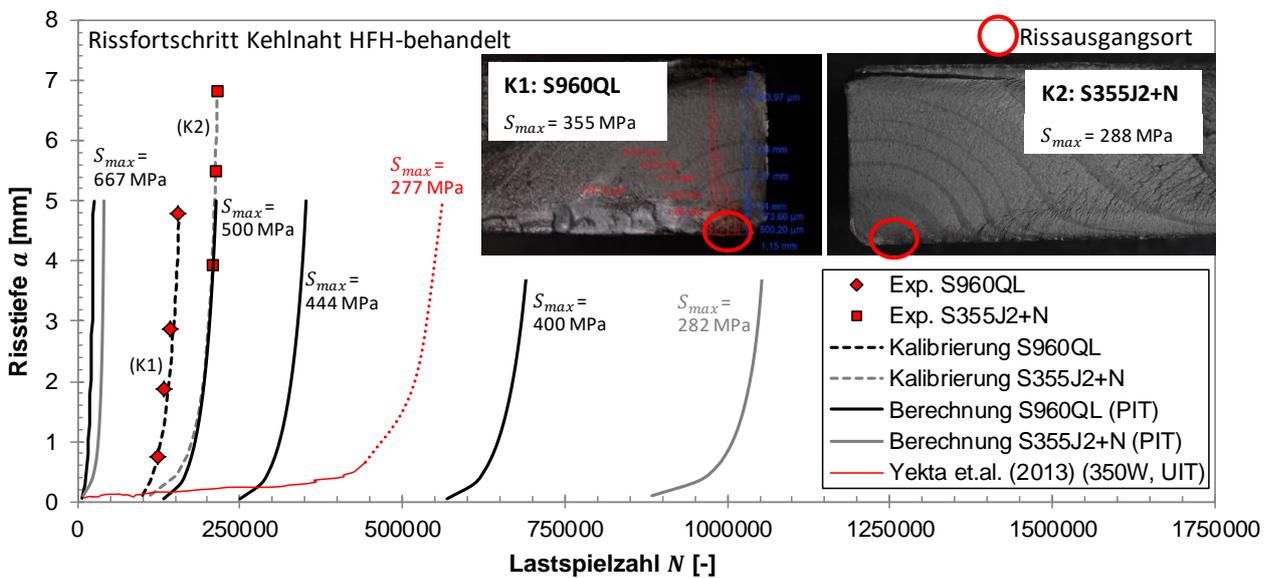
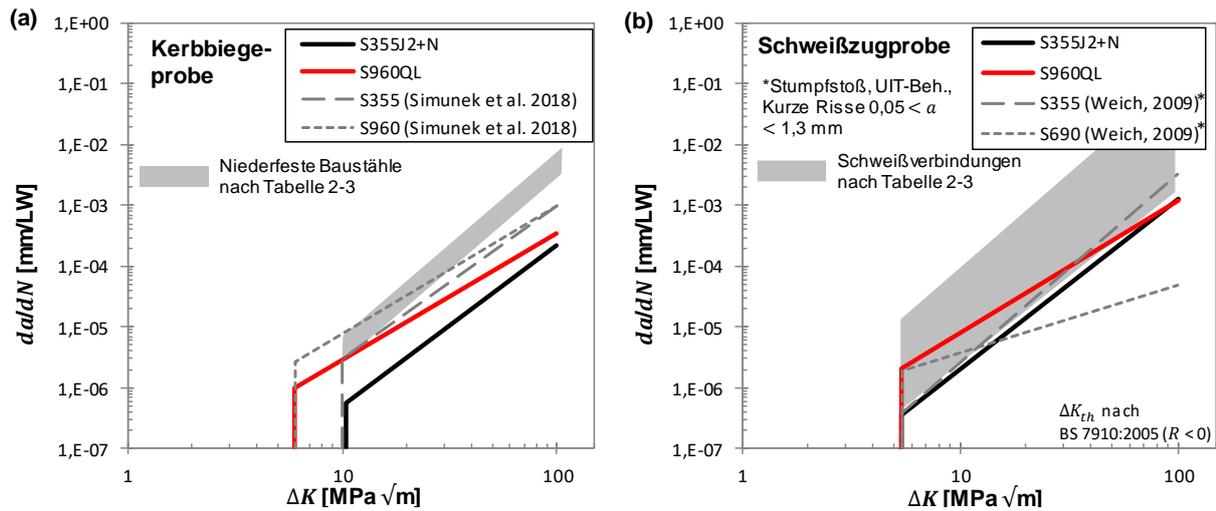


Abbildung 8-9: Errechneter Rissfortschritt der Schweißzugproben

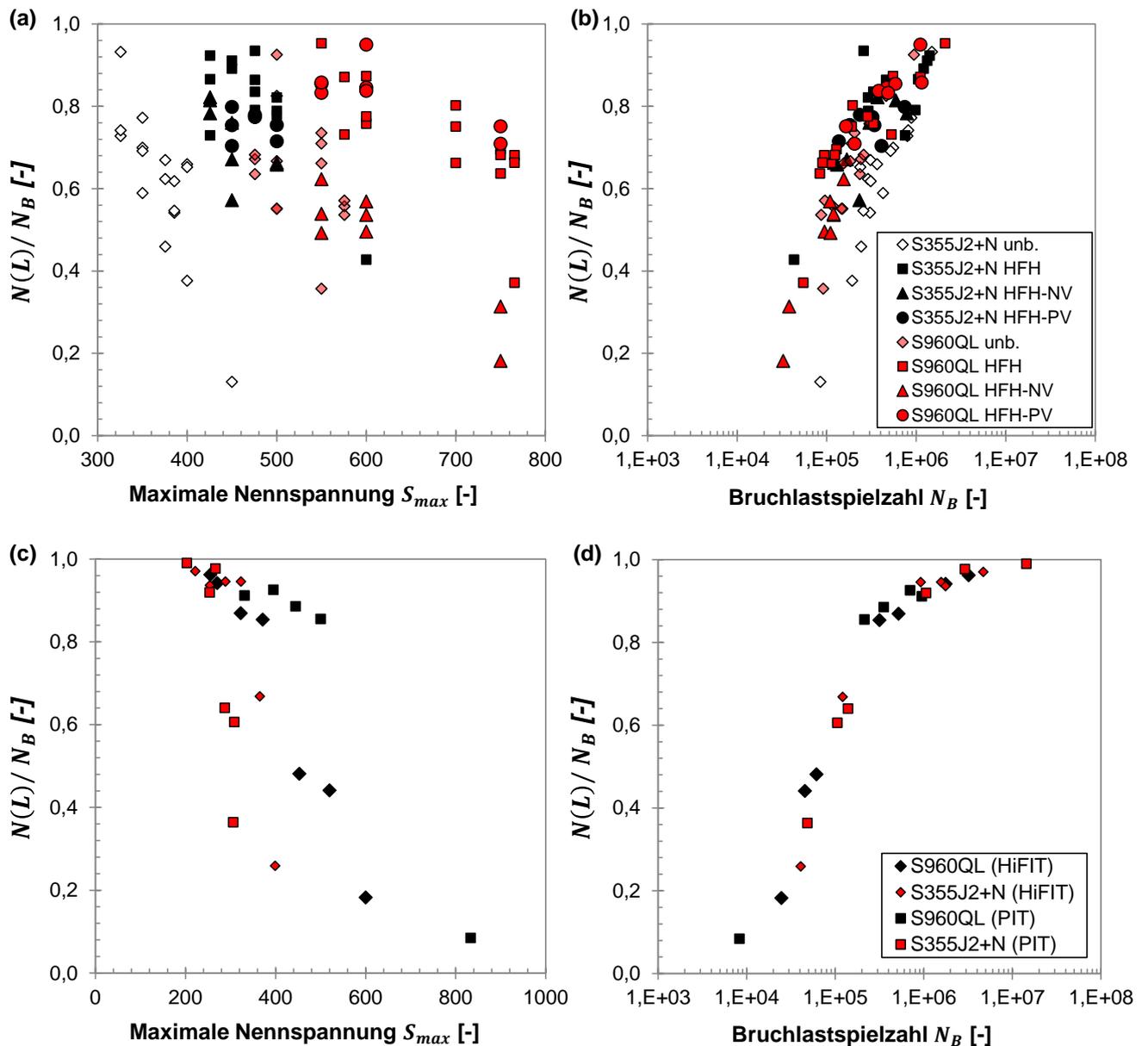
**Tabelle 8-4: Ermittelte Rissfortschrittskennwerte ( $\Delta K$  in MPa  $\sqrt{m}$  und  $da/dN$  in mm/LW)**

Werkstoff	S355J2+N		S960QL	
Probentyp	Kerbbiegeprobe	Schweißzugprobe	Kerbbiegeprobe	Schweißzugprobe
$C$ [-]	$1,21 \times 10^{-9}$	$3,02 \times 10^{-9}$	$2,28 \times 10^{-8}$	$4,92 \times 10^{-8}$
$m$ [-]	2,63	2,85	2,09	2,06



**Abbildung 8-10: Rissfortschrittskurven mit den Parametern aus Tabelle 8-4**

Die Rissfortschrittsanalysen an den Kalibrierproben (siehe Abbildung 8-8 und Abbildung 8-9) zeigten, dass die ermittelte Anrissstiefe  $a_i$  zwar im Bereich des kritischen Abstand  $L$  fällt, aber nicht vollständig übereinstimmt. Für die Kerbbiegeproben wurde daher mit dem Konzept der LEBM die Anrisslastspielzahl  $N_i$  zu einer Anrissstiefe von  $a_i = L$ , mit  $L$  aus Tabelle 8-3, bis zur ersten Rastlinie (Risstiefe  $a_1$  und Lastspielzahl  $N_1$ ), ermittelt. Die Ermittlung erfolgte dabei individuell für jede Kerbbiegeprobe ausgehend von der jeweils größten Risstiefe unter Annahme eines semi-elliptischen Risses, schematisch dargestellt in Abbildung 4-22 und dargestellt für verschiedene Lasten. Das Verhältnis der Anrisslastspielzahl  $N_i = N(L)$  zur Bruchlastspielzahl  $N_B$  lag im HFH-behandelten Zustand trotz eines höheren Lastniveaus im Mittel bei  $N(L)/N_B = 0,81$  (S355J2+N) und  $N(L)/N_B = 0,74$  (S960QL) und damit deutlich höher als im unbehandelten Zustand, dargestellt in Abbildung 8-11 (a). Dabei nimmt dieses Verhältnis im Mittel bei der Versuchsreihe HFH-NV des Werkstoffs S960QL auf bis zu  $N(L)/N_B = 0,47$  ab und bei der Versuchsreihe HFH-PV des gleichen Werkstoffs auf  $N(L)/N_B = 0,83$  zu. Des Weiteren gilt für fast alle Versuche ein Verhältnis von  $N(L)/N_B > 0,5$  bei Bruchlastspielzahl von  $N_B > 10^5$ , dargestellt in Abbildung 8-11 (b).



**Abbildung 8-11:** Verhältnis der Lastspielzahl  $N(L)$  bis zu einer Risslänge entsprechend des kritischen Abstands  $L$  der Kerbbiegeproben zur Bruchlastspielzahl  $N_B$  in Abhängigkeit der max. Nennspannung für die Kerbbiegeproben (a) und Schweißzugproben (c), sowie in Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl  $N_B$  für die Kerbbiegeproben (b) und Schweißzugproben (d)

Wie bei den Kerbbiegeproben wurde die Anrisslastspielzahl  $N_i$  der Schweißzugprobe bis zu einer Anrissstiefe von  $a_i = L$ , mit  $L$  aus Tabelle 8-3, eines mittigen, semi-elliptischen Risses (siehe Fall 1 Abbildung 8-2) ermittelt, dargestellt in Abbildung 8-9, wobei als finale Risstiefe die halbe Plattendicke  $t/2$  entsprechend dem Ansatz von Ghahremani und Walbridge (2011) verwendet wurde. Dabei lag die Annahme zugrunde, dass der Rissfortschritt über diesem Wert nur noch einen geringen Anteil an der Lebensdauer der Probe hat. Zusätzlich war durch die Begrenzung der Ansatzfunktion des Spannungsintensitätsfaktors nach Wang und Lambert (1995) keine Berechnung über die halbe Plattendicke hinaus möglich.

Das Verhältnis der Anrisslastspielzahl  $N_i = N(L)$  zu  $N_B$  der Schweißzugproben lag für den Werkstoff S355J2+N im Mittel bei  $N(L)/N_B = 0,77$  und beim Werkstoff S960QL etwas niedriger bei  $N(L)/N_B = 0,7$ . Bei dem niedrigsten Lastniveau beträgt das Verhältnis dabei  $N(L)/N_B = 0,96$  und beim höchsten Lastniveau  $N(L)/N_B = 0,08$ ; dargestellt in Abbildung 8-11 (c). Ähnlich wie bei den Kerbbiegeproben gilt für alle Versuche ein Verhältnis von  $N(L)/N_B > 0,5$  bei Bruchlastspielzahl von  $N_B > 10^5$ , dargestellt in Abbildung 8-11 (d).

## 8.2.4 Schädigungsberechnung

### Materialparameter $k_{FS}(N)$

Der Materialparameter  $k_{FS}(N)$  wurde für den jeweiligen Werkstoffzustand an Schwingversuchen an glatten Proben kalibriert, siehe Abschnitt 4.6.4. Das Ergebnis ist in Abbildung 8-12 in einem Streuband der Dehnungsamplitude  $\varepsilon_a$  von  $\pm 30\%$  sowohl für den  $P_{FS}$ - als auch für den  $P_{SWT}$ -Parameter dargestellt. Dabei überschätzt der  $P_{SWT}$ -Parameter die Schwingfestigkeit der glatten Proben aus dem Grundwerkstoff des Stahls S355J2+N. Dagegen wird die Schwingfestigkeit für den Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone des Stahls S960QL unterschätzt.

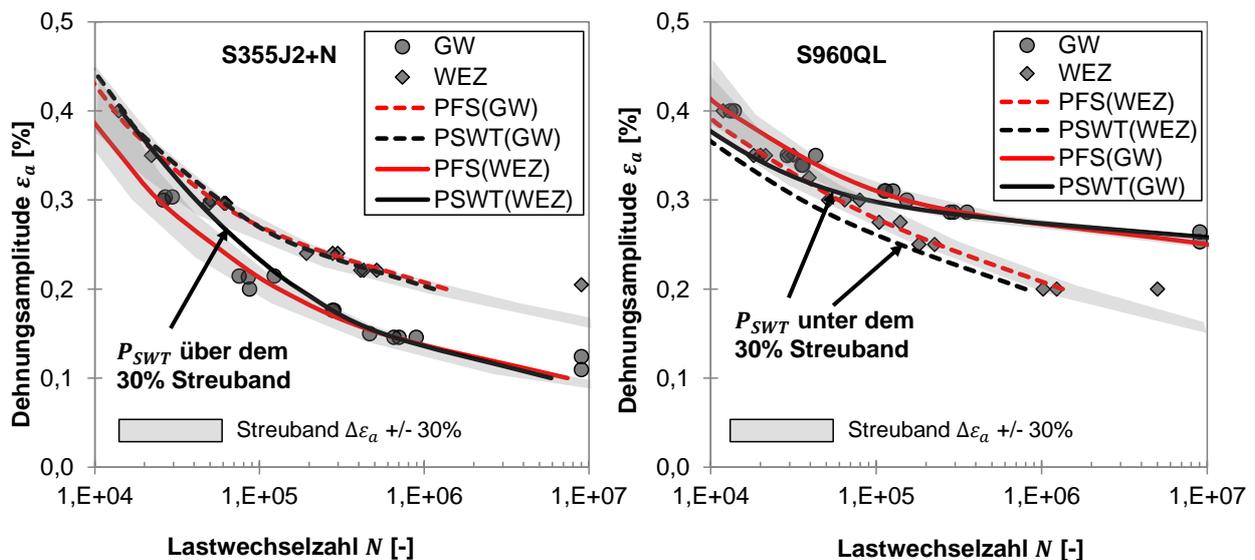


Abbildung 8-12: Abgleich der  $\varepsilon - N$  - Korrelation aus Versuchen und den Schädigungsberechnungen mit dem  $P_{SWT}$  und  $P_{FS}$  - Parameter

Die kalibrierten Werte des Materialparameters  $k_{FS}(N)$  des mod.  $P_{FS}$ -Parameters sowie eine vergleichende Übersicht an Literaturwerten sind in Abbildung 8-13 dargestellt. Dabei ist zu bemerken, dass sich der Materialparameter  $k_{FS}(N)$  des mod.  $P_{FS}$ -Parameters stark von der originalen Definition des  $P_{FS}$ -Parameters unterscheidet. Eine Übersicht von Werten für  $k_{FS}(N)$  für verschiedene Werkstoffe zeigt, dass der Parameter  $k_{FS}(N)$  (und somit das Verhältnis von  $\sigma_{n,max}$  zu  $\tau\Delta\gamma$ ) mit steigender Lastspielzahl zunehmen oder abnehmen kann, dargestellt in Abbildung 8-13 (a), während der Materialparameter  $k_{FS}(N)$  in der originalen Version des  $P_{FS}$ -Parameters für Stähle in der Regel mit steigender

Lastspielzahl zunimmt (Shamsaei und Fatemi, 2009). Die kalibrierten  $k_{FS}(N)$  Werte, siehe Abbildung 8-13 (b), zeigen in diesem Fall alle eine Zunahme und zwar mit steigender plastischer Dehnung im Schwingspiel. Die Werte nähern sich jedoch für hohe Lastspielzahlen ( $> 10^6$ ) alle einem Wert um  $k_{FS}(N) \approx 0,9$  an.

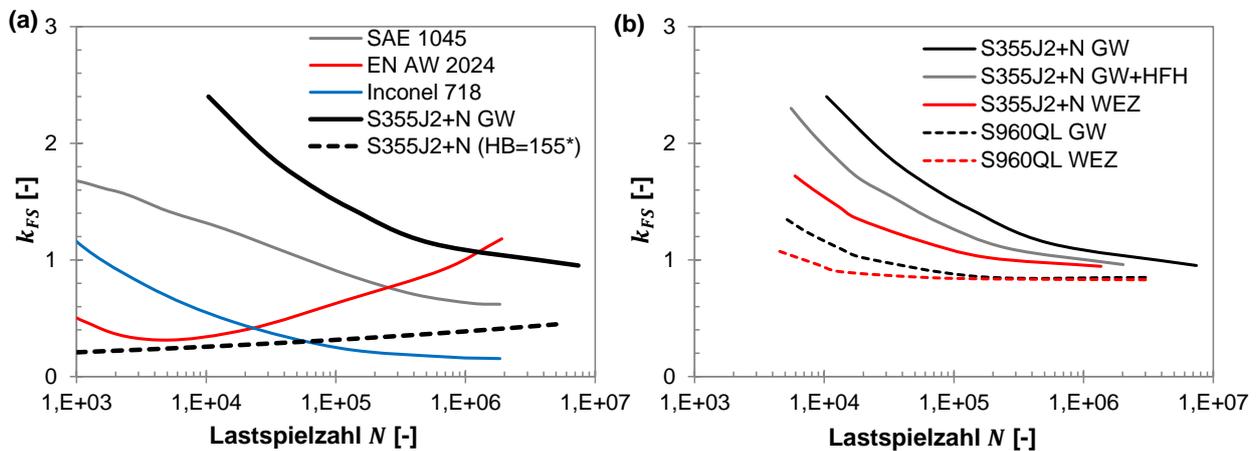


Abbildung 8-13: (a)  $k_{FS}(N)$  des mod.  $P_{FS}$ -Parameters nach Gates (2018) für verschiedene Werkstoffe, (b) ermittelte Werte  $k_{FS}(N)$  für die untersuchten Werkstoffzustände (\*Brinellhärte entsprechend des untersuchten S355J2+N)

### Spannungs-Dehnungs-Hysterese

Die grundsätzliche Annahme zur Bewertung von Eigenspannungen in der Schädigungsberechnung ist, dass sich zyklisch stabile Eigenspannungen wie zusätzliche Lastmittelspannungen verhalten, siehe Abschnitt 2.5.1. Dies bedingt, dass sich die Spannungen der einzelnen Elemente zwischen einzelnen Lastspielen nicht oder nur geringfügig ändern. Eine Auswertung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese zur Schädigungsberechnung erfolgte deshalb erst, wenn die Änderung der Ober- bzw. Mittelspannung zwischen zwei Schwingspielen  $< 2\%$  lag.

Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf bis zum zyklisch-stabilen Zustand im Auswertebereich (bei  $L/2$  entlang des Normaldehnungspfads  $\varphi = 0^\circ$  am jeweiligen Kerbgrund) ist für die Kerbbiegeproben in Abbildung 8-14 und für die Schweißzugproben in Abbildung 8-15 unter Angabe des effektiven Spannungsverhältnisses  $R_{eff}$  für die höchste und niedrigste Nennspannungsschwingbreite  $\Delta S$  aus den Schwingfestigkeitsversuchen zusammengefasst. Dabei liegt das effektive Spannungsverhältnis  $R_{eff}$  bei den Kerbbiegeproben aus S355J2+N unabhängig vom Behandlungs- bzw. Eigenspannungszustand (HFH, HFH-PV und HFH-NV) und der aufgetragenen Nennspannung immer bei  $R_{eff} \approx -1$ . Dabei bleiben bei den Kerbbiegeproben bei niedriger Last im unbehandelten Zustand teilweise geringe Zugmittelspannungen erhalten, siehe Abbildung 8-14.

Dagegen bauen sich die Mittelspannungen im Auswertebereich bei den unbehandelten Kerbbiegeproben aus S960QL nur geringfügig ab, siehe Abbildung 8-14. Auch im HFH-behandelten Zustand sind

bei den Kerbbiegeproben aus diesem Werkstoff abhängig vom Eigenspannungszustand und der Nennspannung stets Zugmittelspannungen vorhanden.

Bei den HFH-behandelten Schweißzugproben beider Werkstoffe sind im Auswertebereich des FE-Modells innerhalb eines Lastspiels in der Regel positive Mittelspannungen vorhanden, siehe Abbildung 8-15. Eine Ausnahme bildet hier die FE-Rechnung bzgl. der PIT-behandelten Schweißzugproben bei sehr niedrigen Lasten. Die Mittelspannungen fallen aufgrund der geringeren Druckeigenspannungen bei den HiFIT-behandelten Proben höher aus als bei den PIT-behandelten Proben. Bei hohen Lasten gleichen sich die simulierten Spannungs-Dehnungshysteresen der Proben aus dem Werkstoff S355J2+N unabhängig vom initialen Eigenspannungszustand annähernd an. Bei der FE-Simulation der Proben aus S960QL ist dagegen auch bei hohem Lastniveau ein deutlicher Unterschied der Mittelspannung abhängig vom initialen Eigenspannungszustand festzustellen.

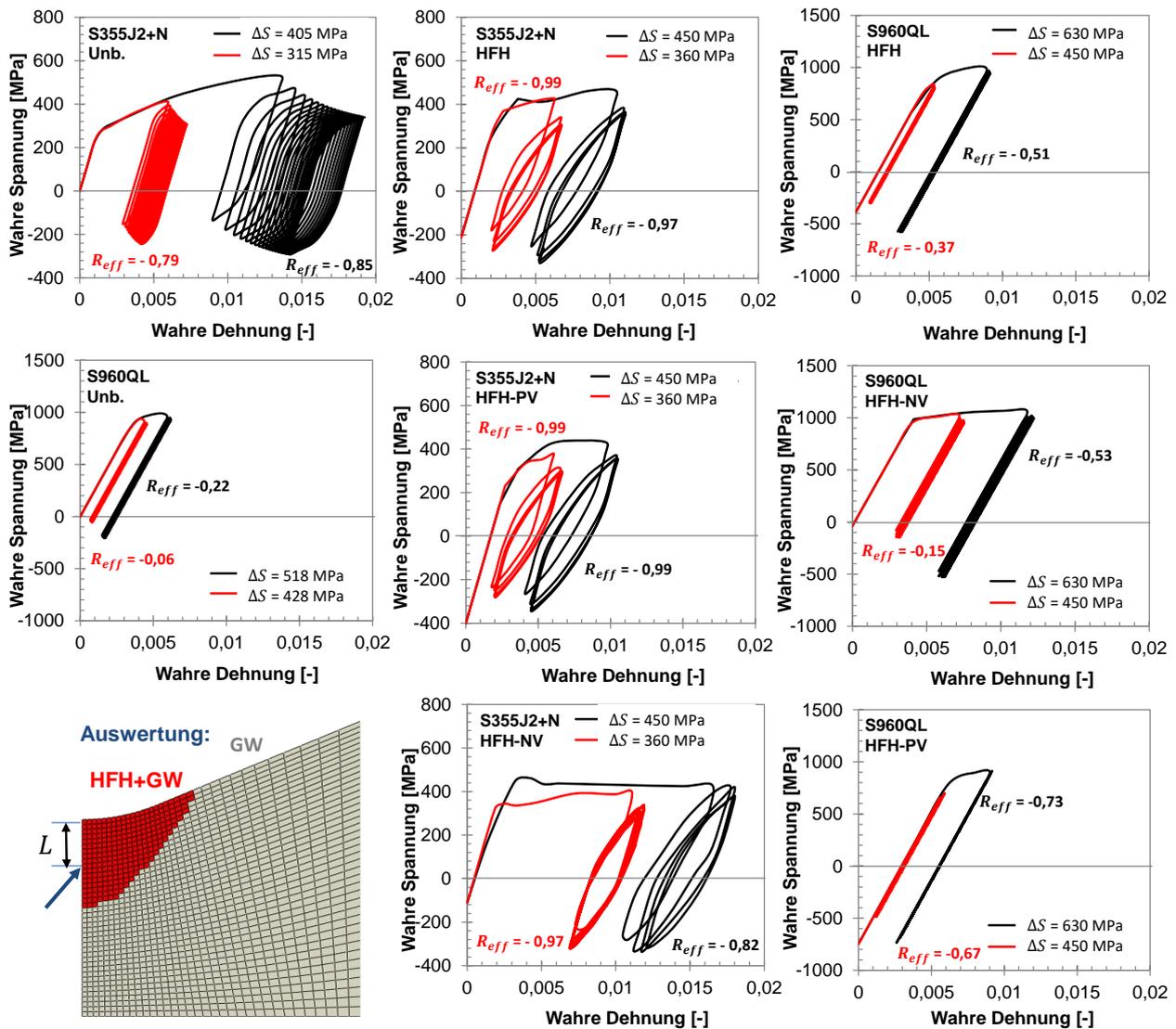


Abbildung 8-14: Spannungs-Dehnungsverläufe am Kerbgrund der Kerbbiegeproben aus S355J2+N und S960QL für verschiedene Werkstoffzustände und Spannungsschwingbreiten  $\Delta S$

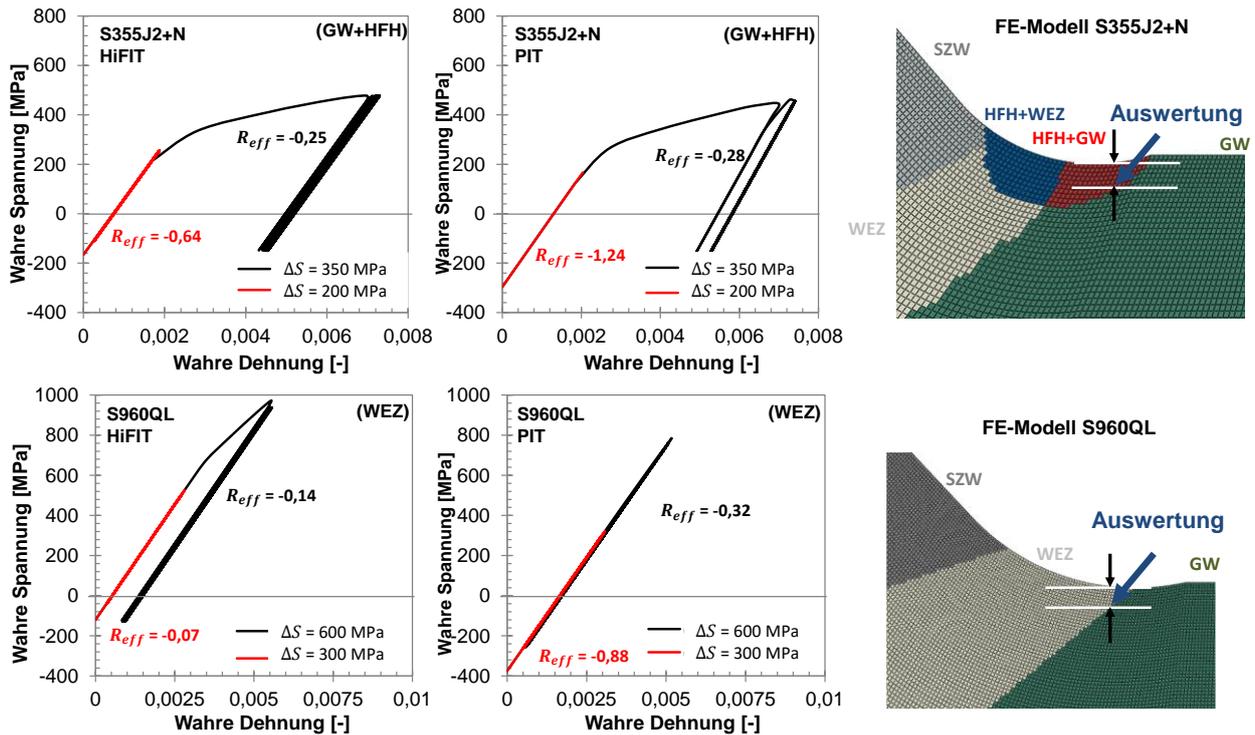


Abbildung 8-15: Spannungs-Dehnungsverläufe am Kerbgrund der Schweißzugproben aus S355J2+N und S960QL für verschiedene Werkstoffzustände und Spannungsschwingbreiten  $\Delta S$

### Parameterstudie des $P_{SWT}$ - und $P_{FS}$ -Parameters an unbehandelten Kerbbiegeproben

Zunächst wurde der Einfluss des Auswertepfads (Normaldehnungspfad, NP und Scherdehnungspfad, SP) sowie des Spannungsabstandansatzes auf die Schädigungsparameter  $P_{FS}$  und  $P_{SWT}$  bzw. auf die errechnete Anrisslebensdauer der Kerbbiegeproben im unbehandelten Zustand untersucht, dargestellt in Abbildung 8-16. Als Gütekriterium wurde dabei die mittlere, betragsmäßige Abweichung von errechneter Anrisslastspielzahl  $N_{sim,i}$  zur experimentellen Anrisslastspielzahl  $N_{exp,i}$  gewählt:

$$\Delta \bar{N}_p = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{|N_{sim,i} - N_{exp,i}|}{N_{exp,i}} \quad (56)$$

Dabei ist  $n$  die Gesamtanzahl der Proben pro Versuchsreihe. Zusätzlich wurde bestimmt, wieviel Werte hinsichtlich  $N_{sim,i}/N_{exp,i}$  in das Streuband  $\pm 2$  fallen.

Dabei nimmt durch die eine Vergrößerung des kritischen Abstands von  $L = 0,087$  mm auf  $L = 0,167$  mm gegenüber den errechneten Werten aus Tabelle 8-3, die Übereinstimmung von  $N_{sim,i}$  und  $N_{exp,i}$  für die Kerbproben aus S960QL ab. Dagegen ergeben sich für beide Schädigungsparameter nur geringe Unterschiede hinsichtlich einer Reduzierung des kritischen Abstands  $L$  von  $L = 0,3$  mm auf  $L = 0,1$  bei den Kerbbiegeproben aus S355J2+N. Eine Variation des Auswertepfades hinsichtlich des  $P_{FS}$ -Parameters zeigt nur geringen Einfluss auf den errechneten Schädigungswert und damit die errechnete Anrisslastspielzahl.

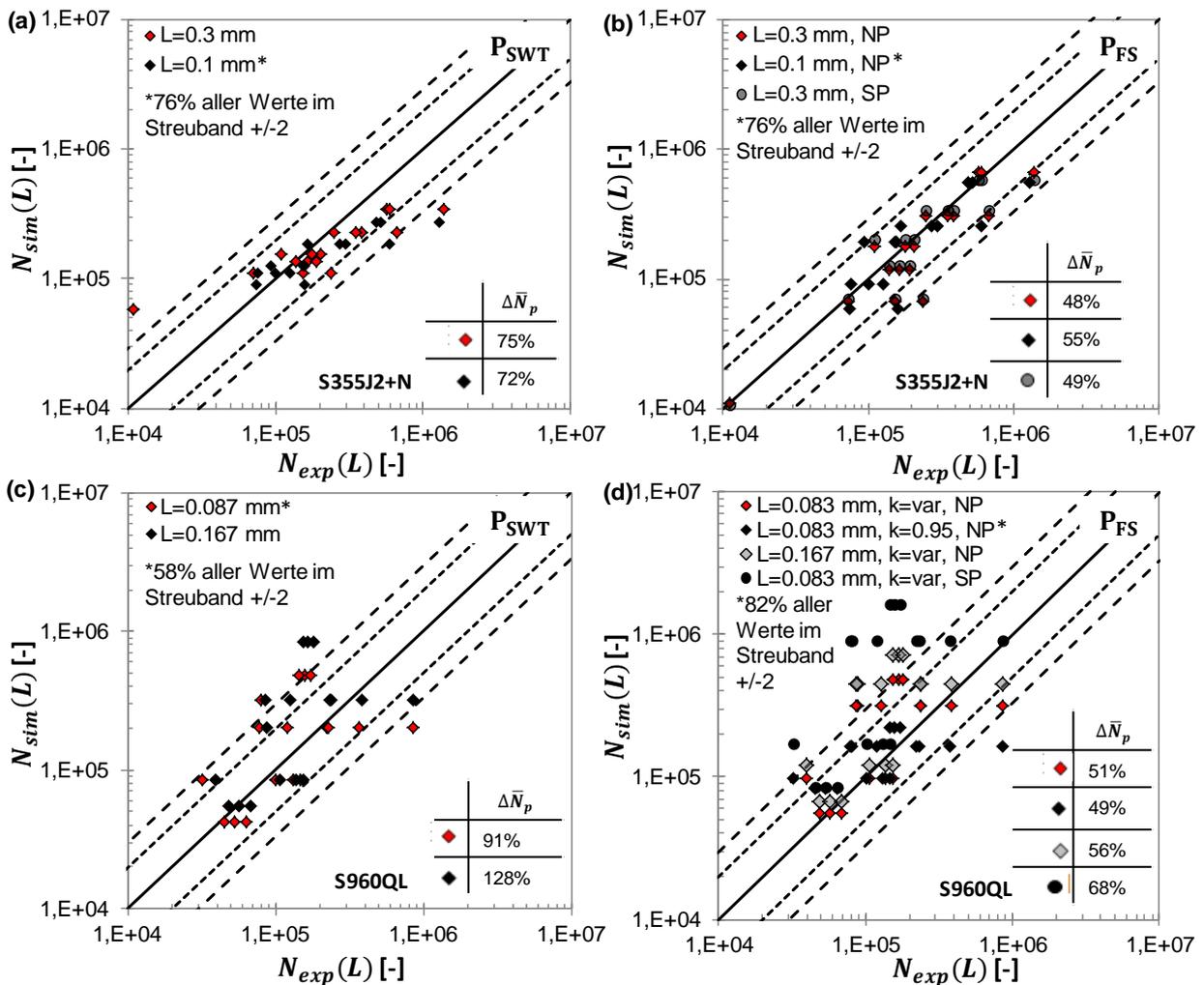


Abbildung 8-16: Vergleich der errechneten Anrisslastspielzahl  $N_{sim}$  und experimentell bestimmten Anrisslastspielzahl  $N_{exp}$  für die unbehandelten Kerbbiegeproben aus S355J2+N (a)-(b) und aus S960QL (c)-(d)

**Vergleich des  $P_{SWT}$ - und  $P_{FS}$ -Parameters an HFH-behandelten Kerbbiegeproben**

Die Übereinstimmung von  $N_{sim,i}$  und  $N_{exp,i}$  der Kerbbiegeproben im HFH-behandelten Zustand für mehrere Versuchsreihen, ist in Tabelle 8-5 zusammengefasst. Diese Übereinstimmung wird dabei durch die Anzahl der Werte im Streuband +/- 2 sowie durch die mittlere, betragsmäßige Abweichung  $\Delta \bar{N}_p$  beschrieben. Der  $P_{SWT}$ -Parameter liefert für die HFH-behandelten Kerbbiegeproben aus S355J2+N sowie für die HFH-behandelten Kerbbiegeproben aus S960QL mit negativer Vorspannung eine etwas bessere Übereinstimmung. Dagegen wurde bei allen anderen Versuchsreihen durch den  $P_{FS}$ -Parameter eine teilweise deutlich bessere Übereinstimmung erzielt.

**Tabelle 8-5: Abweichungen der errechneten Anrisslastspielzahl  $N_{sim}$  und experimentell bestimmten Anrisslastspielzahl  $N_{exp}$  mit den Schädigungsparametern  $P_{SWT}$  und  $P_{FS}$  für die Kerbbiegeproben**

Werkstoff:		S355J2+N				S960QL			
Beh.-Zustand:		Unb.	<u>HFH</u>	HFH-NV	<u>HFH-PV</u>	Unb.	<u>HFH</u>	HFH-NV	<u>HFH-PV</u>
$P_{SWT}$	$\Delta\bar{N}_p$	72%	<u>40%</u>	73%	<u>30%</u>	165%	51%	74%	<u>32%</u>
	+/-2*	76%	62%	57%	100%	41%	69%	25%	100%
$P_{FS}$	$\Delta\bar{N}_p$	<u>51%</u>	46%	<u>43%</u>	33%	<u>51%</u>	<u>42%</u>	<u>35%</u>	39%
	+/-2*	73%	46%	85%	100%	82%	69%	80%	75%

\*Werte innerhalb des Streubands: +/- 2  $N_{sim} / N_{exp}$

### Anrisslebensdauerbewertung mit dem $P_{FS}$ - Parameter

Aufgrund der höheren Übereinstimmung mit experimentellen Werten erfolgte die abschließende Lebensprognose der Kerbbiege- und Schweißzugproben auf Basis des  $P_{FS}$ -Parameters, dargestellt in Abbildung 8-17. Dabei wurde der unterschiedliche Eigenspannungszustand nach der HiFIT- bzw. PIT-Behandlung berücksichtigt. Die Berechnung erfolgte für die Schweißzugproben nach der HiFIT- und PIT-Behandlung anhand identischer Coffin-Manson Parameter, siehe Tabelle 6-2. Geringe Unterschiede der Härte nach der jeweiligen Behandlung wurden vernachlässigt. Die betragsmäßige Abweichung  $\Delta\bar{N}_p$  sowie die Anzahl der Werte innerhalb des Streubands +/-2 für die PIT- und HiFIT-behandelten Schweißzugproben sind in Tabelle 8-6 zusammengefasst. Die Auswertung wurde auch für beide Behandlungszustände zusammen durchgeführt (HiFIT+PIT). Die Hälfte der prognostizierten Lastspielzahlen der HFH-behandelten Schweißzugproben aus S355J2+N und 2/3 der HFH-behandelten Schweißzugproben aus S960QL fallen in ein Streuband von +/- 2. Insgesamt liegen 87% der prognostizierten Lastspielzahlen in einem Streuband von +/- 3.

**Tabelle 8-6: Abweichungen der errechneten Anrisslastspielzahl  $N_{sim}$  und experimentell bestimmten Anrisslastspielzahl  $N_{exp}$  mit dem Schädigungsparameter  $P_{FS}$  für die Schweißzugproben**

Werkstoff:		S355J2+N			S960QL		
Beh.-Zustand:		HiFIT	<u>PIT</u>	<u>HiFIT+PIT</u>	HiFIT	<u>PIT</u>	<u>HiFIT+PIT</u>
$P_{FS}$	$\Delta\bar{N}_p$	56%	88%	68%	30%	115%	65%
	+/-2*	66%	33%	50%	100%	20%	66%

\*Werte innerhalb des Streubands: +/- 2  $N_{sim} / N_{exp}$

Die Analyse zeigt weiterhin, dass hinsichtlich der errechneten Anrisslastspielzahlen der Schweißzugproben geringere Übereinstimmungen erzielt wurden als bei den Kerbbiegeproben. Im Fall der Kerbbiegeproben liegen 92% aller prognostizierten Lastspielzahlen der Kerbbiegeproben aus S960QL und 98% aller Kerbbiegeproben aus S355J2+N in einem Streuband von +/- 3.

Hinsichtlich der Schädigungsberechnung der Schweißzugproben aus S355J2+N wurde zudem festgestellt, dass die Schädigung der FE-Elemente im Bereich mit dem Verfestigungsverhalten entsprechend des HFH-behandelten (verfestigten) Grundwerkstoffs, siehe HFH+GW Abbildung 4-21, mit experimentellen Anrisslastspielzahlen korreliert.

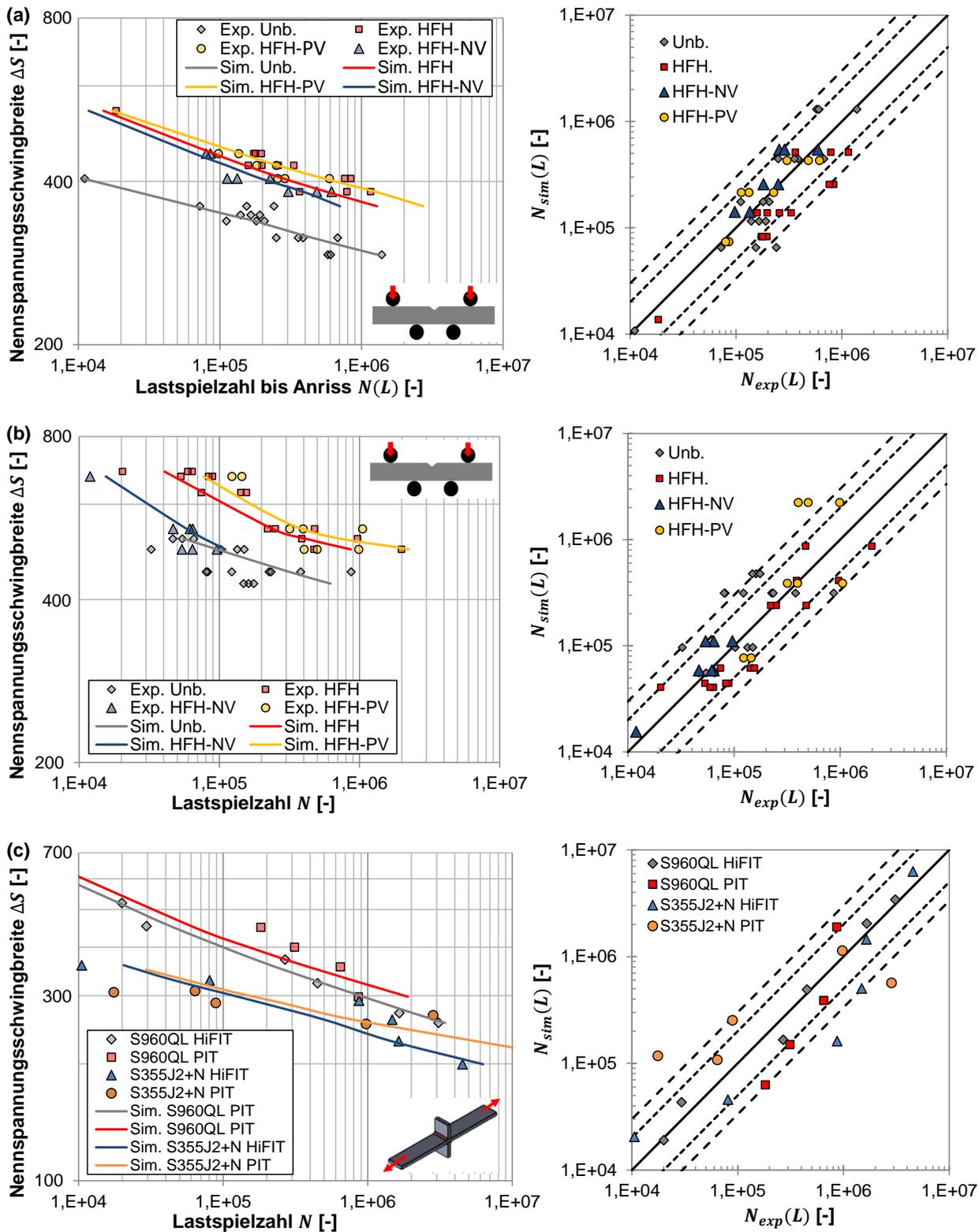


Abbildung 8-17: (Anriss)Lebensdauerprognose der Kerbbiegeproben aus S355J2+N (a) sowie aus S960QL (b) und der Schweißzugproben (c)

### 8.3 Diskussion

#### Schwingfestigkeitsversuch

Für beide Versuchswerkstoffe wurden deutliche Schwingfestigkeitssteigerungen zwischen 35% und 45% (bzgl.  $\Delta S_{5\%}$  aus Tabelle 8-1) der HFH-behandelten Kerbbiegeproben ohne Vorspannung gegenüber den unbehandelten Kerbbiegeproben ermittelt. Die ermittelte Schwingfestigkeit für die unbehandelten Proben aus S355J2+N lässt sich dabei zwischen den Schwingfestigkeiten an gekerbten Proben ( $K_t = 1,0$  und  $K_t = 2,5$ ) aus Ck45 von [Haibach und Matschke \(1981\)](#) unter Zugschwellbelastung einordnen. Die nur geringfügig höhere Schwingfestigkeit des höherfesten Baustahls S960QL gegenüber dem niederfesten Baustahl S355J2+N lässt sich durch die höhere Kerbempfindlichkeit des höherfesten Werkstoffs erklären. Diese wirkt sich für Baustahl erst ab  $K_t > 4$  nicht mehr wesentlich auf die Wechselfestigkeit aus ([Macherauch und Wohlfahrt, 1985](#); [Macherauch und Zoch, 2011](#)).

Entsprechend der Analysen des Werkstoffzustands im Kerbgrund, siehe Abschnitt 5, ist davon auszugehen, dass die Schwingfestigkeitszunahme beim Werkstoff S960QL bei den Kerbbiegeproben ausschließlich auf die oberflächennahen Druckeigenstressungen nach der HFH-Behandlung zurückzuführen sind. Dies ist damit zu begründen, dass keine wesentliche Steigerung der Härte sowie der Versetzungsdichte festgestellt werden konnte, siehe Abschnitt 5.1. Mit dem hohen Einfluss der Druckeigenstressung lassen sich auch die deutlichen Unterschiede der Schwingfestigkeiten der HFH-behandelten Kerbbiegeproben unter Vorspannung (Versuchsreihen HFH-NV, HFH-PV) erklären. Vor allem die negativ vorgespannten Proben (HFH-NV) weisen deutlich geringere Druckeigenstressungen in Lastrichtung auf, siehe Abschnitt 5.3. Dies führt in Kombination mit der höheren Spannungskonzentration aufgrund der Eindrücke zu Schwingfestigkeiten, die im Bereich der unbehandelten Kerbbiegeproben liegen.

Bei den Kerbbiegeproben aus dem niederfesten Baustahl ist die Schwingfestigkeitszunahme auch auf die deutliche Steigerung der Randschichthärte und Versetzungsdichte, siehe Abschnitt 5.1, zurückzuführen. Unabhängig von der Vorspannung während der HFH-Behandlung wurden dabei annähernd identische Mikrohärtewerte gemessen, die teilweise das Niveau des Grundwerkstoffs des Stahls S960QL erreichten. Allerdings wurden nach der HFH-Behandlung bei allen Versuchsreihen Druckeigenstressungen nachgewiesen, die sich allerdings abhängig von der Vorspannung während der HFH-Behandlung deutlich unterscheiden, siehe Abschnitt 5.3. Unabhängig vom initialen Druckeigenstressungszustand wurden anschließend fast identische Schwingfestigkeiten bei allen Versuchsreihen ermittelt. Entsprechend ist davon auszugehen, dass fast ausschließlich die Randschichtverfestigung für die Schwingfestigkeitssteigerung nach der HFH-Behandlung verantwortlich ist.

Bei den Schweißzugproben wurde ebenfalls an beiden Versuchswerkstoffen eine hohe Schwingfestigkeitssteigerung nach der HFH-Behandlung festgestellt. Einordnung und Vergleich der ermittelten Schwingfestigkeiten der Schweißzugproben entsprechend der Schwingfestigkeitsklassen bzgl. der

IIW-Richtlinie (Marquis und Barsoum, 2016) bzw. der DAST-Richtlinie (DAST, 2019) erfolgten bereits durch Schubnell et al. (2020c). Dabei lässt sich zusammengefasst feststellen, dass die Schwingfestigkeiten der Schweißzugproben, ermittelt mit einer freien bzw. festen Neigung (Tabelle 8-2), den Empfehlungen aus den Richtlinien entsprechen. Für die HFH-behandelten Schweißzugproben aus S960QL liegt die Schwingfestigkeit sogar deutlich über der Empfehlung der IIW-Richtlinie (FAT = 180 MPa). Des Weiteren fallen die ermittelten Schwingfestigkeitswerte mit den Werten weiterer Studien an UIT- und PIT-behandelten Querstreifen (Stahlklasse S355 bis S690) zusammen, ausführlich zusammengefasst von Mecséri und Kövesdi (2020). Dabei liegt die Schwingfestigkeit der HFH-behandelten Schweißzugproben aus S960QL etwas unter dem Wert von Kuhlmann und Günther (2009) für PIT-behandelte Kreuzstöße aus S690 von  $\Delta S_{5\%} = 227$  MPa für eine Neigung von  $k = 5$ . Hinsichtlich der Begrenzung der maximalen Nennspannung  $S_{max}$  bei den Schwingfestigkeitsversuchen lagen die höchsten Lasten bei der nominellen Streckgrenze des Grundwerkstoffs von 355 MPa und damit zwar im Rahmen der DAST-Richtlinie (DAST, 2019) aber deutlich über der Empfehlung von Marquis und Barsoum (2016) von  $S_{max} = 0,45 R_e$ . Trotzdem konnten hinsichtlich der Empfehlung der Schwingfestigkeit der IIW-Richtlinie zufriedenstellende Ergebnisse erzielt werden.

Bei den Schweißzugproben aus S960QL ist davon auszugehen, dass die Schwingfestigkeitsteigerung auf die Druckeigenspannung nach der HFH-Behandlung sowie auf die Änderung der lokalen Nahtgeometrie zurückzuführen ist. Dies begründet sich damit, dass wie bei den Kerbbiegeproben keine Steigerung der Mikrohärtigkeit bzw. der Versetzungsdichte festgestellt werden konnte. Bei den Schweißzugproben aus S355J2+N dagegen, kann ein Einfluss des Effekts der Randschichtverfestigung auf die Schwingfestigkeitsteigerung nicht ausgeschlossen werden, da auch eine Steigerung der Mikrohärtigkeit festgestellt wurde.

### **Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Belastung**

Sowohl die 2D-FE-Simulation als auch Röntgenbeugungsmessungen zeigen, dass während der zyklischen Belastung Druckeigenspannung am Kerbgrund unbehandelter Kerbbiegeproben entsteht, bzw. dass die Druckeigenspannung am Kerbgrund HFH-behandelter Kerbbiegeproben in der Regel zunimmt, siehe Abbildung 8-6. Diese Zunahme ist mit steigender Oberspannung stärker ausgeprägt. Dies deckt sich mit den Eigenspannungsanalysen an gekerbten Proben aus gehärtetem und angelasemem A736 Stahl von Underwood (1995), der nahezu identische mechanische Eigenschaften wie der hier untersuchte S960QL Stahl aufweist. Nur bei den Kerbbiegeproben aus S960QL, Versuchsreihe HFH-PV, die bereits nach der Behandlung sehr hohe Druckeigenspannung nahe der Streckgrenze des Werkstoffs aufweisen, wurde eine betragsmäßige Abnahme der Druckeigenspannungen festgestellt. Die Entstehung bzw. betragsmäßige Zunahme der Druckeigenspannung lässt sich dabei mit der plastischen Streckung des Kerbgrunds und durch die anschließende Kompression durch den umliegenden elastischen Werkstoff beim Entlasten der Proben erklären. Die Elemente im Kerbgrund der FE-

Simulation zeigen entsprechend zusätzliche, plastische Dehnungen in Belastungsrichtung. Der Aufbau von (Druck)Eigenspannung am Kerbgrund durch entsprechende (Zug)Belastung wurde bereits von [Schütz und Gassner \(1975\)](#) sowie von [Gurney \(1979\)](#) beschrieben, wobei jeweils bemerkt wurde, dass das Eigenspannungsniveau mit steigender Festigkeit des Werkstoffs sowie steigender Belastung zunimmt.

Bei den Schweißzugproben beider Versuchswerkstoffe zeigten sowohl numerische als auch experimentelle Eigenspannungsanalysen eine Abnahme der Druckeigenspannung am Kerbgrund des HFH-behandelten Profils durch zyklische Belastung. Im Unterschied zu den Kerbbiegeproben ist bei den Schweißzugproben die Belastung gleichmäßiger über den Querschnitt verteilt. Entsprechend überlagert sich eine vergleichsweise hohe Zuglastspannung mit den tiefer im Werkstoff befindlichen Zugeigenspannungen, die sich mit der oberflächennahen, HFH-induzierten Druckeigenspannung im Gleichgewicht befindet. Die hohe, positive Belastung führt somit auch zu einer Reduktion der oberflächennahen Druckeigenspannung.

Die 2D-FE-Simulation der Eigenspannungsumlagerung der Schweißzugproben zeigten, dass selbst bei den höchsten Oberlasten kein vollständiger Abbau der Druckeigenspannung auftritt. Ausgehend von der Annahme, dass nach dem ersten Lastspiel keine signifikante Änderung des Eigenspannungszustands auftritt, liegt ein Vergleich mit experimentellen Untersuchungen zum Eigenspannungsabbau an identischen Schweißzugproben im Rahmen des IGF-Vorhabens 19227 N ([Schubnell et al., 2020c](#)) unter einzelnen Überlasten nahe. Diese Untersuchungen zeigten ebenfalls, dass bis zu einer Belastung mit  $S_{max} = 378$  MPa (Werkstoff S355J2+N) und  $S_{max} = 909$  MPa (Werkstoff S960QL) stets ein Großteil der Druckeigenspannung an der Oberfläche erhalten bleiben. Bei einzelnen Proben des Werkstoffs S355J2+N wurde sogar eine betragsmäßige Zunahme der Druckeigenspannung festgestellt.

Für die Eigenspannungsanalysen der Schweißzugproben bietet sich dabei ein quantitativer Vergleich mit den ausführlichen Röntgenbeugungsanalysen von [Weich \(2009b\)](#) an HiFIT-behandelten Stumpfstoßen der Stahlklasse S355 unter quasi-statischer und zyklischer Belastung an. Hinsichtlich des Vergleichs zwischen quasi-statischer und zyklischer Belastung sei erwähnt, dass bei zusätzlichen Untersuchungen an HiFIT-behandelten Stumpfstoßen der Werkstoffe S355J2+N und S690QL unter zyklischer Zugschwellbelastung ( $R_{\sigma} = 0,1$ ) eine Reduktion der Druckeigenspannung festgestellt wurde, die sich fast ausschließlich auf das erste Lastspiel beschränkte bzw. erst bei höheren Lastspielzahlen auftraten ( $N > 10^4$ ) ([Weich, 2009b](#)). Bei den Proben aus S355J2+N wurde durch FE-Simulation und Röntgenbeugungsmessung sowohl für hohe Last ( $S_{max} = 360$  MPa) als auch für niedrige Last ( $S_{max} = 150$  MPa) eine Relaxation der Druckeigenspannung in Querrichtung (ca. -200 MPa) unter zyklischer Belastung ermittelt. Röntgenbeugungsmessungen von [Weich \(2009b\)](#) an HiFIT-behandelten Stumpfstoßen unter quasi-statischer Belastung zeigten keine Reduktion der Druckeigenspannung am Nahtübergang unter einem Lastniveau von  $S_{max} = 200$  MPa, aber eine deutliche Reduktion bei einer Last

von  $S_{max} = 350$  MPa (ca. 75% der vorhandenen Druckeigenspannungen). Bei den HFH-behandelten Schweißzugproben aus S960QL wurde für niedrige Lasten ( $S_{max} = 250$  MPa) eine geringe Zunahme und bei höheren Lasten ( $S_{max} = 600$  MPa) eine deutliche Reduktion der Druckeigenspannung durch FE-Simulation und Röntgenbeugungsmessung festgestellt. Experimentelle Untersuchungen zum quasi-statischen Eigenspannungsabbau an HiFIT-behandelten Stumpfstoßen aus S690QL von [Weich \(2009b\)](#) zeigten ein ähnliches Verhalten bezogen auf die maximale Nennspannung. Dabei wurde bis zu einer Nennspannung von  $S_{max} = 250$  MPa eine Zunahme der Druckeigenspannung in Querrichtung am Nahtübergang um ca. 25% festgestellt. Zudem baute sich bei einer Belastung von  $S_{max} = 650$  MPa die Druckeigenspannung bis auf einen geringen Betrag vollständig ab. Dabei liegt die Streckgrenze des betrachteten Werkstoffs S690QL mit ca. 800 MPa noch deutlich unter der Streckgrenze des untersuchten S960QL Stahls. Ebenfalls wurde für den HFH-behandelten Nahtübergang der untersuchten Stumpfstoße eine Kerbformzahl von  $K_t \approx 1,3$  bis 1,4 abgeschätzt, die deutlich niedriger liegt als die Kerbformzahl der untersuchten Schweißzugproben von  $K_t \approx 1,99$  bis 2,2 ([Schubnell et al., 2020c](#)). Es ist also anzunehmen, dass die resultierende lokale Spannung der untersuchten Schweißzugproben bei gleicher Nennspannung deutlich höher liegt.

Die grundsätzliche Annahme, dass ein Großteil der Eigenspannungsumlagerung während des ersten Lastspiels auftritt, wird durch die experimentelle und numerische Untersuchungen zum Eigenspannungsabbau an HFH-behandelten Quersteifen aus S355 von [Leitner et al. \(2017, 2018\)](#) bestätigt. Dabei zeigt sich bei einer Belastung mit  $S_{max} = 277$  MPa, dass sich etwa 40% der Druckeigenspannungen (ca. -130 MPa) innerhalb des ersten Lastspiels abbauen. Dieser Wert korreliert weitestgehend mit den Untersuchungen der Schweißzugproben aus S355J2+N. Allerdings wurde bei den Untersuchungen von [Leitner et al. \(2017\)](#), auch bei Proben aus S355 / S960 bei  $S_{max} = 277 / 305$  MPa ebenfalls ein Eigenspannungsabbau bis  $N = 10^5$  Lastspielen festgestellt.

Die Unterschiede zwischen Messung und FE-Simulation lassen sich sowohl bei den Kerbbiegeproben als auch bei den Schweißzugproben mit der tendenziell zu niedrigen und einheitlichen Fließgrenze im FE-Modell (durch die gradientenfreie Modellierung des HFH-verfestigten Bereichs) begründen. Dies ist dadurch bedingt, dass durch eine niedrigere, gewählte Fließspannung bei der Anpassung der kinematischen Terme an die zyklische Verfestigungskurve eine deutlich höhere Übereinstimmung für geringe Dehnungen erzielt werden konnte, siehe auch Abschnitt 4.4.3. Zudem entspricht die approximierte, zyklische Streckgrenze bzw. Fließgrenze nach [Lopez und Fatemi \(2012\)](#) aus der Randschichthärte einem Mittelwert der verfestigten Randschicht. Dadurch ist anzunehmen, dass besonders in oberflächennahen Bereichen im FE-Modell die Änderung des Eigenspannungszustandes durch Überschreiten der Fließspannung überschätzt wird.

### Spannungsabstandsansatz

Der kritische Abstand  $L$  diente in diesem Fall zur Abgrenzung von physikalisch langen zu physikalisch kurzen Rissen u.a. nach [Stephens et al. \(2000\)](#), ausgehend vom Verhältnis der plastischen Zone um

---

die Rissspitze zur Gesamtrisslänge. Dabei wurde aus praktikablen Gründen die grundsätzliche Annahme getroffen, den Wert von  $L$  unabhängig von allen Einflussfaktoren als konstant anzunehmen, wie von [Taylor \(2008\)](#) empfohlen und von [Gates \(2018\)](#) praktiziert. Neuere Untersuchungen speziell für niederfesten Baustahl zeigen allerdings diverse Abhängigkeiten u.a. der Lastmittelspannung, des Lastniveaus und der Lastspielzahl, siehe auch Abschnitt 2.5.5.

Der kritische Abstand  $L$  legt entsprechend auch den Auswertebereich im FE-Modell für Schädigungsberechnung fest und stellt somit bei den durchgeführten Berechnungen einen wichtigen Einflussfaktor dar. Hinreichend gesicherte Angaben zum kritischen Abstand existieren allerdings derzeit nur für niederfeste Stähle, wobei [Madrazo et al. \(2014\)](#) und [Taylor \(2008\)](#) jeweils einen Wert von  $L \approx 0,3$  mm für S355J2 bzw. niederfesten Stahl angeben. Zur Bestimmung des kritischen Abstands für die untersuchten höherfesten Werkstoffzustände muss auf Approximationsmethoden u.a. nach [Taylor \(1999\)](#) sowie nach [Lawrence et al. \(1978, 1981\)](#) zurückgegriffen werden.

Hinsichtlich des Berechnungsansatzes von [Tanaka \(1983\)](#) bzw. von [Taylor \(1999\)](#) und [El Haddad et al. \(1979\)](#) nach Gleichung (37) bzw. nach Gleichung (38) zur Abschätzung von  $L$ , hat die Wahl des Schwellenwerts des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{th}$  einen hohen Einfluss auf den errechneten kritischen Abstand  $L$ . Experimentell ist die Bestimmung dieses Schwellenwerts nach [ASTM E647-15](#) aufgrund der Extrapolation von Rissfortschrittskurven mit entsprechenden Variationen verbunden. Dies kann u.a. zu stark unterschiedlichen Angaben dieses Wertes für ansonsten ähnliche Werkstoffzustände führen, siehe Tabelle 2-3 für niederfeste Baustähle. Die Verwendung von Minimalwerten nach [Hobbacher \(2016\)](#) bzw. nach [BS 7910:2005](#) für Schweißverbindungen und Stähle im Allgemeinen von  $\Delta K_{th} = 2 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$  führt zu sehr kleinen Werten von  $L > 10 \text{ } \mu\text{m}$ . Eine Abschätzung dieses Schwellenwerts nach [Pippan und Riemelmoser \(2003\)](#) führt zu ähnlich kleinen Werten für  $L$ . Diese Werte stehen zum einen im Widerspruch zum Richtwert von [Taylor \(2008\)](#), wonach sich der Wert von  $L$  im Bereich vom 3- bis 10-fachen der Korngröße befindet. Zum anderen liegen diese niedrigen Werte auch unter der Homogenisierungsgrenze der FE-Simulation (ca. 3-fache Korngröße nach [Welsch \(2015\)](#)) hinsichtlich der untersuchten Gefügestände. Eine alternative, praktikablere Abschätzung liefert [Lawrence et al. \(1978, 1981\)](#) in Bezug auf die Angaben von  $L$  in Abhängigkeit der Zugfestigkeit von [Peterson \(1974\)](#), siehe Gleichung (39). Die errechneten Werte nach dieser Näherungsformel korrelieren dabei für  $R_m > 600 \text{ MPa}$  weitestgehend mit den Angaben von [Taylor \(2008\)](#) sowie von [Radaj und Vormwald \(2007\)](#). Für kleinere Zugfestigkeiten wird dagegen der Wert von  $L$  gegenüber den Angaben von [Taylor \(2008\)](#) und [Peterson \(1974\)](#) überschätzt.

Zusammengefasst lässt sich dabei sagen, dass die abgeschätzten Werte von  $L$  nicht im Widerspruch zu Literaturangaben von [Taylor \(2008\)](#), [Peterson \(1974\)](#) und [Radaj und Vormwald \(2007\)](#) stehen. Allerdings müssen mit dem Berechnungsansatz von [Tanaka \(1983\)](#) bzw. von [Taylor \(1999\)](#) vergleichsweise hohe Werte für  $\Delta K_{th}$  (umgerechnet  $\Delta K_{th} > 13 \text{ MPa m}^{1/2}$  für S355J2+N) verwendet werden, um ähnliche Werte für den kritischen Abstand  $L$  zu erzielen.

## Berechnung des Rissfortschritts

Die Analyse der Lastspielanzahl des stabilen Rissfortschreitens diente zur Festlegung eines einheitlichen Kriteriums (Anrisslänge und Anrisslastspielzahl) für den Abgleich mit den Ergebnissen der errechneten Lastspielzahlen durch die dehnungsbasierten Schädigungskonzepte, siehe Abschnitt 8.2.4. Die Paris-Erdogan Parameter  $C$  und  $m$  wurden anhand der Rastlinien kalibriert, die während der Schwingfestigkeitsversuche generiert wurden und nicht an Standard CT-Proben ermittelt. Eine Einordnung der ermittelten Parameter im Vergleich mit Literaturangaben ist deshalb angebracht.

Die deutlich höhere ermittelte Rissfortschrittsrate beim höherfesten Stahl S960QL gegenüber dem niederfesten Stahl S355J2+N deckt sich dabei mit den In-Situ-Messungen von [Simunek et al. \(2018\)](#) an identischen Stahlklassen. Die ermittelte Rissfortschrittsrate  $da/dN$  der Paris-Erdogan-Gleichung für die Kerbbiegeproben aus S355J2+N liegt deutlich unter dem Streuband für niederfeste bzw. ferritisch-perlitische Stähle, siehe Abbildung 8-10 mit den Parametern  $C$  und  $m$  aus Tabelle 2-4. Ebenfalls liegen die ermittelten Rissfortschrittsraten für beide Versuchswerkstoffe unter den ermittelten Werten von [Simunek et al. \(2018\)](#). Allerdings erfolgte in diesem Fall die Messung an langen Rissen  $a > 6$  mm, weshalb ein direkter Vergleich unter Vorbehalt steht. Die höhere Rissfortschrittsrate begründet sich damit, dass die Parameter  $C$  und  $m$  aus der nach [Berger et al. \(2006\)](#) und [Simunek et al. \(2018\)](#) jeweils bei einem positiven Verhältnis von maximalem zu minimalem Spannungsintensitätsfaktor von  $R_k \geq 0,1$  ermittelt wurden. Bei der durchgeführten Ermittlung der Paris-Erdogan Parameter hingegen wurde die oberflächennahen Druckeigenstressungen direkt berücksichtigt. Des Weiteren liegt die Rissfortschrittsrate der Kerbbiegeproben aus S960QL ebenfalls deutlich unter der Angabe für rein-martensitischen Stahl aus Tabelle 2-4. Die entsprechenden Parameter von [Stephens et al. \(2000\)](#) in Bezug auf [Barsom \(1971\)](#) stellen allerdings ausdrücklich konservative Werte dar.

Bei den Schweißzugproben wurde ebenfalls für den höherfesten Stahl S960QL eine höhere Rissfortschrittsrate als beim niederfesten Stahl ermittelt. Dies deckt sich mit den Erkenntnissen aus dem IGF-Vorhaben 19227N ([Schubnell et al., 2020c](#)) bzw. mit den Erkenntnissen von [Weich \(2009b\)](#). Die Rissfortschrittsraten sind dabei im unteren Bereich des Streubands für Schweißverbindungen einzuordnen, siehe Abbildung 8-10, aber noch über den, durch Infrarotthermografie ermittelten Werten an HiFIT- und UIT-behandelten Stumpfstoßen aus S355J2 und S690QL von [Weich \(2009b\)](#) für kurze Risslängen  $a < 1,3$ .

Die durchgeführte Lebensdauerprognose auf Basis der LEBM mit dem Ansatz eines einzelnen semi-elliptischen Risses mit der Anfangsrisslänge  $a_i = L$  deckt sich im Bereich von  $N < 10^4$  weitestgehend mit experimentellen Werten. Mit steigender Lastspielzahl nimmt allerdings der Unterschied zwischen prognostizierter mit experimentell ermittelter Lastspielzahl zu. Für beide Probentypen und Versuchswerkstoffe beträgt die Übereinstimmung  $< 50\%$  bei  $N = 10^5$ . Dies deckt sich qualitativ mit den LEBM-Berechnungen von [Lihavainen und Marquis \(2006\)](#) sowie [Lihavainen \(2006\)](#) von UIT-behandelten Längssteifen aus S355J20 mit ähnlichem Berechnungsansatz.

Einige Faktoren, mit welchen die deutlichen Unterschiede zwischen experimenteller und bruchmechanisch-prognostizierter Lastspielzahlen zu erklären sind, können durch den Vergleich mit weiteren bruchmechanischen Ansätzen von [Ghahremani und Walbridge \(2011\)](#), [Yekta et al. \(2013\)](#) und [Ranjan et al. \(2016\)](#) (dehnungsbasiert) sowie von [Leitner et al. \(2016\)](#) und [Shams-Hakimi et al. \(2018\)](#) an Quersteifen aus Baustahl erläutert werden. Dabei ist zu beachten, dass die aufgezählten Arbeiten durchgängig Materialparameter ( $C$  und  $m$ ) aus den Richtlinien von [Hobbacher \(2012, 2016\)](#) verwenden, die zu höheren Rissfortschrittsraten führen als die hier verwendeten Parameter. Ebenfalls wurden Druckeigenstressungen in allen Arbeiten berücksichtigt. Die Anfangsrisslängen mit  $a_i = 0,15$  mm sowie das initiale  $a/c$ -Verhältnis lagen ebenfalls im ähnlichen Bereich wie bei den hier durchgeführten Berechnungen. Bei den dehnungsbasierten Ansätzen sind die höheren, prognostizierten Lastspielzahlen teilweise auf den niedrigeren, effektiven Spannungsintensitätsfaktor durch die niedrigeren lokalen Spannungen zurückzuführen, die bei diesem Ansatz über die Ramberg-Osgood Beziehung (elastisch-plastisch) berechnet werden. Die Berücksichtigung von Risschließeffekten wirkt sich ebenfalls mindernd auf den effektiven Spannungsintensitätsfaktor und somit auf die errechnete Lastspielzahl aus. Dabei wird in den meisten zitierten Untersuchungen das Modell von [Newman \(1984\)](#) verwendet. Bei diesem Modell wirkt sich der Risschließeffekt bei ebenem Spannungszustand, sowie negativen Spannungsverhältnissen (bei oberflächennahen Druckeigenstressungen) sowie bei niedrigen Nennspannungen (höherzyklischer Bereich) vergleichsweise stark aus ([Newman, 1984](#)). Der Einfluss von unterschiedlichen Ansatzfunktionen (weight functions) sei an dieser Stelle erwähnt. Ein Vergleich war im Rahmen dieser Arbeit aufgrund der limitierten Ansätze der Fehlerbewertungssoftware IWM VERB nicht möglich. Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass eine wesentlich höhere Übereinstimmung mit experimentellen Lastspielzahlen unter Berücksichtigung der genannten Einflussfaktoren auf Basis der LEBM zu erwarten ist.

Durch die Kalibrierung der Paris-Erdogan Parameter an vergleichsweise großen Risstiefen ( $a > 1,5$  mm) ist zudem davon auszugehen, dass die Rissfortschrittsrate für kleine Risstiefen unterschätzt wird. Dies zeigt sich im Vergleich mit Potentialsondenmessungen von [Yekta et al. \(2013\)](#) an UIT-behandelten Quersteifen aus 350W Stahl, dargestellt in Abbildung 8-9 für eine repräsentative Probe. In diesem Fall wurden über eine lange Belastungsphase auf fast identischem Lastniveau wie bei den untersuchten Schweißzugproben kurze Risse ( $a < 0,3$ ) detektiert. Hinsichtlich des Einflusses der Risstiefe bzw. Risslänge auf die ermittelten Parameter  $C$  und  $m$  ist zu bemerken, dass in den Untersuchungen mit Infrarotthermografie durch [Weich \(2009b\)](#) an HFH-behandelten Stumpfstößen für kleine Risstiefen  $0,05 \text{ mm} < a < 1,3 \text{ mm}$  im Durchschnitt deutlich geringere Exponenten von  $m = 2,3$  für S355J2 bzw.  $m = 1,8$  für S690QL gegenüber langen Rissen ( $a > 1,4$ ) ermittelt wurden. Trotz höherer Werte für den Exponenten  $C$  ergibt sich insgesamt eine niedrigere Rissfortschrittsgeschwindigkeit. Es ist also anzunehmen, dass durch die durchgeführte Bestimmung von  $C$  und  $m$  an langen Rissen mit  $a > 0,8$  mm die Rissfortschrittsgeschwindigkeit in den jeweiligen LEBM-Berechnungen mit

geringen Anfangsriszlängen  $0,057 \text{ mm} < a_i < 0,3 \text{ mm}$  tendenziell unterschätzt wird. Zusätzlich ist zu bemerken, dass kurze Riszlängen nahe der Anwendungsgrenze der LEBM liegen. Diese kann anhand der Schädigungszone  $a_s$  um die Rissspitze durch [Fujimoto et al. \(2001\)](#) mit  $a_s \approx L/2$  abgeschätzt werden. Nach den Kriterien von [Stephens et al. \(2000\)](#) beschränkt sich der Anwendungsbereich der LEBM dann auf Riszlängen  $a \leq 4 a_s = 2L$ . Der Übergang von Kurzrisss- zu Langrissswachstum (Anwendungsbereich der LEBM) wird von [Stephens et al. \(2000\)](#) mit Verweis auf [Kitagawa und Takahashi \(1976\)](#) als kontinuierlicher Übergang beschrieben, siehe Abbildung 2-10 (b).

Ein weiterer wesentlicher Einflussfaktor hinsichtlich der durchgeführten LEBM-Berechnung ist die Annahme eines einzelnen, mittigen semi-elliptischen Risses, siehe Fall 1 Abbildung 8-2, für die Schweißzugproben. Eine solche Schwingrissstruktur trat dabei nicht an jeder untersuchten Bruchfläche auf, sondern es bildete sich tendenziell eher eine Vielzahl von einzelnen Rissfronten, siehe Fall 2 und Fall 3, Abbildung 8-2. Eine identische Annahme lag dabei den Untersuchungen von [Lihavainen und Marquis \(2006\)](#), [Leitner et al. \(2016\)](#) und [Shams-Hakimi et al. \(2018\)](#) zugrunde. Ebenfalls wurde dieser Ansatz auch von [Ghahremani und Walbridge \(2011\)](#), [Yekta et al. \(2013\)](#) und [Ranjan et al., \(2016\)](#) für die Anwendung eines dehnungsbasierten Bruchmechanikkonzeptes verwendet. Dabei wurden die ermittelten Lastspielzahlen im Vergleich zu experimentellen Werten unterschätzt. Das festgelegte  $a/c$ -Verhältnis mit 0,6 für Risstiefen  $a < 1 \text{ mm}$  liegt dabei etwas höher als bei durchgeführten LEBM Berechnungen der Schweißzugproben. Allerdings wurde eine identische, finale Risstiefe von  $a_B = t/2$  verwendet. Von [Leitner et al. \(2016\)](#) wurde unter Anwendung der LEBM an Längssteifen aus S355 für eine finale Risstiefe  $a_B = 1 \text{ mm}$  bei  $t = 5 \text{ mm}$  gute Übereinstimmungen mit experimentellen Werten erzielt, wobei gefolgert wird, dass der Rissfortschritt über diesem Wert nur noch unwesentlich zur Lebensdauer der Schweißverbindung beiträgt. Die jeweiligen, empfohlenen Anfangsriszlängen von  $a_i = 0,1 \text{ mm}$  [Leitner et al. \(2016\)](#) und [Shams-Hakimi et al. \(2018\)](#) in Bezug auf [Hobbacher \(2016\)](#) für die LEBM-Analyse von Längssteifen aus S355 liegen fast genau bei dem entsprechenden Wert des kritischen Abstands  $L = 0,102 \text{ mm}$  für die WEZ des Werkstoffs S355J2+N, siehe Tabelle 8-3. Die empfohlene Anfangsriszlänge von [Ghahremani und Walbridge \(2011\)](#) mit  $a_i = 0,15 \text{ mm}$  fällt dagegen fast mit dem verwendeten Wert von  $L = 0,167 \text{ mm}$  der LEBM-Berechnung der HFH-behandelten Schweißzugproben (GW+HFH, siehe Tabelle 8-3) zusammen.

Auch wenn auf Basis dieser Erkenntnisse davon ausgegangen werden kann, dass die Rissfortschrittsgeschwindigkeit durch diesen Berechnungsansatz tendenziell eher unterschätzt wird, so bleibt dennoch festzustellen, dass in keinem Fall die errechneten Lastspielzahlen die Bruchlastspielzahl der jeweiligen Proben überstiegen. Besonders die errechneten Lastspielzahlen bei hohen Lasten der geschweißten Proben liegen ebenfalls noch leicht unter der jeweiligen der Bruchlastspielzahl.

### (Anriss)Lebensdauerprognose

Die Prognose der Anrisslebensdauer erfolgte durch dehnungsbasierte Schädigungsparameter nach [Smith et al. \(1970\)](#) ( $P_{SWT}$ -Parameter) sowie nach [Fatemi und Socie \(1988\)](#). Dabei wird jeweils die Eigenspannung, die unter zyklischer Belastung erhalten bleibt, über der Oberspannung normal zur jeweiligen Schädigungsebene (critical plane)  $\sigma_{\perp max}$  berücksichtigt.

Im direkten Vergleich zwischen  $P_{SWT}$  und  $P_{FS}$ -Parameter hinsichtlich der Lebensdauerprognose an glatten Proben, siehe Abschnitt 6.3, auf Basis einer Einelement-FE-Rechnung zeigt der  $P_{FS}$ -Parameter eine wesentlich höhere Übereinstimmung mit experimentellen Werten, siehe Abbildung 8-12. Dies darf jedoch nicht überbewertet werden und ist in erster Linie auf die Anpassung des Parameters  $k_{FS}(N)$  zurückzuführen, wobei der  $P_{SWT}$  bei kleinen Dehnungen bzw. im rein linearen Bereich der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve weitestgehend mit dem  $P_{FS}$ -Parameter übereinstimmt. Die Abweichungen zwischen prognostizierter und experimenteller Lastspielzahl des  $P_{SWT}$ -Parameters treten dabei bei den Grundwerkstoffen S355J2+N und S960QL im Bereich von elastisch-plastischen Dehnungen auf. Dabei ist anzunehmen, dass in diesem Fall der Betrag des  $P_{SWT}$ -Parameters, also das Produkt  $\sigma_{\perp max} \Delta\varepsilon/2$ , welches als Verformungsenergiegedichte interpretiert werden kann, unterschätzt wird, im Gegensatz zur Berechnung im rein-elastischen Bereich der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve.

Der angepasste Materialparameter für die Normalspannungsempfindlichkeit  $k_{FS}(N)$  des modifizierten  $P_{FS}$ -Parameters für den Grundwerkstoff S355J2+N zeigt einen ähnlichen Verlauf wie bei den dokumentierten Werten für SAE 1045 Stahl mit ähnlicher Festigkeit von [Gates \(2018\)](#). Im höherzyklischen Bereich konvergierten die ermittelten Werte allerdings gegen  $k_{FS}(N > 10^6) \approx 0,9$  (relativ unabhängig vom untersuchten Werkstoffzustand) im Gegensatz zu einem Wert von  $k_{FS}(N > 10^6) = 0,65$  von [Gates \(2018\)](#). Der Unterschied resultiert auch daraus, dass mit der Anpassung des Parameters  $k_{FS}(N)$  an die experimentellen Lastspielzahlen der glatten Proben auch Abweichungen aufgrund der Abschätzung der Materialparameter  $\tau'_f$ ,  $\gamma'_f$ ,  $b_\gamma$  and  $c_\gamma$  für Scherdehnung entsprechend den Näherungsgleichungen von [Socie and Marquis \(2000\)](#) ausgeglichen werden. Höhere Werte für  $k_{FS}(N)$  führen entsprechend zu einer Überschätzung des Einflusses der Normalspannung  $\sigma_{\perp}$  auf die Schädigung. Dies führt dabei auch zu einer geringen Neigung der kritischen Ebene bzw. kleinerem  $\varphi$ -Winkel, siehe Abbildung 4-25 (b). Dies kann anhand der Bruchflächenanalyse nicht bestätigt werden. Die Werte für  $\varphi$  variieren für die Kerbbiegeproben zwischen  $30^\circ$  und  $35^\circ$  und liegen damit auch im Bereich der an den Bruchkanten detektierten, geneigten Ebenen, siehe fraktografische Analyse Abschnitt 8.1.1. Dieser Vergleich bedingt entsprechend, dass die geneigten Bruchkanten durch Scherdehnung (Mod II Risswachstum) entstanden sind. Eine Neigung der kritischen Ebene um  $35^\circ$  im Bereich der maximalen Scherdehnung ist bei der Anwendung des  $P_{FS}$ -Parameters (in originaler Fassung) zu erwarten ([Socie und Marquis, 2000](#)). Dies wurde auch im Rahmen des IGF-Vorhabens 15.913 N an niederfestem S460NL Baustahl bestätigt, wobei etwas größere Neigungswinkel  $> 37^\circ$  errechnet wurden ([Varfolomeev et al., 2011](#)).

Der kombinierte Einfluss von Lastmittelspannung und Eigenspannung während eines Lastspiels wird durch die 2D-FE-Simulation, siehe Abschnitt 4.5.3 und Abschnitt 8.2.1, beschrieben. Die errechneten Spannungs-Dehnungshysteresen, siehe Abbildung 8-14 und Abbildung 8-15, dienen dabei als Basis für die Berechnung der dehnungsbasierten Schädigungsparameter. Das effektive Spannungsverhältnis im Kerbgrund bzw. im Auswertebereich gibt dabei die Mittel- bzw. Eigenspannungsempfindlichkeit des Werkstoffs wieder.

In der FE-Rechnung zeigte sich, dass bei den HFH-behandelten Kerbbiegeproben aus SS355J2+N (Versuchsreihe HFH, HFH-NV und HFH-PV) die effektiv wirkende Mittelspannung im Auswertebereich für alle Lastniveaus nahe Null liegt, siehe Abbildung 8-14. Nur für niedrige Lastniveaus im unbehandelten Zustand treten geringe Mittelspannungen auf. Dies lässt sich mit dem Überschreiten der Fließgrenze zahlreicher FE-Elemente in einem großen Bereich um die Kerbe erklären und bildet die geringen Mittelspannungsempfindlichkeit von  $M^* < 0,1$ ; siehe Abbildung 2-6, dieses Werkstoffzustands ab. Beim modellierten Werkstoff S960QL treten jedoch unabhängig vom Behandlungszustand deutliche Zugmittelspannungen im Auswertebereich auf. Dies deckt sich mit der höheren Mittelspannungsempfindlichkeit dieses Werkstoffs von ca.  $M^* = 0,3$ . Im Zusammenhang mit dem modellierten Werkstoff lässt sich dies durch die höhere Fließspannung im Verhältnis zur Lastmittelspannung begründen.

Beim Vergleich zwischen dem  $P_{SWT}$ - und mod.  $P_{FS}$ -Parameter hinsichtlich der Anrisslebensdauerprognose der unbehandelten Kerbbiegeproben zeigt der mod.  $P_{FS}$ -Parameter die deutlich bessere Übereinstimmung mit experimentellen Werten, siehe Abbildung 8-16. Dies ist allerdings wiederum auf die wesentlich bessere Anpassung an die glatten Referenzproben, siehe Abbildung 8-12, durch den Materialparameter  $k_{FS}(N)$  zurückzuführen und lässt somit keine Aussage über die grundsätzliche Güte der Parameter zur Abbildung der jeweiligen physikalischen Effekte zu.

Bei der Anrisslebensdauerprognose der Kerbbiegeproben aus S960QL zeigt sich, dass beide Schädigungsparameter durchaus auch Zugmittelspannungen abbilden können. Mit beiden Schädigungsparametern konnte eine hohe Übereinstimmung (jeweils 69% aller Werte liegen im Streuband +/- 2) mit den experimentellen Werten für diese Versuchsreihen erzielt werden. Dies entspricht der Einschätzung von [Haibach \(2006\)](#), wonach der  $P_{SWT}$ -Parameter Mittelspannungsempfindlichkeiten bis  $M^* = 0,4$  darzustellen vermag.

Eine weitere Reduktion der Zugmittelspannung bei der Berechnung des  $P_{SWT}$  bzw.  $P_{RAM}$ -Parameters nach Gleichung (20), durch den Mittelspannungsparameter  $k_{RAM}$  nach [Bergmann \(1983\)](#), siehe Gleichung (21), führt allerdings zu einer starken Unterschätzung der Anrisslebensdauer. Dies lässt sich damit begründen, dass der Effekt der Reduktion der Mittelspannung durch das Plastifizieren des Kerbgrunds, ausgedrückt durch die Mittelspannungsempfindlichkeit  $M^*$ , bereits durch die FE-Simulation hinreichend beschrieben wird.

Bei der Anrisslebensdauerbewertung der unbehandelten Kerbbiegeproben zeigt sich kein signifikanter Einfluss einer Verdoppelung oder Halbierung des kritischen Abstands  $L$  und verbunden damit einer Variation des Bereichs zur Auswertung im FE-Modell. Dies lässt sich u.a. auf den relativ geringen Spannungsgradienten im FE-Modell zurückzuführen. In dem jeweiligen Bereich zwischen 0,05 bis 0,1 mm und 0,15 bis 0,3 mm heben sich die Zunahme von Lastzugspannung und Druckeigenstress teilweise auf.

Eine Variation des Auswertepfades entlang der Ebene der höchsten Scherdehnung ( $\varphi = 45^\circ$ ), siehe Abbildung 4-25 (b), bzgl. der Auswertung mit dem  $P_{FS}$ -Parameter bei einem identischen Wert von  $L$  führt zu nicht-konservativen Werten der prognostizierten Anrisslebensdauer. Gates (2018) konnte in den untersuchten Fällen ebenfalls eine etwas bessere Übereinstimmung bei der Auswertung entlang des Pfades der höchsten Normaldehnung erzielen.

Die prognostizierte Anrisslastspielzahl im FE-Modell der Schweißzugproben aus S355J2+N im Bereich, welcher dem Verfestigungsverhalten des HFH-behandelten (verfestigten) Grundwerkstoffs entspricht, konnte gut in Relation zu den experimentellen Werten gesetzt werden. Dies entspricht den Erkenntnissen aus Abschnitt 5.4, wonach der Kerbgrund der HFH-behandelten Schweißzugproben aus S355J2+N deutlich im Bereich des Grundwerkstoffs liegt und lässt sich zudem durch die etwas breitere Spur der HFH-Behandlung und der etwas geringen Ausdehnung der Wärmeeinflusszone gegenüber dem Werkstoff S960QL begründen. Beim Werkstoff S960QL lag die mit dem FE-Modell prognostizierte Anrisslastspielzahl dagegen in einem Bereich, der dem Verfestigungsverhalten der Wärmeeinflusszone entsprach.

Die prognostizierten Anrisswöhlerlinien, siehe Abbildung 8-17, zeigen einen hohen Einfluss des zyklischen Verfestigungsverhaltens im FE-Modell bzw. der simulierten Eigenspannungsumlagerung. Dies zeigt sich insbesondere daran, dass die errechneten Lastspielzahlen bei hohen Lasten beim Werkstoff S355J2+N bei beiden Probentypen fast zusammenfallen, während bei niedrigen Lasten die Anrisslastspielzahlen abhängig vom initialen Eigenspannungszustand teilweise deutliche Unterschiede zeigen. Besonders zeigt sich dies im unteren Bereich der prognostizierten Anrisswöhlerlinie der PIT-behandelten Schweißzugproben, wobei ab einer max. Nennspannung von  $S_{max} = 250$  MPa nur noch ein geringer Abbau der Eigenspannungen im FE-Modell erfolgt und deshalb sehr hohe Anrisslastspielzahlen errechnet werden. Generell zeigt sich jedoch, dass das verwendete FE-Modell durchaus imstande ist, zyklisch stabile Spannungs-Dehnungshysteresen (als Basis für die Schädigungsberechnung) abhängig vom initialen Eigenspannungszustand in zufriedenstellendem Maße zu beschreiben. Dies äußert sich speziell bei den Kerbbiegeproben mit der hohen Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Anrisslastspielzahlen.

Ingesamt zeigt sich, dass die zyklisch-stabilen Druckeigenspannungen für die Lebensdauerprognose durch die Anwendung der dehnungsbasierten Schädigungsparameter in Kombination mit dem verwendeten FE-Modell in gebührender Weise berücksichtigt werden. Dies zeigt sich daran, dass > 85% der prognostizierten Anrisslastspielzahlen gegenüber experimentell ermittelten Werten in ein Streuband von +/- 3 fallen und > 70% aller Werte in ein Streuband von +/- 2 fallen. Das angewandte, FE-gestützte Berechnungskonzept berücksichtigt dabei geometrische Variationen wie unterschiedliche Eindrucktiefen entlang der HFH-behandelten Spur, sowie unterschiedliche Nahtflankenwinkel bei den Schweißzugproben. Dies stellt einen wesentlichen Faktor dar, der für die Streuung der prognostizierten Anrisslastspielzahlen verantwortlich zu machen ist. Die fraktografische Analyse, siehe Abschnitt 8.1.1, zeigt dabei tendenziell, aber nicht ausschließlich, dass Rissausgangsorte am Kerbgrund von einzelnen HFH-Aufschlägen liegen. Eine Berücksichtigung der Geometrie der Kerben durch die HFH-Behandlung im FE-Modell ist dabei prinzipiell möglich und sollte in zukünftigen Arbeiten ggf. berücksichtigt werden.

---

## 9 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde der Randschichtzustand (Eigenspannung und Randschichtverfestigung) nach dem Hochfrequenzhämmern (HFH) sowohl experimentell als auch numerisch untersucht. Ebenfalls untersucht wurde der Einfluss des Randschichtzustands auf das Ermüdungsverhalten von gekerbten und geschweißten, HFH-behandelten Proben aus zwei Baustählen unterschiedlicher Festigkeit (S355J2+N und S960QL). Zur Quantifizierung des Einflusses der Randschichtverfestigung und des Eigenspannungszustandes nach der HFH-Behandlung abhängig vom behandelten Werkstoff, wurden Kerbbiegeproben während der HFH-Behandlung vorgespannt. Dadurch erfolgte eine Variation des Eigenspannungszustandes nach der Behandlung unabhängig vom Verfestigungszustand. Durch FE-Simulation der HFH-Behandlung der jeweiligen Proben wurde der Eigenspannungszustand nach der Behandlung quantifiziert. Dafür wurde ein elasto-viskoplastisches Verfestigungsmodell mit dehnratenabhängiger Fließspannung verwendet und anhand von zyklischen Zug-Druck-Versuchen, sowie statischen und hochdynamischen Zugversuchen kalibriert. Bei der FE-Simulation der Schweißnahtnachbehandlung wurde zudem der initiale Eigenspannungszustand nach dem Schweißen, ermittelt durch entsprechende Schweißstruktursimulation, berücksichtigt. Die Quantifizierung des Werkstoffzustands in der Wärmeeinflusszone (WEZ) der jeweiligen Schweißverbindungen erfolgte dabei durch thermophysikalische Simulation des WEZ-Gefüges auf Basis von Thermoelementmessungen während des Schweißprozesses. Die Beschreibung des Ermüdungsverhaltens der jeweiligen Randschichten nach der HFH-Behandlung wurde getrennt für die Phase der Rissinitiierung sowie des Mikrorisswachstums (Anrissbildung) und der Phase des stabilen Rissfortschritts durchgeführt. Dabei wurden dehnungsbasierte Schädigungsparameter und das Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) verwendet. Die Trennung dieser Ermüdungsphasen erfolgte unter Verwendung des kritischen Abstands (Spannungsabstandsansatz) in Abhängigkeit der Festigkeit der jeweiligen Werkstoffzustände. Der Rissfortschritt wurde für Kerbbiege- und Schweißzugproben durch Rastlinienversuche ermittelt. Die Berechnung der Anrisslastspielzahl mit den Schädigungsparametern erfolgte durch direktes Auslesen der Spannung und Dehnung aus dem FE-Modell bei der Simulation mehrerer Lastspiele. Dabei wurde auch die Umlagerung der Eigenspannung unter zyklischer Belastung berücksichtigt. Der zuvor numerisch ermittelte Eigenspannungszustand wurde hierfür aus der 3D-HFH-Prozesssimulation auf ein reduziertes 2D-FE-Modell übertragen. Die experimentell ermittelten Lastspielzahlen der jeweiligen Kerbbiegeproben wurden durch die Berechnung des Rissfortschritts anhand des Konzepts der linear-elastischen Bruchmechanik korrigiert, um ein einheitliches Anrisskriterium festzulegen.

Im Gegensatz zu vorherigen numerischen Studien hinsichtlich der Hochfrequenzhämmerbehandlung, siehe Abschnitt 2.3.1, wurden in dieser Arbeit die lokalen Werkstoffeigenschaften der Wärmeeinflusszone der jeweiligen Schweißverbindung bei der FE-Simulation der HFH-Behandlung und der zyklischen Belastung berücksichtigt. Ebenfalls wurde die dehnratenabhängige Fließgrenze der jewei-

ligen Werkstoffzustände zusätzlich berücksichtigt. Zur Abgrenzung bisheriger rein bruchmechanischer Lebensdauerprognosen, siehe Abschnitt 2.2.2, wurde zudem die Phase der Anrissbildung und die Phase des stabilen Rissfortschritts getrennt analysiert. Der Fokus lag dabei auf der Beschreibung der Phase der Rissinitiierung und des Mikrorisswachstums bis zu einer definierten Anrissstiefe.

Basierend auf den durchgeführten Untersuchungen werden folgende Schlussfolgerungen getroffen:

- a. Die Schwingfestigkeitssteigerung durch die HFH-Behandlung beim Grundwerkstoff S960QL (Härte 316 HV10) ist fast ausschließlich auf die prozessinduzierten Druckeigenstressungen zurückzuführen. Bei allen HFH-behandelten Kerbbiegeproben wurden nur geringe Formabweichungen festgestellt. Durch die Vorspannung ( $\pm 0,5 R_e$  im Kerbgrund) konnte eine Variation oberflächennaher Eigenstressungen von ca.  $\pm 55\%$  erreicht werden. Bei den negativ vorgespannten Proben mit geringen Druckeigenstressungen liegt die Schwingfestigkeit jeweils auf dem Niveau von unbehandelten Proben. Die Eigenstressungen an der Oberfläche bei  $N = N_B/2$  unter zyklischer Belastung weisen je nach Vorspannung immer noch deutliche Unterschiede auf.
  - b. Beim Grundwerkstoff S355J2+N (169 HV10) ist die Schwingfestigkeitssteigerung dagegen fast ausschließlich auf die Steigerung der Randschichthärte (bis zu 62% bei den Kerbbiegeproben) zurückzuführen, wobei diese durch die Vorspannung der Kerbbiegeproben bei der Behandlung nicht variiert. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass sich die oberflächennahen Eigenstressungszustände behandelter wie unbehandelter Proben unter zyklischer Belastung angleichen. Dies ist durch die plastische Streckung im Kerbgrund unter Zugschwellbelastung begründet und führt dazu, dass keine wesentlichen Unterschiede der Schwingfestigkeit der HFH-behandelten Proben abhängig vom initialen Eigenstressungszustand auftreten.
  - c. Eine deutlich langsamere Vorschubgeschwindigkeit bewirkt einen deutlichen Unterschied des Eigenstressungszustands nach der Behandlung. Dies zeigt sich trotz geringerer Schlagfrequenz bei der PIT-Behandlung ( $f = 90$  Hz mit  $V = 7$  mm/s) gegenüber der HiFIT-Behandlung ( $f \approx 270$  Hz mit  $V = 50$  mm/s) sowie, trotz des kleineren Hammerkopfdurchmessers, bei der HiFIT-Behandlung.
  - d. Der Werkstoffzustand der (Grobkorn)wärmeeinflusszonen (WEZ) der beiden Werkstoffe weist durch einen ähnlichen Aufheiz- und Abkühlvorgang ein ähnliches bainitisch-martensitisches Gefüge auf. Dabei kann bei der WEZ des Werkstoff S355J2+N eine signifikante Steigerung der monotonen und zyklischen Streckgrenzen festgestellt werden. Im Unterschied dazu liegen die monotonen und zyklischen Streckgrenzen bei der WEZ des Werkstoffs S960QL etwas niedriger als beim GW. Die Schwingfestigkeiten der jeweiligen WEZ liegen annähernd auf dem gleichen Niveau.
  - e. Bei der FE-Simulation der HFH-Behandlung zeigt sich, dass die Berücksichtigung der lokalen Eigenschaften der WEZ essentiell für die Berechnung des Eigenstressungszustandes der
-

Schweißzugproben ist. Durch die Berücksichtigung dieser Eigenschaften kann in Kombination mit einem elasto-viskoplastischen Verfestigungsmodell mit dehnratenabhängiger Fließspannung eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Eigenspannungswerten erzielt werden. Der unterschiedliche Eigenspannungszustand nach der PIT- bzw. HiFIT-Behandlung mit den entsprechenden Parametern lässt sich durch das verwendete FE-Modell abbilden. Hinsichtlich der Schweißstruktursimulation können unter Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität mit einem rein isotropen Verfestigungsmodell zufriedenstellende Ergebnisse der Eigenspannungsberechnung erzielt werden.

- f. Eine Beschreibung des Ermüdungsverhaltens im höherzyklischen Bereich rein durch Methoden der LEBM und ohne genaue Kenntnis des Eigenspannungsfeldes ist nur mit großen Abweichungen möglich. Bei beiden Probentypen lag das errechnete Verhältnis der Lastspielzahlen bis zum Anriss  $N(a = L)$  zur Bruchlastspielzahl  $N_B$  bei  $N(a = L)/N_B > 0,5$  für  $N_B > 10^5$ . Druckeigenspannungen verzögern die Rissbildung erheblich. Dies zeigt das wesentlich höhere Verhältnis  $N(a = L)/N_B > 0,67$  der Kerbbiegeproben mit hohen Druckeigenspannungen (Versuchsreihe HFH, HFH-PV) aus S960QL zwischen  $N = 10^4$  und  $N = 10^6$  gegenüber den Proben mit vergleichsweise niedrigen Druckeigenspannungen (Versuchsreihe HFH-NV), wobei dieses Verhältnis im Mittel bei  $N(a = L)/N_B = 0,46$  liegt. Durch das Angleichen des Eigenspannungszustands der Kerbbiegeproben aus S355J2+N unter zyklischer Belastung ändert sich dieses Verhältnis dort nur geringfügig.
- g. Zur Beschreibung der Lastspielzahlen bis zum Anriss  $N(a = L)$  bei den Kerbbiegeproben eignen sich prinzipiell sowohl der  $P_{SWT}$ -Parameter nach [Smith et al. \(1970\)](#) als auch der  $P_{FS}$ -Parameter nach [Fatemi und Socie \(1988\)](#) in der modifizierten Version nach [Gates \(2018\)](#). Dabei konnte durch geeignete Wahl des Materialparameters  $k_{FS}(N)$  des  $P_{FS}$ -Parameters in der Regel eine bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Werten erzielt werden. Die durchgeführte FE-Simulation der Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Belastung und damit verbunden die Berechnung der stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hysterese unter Berücksichtigung des initialen Eigenspannungszustandes hat einen hohen Einfluss auf die errechnete Schädigung und somit auf die prognostizierte Anrisslastspielzahl.
- h. Die Übereinstimmung der Anrisslastspielzahlen zwischen experimentellen und errechneten Werten war bei den Schweißzugproben (87%) etwas geringer als bei den Kerbbiegeproben (94%), dennoch fällt ein Großteil der Werte in ein Streuband von  $\pm 3$ .

Insgesamt zeigen die Ergebnisse, dass mit einem erweiterten Berechnungskonzept unter Berücksichtigung der lokalen Werkstoffeigenschaften und der Phase der Anrissbildung die Schwingfestigkeit von HFH-behandelten Schweißverbindungen gut beschrieben werden kann.

Auf Basis der erzielten Erkenntnisse empfiehlt es sich für weiterführende Untersuchungen hinsichtlich des Ermüdungsverhaltens in HFH-verfestigten Randschichten den Fokus auf die Detektierung bzw. Messung physikalisch kleiner Risse (z.B. mit dem Potentialsondenverfahren) zu legen. Durch die durchgeführten Rastlinienversuche konnten nur vergleichsweise lange Risse detektiert werden.

Zudem wäre eine weiterführende experimentelle Validierung der ermittelten kritischen Abstände (Spannungsabstandsansatz) hilfreich, um die Annahmen der Trennung der Phasen der Anrissbildung und des Rissfortschritts zu bestätigen. Dies kann z.B. durch die Bestimmung der Dauerfestigkeit von rissbehafteten Proben mit definierter Risslänge erfolgen.

Hinsichtlich der Modellierung des lokalen Werkstoffzustands im FE-Modell empfiehlt sich die Abbildung des Eigenschaftsgradienten der Wärmeeinflusszone durch die Zuweisung unterschiedlicher Materialeigenschaften der einzelnen FE-Elemente. Besonders bei der Wärmeeinflusszone des Werkstoffs S960QL zeigen sich starke Gefüge- und Härtegradienten, die sich teilweise stark sowohl vom Grundwerkstoff als auch von der modellierten Grobkorn-Wärmeeinflusszone unterscheiden.

## 10 Literaturverzeichnis

- Abdullah, A., Malaki, M., Eskandari, A., 2012. Strength enhancement of the welded structures by ultrasonic peening. *Mater. Des.* 38, S. 7–18. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.01.040>
- Al-Hassani, S.T.S., 1999. Numerical Simulation of Multiple Shot Impact, in: Nakoneczny, A. (Ed.), *Proc. Of the 7th Int. Conf. on Shot Peening, Warsaw*. S. 217–227.
- Al-Kaltham, M., 2017. Detektion von rissauslösenden Schwachstellen an einlagigen Schweißnähten mittels berührungsloser 3D-Vermessung. Bachelorthesis. Karlsruhe Institut of Technology (KIT). Institut für angewandete Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK). (angeleitet von J. Schubnell)
- Altenberger, I., 1999. Mikrostrukturelle Untersuchungen mechanisch randschichtverfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metallischer Werkstoffe. Dissertation. Universität Kassel.
- Armstrong, P.J., Frederick, C.O., 1966. A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect. CEGB Report. Techn. Ber. RD/B/N731.
- ASME, 2004. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components.
- ASTM: E739-10 (2015): Standard Practise for Statictical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue data. ASTM International, West Conshohocken.
- ASTM E647-00 (2000): Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, West Conshohocken.
- ASTM E112-13 (2017): Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, West Conshohocken.
- ASTM E646 - 16 (2017): Standard test method for tensile strain-hardening exponents (n-values) of metallic sheet materials. ASTM International, West Conshohocken.
- Athreya, B.P., Singh, N.P., Pan, L., Huang, W., Jarrett, M., Forck, J.A., 2013. A computational approach for fatigue life prediction in shot peened welded specimens. *Weld. World* 57, S. 675–684. <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0065-z>
- Avrami, M., 1939. Kinetics of Phase Change I. *J. Chem. Phys.* 7, S. 1103–1112.
- Bagherifard, S., Guagliano, M., 2011. Influence of mesh parameters on FE simulation of severe shot peening (SSP) aimed at generating nanocrystallized surface layer. *Procedia Eng.* 10, S. 1923–2930. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.485>
- Baier, E., 2015. Nachbehandlung an Schweißnähten. *Stahlbau* 84, S. 629–634. <https://doi.org/10.1002/stab.201510304>
- Baptista, R., Infante, V., Branco, C., 2011. Fully dynamic numerical simulation of the hammer peening fatigue life improvement technique. *Procedia Eng.* 10, S. 1943–1948. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.322>
- Barad, K.H., Sharma, D.S., Vyas, V., 2013. Crack Detection in Cantilever Beam by Frequency based Method. *Procedia Eng.* 51, S. 770–775. <https://doi.org/10.1016/J.PROENG.2013.01.110>
-

- Baragetti, S., 1997. Shot peening optimization by means of 'DoE': Numerical simulation and choice of treatment parameters. *Int. J. Mater. Prod. Technol.* 12, S. 83–109.  
<https://doi.org/10.1504/IJMPT.1997.036354>
- Barsom, J.M., 1971. Fatigue-crack propagation in steels of various yield strengths. *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME* 93, S. 1190–1196. <https://doi.org/10.1115/1.3428061>
- Barsoum, Z., Jonsson, B., 2011. Influence of weld quality on the fatigue strength in seam welds. *Eng. Fail. Anal.* 18, S. 971–979. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2010.12.001>
- Basan, R., Franulović, M., Smokvina Hanza, S., 2010. Estimation of cyclic stress-strain curves for low-alloy steel from hardness. *Metalurgija* 49, S. 83–86.
- Basquin, O.H., 1910. The exponential law of endurance test. *ASTM Proc.* 10, S. 625–630.
- Bathe, K.-J., 2002. *Finite-Elemente-Methoden*, illustrier. ed. Springer Verlag, Berlin.
- Bäumel, A., Seeger, T., 1990. *Material Data for cyclic loading*, Supplement 1. Elsevier, Amsterdam.
- Berg, J., Stranghoener, N., 2014. Fatigue strength of welded ultra high strength steels improved by high frequency hammer peening. *Procedia Mater. Sci.* 3, S. 71–76.  
<https://doi.org/doi:10.1016/j.mspro.2014.06.015>
- Berger, C., Blauel, J.G., Hodulak, L., Pyttel, B., Varfolomeev, I., 2006. *FKM-Richtlinie: Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile*, 6. Auflage. ed. VDMA Verlag, Frankfurt.
- Bergmann, J.W., 1983. *Zur Betriebsfestigkeit gekerbter Bauteile auf der Grundlage der örtlichen Beanspruchung*. Dissertation. Technische Universität Darmstadt.
- Böhme, W., Luke, M., Blauel, J.G., Sun, D.Z., Rohr, I., Harwick, W., 2008. *FAT - Richtlinie: Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation*. FAT-Schriftreihe Band 211.
- Boller, S., Seeger, T., 2013. *Materials data for cyclic loading, Part I: Unalloyed steels*. Elsevier, Amsterdam.
- Bonnen, J.J.F., Conle, F.A., Topper, T.H., 2001. The role of in-phase and out-of-phase overloads on the torsional fatigue of normalized SAE-1045 steel. *Int. J. Fatigue* 23, S. 385–394.  
[https://doi.org/10.1016/s0142-1123\(01\)00135-9](https://doi.org/10.1016/s0142-1123(01)00135-9)
- Branco, C.M., Infante, V., Baptista, R., 2004. Fatigue behaviour of welded joints with cracks, repaired by hammer peening. *Fract. Eng. Mater. Struct.* 27, S. 785–798.  
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2004.00777.x>
- Brand, M., 2012. *Weiterentwicklung von Methoden in der numerischen Schweißsimulation*. Dissertation. Karlsruher Institut für Technologie (KIT).
- British Standard 7910:2005 *Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*, 2005.
- Brown, M.W., Miller, K.J., 1973. A Theory for Fatigue Failure under Multiaxial Stress-Strain Conditions. *Proc. Inst. Mech. Eng.* 187, S. 745–755.  
[https://doi.org/https://doi.org/10.1243/PIME\\_PROC\\_1973\\_187\\_161\\_02](https://doi.org/https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1973_187_161_02)
-

- Buchmayr, B., Kirkaldy, J.S., 1990. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *J. Heat Treat.* 8, S. 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
- Burgahn, F., 1991. Einsinniges Verformungsverhalten und Mikrostruktur ausgewählter Stähle in Abhängigkeit von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit. Dissertation. Universität Karlsruhe (TH).
- Chaboche, J.-L., 2009. Plasticity And Viscoplasticity Under Cyclic Loadings, in: *Nonlinear Computational Mechanics*, Course MP06. Athen, S. 1–60.
- Chaboche, J.-L., 1989. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *Int. J. Plast.* 5, S. 247–302. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90015-6](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90015-6)
- Chaboche, J.-L., 1986. Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity. *Int. J. Plast.* 2.2, S. 149–188. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0749-6419\(86\)90010-0](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0749-6419(86)90010-0)
- Chen, J.S., Desai, D.A., Heyns, S.P., Pietra, F., 2019. Literature review of numerical simulation and optimisation of the shot peening process. *Adv. Mech. Eng.* 11, S. 1–19. <https://doi.org/doi.org/10.1177/1687814018818277>
- Coffin, L.A., 1964. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Trans. ASME* 76, S. 931–950.
- Dannemeyer, S., Telljohann, G., 2007. Fluid-driven processing tool for use during hammering treatment of cyclically loaded component i.e. building, has axial stop axially and adjustably formed for changing impact speed of piston on tool. Patent: DE102007060909 A1.
- Dassault Systemes Simulia Corp, 2014. Abaqus Documentation, Version 6.14. Providence, RI, USA.
- DAST, 2019. DAST-Richtlinie 026, Ermüdungsbemessung bei Anwendung höherfrequenter Hämmerverfahren, Deutscher Ausschuss für Stahlbau (DAST). Stahlbau Verlags- und Service GmbH, Düsseldorf.
- Deng, C., Liu, Y., Gong, B., Wang, D., 2016. Numerical implementation for fatigue assessment of butt joint improved by high frequency mechanical impact treatment: A structural hot spot stress approach. *Int. J. Fatigue* 92, S. 211–219. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2016.07.008>
- Dilger, K., Nitschke-Pagel, T., Eslami, H., Hensel, J., 2019. Qualifizierung des Reinigungsstrahlens als Nachbehandlungsverfahren zur Schwingfestigkeitsverbesserung von Schweißverbindungen. *Schweißen und Schneiden*. S. 534-540.
- DIN 50100-2016-12: Schwingfestigkeitsversuch – Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile, 2016. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN 10025-2:2019-10, Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle, 2019. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
-

- DIN EN 10025-6:2018-07, Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand, 2018. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 14577-1:2015-11: Metallische Werkstoffe - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter - Teil 1: Prüfverfahren, 2015. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 15614-1:2017-12, Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 17639:2013-12, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Makroskopische und mikroskopische Untersuchungen von Schweißnähten, 2013. . DIN German Institute for Standardization. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 18265-2014-02: Metallische Werkstoffe – Umwertung von Härtewerten, 2014. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 5817:2014-6 , Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten (ISO 5817:2014), 2014. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 6507-1:2018-07, Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren, 2018. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- DIN EN ISO 6892-1:2017-02: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 2017. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- Draper, J., 2008. Modern Metal Fatigue Analysis, illustrate. ed. EMAS, Warrington (UK).
- Dupont, J.N., Marder, A.R., 1995. Thermal Efficiency of Arc Welding Processes. Weld. J. 74, S. 406–416.
- Dürr, A., 2007. Zur Ermüdungsfestigkeit von Schweißkonstruktionen aus höherfesten Baustählen bei Anwendung von UIT-Nachbehandlung, Dissertation. Universität Stuttgart.
- Ebert, J., 2019. Experimentelle Analyse und Lebensdauerbewertung von Rissinitiierung in hochverfestigten Randschichten nach dem Hochfrequenzhämmern. Bachelorthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Insitut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK). (angeleitet von J. Schubnell)
- El Haddad, M.H., Smith, K.N., Topper, T.H., 1979. Fatigue crack propagation of short cracks. J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME 101, S. 42–46. <https://doi.org/10.1115/1.3443647>
- ElTobgy, M.S., Ng, E., Elbestawi, M.A., 2004. Three-dimensional elastoplastic finite element model for residual stresses in the shot peening process. Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf. 218, S. 1471–1481. <https://doi.org/10.1243/0954405042418419>
-

- Ernould, C., 2017. Numerical Simulation of Pin Kinetic and its Influence on the Material Hardening, Residual Stress Field and Topography during High Frequency Mechanical Impact (HFMI) Treatment. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Insitut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK). (angeleitet von J. Schubnell)
- Ernould, C., Schubnell, J., Farajian, M., Maciolek, A., Simunek, D., Leitner, M., Stoschka, M., 2019. Application of different simulation approaches to numerically optimize high-frequency mechanical impact (HFMI) post-treatment process. *Weld. World*, S. 1–14.  
<https://doi.org/10.1007/s40194-019-00701-8>
- Erz, A., Klumpp, A., Hoffmeister, J., Schulze, V., 2012. Numerical Simulation of Micropeening of quenched and tempered AISI 4140, in: *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening (ICSP-12)*, Goslar (Germany). S. 352–358.
- European Committee of Standardization, 2009. Eurocode 3: Design of steel structures -Part 1-9: Fatigue, 1993-1-9:2005.
- Farajian, M., Nitschke-Pagel, T., Dilger, K., 2010. Mechanisms of residual stress relaxation and redistribution in Welded high-strength steel specimens under mechanical loading. *Weld. World*. 54, S. 366-374. <https://doi.org/10.1007/BF03266751>
- Fatemi, A., Kurath, P., 1988. Multiaxial fatigue life predictions under the influence of mean-stresses. *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME* 110, S. 380–388. <https://doi.org/10.1115/1.3226066>
- Fatemi, A., Socie, D.F., 1988. A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue Fract.Engng.Mater. Struct.* 11, S. 148–165.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1988.tb01169.x>
- Fiedler, M., Vormwald, M., 2016. Berechnung von Anrisslebensdauern auf Basis des Örtlichen Konzepts. *Materwiss. Werksttech.* 47, S. 887–896. <https://doi.org/10.1002/mawe.201600616>
- Fiedler, M., Wächter, M., Varfolomeev, I., Vormwald, M., Esderts, A., 2019. FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens Für Bauteile aus Stahl, Stahlguss und Aluminiumknetlegierungen, 1th ed. VDMA Verlag, Frankfurt.
- Firat, M., 2012. A numerical analysis of combined bendingtorsion fatigue of SAE notched shaft. *Finite Elem. Anal. Des.* 54, S. 16–27. <https://doi.org/10.1016/j.finel.2012.01.005>
- Foehrenbach, J., 2016. Fatigue life prediction of High Frequency Mechanical Impact (HFMI) treated Welded Joints by Numerical Simulation and Damage Mechanics Approaches. Masterthesis. Offenburg University of Applied Science.
- Foehrenbach, J., Hardenacke, V., Farajian, M., 2016. High frequency mechanical impact treatment (HFMI) for the fatigue improvement: numerical and experimental investigations to describe the condition in the surface layer. *Weld. World* 60, S. 749–755.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s40194-016-0338-4>
-

- Follansbee, P.S., Sinclair, G.B., 1984. Quasi-static normal indentation of an elasto-plastic half-space by a rigid sphere-I. Analysis. *Int. J. Solids Struct.* 20, S. 81–91.  
[https://doi.org/10.1016/0020-7683\(84\)90078-7](https://doi.org/10.1016/0020-7683(84)90078-7)
- Frederick, C.O., Armstrong, P.J., 2007. A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. *Mater. High Temp.* 24, S. 1–26. <https://doi.org/10.1179/096034007X207589>
- Fricke, W., 2014. Recent developments and future challenges in fatigue strength assessment of welded joints. *Proc. Inst. Mech. Eng. C J. Mech. Eng. Sci.* 229, S. 1224–1239.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1177/0954406214550015>
- Frost, N.E., Marsh, K.J., Pook, L.P., 1974. *Metal Fatigue*, 1th ed, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. Oxford Engineering Science Series, London.
- Fujimoto, Y., Hamada, K., Shintaku, E., Pirker, G., 2001. Inherent damage zone model for strength evaluation of small fatigue cracks. *Eng. Fract. Mech.* 68, S. 455–473.  
[https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(00\)00116-8](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(00)00116-8)
- Gates, N., 2018. *Fatigue Behavior under Multiaxial Stress States Including Notch Effects and Variable Amplitude Loading*. Dissertation. University of Toledo.
- Genchev, G., Doynov, N., Moroz, S., Varfolomeev, I., 2017. Schlussbericht IGF-Vorhaben 18242 BG: Gekoppeltes Simulationsverfahren zur Sicherheitsbewertung von Mehrlagenschweißungen unter Berücksichtigung lokaler Gefügestände sowie fertigungs- und betriebsinduzierter Vorschädigung. Brandenburgische Technische Universität Cottbus / Fraunhofer IWM Freiburg.
- Gerster, P., Schmuker, E., 2009. Vorrichtung und Verfahren zur Behandlung von metallischen Oberflächen mittels eines motorisch angetriebenen Schlagwerkzeugs. Patent: DE102009001284 A1.
- Ghahremani, K., Walbridge, S., 2011. Fatigue testing and analysis of peened highway bridge welds under in-service variable amplitude loading conditions. *Int. J. Fatigue* 33, S. 300–312.  
<https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2010.09.004>
- Ghahremani, K., Walbridge, S., Topper, T., 2015. High cycle fatigue behaviour of impact treated welds under variable amplitude loading conditions. *Int. J. Fatigue* 81, S. 128–142.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.022>
- Gkatzogiannis, S., 2020. *Finite Element Simulation of Residual Stresses from Welding and High Frequency Hammer Peening*. Dissertation. Karlsruhe Institute for Technology.
- Gkatzogiannis, S., Knoedel, P., Ummenhofer, T., 2019. A Pseudothermal Approach for Simulating the Residual Stress Field Caused by Shot Blasting, *Proceedings of the VIII International Conference on Computational Methods for Coupled Problems in Science and Engineering*. Sitges 3-6 June, S. 777–788.
- Gkatzogiannis, S., Knoedel, P., Ummenhofer, T., 2017. FE welding residual stress simulation: Influence of boundary conditions and material models. *Special Issue: Proceedings of Eurosteel*, S. 443–452. <https://doi.org/10.1002/cepa.80>
-

- Glinka, G., Shen, G., 1991. Universal features of weight functions for cracks in mode I. *Eng. Fract. Mech.* 40, S. 1135–1146. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(91\)90177-3](https://doi.org/10.1016/0013-7944(91)90177-3)
- Goldak, J., Akhlaghi, M., 2005. *Computational Welding Mechanics*, 1st ed. Springer, New York. <https://doi.org/10.1007/b101137>
- Goldak, J., Chakravarti, A., Bibby, M., 1984. A New Finite Element Model for Welding Heat Sources. *Metall. Trans. B* 15, S. 299–305. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF02667333>
- Guagliano, M., 2001. Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: A numerical approach. *J. Mater. Process. Technol.* 110, S. 277–286. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00893-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00893-1)
- Guo, C., Wang, Z., Wang, D., Hu, S., 2015. Numerical analysis of the residual stress in ultrasonic impact treatment process with single-impact and two-impact models. *Appl. Surf. Sci.* 347, S. 596–601. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.04.128>
- Gurney, T.R., 1979. *Fatigue of welded structures*, 2th ed. Cambridge University Press, Cambridge.
- Haagensen, P.J., Maddox, S.J., 2013. *IIW recommendations on post weld improvement of steel and aluminium structures*, Series in Welding and Other Joining Technologies. Woodhead Publishing Ltd, Cambridge.
- Haibach, E., 2006. *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, 3rd ed. Springer, Wiesbaden.
- Haibach, E., Matschke, C., 1981. Normierte Wöhlerlinien für ungekerbte und gekerbte Formelemente aus Baustahl. *Stahl und Eisen* 101, S. 21–27.
- Hardenacke, V., Farajian, M., D. Siegele, D., 2015. Modelling and Simulation of High Frequency Mechanical Impact (HFMI) Treatment of Welded Joints, in: 68th IIW Annual Assembly. IIW Document XIII-2533-14, Seoul.
- Hasegawa, N., Watanabe, Y., Fukuyama, K., 1996. Creation of residual stress by high speed collision of a steel ball, in: *Symposium on Recent Research Of Shot Peening*. JSSP. Society of Shot Peening Technology Japan, S. 1–7.
- Hemmes, K., 2021. *Fatigue Behavior of Welds under Multiaxial Stress States Including Residual Stress and Microstructural Effects*. Dissertation. Karlsruhe Institute of Technology.
- Hemmes, K., Farajian, M., Boin, M., 2017. Numerical studies of welding residual stresses in tubular joints and experimental validations by means of x-ray and neutron diffraction analysis. *Mater. Des.* 126, S. 339–350. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.03.088>
- Hempel, N., Moroz, S., Nitschke-Pagel, T., Varfolomeev, I., Dilger, K., 2016. *Berechnung von Eigenspannungen in Mehrlagenrohrschweißverbindungen und Quantifizierung des Einflusses auf die Lebensdauer bei Schwingbeanspruchung*. Schlussbericht IGF-Vorhaben 17619 N. Technische Universität Braunschweig / Fraunhofer IWM Freiburg
-

- Henkel, C., 1985. Beitrag zur bruchmechanischen Bewertung des Risswachstumsverhaltens höherfester schweißbarer Baustähle und deren Schweißverbindungen unter zyklisch mechanischer Beanspruchung. Dissertation. Bergakademie Freiberg.
- Hensel, J., 2020. Mean stress correction in fatigue design under consideration of welding residual stress. *Weld. World* 64, S. 535–544. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00852-z>
- Hensel, J., Nitschke-Pagel, T., Tchoffo Ngoula, D., Beier, H.-T., Tchuindjang, D., Zerbst, U., 2018. Welding residual stresses as needed for the prediction of fatigue crack propagation and fatigue strength. *Eng. Fract. Mech.* 198, S. 123–141. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFRACMECH.2017.10.024>
- Hildebrand, J., 2008. Numerische Schweißsimulation: Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen. Dissertation. Bauhaus-Universität Weimar.
- Hirai, N., Tosha, K., Rouhard, E., 2005. Finite Element Analysis of Shot Peening-On the Form of a Single Dent, in: *Proc. Of the 9th Int. Conf. on Shot Peening*, Paris. S. 82–87.
- Hobbacher, A., 2012. Update of the Fracture Mechanics Chapters of the IIW Fatigue Design Recommendations. IIW-doc. XIII-2370-11 XV-1376-11.
- Hobbacher, A.F., 2016. Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components, 2th illust. ed. Springer, Basel. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-23757-2\\_1](https://doi.org/10.1007/978-3-319-23757-2_1)
- Huo, L., Wang, D., Zhang, Y., 2005. Investigation of the fatigue behaviour of the welded joints treated by TIG dressing and ultrasonic peening under variable-amplitude load. *Int. J. Fatigue* 27, S. 95–101. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2004.05.009>
- Iida, K., Fujii, E., 1977. Low Cycle Fatigue Strength of Steels and Welds in Relation to Static Tensile Properties, in: *Proc. 4th International Conference on Fracture*. S. 19–24.
- Jambor, M., Ulewicz, R., Novy, F., Bokivka, O., Trsko, L., Mician, M., Harmaniak, D., 2018. Evolution of Microstructure in the Heat Affected Zone of S960MC GMAW Weld, in: *Materials Research Proceedings* 5. pp. 78–83. <https://doi.org/10.21741/9781945291814-14>
- Jebahi, M., Gakwaya, A., Lévesque, J., Mechri, O., Ba, K., 2016. Robust methodology to simulate real shot peening process using discrete-continuum coupling method. *Int. J. Mech. Sci.* 107, S. 21–33. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2016.01.005>
- Jung, M., 2018. Entwicklung und Implementierung eines Algorithmus zur Approximation und Bewertung von Kerbfaktoren an Kehlnähten auf Basis berührungsloser 3D-Vermessung. Masterthesis. Karlsruhe Institut of Technology (KIT), Institut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK). (angeleitet von J. Schubnell)
- Kim, K.S., Park, J.C., 1999. Shear strain based multiaxial fatigue parameters applied to variable amplitude loading. *Int. J. Fatigue* 21, S. 475–483. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00091-7](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00091-7)
-

- Kim, S., Kang, D., Kim, T.-W., Lee, J., Lee, C., 2011. Fatigue crack growth behavior of the simulated HAZ of 800 MPa grade high-performance steel. *Mater. Sci. Eng.* 528, S. 2331–2338.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.089>
- Kim, T., Lee, H., Hyun, H.C., Jung, S., 2013. Effects of Rayleigh damping, friction and rate-dependency on 3D residual stress simulation of angled shot peening. *Mater. Des.* 46, S. 26–37.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.09.030>
- Kirkaldy, J.S., Thomson, B.A., Baganis, E.A., 1978. Hardenability concepts with applications to steel. Ed. by DV Doane, JS Kirkaldy, Warrendale, PA, AIME, S. 82–125.
- Kirkaldy, J.S., Venugopalan, D., 1984. Phase transformations in ferrous alloys. Ed. by AR Marder, JI Goldstein, AIME, Philadelphia, S. 125–148.
- Kitagawa, H., Takahashi, S., 1976. Applicability of fracture mechanics to very small cracks, in: *Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Behaviour of Mater.* Boston, S. 627–631.
- Klemenz, M., 2009. Anwendung der Simulation der Randschichtausbildung beim Kugelstrahlen auf die Abschätzung der Schwingfestigkeit gekerbter Bauteile. Dissertation. Universität Karlsruhe.
- Kloos, K.H., 1991. B. Scholtes. Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen - Ursachen, Ermittlung und Bewertung, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. DGM Informationsgesellschaft GmbH, Oberursel.  
<https://doi.org/10.1002/mawe.19910221203>
- Klumpp, A., Lienert, F., Dietrich, S., Schulze, V., 2015. Residual Stresses after Piezo Peening Treatment predicted by FEM Simulation, in: *Proceedings : 5th International Conference on Distortion Engineering 2015*, Bremen, Germany, 23 - 25 September 2015 / Eds. H.-W. Zoch, Th. Lübben ; Organised by IWT. IWT, [Bremen], S. 105–115.
- Klumpp, A., Tamam, M., Lienert, F., Dietrich, S., Gibmeier, J., Schulze, V., 2017. Residual Stress States After Piezo Peening Treatment at Cryogenic and Elevated Temperatures Predicted by FEM Using Suitable Material Models, in: *Residual Stresses 2016*. Materials Research Forum LLC, S. 175–189. <https://doi.org/10.21741/9781945291173-30>
- Kobayashi, M., Matsui, T., Murakami, Y., 1998. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. *Int. J. Fatigue* 20, S. 351–357.  
[https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00002-4](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00002-4)
- Koistinen, D.P., Marburger, R.E., 1959. A General Equation Prescribing Extent of Austenite-Martensite Transformation in Pure Fe-C Alloy and Plain Carbon Steel. *Acta Metall.* 7, S. 59–60.
- Kuhlmann, U., Breunig, S., Ummenhofer, T., Weidner, P., 2018. Entwicklung einer DAST-Richtlinie für höherfrequente Hämmerverfahren. *Stahlbau* 87, S. 967–983.  
<https://doi.org/10.1002/stab.201800021>
- Kuhlmann, U., Breunig, S., Ummenhofer, T., Weidner, P., 2017. Entwicklung einer DAST-Richtlinie für höherfrequente Hämmerverfahren, DAST-AiF-IGF-Nr. 17886, Schlussbericht. Universität Stuttgart / Karlsruhe Institut für Technologie.
-

- Kuhlmann, U., Gunther, H., 2009. Experimentelle Untersuchungen zur ermüdungssteigernden Wirkung des PIT-Verfahrens, Versuchsbericht. Link: <https://docplayer.org/59003926-Versuchsbericht-experimentelle-untersuchungen-zur-ermuedungssteigernden-wirkung-des-pit-verfahrens-39-seiten-und-7-anlagen-114-seiten-insgesamt.html>) Zugriff: 31.05.2021.
- Kurshid, M., Leitner, M., Barsoum, Z., Schneider, C., 2017. Residual stress state induced by high frequency mechanical impact treatment in different steel grades – Numerical and experimental study. *Int. J. Mech. Sci.* 123, S. 34–42.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2017.01.027>
- Ladendorf, P., Schubnell, J., Knödel, P., Ummenhofer, T., Farajian, M., 2020. Schlussbericht IGF-Vorhaben Nr. 18.988 / DVS Nr. I2.021 Entwicklung einer verifizierten Prozedur für die zuverlässige schweißtechnische Instandsetzung von Großbauteilen. Karlsruhe Institut für Technologie / Fraunhofer IWM Freiburg.
- Lawrence, F.V., Mattos, R.J., Higashide, Y., Burk, J.D., 1978. Estimating the fatigue crack initiation life of welds, in: *Fatigue Testing of Weldments*. ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 134–158. <https://doi.org/https://doi.org/10.1520/STP33393S>
- Lawrence, F.V., Mazumadar, P.F.V., Ho, H.F.V., 1981. Predicting the fatigue resistance of welds. *Annu. Rev. Mater. Sci.*, S. 401-415. <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.11.080181.002153>
- Le, C.-H., 2018. Numerische Untersuchung der Genauigkeit von Approximationsformeln für Kerbformzahlen an der realen Schweißnahtgeometrie von Quersteifen. Bachelorthesis. Karlsruhe Institut für Technologie (KIT, Insitut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK)). (Angeleitet von J. Schubnell)
- Le Quiellec, G., 2011. Application du martelage à haute fréquence à l'optimisation de la maintenance des ouvrages et des structures soudées (in French). Dissertation. Ecole Centrale de Nantes.
- Leblond, J.B., 1989. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II: Coupling with strain hardening phenomena. *Int. J. Plast.* 5, S. 573–591.  
[https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90002-8](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90002-8)
- Leblond, J.B., Devaux, J., 1984. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metall.* 32, S. 137–146.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6)
- Leblond, J.B., Devaux, J., Devaux, J.C., 1989. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases. *Int. J. Plast.* 5, S. 551–572.  
[https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90001-6](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90001-6)
- Leblond, J.B., Mottet, G., Devaux, J.C., 1986a. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations-II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases. *J. Mech. Phys. Solids* 34, S. 411–432. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(86\)90010-4](https://doi.org/10.1016/0022-5096(86)90010-4)
-

- Leblond, J.B., Mottet, G., Devaux, J.C., 1986b. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations-I. Derivation of general relations. *J. Mech. Phys. Solids* 34, S. 395–409. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(86\)90009-8](https://doi.org/10.1016/0022-5096(86)90009-8)
- Lee, Y.-S., Chung, M.-J., 2000. A study on crack detection using eigenfrequency test data. *Comput. Struct.* 77, S. 327–342. [https://doi.org/10.1016/S0045-7949\(99\)00194-7](https://doi.org/10.1016/S0045-7949(99)00194-7)
- Lefebvre, F., Peyrac, C., Elbel, G., Revilla-Gomez, C., Verdu, C., Buffière, J.Y., 2017. HFMI: understanding the mechanisms for fatigue life improvement and repair of welded structures. *Weld. World* 61, S. 789–799. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0455-8>
- Leitner, M., 2013. Local fatigue assessment of welded and high frequency mechanical impact treated joints. Dissertation. Montanuniversität Leoben.
- Leitner, M., Barsoum, Z., Schäfers, F., 2016a. Crack propagation analysis and rehabilitation by HFMI of pre-fatigued welded structures. *Weld. World* 60, 581–592. <https://doi.org/10.1007/s40194-016-0316-x>
- Leitner, M., Khurshid, M., Barsoum, Z., 2017. Stability of high frequency mechanical impact (HFMI) post-treatment induced residual stress states under cyclic loading of welded steel joints. *Eng. Struct.* 143, 589–602. <https://doi.org/10.1016/J.ENGSTRUCT.2017.04.046>
- Leitner, M., Ottersböck, M., Pußwald, S., Remes, H., 2018. Fatigue strength of welded and high frequency mechanical impact (HFMI) post-treated steel joints under constant and variable amplitude loading. *Eng. Struct.* 163, S. 215–223. <https://doi.org/10.1016/J.ENGSTRUCT.2018.02.041>
- Leitner, M., Simunek, D., Shah, S.F., Stoschka, M., 2016b. Numerical fatigue assessment of welded and HFMI-treated joints by notch stress/strain and fracture mechanical approaches. *Adv. Eng. Softw.* 120, 96–106. <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2016.01.022>
- Leitner, M., Stoschka, M., Eichlseder, W., 2014. Fatigue enhancement of thin-walled, high-strength steel joints by high-frequency mechanical impact treatment. *Weld. World* 58, S. 29–39. <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0097-4>
- Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., Shrivastava, B., 2002. *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, Cambridge.
- Levenberg, K., 1944. A Method for the Solution of Certain Non-Linear Problems in Least Squares. *Q. Appl. Math.* 2.2, 164–168.
- Lihavainen, V.-M., Marquis, G., 2006. Fatigue Life Estimation of Ultrasonic Impact Treated Welds Using a Local Strain Approach. *steel Res. Int.* 77, 896–900. <https://doi.org/10.1002/srin.200606478>
- Lihavainen, V.M., 2006. A novel approach for assessing the fatigue strength of ultrasonic impact treated welded structures. Masterthesis. *Acta Universitatis Lappeenrantaensis*.
-

- Liu, Y., Gong, B., Deng, C., Zhao, C., Liu, X., Wang, D., 2018. Numerical analysis of optimum treatment parameters by high frequency mechanical impact. *J. Constr. Steel Res.* 150, S. 23–30.  
<https://doi.org/10.1016/J.JCSR.2018.08.004>
- Loose, T., 2008. Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl. Dissertation. Karlsruher Institut für Technologie (KIT).
- Lopez, Z., Fatemi, A., 2012. A method of predicting cyclic stress–strain curve from tensile properties for steels. *Mater. Sci. Eng. A* 556, S. 540–550. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2012.07.024>
- Macherauch, E., Wohlfahrt, H., 1985. Eigenspannungen und Ermüdung. Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, in: *Ermüdungsverhalten Metallischer Werkstoffe*. DGM Informationsgesellschaft Verlag GmbH, Oberursel, S. 237–283.
- Macherauch, E., Wohlfahrt, H., Wolfstieg, E., 1973. Zur zweckmässigen Definition von Eigenspannungen. *Härterei-Technische Mitteilungen* 28, S. 201–211.
- Macherauch, E., Zoch, H.-W., 2011. *Praktikum in Werkstoffkunde*. Vieweg+Teubner, Wiesbaden.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1007/978-3-8348-9884-5>
- Maciolek, A., 2017. Implementierung eines elasto-viskoplastischen Materialmodells zur Simulation des Kugelstrahlens an Komponenten aus 42CrMoS4 Stahl. Masterthesis. Karlsruhe Insitut für Technologie, Institut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK). (angeleitet von J. Schubnell)
- Madia, M., Zerbst, U., Th. Beier, H., Schork, B., 2018. The IBESS model – Elements, realisation and validation. *Eng. Fract. Mech.* 198, S. 171–208.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.08.033>
- Madrazo, V., Cicero, S., García, T., 2014. Assessment of notched structural steel components using failure assessment diagrams and the theory of critical distances. *Eng. Fail. Anal.* 36, S. 104–120.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2013.09.012>
- Manson, S.S., 1965. Fatigue: A complex subject - some simple approximations. *Exp. Mech.* 5, S. 193–226.
- Manteghi, S., Maddox, S.J., 2004. Methods for fatigue life improvement of welded joints in medium and high strength steels. *Int. Inst. Weld. IIW Document XIII-2006-04*.
- Marquardt, D.W., 1963. An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters. *J. Soc. Ind. Appl. Math.* 11.2, S. 431–441.
- Marquis, G., 2010. Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds. *Eng. Fract. Mech.* 77, S. 2051–2062. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFRACMECH.2010.03.034>
- Marquis, G.B., Barsoum, Z., 2016. *IIW Recommendation for the HFMI Treatment for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints*. Springer, Singapore.
-

- Marquis, G.B., Mikkola, E., Yildirim, H.C., Barsoum, Z., 2013. Fatigue strength improvement of steel structures by high-frequency mechanical impact: proposed fatigue assessment guidelines. *Weld. World* 57, S. 803–822.
- Martin, U., Altenberger, I., Scholtes, B., Kremmer, K., Oettel, H., 1998. Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened steel SAE 1045. *Mater. Sci. Eng.* 246, S. 69–80. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00755-7](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00755-7)
- Mc Clung, R.C., 2007. A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 30, S. 173–205. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01102.x>
- McDowell, D.L., Dunne, F.P.E., 2010. Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *Int. J. Fatigue* 32, S. 1521–1542. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.01.003>
- Mecséri, B.J., Kövesdi, B., 2020. On the Fatigue Strength Improvement Factor for High Frequency Mechanical Impact Treatment Method. *Period. Polytech. Civ. Eng.* 64, S. 631–639. <https://doi.org/https://doi.org/10.3311/PPci.15074>
- Meggiolaro, M.A., Castro, J.T.P., 2004. Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions. *Int. J. Fatigue* 26, S. 463–476. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.10.003>
- Meguid, S.A., Shagal, G., Stranart, J.C., 2002. 3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model. *Int. J. Impact Eng.* 27, S. 119–134. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(01\)00043-4](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(01)00043-4)
- Meyer, N., 2014. Effects of Mean Stress and Stress Concentration on Fatigue Behavior of Ductile Iron. Masterthesis. University of Toledo.
- Micoulaut, M., Reiraint, D., Viot, P., Francois, M., 2006. Heterogeneous ultrasonic shot peening: experiment and simulation, in: 9th International Conference on Shot Peening (ISCP9), Paris, S. 25–33.
- Mikkola, E., 2017. A study on effectiveness limitations of high-frequency mechanical impact. Dissertation. Aalto University Helsinki.
- Mikkola, E., Doré, M., Khurshid, M., 2013. Fatigue strength of HFMI treated structures under high R-ratio and variable amplitude loading. *Procedia Eng.* 66, S. 161–170. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.12.071>
- Mikkola, E., Remes, H., 2017. Allowable stresses in high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated joints subjected to variable amplitude loading. *Weld. World* 61, S. 125–138. <https://doi.org/10.1007/s40194-016-0400-2>
- Mikkola, E., Remes, H., Marquis, G., 2017. A finite element study on residual stress stability and fatigue damage in high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated welded joint. *Int. J. Fatigue* 94, S. 16–29. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2016.09.009>
-

- Mitchell, M.R., Socie, D.F., Caulfield, E.M., 1977. Fundamentals of modern fatigue analysis. Fracture Control Program Report No. 26. University of Illinois.
- Möller, B., Tomasella, A., Wagener, R., Melz, T., 2017. Cyclic Material Behavior of High-Strength Steels Used in the Fatigue Assessment of Welded Crane Structures with a Special Focus on Transient Material Effects. *SAE Int. J. Engines* 20, S. 331–339.  
<https://doi.org/https://www.jstor.org/stable/26285046>
- Mori, K., Osakada, K., Matsuoka, N., 1996. Rigid-Plastic Finite Element Simulation of Peening Process with plastically Deforming Shot. *JSME Int. J. Ser. A, Mechanics and material engineering* 39, S. 306–312. [https://doi.org/https://doi.org/10.1299/jsmea1993.39.3\\_306](https://doi.org/https://doi.org/10.1299/jsmea1993.39.3_306)
- Morrow, J.D., 1965. Cyclic Plastic strain Energy and Fatigue of Metals. in *Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity*, ed. B. Lazan (West Conshohocken, PA: ASTM International, 1965), S. 45–87. <https://doi.org/10.1520/STP43764S>
- Müller, P., Macherauch, E., 1961. Das sin 2  $\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. *Z. angew. Phys* 13, S. 305–312.
- Mullins, J., Gunnars, J., 2009. Influence of hardening model on weld residual stress distribution, Research Report 2009:16. Stockholm, Schweden.
- Muralidharan, U., Manson, S.S., 1988. A modified universal slopes equation for estimation of fatigue characteristics of metals. *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME* 110, S. 55–58.  
<https://doi.org/10.1115/1.3226010>
- Neuber, H., 1958. *Theory of Notch Stresses: Principles for Exact Calculation of Strength with Reference to Structural form and Material*. Springer, Berlin.
- Newman, J.C., 1984. A crack opening stress equation for fatigue crack growth. *Int. J. Fract.* 24, S. 131–135. <https://doi.org/10.1007/BF00020751>
- Newman, J.C., Raju, I.S., 1983. Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies, NASA Technical Memorandum 85793. ASTM International, Lengley Research Center, Hampton, VA. <https://doi.org/https://doi.org/10.1520/STP37074S>
- Nieslony, A., El Dsoki, C., Kaufmann, H., Krug, P., 2008. New method for evaluation of the Manson-Coffin-Basquin and Ramberg-Osgood equation with respect to compatibility. *Int. J. Fatigue* 30, S. 1967–1977. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.01.012>
- Nitschke-Pagel, T., Dilger, K., Eslami, H., 2007. Residual Stresses and Near Surface Material Condition of Welded High Strength Steels after High Frequency Mechanical Post-Weld Treatments, in: *IIW Commission XIII, Doc. XIII-2153-07*.
- Nitschke-Pagel, T., Dilger, K., Eslami, H., Weich, I., Ummenhofer, T., 2010. Residual Stresses And Near-surface Material Condition of Welded High Strength Steels After Different Mechanical Post-weld Treatments, in: *The Twentieth International Offshore and Polar Engineering Conference*. International Society of Offshore and Polar Engineers, Beijing. S. 361-371.
-

- Okawa, T., Shimanuki, H., Funatsu, Y., Nose, T., Sumi, Y., 2013. Effect of preload and stress ratio on fatigue strength of welded joints improved by ultrasonic impact treatment. *Weld. World* 57, S. 235–241. <https://doi.org/10.1007/s40194-012-0018-y>
- Ong, J.H., 1993. An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *Int. J. Fatigue* 15, S. 213–219. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(93\)90179-T](https://doi.org/10.1016/0142-1123(93)90179-T)
- Ould, C., Rouhaud, E., François, M., Chaboche, J.L., 2006. A Kinematic Hardening Finite Elements Model to Evaluate Residual Stresses in Shot-Peened Parts, Local Measurements by X-Ray Diffraction, in: *Residual Stresses VII, ECRS7, Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, S. 161–166. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.524-525.161>
- Pan, H.H., Weng, G.J., 1992. Thermal stress and volume change during a cooling process involving phase transformation. *J. Therm. Stress.* 15, S. 1–12. <https://doi.org/https://doi.org/10.1080/01495739208946117>
- Paris, P., Erdogan, F., 1963. A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Eng. Trans. ASME* 85, S. 528–534. <https://doi.org/10.1115/1.3656900>
- Peterson, R.E., 1974. *Stress Concentration Factors*, 2nd Edition. ed. Wiley, New York.
- Peterson, R.E., 1959. Notch sensitivity, in: Sines, G., Waisman, J.L. (Eds.), *Metal Fatigue*. McGraw-Hill, New York, S. 293–306.
- Pippan, R., Riemelmoser, F.O., 2003. Modelling of fatigue growth: Dislocation models, in: Murakami, Y. (Yukitaka), Ritchie R.O. (Ed.), *Comprehensive Structural Integrity. Cyclic Loading and Fracture*. Elsevier, Ritchie RO, S. 191–207.
- Pontner, P., 2018. Experimentelle Untersuchung von Rissinitiierung und -ausbreitung in hochverfestigten Randschichten durch High Frequency Mechanical Impact (HFMI) an hoch- und niederfesten Stählen. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Insitut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK). (angeleitet von J. Schubnell)
- Radaj, D., 2002. *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Meßverfahren*, Fachbuchreihe Schweißtechnik. Verlag für Schweißen und Verwandte Verfahren, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- Radaj, D., 1999. *Schweißprozeßsimulation: Grundlagen und Anwendungen*, Fachbuchreihe Schweißtechnik. Verlag für Schweißen und Verwandte Verfahren, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- Radaj, D., Vormwald, M., 2007. *Ermüdungsfestigkeit, Grundlagen für Ingenieure*, 3te, neubearbeitete ed. Springer Berlin Heidelberg New York.
- Ramaswamy, V.G., 1986. *A Constitutive Model for the Inelastic Multiaxial Cyclic Response of a Nickel Base Superalloy Rene 80*. Dissertation. Cincinnati University.
- Ramberg, W., Osgood, W.R., 1943. *Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters*. NACA Tech. Note No. 902.
-

- Ranjan, R., Ghahremani, K., Walbridge, S., Ince, A., 2016. Testing and fracture mechanics analysis of strength effects on the fatigue behavior of HFMI-treated welds. *Weld. World* 60, 987–999.  
<https://doi.org/10.1007/s40194-016-0354-4>
- Rennert, R., Kullig, E., Vormwald, M., Esderts, A., Siegele, D., 2012. FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile, 6th, übera ed. VDMA Verlag, Frankfurt.
- Roessle, M.L., Fatemi, A., 2000. Strain-controlled fatigue properties of steels and some simple approximations. *Int. J. Fatigue* 22, 495–511. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(00\)00026-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(00)00026-8)
- Rouhaud, E., Deslaef, D., 2002. Influence of Shots' Material on Shot Peening, a Finite Element Model. *Mater. Sci. Forum* 404–407, S. 153–158.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.404-407.153>
- Rouhaud, E., Ouakka, A., Ould, C., Chaboche, J.-L., Francois, M., 2005. Finite Elements Model of Shot Peening, Effects of Constitutive Laws of the Material, in: Schulze, V., Niku-Lari, A. (Eds.), *Proc. Of the 9th Int. Conf. on Shot Peening*. Noisy-le-Grand, S. 107–112.
- Rouquette, S., Rouhard, E., 2005. Thermo-elasto-plastic model for shot peening: A numerical and experimental approach, , in: Schulze, V., Niku-Lari, A. (Eds.), *Proc. Of the 9th Int. Conf. on Shot Peening*. Noisy-le-Grand, S. 113–118.
- Rouquette, S., Rouhard, E., Manuel, F., Roos, A., Chaboche, J., 2009. Coupled thermo-mechanical simulation of shot impacts: Effects of the temperature on the residual stress field due to shot-peening. *J. Mater. Process. Technol.* 209, S. 3879–3886.
- Ruiz, H., Osawa, N., Rashed, S., 2020. Study on the stability of compressive residual stress induced by high-frequency mechanical impact under cyclic loadings with spike loads. *Weld. World* 64, S. 1855–1865. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00965-5>
- Ruiz, H., Osawa, N., Rashed, S., 2019. A practical analysis of residual stresses induced by high-frequency mechanical impact post-weld treatment. *Weld. World* 63, 1255–1263.  
<https://doi.org/10.1007/s40194-019-00753-w>
- Sadeghian, M., Shamanian, M., Shafyei, A., 2014. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. *Mater. Des.* 60, 678–684.  
<https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2014.03.057>
- Sarmast, A., Schubnell, J., Farajian, M., 2019. An numerical investigation on the effect of multi-layer repair welding on temperature history and residual stresses of S960 and S355 weldments, in: *ESI Forum Germany*, Berlin.
- Sattari-Far, I., Dillström, P., 2004. Local limit load solutions for surface cracks in plates and cylinders using finite element analysis. *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 81, S. 57–66.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2003.11.015>
-

- Saunders, N., Guo, Z., Li, X., Miodownik, A., Schille, J., 2004. The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels. Link: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.565.9926&rep=rep1&type=pdf>, Zugriff: 31.05.2021
- Saunders, N., Li, X., Miodownik, A.P., Schillé, J.-P., 2001. Materials Design Approaches and Experiences, in: Zhao, J.-C. (Ed.), Materials Design Approaches and Experiences. SAE International, Warrendale PA, S. 185.
- Saunders, N., Miodownik, P., 1998. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. Elsevier Science, Oxford, New York, Tokyo.
- Schaumann, P., Keindorf, C., 2010. Numerische Schweißsimulation gekoppelt mit einem anschließenden Hämmerprozess und integrierten lokalen Ermüdungsberechnungen. Stahlbau 79, S. 34–45. <https://doi.org/10.1002/stab.200901279>
- Schenk, T., 2011. Modelling Welding Distortion, Influence of Clamping and Sequencing. Dissertation. Technische Universität Delft.
- Schmuker, E., Braungardt, R., 2009. Vorrichtung zur Bearbeitung von Werkstücken. Patent: DE102007030544A1.
- Scholtes, B., Macherauch, E., 1986. Effects of Mechanical Surface Treatments on the Strength Properties of Metallic Materials. Zeitschrift fuer Met. Res. Adv. Tech. 77, S. 322–337.
- Scholtes, B., Vöhringer, O., 1989. Grundlagen der mechanischen Oberflächenbehandlung, in: Mechanische Oberflächenbehandlung. DGM-Informationsgesellschaft Verlag GmbH, Oberursel, S. 3–20.
- Schork, B., Kucharczyk, P., Madia, M., Zerbst, U., Hensel, J., Bernhard, J., Tchuindjang, D., Kaffenberger, M., Oechsner, M., 2017. The effect of the local and global weld geometry as well as material defects on crack initiation and fatigue strength. Eng. Fract. Mech. 198, 103–122. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.07.001>
- Schubnell, J., Hardenacke, V., Farajian, M., 2017. Strain-based critical plane approach to predict the fatigue life of high frequency mechanical impact (HFMI)-treated welded joints depending on the material condition. Weld. World 61, S. 1199–1210. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0505-2>
- Schubnell, J., Discher, D., Farajian, M., 2019. Determination of the static, dynamic and cyclic properties of the heat affected zone for different steel grades. Mater. Test. 61, S. 635–642. <https://doi.org/10.3139/120.111367>
- Schubnell, J., Carl, E., Farajian, M., Gkatzogiannis, S., Knödel, P., Ummenhofer, T., Wimpory, R.C., Eslami, H., 2020a. Residual Stress Relaxation in HFMI-treated Fillet Welds after single Overload Peaks, Weld. World 61, S. 1107–1117. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00902-6>
-

- Schubnell, J., Eichheimer, C., Ernould, C., Maciolek, A., Rebelo-Kornmeier, J., Farajian, M., 2020b. The Influence of Coverage for High Frequency Mechanical Impact Treatment of different Steel Grades. *J. Mater. Process. Technol.* 277, S. 116437.  
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2019.116437>
- Schubnell, J., Gkatzogiannis, S., Farajian, M., Luke, M., Ummenhofer, T., 2020c. Schlussbericht IGF-Vorhaben IGF Nr. 19.227 N / DVS-Nr.: 09.080: Rechnergestütztes Bewertungskonzept zum Nachweis der Lebensdauererlängerung von mit dem Hochfrequenz-Hämmerverfahren (HFMI) behandelten Schweißverbindungen aus hochfesten Stählen. Fraunhofer IWM Freiburg / Karlsruhe Institut für Technologie.
- Schubnell, J., Jung, M., Le, C.H., Farajian, M., Braun, M., Ehlers, S., Fricke, W., Garcia, M., Nussbaumer, A., Baumgartner, J., 2020d. Influence of the optical measurement technique and evaluation approach on the determination of local weld geometry parameters for different weld types. *Weld. World* 64, 301–316. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00830-0>
- Schubnell, J., Pontner, P., Wimpory, R.C., Farajian, M., Schulze, V., 2020e. The Influence of Work Hardening and Residual Stresses on the Fatigue Behavior of High Frequency Mechanical Impact Treated Surface Layers. *Int. J. Fatigue* 134, S. 125–138.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105450>
- Schulze, G., 2010. Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe, 4. Auflage. ed. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Heidelberg.  
<https://doi.org/10.1007/978-3-642-03183-0>
- Schulze, V., 2006. *Modern Mechanical Surface Treatment: States, Stability, Effects.* Wiley VCH, New York.
- Schulze, V., Bleicher, F., Groche, P., Guo, Y.B., Pyun, Y.S., 2016. Surface modification by machine hammer peening and burnishing. *CIRP Ann.* 65, S. 809–832.  
<https://doi.org/10.1016/J.CIRP.2016.05.005>
- Schulze, V., Klemenz, M., Zimmermann, M., 2008. State of the Art in Shot Peening Simulation, in: *Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening, Tokyo Japan, September 15th - 18th, 2008.* Ed.: K. Tosha. ISCSP, Tokyo, pp. 53–62.
- Schütz, D., Gassner, E., 1975. Durch veränderliche Betriebslasten in Kerben erzeugte Eigenspannungen und ihre Bedeutung für die Anwendbarkeit der linearen Schadensakkumulations-Hypothese. *Materwiss. Werksttech.* 6, S. 194–205.  
<https://doi.org/10.1002/mawe.19750060604>
- Schütz, W., 1967. Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen. *Zeitschrift für Flugwiss.* 15, S. 407–419.
-

- Schwarzer, J., Schulze, V., Vöhringer, O., 2002. Finite element simulation of shot peening — a method to evaluate the influence of peening parameters on surface characteristics, in: 8th International Conference on Shot Peening (ICSP), Munich. S. 507-515.
- SEW 088 Guideline, Supplementary Sheet 2 to SEW 088: Weldable Fine Grain Steels: Guideline for Processing, Particular for Fusion Welding, Determine the Cooling Time  $t_{8/5}$  for the Identification of Welding Thermal Cycles. German Institute for Standardization (DIN), Berlin.
- Seyffarth, P., Meyer, B., Scharff, A., 2018. Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder, 2nd ed. DVS Media, Düsseldorf.
- Shams-Hakimi, P., Zamiri, F., Al-Emrani, M., Barsoum, Z., 2018. Experimental study of transverse attachment joints with 40 and 60 mm thick main plates, improved by high-frequency mechanical impact treatment (HFMI). *Eng. Struct.* 155, S. 251–266.  
<https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2017.11.035>
- Shamsaei, N., Fatemi, A., 2014. Small fatigue crack growth under multiaxial stresses. *Int. J. Fatigue* 58, S. 126–135. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.02.002>
- Shamsaei, N., Fatemi, A., 2009. Effect of hardness on multiaxial fatigue behaviour and some simple approximations for steels. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 32, S. 631–646.  
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2009.01369.x>
- Shen, G., Plumtree, A., Glinka, G., 1991. Weight function for the surface point of semi-elliptical surface crack in a finite thickness plate. *Eng. Fract. Mech.* 40, S. 167–176.  
[https://doi.org/10.1016/0013-7944\(91\)90136-0](https://doi.org/10.1016/0013-7944(91)90136-0)
- Simunek, D., Leitner, M., Grün, F., 2018. In-situ crack propagation measurement of high-strength steels including overload effects. *Procedia Eng.* 213, S. 335–345.  
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2018.02.034>
- Simunek, D., Leitner, M., Stoschka, M., 2013. Numerical simulation loop to investigate the local fatigue behaviour of welded and HFMI treated joints. *IIW Doc. XIII-WG2-136-13*.
- Sisodia, R.P.S., Gáspár, M., 2019. Physical Simulation-Based Characterization of HAZ Properties in Steels. Part 1. High-Strength Steels and Their Hardness Profiling. *Strength Mater.* 51, 490–499.  
<https://doi.org/10.1007/s11223-019-00094-5>
- Smith, K.N., Watson, P., Topper, T.H., 1970. A stress-strain function for the fatigue of metals. *J. Mater.* 5, 776–778.
- Smith, M.C., Smith, A.C., Ohms, C., Wimpory, R.C., 2018. The NeT Task Group 4 residual stress measurement and analysis round robin on a three-pass slot-welded plate specimen. *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 164, 3–21. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2017.09.003>
- Socie, D.F., Marquis, G.B., 2000. *Multiaxial Fatigue, illustrate.* ed. SAE International, Warrendale PA.
- Song, J.-H., Park, J.-H., 1996. New Proposals for Estimation of Fatigue Characteristics of Metals, in: *Fatigue 96, Proceedings of the Sixth International Fatigue Congress, Berlin.* S. 1359–1364.
-

- Statnikov, E., Trufyakov, V., Mikheev, P., Kudryavtsev, Y., 1996. Specification for weld toe improvement by ultrasonic impact treatment, in: IIW Document XIII-1617-96.
- Statnikov, E., Zhuravlev, L.V., Alekseev, A.F., 1975. Ultrasonic Head for Strain Hardening and Relaxation Treatment (in Russian), USSR Inventor's Certificate No. 472782. Byull. Izobr. 21.
- Stephens, R.I., Fatemi, A., Stephens, R.R., Fuchs, H.O., 2000. Metal Fatigue in Engineering, 2nd ed. ed. Wiley Interscience, Hoboken (US).
- Suominen, L., Khurshid, M., Parantainen, J., 2013. Residual stresses in welded components following post-weld treatment methods, in: Procedia Engineering 66. Elsevier Ltd, S. 181–191.  
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.12.073>
- Susmel, L., Taylor, D., 2006. A simplified approach to apply the theory of critical distances to notched components under torsional fatigue loading. *Int. J. Fatigue* 28, 417–430.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.07.035>
- Susmel, L., Taylor, D., 2008. On the use of the Theory of Critical Distances to predict static failures in ductile metallic materials containing different geometrical features. *Eng. Fract. Mech.* 75, 4410–4421. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.04.018>
- Susmel, L., Taylor, D., 2010b. An elasto-plastic reformulation of the Theory of Critical Distances to estimate lifetime of notched components failing in the low/medium-cycle fatigue regime. *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME* 132, 0210021–0210028.  
<https://doi.org/10.1115/1.4000667>
- Susmel, L., Taylor, D., 2010a. The Theory of Critical Distances as an alternative experimental strategy for the determination of  $K_{Ic}$  and  $\Delta K_{th}$ . *Eng. Fract. Mech.* 77, 1492–1501.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.04.016>
- Susmel, L., Taylor, D., 2011. The Theory of Critical Distances to estimate lifetime of notched components subjected to variable amplitude uniaxial fatigue loading. *Int. J. Fatigue* 33, 900–911. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.01.012>
- SYSWELD (2016) Reference Manual, GL/SYWE/15/04/00/A, ESI Group, Paris.
- SYSWELD (2016) Material Database Version 2016.5, ESI Group, Paris.
- Tanaka, K., 1983. Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches. *Int. J. Fract.* 22, S. 39–46. <https://doi.org/10.1007/BF00942722>
- Tang, L., Ince, A., Zheng, J., 2018. Numerical Simulation of Residual Stresses in Welding and Ultrasonic Impact Treatment Process, in: Ferro, P., Berto, F.: Residual Stress Analysis on Welded Joints by Means of Numerical Simulation and Experiments. S. 121-136.  
<https://doi.org/10.5772/intechopen.72394>
- Taylor, D., 2008. The theory of critical distances. *Eng. Fract. Mech.* 75, S. 1696–1705.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.04.007>
-

- Taylor, D., 2007. The Theory of Critical Distances, A New Perspective in Fracture Mechanics. Elsevier Science Ltd, London. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044478-9.X5000-5>
- Taylor, D., 1999. Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. *Int. J. Fatigue* 21, S. 413–420. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00007-9)
- Togasaki, Y., Tsuji, H., Honda, T., Sakaki, T., Yamaguchi, A., 2010. Effect of UIT on Fatigue Life in Web-Gusset Welded Joints. *J. Solid Mech. Mater. Eng.* 4, S. 391–400. <https://doi.org/10.1299/jmmp.4.391>
- Trauth, D., Klocke, F., Mattfeld, P., Klink, A., 2013. Time-efficient prediction of the surface layer state after deep rolling using similarity mechanics approach, in: *Procedia CIRP* 9. Elsevier B.V., S. 29–34. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2013.06.163>
- Trazka, J., 2016. Calculation of critical Temperatures by empirical Formulae. *Arch. Met. Mater.* 61, S. 981–986. <https://doi.org/https://doi.org/10.1515/AMM-2016-0167>
- Tu, F., Delbergue, D., Miao, H., Klotz, T., Brochu, M., Bocher, P., Levesque, M., 2017. A sequential DEM-FEM coupling method for shot peening simulation. *Surf. Coatings Technol.* 319, 200–212. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.03.035>
- Ummenhofer, T., Telljohann, G., Dannemeyer, S., Weich, I., Strohbacg, H., Eslami, H., Kern, A.-K., Pinkernell, D., Smida, M., Rahlf, U., Senk, B., Herion, S., Hrabowsky, J., Rack, S., 2011. Abschlussbericht Forschungsprogramm REFRESH, Lebensdauererlängerung bestehender und neuer geschweißter Stahlkonstruktionen. FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendungen, Düsseldorf.
- Ummenhofer, T., Weich, I., Nitschke-Pagel, T., 2005. Lebens- und Restlebensdauererlängerung geschweißter Windenergieanlagen türme und anderer Stahlkonstruktionen durch Schweißnahtnachbehandlung. *Stahlbau* 74, S. 412–422. <https://doi.org/10.1002/stab.200590085>
- Ummenhofer, T., Weidner, P., Kuhlmann, U., Kudla, K., Breunig, S., 2017. Entwicklung eines einfachen Qualitätssicherungstests für die Anwendung höherfrequenter Hämmervverfahren, FOSTA- Forschungsvereinigung Stahlanwendungen, Düsseldorf. Schlussbericht P872.
- Underwood, J.H., 1995. Residual-stress effects at a notch root in A723 steel to extend fatigue life. *Exp. Mech.* 35, 61–65. <https://doi.org/10.1007/BF02325836>
- Varfolomeev, I., 2000. Development of weight functions for cracks in 3D bodies. Fraunhofer IWM, Report T1/2000.
- Varfolomeev, I., Moroz, S., Brand, M., Siegele, D., 2011. Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen unter besonderer Berücksichtigung von Eigenspannungen. Schlussbericht IGF-Vorhaben 17619 N. Fraunhofer IWM Freiburg.
- VDI, 2018. VDI-Richtlinie 3416: Maschinelles Oberflächenhämmern - Grundlagen, VDI-Gesellschaft Produktion und Logistik, Berlin, Düsseldorf.
-

- Voyiadjis, G.Z., Buckner, N.E., 1983. Indentation of a half-space with a rigid indenter. *Int. J. Numer. Methods Eng.* 19, S. 1555–1578. <https://doi.org/10.1002/nme.1620191013>
- Vrána, M., Mikula, P., 2005. Suppression of Surface Effect by Using Bent-Perfect-Crystal Monochromator in Residual Strain Scanning. *Mater. Sci. Forum* 490–491, S. 234–238. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.490-491.234>
- Wächter, M., 2016. Zur Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten und Schädigungsparameterwöhlerlinien. Dissertation. Universität Clausthal. <https://doi.org/10.21268/20161013-153328>
- Walker, K.P., 1981. Research and development program for non-linear structural modeling with advanced time-temperature dependent constitutive relationships. Ber. NASA-CR-165533. East Hartford, CT, United States.
- Wang, X., Lambert, S.B., 1995. Stress intensity factors for low aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates subjected to nonuniform stresses. *Eng. Fract. Mech.* 51, S. 517–532. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(94\)00311-5](https://doi.org/10.1016/0013-7944(94)00311-5)
- Webster, P.J., Mills, G., Wang, X.D., Kang, W.P., Holden, T.M., 1996. Impediments to efficient through-surface strain scanning. *J. Neutron Res.* 3, S. 223–240. <https://doi.org/10.1080/10238169608200197>
- Weich, I., 2009a. Höherfrequente Hämmerverfahren - Ursachen der Steigerung der Ermüdungsfestigkeit und Nachweismodell. *Stahlbau* 78, 577–583. <https://doi.org/10.1002/stab.200910071>
- Weich, I., 2009b. Ermüdungsverhalten mechanisch nachbehandelter Schweißverbindungen in Abhängigkeit des Randschichtzustandes. Dissertation. Technische Universität Braunschweig.
- Weich, I., Ummenhofer, T., Nitschke-Pagel, T., Chalandar, H.E., Dilger, K., 2009. Fatigue behaviour of welded high-strength steels after high frequency mechanical post-weld treatments. *Weld. World* 53, S. 322–332. <https://doi.org/10.1007/BF03263475>
- Weidner, P., Herion, S., Puthli, R., Ummenhofer, T., 2011. Lebensdauererlängerung von geschweißten Verbindungen aus Rundhohlprofilen. *Stahlbau* 80, S. 502–512. <https://doi.org/10.1002/stab.201101447>
- Weidner, P., Mehdiانpour, M., Ummenhofer, T., 2016. Ermüdungsfestigkeit einseitig geschweißter Stumpfstöße von Kreishohlprofilen. *Stahlbau* 85, S. 620–629. <https://doi.org/10.1002/stab.201610412>
- Weiß, H., Krobb, J., 1997. Stress peening of ultra high strength steels, in: Sudarshan, T.S., Jeadin, M., Khor, K.A. (Eds.), proceedings of the 11th International Conference on Surface Modification Technologies. London, S. 423–429.
- Welsch, M., 2015. Bewertung von Spannungsspitzen und Singularitäten in FEM-Rechnungen, in: 11. Norddeutsches Simulationsforum – 10/2015, Hamburg.
-

- Wick, A., 1999. Randschichtzustand und Schwingfestigkeit von 42CrMo4 nach Kugelstrahlen unter Vorspannung und bei erhöhter Temperatur. Dissertation. Technische Universität Karlsruhe.
- Wiewecke, F., 1990. Untersuchungen zum thermischen Abbau schweißbedingter und strahlinduzierter Eigenspannungen. Dissertation. Gesamthochschule Kassel.
- Willenborg, J., Engle, R.M., Wood, H.A., 1971. A crack growth retardation model using an effective stress concept. Report No.:AFFDL-TM-71-1-FBR. Air Force Flight Dynamics Lab. Dayton (OH).
- Wilson, E., Medina, S., 2000. Application of Koistinen and Marburger's athermal equation for volume fraction of Martensite to diffusional transformations obtained on continuous cooling of 0.13%C high strength low alloy steel. Mater. Sci. Technol. 16, S. 630–633.  
<https://doi.org/https://doi.org/10.1179/026708300101508397>
- Wimpory, R.C., Hofmann, M., 2018. Use of Symmetry for Residual Stress Determination. Mater. Res. Proceedings 6, S. 9–14. <https://doi.org/10.21741/9781945291890-2>
- Wimpory, R.C., Martins, R. V., Hofmann, M., Kornmeier, J.R., Moturu, S., Ohms, C., 2018. A complete reassessment of standard residual stress uncertainty analyses using neutron diffraction emphasizing the influence of grain size. Int. J. Press. Vessel. Pip. 164, S. 80–92.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2017.09.002>
- Wimpory, R.C., Mikula, P., Šaroun, J., Poeste, T., Li, J., Hofmann, M., Schneider, R., 2008. Efficiency Boost of the Materials Science Diffractometer E3 at BENS: One Order of Magnitude Due to a Horizontally and Vertically Focusing Monochromator. Neutron News 19, S. 16–19.  
<https://doi.org/10.1080/10448630701831995>
- Wohlfahrt, H., 2000. Auswirkungen mechanischer Oberflächenbehandlungen auf das Dauerschwingverhalten unter Einschluss von Rissbildung und Rissausbreitung, in: Mechanische Oberflächenbehandlungen, Grundlagen - Bauteileigenschaften - Anwendungen. WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim, S. 55–85.
- Wohlfahrt, H., 1986. Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. Härtereitechnische Mitteilungen 41, S. 248–227.
- Wohlfahrt, H., 1983. Ein Modell zur Vorhersage kugelstrahlbedingter Eigenspannungszustände, in: Macherauch, E., Hauk, V. (Eds.), Eigenspannungen: Entstehung-Messung-Bewertung. Deutscher Verband für Materialprüfung, Sankt Augustin, S. 301–319.
- Wohlfahrt, H., Macherauch, E., 1977. Die Ursachen des Schweißespannungszustandes. Materialprüfung 19, S. 272–280.
- Wohlfahrt, H., Nitschke-Pagel, T., Dilger, K., Siegele, D., Brand, M., Sakkiittibutra, J., Loose, T., 2012. Residual stress Calculations and measurements - Review and assessment of the IIW Round Robin results. Weld. World 56, S. 120–140. <https://doi.org/10.1007/BF03321387>
-

- Wohlfahrt, H., Schmidt, J., 2002. Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Schweißspannungen. Schlussbericht; IGF-Vorhaben 11.583. Technische Universität Braunschweig.
- Xu, J.C., Zhang, D., Shen, B., 1981. The fatigue strength and fracture morphology of leaf spring steel after prestressed shot peening, in: Niku-Lari, A. (Ed.): Proceedings International Conference of Shot Peening 1. Pergamon, Paris, S. 367–374.
- Yang, F., Chen, Z., Meguid, S.A., 2015. Effect of initial surface finish on effectiveness of shot peening treatment using enhanced periodic cell model. *Int. J. Mech. Mater. Des.* 11, S. 463–478. <https://doi.org/10.1007/s10999-014-9273-y>
- Yang, F., Chen, Z., Meguid, S.A., 2014. 3D FE modeling of oblique shot peening using a new periodic cell. *Int. J. Mech. Mater. Des.* 10, S. 133–144. <https://doi.org/10.1007/s10999-013-9236-8>
- Yang, X., Zhou, J., Ling, X., 2012. Study on plastic damage of AISI 304 stainless steel induced by ultrasonic impact treatment. *Mater. Des.* 36, S. 477–481. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.11.023>
- Yekta, R.T., Ghahremani, K., Walbridge, S., 2013. Effect of quality control parameter variations on the fatigue performance of ultrasonic impact treated welds. *Int. J. Fatigue* 55, S. 245–256. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.06.023>
- Yekta, R.T., Walbridge, S., 2012. Acceptance Criteria for Ultrasonic Impact Treatment (UIT), Ontario Ministry of Transportation, Report HIIFP-110. St. Catherines, Ontario.
- Yildirim, H.C., 2013. Design aspects of high strength steel welded structures improved by high frequency mechanical impact (HFMI) treatment. Dissertation. Aalto University Helsinki.
- Yildirim, H.C., Marquis, G.B., 2013. A round robin study of high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated welded joints subjected to variable amplitude loading. *Weld. World* 57, S. 437–447. <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0045-3>
- Yildirim, H.C., Marquis, G.B., 2012. Overview of fatigue data for high frequency mechanical impact treated welded joints. *Weld. World* 56, S. 82–96. <https://doi.org/10.1007/BF03321368>
- Yildirim, H.C., Marquis, G.B., Sonsino, C.M., 2015. Lightweight Potential of Welded High-Strength Steel Joints from S700 under Constant and Variable Amplitude Loading by High-Frequency Mechanical Impact (HFMI) Treatment. *Procedia Eng.* 101, S. 467–475. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.02.056>
- Yin, D., Wang, D., Jing, H., Huo, L., 2010. The effects of ultrasonic peening treatment on the ultra-long life fatigue behavior of welded joints. *Mater. Des.* 31, S. 3299–3307. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.02.006>
- Yin, F., Hua, L., Wang, X., Milan, R., Han, Q., 2014. Numerical modelling and experimental approach for surface morphology evaluation during ultrasonic shot peening. *Comput. Mater. Sci.* 92, S. 28–35. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.05.011>
-

- Yokobori, T., Konosu, S., 1977. Effects of ferrite grain size, notch acuity and notch length on brittle fracture stress of notched specimens of low carbon steel. *Eng. Fract. Mech.* 9, S. 839–847.  
[https://doi.org/10.1016/0013-7944\(77\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0013-7944(77)90006-6)
- Yuan, K., Sumi, Y., 2016. Simulation of residual stress and fatigue strength of welded joints under the effects of ultrasonic impact treatment (UIT). *Int. J. Fatigue* 92, S. 321–332.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.07.018>
- Yuan, K.L., Sumi, Y., 2015. Modelling of ultrasonic impact treatment (UIT) of welded joints and its effect on fatigue strength. *Frat. ed Integrita Strutt.* 9, S. 476–486. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.34.53>
- Zaverl, F., Lee, D., 1978. Constitutive relations for nuclear reactor core materials. *J. Nucl. Mater.* 75.1, S. 14–19.
- Zhang, Z., Qiao, Y., Sun, Q., Li, C., Li, J., 2009. Theoretical estimation to the cyclic strength coefficient and the cyclic strain-hardening exponent for metallic materials: Preliminary study. *J. Mater. Eng. Perform.* 18, S. 245–254. <https://doi.org/10.1007/s11665-008-9286-5>
- Zhao, T., Jiang, Y., 2008. Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy. *Int. J. Fatigue* 30, S. 834–849.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2007.07.005>
- Zheng, J., Ince, A., Tang, L., 2018. Modeling and simulation of weld residual stresses and ultrasonic impact treatment of welded joints, in: *Procedia Engineering*. Elsevier Ltd, S. 36–47.  
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2018.02.005>
- Zimmermann, M., 2009. Numerische und experimentelle Untersuchung zur Randschichtausbildung beim Druckluft- und Ultraschallkugelstrahlen von IN718. Universität Karlsruhe.
-

**Veröffentlichungen im Rahmen dieser Arbeit**

- Schubnell, J., Hardenacke, V., Farajian, M., 2017. Strain-based critical plane approach to predict the fatigue life of high frequency mechanical impact (HFMI)-treated welded joints depending on the material condition. *Weld. World* 61, S. 1199-1210.  
<https://doi.org/10.1007/s40194-017-0505-2>
- Schubnell, J., Discher, D., Farajian, M., 2019. Determination of the static, dynamic and cyclic properties of the heat affected zone for different steel grades. *Mater. Test.* 61, S. 635-642.  
<https://doi.org/10.3139/120.111367>
- Schubnell, J., Carl, E., Farajian, M., Gkatzogiannis, S., Knödel, P., Ummenhofer, T., Wimpory, R.C., Eslami, H., 2020a. Residual Stress Relaxation in HFMI-treated Fillet Welds after single Overload Peaks, *Weld. World* 61, S. 1107-1117. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00902-6>
- Schubnell, J., Eichheimer, C., Ernould, C., Maciolek, A., Rebelo-Kornmeier, J., Farajian, M., 2020b. The Influence of Coverage for High Frequency Mechanical Impact Treatment of different Steel Grades. *J. Mater. Process. Technol.* 277, S. 116437.  
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2019.116437>
- Schubnell, J., Gkatzogiannis, S., Farajian, M., Luke, M., Ummenhofer, T., 2020c. Schlussbericht IGF-Vorhaben IGF Nr. 19.227 N / DVS-Nr.: 09.080: Rechnergestütztes Bewertungskonzept zum Nachweis der Lebensdauererlängerung von mit dem Hochfrequenz-Hämmerverfahren (HFMI) behandelten Schweißverbindungen aus hochfesten Stählen. Fraunhofer IWM Freiburg / Karlsruhe Institut für Technologie.
- Schubnell, J., Jung, M., Le, C.H., Farajian, M., Braun, M., Ehlers, S., Fricke, W., Garcia, M., Nussbaumer, A., Baumgartner, J., 2020d. Influence of the optical measurement technique and evaluation approach on the determination of local weld geometry parameters for different weld types. *Weld. World* 64, S. 301-316. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00830-0>
- Schubnell, J., Pontner, P., Wimpory, R.C., Farajian, M., Schulze, V., 2020e. The Influence of Work Hardening and Residual Stresses on the Fatigue Behavior of High Frequency Mechanical Impact Treated Surface Layers. *Int. J. Fatigue* 134, S. 125-138.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105450>
-



## Anhang A

„Weight function“ für Semi-elliptische Risse nach Wang und Lambert (1995):

Für tiefsten Punkt „A“ aus Gleichung (35):

$$M_{1A} = \frac{\pi}{\sqrt{2Q}} (4Y_{0A} - 6Y_{1A}) - \frac{24}{5}$$

$$M_{2A} = 3$$

$$M_{3A} = 2 \left( \frac{\pi}{\sqrt{2Q}} Y_{0A} - M_{1A} - 4 \right)$$

Mit den Parametern:

$$Y_{0A} = B_{0A} + B_{1A} \left(\frac{a}{t}\right)^2 + B_{2A} \left(\frac{a}{t}\right)^4 + B_{3A} \left(\frac{a}{t}\right)^6$$

$$Y_{1A} = A_{0A} + A_{1A} \left(\frac{a}{t}\right)^2 + A_{2A} \left(\frac{a}{t}\right)^4 + A_{3A} \left(\frac{a}{t}\right)^6$$

$$B_{0A} = 1,0929 + 0,2581 \left(\frac{a}{c}\right) - 0,7703 \left(\frac{a}{c}\right)^2 + 0,4394 \left(\frac{a}{c}\right)^3$$

$$B_{1A} = 0,456 - 3,045 \left(\frac{a}{c}\right) + 2,007 \left(\frac{a}{c}\right)^2 + \frac{1}{0,147 + \left(\frac{a}{c}\right)^{0,688}}$$

$$B_{2A} = 0,995 - \frac{1}{0,027 + \left(\frac{a}{c}\right)} + 22 \left[1 - \left(\frac{a}{c}\right)\right]^{9,953}$$

$$B_{3A} = -1,459 + \frac{1}{0,014 + \left(\frac{a}{c}\right)} - 24,211 \left[1 - \left(\frac{a}{c}\right)\right]^{8,071}$$

$$A_{0A} = 0,4537 + 0,1231 \left(\frac{a}{c}\right) - 0,7412 \left(\frac{a}{c}\right)^2 + 0,46 \left(\frac{a}{c}\right)^3$$

$$A_{1A} = -1,652 + 1,655 \left(\frac{a}{c}\right) - 0,534 \left(\frac{a}{c}\right)^2 + \frac{1}{0,198 + \left(\frac{a}{c}\right)^{0,846}}$$

$$A_{2A} = 3,418 - 3,126 \left(\frac{a}{c}\right) - \frac{1}{0,041 + \left(\frac{a}{c}\right)} + 17,259 \left[1 - \left(\frac{a}{c}\right)\right]^{9,286}$$

$$A_{3A} = -4,227 + 3,643 \left(\frac{a}{c}\right) + \frac{1}{0,02 + \left(\frac{a}{c}\right)} - 21,924 \left[1 - \left(\frac{a}{c}\right)\right]^{9,203}$$

$$Q = 1 + 1,464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}$$

Für den Punkt an der Oberfläche „C“ aus Gleichung (36):

$$M_{1C} = \frac{\pi}{\sqrt{4Q}} (30 F_{1C} - 18 F_{0C}) - 8$$

$$M_{2C} = \frac{\pi}{\sqrt{4Q}} (60 F_{0C} - 90) + 15$$

$$M_{3C} = -(1 + M_{1C} + M_{2C})$$

Mit den Parametern:

$$F_{0C} = \left[ C_{0C} + C_{1C} \left(\frac{a}{t}\right)^2 + C_{2C} \left(\frac{a}{t}\right)^4 \right] \sqrt{\frac{a}{c}}$$

$$F_{1C} = \left[ D_{0C} + D_{1C} \left(\frac{a}{t}\right)^2 + D_{2C} \left(\frac{a}{t}\right)^4 \right] \sqrt{\frac{a}{c}}$$

$$C_{0C} = 1,2972 - 0,1548 \left(\frac{a}{c}\right) - 0,0185 \left(\frac{a}{c}\right)^2$$

$$C_{1C} = 1,5083 - 1,3219 \left(\frac{a}{c}\right) + 0,5128 \left(\frac{a}{c}\right)^2$$

$$C_{2C} = -1,101 + \frac{0,879}{0,157 + \left(\frac{a}{c}\right)}$$

$$D_{0C} = 1,2687 - 1,0642 \left(\frac{a}{c}\right) + 1,4646 \left(\frac{a}{c}\right)^2 - 0,725 \left(\frac{a}{c}\right)^3$$

$$D_{1C} = 1,1207 - 1,2289 \left(\frac{a}{c}\right) + 0,5876 \left(\frac{a}{c}\right)^2$$

$$D_{2C} = 0,19 - 0,608 \left(\frac{a}{c}\right) + \frac{0,199}{0,035 + \left(\frac{a}{c}\right)}$$

$$Q = 1 + 1,464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}$$

**Anhang B**

„Weight function“ für viertel-elliptische Risse nach Varfolomeev (2000):

Das Spannungsfeld in der Rissebene wird als 2D angenommen mit den entsprechenden Koordination  $x$  und  $y$ . Die Funktion  $f_{mn}$  wurde dabei numerisch abgeleitet ausgehend von mehrgliedriger Last:

$$\sigma_{mn} = \left(\frac{x}{a}\right)^m \left|\frac{y}{c}\right|^n$$

unter der Annahme einer breiten Platte mit:

$$2W = \max(12t; 12c)$$

Der zyklische Risszähigkeitswert für einen beliebigen Punkt an der Oberfläche wird folgendermaßen berechnet:

$$K\left(\frac{a}{c}, \frac{a}{t}, \frac{c}{W}, \phi\right) = \left[ \sum_{m=0}^4 \sum_{n=0}^4 D_{mn} f_{mn}\left(\frac{a}{c}, \frac{a}{t}, \phi\right) \left(\frac{a}{t}\right)^{m+n} \left(\frac{a}{c}\right)^{-n} \right] \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} f_w\left(\frac{c}{W}, \frac{a}{t}\right)$$

Mit

$$Q = 1 + 1,464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}, \frac{a}{c} \leq 1$$

$$Q = 1 + 1,464 \left(\frac{c}{a}\right)^{1,65}, \frac{a}{c} > 1$$

Und mit der Korrektur der endlichen Dicke nach Newman und Raju (1983)\*:

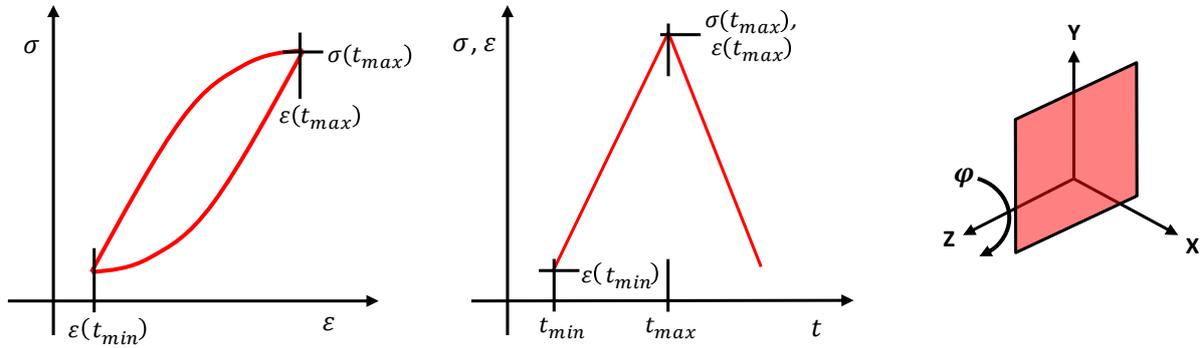
$$f_w = \left[ \sec\left(\frac{\pi c}{2W} \sqrt{\frac{a}{t}}\right) \right]^{\frac{1}{2}}$$

**Anhang C**

Berechnung der maximalen Last (engl. Limit load) nach Sattari-Far und Dillström, (2004):	
$L_r = \frac{(1 - \xi)^{1,58} \frac{\sigma_{bL}}{3} + \sqrt{(1 - \xi)^{3,16} + \frac{\sigma_{bL}^2}{9} + (1 - \xi)^{3,14} \sigma_{mL}^2}}{(1 - \xi)^2 R_e}$ $\xi = \frac{ac}{t(c + t)}, \text{ für } W \geq c + t$ $\xi = \frac{ac}{tW}, \text{ für } W < c + t$ <p>Dabei ist <math>L_r</math> für der Parameter für die Maximallast (engl. limit load parameter) mit</p> $L_r = \sigma_{ref}/R_e$ <p>mit der Referenzspannung <math>\sigma_{ref}</math> und der Streckgrenze <math>R_e</math>. Des Weiteren ist <math>\sigma_{bL}</math> die Biegespannung und <math>\sigma_{mL}</math> die Membranspannung bei der Risstiefe <math>\xi</math>.</p>	

## Anhang D

## Auswertung der Spannung und Dehnung an der kritischen Ebene



Die Auswertung erfolgt am Gaußintegrationspunkt des FE-Elements für den ebenen Spannungszustand (Y/Z-Ebene,  $\sigma_{zz} = \tau_{xz} = \tau_{zx} = \tau_{yz} = \tau_{zy} = 0$ ) mit den Spannungstensor  $\sigma$  und dem Dehnungstensor  $\varepsilon$  mit:

$$\sigma(t_{max}) = \begin{bmatrix} \sigma_{xx}(t_{max}) & \sigma_{xy}(t_{max}) & 0 \\ \sigma_{yx}(t_{max}) & \sigma_{yy}(t_{max}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

$$\varepsilon(t_{max}) = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}(t_{max}) & \gamma_{xy}(t_{max}) & 0 \\ \gamma_{yx}(t_{max}) & \varepsilon_{yy}(t_{max}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, \quad \varepsilon(t_{min}) = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}(t_{min}) & \gamma_{xy}(t_{min}) & 0 \\ \gamma_{yx}(t_{min}) & \varepsilon_{yy}(t_{min}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

bei der Simulation eines halben Lastspiels zum Zeitpunkt  $t_{max}$  bzw.  $t_{min}$ . Die Drehung wurde über den orthogonalen Transformationstensor  $\mathbf{R}$  für die Drehung um die Z-Achse durchgeführt,

$$\mathbf{R} = \begin{bmatrix} \cos(\varphi) & -\sin(\varphi) & 0 \\ \sin(\varphi) & \cos(\varphi) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$$

mit

$$\sigma(\varphi, t_{max}) = \mathbf{R}^T(\varphi) \sigma(t_{max}) \mathbf{R}(\varphi)$$

$$\varepsilon(\varphi, t_{max}) = \mathbf{R}^T(\varphi) \varepsilon(t_{max}) \mathbf{R}(\varphi)$$

$$\varepsilon(\varphi, t_{min}) = \mathbf{R}^T(\varphi) \varepsilon(t_{min}) \mathbf{R}(\varphi)$$

Daraus ergibt sich für  $\Delta\varepsilon$ ,  $\sigma_{n,max}$  und  $\Delta\gamma$  den  $P_{SWT}$  bzw. den  $P_{FS}$  - Parameter nach Gleichung (19) bzw. Gleichung (30):

$$\sigma_{n,max} = \sigma_{xx}(\varphi, t_{max})$$

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{xx}(\varphi, t_{max}) - \varepsilon_{yy}(\varphi, t_{min})$$

$$\Delta\gamma = \left( \frac{1}{2} \varepsilon_{xx}(\varphi, t_{max}) - \gamma_{xy}(\varphi, t_{max}) + \frac{1}{2} \varepsilon_{yy}(\varphi, t_{max}) \right) - \left( \frac{1}{2} \varepsilon_{xx}(\varphi, t_{min}) - \gamma_{xy}(\varphi, t_{min}) + \frac{1}{2} \varepsilon_{yy}(\varphi, t_{min}) \right)$$

mit  $\gamma_{xy} = \gamma_{yx}$