

Schlussbericht

zu IGF-Vorhaben Nr. 19.227 N

Thema

Rechnergestütztes Bewertungstool zum Nachweis der Lebensdauererlängerung von mit dem Hochfrequenz-Hämmerverfahren (HFMI) behandelten Schweißverbindungen aus hochfesten Stählen

Berichtszeitraum

1.1.2017 - 31.12.2019

Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e. V. des DVS

Forschungseinrichtung(en)

Nr.1 Fraunhofer Gesellschaft e.V. - Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik

Nr.2 Karlsruher Institut für Technologie - Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine

Freiburg, 22.05.2020

Dr.-Ing. Majid Farajian

Karlsruhe, 22.05.2020

Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer

Ort, Datum

Name und Unterschrift aller Projektleiterinnen und Projektleiter der
Forschungseinrichtung(en)

Gefördert durch:

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“

Abschlussbericht

20.05.2020



Fraunhofer-Institut für
Werkstoffmechanik IWM
Wöhlerstraße 11
D-79108 Freiburg



KIT Stahl- und Leichtbau
Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine
Otto-Ammann-Platz 1
D-76131 Karlsruhe



Autoren

Dr.-Ing. Michael Luke

Univ. Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer

Dr.-Ing. Majid Farajan

Prof. Dr.-Ing. Peter Knödel

M. Sc. Jan Schubnell

Dipl.-Ing. Stefanos Gkatzogiannis

Förderhinweis

Das IGF-Vorhaben „Rechnergestütztes Bewertungskonzept zum Nachweis der Lebensdauererlängerung von mit dem Hochfrequenz-Hämmerverfahren (HFH) behandelten Schweißverbindungen aus hochfesten Stählen“ IGF-Projekt Nr. 19.227 N, der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren des DVS, Aachener Straße 172, 40223 Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten

Zur Bearbeitung des Projektes wurden bei den Forschungseinrichtungen die nachfolgend zusammengestellten Monate wissenschaftlich-technisches Personals (A1) eingesetzt:

Forschungseinrichtung 1: Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik IWM

28,32 Monate

Forschungseinrichtung 2: Karlsruher Institut für Technologie

29,98 Monate

Die Arbeiten wurden gemäß dem Forschungsantrag durchgeführt. Die für das Forschungsprojekt geleisteten Arbeiten waren angemessen und zur Erreichung des Forschungszieles notwendig. Es wurden keine Geräte beschafft. Es wurden keine Leistungen Dritter herangezogen.

Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen

Forschungsstelle 1 (Fraunhofer IWM): Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Das Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik ist die federführende Forschungsstelle für das durchgeführte Forschungsprojekt. Um die durchgängige Koordination und die aufeinander abgestimmte Bearbeitung aller Arbeitspakete zu garantieren, wurde ein wissenschaftlicher Mitarbeiter für die gesamte Laufzeit benötigt. Des Weiteren ist die volle Stelle durch den großen planerischen Aufwand bei der Werkstoffcharakterisierung und Eigenspannungsmessung, der Koordination der zwischen den Forschungsstellen, der Versuchsvorbereitung und – durchführung sowie den Auswertungen der experimentell gewonnenen Daten. Neben der Begleitung aller Schweiß- und Nachbehandlungsprozesses wurden ebenfalls Thermoelementmessungen zur Bestimmung des Temperaturfeldes durchgeführt. Hauptaufgaben war ebenfalls die Modellierung und Simulation der entsprechenden Schweiß-, sowie Schweißnahtnachbehandlungsprozesse mit der Finiten-Elemente Methode. Dabei mussten komplexe Verfestigungsmodelle kalibriert und eine entsprechenden Nahtübergangsgeometrie modelliert werden. Die Erstellung, Aufbereitung und Publikation der Projektergebnisse erfolgten durch den wissenschaftlichen Mitarbeiter. Die Beschäftigung eines wissenschaftlichen Mitarbeiters mit einem Abschluss in einem ingenieurwissenschaftlichen oder vergleichbaren technischen Studiengang (HPA-A) war daher während der gesamten Projektlaufzeit im Rahmen von 30 Personenmonaten erforderlich.

Forschungsstelle 2 (Karlsruher Institut für Technologie KIT): Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Das Karlsruher Institut für Technologie war beteiligte Forschungsstelle im durchgeführten Forschungsvorhaben und für die Durchführung vieler Arbeitspakete verantwortlich. Die Koordination, die aufeinander abgestimmte Bearbeitung aller Arbeitspakete und die umfangreichen Untersuchungen zu den Einflüssen, die das hochfrequente Hämmern auf den Eigenspannungszustand in der Schweißnaht hat, rechtfertigt den Einsatz eines wissenschaftlichen Mitarbeiters (Ang. m. abg. wiss. Ausbildung Dr., Dipl.-Ing. Uni, Master o. vglb, Entgeltgruppe E13 nach TVöD) für insgesamt 29,98 Personenmonaten. Hierin waren neben der Herstellung der Probekörper, die Versuchsaufbauten und die Durchführung der Ermüdungsversuche an Kleinproben und Großbauteilen zu planen und kontinuierlich zu betreuen. Parallel zu diesen Aufgaben waren die verschiedenen Einflüsse auf den Eigenspannungszustand numerisch zu untersuchen und praxisgerecht aufzubereiten.

Projektverlauf

Das Forschungsvorhaben „Rechnergestütztes Bewertungskonzept zum Nachweis der Lebensdauererweiterung von mit dem Hochfrequenz-Hämmervorgang (HFH) behandelten Schweißverbindungen aus hochfesten Stählen“ wurde für den ursprünglichen Zeitraum vom 1.1.2017 bis 30.6.2019 genehmigt und um insgesamt ein halbes Jahr bis zum 31.12.2019 kostenneutral verlängert.

Die Kick-Off-Sitzung des projektbegleitenden Ausschusses (PbA) fand am 24.10.2017 am KIT Karlsruhe statt. Zuvor wurde bereits am 12.04.2017 in einer internen Kick-Off-Sitzung die Projektplanung für die ersten 3 Quartale besprochen. Dabei wurde festgelegt, dass die Fertigung der Kleinprüfkörper aus S355J2+N nach Möglichkeit bei den Liebherr-Werken Biberach erfolgen sollte, um die Synergie mit dem parallel laufenden IGF-Vorhaben 19.898 N zu nutzen. Die entsprechenden Schweißparameter und Schweißanweisungen wurden ebenfalls von diesem Forschungsvorhaben übernommen. Die Fertigung der Kleinprüfkörper bei den Liebherr Werken Biberach konnte dann am 23.5.2017 entsprechend realisiert werden. Die Fertigung der Klein- und Großprüfkörper aus den Werkstoffen S690QL und S960QL erfolgte dann anschließend bei Stahlbau Wegscheid zwischen dem 4.9.2017 und dem 8.9.2017. An zwei Terminen war jeweils ein Projektbearbeiter zur Durchführung der Temperaturfeldmessung anwesend. Der PbA signalisierte im Nachhinein seine Zustimmung zu diesem Vorgehen. Auf der PbA-Sitzung am 24.10.2017 wurde das Vorgehen zur HFH-Behandlung der Prüfkörper besprochen, die dann am 30.01.2018 durchgeführt wurde. Ebenfalls konnte in dieser Sitzung die Fa. Maurer SE aus München als Fertiger der Großprüfkörper aus S355J2+N gewonnen werden, wobei die Fertigung im Februar 2018 erfolgte. Zudem wurde in dieser Sitzung festgelegt, das Versuchsprogramm zur Charakterisierung der Grundwerkstoffe um die Charakterisierung der Wärmeeinflusszone, generiert durch Gleeble-Simulationen, zu erweitern. Zusätzlich sollten neben reinen quasi-statischen Zugversuchen auch dynamische Zugversuche zur Bestimmung der dehnratenabhängigen Streckgrenze und Zug-Druck-Versuche zur Bestimmung des kinematischen Verfestigungsanteils durchgeführt werden. Die erhebliche Erweiterung des Versuchsprogramms am Fraunhofer IWM verzögerte entsprechend den weiteren Ablauf des Vorhabens.

Zur zweiten PbA-Sitzung am 23.4.2018 in Freiburg lagen dann bereits alle Groß- und Kleinprüfkörper vor. Zu diesem Zeitpunkt war die umfassende Charakterisierung des Randschichtzustandes am Fraunhofer IWM noch nicht abgeschlossen. Ebenfalls verzögerte sich in dieser Phase des Vorhabens die Durchführung der Ermüdungsversuche an den Klein- und Großprüfkörpern aufgrund eines Engpasses bei der Maschinenbelegung an der Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine des KIT. Im Rahmen dieser Sitzung wurden zudem beschlossen, die Untersuchungen des Eigenspannungsabbaus auf quasi-statische, einzelne Lasten zu begrenzen. Während der nächsten PbA-

Sitzung am 8.11.2018 wurde ein Großteil der experimentellen Arbeiten zur Werkstoff- und Randschichtcharakterisierung des Fraunhofer IWM vorgestellt. Ebenfalls wurde das Konzept zur Bestimmung der Anrisslebensdauer den Mitgliedern des PbA vorgestellt. Aufgrund der verbliebenen Projektlaufzeit wurde festgelegt, dass die FE-Simulation der HFH-Nachbehandlung sowie die Untersuchung zur Eigenspannungsstabilität vorzugsweise an den Werkstoffen S355J2+N und S960QL durchgeführt werden sollten und nur wenn es die Restlaufzeit zulässt, auch für den Werkstoff S690QL.

In der folgenden Phase des Vorhabens erfolgte zum einen die Modellierung der Schweiß- und Nachbehandlungsprozesses am Fraunhofer IWM und am KIT und zum anderen konnte ein Großteil der Kleinprüfkörper am KIT geprüft werden. Auf dieser Basis konnten in der nächsten PbA-Sitzung am 9.4.2019 dann ein Großteil der Ergebnisse der FE-Simulation sowie die entsprechend ermittelten Schwingfestigkeitsklassen vorgestellt werden. Da zu diesem Zeitpunkt die Ermüdungsversuche an den Großprüfkörpern noch nicht vollständig abgeschlossen waren und zudem die Neutronenbeugungsmessungen zum Abgleich der Eigenspannungstiefenprofile mit der FE-Simulation erst für Mai genehmigt wurden, stimmte der PbA einem entsprechenden Antrag zur kostenneutralen Laufzeitverlängerung zu. Dieser wurde in den folgenden Wochen eingereicht und kurz vor dem regulären Projektende bewilligt. Auf dieser Sitzung erklärte sich die Fa. VOLVO CE bereit, entsprechende Daten zur Berechnung einer HFH-behandelten Schweißverbindung an einem Baggerarm unter Betriebsbelastung zur Verfügung zu stellen.

Bis zum August 2019 konnten unter Nutzung der Verlängerung die numerischen und experimentellen Untersuchungen zur Eigenspannungsstabilität abgeschlossen werden. Ebenfalls konnte in der letzten Projektphase die Erprobung des Konzepts zur Anrisslebensdauerabschätzung HFH-behandelter Schweißverbindungen bis zum Oktober 2019 abgeschlossen werden. Da der Projektbearbeiter des Fraunhofer Instituts aufgrund eines Betriebsunfalls für den Zeitraum November und Dezember 2019 ausfiel, musste die Abschlusssitzung des PbA auf den 5.3.2020 verschoben. Ein entsprechender Laufzeitverlängerungsantrag um drei Monate wurde im Dezember 2019 eingereicht, jedoch im Februar 2020 abgelehnt, sodass die letzte PbA Sitzung außerhalb der Projektlaufzeit durchgeführt werden musste. Ebenfalls wurde die Validierung des Berechnungskonzeptes an den Klein- und Großbauteilen außerhalb der regulären Projektlaufzeit im Januar und Februar 2020 durchgeführt.

Inhaltsverzeichnis

Förderhinweis.....	iii
Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten	iv
Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen	v
Projektverlauf	vi
Inhaltsverzeichnis.....	viii
Abbildungsverzeichnis.....	xi
Tabellenverzeichnis	xvi
Abkürzungen	xvii
Nomenklatur.....	xviii
1 Einleitung.....	1
1.1 Stand der Technik.....	1
1.1.1 Experimentelle Untersuchungen und Bemessungsrichtlinie	1
1.1.2 Numerische Untersuchungen von HFH	3
1.2 Ziel und Vorgehensweise des aktuellen Forschungsprojektes	4
2 Charakterisierung der Grundwerkstoffe.....	6
2.1 Thermophysikalische Simulation des WEZ-Gefüges.....	6
2.2 Zugversuche (statisch, dynamisch).....	8
2.3 Zyklische Versuche.....	11
2.4 Thermophysikalische Daten.....	14
3 Herstellung und Nachbehandlung der Schweißproben	16
3.1 Fertigung Klein- und Großprüfkörper	16
3.2 Nachbehandlung der Probekörper.....	17
4 Berechnung der Schweißeigenspannungen mit FE-Simulationen	19
4.1 Schweißsimulation mit ANSYS.....	19
4.1.1 Simulierte Komponente.....	19
4.1.2 Berücksichtigte Effekte.....	19
4.1.3 Thermische Simulation	20
4.2 Schweißsimulation mit SYSWELD.....	25
Modellierung der Phasenumwandlungen	27

4.3	Ergebnisse der Schweißsimulation (SYSWELD, ANSYS).....	28
4.3.1	Ergebnisse der thermischen Simulation	28
4.3.2	Simulierte Eigenspannungsprofile	30
5	FE-Simulation der HFH-Nachbehandlung	36
5.1	FE-Modelle.....	36
5.2	Prozesskinematik.....	43
5.3	Materialmodellierung	45
5.4	Numerische Eigenspannungsanalyse (ABAQUS, LS-DYNA).....	51
6	Charakterisierung des Randschichtzustandes.....	56
6.1	Verfestigung und Gefüge.....	56
6.2	Oberflächentopografie.....	59
6.3	Eigenspannungsanalyse	60
7	Ermüdungsversuche	64
7.1	Untersuchte Kerbfallklasse	64
7.2	Versuchsplanung und Durchführung	64
7.2.1	Kleinproben	64
7.2.2	Großbauteile.....	65
7.3	Ergebnisse und Auswertung	68
7.3.1	Anrisse.....	68
7.3.2	Auswertung.....	68
7.3.3	Versuchsserien AW_S355 und HFMI_S355	69
7.3.4	Versuchsserien AW_S690 und HFMI_S690	70
7.3.5	Versuchsserien AW_S960 und HFMI_S960	71
7.4	Untersuchungen des Risswachstumsverhaltens mithilfe des Rastlinienverfahrens	72
8	Entwicklung eines werkstoffmechanisch fundierten Berechnungskonzeptes	75
8.1	Schädigungsmodell	75
8.2	Bestimmung der Materialparameter	77
8.3	Lebensdauervorhersage (Kleinprüfkörper)	82
9	Untersuchung der Eigenspannungsstabilität unter quasi-statischer Beanspruchung	85
9.1	Experimentelle Eigenspannungsanalyse.....	86
9.2	Numerische Eigenspannungsanalyse.....	88
9.3	Zusammenfassung	90

10	Validierung des Berechnungskonzeptes an den Großprüfkörpern.....	94
11	Validierung des Berechnungskonzeptes an einem realen Bauteil	97
11.1	Berechnung VOLVO Baggerarm (IWM).....	97
12	Integration in die Regelwerke.....	103
13	Zusammenfassung und Ausblick	106
14	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Ergebnisse für KMU	110
14.1	Wissenschaftlich-technischer Nutzen.....	110
14.2	Wirtschaftlicher Nutzen.....	110
14.3	Innovativer Beitrag	110
14.4	Industrielle Anwendungsmöglichkeiten.....	110
15	Ergebnistransfer in die Wirtschaft.....	112
15.1	Maßnahmen während der Projektlaufzeit.....	112
15.2	Maßnahmen nach Projektende	113
15.3	Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts.....	113
16	Gegenüberstellung der durchgeführten Arbeiten und des Ergebnisses mit den Zielen des Projektes	114
17	Literaturverzeichnis.....	117
	ANHANG A - Werkstoffzeugnisse	129
	ANHANG B - WPS.....	135
	ANHANG C - Ergebnisse der Ermüdungsversuche	138
	ANHANG D - Auswertung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit	153

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: HFH Geräte (a) HiFIT (b) PITEC.....	2
Abbildung 2: Empfehlungen der Gerätehersteller für die HFH-Nachbehandlungsparameter [2] (a) UIT (b) HiFIT.....	2
Abbildung 3: Mit dem Nennspannungskonzept [3] betrachtete Wöhlerlinien für HFH- nachbehandelte geschweißte Verbindungen aus niedrigfestem Stahl ($\sigma_y <$ 355 MPa). Die Werte in Klammern beziehen sich auf die FAT-Klasse der geschweißten Verbindung im wie-geschweißten Zustand [23]	4
Abbildung 4: Temperaturprofile aus der Temperaturmessung im Vergleich mit der Gleeble-Sim. [42]	7
Abbildung 5: Gefüge der jeweiligen Grundwerkstoffe (GW) und Wärmeeinflusszonen (WEZ), sowie Vergleich der Härte HV1 von Gleeble-simulierter WEZ und realer WEZ [42]	7
Abbildung 6: Probengeometrie für isotherme Zugversuche.....	8
Abbildung 7: Statische Spannungs-Dehnungs-Kennlinien der untersuchten Werkstoffe bei verschiedenen Temperaturen [43]	9
Abbildung 8: Temperaturabhängige mechanische Eigenschaften der Grundwerkstoffe [43]	9
Abbildung 9: Probengeometrie für dynamische Zugversuche.....	10
Abbildung 10: Links: Statische Spannungs-Dehnungskurven für Grundwerkstoffe (GW) und Wärmeeinflusszonen (WEZ), Rechts: Streckgrenze der Werkstoffe in Abhängigkeit der Nenndehnrate	10
Abbildung 11: Ermittelte Spannungs-Dehnungshysteresen der Grundwerkstoffe (links) und Wärmeeinflusszonen (rechts).....	12
Abbildung 12: Probengeometrie für die zyklischen Versuche.....	12
Abbildung 13: Ermittelte Dehnungs-Lebensdauer-Korrelation sowie zyklische Spannungs- Dehnungs - Korrelation für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone	13
Abbildung 14: Temperaturabhängige thermophysikalische Eigenschaften der Grundwerkstoffe.....	14
Abbildung 15: Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU) der Grundwerkstoffe.....	15
Abbildung 16: Geometrie des Mutterkreuzstoßes (a) und der gefertigten Proben (b)	17
Abbildung 17: Geometrie der HEA 260, die Lasteinleitung (grüne Pfeile) und Auflager (schwarze Pfeile).....	17
Abbildung 18: HFH-Nachbehandlung eines Mutterkreuzstoßes (a) und eines HEA260 Trägers (b) mit PITEC bzw. HiFIT.....	18
Abbildung 19: (a) HFH-Nachbehandlung der Schnittkanten – (b) Spezieller HFH-Pin für die Nachbehandlung von Kanten [52]	18

Abbildung 20: Geometrie der simulierten Mutterkreuzstöße – Abmessungen in mm	19
Abbildung 21: Maßgebende physikalische Effekte für die Simulation der Eigenspannungen [53] – die durchgezogenen Pfeile zeigen die betrachteten Einwirkungen, die gestrichelten Pfeile zeigen die wahren Wechselwirkungen zwischen den Bereichen	20
Abbildung 22: (a) Vernetzung der Mutterkreuzstöße (oben: Draufsicht, unten: isometrische Ansicht) (b) Die Goldak-Wärmequelleaus [56] (Textangaben aus dem Englischen übersetzt)	21
Abbildung 23: Vergleich der realen und der simulierten Schmelzbäder und WEZ und qualitative Temperaturkonturen der Schweißsimulation der Mutterkreuzstöße aus S355J2+N	22
Abbildung 24: 3D-FE Modell mit den entsprechenden Randbedingungen (BC) und Schweißabfolge zur Simulation des Schweißprozesses der Mutterkreuzstöße aus S355J2+N, S690QL und S960QL	26
Abbildung 25: Vergleich der gemessenen und der simulierten Temperaturverläufe für den Werkstoff S355J2+N.....	29
Abbildung 26: Vergleich der gemessenen und der simulierten Temperaturverläufe für die Werkstoffe S690QL und S960QL	29
Abbildung 27: Vergleich der gemessenen und der simulierten Temperaturprofile für die Werkstoffe S355J2+N, S690QL/S960QL	30
Abbildung 28: Längseigenspannungen – S355J2+N	32
Abbildung 29: Quereigenspannungen – S355J2+N	32
Abbildung 30: Längseigenspannungen – S690QL.....	33
Abbildung 31: Quereigenspannungen – S690QL.....	33
Abbildung 32: Längseigenspannungen – S960QL.....	34
Abbildung 33: Quereigenspannungen – S960QL.....	34
Abbildung 34: Quereigenspannungen der gefertigten Probe aus S355J2+N in [MPa] – in grau der Bereich der deaktivierten Elemente	35
Abbildung 35: Modellierte Geometrie und Vernetzung für die Simulation von HFH	36
Abbildung 36: Vorgehen bei der Erstellung des FE-Netzes des Schweißnahtübergangs	39
Abbildung 37: 3D-FE Modell der HFH-Simulation der Kleinprüfkörper	41
Abbildung 38: Übertragung des Eigenspannungszustandes von SYSWELD zu ABAQUS.....	43
Abbildung 39: Messung der Kontaktkraft der HFH-Werkeuge.....	44
Abbildung 40: Aufschlagkraft bzw. Schlagfrequenz der verwendeten HFH-Werkzeuge.....	45

Abbildung 41: Anpassung der Materialparameter des elasto-viskoplastischen Verfestigungsmodells an die jeweiligen Versuchsdaten der Grundwerkstoffe.....	49
Abbildung 42: Anpassung der Materialparameter des elasto-viskoplastischen Verfestigungsmodells an die jeweiligen Versuchsdaten der Wärmeeinflusszonen	50
Abbildung 43: Eigenspannungskonturen am Querschnitt in der Mitte der simulierten PITEC-nachbehandelten Probe aus S355 (in MPa) (a) Quereigenspannungen (b) Längseigenspannungen	52
Abbildung 44: Eigenspannungskonturen am Querschnitt in der Mitte der simulierten HiFIT-nachbehandelten Probe aus 960 (in MPa) (a) Quereigenspannungen (b) Längseigenspannungen	53
Abbildung 45: Berechnungsschritte der FE-Simulation der HFH-Behandlung (ABAQUS).....	54
Abbildung 46: Vergleich zwischen den Eigenspannungen der FE-Simulation (Sim.) und den experimentell ermittelten Eigenspannungen (Exp.) für die Kleinprüfkörper aus S355J2+N	55
Abbildung 47: Vergleich zwischen den Eigenspannungen der FE-Simulation (Sim.) und den experimentell ermittelten Eigenspannungen (Exp.) für die Kleinprüfkörper aus S960QL	55
Abbildung 48: Querschliffe und Härteverteilungen der untersuchten Kleinprüfkörper	57
Abbildung 49: Querschliffe der HFH-behandelten Randschicht	58
Abbildung 50: Härteverteilungen am HFH-behandelten Nahtübergang	58
Abbildung 51: Rauheitsmessung an den Kleinprüfkörpern	59
Abbildung 52: Geometrische Parameter am HFH-behandelten Nahtübergang nach der Pitec- bzw. HiFIT-Behandlung sowie im Grundzustand (GZ)	60
Abbildung 53: Eigenspannungen der Kleinprüfkörper im Grundzustand	61
Abbildung 54: (a) d0-Referenzproben, (b) Messaufbau der Kleinprüfkörper für die Eigenspannungsmessung in Normal- und Längsrichtung (c) Messaufbau für die Messung in Querrichtung.....	62
Abbildung 55: Ergebnis der Eigenspannungsanalysen an HFH-behandelten Kleinprüfkörpern	63
Abbildung 56: Ermüdungsversuch einer Kleinprobe mit der Zwick 400 HFP 5100.....	65
Abbildung 57: Ermüdungsversuch eines HEA 260 Trägers unter 4-Punkt Biegung mit der Schenck 6300 – Die Pfeile markieren die Lasteinleitungspunkte und die Auflagerpositionen	65

Abbildung 58: (a) FE Simulation des Ermüdungsversuchs an einem HEA 260 Träger (exemplarische Abbildung – Normalspannungen in y-Richtung) – (b) DMS Messung an der oberen Seite des unteren Flansches des HEA 260 Trägers.....	67
Abbildung 59: (a) Rissdrähte - (b) Farbeindringprüfung.....	67
Abbildung 60: Rissausgangsorte der 79 Kleinproben.....	69
Abbildung 61: Rissausgangsorte an den Großbauteilen	69
Abbildung 62: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus S355J2+N.....	70
Abbildung 63: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus S690QL	71
Abbildung 64: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus S960QL	72
Abbildung 65: Lastfolge für die Untersuchung der Rissfortschritts­geschwindigkeit	73
Abbildung 66: Rissfortschritt der untersuchten Proben und Referenzkurve für normalen Baustahl [122] und den Stahl S960QL [123] im wie-geschweißten Zustand und für UIT-nachbehandelte Proben [87]	73
Abbildung 67: 3D-Nahtgeometrie [124] zur Bestimmung von $A\sigma$ nach Müller u.a. [146] und 2D-Nahtgeometrie [108] zur Bestimmung von G [43] für die Schweißproben im Grundzustand.	79
Abbildung 68: 2D-FE Modell zur Bestimmung der höchstbelasteten Oberfläche $A\sigma$ nach Müller u.a. [146], dem Spannungsgradienten G und der plastischen Traglastformzahl K_p [127] bzw. der elastischen Kerbformzahl K_t für die Schweißproben im HFH-behandelten Zustand.....	80
Abbildung 69: Ermittelte Anrisswöhlerlinie für HFH-behandelte Quersteifen unter Berücksichtigung verschiedener Eigenspannungszustände (RES) und Kerbformzahlen (K_t).....	83
Abbildung 70: Ermittelte Anrisswöhlerlinien für HFH-behandelte Quersteifen aus S355J2+N, S690QL und S960QL	84
Abbildung 71: Eigenspannungen vor und nach der Belastung der PITEC-behandelten Kleinprüfkörper	87
Abbildung 72: Eigenspannungen vor und nach der Belastung der HiFIT-behandelten Kleinprüfkörper	87
Abbildung 73: Simulation der Eigenspannungsumlagerung unter Belastung	88
Abbildung 74: Eigenspannungstiefenprofile PITEC-behandelter Quersteifen aus S355J2+N unter Belastung.....	89
Abbildung 75: Eigenspannungstiefenprofile PITEC-behandelter Quersteifen aus S355J2+N unter Belastung	90
Abbildung 76: Vergleich der Oberflächeneigenspannung in Querrichtung vor- $\sigma_{ESN} = 0$ und nach der Belastung $\sigma_{ESN} = 1$	92

Abbildung 77: FE-Modell zur Berechnung der Nennspannung an den Prüfsteifen der Großprüfkörper.....	94
Abbildung 78: FE-Modell zur Berechnung der Nennspannung an den Prüfsteifen der Großprüfkörper.....	96
Abbildung 79: Ermüdungsversuche [166] und FE-Berechnung [35] des VOLVO E180B Baggerarms	98
Abbildung 80: Links: FE-Simulation zur Kerbspannungsanalyse, Rechts: FE-Simulation der HFH-Behandlung	99
Abbildung 81: Errechnete Anrisswöhlerlinien unter Belastung mit konstanter Amplitude nach dem örtlichen Konzept der kritischen Schweißnaht des Baggerarms des Radbaggers EW180 B.....	101
Abbildung 82: Links: Ermitteltes Lastspektrum für die untersuchte Schweißnaht, Rechts: Ermittelte Anzahl der Durchläufe des Lastspektrums n	102
Abbildung 83: Vorgeschlagene FAT-Klassen und Ergebnisse der Ermüdungsversuche je Werkstoff.....	104

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe.....	6
Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften der untersuchten Werkstoffzustände	11
Tabelle 3: Schweißparameter	17
Tabelle 4: Abmessungen der Goldak - Wärmequelle	22
Tabelle 5: Thermische Eigenschaften von S355 [54]	23
Tabelle 6: Thermische Eigenschaften von S690 [58]	24
Tabelle 7: Bilineares Modell von S355J2+N.....	25
Tabelle 8: Abmessungen der Goldak- Wärmequelle (SYSWELD).....	27
Tabelle 9: Durchgeführte Simulationen von HFH (KIT).....	38
Tabelle 10: Werkstoffmodellierung für die HFH-Simulation.....	47
Tabelle 11: Ermittelte Materialparameter für die Grundwerkstoffe.....	50
Tabelle 12: Ermittelte Materialparameter für die Wärmeinflusszone	50
Tabelle 13: Rauheit der Kleinprüfkörper	59
Tabelle 14: Flanken und Verzugswinkel der Kleinprüfkörper	60
Tabelle 15: Zugeordnete Kerbfallklasse für angeschweißte Quersteifen.....	64
Tabelle 16: Versuchsmatrix	65
Tabelle 17: Versuchsmatrix – Großbauteile	66
Tabelle 18: Zyklische Materialparameter für die Wärmeinflusszone (WEZ) und die HFH- behandelte Wärmeinflusszone (WEZ+HFH) Kleinprüfkörpern.....	78
Tabelle 19: Elastische Kerbformzahl K_t bzw. Traglastformzahl K_p sowie Eindringtiefe t_p für HFH-behandelte Quersteifen.....	80
Tabelle 20: Parameter für das örtliche Konzept.....	81
Tabelle 21: Geometrische Parameter der Kehlnähte der Kleinprüfkörper [150] (Mittelwert μ , Standardabweichung (Gauß) s)	81
Tabelle 22: Parameter zur Berechnung des Eigenspannungsabbaus	93
Tabelle 23: Parameter für die Ermittlung der Anrisslastspielzahl des Baggerarm EW 180B nach dem örtlichen Konzept.....	100
Tabelle 24: Materialparameter des Baustahls S700MC [167]	100
Tabelle 25: Vorgeschlagene FAT-Klassen für HFH-nachbehandelten Proben, $R = 0,1$	104

Abkürzungen

AP	Arbeitspaket
AW	As-Welded (wie geschweißt)
DAST	Deutscher Ausschuss für Stahlbau
FE	Finite Element (Finite Elemente)
FEM	Finite Element Method (Finite Elemente Methode)
FZ	Fusion Zone (Schmelzbad)
HAZ	Heat Affected Zone (siehe WEZ)
HFH	Hochfrequentes Hämmerverfahren
HFMI	High Frequency Mechanical Impact (siehe HFH)
HiFIT	High Frequency Impact Treatment
IIW	International Institute of Welding
LW	Lastspiel
PI TEC	Pneumatic Impact Treatment ¹
PM	Parent Material (Grundwerkstoff GW)
SB	Schmelzbad
SL	Schweißlage
UIT	Ultrasonic Impact Treatment
WEZ	Wärmeinflusszone
WPS	Welding Procedure Specifications (Schweißprozessparameter)
WRS	Welding Residual Stresses (Schweißspannungen)
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild

¹ Der Gerätehersteller heißt PITEC. Dieser Begriff wird oft in der Praxis und im aktuellen Bericht anstatt des Begriffs „PIT“ verwendet.

Nomenklatur

V	m^3	Volumen
q	W/m^3	Leistungsdichte
a, b, c	m	Breite, Tiefe und Länge der Goldak-Wärmequelle
f_r	J	Wärmeanteil des hinteren Ellipsoidviertels der Goldak-Wärmequelle
f_f	J	Wärmeanteil des vorderen Ellipsoidviertels der Goldak-Wärmequelle
Q	J/s	effektiver Wärmeeintrag
C	m	charakteristischer Radius der Lichtstromverteilung
v	m/s	Schweißgeschwindigkeit
t	s	Zeit
τ_{lag}	-	Verzögerungsfaktor
V	V	elektrische Spannung
I	A	Stromstärke
η	-	thermischer Wirkungsgrad
ρ	kg/m^3	Dichte
c_{heat}	$\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$	spezifische Wärmekapazität
T	K oder $^\circ\text{C}$	Temperatur
K_{xx}, K_{yy}, K_{zz}	$\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$	Wärmeleitfähigkeit in der x-, y-, und z- Richtung
\ddot{q}	W/m^3	Wärmeerzeugungsrate pro Volumeneinheit
ΔU	J	Differential der inneren Energie
Q_E	J	Wärmemenge
W	J	Energietransport in Form von Arbeit
q	W/m^3	Wärmestromdichte
K	$\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$	Wärmeleitfähigkeit
q/A	J/s	lokale Wärmestromdichte durch eine Fläche
h_c	$\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$	konvektiver Wärmeverlustkoeffizient
T_s	K	Oberflächentemperatur
T_b	K	Umgebungstemperatur

h_T	W/(m ² · K)	Wärmeverlustkoeffizient
σ_y	MPa	Streckgrenze
E	MPa	Elastizitätsmodul
H	MPa	Tangentenmodul eines bilinearen Werkstoffgesetzes
$f_s(u)$	N	Widerstandskraft in Abhängigkeit von der Verformung bei nichtlinearen Systemen
$p(t)$	N	transiente Beanspruchung
F_f	N	Reibungskraft
μ	-	Reibungskoeffizient
F_N	N	Normalkraft
D	(N · s)/m	Dämpfung
u	m	Verschiebung
q, D	-	Parameter des Werkstoffgesetzes von Cowper-Symonds
ΔS	MPa	nominale Spannungsschwingbreite
S_{max}	MPa	nominale Oberspannung
$\Delta \sigma_{c,95\%}$	MPa	charakteristische Ermüdungsfestigkeit bei 2 Mio LW
P_s	-	Quantil
R	-	Spannungsverhältnis
R_ε	-	Dehnungsverhältnis
σ_a	MPa	Spannungsamplitude (lokal)
ε_a	MPa	Dehnungsamplitude (lokal)
σ_m	MPa	Mittelspannung (lokal)
σ_{max}	MPa	Oberspannung (lokal)
σ_{min}	MPa	Unterspannung (lokal)
ε_{max}	MPa	Maximaldehnung (lokal)
ε_{min}	MPa	Minimaldehnung (lokal)
$\Delta \varepsilon$	Strain range	Dehnungsschwingbreite (lokal)
$\dot{\varepsilon}$	-	Nenndehnrage

σ_{ES}	-	Eigenspannung
σ_{el}	-	elastische Spannung
S^*	MPa	nominelle Spannung (Kerbnäherung nach Neuber)
e^*	-	nominelle Dehnung (Kerbnäherung nach Neuber)
N	-	Lastspielzahl
σ_y	MPa	Streckgrenze
A_{ref}	mm ²	Referenzfläche (nach FKM-Richtlinie)
A_σ	mm ²	Höchstbelastete Fläche (nach FKM-Richtlinie)
K_t	-	Kerbformzahl
K_p	-	Traglastformzahl
P_{RAM}	MPa	Schädigungsparameter nach FKM-Richtlinie
P_{SWT}	MPa	Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper
σ'_f	MPa	Schwingfestigkeitskoeffizient
ϵ'_f	-	Zyklischer Duktilitätskoeffizient
b	-	Schwingfestigkeitsexponent
c	-	Zyklischer Duktilitätsexponent
K'	MPa	Koeffizient des Ramberg-Osgood Modells
n'	-	Exponent des Ramberg-Osgood Modells
k	-	Mittelspannungsparameter
M_σ	-	Mittelspannungsempfindlichkeit
n_{bm}	-	Bruchmechanische Stützzahl
n_{st}	-	Statistische Stützzahl
$K_{R,P}$	-	Oberflächenfaktor
R_z	µm	Mittelrauhwert
k_{st}	-	Weibull-Koeffizient
G	1/MPa	Spannungsgradient

1 Einleitung

1.1 Stand der Technik

1.1.1 Experimentelle Untersuchungen und Bemessungsrichtlinie

Das *High Frequency Impact Treatment (HFMI)*, auch bekannt unter dem deutschen Begriff *hochfrequente Hämmerverfahren (HFH)*, ist ein vergleichsweise neues Verfahren zur mechanischen Oberflächenbehandlung welches speziell zur Schweißnahtnachbehandlung entwickelt wurde. Die erste Anwendung dieses Hämmerverfahrens erfolgte in der ehemaligen Sowjetunion in den Siebziger- und Achtzigerjahren unter dem Namen UIT (Ultrasonic Impact Treatment) [1]. Seither wurden zahlreiche weitere Varianten des Verfahrens entwickelt. Das eigentliche Wirkprinzip blieb allerdings unverändert. Ein oder mehrere Pins aus gehärtetem Stahl schlagen auf die Oberfläche im Bereich des Schweißnahtübergangs der zu behandelten Schweißverbindung ein. Dies führt zu lokalen plastischen Deformationen und damit verbunden zur Erzeugung von Druckeigenspannungen in den oberflächennahen Randschichten. Die beträchtliche lokale Plastifizierung bewirkt zudem in der Regel eine Randschichtverfestigung. Zudem kann je nach Radius des verwendeten Pins und Behandlungsintensität die geometrische Kerbschärfe (Spannungskonzentration) verringert werden. Die Anwendung dieser Nachbehandlungsmethode ist dabei auf den Nahtübergang von Schweißverbindungen beschränkt. Im Regelfall treten dort bei nicht nachbehandelten Schweißnähten die Ermüdungsrisse auf. Dies aufgrund der lokalen Zugeigenspannungen aus dem Schweißvorgang und der hohen Spannungskonzentration [2]. Durch den HFH-Prozess werden die oberflächennahen Zugeigenspannungen abgebaut und lokale Druckeigenspannungen erzeugt. Auf dieser Weise kann die Lebensdauer bzw. Ermüdungsfestigkeit neuer oder bestehender Schweißverbindungen verlängert werden [2]. Die Wirksamkeit des Verfahrens ist dabei statistisch belegt [3] und hängt insbesondere vom Nahtdetail [4], der Lastmittelspannung [5] und dem Grundwerkstoff ab [3].

Eine Standardisierung des HFH war bisher aufgrund der offensichtlichen Verschiedenartigkeit der Verfahren in Bezug auf die Erzeugung der Pinbewegung nicht möglich. HiFIT (High Frequency Impact Treatment) und PITEC (Pneumatic Impact Treatment) sind die in der Praxis üblicherweise eingesetzten Versionen des Verfahrens in Deutschland (Abbildung 1). Informationen zu den entsprechenden Geräten finden sich in Veröffentlichungen der Entwickler [6][7][8]. Allerdings weisen die empfohlenen Nachbehandlungsparameter der einzelnen Gerätehersteller große Unterschiede auf (Abbildung 2).



Abbildung 1: HFH Geräte (a) HiFIT (b) PITEC

Experimentelle Untersuchungen zeigen eine deutliche Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit geschweißter Verbindungen durch die HFH-Nachbehandlung [2], [9] bis [11]. Eine Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit um mehr als 100 % ist in bestimmten Fällen möglich. Insbesondere liegt die Ermüdungsfestigkeit der HFH-behandelten Stumpfnähte teilweise höher als die von Proben aus dem jeweiligen Grundwerkstoff [2], [11]–[13]. Die Effektivität der Methode wurde für viele verschiedenen Geometrien und Wanddicken der nachbehandelten Kerbdetails bestätigt. Quersteifen, Längssteifen, Hohlprofile mit unterschiedlichen Wanddicken wurden ebenfalls untersucht [2], [9], [10], [14], [15]. In den meisten Fällen ist die Neigung m der Wöhlerlinie von HFH-nachbehandelten Proben größer als $m = 5$ [2], [9], [10], [16].

Pindurchmesser, d (Pinabrundung, r) [mm]	3 (2), 4,8 (2,5)
Ultraschallfrequenz [kHz]	27
Intensitätsstufen []	3 - 5
Pinanzahl []	1, 2, 3
Hämmerfrequenz, f [Hz]	200
Applikationswinkel [°]	45, 90, variabel 60-80
Behandlungsgeschwindigkeit [mm/s]	8,3
Schrittweite bei maschineller, flächiger Bearbeitung [mm]	0,8 , 0,5

(a)

Pindurchmesser, d [mm]	2, 3, 4
Betriebsdruck, p [bar]	6, 8
Anpresskraft, F [N]	50, 100, 150
Hämmerfrequenz, f [Hz]	165, 180, 220, 230, 250
Applikationswinkel [°]	70-80, 90
Fortschrittschwindigkeit [mm/s]	3
Schrittweite bei flächiger Behandlung [mm]	0,5 \cdot d

(b)

Abbildung 2: Empfehlungen der Gerätehersteller für die HFH-Nachbehandlungsparameter [2] (a) UIT (b) HiFIT

Das HFH-Verfahren wurde bereits für Schweißnähte aus einem großen Spektrum von Baustählen der Festigkeitsklassen S235 bis S1300 erfolgreich angewandt [3], [17], [18]. Das maximale Eigenstressniveau nach der HFH-Behandlung korreliert mit der Fließgrenze des nachbehandelten Werkstoffes [18]–[20]. Höhere Druckeigenstressungen führen zu einer Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit. Daher weist die HFH-Nachbehandlung im Fall der hochfesten Stähle ein noch höheres wirtschaftliches Potential als bei normalen Baustählen auf [16], [21]. Die höhere Effizienz von HFH im Vergleich zu anderen Nachbehandlungsverfahren wurde ebenfalls nachgewiesen [2], [10].

Die bisherigen experimentellen Untersuchungen des HFH-Verfahrens, darunter maßgeblich die des KIT, haben die Erstellung der Bemessungsrichtlinien für ermüdungsbeanspruchte, HFH-nachbehandelte Bauteile des International Institute of Welding (IIW) [3] 2016 und des Deutschen Ausschusses für Stahlbau DASt [22] 2019 ermöglicht. Die Bemessung auf Basis der DASt-Richtlinie erfolgt durch die Zuordnung der ermüdungsbeanspruchten Bauteile zu Kerbfallklassen ähnlich wie in den vorhandenen Bemessungsrichtlinien für geschweißte Bauteile und Konstruktionen [23], [24]. In der IIW-Richtlinie [3] werden Erhöhungsfaktoren für die Ermüdungsfestigkeit von HFH-behandelten Proben auf Basis ihrer ursprünglichen Kerbfallklassifizierung nach Hobbacher [23] angegeben (Abbildung 3). In beiden genannten Bemessungsrichtlinien wird eine feste Neigung $m = 5$ für die Wöhlerlinien der HFH-behandelten Proben vorgegeben [3] (Abbildung 3). Die Abhängigkeit der Verfahrenseffizienz und der damit erzielbaren Verlängerung der Lebensdauer von der Streckgrenze des nachbehandelten Werkstoffes wird in beiden oben genannten Richtlinien entweder durch die Zuordnung zu höheren FAT-Klassen bzw. durch die Anwendung von größeren Erhöhungsfaktoren für die Ermüdungsfestigkeit der Verbindungen berücksichtigt. Eine Aufnahme des Bemessungsverfahrens der DASt-Richtlinie [3][22] ist für die kommende Überarbeitung des EC3 [24] zu erwarten.

1.1.2 Numerische Untersuchungen von HFH

Wie bereits beschrieben, wurde die Effizienz und Wirkweise des HFH-Verfahrens bereits durch zahlreiche experimentelle Studien belegt. Darüber hinaus wurde das Verfahren auch numerisch untersucht [25]–[35]. Eine mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) durchgeführte Simulation des Verfahrens kann die Bestimmung des Eigenspannungsfelds und seine Berücksichtigung in einer abschließenden Lebensdauerberechnung ermöglichen [36]. Auf dieser Basis kann eine genauere, weniger konservative Bemessung von HFH nachbehandelten ermüdungsbeanspruchten Bauteilen erfolgen und die Ermüdungsfestigkeit von komplexeren Geometrien kann ohne die Durchführung von aufwändigen experimentellen Untersuchungen prognostiziert werden. Außerdem kann der Einfluss von Unter- und Übernachbehandlung auf die Ermüdungsfestigkeit, der schon experimentell nachgewiesen wurde [2], [8], [37] mit numerischen Untersuchungen ermittelt werden.

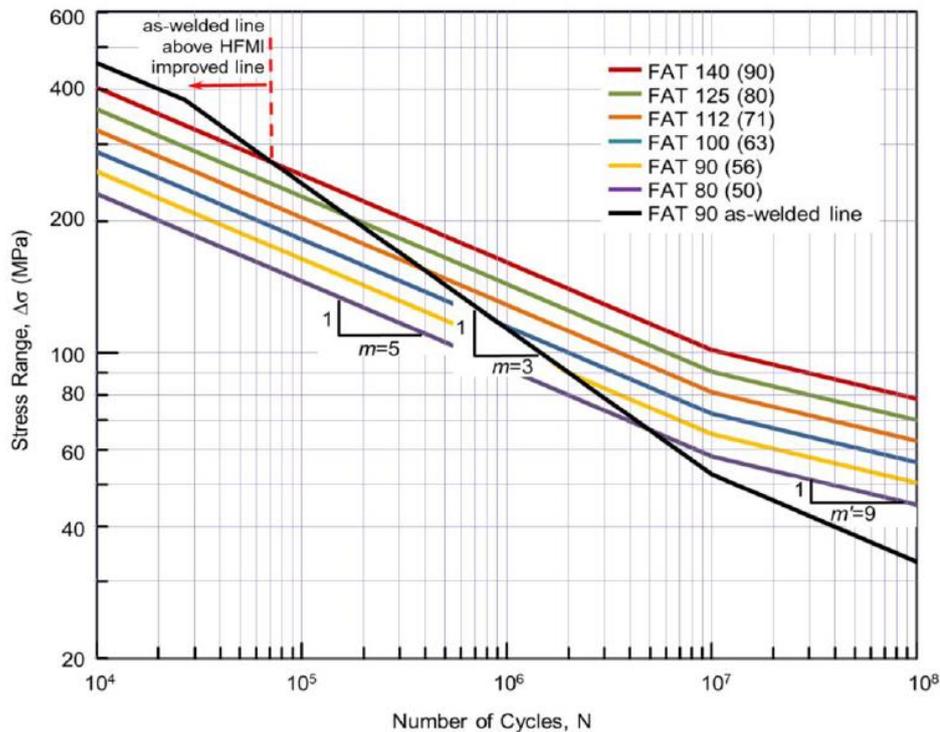


Abbildung 3: Mit dem Nennspannungskonzept [3] betrachtete Wöhlerlinien für HFH-nachbehandelte geschweißte Verbindungen aus niedrigfestem Stahl ($\sigma_y < 355$ MPa). Die Werte in Klammern beziehen sich auf die FAT-Klasse der geschweißten Verbindung im wiegeschweißten Zustand [23]²

Voraussetzung für die Lieferung vertrauenswürdiger Ergebnisse durch numerische Untersuchungen ist die Berücksichtigung aller Effekte, die für die genaue Berechnung der Eigenspannungen nach der HFH-Nachbehandlung maßgebend sind. Die Validierung des Simulationsmodells kann durch einen direkten Vergleich der simulierten Eigenspannungsprofile mit Eigenspannungsmessungen erfolgen. Effekte, von denen anzunehmen ist, dass sie einen signifikanten Einfluss auf die Genauigkeit der simulierten Eigenspannungsprofile haben können, sind zum Beispiel die Dehnratenabhängigkeit des nachbehandelten Werkstoffes, die vorhandenen Schweißeigenspannungen, die Modellierung des Kontakts zwischen dem Pin und dem nachbehandelten Werkstoff usw. Diese wurden in vielen der oben genannten numerischen Untersuchungen vernachlässigt. Genauere Simulationen mit Berücksichtigung von dieser Effekte wurden in Rahmen neuerer Studien durchgeführt, die während der Anbahnung und Laufzeit des aktuellen Projektes veröffentlicht wurden [38][39].

1.2 Ziel und Vorgehensweise des aktuellen Forschungsprojektes

Das aktuelle Projekt hatte das Ziel, ein experimentell validiertes und handhabbares, numerisches Berechnungskonzept zur Lebensdauerberechnung von gehämmerten Schweißverbindungen zu entwickeln. Die erzielten Ergebnisse sollten als Basis für nationale und internationale Regelwerke,

² „Stress Range“ steht für nominelle Spannungsschwingbreite, „Number of Cycles“ für Lastspielzahl

z.B. in Form von tabellarischen Kerbfallklassen, zur Verfügung gestellt werden. Damit sollte der geregelte industrielle Einsatz von HFH ermöglicht werden.

Hierzu und laut den Zielen des Forschungsantrags sollte der folgende Lösungsansatz verfolgt werden:

Mit Hilfe der Werkstoffmodellierung und der Prozesssimulation sollen numerische Schweißsimulationen durchgeführt und die resultierenden schweißbedingten Eigenspannungsfelder berechnet werden. Danach sollte die Anwendung des HFH-Verfahrens an den Schweißnahtübergängen simuliert und die resultierenden Eigenspannungsfelder aus Schweiß- und HFH-Eigenspannungen berechnet werden. Im Rahmen der Simulationsrechnungen sollten die Auswirkungen verschiedener Modellierungsansätze untersucht werden (Werkstoffmodell, Randbedingungen usw.). Hierdurch sollten werkstoffmechanisch begründete Simulationstechniken etabliert werden, die die Gewinnung vertiefter Erkenntnisse bezüglich der Vorgänge beim Schweißen und der HFH-Nachbehandlung und der resultierenden Veränderungen des Werkstoffzustandes in der verformten Randschicht ermöglichen. Die numerischen Analysen sollten durch Experimente zur Charakterisierung des Werkstoffzustandes in der Randschichtzone begleitet werden, um so eine zuverlässige Validierung der Simulationstechniken sicherzustellen. Weiterhin sollten Ermüdungsversuche durchgeführt werden, um Konzepte zur Lebensdauerberechnung auf Basis gekoppelter FEM-Verfahren und darauf aufbauender Ingenieurkonzepte entwickeln und validieren zu können. Die durch das werkstoffmechanische Konzept abgesicherte und durch experimentellen Untersuchungen validierte Prozedur zur Lebensdauerberechnung von gehämmerten Schweißverbindungen sollte als ein ingenieurmäßiges Tool in die praktische Anwendung umgesetzt und als Empfehlung für relevante Richtlinien und Regelwerken etabliert werden.

Das Kerbdetail der angeschweißten Querstreifen wurde in Rahmen des aktuellen Projektes experimentell und numerisch untersucht, weil es in Anwendungen des Maschinenbaus und des Bauingenieurwesens häufig vorkommt.

2 Charakterisierung der Grundwerkstoffe

Als Werkstoffe für die nachfolgenden Untersuchungen dienten der ferritisch-perlitische Baustahl S355J2+N (1.0570), sowie die warmgewalzten Feinkornbaustähle S690QL (1.8928) und S960QL (1.8933, Markenname Strenx S960E) mit bainitischem Gefüge. Der Baustahl S355J2+N wurde dabei von der Thyssen-Krupp Europe AG, der Baustahl S690QL von TATA Steel India Ltd. und der Baustahl S960QL von SSAB AB zur Verfügung gestellt. 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 verwendeten Werkstoffe erfüllten dabei die Anforderungen nach DIN EN 10025-6 und die jeweilige Oberflächenbeschaffenheit die Anforderungen nach DIN EN 10163-2. Die chemische Zusammensetzung der jeweiligen Grundwerkstoffe ist in Tabelle 1 zusammengefasst und wurde mittels eines Glimmentladungsspektrometers des Typs Leco GDS 850A ermittelt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe

Werkstoff	Elemente (wt %) (Fe = bal.)												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al	Ti
S355J2	0,161	1,47	0,17	0,0107	0,0053	0,040	0,035	0,007	0,008	0,004	0,015	0,032	0,0125
S690QL	0,149	1,374	0,406	0,0120	0,0040	0,028	0,020	0,004	0,063	0,003	0,024	0,044	0,029
S960QL	0,155	1,23	0,206	0,0095	0,0017	0,194	0,084	0,599	0,046	0,007	0,013	0,057	0,003

2.1 Thermophysikalische Simulation des WEZ-Gefüges

Aufgrund der geringen Ausdehnung der Wärmeeinflusszone (WEZ) von unter 3 mm, war eine direkte Probenentnahme zur Ermittlung der gefügeabhängigen mechanischen Eigenschaften nicht möglich. Als Alternative 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 (\varnothing 10 mm, Länge 120 mm) aus den jeweiligen Grundwerkstoffen mit einer induktiven Heizspule bis zur gemessenen Maximaltemperatur bei einer Aufheizrate von ca. 1100 K/s erhitzt und anschließend durch Druckluft bei 60 psi Luftdruck mit einer Kühlrate von ca. -200 K/s abgekühlt. Die entsprechenden Temperaturprofile aus der In-Situ-Messung und dem Gleeble-Simulator sind in Abbildung 4 zusammengefasst. Als Referenz für die Temperaturverläufe wurden jeweils die vollständigen Profile mit der höchsten gemessenen Spitztemperatur verwendet.

Das Gefüge der untersuchten Grundwerkstoffe (GW) und Wärmeeinflusszonen (WEZ) wurde in mikroskopischen Untersuchungen gemäß DIN EN ISO 17639 [40] ermittelt. Die jeweiligen Mikroschliffe wurden durch Tauchätzung in fünfprozentiger Nital-Lösung hergestellt und sind in 500-facher Vergrößerung in Abbildung 5 dargestellt. Während die Gefügeanteile beim Grundwerkstoff des Baustahls S355J2+N als ca. 78 % Ferrit und 22 % Perlit vorliegen, wurden für die Grundwerkstoffe der Baustähle S690QL und S960QL vollständige bainitische Gefüge ermittelt. Die Grobkorn-

wärmeinflusszonen aller Werkstoffe zeigen ebenfalls ein nahezu vollständiges bainitisches Gefüge mit geringen martensitischen Anteilen bei den Baustählen S690QL und S960QL.

Die jeweiligen Korngrößen nach ASTM E112 – 13 [41], sowie die Gefüge und Härte werte der thermophysikalisch simulierten WEZ wurden mit der realen WEZ verglichen und sind in Abbildung 5 dargestellt. Gefügeanteile, Korngröße und Härte zeigten dabei für alle untersuchten Werkstoffe weitestgehend eine Übereinstimmung zwischen realer und thermophysikalisch simulierter WEZ.

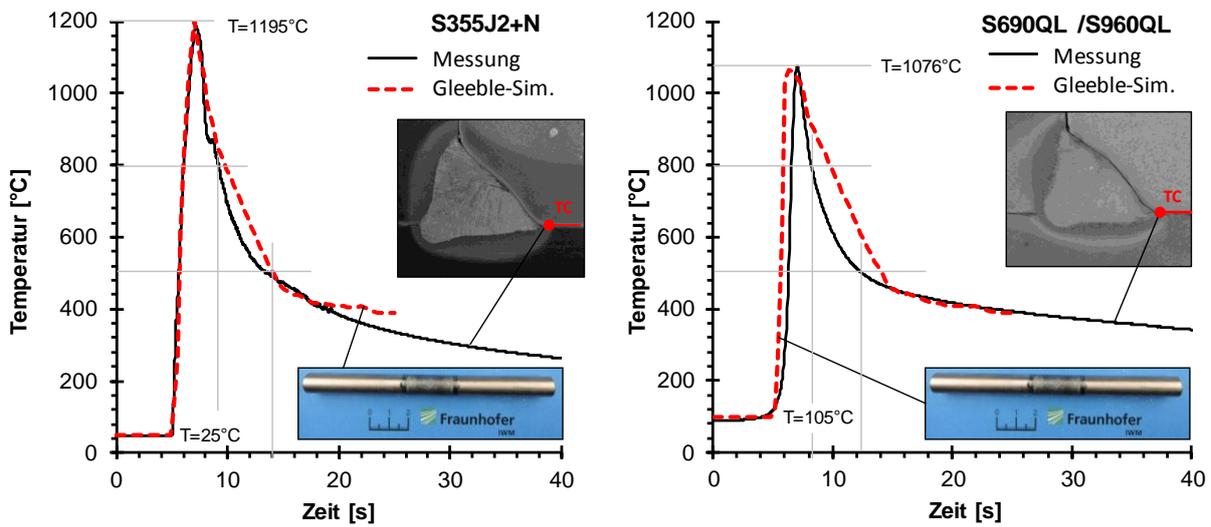


Abbildung 4: Temperaturprofile aus der Temperaturmessung im Vergleich mit der Gleeble-Sim. [42]

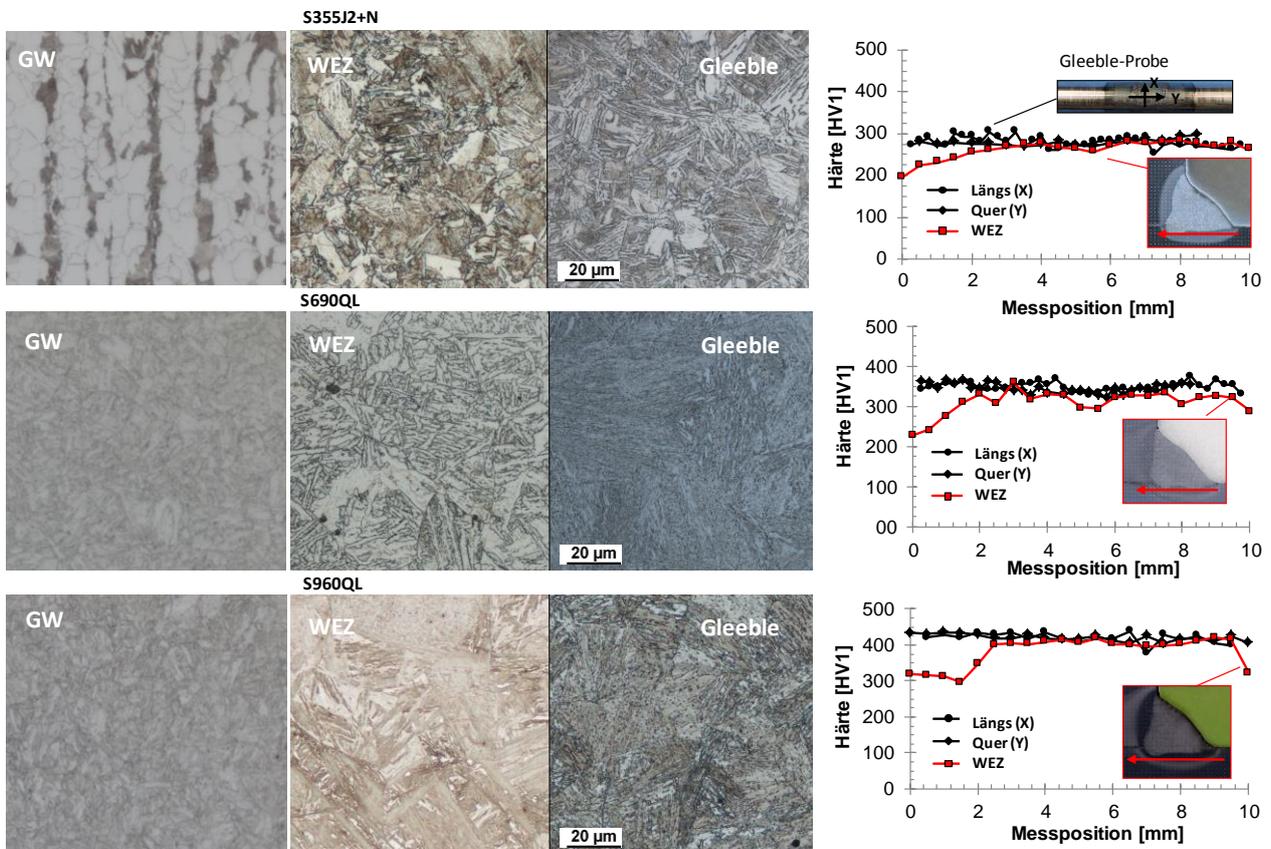


Abbildung 5: Gefüge der jeweiligen Grundwerkstoffe (GW) und Wärmeinflusszonen (WEZ), sowie Vergleich der Härte HV1 von Gleeble-simulierter WEZ und realer WEZ [42]

2.2 Zugversuche (statisch, dynamisch)

Die Spannungs-Dehnungskurven wurden als Input für die nachfolgende numerische Schweißstruktursimulation (AP3) in Abhängigkeit der Prüftemperatur ermittelt. Dazu konnte für die Werkstoffe S355J2+N und S960QL auf die Ergebnisse des IGF-Forschungsvorhabens 19.898 N zurückgegriffen werden. Die entsprechenden Spannungs-Dehnungskurven für den Werkstoff S690QL wurden innerhalb dieses Forschungsvorhabens ergänzend ermittelt. Zur Ermittlung der monotonen Spannungs-Dehnungskurven wurden Rundzugproben mit einem Prüfdurchmesser von 4 mm und einer Messlänge von 20 mm verwendet (Typ B4x20 nach DIN 50125 [47]), dargestellt in Abbildung 6. Die Versuche wurden jeweils bei Raumtemperatur (RT) sowie bei 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, und 500 °C durchgeführt.

ZugprobeTyp:
B4x20-M6

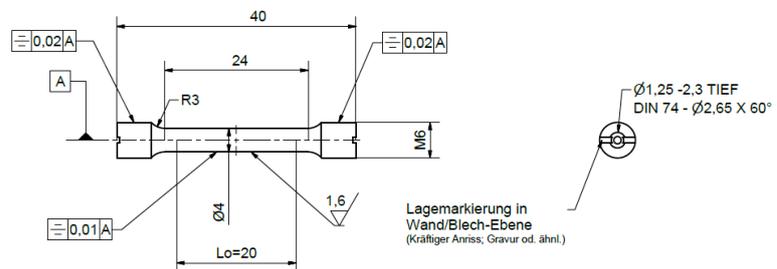


Abbildung 6: Probengeometrie für isotherme Zugversuche

Die Versuchsdurchführung erfolgte gemäß DIN EN ISO 6892-1 [48] in einer servohydraulischen Prüfmaschine des Typs Instron 8861 verschiebungsgesteuert mit einer Traversengeschwindigkeit von 0,02 mm/s. Die Spannungs-Dehnungskurven für Temperaturen zwischen 500 °C bis 1400 °C wurden simulativ (Sim.) mit Hilfe des Softwarepakets JMatPro auf Basis der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe aus Tabelle 1 ermittelt. Die entsprechenden wahren Spannungs-Dehnungslinien, die unter Berücksichtigung der gemessenen Verlängerung bzw. Einschnürung des Messbereichs ermittelt wurden, sind in Abbildung 7 zusammengefasst. Die Umrechnung erfolgte unter Verwendung der Beziehungen $\sigma_{wahr} = (1 + \varepsilon_{tech.}) \cdot \sigma_{tech.}$ sowie $\varepsilon_{wahr} = \ln(1 + \varepsilon_{tech.})$.

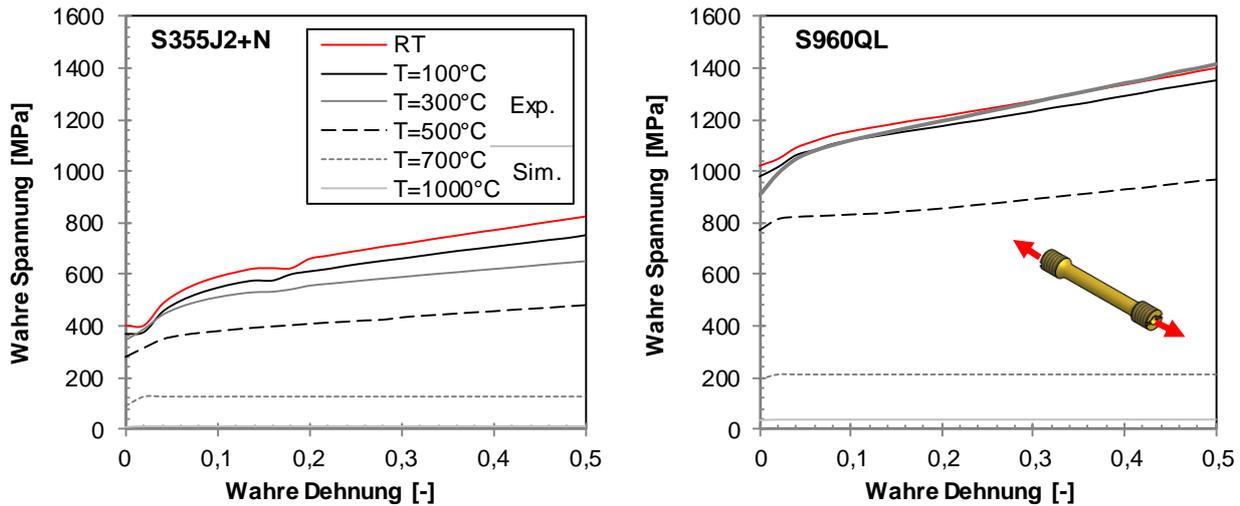


Abbildung 7: Statische Spannungs-Dehnungs-Kennlinien der untersuchten Werkstoffe bei verschiedenen Temperaturen [43]

Zusätzlich wurden aus den Versuchen die temperaturabhängigen Werte des E-Moduls $E(T)$, der Querkontraktionszahl $\nu(T)$ und der monotonen Streckgrenze $R_e(T)$ ermittelt und durch Daten aus JMatPro für höhere Temperaturbereiche ergänzt, siehe Abbildung 8.

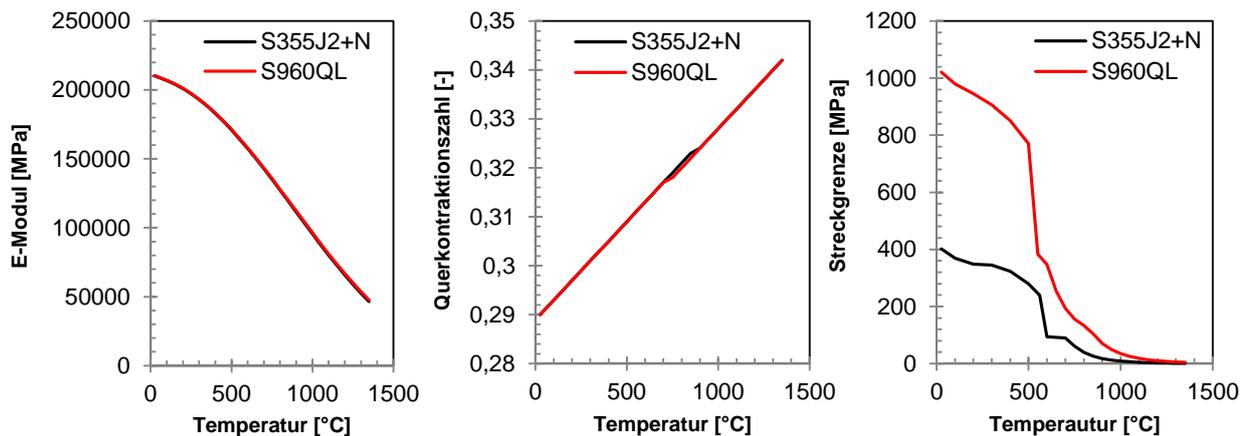


Abbildung 8: Temperaturabhängige mechanische Eigenschaften der Grundwerkstoffe [43]

Die mechanischen Eigenschaften der jeweiligen Wärmeeinflusszonen sowie deren dehnratenabhängige Streckgrenzen für die nachfolgende Hochfrequenzhammersimulation (AP4) wurden durch dynamische Zugversuche (Schnellzereißversuche) bei hohen Dehngeschwindigkeiten an einer servohydraulischen Hochgeschwindigkeitsmaschine Typ Zwick HTM 50010 mit einer Maximalkraft von 500 kN durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie ist in Abbildung 9 dargestellt.

Zugprobe Typ:
D5-L12-Dynamo-M8

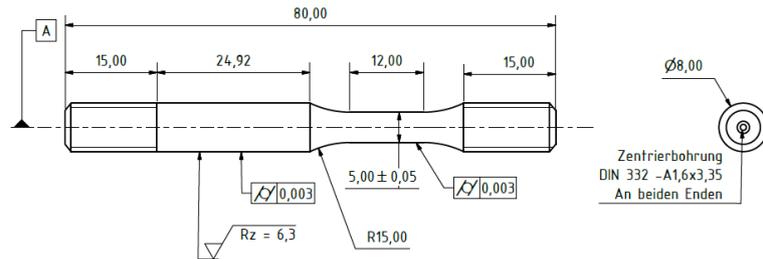


Abbildung 9: Probengeometrie für dynamische Zugversuche

Die Tests und die Auswertung wurden dabei entsprechend der FAT-Richtlinie [44] und nach DIN EN ISO 6892-1 [48] durchgeführt. Die Traversengeschwindigkeit bei den Versuchen betrug zwischen 10^{-5} m s^{-1} und 10 m s^{-1} was entsprechend der Gleichmaßlänge der Probe zu Nenndehnraten $\dot{\epsilon}$ zwischen $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ 1/s}$ und $\dot{\epsilon} = 500 \text{ 1/s}$ führte. Zur Dehnungsmessung wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera mit einer Bildrate von 124.000 fps bei einer Auflösung von 128 x 296 Pixeln verwendet. Die Auswertung erfolgte anhand der Digital Image Correlation (DIC) Software ARAMIS. Zur Kraftmessung wurde für die quasi-statischen Versuche ($\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ 1/s}$) eine piezo-elektrische 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 [FAT-Richtlinie]. Die Ergebnisse der statischen und dynamischen Zugversuche sind in Abbildung 10 zusammengefasst. Als Streckgrenze wurde dabei jeweils die $R_{p,0,2}$ Dehngrenze entsprechend DIN EN ISO 6892-1 ermittelt. Die dehnratenabhängige Streckgrenze für den Grundwerkstoff S355J2+N wurde aus Voruntersuchungen entnommen [45]. Die wesentlichen mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffzustände sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

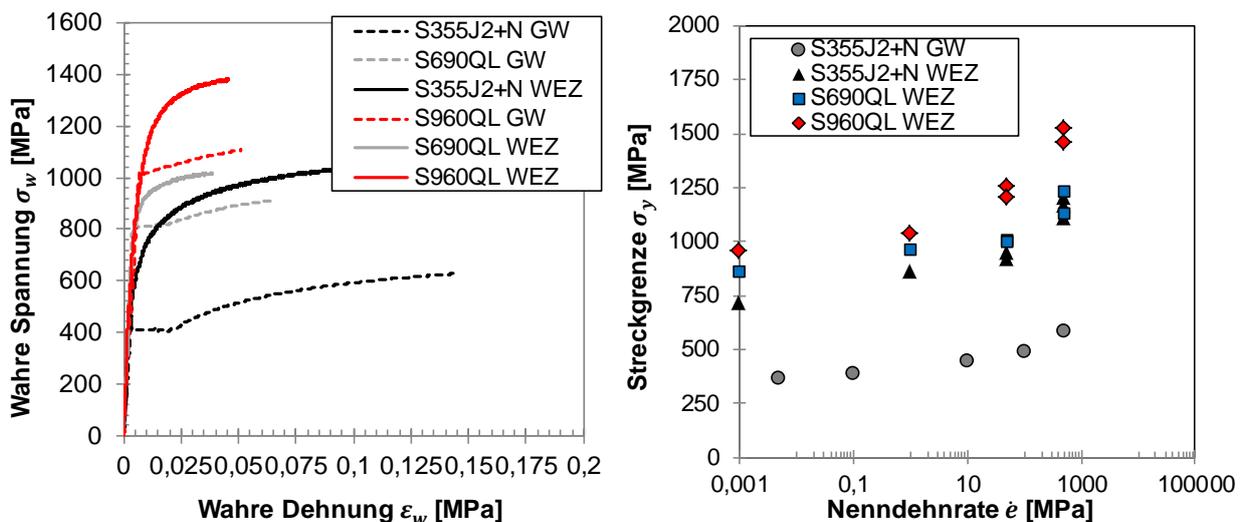


Abbildung 10: Links: Statische Spannungs-Dehnungskurven für Grundwerkstoffe (GW) und Wärmeinflusszonen (WEZ), Rechts: Streckgrenze der Werkstoffe in Abhängigkeit der Nenndehnrate

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften der untersuchten Werkstoffzustände

*aus Abnahmeprüfzeugnissen

Werkstoff	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [Mpa]	Bruchdehnung* [%]	Härte [HV 10]	Hersteller
S355J2+N	420	538	25*	169	TKSE AG
S690QL	774	828	20*	282	TATA Ltd.
S960QL	1011	1060	14*	316	SSAB AB
S355 (WEZ)	713	943	-	293	-
S690 (WEZ)	861	1233	-	343	-
S960 (WEZ)	952	1303	-	407	-

2.3 Zyklische Versuche

Zur Anpassung der isotropen-kinematischen Werkstoffmodelle für die Hochfrequenzhämmerimulation wurden zudem Zug-Druck-Versuche durchgeführt. Diese dienten der Ermittlung der Streckgrenze bei Lastumkehr (Bauschinger-Effekt) und damit speziell der Anpassung des kinematischen Anteils bei den verwendeten Verfestigungsmodellen.

Gemäß dem Vorgehen aus ähnlichen Arbeiten von Föhrenbach [45], Maciolek [46], Zimmermann [47] und Klemenz [48] wurden dafür mehrere Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei möglichst hoher Dehnungsamplitude und einem Dehnungsverhältnis $\varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$ von $R_\varepsilon = -1$ ermittelt. Zu diesem Zweck wurde die Dehnungsamplitude einer Probe in 0,5 % Schritten nach jeweils drei Hysteresen schrittweise bis zum Bruch der Probe, gemäß dem Vorgehen von Föhrenbach [45], gesteigert. Für den Versuch zur Materialmodellanpassung wurde je nach Werkstoffzustand die maximal ertragbare Dehnungsamplitude festgelegt. Diese betrug bei den Baustählen S355J2+N $\varepsilon_a = 7\%$, bei S690QL $\varepsilon_a = 4\%$ und bei S960QL $\varepsilon_a = 2\%$. Für die entsprechenden Zug-Druck-Versuche der WEZ-Proben wurden analog Dehnungsamplituden für S355J2+N von $\varepsilon_a = 3\%$, für S690QL von $\varepsilon_a = 2,5\%$ und für S960QL von $\varepsilon_a = 2\%$ festgelegt. Die entsprechenden Versuche sind in Abbildung 11 dargestellt. Für alle Zug-Druck- bzw. zyklischen Versuche wurde eine identische Probengeometrie nach IWM-Standard verwendet, dargestellt in Abbildung 12.

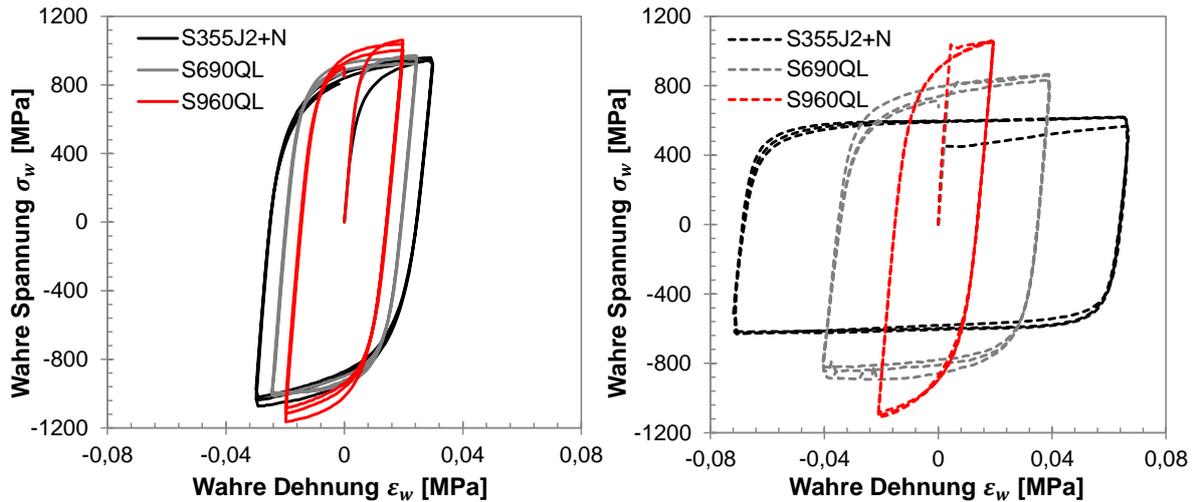


Abbildung 11: Ermittelte Spannungs-Dehnungshysteresen der Grundwerkstoffe (links) und Wärmeinflusszonen (rechts).

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

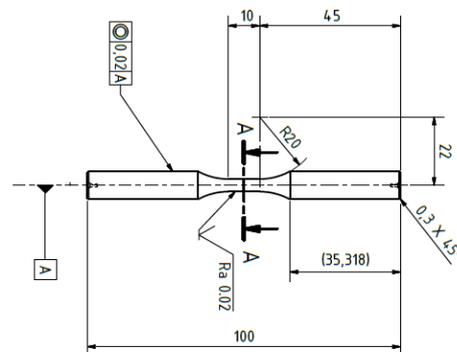
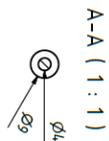
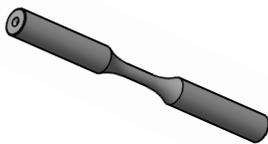


Abbildung 12: Probengeometrie für die zyklischen Versuche

Zur Ermittlung der Werkstoffmodellparameter zur Abschätzung der Lastspielzahl bis zum Anriss (Kapitel 7) wurde das zyklische Spannungs-Dehnungs-Verhalten sowie die Korrelation zwischen Dehnung und Lastspielzahl mittelspannungsfrei experimentell bestimmt. Die Bestimmung der zyklischen Spannungs-Dehnungskorrelation erfolgte durch eine Kombination des sogenannten Incremental-Step-Tests (IST) sowie eines sogenannten Low-Cycle-Fatigue (LCF) Tests. Dabei wurden die Ergebnisse bei kleinen Dehnungsamplituden zwischen $\varepsilon_a = 0,2\%$ und $\varepsilon_a = 0,5\%$ im LCF-Test ermittelt und mit den Ergebnissen aus dem IST für größere Dehnungsamplituden ergänzt. Die Versuche erfolgten jeweils dehnungsgeregelt um die zyklische Ver- und Entfestigung speziell im niederzyklischen Bereich ermitteln zu können [52] und wurden jeweils mit Hilfe einer servohydraulischen Prüfmaschine des Typs Instron 8562 bei Raumtemperatur durchgeführt.

Die Dehnrates beim IST-Versuch betrug konstant $0,001\ 1/s$. Die anfängliche Dehnungsamplitude 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. Dabei erfolgte eine Dehnungserhöhung in einem nachfolgenden Schritt erst nachdem im vorausgegangenen Schritt eine stabilisierte Spannungs-Dehnungshysteresis erreicht wurde. Hierfür waren typischerweise 20 Lastwechsel erforderlich. Das Dehnungsverhältnis $\varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$ wurde zu $R_\varepsilon = -1$ 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 LCF-Versuche wurden bis zu einer erwarteten Versagenslastspielzahl von ca. $N_f = 5 \cdot 10^5$ Schwingspielen dehnungskontrolliert durchgeführt. Entsprechend den Empfehlungen von Roessle und Fatemi [53] wurden die Versuche im Zeitfestigkeitsbereich ($N_f > 5 \cdot 10^5$) kraft geregelt durchgeführt, um die Prüffrequenz von ca. 1 Hz auf 25 Hz zu erhöhen. 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 Bruch der Probe festgelegt.

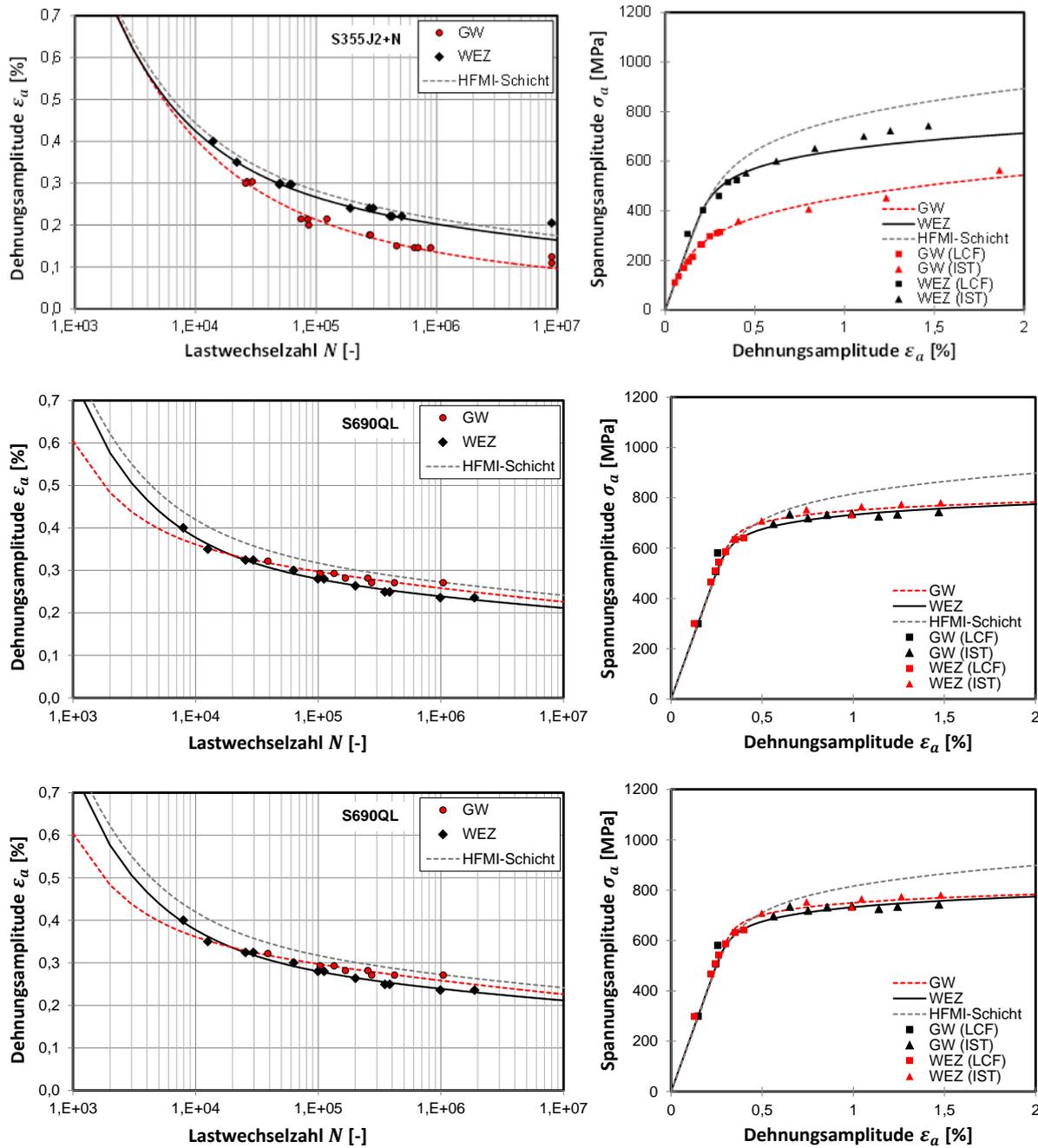


Abbildung 13: Ermittelte Dehnungs-Lebensdauer-Korrelation sowie zyklische Spannungs-Dehnungs - Korrelation für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone

Die Ergebnisse der IST und LCF-Versuche sind in Abbildung 13 zusammengefasst. Die Schwingfestigkeit der WEZ-Proben des S355J2+N liegt deutlich über den GW-Proben. Bei den untersuchten Baustählen S690QL und S960QL liegt die Schwingfestigkeit der GW-Proben hingegen konstant oberhalb der Schwingfestigkeit der WEZ-Proben. Generell wurde eine sehr ähnliche Schwingfestigkeit der WEZ-Proben unabhängig vom Ausgangswerkstoff ermittelt. Dies lässt sich auf ähnliche Gefüge aufgrund der Rekristallisation beim Aufheizen und Abkühlen zurückführen.

2.4 Thermophysikalische Daten

Zusätzlich zu den mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe werden für die Temperaturfeldberechnung in der nachfolgenden Schweißstruktursimulation die Wärmeleitfähigkeit $\lambda(T)$, Dichte $\rho(T)$ und spezifische Wärmekapazität $c_p(T)$ benötigt. Besonders im Bereich der umwandelnden Stähle, wie S355J2+N, S690QL oder S960QL ergeben sich meist starke Nichtlinearitäten im Temperaturbereich zwischen 500 °C und 800 °C welche eine experimentelle Bestimmung aufwändig machen [49]. Deshalb wurden diese thermophysikalischen Materialdaten mit Hilfe der Software JMat-Pro aus der aktuellen Version der Thermotech-Datenbanken [50] interpoliert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 14 zusammengefasst.

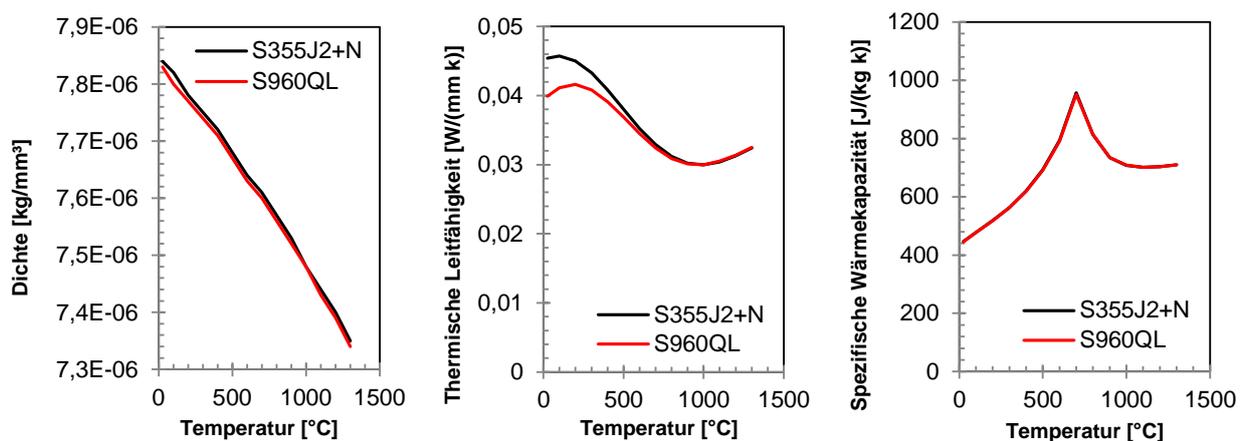


Abbildung 14: Temperaturabhängige thermophysikalische Eigenschaften der Grundwerkstoffe

Zur Berücksichtigung des Effekts der Eigenspannungsentstehung durch Phasenumwandlung in den untersuchten Werkstoffen, wurde zusätzlich das Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU) Verhalten mit Hilfe von JMatPro bestimmt. Eingangsgrößen für diese Berechnung sind die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe aus Tabelle 1, sowie die AC3-Temperatur und die Korngrößen. Die AC3-Temperatur wurde auf Basis der empirischen Formeln nach Trazka [51] abgeschätzt und lag bei 834 °C für S355J2+N, bei 842 °C für S690QL und bei 847 °C für S960QL. Die mittlere Korngröße wurde nach ASTM E112-13 [46] abgeschätzt und lag für S355J2+N bei 20 μm , bei 11 μm für S690QL und für S960QL bei 9 μm . Die Ergebnisse der ZTU Berechnung mit JMatPro sind in Abbildung 15 zusammengefasst. Die Berechnung wurde für Abkühlraten $\dot{\theta}$ zwischen $\dot{\theta} = 100$ 1/s bis $\dot{\theta} = 0,01$ 1/s durchgeführt. Zum Vergleich wurden die ZTU-Schaubilder von Werkstoffen mit ähnlicher

chemischer Zusammensetzung aus der neusten Version des Schweiß-ZTU-Atlas von Seyffarth et al. [44] herangezogen. Während zwischen der Martensit-Starttemperatur der JMatPro Berechnung und dem ZTU-Atlas für S355J2+N eine Abweichung besteht, stimmen die Werte hingegen für den S960QL weitestgehend überein. Mit Ausnahme der AC3-Temperatur zeigen sich qualitativ sehr gute Übereinstimmungen, auch wenn ein genauerer Vergleich aufgrund der unterschiedlichen Angaben von Gefügeanteilen bei den jeweiligen Kennlinien schwerfällt.

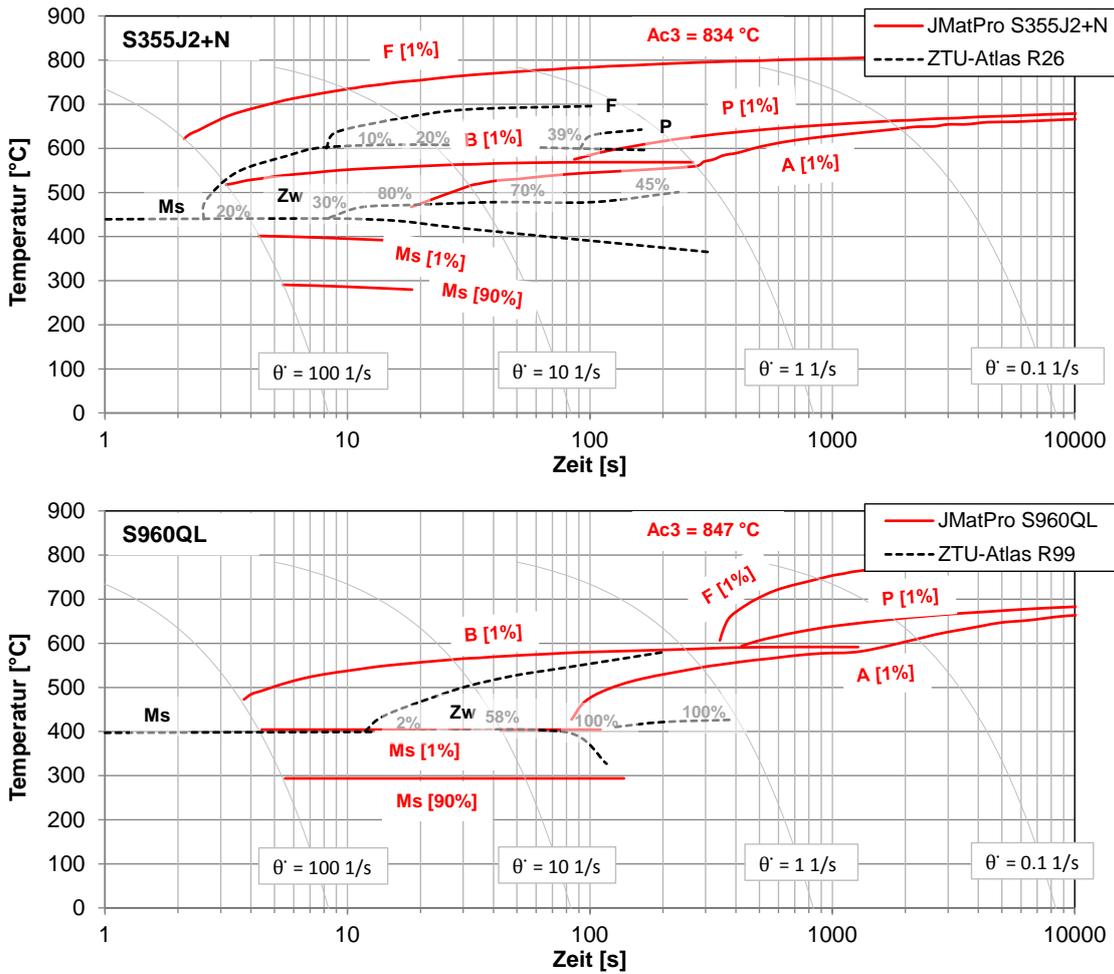


Abbildung 15: Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU) der Grundwerkstoffe

3 Herstellung und Nachbehandlung der Schweißproben

3.1 Fertigung Klein- und Großprüfkörper

Es wurden Kleinproben und HEA260 Träger, beide mit beidseits angeschweißten Quersteifen, im Rahmen des Projektes aus S355J2+N [49], S690QL und S960QL [50] hergestellt und geprüft. Die Halbzeuge wurden von Thyssenkrupp Steel Europe, Tata Steel bzw. Pink und Wagner GmbH zur Verfügung gestellt. Die Werkstoffzeugnisse sind im Anhang A beigelegt.

Für die Herstellung der Kleinproben wurden Mutterkreuzstöße mit einer Blechdicke von 10 mm geschweißt, HFH-nachbehandelt und abschließend durch Sägen herausgetrennt. Die Geometrie, sowohl der Mutterkreuzstöße als auch der Kleinproben, ist in Abbildung 16 dargestellt. Die Mutterkreuzstöße aus S355J2+N und S690QL/S960QL wurden von der Liebherr-Werk Biberach GmbH bzw. Stahlbau Wegscheid geschweißt. Die wichtigsten Schweißparameter für beide Werkstoffe sind in Tabelle 3 angegeben. Die WPS bzw. Schweißparameter sind im Anhang B angelegt.

Für die Versuche standen Walzprofile HEA 260 aus S355J2+N zur Verfügung, die Träger aus S690QL und S960QL wurden vom Stahlbau Wegscheid als geschweißte Träger hergestellt, da keine Walzprofile aus diesen Werkstoffen verfügbar waren. Die Träger wurden unter einer 4-Punkt Biegebelastung getestet. Bei allen Trägern wurden drei Quersteifen aus dem jeweiligen Werkstoff beidseits eingeschweißt, um die Untersuchung der Ermüdungsfestigkeit der zu prüfenden Kerbfallklasse zu ermöglichen. Im Rahmen des aktuellen Projektes wurde der erste angerissene Schweißnahtübergang zur Auswertung herangezogen. Durch das Schweißen von drei Quersteifen beidseits ist die weitere Prüfung der Träger im Rahmen zukünftiger Untersuchungen nach der Reparatur und neuer HFH-Nachbehandlung des jeweiligen angerissenen Schweißnahtübergangs bis zum Auftreten des nächsten Anrisses möglich usw. Es könnten damit bis zu sechs Wöhlerpunkte ermittelt werden. Die Ausführungsart der Quersteifen mit Freischnitten wurde deshalb gewählt, da diese im Stahlbrückenbau üblich ist. Es wurden zusätzlich eingepasste Quersteifen im Bereich der höheren Querkräfte unterhalb der Lasteinleitung bzw. oberhalb der Auflager des 4-Punkt Biegeversuchsaufbaus beidseits eingeschweißt, um eine ausreichende lokale Steifigkeit der Träger zu gewährleisten. Der Einfluss der Freischnitte bzw. eingepassten Quersteifen auf das Ermüdungsverhalten der Träger wurde bereits in der Dissertation von Dürr [10] diskutiert. Dabei wurde festgestellt, dass unter der Annahme gleicher Nahtübergangsradien keine wesentlichen Unterschiede bei der Kerbwirkung zwischen den beiden Ausführungsarten vorhanden sind.

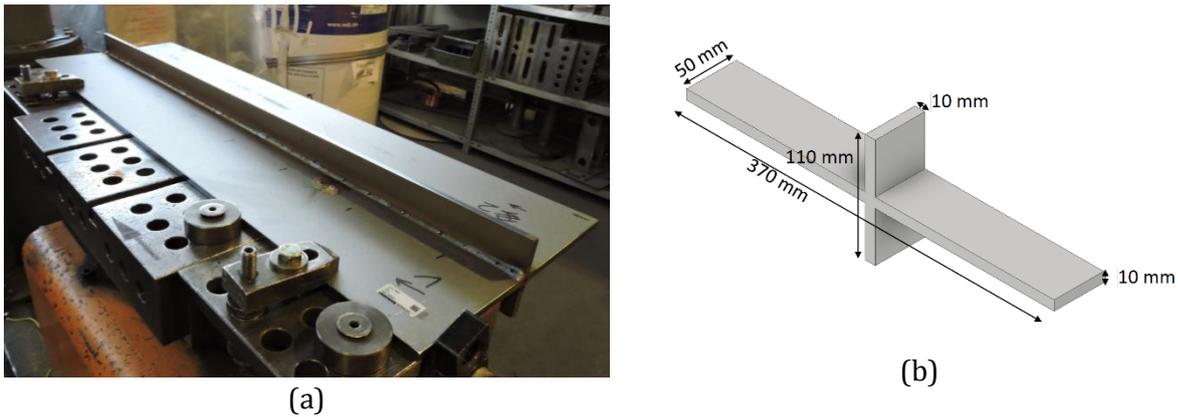


Abbildung 16: Geometrie des Mutterkreuzstoßes (a) und der gefertigten Proben (b)

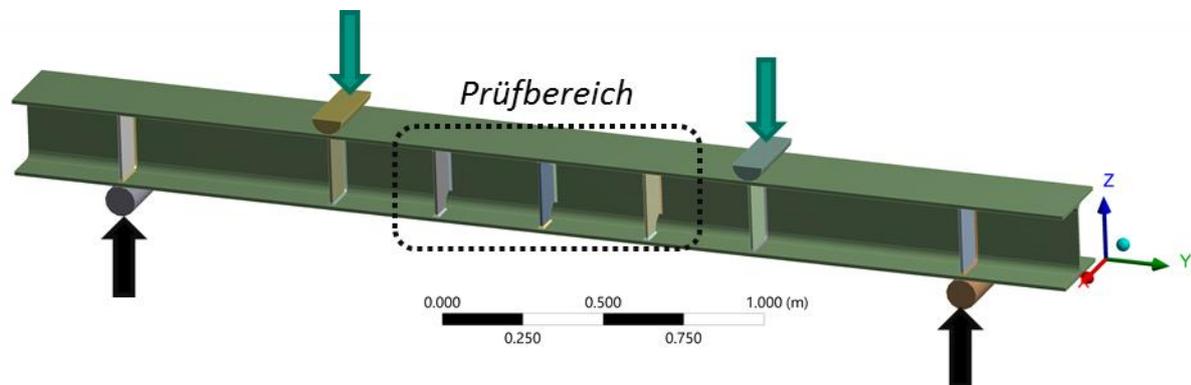


Abbildung 17: Geometrie der HEA 260, die Lasteinleitung (grüne Pfeile) und Auflager (schwarze Pfeile)

3.2 Nachbehandlung der Probekörper

Die HFH-Nachbehandlung der Proben fand in der Prüfhalle der Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine des KIT in Rastatt statt. Spezialisierte Anwender der Gerätehersteller PITEC und HiFIT führten die HFH-Nachbehandlung der Proben aus. Die Nachbehandlung wurde zu gleichen Teilen mit PITEC- und HiFIT-Geräten und gemäß den Empfehlungen der IIW-Richtlinie [3] und den Erfahrungswerten von Berg u.a. [18] durchgeführt.

Tabelle 3: Schweißparameter

Werkstoff	Prozess*	Elektroden-durchmesser [mm]	Strom [A]	Lichtbogen-spannung [V]	Draht-vorschub [m/min]	Schweiß-geschwindigkeit [cm/min]	Wärme-einbringung [kJ/mm]	Geschweißt von
S355 Kreuzstoß	135 mit Robotern	1,2	246 - 249	29,3 - 29,6	8,5	39,9	8,7 - 8,9	Liebherr
S690/S960 Kreuzstoß	135	1	155 - 175	24,5 - 26,5	9 - 10	38 - 40	4,6 - 5,9	Wegscheid
S690/S960 HEA260	135	1	185 - 205	28,5 - 30,5	12 - 13	31 - 33	7,7 - 9,9	Wegscheid

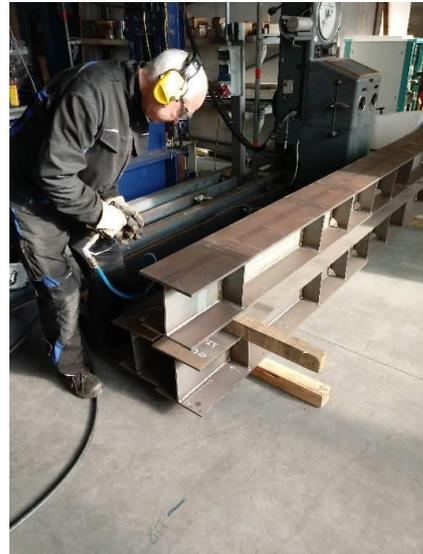
*Nach DIN EN ISO 15614-1:2017-12 [51]

Nach dem Heraustrennen der Probekörper wurden die Schnittflächen und die Schnittkanten mit Fächerscheiben bearbeitet, um einen vom Rand ausgehenden fertigungsbedingten Anriss zu vermeiden. Zusätzlich dazu wurden die Schnittkanten im Bereich der Schweißnaht mit einem speziellen zweiköpfigen Pin nachbehandelt, um die Verlagerung des Rissausgangsortes von der Mitte zu den Rändern des Schweißnahtübergangs auszuschließen. Dies Vorgehen wurde bereits von Pontner

[52] erfolgreich angewandt. Die zusätzlich HFH-nachbehandelten Schnittkanten sind in Abbildung 19 dargestellt.



(a)



(b)

Abbildung 18: HFH-Nachbehandlung eines Mutterkreuzstoßes (a) und eines HEA260 Trägers (b) mit PITEC bzw. HiFIT



HFMI-
nachbehandelte
Schnittkante

(a)



(b)

Abbildung 19: (a) HFH-Nachbehandlung der Schnittkanten – (b) Spezieller HFH-Pin für die Nachbehandlung von Kanten [52]

4 Berechnung der Schweißeigenstressen mit FE-Simulationen

4.1 Schweißsimulation mit ANSYS

4.1.1 Simulierte Komponente

Der Schweißprozess der Mutterkreuzstöße wurde simuliert, um die Schweißeigenstressen zu berechnen. Die Länge der simulierten Mutterkreuzstöße aus S690QL und S960QL wurde auf 1000 mm beschränkt, um die Rechenzeit der FE Analyse zu reduzieren. Die simulierte Geometrie ist in Abbildung 20 dargestellt. Die numerischen Analysen wurden auf dem Computercluster ForHLR1 des KIT durchgeführt.

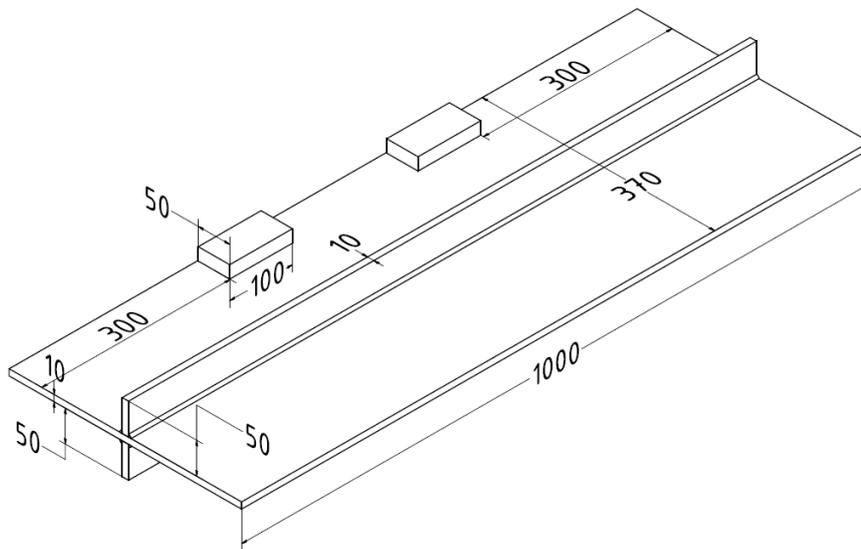


Abbildung 20: Geometrie der simulierten Mutterkreuzstöße - Abmessungen in mm

4.1.2 Berücksichtigte Effekte

Der Lichtbogenschweißprozess umfasst komplexe physikalische miteinander wechselwirkende Effekte, die in unterschiedliche Bereiche der Physik fallen, wie zum Beispiel die Wärmeübertragung, die Elastoplastizität, die fluide Strömung, die Strahlung, die Metallurgie, den Elektromagnetismus, usw. Eine ausführliche Beschreibung der Phänomene erfolgte bereits von Lingren [53]. Für eine ausreichend genaue Berechnung der Schweißeigenstressen mit FE Simulationen müssen nur die Effekte hinreichend berücksichtigt zu werden, die einen merklichen Einfluss auf das mechanische Verhalten der simulierten Komponente haben. Entsprechend werden nur thermische, metallurgische oder mikrostrukturelle und mechanische physikalische Effekte simuliert. Die betrachteten maßgebenden physikalischen Effekte sind in Abbildung 21 illustriert.

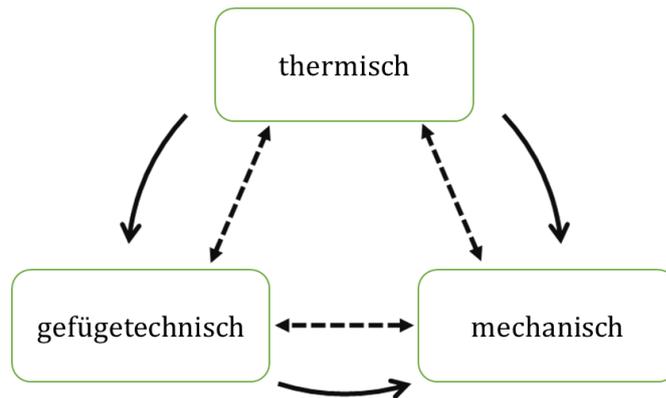


Abbildung 21: Maßgebende physikalische Effekte für die Simulation der Eigenspannungen [53] – die durchgezogenen Pfeile zeigen die betrachteten Einwirkungen, die gestrichelten Pfeile zeigen die wahren Wechselwirkungen zwischen den Bereichen

Der thermische Bereich umfasst die Effekte der Wärmeeinbringung von einer Wärmequelle in das Bauteil und der Wärmeübertragung innerhalb der simulierten Komponente. Diese Effekte werden durch eine transiente thermische Simulation modelliert. Randbedingungen dieser thermischen Analyse sind die Wärmeverluste an die Umgebung. Der Wärmeverlauf hat einen direkten Einfluss auf das Gefüge und somit auf die mechanischen Eigenschaften. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Werkstoffeigenschaften von Stählen temperaturabhängig sind und das Kristallgitter des Stahls während eines Wärmezyklus, der Aufwärmung und Abkühlung umfasst, umgeordnet wird (Phasenumwandlung). Diese Änderungen des Gefüges beeinflussen auch die thermischen und mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes. Gleichzeitig entstehen thermische Dehnungen im Stahl durch den thermischen Verzug, die zum Fließen des Werkstoffes und zur Entstehung der Eigenspannungen führen. Die Höhe der Eigenspannungen ist vom mechanischen Verhalten des Werkstoffes abhängig. Letztendlich kann die Beanspruchung des Werkstoffes im plastischen Bereich den Wärmeverlauf oder die Mikrostruktur durch die Umwandlung von Verformungsenergie in Wärme bzw. durch mögliche druckinduzierte Phasenumwandlungen beeinflussen.

In praktischen Anwendungen kann eine Entkopplung der Wechselwirkungen durch die Vernachlässigung der Einflüsse des mechanischen Verhaltens und der Mikrostruktur auf das thermische Verhalten und des mechanischen Verhaltens auf die Mikrostruktur stattfinden, um den Berechnungsansatz zu vereinfachen, ohne die geforderte Genauigkeit der simulierten Eigenspannungen zu beeinträchtigen [54].

4.1.3 Thermische Simulation

Vernetzung

Die ANSYS 8-Knoten Solid-Elemente „*SOLID45*“ wurden in den durchgeführten thermischen Analysen verwendet. Es wurde in vorherigen Studien nachgewiesen [54], dass die Abmessungen der Elemente in dem Bereich der WEZ kleiner als 7 % der Wärmequellebreite sein müssen. Deshalb wurde eine Vernetzung mit Elementabmessungen von 0,37 mm x 0,37 mm quer zu der Schweißlinie bzw. in der Tiefenrichtung innerhalb des Schmelzbades und der WEZ durchgeführt. Die Längsab-

messung der Elemente betrug 1 mm, hierdurch wird die Genauigkeit der Ergebnisse nicht beeinflusst [54]. Es wurde außerhalb der WEZ und des Schmelzbades eine gröbere Vernetzung mit Elementabmessungen 2 mm x 2 mm x 10 mm modelliert, um die Rechenzeit der Simulation zu reduzieren. Die Vernetzung ist in Abbildung 56a dargestellt.

Modellierung der Wärmequelle

Die Modellierung der Wärmequelle erfolgt durch die Anwendung der normalverteilten doppel-ellipsoiden Volumenquelle (Abbildung 22), die vom Goldak et al. 1984 vorgeschlagen wurde [55]. Die vordere und hintere Ellipsoide der Goldak-Wärmequelle werden durch die Gleichungen (1) bzw. (2) beschreiben. Die Abmessungen der Goldak-Wärmequelle wurden durch den Vergleich des simulierten Schmelzbades und der WEZ mit den Makroschliffen der realen Proben kalibriert. Wie in Abbildung 23 gezeigt wird, wurde die Geometrie des Schmelzbades oberflächennah mit ausreichender Genauigkeit modelliert, aber die Einschweißtiefe wurde in der Simulation unterschätzt. Wie in Abschnitt 4.3.2 gezeigt wird, hat die zunächst als unzureichend erscheinende ungenaue Abbildung der Einschweißtiefe keinen Einfluss auf die simulierten Eigenspannungen.

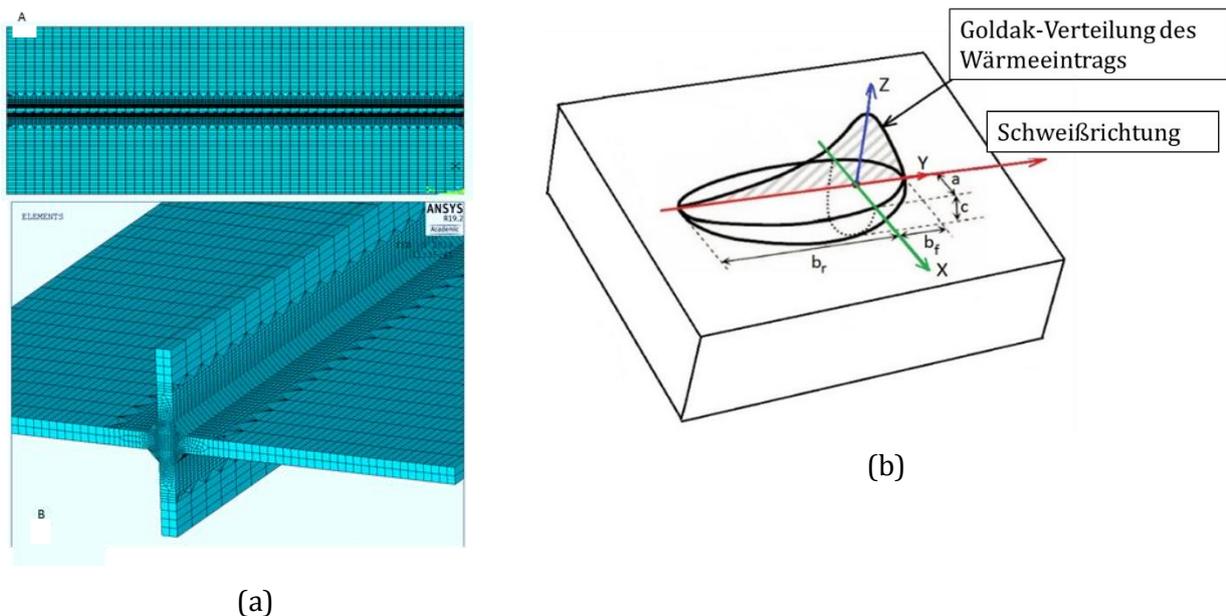


Abbildung 22: (a) Vernetzung der Mutterkreuzstöße (oben: Draufsicht, unten: isometrische Ansicht) (b) Die Goldak-Wärmequelleaus [56] (Textangaben aus dem Englischen übersetzt)

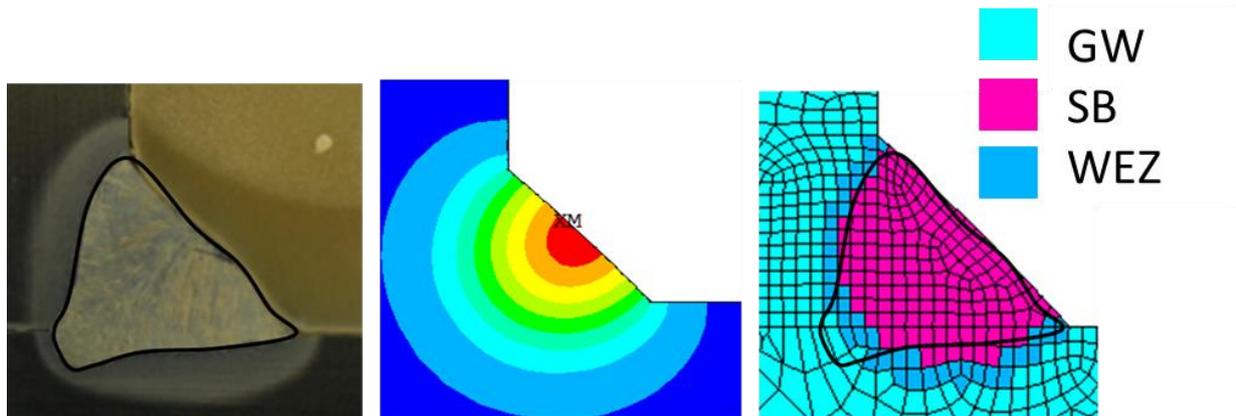


Abbildung 23: Vergleich der realen und der simulierten Schmelzbäder und WEZ und qualitative Temperaturkonturen der Schweißsimulation der Mutterkreuzstöße aus S355J2+N

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_r \cdot Q}{a \cdot b \cdot c \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \cdot e^{-3 \cdot \frac{x^2}{a^2}} \cdot e^{-3 \cdot \frac{y^2}{b^2}} \cdot e^{-3 \cdot [z+v \cdot (\tau_{lag}-t)]^2 / c^2}, \quad (1)$$

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

Tabelle 4: Abmessungen der Goldak - Wärmequelle

Goldak WQ	S355	S690 / S960
a [mm]	4,85	4,94
c [mm]	7,87	4,94
b _f [mm]	4,85	4,94
b _r [mm]	19,4	19,8
η [-]	0,85	0,85
g [-]	3,47	1,76

Der effektive Wärmeeintrag wurde anhand der Gleichung (3) berechnet,

$$Q = \eta \cdot V \cdot I. \quad (3)$$

Die Werte für den thermischen Wirkungsgrad der angewendeten Schweißverfahren wurde von Dupond und Marder [57] übernommen ($\eta = 0,85$ für MAG (135)).

Modellierung der Wärmeübertragung

Die Wärmeübertragung innerhalb des Bauteils wird durch die folgende Gleichung bestimmt:

$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \ddot{q} + \frac{\partial}{\partial x} \left(K_x \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K_y \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K_z \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right). \quad (4)$$

Gleichung (4) leitet sich aus dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik ab,

$$\Delta U = Q - W, \quad (5)$$

der eine Variante des Energieerhaltungssatzes ist, der auf dem Fourier-Gesetz für thermodynamische Systeme basiert

$$q = -K\nabla T. \quad (6)$$

Der Einfluss der fluiden Strömung innerhalb des Schmelzbades auf die Wärmeübertragung wird darin vernachlässigt.

Randbedingungen

Die Wärmeverluste an die Umgebung durch Konvektion werden anhand des Newtonschen Abkühlungsgesetzes modelliert,

$$\frac{q}{A} = h_c \cdot (T_s - T_b). \quad (7)$$

Die Wärmeverluste durch Strahlung werden durch ein Erhöhen des konvektiven Wärmeverlustkoeffizienten h_c berücksichtigt [58].

Thermische Werkstoffeigenschaften

Für die untersuchten Werkstoffe wurden temperaturabhängige thermische Werkstoffeigenschaften aus der Literatur entnommen [54], [58]. Für beide hochfesten Stähle, S690QL und S960QL wurden identische thermische Eigenschaften angenommen, die in Tabelle 5 angegeben sind.

Tabelle 5: Thermische Eigenschaften von S355 [54]

ρ [kg / m ³]	T [°C]	C [kJ / (kg · K)]	K [W / (m · K)]
7800	0	0,4	54
	200	0,5	47
	600	0,8	40
	700	1,0	31
	850	1,5	27
	1000	0,7	27
	1500	0,7	27

Tabelle 6: Thermische Eigenschaften von S690 [58]

T [°C]	K [W / (m · K)]	T [°C]	C [J / (kg · K)]	T [°C]	ρ [kg / m ³]
20	46,1	50	0,5	20	7880
400	44,7	200	0,5	200	7810
700	42,6	400	0,6	400	7740
1100	32,8	700	0,9	700	7640
1300	37,2	900	0,6	900	7620
1387	31,7	1200	0,7	1200	7470
		1381	0,8	1250	7440
				1300	7420

Modellierung der Phasenumwandlungen

Die Phasenumwandlungen wurden anhand eines ingenieurmäßigen Ansatzes modelliert, der von Gkatzogiannis et al. in [54], [59] ausführlich beschrieben wird. Merkmale des Verfahrens sind:

- Die Austenitisierungszeiten $A1$ und $A3$ werden anhand der Gleichungen (8) und (9),

$$A1 = 723 - 10,7 \cdot Mn - 16,9 \cdot Ni + 29 \cdot Si + 16,9 \cdot Cr + 290 \cdot As + 6,4W, \quad (8)$$

$$A3 = 912 - 200 \cdot \sqrt{C} - 15,2 + 44,7Si + 315 \cdot Mo + 13,1 \cdot W - (30 \cdot Mn + 11 \cdot Cr + 20 \cdot Cu - 700 \cdot P - 400 \cdot Al - 120 \cdot As - 400 \cdot Ti), \quad (9)$$

von Lindgren [53] ermittelt unter Berücksichtigung der chemischen Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe analytisch berechnet.

- Der erhöhte Wert $A3'$ infolge einer höheren Erhitzungsrate wird anhand der Gleichung (10),

$$A3' = \omega \cdot \left(\frac{dT}{dt} \right)^{-\varphi+1} + A1, \quad (10)$$

berechnet [60].

- Die Modellierung der Phasenumwandlungen erfolgt auf Basis eines ZTU-Diagramms und der berechneten Maximaltemperatur T_{\max} , der Abkühlzeit t_{85} und der Austenitisierungszeit t_a . In dieser Studie wurden ZTU-Diagramme von Seyffarth [61] und Blacha u.a. [62] für die Stähle S355J2+N bzw. S690QL verwendet. Die Phasenumwandlungen des Stahls S960QL wurden in diesem Fall anhand der Informationen aus Makroschliffen und Härtemessungen aus AP2 modelliert.

- Der Einfluss der umwandlungsinduzierten Plastizität auf die Eigenspannungen wird durch eine fiktive Reduzierung der Werkstofffließgrenze im Temperaturbereich 200 °C – 400 °C berücksichtigt, wie von Karlsson [63] vorgeschlagen.

Simulation der Eigenspannungen

Die Berechnung der Schweißspannungen erfolgte durch anschließende quasi-statische Analysen, die die temperaturabhängigen mechanischen Werkstoffeigenschaften berücksichtigen. Die Werkstoffmodellierung erfolgte unter der Annahme bilinearer Werkstoffgesetze. Das bilineare, temperaturabhängige Modell für den Grundwerkstoff wurde anhand der in AP2 ermittelten Werkstoffeigenschaften kalibriert und ist in Tabelle 7 dargestellt. Die Werkstoffeigenschaften des umgewandelten Gefüges wurden anhand der temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften des Grundwerkstoffes und der einzelnen Phasen, die zum Beispiel in der Dissertation von Hildenbrandt [64] angegeben werden, berechnet.

Tabelle 7: Bilineares Modell von S355J2+N

T	σ_y	E	H
[°C]	[MPa]	[GPa]	[GPa]
20	400	233	2,80
400	300	188	4,20
500	260	162	2,30
560	240	139	2,20
719	167	55	1,84
915	45	10	1
1500	7	10	1
3000	7	10	1

In den mechanischen Berechnungen wurden ANSYS 8-Knoten-Volumenelemente „SOLID180“ verwendet. In Gleichung (11),

$$f_s(u) - p(t) = 0, \quad (11)$$

ist die quasi-statische Lösung beschrieben. Die Modellierung der Randbedingungen (Einspannung) erfolgte durch das Fixieren der entsprechenden Knoten in allen Richtungen, was in diesem Fall ausreichend genau war. Das Problem der Modellierung der Randbedingungen und ihres Einflusses auf die Eigenspannungen wird ausführlich von Gkatzogiannis et al. in [59] erläutert.

4.2 Schweißsimulation mit SYSWELD

Zur numerischen Eigenspannungsanalyse des Schweißprozesses der Kleinprüfkörper wurde ebenfalls eine gekoppelte thermomechanische Simulation mit dem SYSWELD 2016.5 Solver durchgeführt. Das Pre- und Postprocessing erfolgte mit Visual Weld 2016.

Vernetzung und Randbedingung

Die komplexe Berechnung der Eigenspannungserzeugung durch Phasenumwandlungs-, Zwängungs- und Schrumpfungseffekte, wurde mit einem 3D-FE-Modell entsprechend den Abmessungen der Mutterkreuzstöße modelliert. Dabei wurden die FE-Modelle aus dem IGF-Vorhaben Nr. 18.988 N [43] als Basis verwendet und entsprechend modifiziert. Aufgrund der gleichzeitigen Ausführung der Schweißlagen auf jeweils der Ober- und Unterseite bei den S690QL und S960QL Kleinprüfkörpern konnte für diesen Fall ein halbsymmetrisches FE-Modell verwendet werden, dargestellt in Abbildung 24. 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, siehe Kapitel 3.1, festgelegt und sind schematisch in Abbildung 24 dargestellt.

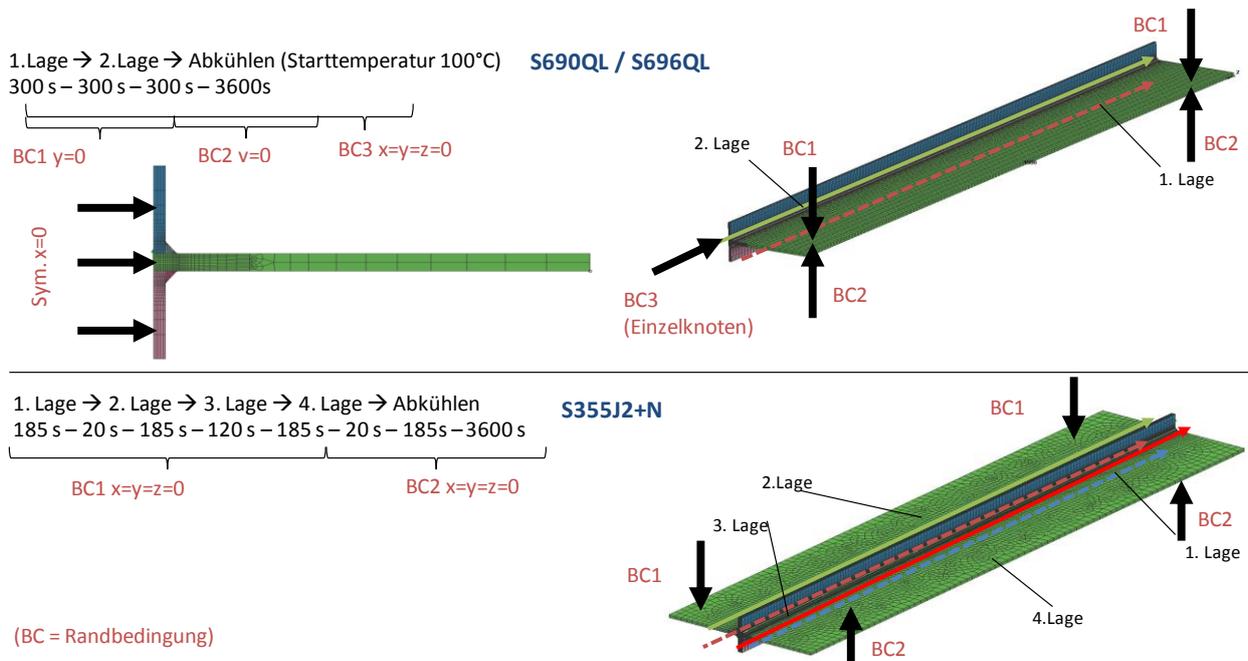


Abbildung 24: 3D-FE Modell mit den entsprechenden Randbedingungen (BC) und Schweißabfolge zur Simulation des Schweißprozesses der Mutterkreuzstöße aus S355J2+N, S690QL und S960QL

Als Wärmequelle für die Simulation wurde wie bei der Simulation mit ANSYS die Dopelellipsoid-Wärmequelle nach Goldak [79], dargestellt in Abbildung 22 (b), verwendet. Um einen besseren Abgleich der Wärmequelle mit den Schlibbildern zu ermöglichen, wurden jedem Schweißpfad aus Abbildung 24 jeweils zwei Wärmequellen zugeordnet. Die Parameter der Wärmequellen sind in Tabelle 8 zusammengefasst. Der Abgleich der Wärmequelle erfolgte gemäß der Empfehlung nach Soshi, Hildebrand u.a. [65] durch eine punktuellen Abgleich der Wärmequelle mit den Temperaturmessung und einem Abgleich der Wärmequelle entlang der AC3-Linie bzw. der Schmelzlinie. Die Parameter zur Bestimmung der Ausdehnung der Goldak-Wärmequelle a, c, b_f und b_r sowie die

Streckenenergie E und der Wirkungsgrad η wurden auf die Weise iterativ ermittelt, wobei die Schweißparameter in Tabelle 3 als initiale Werte dienten.

Tabelle 8: Abmessungen der Goldak- Wärmequelle (SYSWELD)

	S355J2+N			S960QL	
	HS1	HS2	HS3	HS1	HS2
a [mm]	6	2,5	1	4,5	1
c [mm]	1	1	1	1,5	1
b _f [mm]	6	2,5	1	4,5	1
b _r [mm]	24	10	4	18	4
η [-]	0,9	0,9	0,9	0,7	0,7

Modellierung der Phasenumwandlungen

Als Input wurden die in Arbeitspaket 2 ermittelten mechanischen und thermophysikalischen Werkstoffdaten verwendet. Die Werkstoffdaten werden dabei in Abhängigkeit des Gefüges (Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit und Austenit) sowie der Temperatur angegeben und für jedes Element mit den Mischungsansätzen nach Gleichung (12) bestimmt.

$$\sigma_y(\theta) = [1 - f(x)] \sigma_y^\gamma(\theta) + f(x) \sigma_y^a(\theta) \quad (12)$$

Die Werkstoffkennwerte, wie die Streckgrenze σ_y , werden entsprechend des nichtlinearen Mischungsansatzes als Gemisch aus Ferrit (γ) und Austenit (a) abhängig von der Temperatur θ mit dem Ansatz $f(x)$ berechnet, wobei x dem Ferritanteil entspricht. Thermische ε^{th} und mechanische Dehnungen ε^{mech} werden mit dem linearen Mischungsansatz nach Gleichung (13) berechnet

$$\varepsilon^{th}(P, \theta) = \sum P_i \varepsilon_i^{th}(\theta). \quad (13)$$

P_i entspricht darin dem jeweiligen Phasenanteil.

Die Umwandlungsplastizität wurde bei allen Berechnungen mit SYSWELD explizit entsprechend Gleichung (14) berücksichtigt

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^{pl} + \varepsilon^{tp}. \quad (14)$$

Der Dehnungstensor ε besteht aus der Summe der Anteile aus dem elastischem Dehnungstensor ε^e , dem thermischen Dehnungstensor ε^{th} , dem plastischem Dehnungstensor ε^{pl} und dem umwandlungsplastischen Dehnungstensor ε^{tp} . Der zuletzt genannte Tensor ε^{tp} berechnet sich dabei entsprechend Gleichung (15)

$$\varepsilon_{ij}^{tp} = -\frac{3}{2} k \ln(x) \delta_{ij} h(\sigma_y^a / \sigma_y) x \quad \text{mit} \quad k = 2 \Delta \varepsilon_{y \rightarrow a}^{th} / \sigma_y^\gamma. \quad (15)$$

Dabei entspricht k dem umwandlungsplastischen Koeffizienten, δ_{ij} dem Dehnungsdeviator und $\Delta\varepsilon^{th}_{\gamma\rightarrow\alpha}$ dem Unterschied der thermischen Dehnungen ε^{th} von Phase γ zu Phase α .

Die komplexe Berechnung der Eigenspannungserzeugung und -umlagerung aufgrund der Schweiß- und Reparaturprozesse wurde zunächst vereinfacht, zweidimensional modelliert und danach auf ein 3D-Modell übertragen [43]. Die Modellierung eines Querschnitts in 2D führt dabei zu einem ebenen Dehnungszustand und zu einer Steifigkeitsüberschätzung der Randbedingungen in Längsrichtung. Sie zeigt aber dennoch eine gute Übereinstimmung der Quereigenspannungen aus der 3D-Rechnung mit dem Experiment [78]. Die 2D-Simulation erfolgte dabei mit 2300 Elementen die 3D-Simulation 67.900 Elementen. Die minimale Elementkantenlänge lag bei 0,5 mm in Nahtquerrichtung und bei 1 mm in Nahtlängsrichtung. Als Wärmequelle für die Simulation wurde die Doppel-ellipsoid-Wärmequelle nach Goldak [79], dargestellt in Abbildung 22, verwendet. Aufgrund der gleichzeitigen Ausführung der Schweißlagen auf jeweils der Ober- und Unterseite der S960QL Kleinbauteile konnte für diesen Fall ein halbsymmetrisches FE-Modell verwendet werden.

4.3 Ergebnisse der Schweißsimulation (SYSWELD, ANSYS)

4.3.1 Ergebnisse der thermischen Simulation

ANSYS

Die mit den Thermoelementen gemessenen Temperaturprofile werden mit den simulierten Temperaturprofilen der entsprechenden FE-Knoten für den Stahl S355 sowie die Stähle S690 und S960 in den Diagrammen der Abbildung 25 bzw. Abbildung 26 verglichen. Man erkennt, dass die maximalen Temperaturen der Wärmezyklen in beiden Fällen mit ausreichender Genauigkeit berechnet werden. Dennoch werden die Aufwärmungs- und Abkühlungsgeschwindigkeiten in der Simulation unterschätzt. Vereinfachungen und Annahmen in der thermischen Analyse, wie die Berücksichtigung der Wärmeverluste durch Strahlung anhand von Gleichung (7), oder die Vernachlässigung der fluiden Strömung, sind für diese häufig auftretende Abweichung verantwortlich. Nach Untersuchungen von Gkatzogiannis u.a. [59] ist dieser Einfluss jedoch vernachlässigbar.

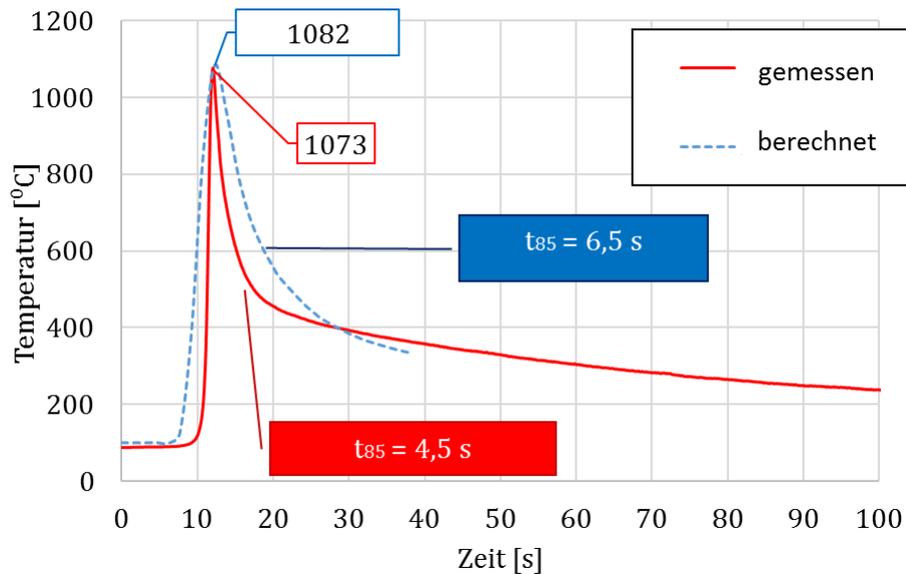


Abbildung 25: Vergleich der gemessenen und der simulierten Temperaturverläufe für den Werkstoff S355J2+N

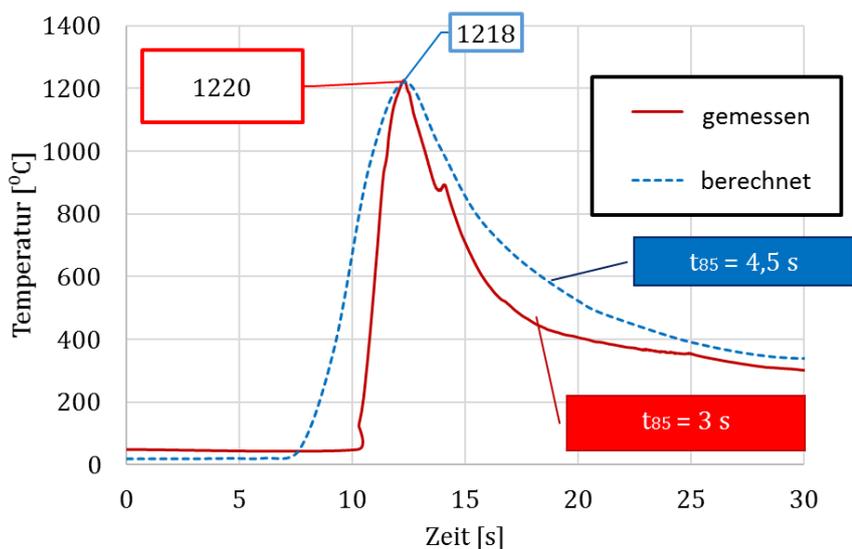


Abbildung 26: Vergleich der gemessenen und der simulierten Temperaturverläufe für die Werkstoffe S690QL und S960QL

SYSWELD

Die Ergebnisse der thermischen Simulation mit dem SYSWELD Solver sind in

Abbildung 27 dargestellt. Im Konturplot ist dabei der Nahtquerschnitt bei maximaler Ausdehnung der Wärmequelle dargestellt. Aufgrund der Verwendung der gleichen Schweißparameter sowie sehr ähnlicher thermo-physikalischer Werkstoffeigenschaften von S690QL und S960QL wurde nur ein Abgleich der Wärmequelle für beide Werkstoffe durchgeführt. Bei dem punktuellen Abgleich der Wärmequelle mit den Temperaturmessungen wurden in der FE-Simulation etwas höhere t_{85} -Zeiten von 5,2 s gegenüber gemessenen 4,5 s bei S355J2+N und von 4,2 s gegenüber gemessenen 3 s bei S690QL bzw. S960QL erhalten. Durch die Verwendung von zwei einzelnen Wärmequellen wurde

eine gute Übereinstimmung in der Form und Ausdehnung der Schmelzlinie bzw. der Ac3-Linie zwischen der FE-Simulation und dem entsprechenden Schlibbild erzielt.

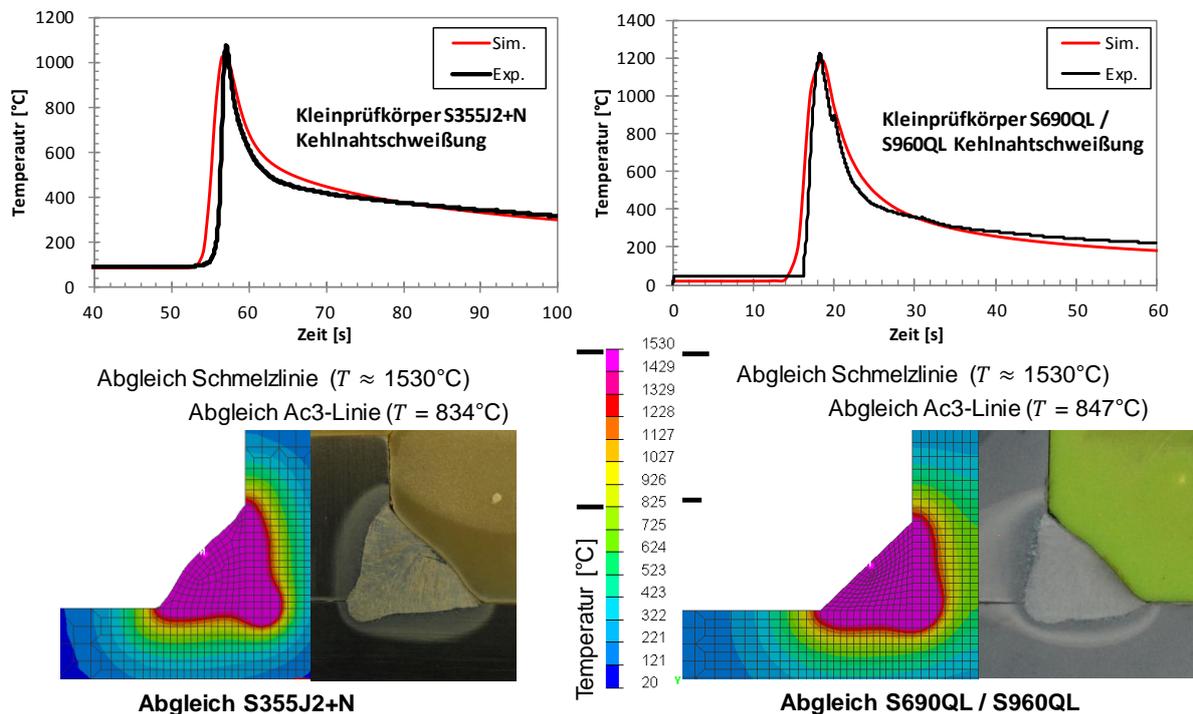


Abbildung 27: Vergleich der gemessenen und der simulierten Temperaturprofile für die Werkstoffe S355J2+N, S690QL/S960QL

4.3.2 Simulierte Eigenspannungsprofile

Die mit ANSYS ermittelten Schweißspannungsprofile auf der Mitte der oberen und unteren Seite der simulierten Komponente werden mit den entsprechenden gemessenen Profilen aus AP2 in **Abbildung 28** bis **Abbildung 33** verglichen. Für alle Werkstoffe werden qualitativ ähnliche Schweißspannungsprofile berechnet, die die theoretischen Eigenspannungsverläufe bestätigen. Es werden Zugeigenspannungen (quer und längs) im Bereich des Schweißnahtübergangs ermittelt. Erwartungsgemäß liegen die maximalen simulierten Eigenspannungen in jedem Fall in der Höhe der wahren Streckgrenze des untersuchten Werkstoffs.

Die simulierten Längs- und Quereigenspannungsprofile für die Mitte des Blechs aus S355J2+N und quer zur Schweißlinie werden zusammen mit den entsprechenden Messungen aus AP2 in **Abbildung 28** bzw. **Abbildung 29** dargestellt. Drei Messlinien wurden nah und parallel zueinander berücksichtigt. Die modellierten Profile liegen innerhalb des Streubands der entsprechenden gemessenen Eigenspannungsprofile im Bereich des Schweißnahtübergangs. Eine signifikante Abweichung tritt außerhalb dieses Bereiches ab einem Abstand von 20 mm vom Schweißnahtübergang auf, wo die gemessenen Eigenspannungsprofile in den Druckbereich wechseln. Das aktuelle FE-Modell konnte diese Druckeigenspannungen nicht simulieren. Diese Druckeigenspannungen außerhalb des

Schweißnahtbereichs können dem Walzprozess und/oder das Reinigungsstrahlen zugeordnet werden [66]–[68]. Die Wärmeeinbringung während des Schweißens führt zum Spannungsarmglühen dieser von der Fertigung induzierten Eigenspannungen im Schweißnahtbereich. Die ausreichende Übereinstimmung zwischen Messungen und Berechnungen im Schweißnahtbereich bestätigt die Richtigkeit des Modellierungsansatzes.

Die simulierten Längs- und Quereigensspannungsprofile für die Mitte des Blechs aus S690QL und quer zur Schweißlinie werden in

Abbildung 30 bzw.

Abbildung 31 zusammen mit den entsprechenden Messungen aus AP2 dargestellt. In diesem Fall wurden die Eigenspannungen nur an einer einzelnen Messlinie gemessen. Die modellierten Profile der Längseigenspannungen liegen sehr dicht bei den entsprechenden Messungen im Bereich des Schweißnahtübergangs. Es zeigt sich eine ausreichende Übereinstimmung zwischen Messungen und Berechnungen. Druckeigenspannungen werden außerhalb dieses Bereiches ab einem Abstand von 15 mm vom Schweißnahtübergang gemessen. Auch hier kann das FE-Modell diese Druckeigenspannungen, die anderen Fertigungseinflüssen zugerechnet werden, nicht simulieren. Im Fall der Quereigenspannungen ist dieser Einfluss aus der Fertigung maßgebend, da überall eine signifikante Abweichung zwischen Messungen und Berechnungen vorhanden ist. Ähnliche Ergebnisse wurden auch für den Stahl S960QL festgestellt (Abbildung 32 und Abbildung 33).

Die durch das Heraustrennen der Proben erzeugte Spannungsrelaxation wurde in einem nachfolgenden Lösungsschritt der quasistatischen Analyse simuliert. Dies erfolgte durch eine Deaktivierung derjenigen Elemente, die außerhalb der Geometrie der gefertigten Proben liegen, und einer anschließenden neuen Berechnung des Gleichgewichtes (Abbildung 34).

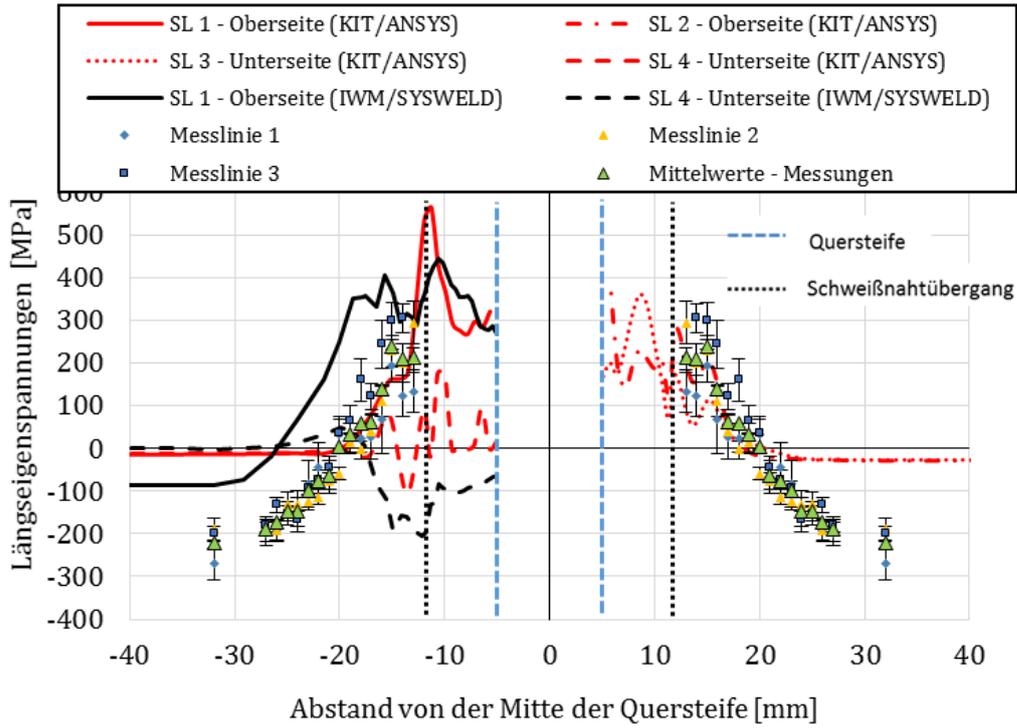
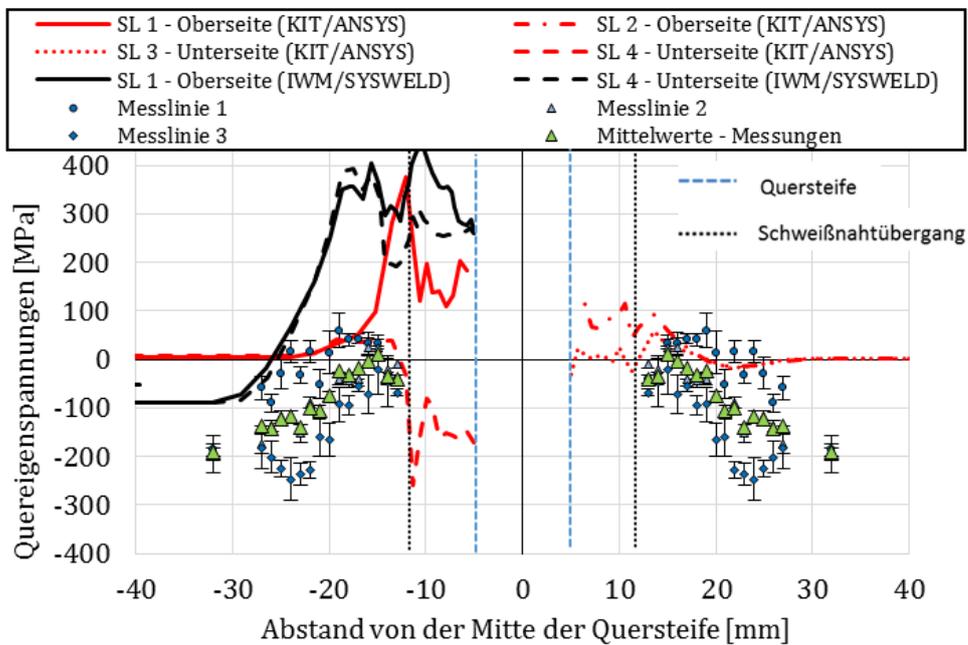
Abbildung 28: Längseigenstressen - S355J2+N³

Abbildung 29: Quereigenstressen - S355J2+N

³ SL: Schweißlage

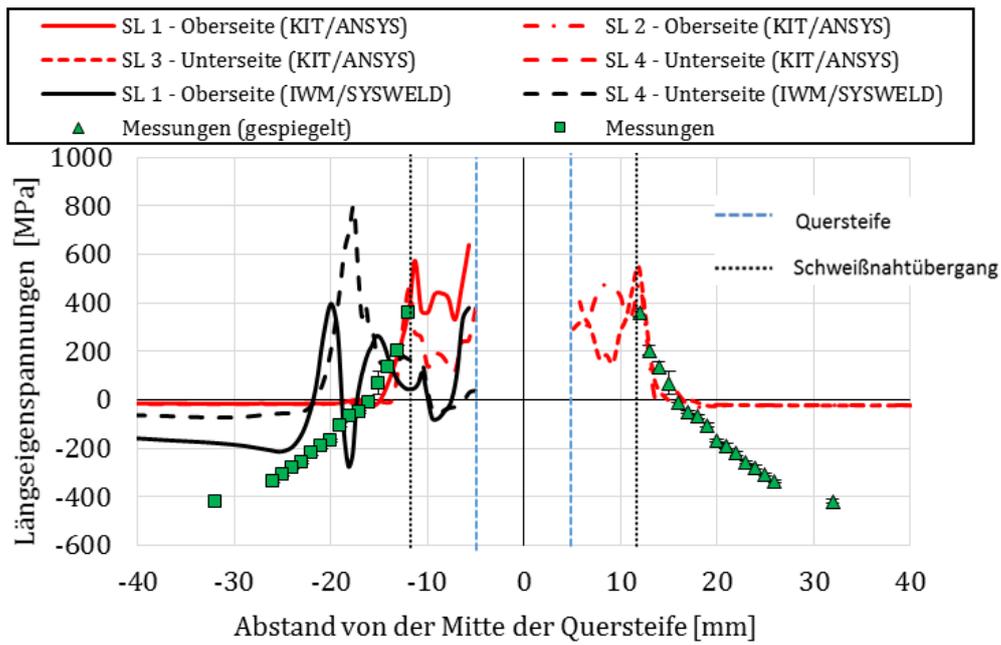


Abbildung 30: Längseigenstressungen – S690QL

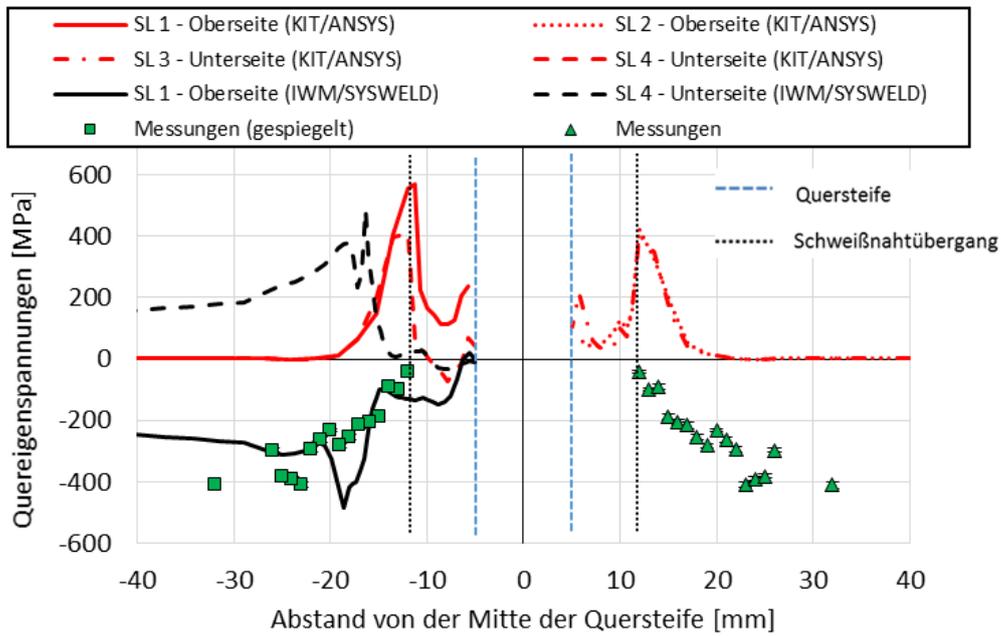


Abbildung 31: Quereigenstressungen – S690QL

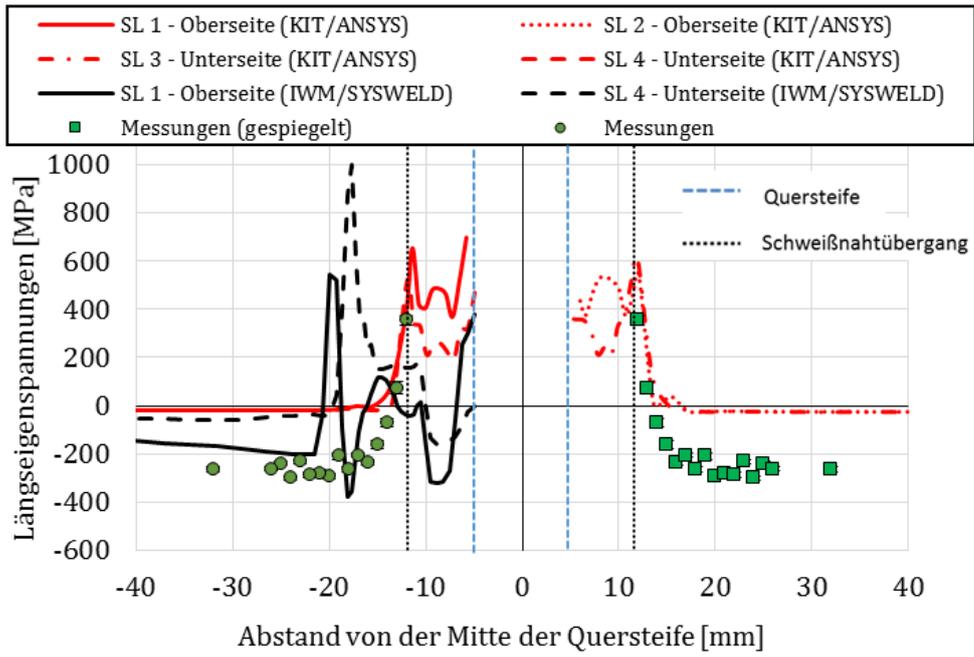


Abbildung 32: Längseigenstressungen - S960QL

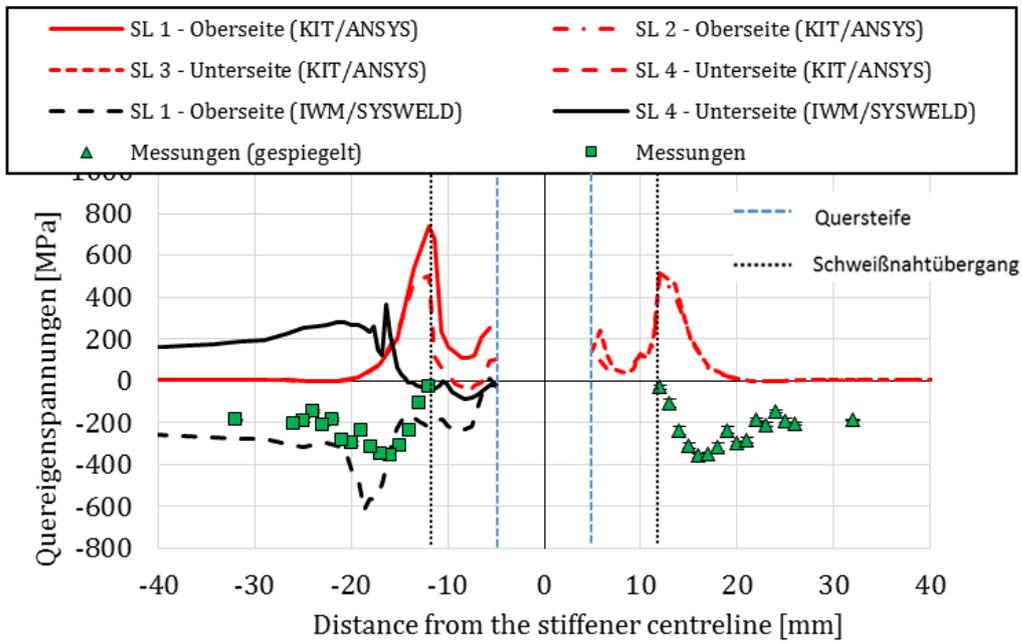
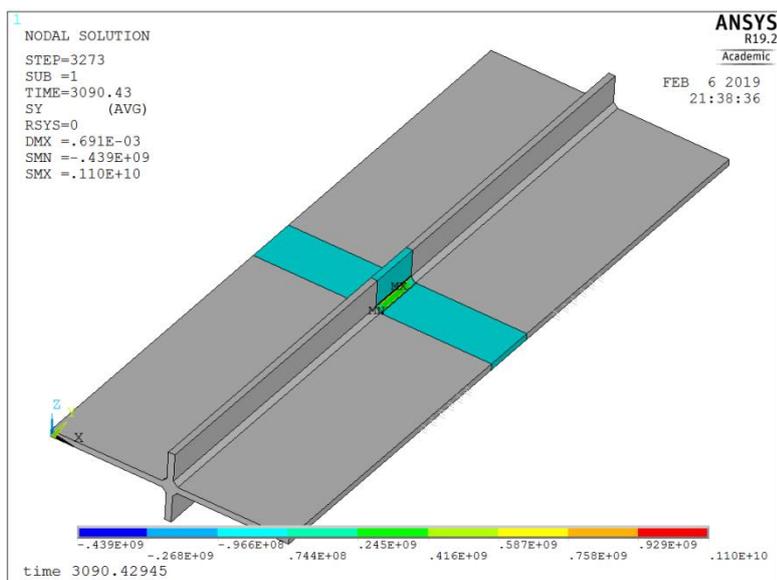


Abbildung 33: Quereigenstressungen - S960QL



**Abbildung 34: Quereigenspannungen der gefertigten Probe aus S355J2+N in [MPa]
 – in grau der Bereich der deaktivierten Elemente**

5 FE-Simulation der HFH-Nachbehandlung

Nach der Ermittlung des Eigenspannungszustandes nach dem Schweißen erfolgte darauf aufbauend die Ermittlung des Eigenspannungszustandes nach dem Hochfrequenzhämmern mit Finite-Elemente (FE) Simulationen. Dafür wurden im Rahmen dieses Forschungsvorhabens die kommerziellen Softwarepakete ANSYS Workbench 18.2 und ABAQUS Version 6.14 eingesetzt. Als Solver wurde LS DYNA R10.1.0 bzw. ABAQUS Explicit verwendet, die entsprechende Rechenzeiteffizienz und Robustheit bei großen FE-Modellen zeigten und die Anwendung von vergleichsweise einfachen Kontaktbedingungen zulassen [26].

5.1 FE-Modelle

LS-DYNA

Die Versuchsanstalt für Stahl Holz und Steine KIT hat mithilfe der FE-Software LS-DYNA ein Modell für die Berechnung der Eigenspannungen aus der HFH-Nachbehandlung erstellt. Für die aktuellen numerischen Analysen wurde der Computercluster ForHLR1 des KIT verwendet. Die Modellierung der gesamten Geometrie der untersuchten Proben war mit der zur Verfügung stehenden Rechenleistung nicht möglich. Um die Rechenzeit zu reduzieren, wurde im aktuellen Modell lediglich die Geometrie aus Abbildung 35 betrachtet. Hierbei wurde die Symmetrieebene in der Mitte der Quersteife parallel zur Steifenrichtung verwendet. Aus dem gleichen Grund wurde nur die Nachbehandlung eines Schweißnahtübergangs modelliert.

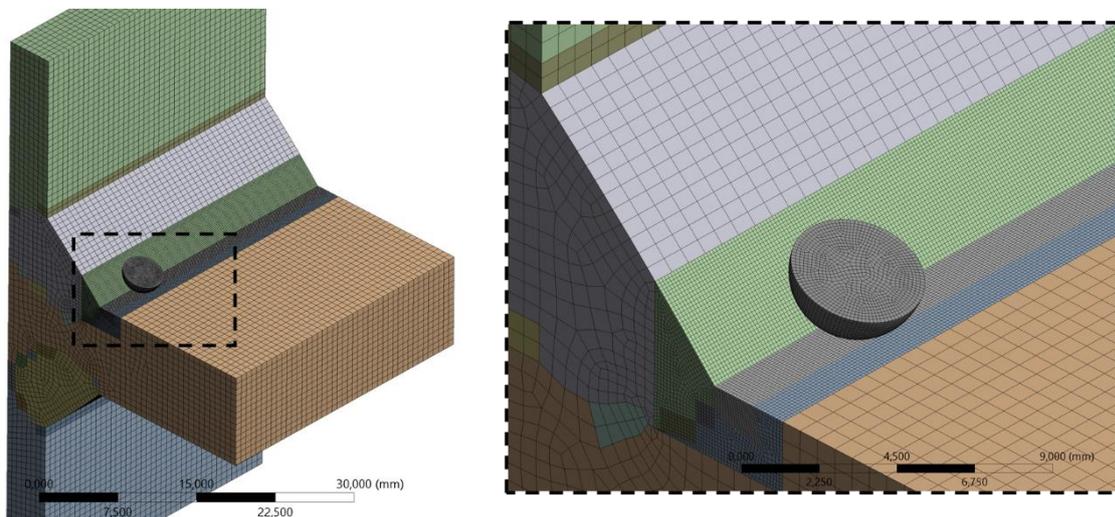


Abbildung 35: Modellierte Geometrie und Vernetzung für die Simulation von HFH

Für die Simulation der HFH-Nachbehandlung ist die Durchführung einer vollständigen transienten Analyse, die durch Gleichung (16) beschrieben wird,

$$m \cdot \ddot{u} + c \cdot \dot{u} + f_s(u) = p(t), \quad (16)$$

erforderlich. Eine globale Dämpfung wurde gemäß Gleichung (17),

$$c = 2 \cdot f_0 \cdot \xi \cdot m = Ds \cdot m, \quad (17)$$

angewendet. Es wurde ein Wert $Ds = 0,5$ angenommen.

Die feine Vernetzung wurde nur in dem Bereich des Schweißnahtübergangs verwendet, in dem die HFH-Nachbehandlung erfolgt, um die Rechenzeit zu begrenzen. Vorherige Konvergenzanalysen haben gezeigt, dass eine Netzfeinheit mit Elementabmessungen kleiner als $1/40$ des Pinradius R_{pin} im Nachbehandlungsbereich erforderlich ist. Ebenfalls aus Gründen der Rechenzeit wurde eine gröbere Vernetzung außerhalb dieses feinvernetzten Volumens modelliert. Die beiden Volumina der feinen und gröberen Vernetzung wurden mit Kontaktflächen verbunden. Das Volumen der feinen Vernetzung muss eine Halbtiefe und Breite von mindestens $1,3 \times R_{pin}$ haben, um einen Einfluss aufgrund numerischer Effekte aus den Kontaktflächen auf die berechneten Eigenspannungsprofile auszuschließen. Die Elementgröße der gröberen Vernetzung muss kleiner als das 3,5-fache der Elementgröße der feineren Vernetzung sein, um eine fehlerfreie Modellierung der Kontaktbedingungen auf den Kontaktflächen zu ermöglichen. 8-Knoten *hexahedron* Volumenelemente aus der LS-DYNA Bibliothek wurden zur Vernetzung angewendet. Die Vernetzung wurde in ANSYS Workbench erstellt und ist in Abbildung 35 dargestellt. Die Umsetzung der mit ANSYS berechneten Schweißseigenspannungen in LS DYNA erfolgte mithilfe von MATLAB Skripten, die die Verlinkung der zwei Programme ermöglichten.

Die Pinbewegung wurde unter Verwendung des im Abschnitt 5.2 beschriebenen kraftgesteuerten Konzeptes modelliert. Eine zufällige Kraft beschleunigt den Pin auf eine bestimmte Geschwindigkeit, die mithilfe der DMS-Messungen an den Pins der HiFIT- (Abschnitt 5.2) und PITEC-Geräte [45] kalibriert wurde. Der Vorschub des Pins entlang des Schweißnahtübergangs zwischen fortlaufenden Schlägen wurde verschiebungsgesteuert modelliert. Die Modellierung von kleinen, realitätsnahen Schrittweiten kann zu impraktikabel hohen Rechenzeiten führen. Eine ausreichende Überlappung ist jedoch zwischen benachbarten Schlägen erforderlich, um die Tiefe der HFH-Spur und die Eigenspannungen ausreichend genau zu simulieren. Der Einfluss der Überlappung wurde von Schubnell u.a. [69] ausführlich erläutert.

Zusätzlich zu den Symmetriebedingungen wurden die Knoten auf der Oberseite der oberen Quersteife in den Richtungen Schweißnahtachse und parallel zur Steifenrichtung fixiert. Der Reibungskontakt zwischen den Oberflächen des Pins und der nachbehandelten Komponente wurde gemäß dem Coulombschen Reibungsmodell,

$$F_f = \mu \cdot F_N, \quad (18)$$

modelliert. LS DYNA berechnet den Reibungskoeffizient anhand der Gleichung (19),

$$\mu = \mu_d + (\mu_s - \mu_d) \cdot e^{-c|v_{sliding}|}. \quad (19)$$

Für den statischen μ_s bzw. dynamischen Reibungskoeffizient μ_d wurden Werte von 0,3 und 0,15 angenommen [69].

Anhand der gemessenen Fortschrittgeschwindigkeit und Schlagfrequenz der zwei Nachbehandlungsverfahren wurde die HiFIT- und PITEC-Nachbehandlung mit einem Übergang bzw. mit drei Übergängen modelliert. Die unterschiedlichen Pinradien beider Geräte wurden ebenfalls berücksichtigt.

Eine Übersicht der durchgeführten numerischen Analysen wird in Tabelle 9 gezeigt. Die aktuelle Simulationsreihe enthält eine Berechnung für jeden Werkstoff und jeden Nachbehandlungsgerätetyp. Die simulierten Eigenspannungsprofile werden im Abschnitt 4.3.2 dargestellt.

Tabelle 9: Durchgeführte Simulationen von HFH (KIT)

Modell	Schrittweite [mm]	Aufschlaggeschwindigkeit [m/s]	Lage [-]	maximale Tiefe der HFH-Spur [mm]	vertikale Verschiebung des Schweißnahtübergangs [mm]
S355-PITEC	0,15	3,5	3	0,19	0,06
S355-HiFIT	0,15	4,2	1	0,13	0,04
S960-PITEC	0,2	4,2	3	0,25	0,08
S960-HiFIT	0,1	4,2	1	0,13	0,04

ABAQUS

Die verwendeten Prozessmodelle basieren auf den numerischen Analysen von Hardenacke u.a. [26] der Sensitivitäten von Lastmodellierung, Netzgröße, Kontakt- und Randbedingungen einer FE-Simulation des HFH-Verfahrens hinsichtlich des Eigenspannungszustandes untersuchte. Dieses Prozessmodell wurde schrittweise verbessert durch Foehrenbach u.a. [25], Schubnell u.a. [33] und Ernould u.a. [70]. Eine detaillierte Untersuchung von Schubnell u.a. [32] zeigt dabei für den einfachen Fall einer HFH-Behandlung von flachen Platten aus den Grundwerkstoffen S355J2, S690QL und S960QL mit unterschiedlichem Vorschub und Anzahl von Behandlungsdurchläufen eine hohe Übereinstimmung des numerische berechneten Eigenspannungszustandes mit experimentell ermittelten Werten.

Das dynamische Zeitintegrationsverfahren ist dabei im Detail im ABAQUS Handbuch [71] beschrieben und basiert auf einer expliziten Zeitintegration, kombiniert mit der Verwendung von diagonalen Massenmatrizen. Deren Inversen sind entsprechend einfach zu berechnen und die Vektormultiplikation der Massenmatrixinverse mit der Trägheitskraft benötigt nur so viele Rechenschritte wie Freiheitsgrade im Modell existieren. Die explizite Zeitintegration verwendet dabei viele kleine Zeitschritte, wobei die Integration vergleichsweise stabil verläuft. Als Abschätzung für die Stabilitätsgrenze dient dabei die Übertragungszeit der Schockwellen durch das kleinste Element im FE-Netz ($\Delta t \approx L_{\min}/cd$, wobei L_{\min} der kleinsten Elementkantenlänge entspricht und cd der Geschwindigkeit der Schockwelle). Die Verwendung von sehr kleinen Zeitschritten, ausgehend von der Stabilitätsgrenze, ist auch deshalb vorteilhaft weil dies dem Solver erlaubt, die Lösung ohne Iterationen und ohne die Verwendung tangentialer Steifigkeitsmatrizen zu berechnen. Ebenfalls vereinfacht

dies die Verwendung der Kontaktbedingungen. Allerdings führt eine Reduzierung der Elementgröße auf die Hälfte zu einer Erhöhung der Rechenzeit um den Faktor 16 für ein 3D-Modell (8x für die Elementanzahl und 2x bzgl. der halben Zeitschrittweite).

In bisherigen Untersuchungen wurde die Schweißnahtgeometrie stets vereinfacht mit gerader Nahtflanke sowie einem tangential auslaufenden Radius modelliert, der abgeschätzt [26], [27], [29] oder zuvor gemessen wurde [33], [39]. Allerdings zeigten Messungen des Flankenwinkels und Nahtübergangsradius an den verwendeten Quersteifen [72] zum einen, einen hohen Einfluss des Auswertalgorithmus und der lateralen Auslösung des 3D-Scannersystems. Zum anderen lag eine hohe Streuung hinsichtlich des erfassten Nahtübergangsradius vor. Aus diesen Gründen wurde die unstetige bzw. nichtlineare Geometrie des Nahtübergangs mit einem 3D-Laserscanner digitalisiert und direkt in die FE-Simulation transferiert. Dazu wurde das Vorgehen nach Le [73], basierend auf den 3D-Scans von Al-Kaltham [74], verwendet und schrittweise die 3D-Geometrie mit dem Programm Geomagic Studio aus den 3D-Rohdaten in ein entsprechendes Oberflächenmodell überführt. Anschließend wurde das 2D-Oberflächenmodell mit der CAD-Software CREO 2.0 in ein 3D-Volumenmodell überführt und im nächsten Schritt mit der Vernetzungssoftware HYPERMESH vernetzt. Dieses Vorgehen ist in Abbildung 36 dargestellt.

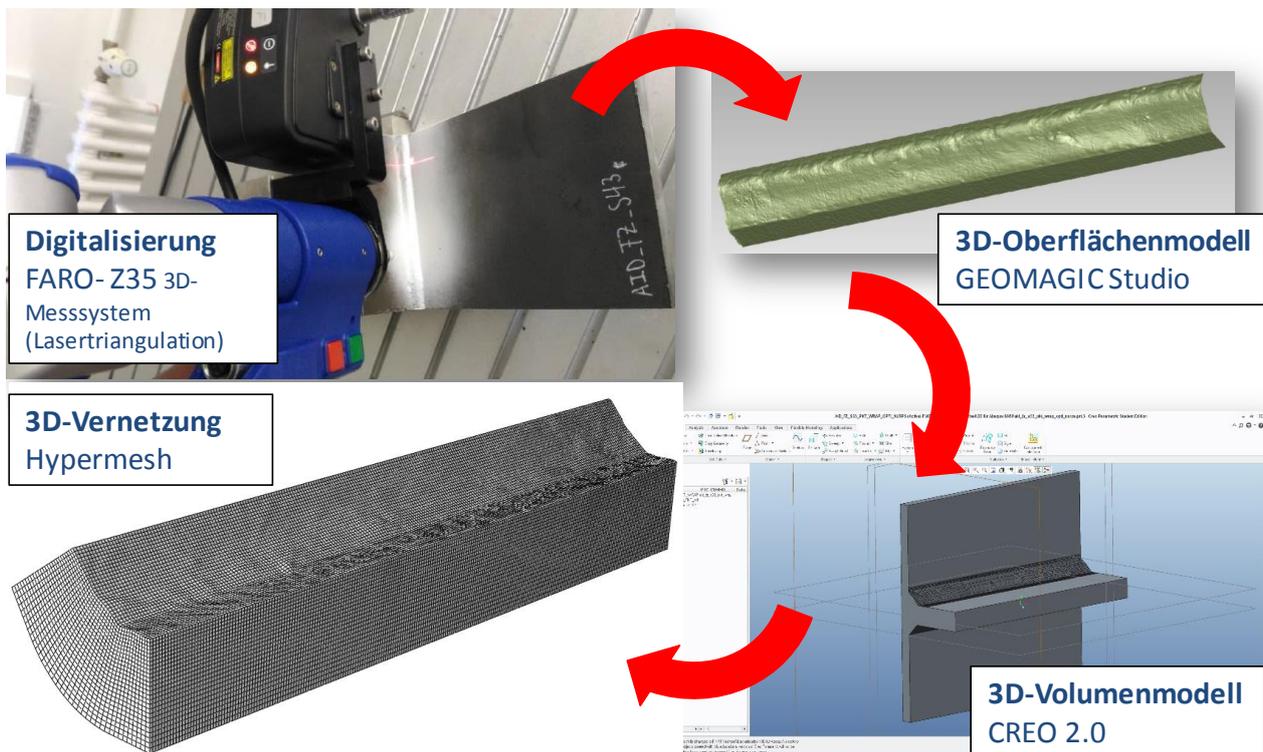


Abbildung 36: Vorgehen bei der Erstellung des FE-Netzes des Schweißnahtübergangs

Für die Modellierung des HFH-Prozesses wurde für die S690QL- und S960QL-Kleinprüfkörper ein halbsymmetrisches FE-Modell mit einer Symmetrieebene in der X-Y-Ebene verwendet, dargestellt in Abbildung 37. Aufgrund der Asymmetrie der Schweißseignspannungen (Kapitel 4 bzw. AP3) wurde bei der Modellierung des HFH-Prozesses bei den S355J2+N Kleinprüfkörpern keine Symmetrieebene verwendet. Die Abmessungen des FE-Modells können Abbildung 37 entnommen

werden. Aufgrund der begrenzten Rechenkapazitäten wurde nur ein Probenausschnitt mit einer Breite von 35 mm modelliert, um die Elementanzahl entsprechend vorhergehenden Untersuchungen [25], [33] auf maximal 500.000 Elemente zu begrenzen. Es wurden dabei ausschließlich reduziert integrierte 8-Knoten Hexaderelemente mit Hourglass-Kontrolle (ABAQUS-Elementbibliothek: C3D8R) verwendet. Hinsichtlich der Elementgröße wurden quadratische Elemente mit einer minimale Kantenlänge von 125 μm , entsprechend den Untersuchungen von Hardenacke u.a. [26], für den Kontaktbereich mit dem Pin verwendet, dargestellt in Abbildung 36. Diese Elementgröße deckt sich weitestgehend mit den Empfehlungen hinsichtlich der Elementgröße für die Kugelstrahlsimulation bei der diese in der Regel in Abhängigkeit des Durchmessers eines Einzelkugelaufschlags angegeben wird. Dabei variieren die Angaben zwischen 1/10 [75], 1/12 [76], 1/15 [77] und 1/20 [78] des Durchmessers eines Einzelaufschlags. Dieses Verhältnis von Elementgröße zu dem Einzelaufschlagsdurchmesser liegt bei S355J2+N bei ca. 16 und bei S960QL bei ca. 11 und wurde im Vorfeld durch eine entsprechende FE-Simulation der HFH-Behandlung an flachen Platten ermittelt [32]. Die Elementgröße wurde im Kontaktbereich annähernd konstant gehalten. Die Elementkantenlänge entlang der Y-Achse wurde jedoch auf 1 mm und entlang der X/Z-Achse auf durchschnittlich 0,5 mm außerhalb des Kontaktbereichs vergrößert. Die Elementkantenlänge entlang der X-Achse bzw. Z-Achse wurde zudem linear auf 2 mm bzw. auf 5 mm erhöht. Insgesamt wurden bei der Modellierung des HFH-Prozesses für den Kontaktbereich 326.586 C3D8R-Elemente verwendet. Für den außenliegenden Bereich beim S355J2+N Kleinprüfkörper 101.984 und beim S960QL Kleinprüfkörper jeweils 62.820 C3D8R-Elemente. Um die Reflektion der Schockwellen an den Kanten in Längsrichtung (Z-Richtung in Abbildung 37) zu unterbinden, wurde zudem an den entsprechenden Kanten eine Reihe von C3DIN8 Elementen platziert, siehe Abbildung 37. Dieses Vorgehen wurde erstmals von Schwarzer u.a. [79] für die Simulation des Kugelstrahlens entwickelt und hat sich in diesem Bereich weitestgehend etabliert [80].

Im Rahmen bisheriger FE-Modelle zur HFH-Simulation wurde der Pin meist als Starrkörper [26], [27], [81], [82] aber auch als elastischer Körper modelliert [25], [28], [29]. Numerische Untersuchungen aus dem Bereich des Kugelstrahlens zeigen jedoch, dass als Starrkörper (rigid) modellierte Kugeln zu einer Überschätzung der Druckeigenstressungen führen [83], [84] wenn die Streckgrenze der Kugeln in einem ähnlichen Bereich wie die des gestrahlten Werkstoffes liegt. Allerdings zeigten FE-Rechnungen von Mori u.a. [85], dass dann keine plastischen Deformationen in den Kugeln auftreten, wenn deren Streckgrenze um den Faktor 2 höher liegt, als die des gestrahlten Werkstoffes. Vergleichende Untersuchungen von Ernoult [86] zeigten für den Grundwerkstoff S355J2+N keinen nennenswerten Unterschied der Modellierung des Pins als Starrkörper bzw. als elastischer Körper. Dementsprechend wurde der Pin in den nachfolgenden Untersuchungen als Starrkörper modelliert, da die Härte des Pins, gefertigt aus einem gehärteten Werkzeugstahl, im Bereich von 900 HV 10 liegt und somit über um den Faktor 3 bzw. 2,5 höher liegt als die Härte des Grundwerkstoffes bzw. der Wärmeeinflusszone des Baustahls S960QL. Die entsprechende Masse bzw. Massenträgheits-

momente des Pins wurden einem festen Referenzpunkt zugewiesen. Der Pin wurde entsprechend der HFH-Behandlung (Kapitel 3.2) um einen Anstellwinkel von $\beta_a = 70^\circ$ gegenüber der Horizontalen geneigt. Der Kippwinkel betrug dabei $\beta_t = 90^\circ$.

Für die HFH-Prozesssimulation wurde zudem die gegenüberliegende Seite komplett in alle Raumrichtungen fixiert, siehe Abbildung 37. Bisherige Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses unterschiedlicher Randbedingungen zeigten keinen signifikanten Einfluss auf den Eigenspannungszustand nach der HFH-Behandlung [26]. Die horizontale Bewegung des Pins wurde mit einer sogenannten VDISP-Subroutine (vectorized user displacement) implementiert [86]. Diese bewegt den Pin nur, wenn dieser seine ursprüngliche Position über der Oberfläche erreicht hat, und verhindert so eine Bewegung während des Kontakts mit dem Werkstoff. Die Vorschubgeschwindigkeit wurde mit Videomitschnitt der Behandlung ermittelt und betrug $V=50$ mm/s für die HiFIT-Behandlung und $V=7$ mm/s für die PITEC-Behandlung. Die horizontale Bewegung des Pins in der FE-Simulation wurde an die entsprechende Vorschubgeschwindigkeit angepasst.

Der Einfluss der Kontaktbedingungen auf den Eigenspannungszustand wurde systematisch von Hardenacke u.a. [26] untersucht. Dabei zeigte sich bei einem Abstand der Einschläge von 0,4 mm nur ein geringer Unterschied zwischen reibungslosem Kontakt und kinematischem Kontakt sowie Penalty-Kontakt [71] nahe der Oberfläche. Entsprechend wurde für die nachfolgenden Untersuchungen ein Penalty-Kontakt mit einem tangentialen Reibungskoeffizient von $\mu = 0,15$ [26], [82], [87] verwendet.

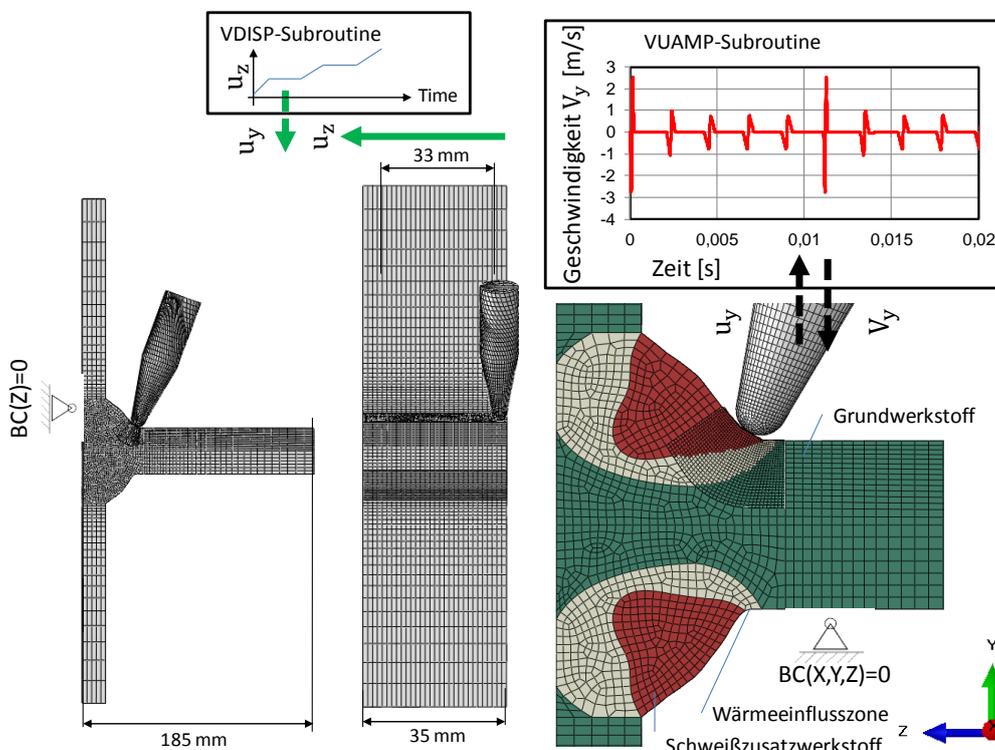


Abbildung 37: 3D-FE Modell der HFH-Simulation der Kleinprüfkörper

Gemäß dem Projektantrag sind die Eigenspannungen nach dem Schweißprozess als initiale Randbedingung für die HFH-Simulation im FE-Modell zu berücksichtigen. Bisherige HFH-

Prozesssimulationen zeigten einen vergleichsweise geringen Einfluss der Schweißeigenspannung auf den Eigenspannungszustand nach der Anwendung des HFH-Prozesses [26], [27], [33]. Allerdings kommt es nur zu geringen Änderungen der Schweißeigenspannungen außerhalb des Kontaktbereichs des Pins während des HFH-Prozesses [39]. Zudem ist davon auszugehen, dass sich diese Schweißeigenspannungen nahezu über den gesamten Nahtquerschnitt im Gleichgewicht befinden [88]. Aus diesem Grund kann nicht ausgeschlossen werden, dass die Schweißeigenspannungen dennoch einen nicht zu vernachlässigbaren Einfluss auf die Eigenspannungsstabilität haben, die nachfolgend auch numerisch untersucht werden soll, siehe Kapitel 9.

Die Übertragung der Schweißeigenspannung in das numerische ABAQUS-Modell erfolgt dabei mit einem in MATLAB implementierten Algorithmus, basierend auf der Arbeit von Föhrenbach [45]. Dabei wurden alle Komponenten der Spannungstensoren $\sigma = [\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}, 2\sigma_{xy}, 2\sigma_{xz}, 2\sigma_{yz}]$ sowie die skalaren, akkumulierten plastischen Dehnungen $\bar{\varepsilon}_{pl}$ an jedem Knoten des FE-Netzes aus SYSWELD ausgelesen. Zur Übertragung dieser Werte auf die Gaußintegrationspunkte des FE-Netzes aus ABAQUS, wurde für jedes Element der Schwerpunkt berechnet. Dabei wurde angenommen, dass die Position der Position des Integrationspunkts bei reduziert integrierten C3D8R Elementen entspricht [ABQ Handbuch]. Die Berechnung der Ausgangsgrößen (ABAQUS FE-Netz) erfolgte anhand einer gewichteten Mittelwert-Berechnung, basierend auf den nächsten vier Knotenwerten (SYSWELD FE-Netz) mit dem absoluten Abstand dieser Knotenkoordinaten zum Integrationspunkt als Wichtungsfaktor. Ein annähernd identischer, linearer Ansatz führte bereits zu akzeptablen Ergebnissen mit einer Abweichung hinsichtlich der Übertragung der Spannungswerte von weniger als 5 % [26], [33]. Die Übertragung der Spannungswerte und akkumulierten plastischen Dehnungen ist in Abbildung 38 dargestellt. Ein Abgleich der Eigenspannungszustände von SYSWELD und ABAQUS zeigte, dass der Übertragungsfehler unter 4,5 % liegt.

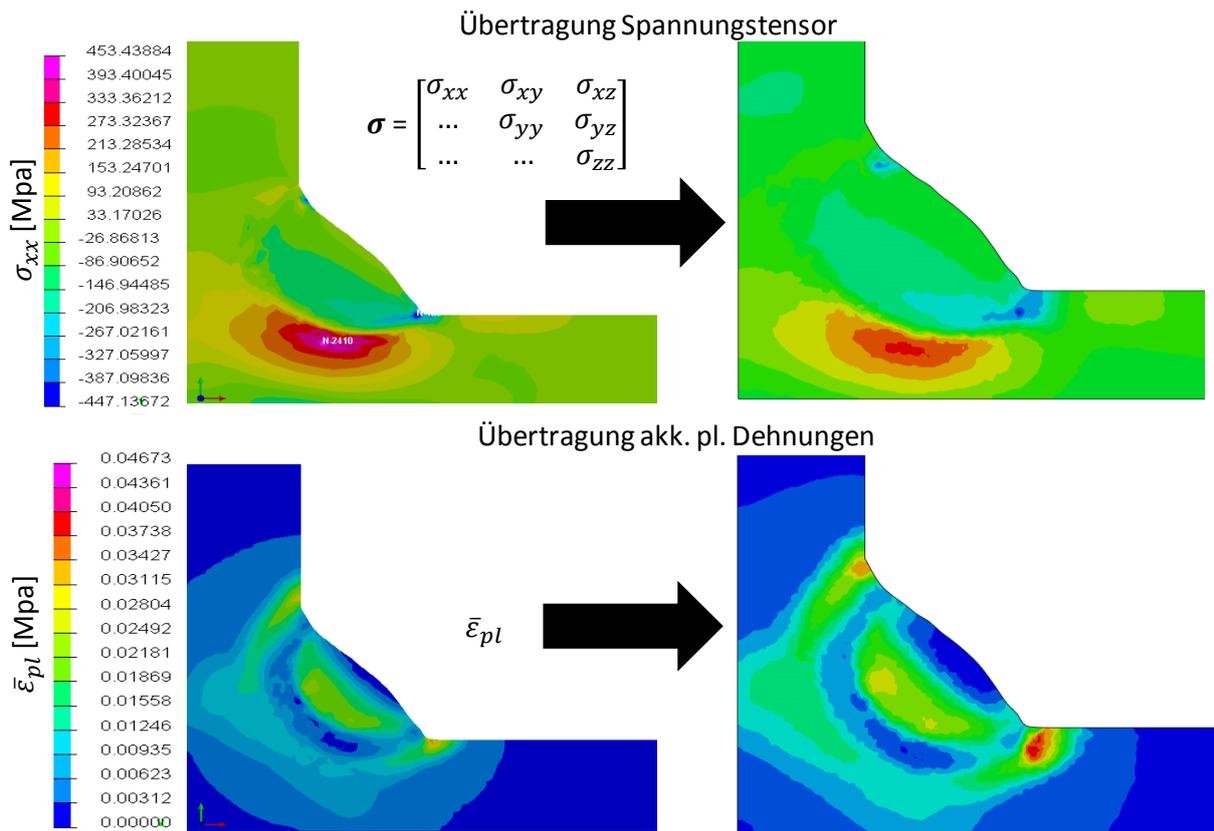


Abbildung 38: Übertragung des Eigenspannungszustandes von SYSWELD zu ABAQUS

5.2 Prozesskinematik

Zur kraftgesteuerten Modellierung des HFH-Prozesses nach der Definition von Hardenacke u.a. [26] ist eine Ermittlung der Aufschlagsgeschwindigkeit erforderlich. Erste Versuche der Erfassung der Geschwindigkeit des Pins des Werkzeugs Pitec Weld Line 10 mit einer Hochfrequenzkamera gestalteten sich aufgrund der hohen, benötigten Bildrate von deutlich über 3.000 fps schwierig [45]. Eine Messung der Stauchung des Pins mit Dehnungsmessstreifen und Transientenmessverstärker ermöglichte jedoch eine deutlich höhere Abtastrate von 50 kHz [45]. Ähnliche Messungen waren zuvor schon von Baptista u.a. [28] und Simunek u.a. [27] durchgeführt worden. Über die Korrelation der Stauchung bzw. Dehnung des Pins mit den Ergebnissen einer linear-elastischen FE-Simulation konnte somit die Aufschlagsgeschwindigkeit ermittelt werden [45]. Anschließend konnte durch eine Analyse des Messsignals, basierend auf einer Fast-Fourier-Transformation (FFT) mit einer anschließenden statistischen Auswertung, eine entsprechende Schlagperiode des HFH-Werkzeugs PITEC Weld Line 10 erfasst werden [86]. Bei der Modellierung der Pinkinematik wurden diese ermittelten Geschwindigkeitsverläufe verwendet.

Entsprechend dieser Vorarbeiten wurde die Stauchung des Pins beim HiFIT-Werkzeug im Rahmen dieses Forschungsvorhabens ermittelt. Die Messung erfolgte dabei mit zwei Dehnungsmessstreifen Typ TML FLA-2-17-1L mit einer Messlänge von 2 mm die 180° versetzt auf dem Pin aufgeklebt wurden. Das Gerät wurde dabei mit einer Druckluftversorgung mit 8 bar und einem Durchfluss von 400 l/min betrieben. Mit einer Schablone wurde der Anstellwinkel bzw. Kippwinkel auf $\beta_a = \beta_t = 90^\circ$

fixiert. Dabei wurde ein Blech aus S960QL an einer festen Position behandelt und die Behandlungsintensität über ein Regelventil schrittweise erhöht. Die Messung wurde dabei mit einem Transientenmessverstärker mit einer Abtastrate von 100 kHz aufgezeichnet. Dabei wurden nach einer Messzeit von 1 bis 2 Sekunden annähernd konstante Spannungspeaks registriert. Das vorbereitete Werkzeug, Messprinzip und die entsprechenden Kontaktkraftverläufe sind in Abbildung 39 dargestellt.

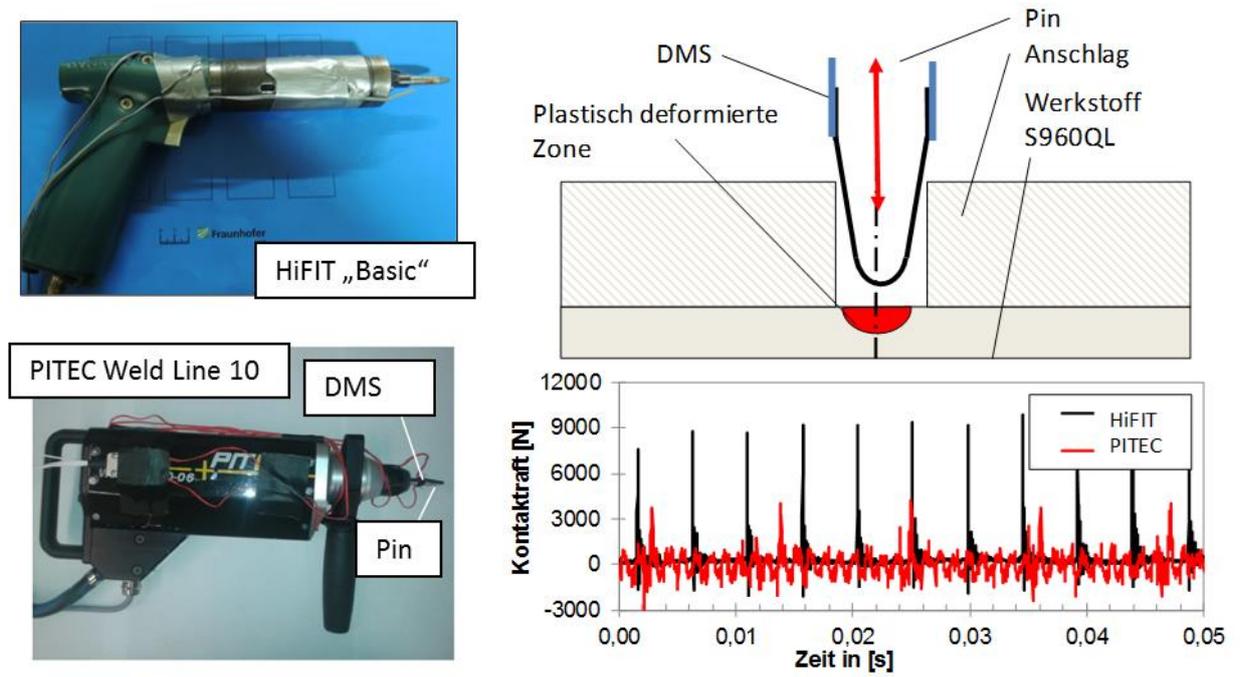


Abbildung 39: Messung der Kontaktkraft der HFH-Werkeuge

Die Ergebnisse der Messungen bei unterschiedlicher Behandlungsintensität (Ventilstellung) des HiFIT-Werkzeugs und die Messungen aus den vorhergehenden Untersuchungen des PITEC-Werkzeugs [45], [86] sind in Abbildung 40 dargestellt. Dabei wurde festgestellt, dass die Aufschlagskraft beim PITEC-Werkzeug mit steigender (Schlag)Frequenz abnimmt und mit steigendem Betriebsdruck zunimmt. Beim HiFIT-Werkzeug nimmt die Schlagkraft zu einem gewissen Grad mit der Ventilstellung zu und die Schlagfrequenz nimmt ab.

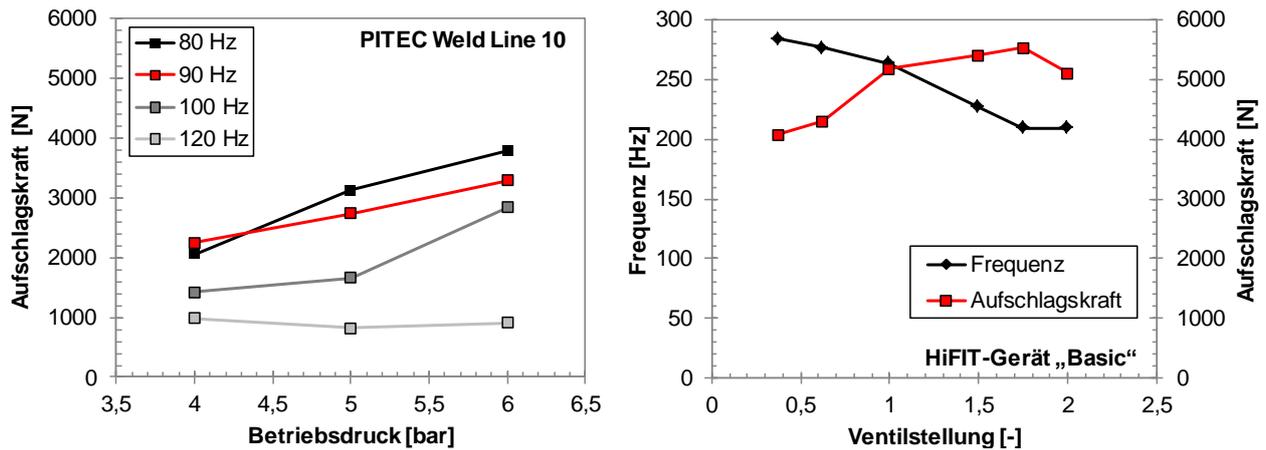


Abbildung 40: Aufschlagkraft bzw. Schlagfrequenz der verwendeten HFH-Werkzeuge

Die gemessene Kontaktkraft bzw. Stauchung des Pins wurden entsprechend vorhergehender Untersuchungen [86] mit einer linear-elastischen FE-Analyse mit der Aufschlagsgeschwindigkeit korreliert. Dabei wurde der komplette Pin als elastischer Körper modelliert und mit einer definierten Anfangsgeschwindigkeit versehen. Der Aufschlag auf einer linear-elastischen Ebene wurde mit den gleichen Kontaktbedingungen wie bei der späteren 3D-HFH-Simulation modelliert. Dabei gilt die Annahme, dass die Deformationen an der HFH-behandelten Platte nach einigen Sekunden Behandlungszeit zu vernachlässigen sind und sich der Werkstoff annähernd linear-elastisch verhält. Die Aufschlagsgeschwindigkeit V_i in m/s kann über die folgenden Formeln, basierend auf der Aufschlagkraft in N aus Abbildung 40, für das HiFIT-Werkzeug abgeschätzt werden:

$$V_i = 0,572 F + 218 \text{ für } 600 N < F < 11.000 N \quad (20)$$

Für das PITEC-Werkzeug kann analog die Formel nach Ernould [86] zum Abschätzen der Aufschlagsgeschwindigkeit V_i in m/s in Abhängigkeit der Aufschlagkraft F in N verwendet werden.

$$V_i = 0,658 + 272 \text{ für } 500 N < F < 7.000 N \quad (21)$$

Basierend auf den verwendeten Einstellung von $f = 90$ Hz und $p = 6$ bar für das PITEC-Werkzeug sowie von einer Ventilstellung von „1x“ für das HiFIT-Werkzeug wurde eine entsprechende mittlere Aufschlagsgeschwindigkeit von $V_i = 2,68$ m/s (PITEC) und $V_i = 3,18$ m/s (HiFIT) bestimmt.

5.3 Materialmodellierung

Eine ausführliche Zusammenfassung der bis 2008 durchgeführten numerischen Simulation des Kugelstrahlens durch Schulze u.a. [80] legt nahe, dass ein kombiniert isotrop-kinematisches Verfestigungsmodell geeignet ist, das zyklische Werkstoffverhalten während des Strahlens zu beschreiben. Zudem zeigten experimentelle Arbeiten das quasi-statische und dynamische Kugelaufschläge zu unterschiedlichen Eigenspannungszuständen führen [89], [90], wobei gefolgert wird, dass die Dehnratenabhängigkeit des behandelten Werkstoffs der Grund für diesen Unterschied ist [89]. Ebenfalls wurde numerisch ein signifikanter Unterschied des Eigenspannungszustands nach dem Kugelstrahlen zwischen quasi-statischer Simulation und dynamischer Simulation mit einem dehnratenabhängigen Fließflächenmodell nachgewiesen [91]. Darüber hinaus führte die Verwendung von rein isotropen Verfestigungsmodellen in Kombination mit dehnratenabhängiger Fließspannung in

Kugelstrahlsimulationen zu einer teilweise signifikanten Überschätzung der Druckeigenstressungen nach der Behandlung [79], [92]. Allerdings sollte angemerkt werden, dass die Dehnraten beim Kugelstrahlen aufgrund der höheren Aufschlaggeschwindigkeit im Bereich von 10 m/s bis 60 m/s [48] und damit im Bereich von $6 \cdot 10^5$ 1/s [93] liegen, als das bei der HFH-Behandlung der Fall ist, siehe Kap. 5.2. Die Verwendung kinematischer Verfestigungsmodelle führt dagegen zu einem deutlich geringeren Druckeigenstressmaximum im Vergleich zu rein isotropen Verfestigungsmodellen [94], [95].

Untersuchungen zur numerischen Simulation des HFH-Prozesses an flachen Proben aus S355J2+N zeigen ebenfalls, dass die Verwendung eines kombiniert isotrop-kinematisch Verfestigungsmodells zu den besten Übereinstimmungen mit experimentellen Eigenstressmessungen führt [25]. Ähnliche Ergebnisse wurden von Simunek u.a. erzielt [27]. Ebenfalls zeigte Le Quiellec [29] einen signifikanten Unterschied hinsichtlich der Druckeigenstressung bei der Verwendung von rein kinematischen und rein isotropen Verfestigungsmodellen. Die maximale plastische Vergleichsdehnrates wurde von Föhrenbach [45] mit der 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 Druckeigenstressungen [25], [26], [39]. Die Ergebnisse decken sich mit den deutlich umfangreicheren Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses des Verfestigungsmodells auf den Eigenstresszustand nach dem Kugelstrahlen. Entsprechend den numerischen Untersuchungen von Ernoult [86] zeigte sich bei der Verwendung eines kombiniert isotrop-kinematischen Verfestigungsmodells mit dehnratenabhängiger Fließfläche nach Chaboche [96], [97] die beste Übereinstimmung mit experimentellen Eigenstressmessungen für den Grundwerkstoff S355J2. Eine Anwendung dieses Verfestigungsmodells zur Simulation der HFH-Behandlung von flachen Platten aus S355J2+N, S690QL und S960QL führte für alle Werkstoffe ebenfalls zu einer guten Übereinstimmung mit experimentell ermittelten Eigenstresswerten [32].

LS-DYNA

Die in den vorherigen Schweißsimulationen ermittelten Gefügestände (unterschiedliche Werkstoffeigenschaften in der WEZ und im Schmelzbad aufgrund der Phasenumwandlungen) werden in das Modell für die Modellierung des HFH übernommen. Die Kalibrierung der bilinearen Werkstoffgesetze mit kinematischer Verfestigung erfolgte auf Basis der in AP2 ermittelten Werkstoffeigenschaften für die WEZ und den Grundwerkstoff. Die Umsetzung des Materialmodells von Cowper-Symonds,

$$\dot{\epsilon}_{pl} = D \cdot \left(\frac{\sigma_y'}{\sigma_y} - 1 \right)^q, \quad (22)$$

ermöglichte die Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit der Streckgrenze in der WEZ. Die verwendeten Werkstoffeigenschaften sind in Tabelle 10 zusammengefasst.

Tabelle 10: Werkstoffmodellierung für die HFH-Simulation

Material	Material Zone	σ_y [MPa]	H [GPa]	D [-]	q [-]
S355	GW	450	0,9	5993	5
	WEZ	713			
	SB	918			
S690	GW	734	0,9	11740	5
	WEZ	861			
	SB	918			
S960	GW	1050	1,0	12830	5
	WEZ	952			
	SB	963			

Vorherige Analysen zeigten, dass die Betrachtung der Dehnratenabhängigkeit mit dem Cowper-Symonds Werkstoffgesetz zu einer signifikanten Überschätzung der induzierten Eigenspannungen führte. Deshalb wurde die Dehnratenabhängigkeit in den unten dargestellten Simulationen des KIT vernachlässigt.

ABAQUS

Die Modellierung des Materialverhaltens erfolgte für die ABAQUS FE-Simulation anhand einer sogenannten VUMAT-Subroutine (vectorized user material). Dabei wurde eine modifizierte Version des häufig-verwendeten kombiniert-isotrop-kinematischen Verfestigungsmodells nach Chaboche [96], [97] verwendet. Die Subroutine wurde von Maciolek [46] übernommen. Für das Verfestigungsmodell wurde dabei die Fließbedingung nach von Mises verwendet:

$$\sqrt{J_2 \boldsymbol{\sigma}'} - \frac{2}{3} \sigma_0 = 0. \quad (23)$$

Dabei ist σ_0 die Fließspannung bzw. Streckgrenze und J_2 die zweite Invariante des Spannungsdeviators $\boldsymbol{\sigma}'$, die folgendermaßen berechnet wird:

$$J_2 = \boldsymbol{\sigma}' \cdot \boldsymbol{\sigma}'. \quad (24)$$

Als Kriterium für den Fließbeginn wird bei duktilen Werkstoffen oft das von-Mises Fließkriterium herangezogen, wenn mit einer Zug-Druck-Symmetrie und richtungsunabhängigem Fließen bzw. isotroper Plastizität gerechnet werden kann [46]. Da die entsprechenden Zug-Druck-Versuche (Kapitel 2.3) eine entsprechende Symmetrie zeigten, ist die Anwendbarkeit der von Mises Fließbedingung gegeben.

Der isotrope Anteil des verwendeten Plastizitätsmodells basiert auf einer Entwicklungsgleichung nach Zaverl und Lee [98]:

$$\dot{k} = m(k_1 - k) \dot{\epsilon}^p. \quad (25)$$

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

$$k = k_1 - (k_1 - k_0) \exp(-m \dot{\epsilon}_{eq}^p). \quad (26)$$

Dabei ist k_0 die Anfangsfließfläche und $\dot{\epsilon}_{eq}^p$ die äquivalente plastische Dehnrates. Als Modifikation gegenüber dem Originalmodell wurde die Fließfläche k in zwei Anteile aufgeteilt, um die Modellierung des isotropen Verfestigungsanteils zu verbessern. Diese Modifikation wurde bereits von Chaboche 2009 [99] vorgeschlagen und von Erz u.a. 2012 [100] umgesetzt. Dabei wird die Fließfläche k folgendermaßen erweitert:

$$\dot{k}_k = m_k(k_{k,1} - k) \dot{\epsilon}_{eq}^p \text{ with } k = \sum_{k=1}^n k_k. \quad (27)$$

Wobei in diesem Fall zwei isotrope Anteile k_1 und k_2 verwendet wurden. Der kinematische Verfestigungsanteil Ω wurde ebenfalls in mehrere Rückspannungsterme aufgeteilt

$$\Omega = \sum_{k=1}^n \Omega_k. \quad (28)$$

Chaboche 1986 [96] empfiehlt dabei die Verwendung von zwei Rückspannungstermen Ω_1 und Ω_2 mit den Entwicklungsgleichungen nach Armstrong und Frederick [101], detailliert beschrieben von Frederick und Armstrong [102], mit den Materialparametern C_k und γ_k für den jeweiligen Term:

$$\dot{\Omega}_k = \frac{2}{3} C_k \dot{\epsilon}^p - \gamma_k \Omega_k \dot{\epsilon}_{eq}^p. \quad (29)$$

Für den vereinfachten Fall einachsiger Belastung, kann die Spannung dabei anhand der vereinfachten Gleichungen berechnet werden:

$$|\sigma - \Omega_1 + \Omega_2| \geq k \quad (30)$$

$$\sigma = \Omega_1 + \Omega_2 + \kappa k + \kappa K (\dot{\epsilon}^p \kappa)^{\frac{1}{n}} \quad (31)$$

$$\kappa = \frac{\sigma - \Omega_1 - \Omega_2}{|\sigma - \Omega_1 - \Omega_2|} = \begin{cases} 1, & \text{tensile load} \\ -1, & \text{pressure load} \end{cases} \quad (32)$$

wobei Ω_1 und Ω_2 wiederum die entsprechenden Rückspannungsterme und k_0 die Anfangsfließfläche sind. Der restliche Term ist der dehnratenabhängige Anteil der Fließspannung mit den Materialparametern K und n .

Die Anpassung der Materialparameter für das elastisch visko-plastische Plastizitätsmodell $k_{10}, k_{11}, k_{20}, k_{21}, m_1, m_2, C_1, C_2, \gamma_1$ und γ_2 wurde mit dem Levenberg-Marquardt-Algorithmus [103], [104] in der open-source Software SCILAB durch Maciolek [46] implementiert. 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 die jeweiligen ermittelten Spannungs-Dehnungshysteresen aus dem Zug-Druck-Versuch (siehe Abbildung 11) gemäß folgendem Ablauf:

1. Anpassung von C_1, C_2, γ_1 und γ_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, γ_1 und γ_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, γ_1 und γ_2 an die ersten 3 Zyklen

Die plastische Vergleichsdehnrate wurde für die Anpassung des isotropen und kinematischen Anteils auf $\dot{\epsilon}^P = 0,001$ 1/s gesetzt. Die Anpassung der Materialparameter K und n für den dehnratenabhängigen Anteil der Fließspannung erfolgte mit dem Excel-Solver separat an die dehnratenabhängige Streckgrenze aus den dynamischen Zugversuchen (siehe Abbildung 10). Die Anpassung der isotropen und kinematischen Terme sowie der dehnratenabhängigen Fließspannung ist in Abbildung 41 für die Grundwerkstoffe und in Abbildung 42 für die jeweiligen Wärmeflusszonen dargestellt.

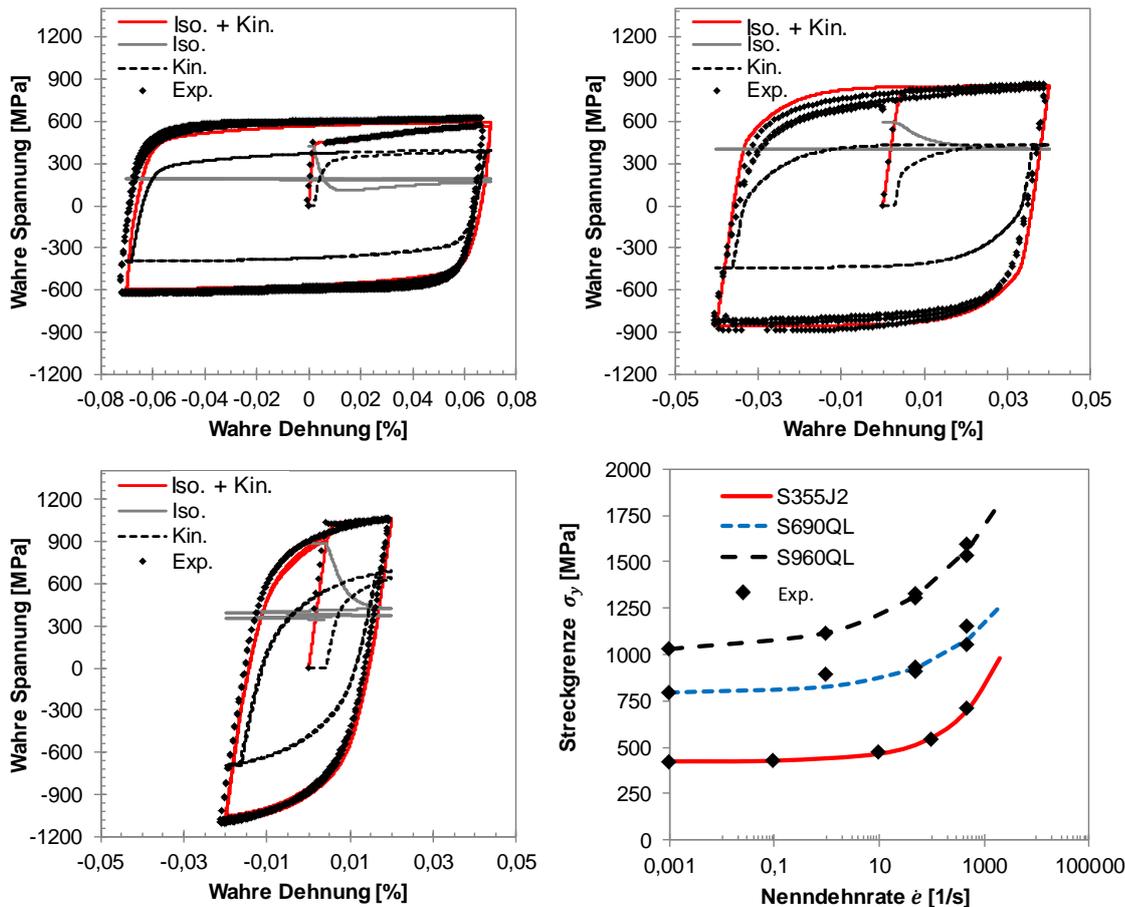


Abbildung 41: Anpassung der Materialparameter des elasto-viskoplastischen Verfestigungsmodells an die jeweiligen Versuchsdaten der Grundwerkstoffe

Zur Anpassung der Materialparameter für die Grundwerkstoffe wurde jeweils ein negativer (entfestigender) isotroper Term verwendet, um im Bereich kleiner plastischen Vergleichsdehnungen $\bar{\epsilon}_{eq}^D < 0,01$ eine bessere Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen zu erhalten. Die angepassten Materialparameter für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone sind in Tabelle 11 und Tabelle 12 zusammengefasst.

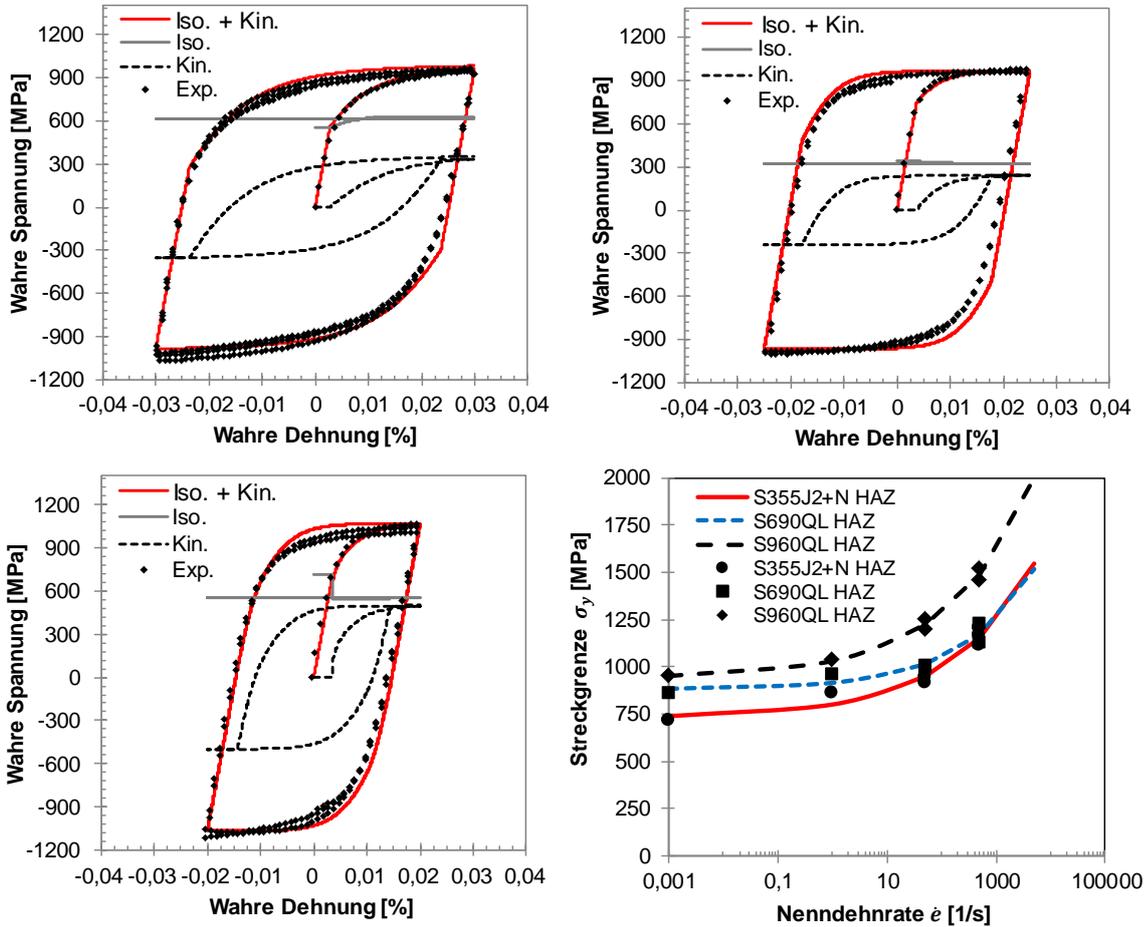


Abbildung 42: Anpassung der Materialparameter des elasto-viskoplastischen Verfestigungsmodells an die jeweiligen Versuchsdaten der Wärmeeinflusszonen

Tabelle 11: Ermittelte Materialparameter für die Grundwerkstoffe

Parameter	k_{10}	k_{11}	k_{20}	k_{21}	m_1	m_2	C_1	C_2	γ_1	γ_2	κ	n
Unit	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[MPa]	[-]
S355J2+N	92	219,1	328	-29,8	28,5	309	130000	402	402	25	13,4	2,04
S690QL	326,8	287,9	265,1	118,1	215	132	935282	26565	4213	122	34,7	2,92
S960QL	682,9	227,8	202,9	17,582	312	5,11	317476	34919	883	92	105	3,73

Tabelle 12: Ermittelte Materialparameter für die Wärmeeinflusszone

Parameter	k_{10}	k_{11}	k_{20}	k_{21}	m_1	m_2	C_1	C_2	γ_1	γ_2	κ	n
Unit	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]	[MPa]	[-]
S355J2+N	300	659,6	259	-39,6	234	201	41457	1544	128,9	-39,6	71,62	3,49
S690QL	400	340	322,8	0	203	0	66220	0	247,5	1	34,72	2,92
S960QL	512	529,7	200	28,2	77,6	529	707550	85158	3476	287	92,2	3,48

5.4 Numerische Eigenspannungsanalyse (ABAQUS, LS-DYNA)

LS-DYNA

Die simulierten HFH-Eigenspannungsprofile in Tiefenrichtung unterhalb des Schweißnahtübergangs und in der Mitte der nachbehandelten Probe werden in Abbildung 35 dargestellt. Die Eigenspannungskonturen an den Querschnitten in der Mitte der PITEC-Probe aus S355J2+N und der HiFIT-Probe aus S960 werden in Abbildung 43 bzw. Abbildung 44 exemplarisch dargestellt. Die Simulation der HiFIT-Probe aus S355J2+N und der PITEC -Probe aus S960QL lieferte ähnliche Ergebnisse.

Die aktuellen Ergebnisse der Simulationsreihen des KIT bestätigen die erwarteten und gemessenen Eigenspannungsprofile, da die Erzeugung von signifikanten Druckeigenspannungen nahe der Oberfläche durch die HFH-Nachbehandlung erkennbar ist. Die Quer- und Längseigenspannungsprofile liegen im Druckbereich bis zu einer Tiefe von mehr als 1,8 mm bzw. 3 mm vor. Die modellierten HiFIT-Eigenspannungsprofile zeigen in beiden Richtungen (quer und längs) eine gute Übereinstimmung mit den entsprechenden Messungen (Abweichung kleiner als 10 % der wahren Streckgrenze). Eine signifikante Abweichung ist zwischen den modellierten und den gemessenen Profilen der PITEC-Nachbehandlung vorhanden. Die Anwendung von vereinfachten bilinearen Werkstoffgesetzen ist der Grund für diese Ungenauigkeit. Es sollte hier nochmal erwähnt werden, dass die aktuelle Simulationsreihe eine dreilagige Nachbehandlung für die PITEC-Proben anhand der gemessenen Fortschrittgeschwindigkeit und Aufschlagfrequenz voraussetzt. Damit erhöht sich die Anzahl der modellierten Aufschläge und folglich die der auftretenden Plastizitätszyklen. Die verwendete Werkstoffmodellierung kann jedoch diese erhöhte Anzahl von Plastizitätszyklen nicht realistisch abbilden. Dadurch tritt eine nicht vernachlässigbare Abweichung von ca. 20 % der Streckgrenze auf. Im Fall der HiFIT-Nachbehandlung, die einlagig aber mit ähnlicher Schrittweite simuliert wird, war die Anzahl von Plastizitätszyklen deutlich geringer. Der Einfluss der einfacheren Werkstoffmodellierung war vernachlässigbar und es wurde eine zufriedenstellende Genauigkeit erreicht.

Wie oben erwähnt, führte die Einführung der Viskosität in die Werkstoffmodellierung zu noch höheren Abweichungen. Das betrachtete Werkstoffgesetz Cowper-Symonds passt die Streckgrenze an höheren Dehnraten an, ohne den Einfluss der schnellen Verformung auf die weiteren Merkmale des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens zu berücksichtigen (Verfestigungsverhalten, Bauschingereffekt usw., siehe Abbildung 11). Diese Unzulänglichkeit des Werkstoffgesetzes, die Dehnratenabhängigkeit der Verfestigung zu erfassen, ist für die Ungenauigkeit der dehnratenabhängigen Modelle des KIT verantwortlich. Wie nachstehend beschrieben, ergab die Anwendung des Chaboche Werkstoffgesetzes im Simulationsmodell des IWM, das die zyklische Plastizität bei höheren Dehnraten genau abbilden kann, bessere Ergebnisse.

Die Eigenspannungskonturen in Abbildung 43 bzw. Abbildung 44 bieten einen besseren Überblick über den Spannungszustand im Bereich des Schweißnahtübergangs. Die maximalen Längseigen-

spannungen treten in beiden Fällen an der Oberfläche auf. Im Gegensatz dazu liegen die maximalen Quereigenspannungen in einer Tiefe von 0,5 mm bis 1 mm von der Oberfläche gemessen. In beiden Fällen ist die Größe der Längseigenspannungen größer. Druckeigenspannungen sind in Längs- und Querrichtung unterhalb der Kontaktfläche bis zu einer Tiefe von 2 mm bzw. 4 mm vorhanden.

Die bisherigen Ergebnisse der Simulationen des KIT zeigen, dass eine genaue Berechnung der HFH-Eigenspannungen mit reduziertem Rechenaufwand möglich ist. Eine Vernachlässigung der Dehnrautenabhängigkeit führte in meisten Fällen zu einer ingenieurmäßig annehmbaren Abweichung kleiner 10 %. Wenn Nachbehandlungen mit höherer Fortschrittgeschwindigkeit und daher auch reduzierter Überlappung modelliert werden, ist die vorhandene Abweichung vernachlässigbar (< 10 %). Darüber hinaus erlaubt die Genauigkeit der oben diskutierten Ergebnisse eine Aussage zum Maßstabeffekt: Im aktuellen Fall ergab die Modellierung einer Probe, die signifikant kleiner als die tatsächlich gemessenen Proben war, das gleiche Eigenspannungsfeld. Diese Schlussfolgerung ist besonders wichtig, da die Simulation von größeren Bauteilen mit der vorhandenen Rechenkapazität nicht möglich war. Es ist anzumerken, dass die Simulation der Nachbehandlung eines Schweißnahtübergangs mit der aktuellen Geometrie mit „Massive Parallel Processing“ (16 Knoten x 16 Prozessoren) ungefähr 48 Stunden dauerte.

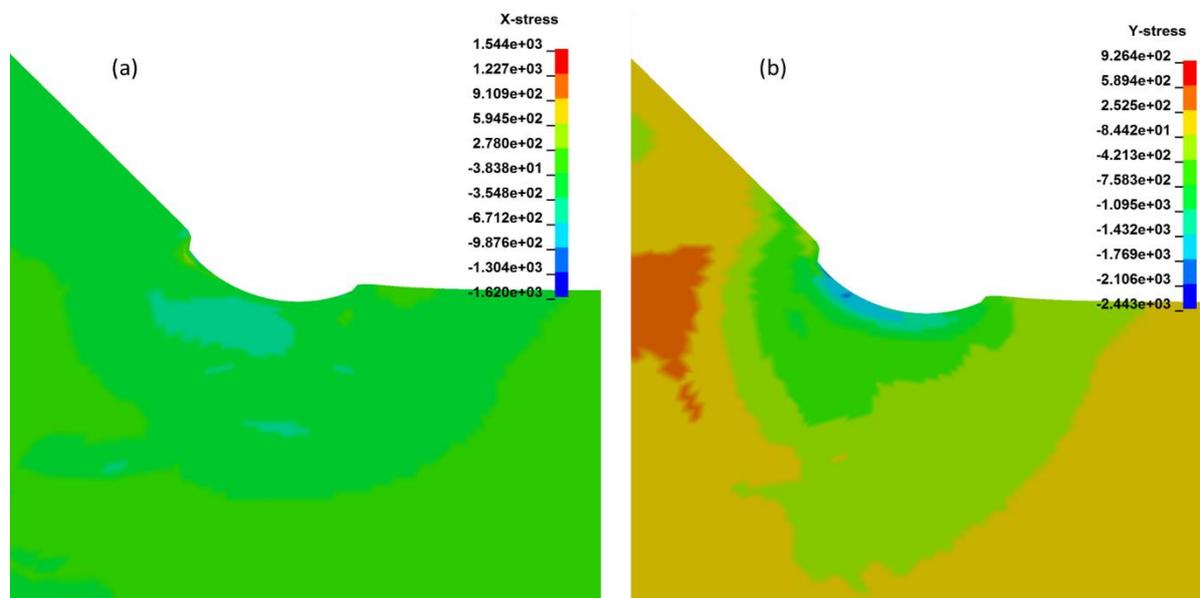


Abbildung 43: Eigenspannungskonturen am Querschnitt in der Mitte der simulierten PITEC-nachbehandelten Probe aus S355 (in MPa) (a) Quereigenspannungen (b) Längseigenspannungen

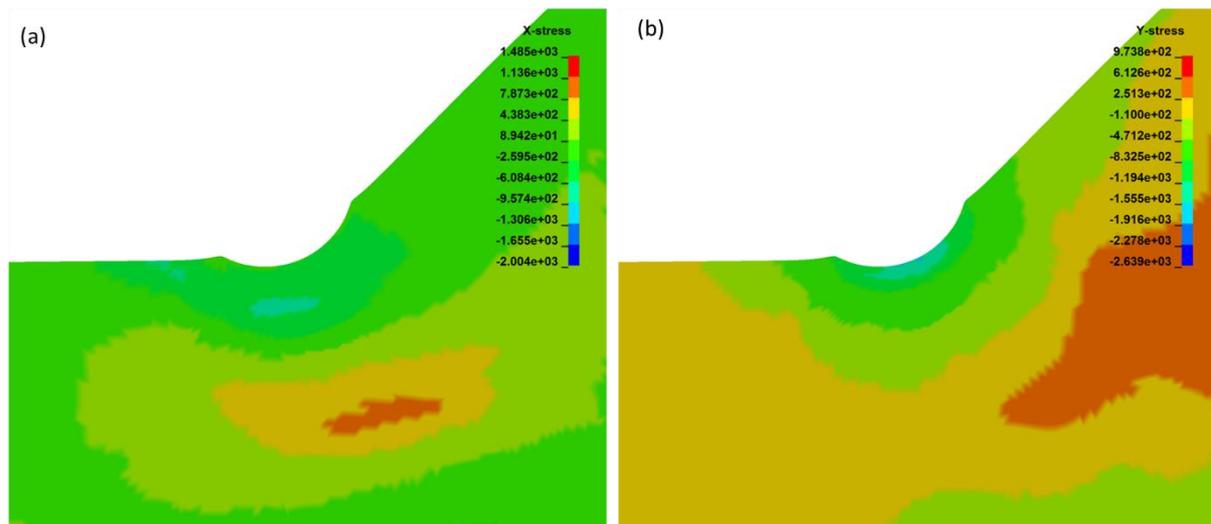


Abbildung 44: Eigenspannungskonturen am Querschnitt in der Mitte der simulierten HiFIT-nachbehandelten Probe aus 960 (in MPa) (a) Quereigenspannungen (b) Längseigenspannungen

ABAQUS

Die mit der Software ABAQUS durchgeführte FE-Simulation umfasst drei Berechnungsschritte. Alle Berechnungsschritte wurden mit der Solveroption Massenskalierung mit einem Skalierungsfaktor von 500 durchgeführt. Diese Erhöhung der Dichte führt zu einer höheren Durchlaufzeit der Longitudinalwellen durch das kritische (kleinste) FE-Element und damit zu einer Erhöhung der Zeitschrittweite. Die bewirkt in diesem Fall eine Reduzierung der Rechenzeit um den Faktor 50. Der Einfluss der Massenskalierung auf den Eigenspannungszustand bei der Simulation des Piezo-Peening-Prozesses wurde von Klumpp u.a. [100] untersucht und ist in diesem Fall gering. Im Bereich der Kugelstrahlsimulation mit deutlich höheren Dehnraten wurde anscheinend bislang keine Massenskalierungsoption angewendet oder diese wurde nicht dokumentiert. Zur Dämpfung von Spannungswellen wurden in diesem Anwendungsfall ebenfalls massenproportionale [93] oder numerische Dämpfungsmethoden eingesetzt.

Der erste Schritt mit einer Schrittzeit von 0,01 s, diente der geringfügigen Umlagerung (Stabilisierung) der aus SYSWELD übertragenen Eigenspannungen. Ab dem zweiten Schritt erfolgte die Simulation der HFH-Behandlung. Die Schrittzeit war dabei abhängig vom Vorschub der Behandlung (siehe Kap.3.2) und betrug für die HiFIT-Behandlung 0,56 s und für die PITEC-Behandlung 4,5 s. Im letzten Schritt mit einer Schrittzeit von 0,01 s wurden jeweils die Elemente am Rand des FE-Modells im Bereich von 5 mm gelöscht, um den Trennprozess in die entsprechenden Einzelproben zu simulieren. Die einzelnen Simulationsschritte und die entsprechende Umlagerung der Eigenspannungen sind in Abbildung 45 für den Werkstoff S960QL dargestellt.

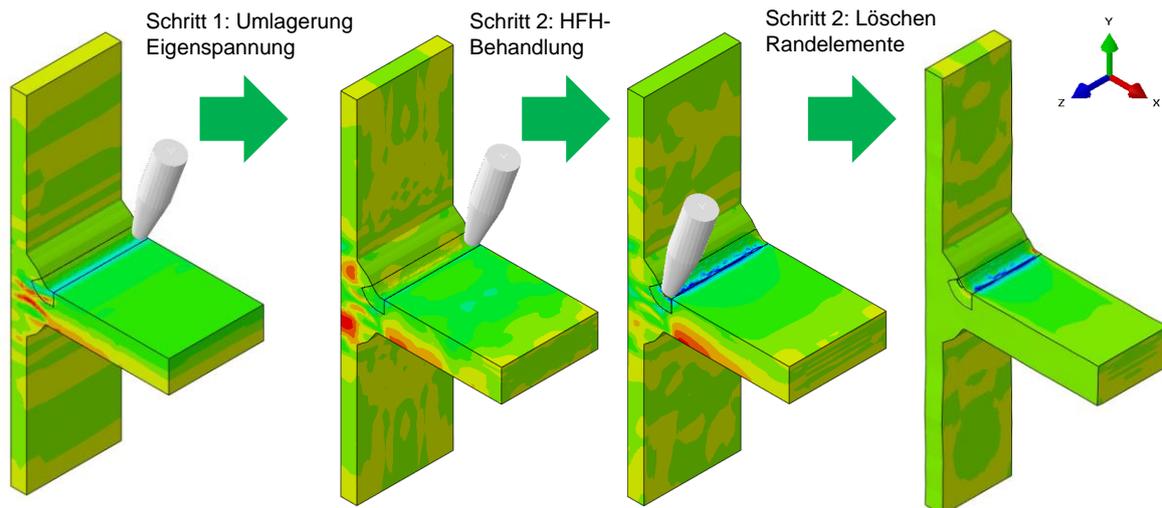


Abbildung 45: Berechnungsschritte der FE-Simulation der HFH-Behandlung (ABAQUS)

Die Tiefenprofile des Eigenspannungszustandes nach der HFH-Behandlung wurden zum Vergleich mit den Neutronenbeugungsmessungen (siehe Kap. 6.3) aus den FE-Modellen über äquivalente Bereiche bzw. Volumen gemittelt und ausgelesen. Zum Vergleich des Eigenspannungszustandes an der Oberfläche wurden die Spannungen im FE-Modell ebenfalls über den gleichen Bereich wie bei den Röntgenbeugungsmessungen gemittelt und ausgelesen. Die Eigenspannungstiefenprofile wurden dabei jeweils in der Mitte der HFH-behandelten Spur in der Mitte des Kleinprüfkörpers ermittelt. Der Vergleich zwischen den numerisch ermittelten Eigenspannungswerten (Sim.) und den experimentell ermittelten Eigenspannungswerten (Exp.) ist in Abbildung 46 für die Kleinprüfkörper aus S355J2+N und in Abbildung 47 für die Kleinprüfkörper aus S960QL dargestellt. Dabei beziehen sich die Ergebnisse des Fraunhofer IWM auf die Simulationsergebnisse die mit dem ABAQUS Modell ermittelt wurden und die Ergebnisse des KIT auf die Ergebnisse die mit dem LS-DYNA Modell generiert wurden. Beim direkten Vergleich zwischen den numerisch und experimentell ermittelten Eigenspannungswerten wurde festgestellt, dass beide verwendete FE-Modelle dazu tendieren, die Beträge der Druckeigenspannungen in Querrichtung zu überschätzen. In Längsrichtung werden die Beträge der Druckeigenspannungen jedoch unterschätzt. Im Vergleich zwischen den Simulationsmodellen zeigt dabei das ABAQUS-Modell die bessere Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten. Beide FE-Modelle geben jedoch den deutlichen Unterschied der Druckeigenspannungen zwischen der PITEC-Behandlung und der HiFIT-Behandlung wieder. Ebenfalls können beide Modelle die Wirktiefe der Druckeigenspannung zwischen 2 mm (S960QL) und 3 mm (S355J2+N) annähernd wiedergeben.

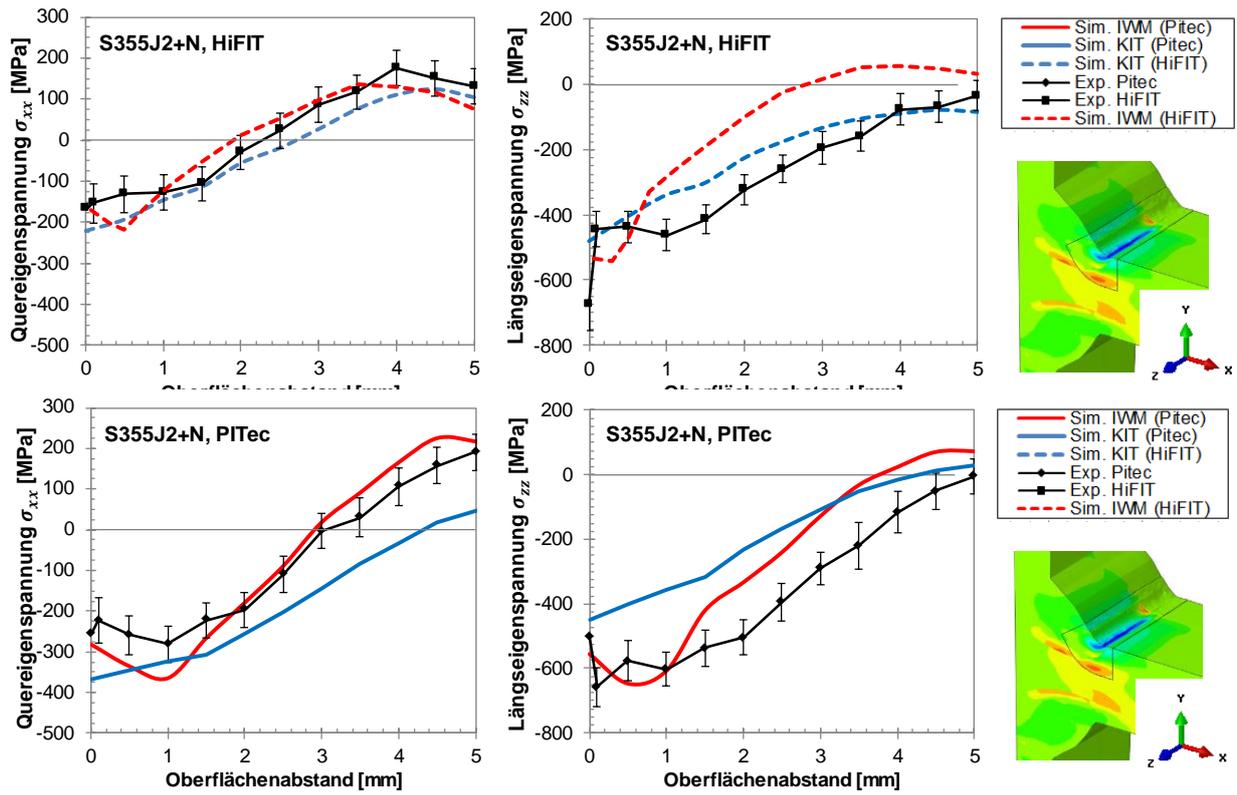


Abbildung 46: Vergleich zwischen den Eigenspannungen der FE-Simulation (Sim.) und den experimentell ermittelten Eigenspannungen (Exp.) für die Kleinprüfkörper aus S355J2+N

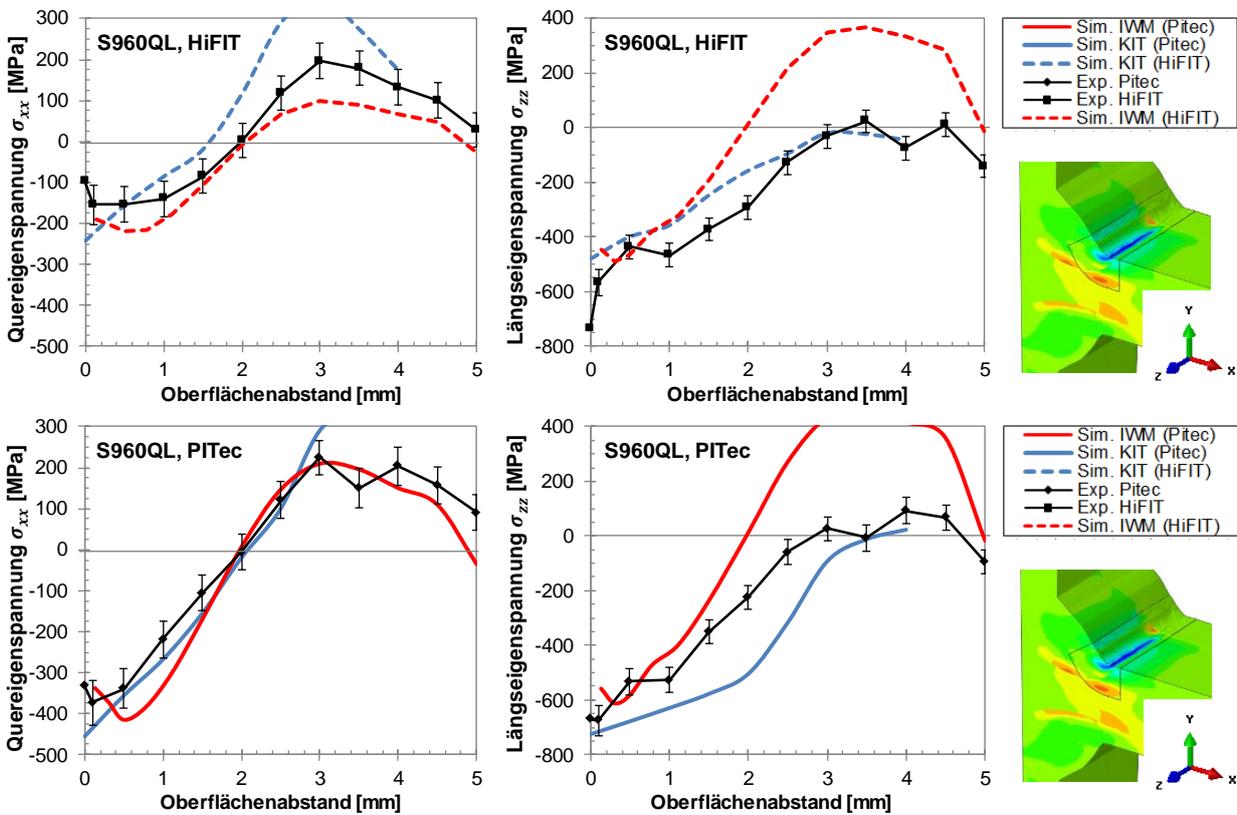


Abbildung 47: Vergleich zwischen den Eigenspannungen der FE-Simulation (Sim.) und den experimentell ermittelten Eigenspannungen (Exp.) für die Kleinprüfkörper aus S960QL

6 Charakterisierung des Randschichtzustandes

6.1 Verfestigung und Gefüge

Zur Charakterisierung der HFH-behandelten Randschicht wurden Querschliffe der Kleinprüfkörper angefertigt, dargestellt in Abbildung 48 (links). Die Verteilung der Mikrohärtigkeit HV 1 (nach DIN EN ISO 6507-1 [42]) über die geätzte Oberfläche der Querschliffe wurde unter Verwendung eines instrumentierten Härteprüfgeräts des Typs Fisherscope ST200 nach DIN EN ISO 14577-1 [43] ermittelt. Die Härteverteilung im Raster von 100 µm an unbehandelten Proben ist in Abbildung 48 (rechts) dargestellt. Die Härte im Bereich des Schweißguts und der Wärmeeinflusszone beträgt beim S355J2+N zwischen 255 HV 1 bis 275 HV 1, gegenüber einem Mittelwert von 196 HV 1 des Grundwerkstoffes. Beim Baustahl S690QL wurde eine Härte des Schweißguts von 280 HV 0,1 bis 291 HV 0,1, gegenüber einer mittleren Härte des Grundwerkstoffes von 260 HV 0,1, ermittelt. Beim Baustahl S960QL wurde eine Härte von 396 HV 1 bis 420 HV 1 im Bereich der Wärmeeinflusszone, gegenüber einer Grundwerkstoffhärte von im Mittel 342 HV 1, bestimmt. Durch ergänzende Härtemessungen auf der Härteskala HV10 konnte sichergestellt werden, dass die maximalen Härten von 320 HV 10 bis 380 HV 10 nach DIN EN ISO 15614-7 [51] bzw. API Standard 1104 [105] und CSA Z662-07 [106] für S355J2+N und S690QL nicht überschritten wurden. Verglichen mit dem von Seyffarth et al. [44] bestimmten Maximalwert von 433 HV 10 der Werkstoff-Nr. R99 (S960QL) lagen beim S960QL alle ermittelten Härtewerte unter 433 HV 10.

Zusätzlich wurde die Härteverteilung im Bereich der HFH-behandelten Randschicht im Raster von 50 µm auf einer Härteskala von HV 0,05 (nach DIN EN ISO 6507-1 [42]) entsprechend den Untersuchungen von Weich [87] ermittelt. Die Untersuchungen wurden getrennt für PITEC- und HiFIT-behandelte Nahtübergänge durchgeführt, dargestellt in Abbildung 49. Bei allen untersuchten Nahtübergängen lag der Kerbgrund der HFH-behandelten Zone im Bereich der Wärmeeinflusszone bzw. auch teilweise im Bereich des Grundwerkstoffes. Durch den geringeren Pinradius bei des HiFIT-Pins lag der Kerbgrund weiter in Richtung des Schweißguts. Die Härteverteilungen der HFH-behandelten Nahtübergänge sind in Abbildung 50 zusammengefasst. Dabei konnte beim Werkstoff S355J2+N eine deutliche Steigerung der Härte im Bereich der WEZ auf bis zu 353 HV 0,05, gegenüber der unbehandelten Randschicht von 270 HV 0,05 bis HV 0,05, festgestellt werden. Die Verfestigung konnte dabei in einer Tiefe von 0,2 mm nachgewiesen werden. Des Weiteren war die Randschichtverfestigung bei der HiFIT-Behandlung deutlich geringer (ca. 303 HV 0,05). Beim Werkstoff S690QL wurde bei der PITEC-Behandlung eine Härte am Kerbgrund von 443 HV 0,05, gegenüber der unbehandelten Randschicht von 402 HV 0,05, gemessen. Bei der HiFIT-Behandlung konnte dagegen keine Steigerung der Randschicht Härte festgestellt werden. Beim Werkstoff S960QL wurde bei keiner Behandlung eine Steigerung der Randschicht Härte festgestellt. Die Härte im Bereich des Kerbgrunds betrug zwischen 390 HV 0,05 und 405 HV 0,05. In den Untersuchungen von Weich [87] konnten noch höhere Steigerungen der Randschicht Härte an UIT- und HiFIT-behandelten Stumpfstoßen aus S355J2+N und eine geringere Steigerung der Härte bei Stumpfstoßen aus S690QL nach-

gewiesen werden. Die maximale Aufhärtung nach der HiFIT-Behandlung betrug bei S355J2+N Stumpfstoßen bis zu 400 HV 0,05 und bei identisch behandelten S690QL Stumpfstoßen bis zu 350 HV 0,05. Allerdings war in beiden Fällen die Härte am Nahtübergang mit 200 HV 0,05 bei S355J2+N und von 250 HV 0,05 deutlich geringer.

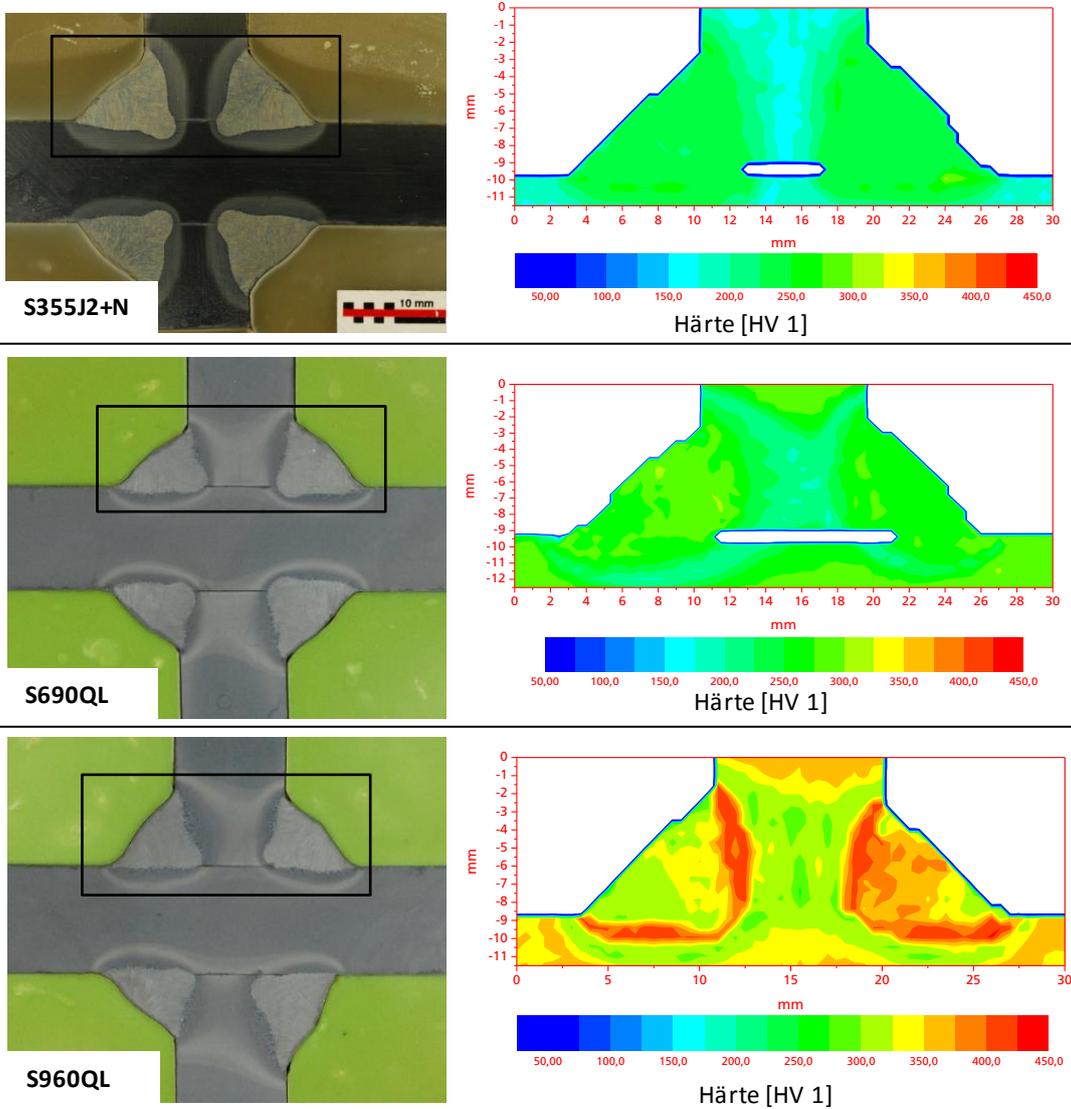


Abbildung 48: Querschliffe und Härteverteilungen der untersuchten Kleinprüfkörper

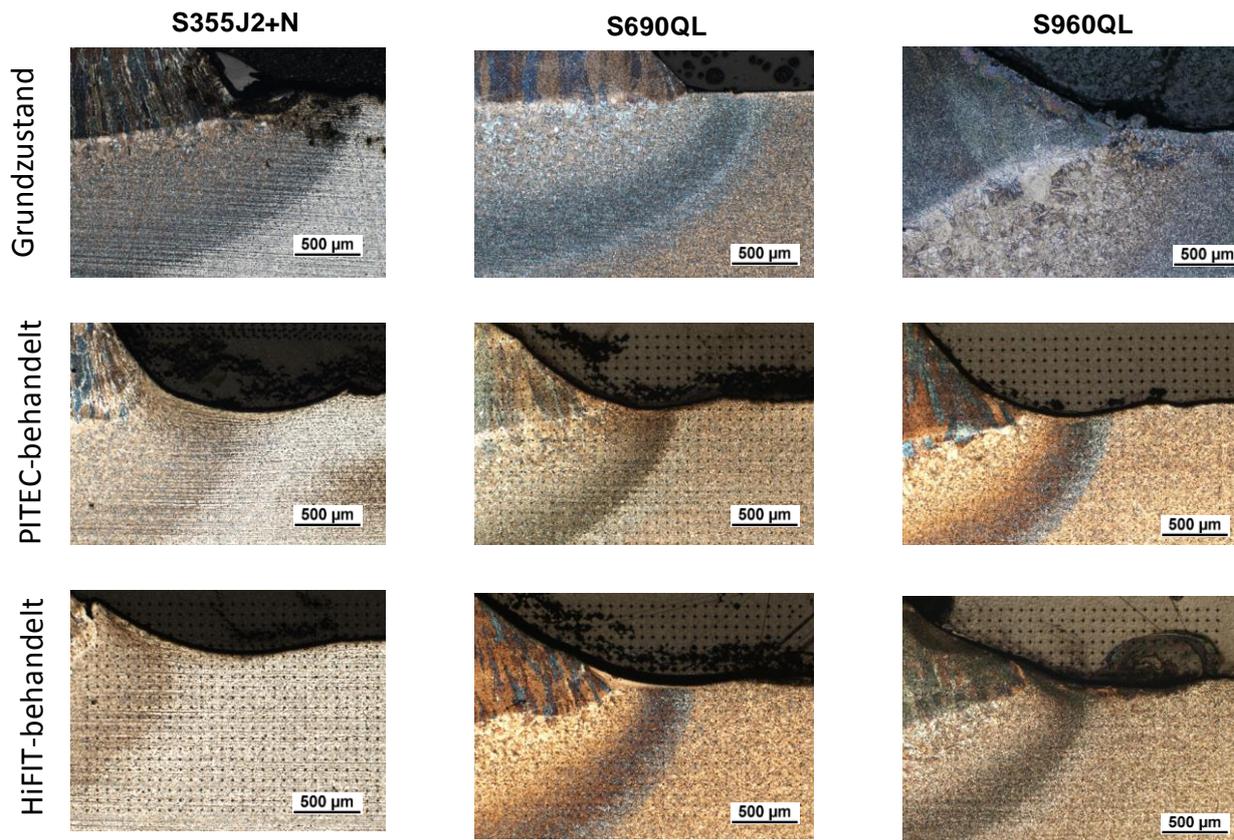


Abbildung 49: Querschliffe der HFH-behandelten Randschicht

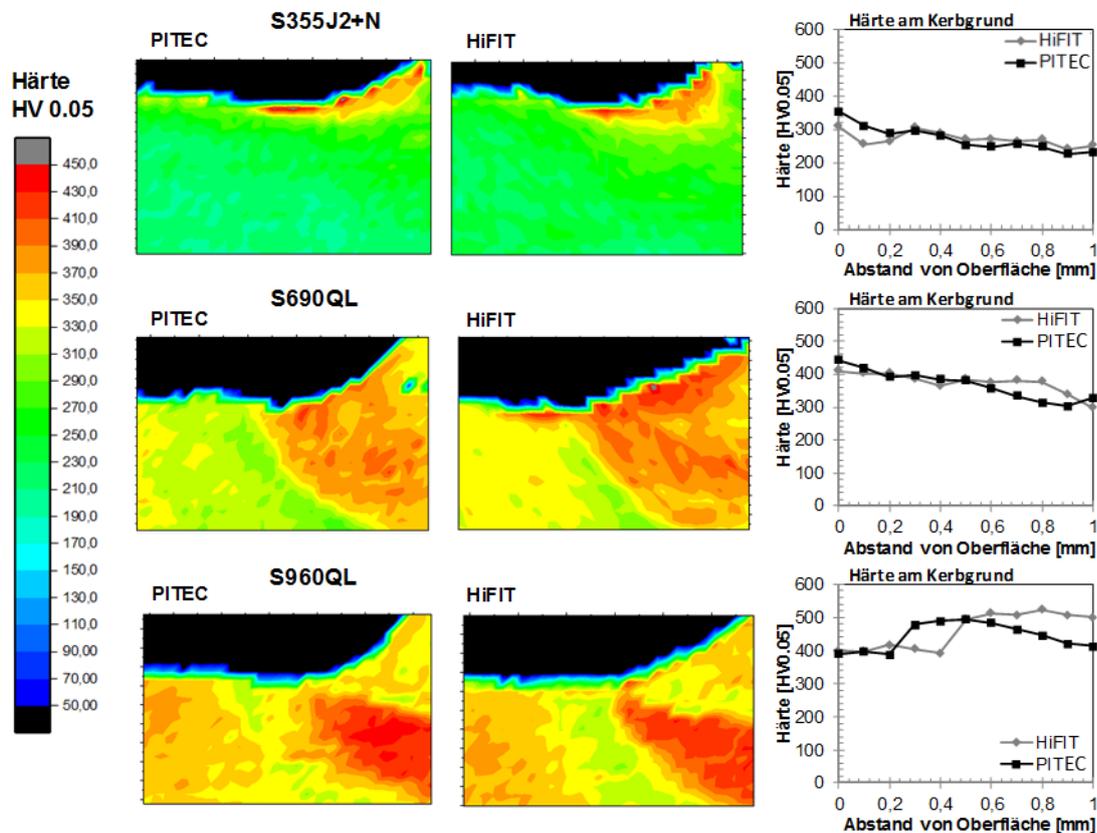


Abbildung 50: Härteverteilungen am HFH-behandelten Nahtübergang

6.2 Oberflächentopografie

Der Rauheitskennwert R_z nach DIN 4762:1990-05 [107] wurden mit einem taktilen Rauheitsmessgerät des Typs Hommel T8000 mit dem Tastschnittverfahren ermittelt. Zum Vergleich wurden mehrere Messungen im Bereich des Grundwerkstoffs (GW), der Wärmeeinflusszone (WEZ) sowie quer (HFH-q) und längs (HFH-l) der HFH-behandelten Randschicht durchgeführt, dargestellt in Abbildung 51. Dabei variierte die Messlänge für die Messung quer zur HFH-behandelten Randschicht von 1,4 mm bis 4,8 mm. Die Ergebnisse der Rauheitsmessungen sind in Tabelle 13 zusammengefasst. Dabei wurde längs des HFH-behandelten Profils eine Rauheit zwischen $R_z = 22 \mu\text{m}$ und $R_z = 27 \mu\text{m}$ festgestellt. Diese liegt im Bereich der unbehandelten Randschicht bzw. noch über der der reinigungsgestrahlten Grundbleche. Quer zur Nahtichtung wurde jedoch eine sehr geringe Rauheit im Bereich $R_z < 1 \text{ mm}$ ermittelt.

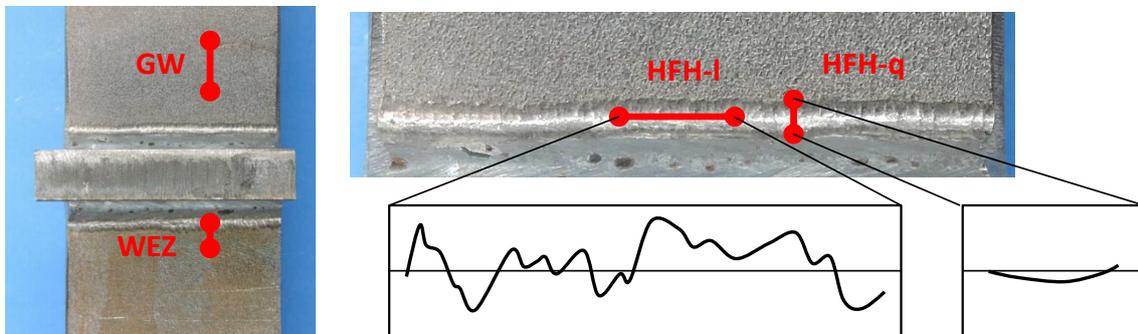


Abbildung 51: Rauheitsmessung an den Kleinprüfkörpern

Tabelle 13: Rauheit der Kleinprüfkörper

R_z [μm]	GW	WEZ	HFH-l	HFH-q
S355J2+N	18,7	25,0	27,2	0,62
S690QL	21,0	27,7	23,5	0,49
S960QL	19,5	24,1	22,7	0,72

Zur Charakterisierung der Grobgestalt der Oberfläche wurden die Profile entsprechend der Vorgehensweise von Jung [108] mit einem 3D-Laserscanner digitalisiert. Zur Digitalisierung wurde ein Messsystem des Typs FARO Metris Modelmaker Z35 mit einem Lasertriangulationssensor verwendet. Dabei betrug die vertikale Genauigkeit $37 \mu\text{m}$ und die laterale Auflösung $25 \mu\text{m}$. Zum Vergleich der Änderung der Grobgestalt bzw. Kerbformzahl des Nahtübergangs durch die HFH-Behandlung wurde jeweils der Nahtübergangsradius ρ im unbehandelten und HFH-behandelten Zustand ermittelt. Die Auswertung wurde automatisiert, basierend auf den 3D-Geometrierohtdaten, mit der sogenannten Curvature-Methode nach Jung [108] durchgeführt. Dabei wurde auch der Flankenwinkel θ_t in der Definition nach Berge [109] ausgewertet. Zusätzlich wurde die Eindringtiefe t_p nach VDI

3416 [110] manuell an 32 Positionen, basierend auf dem 3D-Scan, mit der Software Geomagic Qualifier ausgewertet. Die Verzugswinkel an Proben mit identischen Schweißnähten wurden bereits im abgeschlossenen IGF-Vorhaben Nr. 19898 N [43] ermittelt. Die entsprechenden Geometrieparameter sind in Abbildung 52 und Tabelle 14 zusammengefasst.

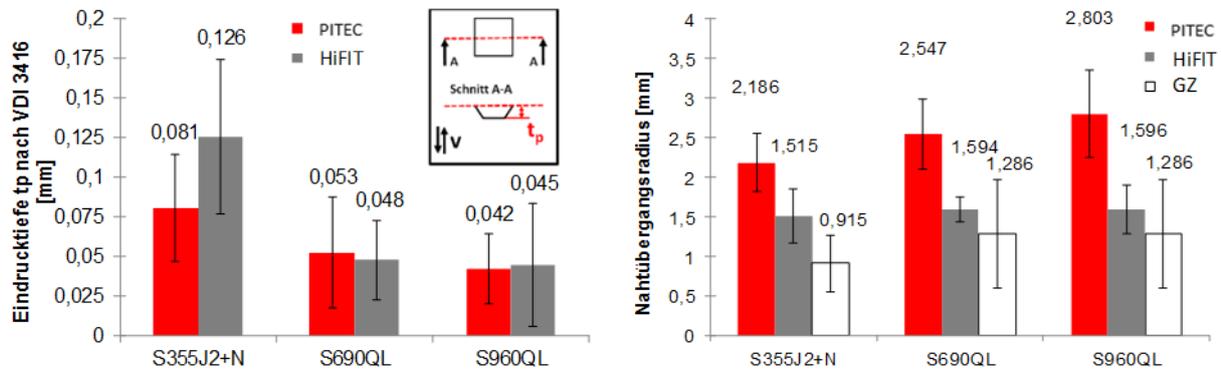


Abbildung 52: Geometrische Parameter am HFH-behandelten Nahtübergang nach der Pitec- bzw. HiFIT-Behandlung sowie im Grundzustand (GZ)

Tabelle 14: Flanken und Verzugswinkel der Kleinprüfkörper

Weld	Flankenwinkel θ_t [°] [111]		Verzugswinkel [°]	
	μ	s	μ	s
	S355J2+N	39,93	11,28	0,12
S690QL/S960QL	45,89	7,098	0,14	0,041

6.3 Eigenspannungsanalyse

Die Eigenspannungsanalysen im Grundzustand wurden ausschließlich mit dem Röntgenbeugungsverfahren mit Cr-K α -Strahlung an der ferritischen {211}-Gitterebene durchgeführt. Die Messungen erfolgten dabei mit einem mobilen Diffraktometer des Typs Stresstech E3 auf einer Linie quer zur Schweißnaht. Der Kollimatordurchmesser (Messfleckdurchmesser) betrug dabei 1 mm. Die Messungen wurden an 7 ψ -Kippwinkeln zwischen 0° und 45° und unter 15 2θ -Kippwinkeln unter zwischen -45° und 45° durchgeführt. Die Auswertung erfolgte unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes mit der $\sin^2\psi$ -Methode [112]. Dafür wurden die elastischen Konstanten $-1/2 S_2 = 6,08 \times 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{N}$, $E = 210 \text{ GPa}$ und $\nu = 0,3$ verwendet [113].

Unter der Annahme einer Änderung der Eigenspannung durch den Trennprozess der Mutterkreuzstöße erfolgten die Eigenspannungsmessungen im Grundzustand an einer markierten Position in der Mitte des Mutterkreuzstoßes. Nach dem Heraussägen der einzelnen Kleinprüfkörper wurde an der markierten Position die Messung entsprechend wiederholt. Um oberflächennahe Druckeigenspannungen aufgrund des Reinigungsstrahlprozesses ausschließen zu können [68], wurde die Oberfläche an den markierten Positionen elektro-chemisch um 0,3 mm abgetragen. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalysen im Grundzustand sind in Abbildung 53 zusammengefasst. Bei allen Werkstoffen wurden im Grundzustand nur niedrige Eigenspannungen in Querrichtung zwischen $\sigma_{xx}^{ES} = -50 \text{ MPa}$ und $\sigma_{xx}^{ES} = 60 \text{ MPa}$ gemessen. Die Eigenspannungen in Längsrichtung betrugen dabei

$\sigma_{yy}^{ES} = 300$ MPa bei S355J2+N und $\sigma_{yy}^{ES} = 380$ MPa bei S960QL. Dementsprechend wurde durch den Trennprozess auch nur in Längsrichtung eine signifikante Relaxation der Eigenspannung festgestellt. Das relativ niedrige Eigenspannungsniveau in Querrichtung deckt sich mit numerischen und experimentellen Untersuchungen an Querstreifen aus S355 durch Schenk [114] und ist unter anderem auf die fehlende Fixierung in Querrichtung der Bleche während des Schweißens zurückzuführen.

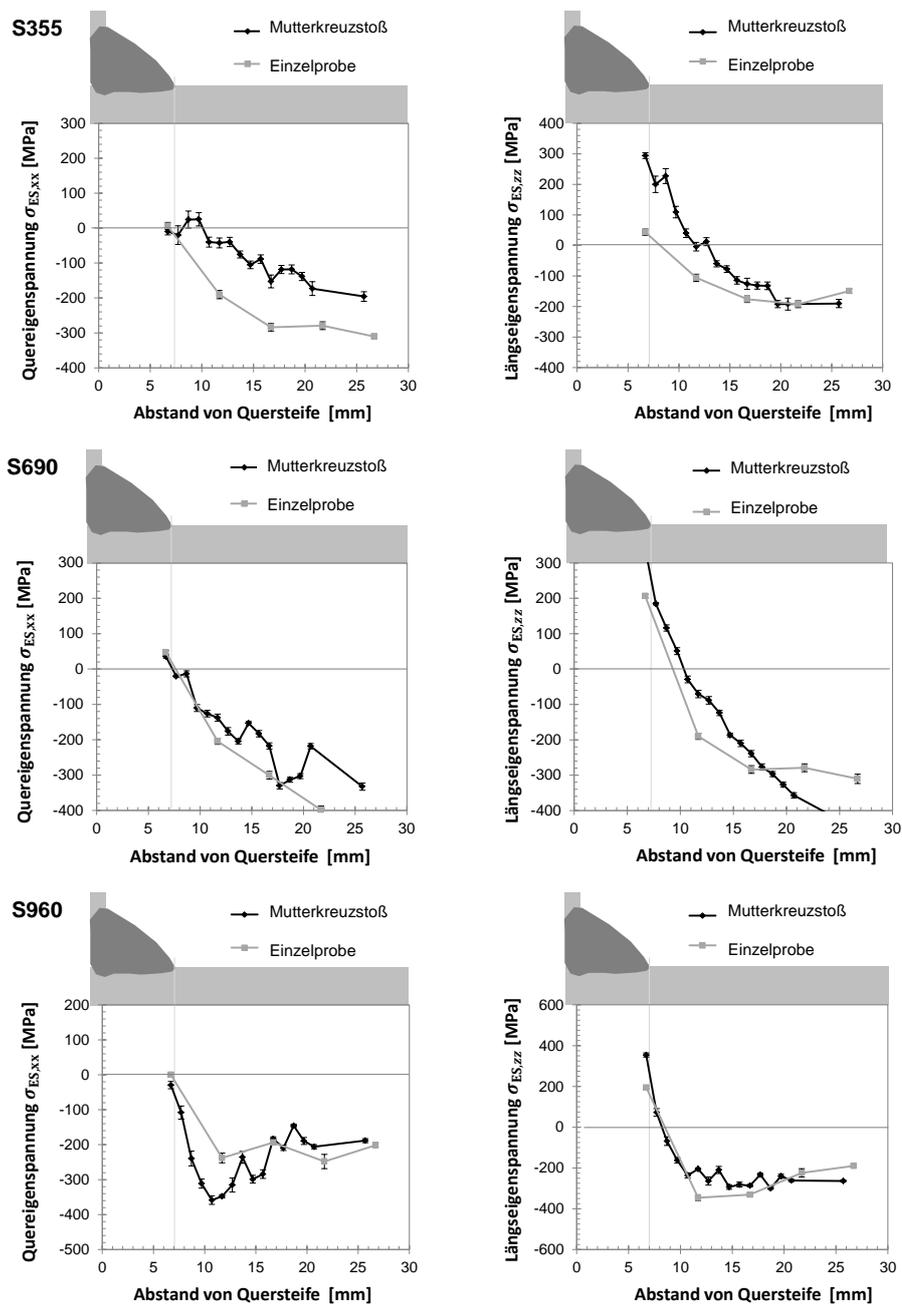


Abbildung 53: Eigenspannungen der Kleinprüfkörper im Grundzustand

Die Eigenspannungsmessungen in Tiefenrichtung wurden mit Neutronenstrahlung am Diffraktometer E3 am Helmholtz-Zentrum Berlin durchgeführt [115]. Dabei wurde ein Messvolumen von $2 \times 2 \times 2$ mm³ für die Messung in Längs- und Normalrichtung und ein Messvolumen von $5 \times 2 \times 2$ mm³ für die

Messung in Querrichtung zur Naht verwendet, wobei 5 mm die Höhe des Messspalts war. Der Messspalt wurde für die Primäroptik und ein oszillierender Radialkollimator für die Sekundäroptik verwendet. Der Bragg-Peak wurde dabei an der ferritischen {211}-Gitterebene mit einer Neutronenwellenlänge von 0,147 nm gemessen. Daraus resultierte ein Streuwinkel von ca. $2\theta = 78,85^\circ$. Bei oberflächennahen Messungen war das Instrumentenmessvolumen (IMV) nicht komplett im Material eingetaucht. Dies kann zu Verschiebungen oder Abweichungen des Bragg-Peaks führen, der mit den Dehnungen im Werkstoff korreliert [116]. Dieser sogenannte Oberflächeneffekt kann mit verschiedenen Methoden verringert werden: In Normaldehnungsrichtung kann der Biegeradius des Si [4 0 0] Monochromators zufällig eingestellt werden, so dass der Oberflächeneffekt eliminiert wird [117]. Für Messungen in Längs- und Querrichtung, wurden die Messungen zweimal und mit einer 180° -Drehung ausgeführt. Dies führt bei einer symmetrischen Abweichung des Bragg-Winkels zu einer Auslöschung der Abweichung, wenn die Ergebnisse addiert werden [118]. Für die Auswertung wurden die elastischen Konstanten entsprechend des Hook'schen Gesetzes mit $E = 220$ GPa und $\nu = 0,3$ verwendet. Die Messungen wurden dabei in einem Raster von 0,5 mm bis 5 mm im Abstand von 0,5 mm jeweils in der Mitte der Kleinprüfkörper durchgeführt. An der Oberfläche wurden die Neutronenbeugungsmessungen durch Messungen mit Röntgenbeugungsverfahren ergänzt. Als Referenz wurden sogenannte d0-Proben per Drahterodieren aus Kleinprüfkörpern entnommen, siehe Abbildung 54.

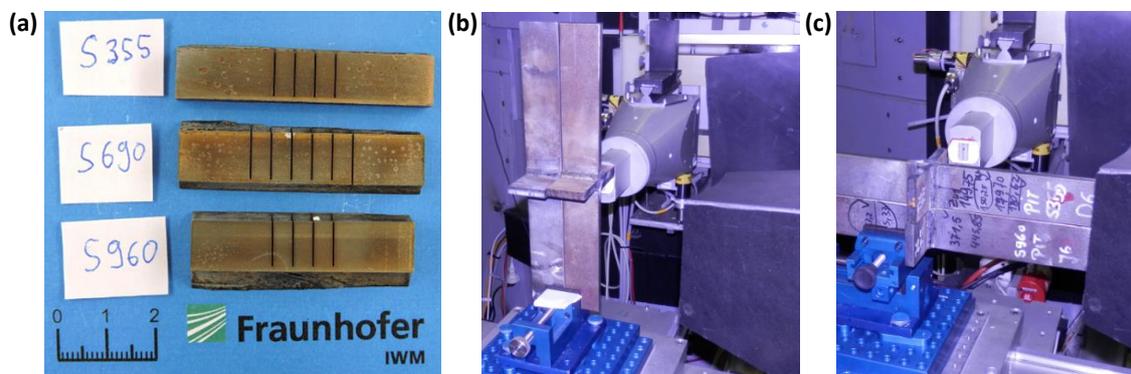


Abbildung 54: (a) d0-Referenzproben, (b) Messaufbau der Kleinprüfkörper für die Eigenspannungsmessung in Normal- und Längsrichtung (c) Messaufbau für die Messung in Querrichtung.

Die Ergebnisse der experimentellen Eigenspannungsanalyse sind in Abbildung 55 zusammengefasst. Die Messungen zeigten dabei eine deutlich niedrigere Einwirktiefe der Druckeigenspannungen bei der HiFIT-Behandlung gegenüber der PITEC-Behandlung. Die Einwirktiefe lag dabei bei S355J2+N zwischen 1,5 mm und 2 mm und bei S960QL bei ca. 1 mm. Dabei wurden entsprechend des Messvolumens bei der Neutronenbeugungsmessung Druckeigenspannungsmaxima in Querrichtung von $\sigma_{xx}^{ES} = -290$ MPa (PITEC-) bei S355J2+N und von $\sigma_{xx}^{ES} = -375$ MPa (PITEC-Behandlung) bei S960QL gemessen. Die Oberflächeneigenspannungen betragen zwischen $\sigma_{xx}^{ES} = -240$ MPa (PITEC) und $\sigma_{xx}^{ES} = -168$ MPa (HiFIT) bei S355J2+N und $\sigma_{xx}^{ES} = -204$ MPa und $\sigma_{xx}^{ES} = -78$ MPa bei S960QL. In Längsrichtung wurden sowohl in Tiefenrichtung als auch an der Oberfläche deutlich höhere

Druckeigenstressungen gemessen. In Tiefenrichtung betragen diese bei S355J2+N zwischen $\sigma_{yy}^{ES} = -462$ MPa (HiFIT) und $\sigma_{yy}^{ES} = -658$ MPa (PITEC) und bei S960QL zwischen $\sigma_{yy}^{ES} = -566$ (HiFIT) und $\sigma_{yy}^{ES} = -674$ (PITEC). An der Oberfläche wurden Druckeigenstressungen in Längsrichtung in der Höhe von $\sigma_{yy}^{ES} = -674$ (HiFIT) bzw. $\sigma_{yy}^{ES} = -501$ MPa (PITEC) bei S355J2+N bei S355J2+N und von $\sigma_{yy}^{ES} = -735$ (HiFIT) bzw. $\sigma_{yy}^{ES} = -670$ MPa (PITEC) bei S960QL gemessen.

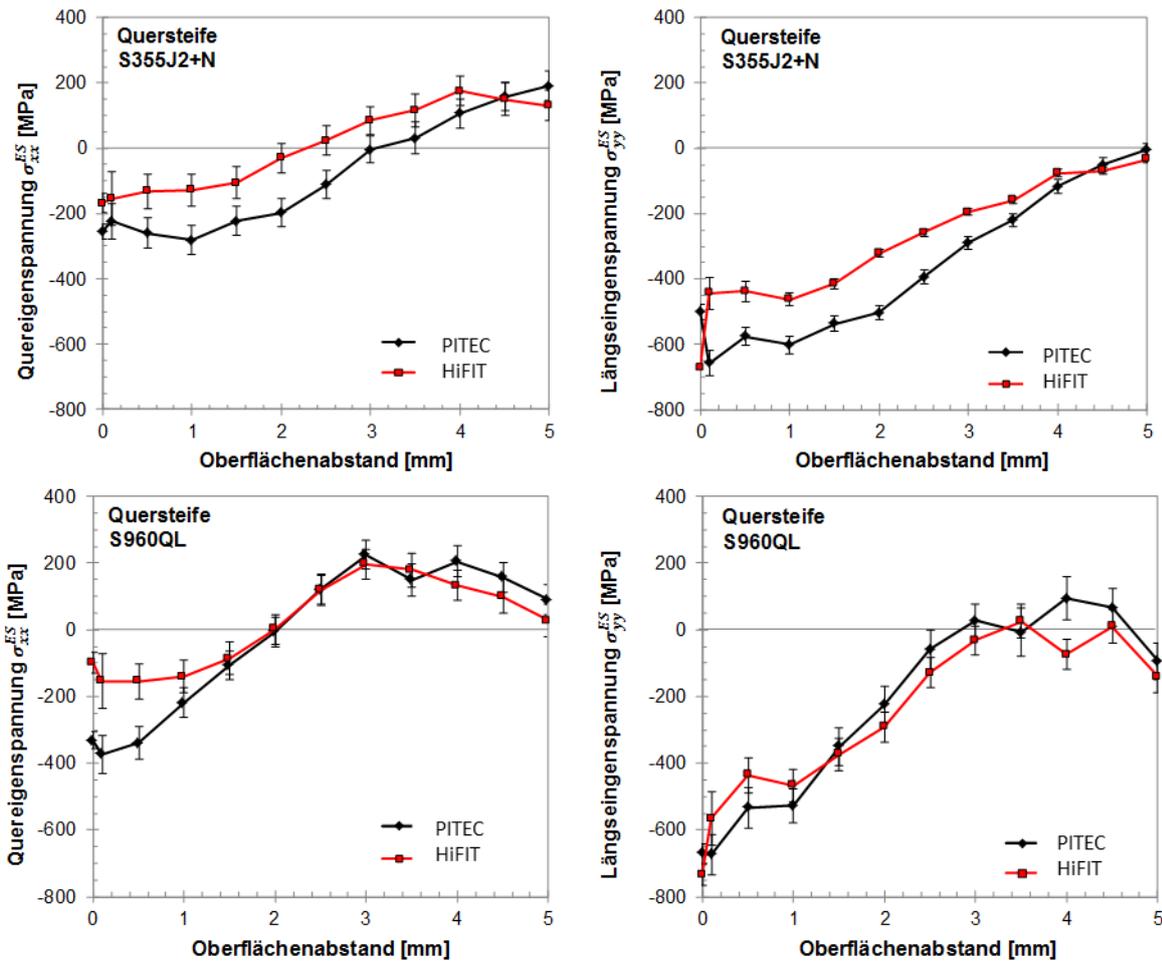


Abbildung 55: Ergebnis der Eigenspannungsanalysen an HFH-behandelten Kleinprüfkörpern

7 Ermüdungsversuche

7.1 Untersuchte Kerbfallklasse

Die Zuordnung des Bemessungswertes $\Delta\sigma_{c,95\%}$ der Kerbfallklasse, die im Rahmen des aktuellen Projektes untersucht wurde, ist für eine Lastspielzahl $N = 2 \cdot 10^6$ laut den Regelwerken EC3-1-9 [24], IIW [3], [23] und DASt-Richtlinie [22] in Tabelle 15 dargestellt. Die Zuordnung der Bemessungswerte im nachbehandelten Zustand erfolgt unter Berücksichtigung des Einflusses der Werkstoffstreckgrenze. Alle Zuordnungen gelten für die Anwendung des Nennspannungskonzepts und unter Berücksichtigung der geltenden Anforderungen des jeweiligen Regelwerkes.

Tabelle 15: Zugeordnete Kerbfallklasse für angeschweißte Quersteifen

Zustand	Regelwerk	Werkstoff	$\Delta\sigma_{c,95\%}$ bei 2 Mio. LW	m
wie-geschweißt	EC3 [24], IIW [23]	unabhängig	90	3
		S355	140	5
HFH- nachbehandelt	IIW [3], DASt [22]	S690	160	5
		S960	180	5

7.2 Versuchsplanung und Durchführung

7.2.1 Kleinproben

Die Ermüdungsversuche an den Kleinproben wurden axial mit einer Hochfrequenzprüfmaschine Zwick 400 HFP 5100 bei einer Prüffrequenz von 110 Hz und mit einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ bis zum Durchriss durchgeführt. Die Versuchsmatrix umfasst Versuche an 89 Kleinproben aus allen drei untersuchten Werkstoffen und in beiden Zuständen „wie-geschweißt“ und „HFH-nachbehandelt“. Eine Übersicht über die durchgeführten Versuche an Kleinproben ist in Tabelle 16 dargestellt. Da der Fertigungsprozess zu einer signifikanten Abweichung von $\pm 0,5$ mm der Probenbreiten geführt hat, wurden die tatsächlichen, gemessenen Breiten der gefertigten Proben in der planmäßigen Berechnung der aufgetragenen Spannungsschwingbreite berücksichtigt.



Abbildung 56: Ermüdungsversuch einer Kleinprobe mit der Zwick 400 HFP 5100

Tabelle 16: Versuchsmatrix

Versuchsreihe	Werkstoff	Stand	Anzahl der geprüften Proben
AW_S355	S355	wie-geschweißt	12
HFMI_S355		HFH-nachbehandelt	16
AW_S690	S690	wie-geschweißt	12
HFMI_S690		HFH-nachbehandelt	15
AW_S960	S960	wie-geschweißt	14
HFMI_S960		HFH-nachbehandelt	20

7.2.2 Großbauteile

Die HEA 260 Träger wurden unter Biegebeanspruchung mit einer Frequenz von 0,1 Hz bis 0,3 Hz geprüft. Die Anpassung eines 4-Punkt Biegeversuchsaufbaus an der Schenck 6300 Prüfmaschine der Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine ermöglichte die Durchführung der aufwändigen Versuche. Der neue Versuchsaufbau wurde im Rahmen des aktuellen Projektes montiert und ist in Abbildung 57 dargestellt. Ein wie-geschweißter und zwei HFH-nachbehandelte Träger aus jedem der drei im Projekt untersuchten Werkstoffe wurden geprüft, wie in Tabelle 17 gezeigt.

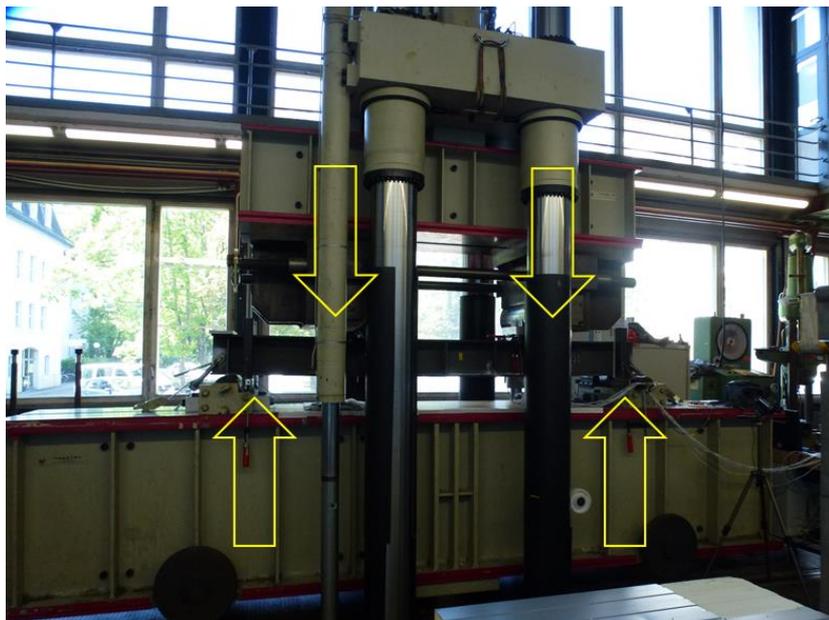


Abbildung 57: Ermüdungsversuch eines HEA 260 Trägers unter 4-Punkt Biegung mit der Schenck 6300 – Die Pfeile markieren die Lasteinleitungspunkte und die Auflagerpositionen

Tabelle 17: Versuchsmatrix – Großbauteile

Versuchsreihe	Werkstoff	Zustand	Anzahl der geprüften Proben
AW_S355	S355J2+N	wie-geschweißt	1
HFMI_S355		HFH-nachbehandelt	2
AW_S690	S690QL	wie-geschweißt	1
HFMI_S690		HFH-nachbehandelt	2
AW_S960	S960QL	wie-geschweißt	1
HFMI_S960		HFH-nachbehandelt	2

Die Planung und Auswertung der Versuche an den Großbauteilen erfolgte mithilfe des Nennspannungskonzeptes. Messungen der Geometrie aller Träger ermöglichten die Berechnung der aufgetragenen Spannungsschwingbreiten ΔS , da signifikante Abweichungen zu den nominellen Abmessungen der Träger festgestellt wurden. In der analytischen Berechnung der Spannungsschwingbreiten wurde der Einfluss der angeschweißten Quersteifen auf den Spannungszustand vernachlässigt. Die Erstellung eines linearen FE-Modells, in dem die Quersteifen berücksichtigt sind, und die Durchführung von DMS-Messungen während des ersten Versuchs am wie-geschweißten HEA 260 aus S355, validierten den analytisch berechneten Nennspannungszustand. Die analytisch berechneten Längsspannungen wurden mit den DMS-Messungen (Abbildung 58) und den simulierten Spannungszuständen an der Oberseite des unteren Flansches in der Mitte zwischen der ersten und der zweiten Quersteife im Prüfbereich verglichen. Es lag eine vernachlässigbare Abweichung von weniger als $\pm 10\%$ vor.

Ein Überwachungssystem von „Rissdrähten“ wurde konzipiert, um den ersten technischen Anriss festzustellen. Die Rissdrähte waren in einen Stromkreis integriert und entlang der Schweißnahtübergänge in einer sinusförmigen Anordnung aufgeklebt. Das Überwachungssystem der Prüfmaschine war am selben Stromkreis angeschlossen. Der aufgeklebte Draht zerreißt beim ersten Anriss und der Versuch wird wegen der Unterbrechung des Stromkreises abgebrochen. Obwohl diese Methode für die Risserkennung in früheren Untersuchungen der Versuchsanstalt an Trägern mit unterschiedlichen Schweißnahtgeometrien erfolgreich angewendet wurde, hat sie im aktuellen Fall keine guten Ergebnisse geliefert. Der hohe Nahtanstiegswinkel der aktuell geprüften Schweißnähte erschwerte die erforderliche optimale Anpassung der Rissdrähte an den Schweißnahtübergang. Dies führte zum Bruch der Rissdrähte entweder vor oder nach dem Anriss. Deshalb wurden alle Proben bis zum Durchriss geprüft. Regelmäßige Farbeindringprüfungen während der Versuche (jeweils nach 2.000 LW) ermöglichten die Erkennung des ersten technischen Anrisses im Prüfbereich bei 7 der 9 geprüften Träger.

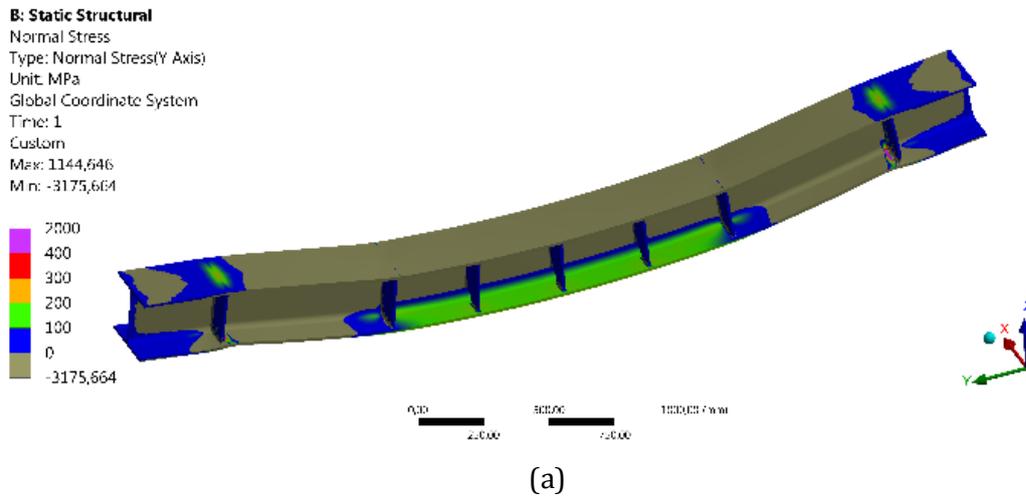


Abbildung 58: (a) FE Simulation des Ermüdungsversuchs an einem HEA 260 Träger (exemplarische Abbildung – Normalspannungen in y-Richtung) – (b) DMS Messung an der oberen Seite des unteren Flansches des HEA 260 Trägers

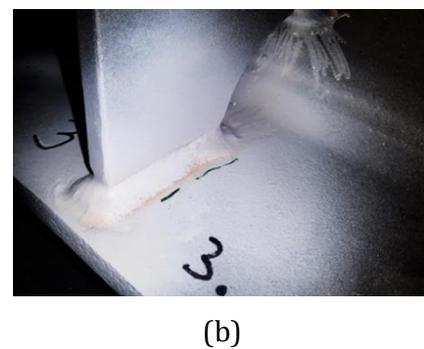
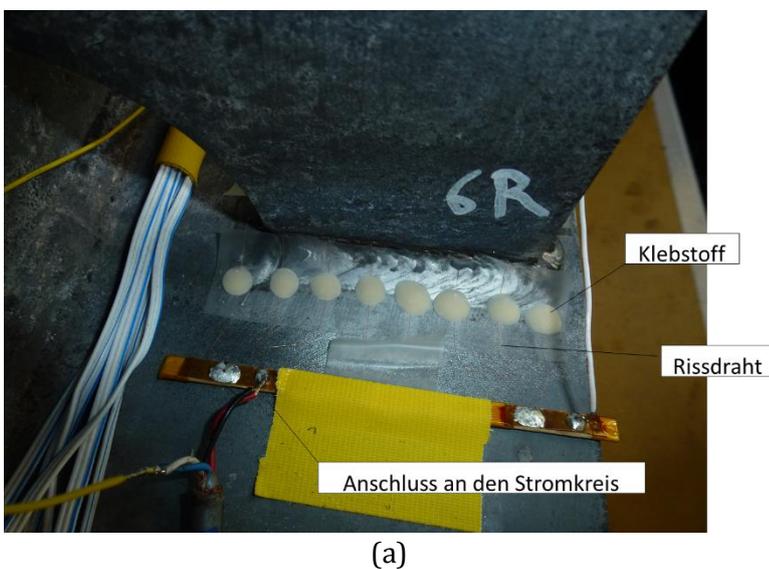


Abbildung 59: (a) Rissdrähte - (b) Farbeindringprüfung

7.3 Ergebnisse und Auswertung

7.3.1 Anrisse

Der Großteil der ermittelten Ergebnisse liegt im Zeitfestigkeitsbereich, die übrigen im Dauerfestigkeitsbereich. Einige Punkte des Wöhlerdiagramms liegen im Dauerfestigkeitsbereich. 10 Durchläufer, alle im HFH-nachbehandelten Zustand, erreichten 20 Mio. LW. Bei 8 Kleinproben entstanden die Risse im Einspannbereich oder im Grundmaterial. Bei den restlichen 71 Kleinproben lag der Riss im Schweißnahtübergang. Der Anriss ging in 16 Fällen trotz der oben beschriebenen Nachbehandlung der Kanten von den Rändern des Schweißnahtübergangs aus. Eine ausführliche Dokumentation der Rissausgangsorte an den Kleinproben aller Versuchsreihen ist tabellarisch im Anhang C aufgeführt. Eine Übersicht der Rissausgangsorte ist in Abbildung 60 dargestellt.

Die Versuche an HEA Trägern lieferten ähnliche Ergebnisse wie die Kleinproben. Alle Ergebnisse der Großbauteile liegen im Zeitfestigkeitsbereich. Die Rissausgangsorte der Träger unterschieden sich signifikant. Anrisse traten innerhalb und außerhalb des Prüfbereichs, im Grundmaterial und am Steg der geprüften Träger auf. Eine ausführliche tabellarische Präsentation der Rissausgangsorte, auch für die Großbauteile, ist im Anhang C zusammen mit Bildern aller Anrisse zu finden. Eine Übersicht der Rissausgangsorte wird in Abbildung 61 gezeigt.

7.3.2 Auswertung

Abbildung 62 bis Abbildung 64 zeigen die Ergebnisse der Ermüdungsversuche und der berechneten Wöhlerlinien, zusammen mit den entsprechenden zugeordneten Kerbfallklassen laut IIW-Richtlinien [3], [23] bzw. laut Eurocode [24]. Die statistische Auswertung der mittleren und der charakteristischen Ermüdungsfestigkeit erfolgt für alle Versuchsserien für freie und fest vorgegebene Neigung der Wöhlerlinien anhand der Empfehlung von Drebenstedt und Euler [119] bzw. laut Eurocode [24]. Die ermittelten Punkte des Wöhlerdiagramms für die Proben mit Rissausgangsorten im Grundwerkstoff, wurden in der Berechnung der Wöhlerlinien mitberücksichtigt, da sie als Mindestwerte für die Ermüdungsfestigkeit der entsprechenden Schweißnahtübergänge angesehen werden können. Nach demselben Prinzip werden auch diejenigen Ergebnisse der Großbauteilversuche betrachtet, die außerhalb der nachbehandelten Schweißnahtübergänge anrissen. Eine vorläufige statistische Auswertung der Versuche an Kleinproben zeigte, dass die Ergebnisse der Großbauteile für alle Versuchsserien sehr nah an den Mittelwertkurven der Kleinproben liegen. Es kann davon ausgegangen werden, dass die Kleinprobe und die Großbauteile die gleichen Stichprobeneigenschaften haben. Daher wurden in der aktuellen endgültigen Auswertung die Ergebnisse der Großbauteile mitberücksichtigt.

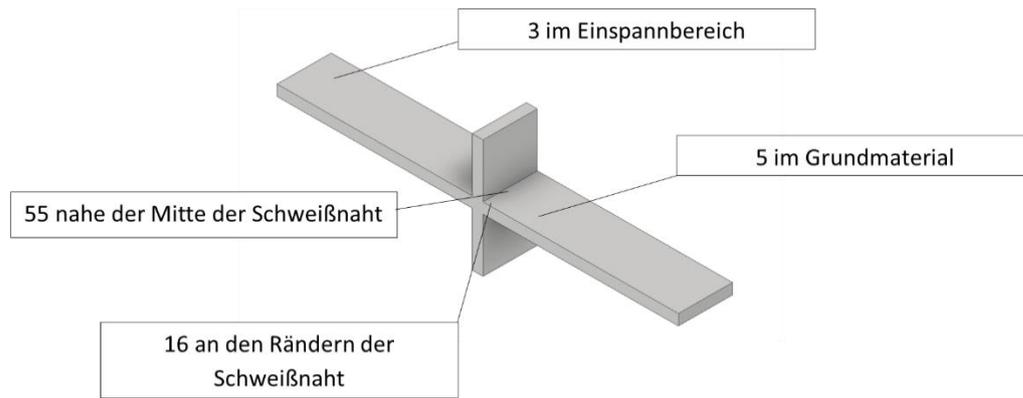


Abbildung 60: Rissausgangsorte der 79 Kleinproben

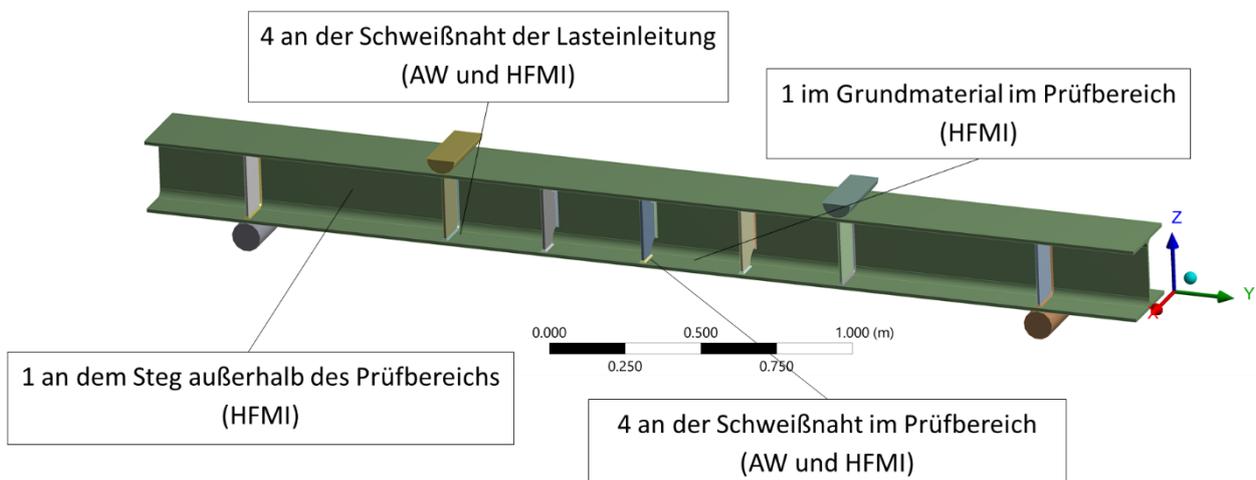


Abbildung 61: Rissausgangsorte an den Großbauteilen

7.3.3 Versuchsserien AW_S355 und HFMI_S355

Die Ergebnisse der Versuchsserien AW_S355 und HFMI_S355 sowie deren mittlere und charakteristische Wöhlerlinien für freie und feste Neigung sind in Abbildung 62 dargestellt. Die Mittelwertkurve der Serie AW_S355 liegt für eine frei berechnete Neigung von 3,3 bei 2×10^6 LW bei 103 MPa. Die charakteristische Ermüdungsfestigkeit der Serie AW_S355 bestätigt die zugeordnete Kerbfallklasse 80 und eine Neigung der Wöhlerlinie von 3 ($\Delta\sigma_{c,95\%} = 93,7$ MPa und $m_{\text{frei}} = 3,3$). Metallografische Untersuchungen der statistischen Ausreißer haben gezeigt, dass einige Proben an einzelnen Nahtübergängen ungenügend nachbehandelt wurden. Diese Proben wurden aus der statistischen Auswertung ausgeschlossen. Die Mittelwertkurve der Serie HFMI_S355 liegt für eine frei berechnete Neigung von 9,3 bei 2×10^6 LW bei 237 MPa. Die charakteristische Ermüdungsfestigkeit der HFMI_S355 liegt für eine feste Neigung von 5 bei 147 MPa und bestätigt die vorgeschlagene FAT-Klasse 140. Die Annahme einer Neigung von 5 liegt auf der sicheren Seite, wenn die Dauerfestigkeit untersucht wird. Damit bestätigen die aktuellen Ergebnisse nochmals den positiven Effekt einer

HFH-Nachbehandlung auf die Ermüdungsfestigkeit geschweißter Proben aus S355. Die Ergebnisse der Großbauteile liegen innerhalb der Ergebniswolke der Kleinproben. Aus den vorliegenden Ergebnissen ist ersichtlich, dass der Maßstabeffekt keinen Einfluss auf die Effektivität der HFH-Nachbehandlung hat.

Symbol	Versuchsreihe	m [-]		$Ds_{c,50\%}$ [N/mm ²]	$Ds_{c,95\%}$ [N/mm ²]
■	AW_S355	frei	3,2	103	89
		fest	3,0	99	86
◆	HFMI_S355	frei	9,3	237	203
		fest	5,0	213	147

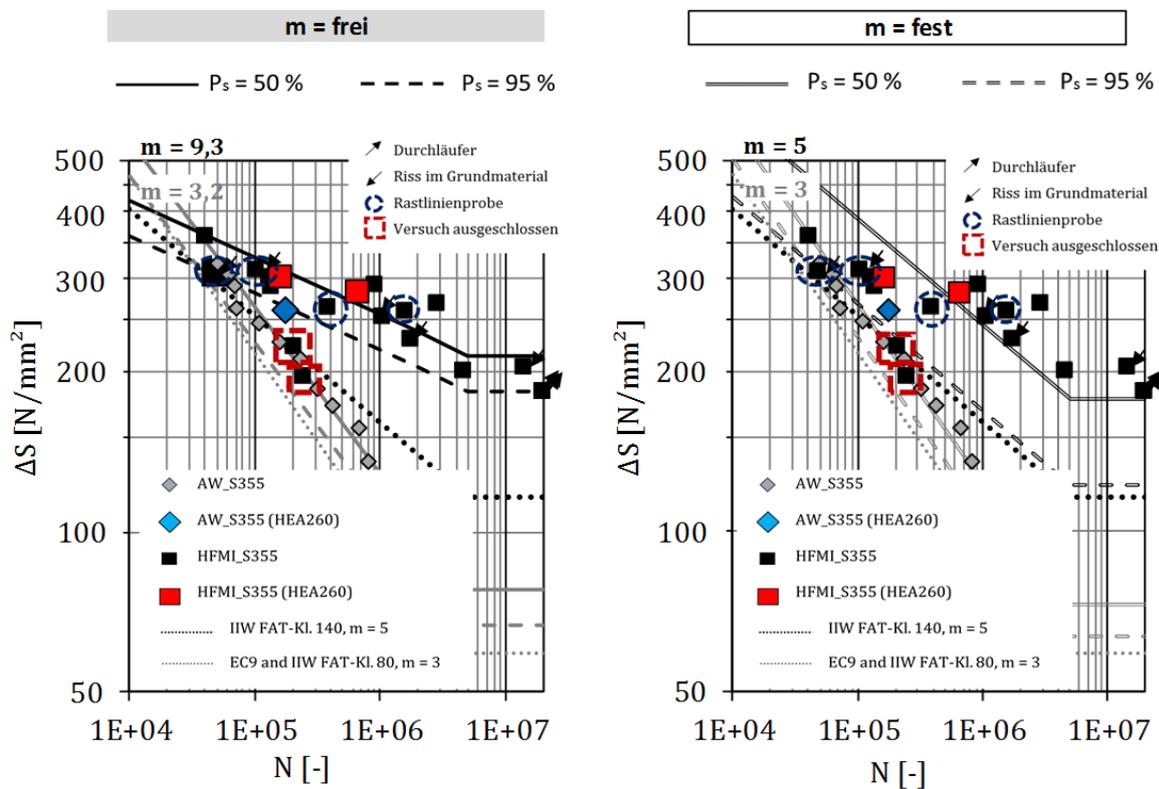


Abbildung 62: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus S355]2+N

7.3.4 Versuchsserien AW_S690 und HFMI_S690

Die Ergebnisse der Versuchsserien AW_S690 und HFMI_S690 sowie deren mittlere und charakteristische Wöhlerlinien für freie und feste Neigung sind in Abbildung 63 dargestellt. Die Mittelwertkurve der Serie AW_S690 liegt für eine frei berechnete Neigung von 3,7 bei 2×10^6 LW bei 125 MPa. Die charakteristische Ermüdungsfestigkeit der Serie AW_S690 bestätigt die zugeordnete Kerbfallklasse 80 und eine Neigung der Wöhlerlinie von 3 ($\Delta\sigma_{c,95\%} = 80$ MPa). Die Mittelwertkurve der Serie HFMI_S690 liegt für eine frei berechnete Neigung von 4,3 bei 2×10^6 LW bei 203 MPa. Die charakteristische Ermüdungsfestigkeit der HFMI_S690 liegt für eine feste Neigung von 5 bei 187 MPa und bestätigt die vorgeschlagene FAT-Klasse 160. Eine Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit durch die HFH-Nachbehandlung von mehr als 100 % wird daher nachgewiesen. Die höhere Auswirkung von

HFH auf die Ermüdungsfestigkeit des hochfesten Werkstoffs S690QL bei 2 Mio. LW im Vergleich zu für den normalfesten S355J2+N wurde bestätigt. Die Ergebnisse der Großbauteile liegen innerhalb der Ergebniswolke der Kleinproben. Aus den vorliegenden Ergebnissen ist ersichtlich, dass der Maßstabeffekt keinen Einfluss auf die Effektivität der HFH-Nachbehandlung hat.

Symbol	Versuchsreihe	m		$D_{s,c,50\%}$ [N/mm ²]	$D_{s,c,95\%}$ [N/mm ²]
■	AW_S690	frei	3,7	125	109
		fest	3,0	108	84
◆	HFMI_S690	frei	4,3	203	167
		fest	5,0	221	187

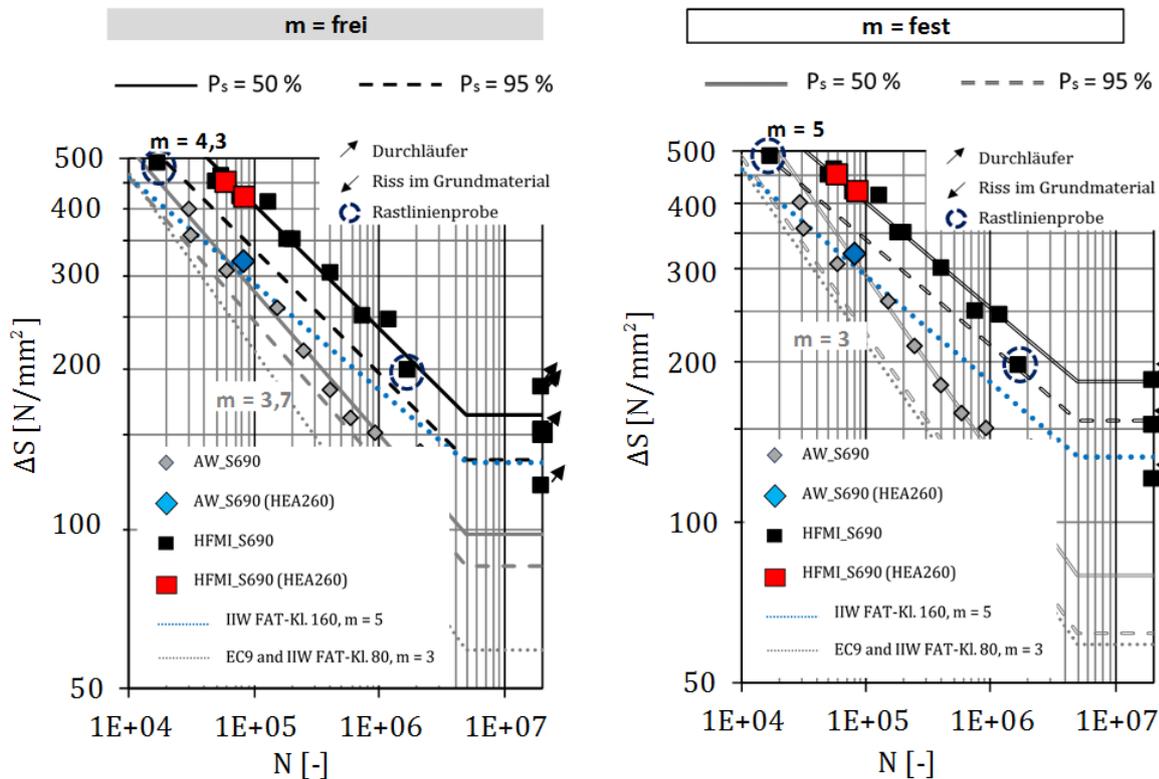


Abbildung 63: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus S690 QL

7.3.5 Versuchsserien AW_S960 und HFMI_S960

Die Ergebnisse der Versuchsserien AW_S960 und HFMI_S960 und deren mittlere und charakteristische Wöhlerlinien für freie und feste Neigung sind in Abbildung 64 dargestellt. Die Mittelwertkurve der Serie AW_S960 liegt für eine frei berechnete Neigung von 3,6 bei 2×10^6 LW bei 133 MPa. Die charakteristische Ermüdungsfestigkeit der Serie AW_S960 bestätigt die zugeordnete Kerbfallklasse 80 und eine Neigung der Wöhlerlinie von 3 ($\Delta\sigma_{c,95\%} = 82$ MPa und $m_{frei} = 3,6$). Die Mittelwertkurve der Serie HFMI_S960 liegt für eine frei berechnete Neigung von 5,2 bei 2×10^6 LW bei 294 MPa. Die charakteristische Ermüdungsfestigkeit der HFMI_S960 liegt für eine feste Neigung von 5 bei 211 MPa und deutlich höher als die vorgeschlagene FAT-Klasse 180. Eine Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit durch die HFH-Nachbehandlung von mehr als 155 % wird daher nachgewiesen. Die signifikant höhere Auswirkung von HFH auf den hochfesten Werkstoff S960QL im Vergleich zu der beim

normalfesten S355 wird bestätigt. Die Ergebnisse der Großbauteile liegen innerhalb der Ergebniswolke der Kleinproben. Aus den vorliegenden Ergebnissen ist ersichtlich, dass der Maßstabeffekt keinen Einfluss auf die Effektivität der HFH-Nachbehandlung hat.

Symbol	Versuchsreihe	m		$D_{s,c,50\%}$ [N/mm ²]	$D_{s,c,95\%}$ [N/mm ²]
■	AW_S960	frei	3,6	133	103
		fest	3,0	119	86
◆	HFMI_S960	frei	5,2	258	211
		fest	5,0	255	211

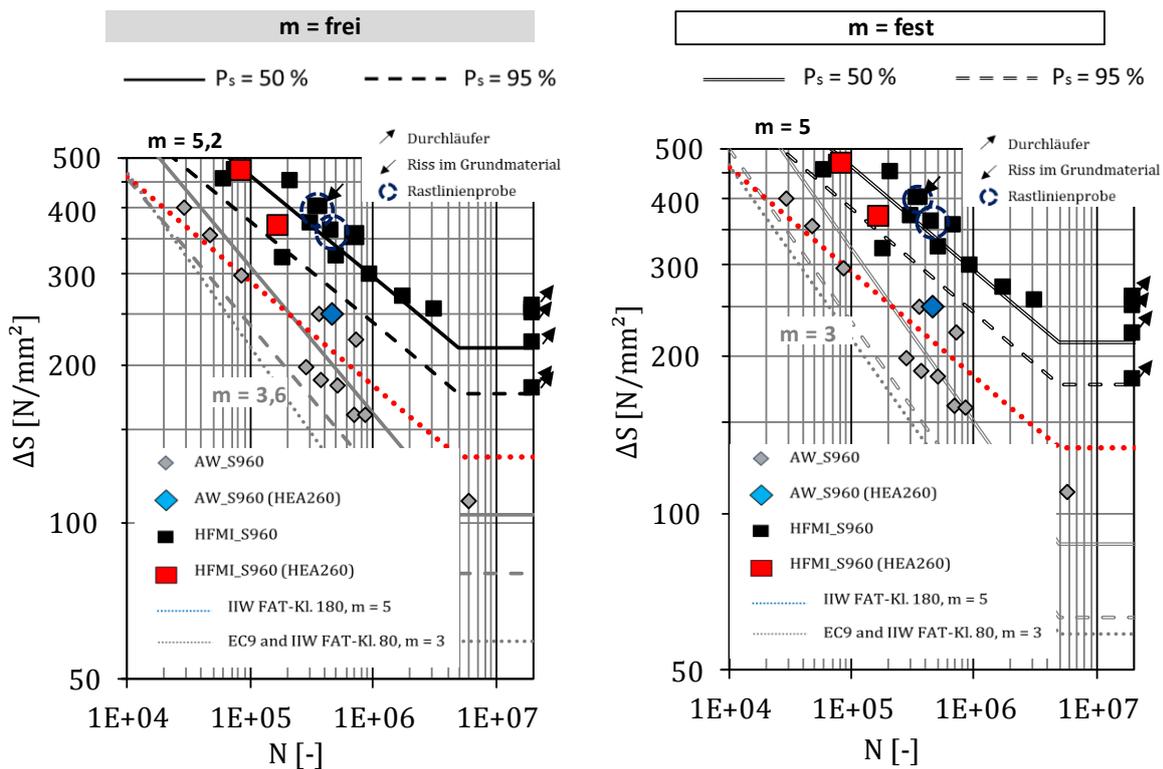


Abbildung 64: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus S960QL

7.4 Untersuchungen des Risswachstumsverhaltens mithilfe des Rastlinienverfahrens

Rastlinienversuche wurden mit einem Resonanzpulsler an HFH-nachbehandelten Proben aus S355 und S960 durchgeführt, um die Rissfortschrittsgeschwindigkeit im nachbehandelten Zustand zu untersuchen. Zur Ermittlung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit wurden die Proben mit Blocklastfolgen nach dem ersten Anriss beansprucht. Die Beanspruchung variierte zwischen einer Versuchsamplitude mit der für den Versuch maßgebenden Spannungsamplitude und einer Markierungsamplitude. Um den Einfluss von Lastfolgeeffekten gering zu halten, wurde die Oberspannung konstant gehalten und die Spannungsamplitude halbiert. Die Probe wurde mit der Versuchsamplitude bis zur Entstehung eines signifikanten Rissfortschrittes zyklisch belastet. Ein Frequenzabfall von 0,2 Hz bis 1 Hz wurde als Kriterium für die Erkennung des ersten Anrisses und eines signifikanten Risswachstums betrachtet. Die Markierungsamplitude wurde nachfolgend für 10.000 LW aufgebracht. Das Versuchskonzept ist in Abbildung 65 dargestellt.

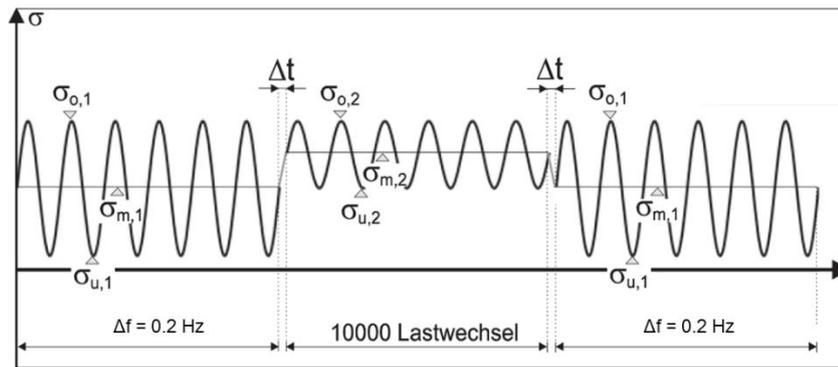


Abbildung 65: Lastfolge für die Untersuchung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit

Der Rissfortschritt wurde an den Makroschliffen der Proben mithilfe eines optischen Mikroskops gemessen. Die Auswertung der Ergebnisse erfolgte anhand der von Hobbacher [120] und Newman [121] vorgeschlagenen Gleichungen, die im Anhang D aufgeführt werden. Die Ergebnisse werden in Abbildung 66 zusammen mit Referenzkurven aus der Literatur gezeigt.

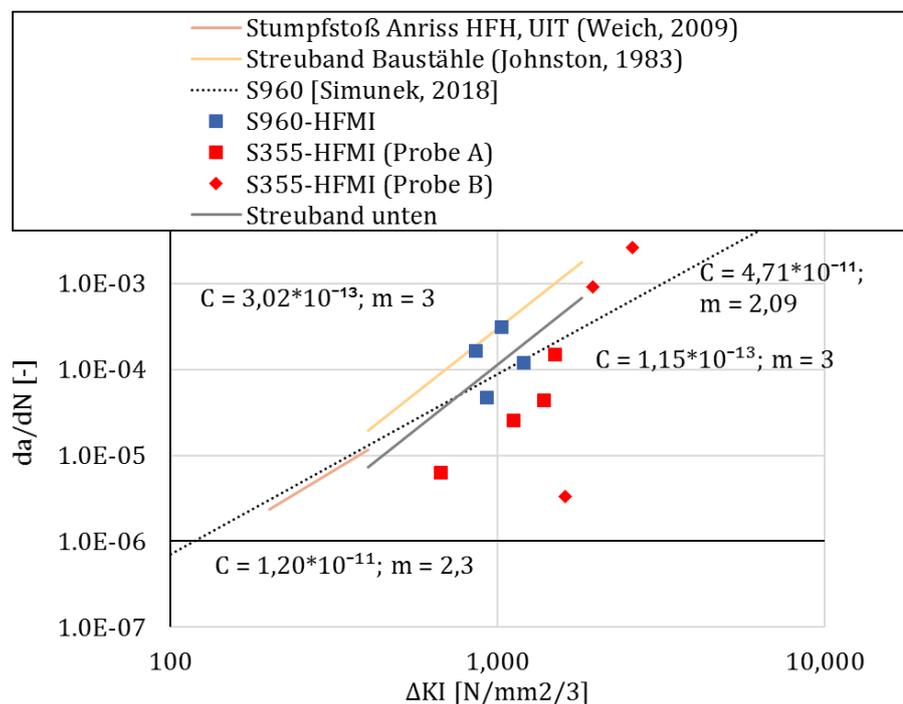


Abbildung 66: Rissfortschritt der untersuchten Proben und Referenzkurve für normalen Baustahl [122] und den Stahl S960QL [123] im wie-geschweißten Zustand und für UIT-nachbehandelte Proben [87]

Der Vergleich der aktuellen Ergebnisse für die Proben aus S355 mit den Referenzkurven für Proben aus normalem Baustahl im wie-geschweißten Zustand [122] und für UIT-nachbehandelten Proben aus S355J2+N zeigt, dass die aktuellen nachbehandelten Proben einen höheren Widerstand gegenüber Rissfortschritt aufweisen. Die ermittelten Punkte liegen deutlich unter den beiden Referenzkurven. Es kann davon ausgegangen werden, dass die mit HFMI induzierten Druckeigenspannungen einen positiven Einfluss auf den Rissfortschritt widerstand haben. Trotzdem wiesen die nachbehandelten Proben aus S960QL einen ähnlichen oder schnelleren Rissfortschritt im Vergleich zu der Referenzkurve für Proben aus demselben Werkstoff im wie-geschweißten Zustand [123] auf. Die ermittelten Punkte für diese Probe liegen über oder nahe der Referenzkurve und ihre Trendlinie zeigt eine steilere Neigung. Infolgedessen können anhand der aktuellen Ergebnisse keine konkreten Schlussfolgerungen gezogen werden. Es kann angenommen werden, dass die durch HFH induzierten Eigenspannungen keinen Einfluss auf den Rissfortschritt haben und die höhere Bruchzähigkeit des Werkstoffes für den erhöhten Rissfortschritt widerstand im Fall der Probe aus S355J2+N verantwortlich ist. In diesem Fall ist die signifikante Verlängerung der Lebensdauer, die durch die oben gezeigten Ermüdungsversuche nachgewiesen wurde, auf die Verzögerung der Rissentstehung zurückzuführen. Weitere Untersuchungen sind erforderlich, um diese Annahme zu bestätigen.

8 Entwicklung eines werkstoffmechanisch fundierten Berechnungskonzeptes

8.1 Schädigungsmodell

Ziel dieses Arbeitspaketes ist, ein Vorgehen zur Abschätzung der Lebensdauer bzw. Anrisslastspielzahl von HFH-behandelten Schweißnähten zu entwickeln. Dabei sollte nach Möglichkeit der lokale Eigenspannungszustand in Betracht gezogen werden. Entsprechend den Ergebnissen aus Kap. 6.3 wurde jedoch festgestellt, dass das Eigenspannungsniveau der Kleinprüfkörper am Nahtübergang in allen untersuchten Zuständen gering ist. Die Modellierung der realen Nahtgeometrie, mit Oberflächenmodellen aus 3D-Scans [108], [124], [125], wie in Kap. 5.1 realisiert, ist zwar prinzipiell möglich aber nur mit großem Aufwand realisierbar und kommt daher für die industrielle Anwendung momentan kaum in Frage. Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wurde daher in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss entschieden, die Abschätzung der Anrisslastspielzahl anhand praxisnäherer, analytischer Konzepte der örtlichen Beanspruchung unter Berücksichtigung der lokalen Nahtgeometrie und des Eigenspannungszustandes durchzuführen. Dabei konnte zum einen auf ähnliche Untersuchungen an reparaturgeschweißten Quersteifen aus dem abgeschlossenen IGF-Vorhaben 19.988 N [43] und aus dem laufenden IGF-Vorhaben 20.025 N zurückgegriffen werden. Das nachfolgend beschriebene Konzept wurde dabei mit einem MATLAB-Skript implementiert und gelöst.

Die Berechnung der Anrisslebensdauer erfolgte dabei basierend auf dem örtliche Konzept nach Fiedler und Vormwald [126], welches bereits in den Ermüdungsfestigkeitsnachweis gegen den Versagensfall „Technischer Anriss“ nach der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] übernommen wurde. Ein Technischer Anriss ist dabei entsprechend der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ als Riss mit einer Länge zwischen 0,25 mm und 3,5 mm definiert und damit deutlich „großzügiger“ als in der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis“ [128], die einen technischen Anriss mit einer Risslänge von 1 mm definiert. Der verwendete Ansatz zur Anrisslebensdauerberechnung basiert dabei auf dem modifizierten Schädigungsparameter P_{RAM} nach Fiedler und Vorwald [126]. Dieser basiert wiederum auf dem Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper [129] in der erweiterten Form durch den Mittelspannungsparameter k nach Bergmann [130] zur Verbesserung des Mittelspannungseinflusses bei hohen Mittelspannungen, dargestellt in Formel (33) und Formel (34).

$$P_{RAM} = \sqrt{(\sigma_a + k(\sigma_m + \sigma_{ES})) \varepsilon_a E} \quad (33)$$

$$k = \begin{cases} M_\sigma (M_\sigma + 2) & \text{for } \sigma_m \geq 0 \\ \frac{M_\sigma}{3} \left(\frac{M_\sigma}{3} + 2 \right) & \text{for } \sigma_m < 0 \end{cases} \quad (34)$$

Wobei σ_a der lokalen Spannungsamplitude, ε_a der lokalen Dehnungsamplitude, σ_m der Mittelspannung, E dem Elastizitätsmodul und M_σ dem Mittelspannungsempfindlichkeit nach der Definition von Schütz [131] entspricht. σ_{ES} entspricht der Eigenspannung in Lastrichtung und ist in der ur-

sprünglichen Definition von P_{RAM} nicht enthalten, wurde jedoch von Schubnell u.a. [132] verwendet, um den Einfluss von Eigenspannungen auf die Anrisslebensdauer zu quantifizieren. Bei der Berücksichtigung von Eigenspannung muss im Einklang mit neueren Forschungsergebnissen [88], [133] darauf geachtet werden, dass nach Möglichkeit nur derjenige Teil der Eigenspannung berücksichtigt wird, welcher unter zyklischer Last erhalten bleibt. Für die Umrechnung der Nennspannung S in örtliche Spannungen σ oder Dehnungen ε wird dabei ein entsprechendes Kerbnäherungsverfahren verwendet. Vorherige Untersuchungen des IGF-Vorhabens Nr. 15.913 N [134] zeigten, dass der Kerbnäherungsansatz nach Neuber [135] auf Basis der elastischen Kerbformzahl K_t , siehe Formel (35), zu einer Überschätzung der örtlichen Dehnung führt. Deshalb wurde hier der neuere Kerbnäherungsansatz nach Neuber [136] entsprechend Formel (36), Formel (37) und Formel (38) verwendet, der in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] Anwendung findet:

$$\sigma \cdot \varepsilon = \frac{S^2}{E} \cdot K_t^2 \quad (35)$$

$$\sigma \cdot \varepsilon = \left(\frac{\sigma_{el}^2}{E} \right) \cdot \left(\frac{e^* E}{S^*} \right) \quad (36)$$

$$\text{mit } S^* = \sigma_{el} / K_p \quad (37)$$

$$\text{und } e^* = \frac{S^*}{E} + \left(\frac{S^*}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (38)$$

wobei σ_{el} als Eingangsgröße der örtlichen Spannung aus einer linear-elastischen FE-Analyse, sowie K_p der Traglastformzahl entspricht. Die Gleichung wird in Kombination des Ramberg-Osgood-Ansatzes [137] zur Beschreibung der zyklisch stabilisierten, elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungs-Hysterese nach Formel (39) gelöst. Dabei wird das Manson-Gesetz [138] hinsichtlich der Belastungsgeschichte des Werkstoffs zusätzlich berücksichtigt

$$\text{and } \varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (39)$$

Zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes wird die Eigenspannung in Lastrichtung, welche unter zyklischer Last erhalten bleibt, σ_{ES} im Kerbnäherungsverfahren zur Berechnung der lokalen Spannung nach Formel (36), Formel (37) und Formel (38) folgendermaßen berücksichtigt:

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_m + \sigma_{ES} \quad (40)$$

Dies bewirkt eine Verschiebung der Spannungs-Dehnungshysterese nach oben (Zugeigenspannung) oder nach unten (Druckeigenspannung) und führt somit zu einer Zunahme oder Reduktion der Schädigung. Die Anwendung dieser Modifikation durch Schubnell u.a. [132] für gekerbte HFH-behandelte Proben aus S355J2+N und S960QL zeigte eine bessere Übereinstimmung mit experimentellen Werten. Eine ähnliche Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes wurde vorher bereits von Björk u.a. [139] bei der Anwendung der sogenannten 4R-Methode erprobt.

Die Korrelation der Schädigung P_{SWT} und Anrisslebensdauer N_a wird mit den Materialparametern σ_f' , ε_f' , b und c über den Ansatz nach Smith, Watson und Topper korreliert:

$$P_{SWT} = \sqrt{(\sigma_f')^2 \cdot (2 N_a)^{2b} + E \cdot \sigma_f' \cdot \varepsilon_f' \cdot (2 \cdot N_a)^{b+c}} \quad (41)$$

Die Korrelation des P_{RAM} Schädigungsparameters mit der Anrisslastspielzahl erfolgte nach Fiedler und Vormwald [126] nach Formel (42), Formel (43) und Formel (44) mit zwei Stützstellen bei $N_1 = 10^3$ und $N_2 = 10^5$:

$$N_a = C_i (P_{RAM} (f_{RAM})^{-1})^{k_i} \quad (42)$$

$$k_i = \frac{\log(N_{a,i-1}) - \log(N_{a,i})}{\log(P_i) - \log(P_{i-1})} \quad (43)$$

$$C_i = 10^{\log N_{a,i} + k_i \log P_{RAM}(N_{a,i})} \quad (44)$$

Zusätzlich wurden nicht-lokale Einflussgrößen [126], basierend auf der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis“ [128], berücksichtigt. Die Verwendung dieser Korrekturfaktoren ist ebenfalls in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] beschrieben. Diese Korrekturfaktoren berücksichtigen zum einen den Größeneinfluss über die statistische Stützziffer n_{st} (Formel (45)), den Einfluss der Oberflächenrauheit R_z über den Faktor $K_{R,P}$ (Formel (46)), sowie die Stützwirkung aufgrund des Spannungsgradienten G über die bruchmechanische Stützzahl n_{bm} (Formel (47)):

$$n_{bm} = \frac{5 + \sqrt{G}}{5 n_{st} + \frac{R_m}{430} \sqrt{\frac{15 + 2\sqrt{G}}{5 + \sqrt{G}}}} \quad (45)$$

$$n_{st} = \left(\frac{A_{ref}}{A_\sigma} \right)^{\frac{1}{k_{st}}} \quad (46)$$

$$K_{R,P} = (1 - 0.27 \cdot \log(R_z)) \cdot \log \left(2 \cdot \frac{R_m}{400} \right) \quad (47)$$

8.2 Bestimmung der Materialparameter

Die Ermittlung bzw. Anpassung der Eingangsgrößen zur Übertragung der Berechnungsprozedur des FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] für Schweißverbindungen im Grundzustand ist zentraler Gegenstand im IGF-Vorhaben 20.025 N. Deshalb liegt der Fokus dieses Forschungsvorhabens auf der Ermittlung der Parameter zur Übertragung der Berechnungsprozedur der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] bzw. der Berechnungsprozedur nach Fiedler und Vormwald [126] auf HFH-behandelte Schweißverbindungen. Dabei wurden einige Parameter bereits im abgeschlossenen IGF-Vorhaben 19.988 N [43] ermittelt.

Die Ramberg-Osgood-Materialparameter K' und n' wurden basierend aus den zyklischen Versuchen für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone (Kap. 2.3) nach ASTM E646-16 [140] bestimmt. Zur Korrelation der Schädigung P und Anrisslebensdauer N_a wurden die Materialparameter σ_f' , ε_f' , b und c nach Coffin [141] und Manson [142] entsprechend der Korrelation nach Smith-Watson-Topper [129] in Formel (41) nach ASTM E739-10 [143] verwendet. Für die verfestigten Rand-

schichten scheidet allerdings eine direkte Bestimmung dieser Materialparameter aus, da aufgrund der geringen Schichtdicke ($< 0,3$ mm) und hohem Härtegradient eine Probenentnahme mit herkömmlichen Mitteln nicht möglich ist. Stattdessen wurden die Ramberg-Osgood-Materialparameter K' und n' mit der Lopez-Fatemi-Korrelation [144] und die Coffin-Manson-Materialparameter σ_f' , ε_f' , b und c mit der Roessle-Fatemi-Korrelation jeweils über die Härte abgeschätzt [145]. Alle ermittelten Materialparameter für die Wärmeeinflusszone und die HFH-behandelten Randschichten sind in Tabelle 18 zusammengefasst. Da bei der HFH-behandelten Quersteife aus der Wärmeeinflusszone des hochfesten Baustahls S960QL weder eine Änderung des Gefüges noch eine Änderung der Randschichthärte festgestellt werden konnte, wurde für diesen Werkstoff kein gesonderter Parametersatz für die HFH-behandelte Randschicht ermittelt.

Tabelle 18: Zyklische Materialparameter für die Wärmeeinflusszone (WEZ) und die HFH-behandelte Wärmeeinflusszone (WEZ+HFH) Kleinprüfkörpern

Parameter	S355J2+N		S690QL		S960QL
	WEZ	WEZ+HFH	WEZ	WEZ+HFH	WEZ
Zone	WEZ	WEZ+HFH	WEZ	WEZ+HFH	WEZ
σ_f' [MPa]	927	1327**	1166	1100**	3668
ε_f' [-]	0,375	0,895**	1,243	0,907**	-
b [-]	-0,055	-0,080**	-0,061	-0,048**	-0,154
c [-]	-0,559	-0,651**	-0,803	-0,706**	-
K' [MPa]	1001	1687***	1067	994***	1433
n' [-]	0,090	0,152***	0,070	0,061***	0,049
E [MPa]	198968	198968	202440	202440	199956

* nach Roessle und Fatemi [145], ** nach Lopez und Fatemi [144]

Die Abschätzung des Spannungsgradienten G [128] für den Grundzustand der Schweißverbindungen erfolgt dabei auf Basis von 2D-FE Analysen mit realer Nahtgeometrie aus 2D-Scans [108]. Alternativ kann der Spannungsgradient auch per Näherungsformel (48) aus der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis“ auf Basis des Nahtübergangsradius r abgeschätzt werden.

$$G = 2/r \quad (48)$$

Die Abschätzung der höchstbelasteten Oberfläche A_G im Vergleich zur Referenzprobenfläche A_{ref} für den Grundzustand wurde auf Basis von 3D-FE Simulationen mit einer Nahtgeometrie auf 3D-Scans [73], entsprechend dem Vorgehen nach Müller u.a. [146] bzw. nach FKM-Richtlinie [128], ermittelt, dargestellt in Abbildung 67. Dabei wurde nur derjenige Bereich im FE-Modell für die Ermittlung von A_{ref} berücksichtigt, welcher sich direkt am Nahtübergang befindet, wie in Abbildung 67 dargestellt.

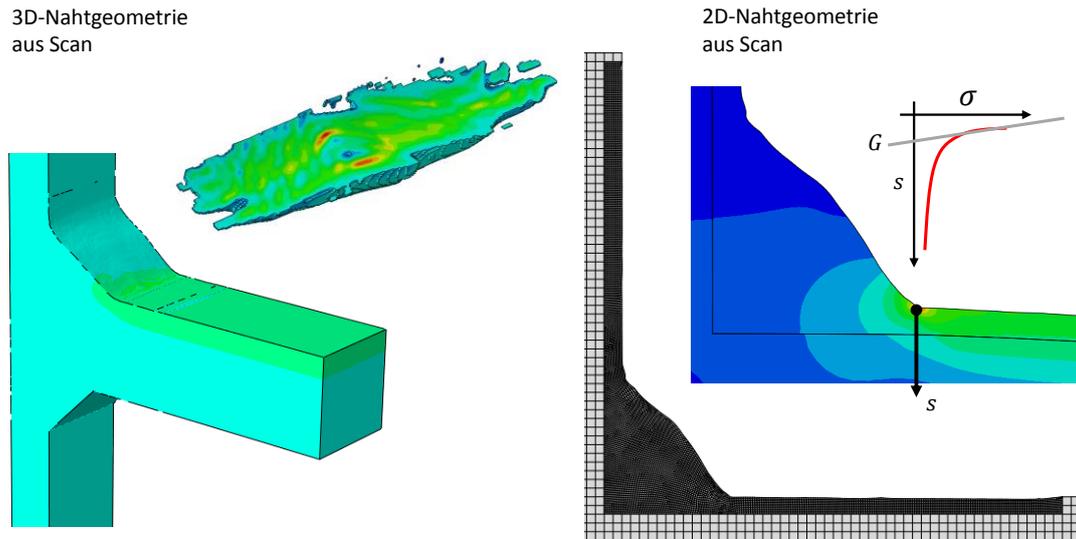


Abbildung 67: 3D-Nahtgeometrie [124] zur Bestimmung von A_σ nach Müller u.a. [146] und 2D-Nahtgeometrie [108] zur Bestimmung von G [43] für die Schweißproben im Grundzustand.

Die Bestimmung der Parameter A_σ , G und K_p bzw. K_t erfolgte an einem 2D FE Modell mit zwei Symmetrieebenen (1/4-Modell), dargestellt in Abbildung 68. Dabei wurde die höchstbelastete Oberfläche wieder, entsprechend des Vorgehens von Müller u.a. [146] bzw. nach FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127], berücksichtigt. Der Spannungsgradient G und die Traglastformzahl K_p wurde ebenfalls gemäß dem empfohlenen Vorgehen in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] ermittelt. Die Traglastformzahl K_p wird für das Kerbnäherungsverfahren nach Neuber [136] benötigt und gibt das Verhältnis der Belastungsgröße (z.B. Nennspannung) im FE-Modell, bei der die Streckgrenze erreicht wird, zur Belastungsgröße an, bei der die Rechnung nicht mehr konvergiert („Durchplastifizieren“). Dabei wurden für die Ermittlung von K_p den verschiedenen Zonen im FE-Modell (Schweißgut, HFH-behandelte Randschicht, Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone) unterschiedliche Streckgrenzen zugeordnet, dargestellt in Abbildung 68. Als Streckgrenze des Schweißguts wurde dabei die gleiche Streckgrenze wie bei der Wärmeeinflusszone verwendet. Die entsprechenden Streckgrenzen für Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone können aus Tabelle 2 entnommen werden. Die Streckgrenze für die HFH-behandelte Randschicht der Wärmeeinflusszone des Baustahls S355J2+N und S690QL wurde über die Lopez-Fatemi Korrelation aus der Randschichthärte abgeschätzt. Die Streckgrenzen betragen dabei 760 MPa (S355J2+N) und 950 MPa (S690QL). Für den Werkstoff S960QL wurde für den Bereich der HFH-behandelten Randschicht die gleiche Streckgrenze wie bei der Wärmeeinflusszone verwendet, da eine zusätzliche Härtesteigerung nach der HFH-Behandlung experimentell nicht festzustellen war (siehe Kap. 6.1). Der Schweißnahtübergang wurde dabei mit einer Eindringtiefe t_p aus den 3D-Vermessung (Kap. 6.2) und einem Nahtübergangsradius modelliert, der jeweils dem Pinradius der verwendeten Werkzeuge entspricht (PITEC-Werkzeug $r = 2$ mm, HiFIT-Werkzeug $r = 1,5$ mm). Dieser Radius repräsentiert den „Worst-case“ bzw. den kleinstmöglichen Nahtübergangsradius. Auf diese Weise soll eine möglichst konservative Abschätzung der plastischen Traglastformzahl K_p gewährleistet werden, da die ermittelten Naht-

übergangsradien im Mittel über diesem Minimalradius liegen, siehe Abbildung 52. Die ermittelten plastischen Traglastformzahlen sowie die ermittelten Kerbformzahlen sind in Tabelle 19 dargestellt.

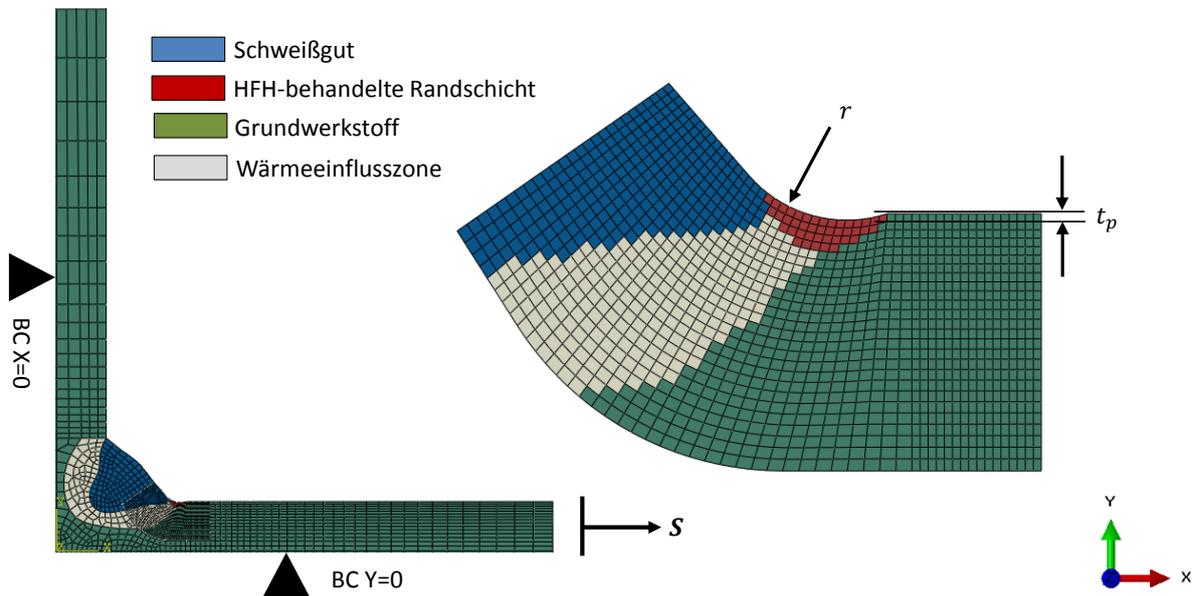


Abbildung 68: 2D-FE Modell zur Bestimmung der höchstbelasteten Oberfläche A_σ nach Müller u.a. [146], dem Spannungsgradienten G und der plastischen Traglastformzahl K_p [127] bzw. der elastischen Kerbformzahl K_t für die Schweißproben im HFH-behandelten Zustand.

Tabelle 19: Elastische Kerbformzahl K_t bzw. Traglastformzahl K_p sowie Eindringtiefe t_p für HFH-behandelte Querstreifen

		S355J2+N	S690QL	S960QL
K_t [-]	PI TEC	2,10	2,06	1,99
	HiFIT	2,20	2,15	2,05
K_p [-]	PI TEC	1,103	1,888	1,961
	HiFIT	1,270	2,037	2,082
t_p [mm]	PI TEC	0,08	0,06	0,05
	HiFIT	0,12	0,06	0,05

Weitere benötigte Parameter zur Bestimmung des Rauheitseinflusses sind der Mittelrauwert R_z der aus der Tastschnittmessung ermittelt wurde (siehe Kap. 6.2 Tabelle 13), sowie die Zugfestigkeit der Wärmeinflusszone. Diese wurde aus quasi-statischen Zugversuchen, siehe Kap. 2.2, ermittelt und ist in Tabelle 2 zusammengefasst. Die verwendeten Parameter zur Anwendung des örtlichen Konzepts zur Bestimmung der Anrisslastspielzahl N_a sind in Tabelle 20 zusammengefasst.

Tabelle 20: Parameter für das örtliche Konzept

		Grundzustand	HFH-behandelt
R_z	[μm]	25	1
r	[mm]	0,1	2 / 1,5**
G	[1/mm]	8	1
A_σ	[mm^2/mm]	0,099	2,231
A_{ref}	[mm^2]	125	125
k_{st}	[-]	30	30

*bezogen auf eine Nahtbreite von 1 mm, ** PITEC / HiFIT

Da eine Ermittlung der Traglastformzahl aufwändig ist, wurde als Alternative die örtliche Spannung und Dehnung mit der sogenannten Neuber-Hyperbel [135] nach Formel (35) ermittelt. Dies hat den Vorteil, dass die Kerbformzahl K_t entsprechend als Funktion des Flankenwinkels θ_t und Nahtübergangsradius ρ mit den Approximationsformeln nach Anthes, Köttgen und Seeger [147] oder nach Rainer [148], sowie nach Lawrence, Ho und Mazumdar [149] für verschiedenen Nahtgeometrien abgeschätzt werden kann. In der Praxis gestaltet sich jedoch vor allem die Bestimmung des Nahtübergangsradius ρ schwierig. Deshalb wurden die Kehlnähte der Kleinprüfkörper beider Grundwerkstoffe im Rahmen einer Round-Robin Studie des International Institut of Welding (IIW) von verschiedenen Forschungsstellen untersucht [150]. Die Ergebnisse dieser Studie sind in Tabelle 21 zusammengefasst. Dabei wurde festgestellt, dass der Verzug der Kleinprüfkörper im Grund- und Reparaturzustand vergleichsweise gering ist ($< 0,6^\circ$). Entsprechend experimentelle Untersuchungen zum Einfluss des Verzugswinkels auf die Schwingfestigkeit von Quersteifen [151], wird daher angenommen dass dieser Einfluss gering ist und der Verzugswinkel wird daher nicht weiter berücksichtigt. Für die nachfolgenden Berechnungen mit dem örtlichen Konzept zeigte sich, dass eine Abschätzung der Kerbformzahl K_t nach Anthes, Köttgen und Seeger [147] mit dem Mittelwert μ für Radius ρ und Flankenwinkel θ_t zu keinen konservativen Abschätzungen hinsichtlich der Anrisslebensdauer führt. Eine Berücksichtigung der kleinsten gemessenen Radien, die etwa jeweils bei $\rho_{min} = \rho(\mu) - 2\rho(s)$ vorlagen, führte jedoch zu konservativen Abschätzungen der Anrisslastspielzahl.

Tabelle 21: Geometrische Parameter der Kehlnähte der Kleinprüfkörper [150] (Mittelwert μ , Standardabweichung (Gauß) s)

Weld	Nahtübergangs- radius ρ [mm] [111]		Flankenwinkel θ_t [°] [111]		Verzugswinkel [°]	
	μ	s	μ	s	μ	s
S355J2+N	0,915	0,356	39,93	11,28	0,12	0,051
S690QL/S960QL	1,286	0,689	45,89	7,10	0,14	0,041

8.3 Lebensdauervorhersage (Kleinprüfkörper)

Zur Berechnung der Anrisslebensdauer N_a wurde der Berechnungsablauf gemäß der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ anhand eines MATLAB Skripts implementiert. Dabei wurde die Korrelation zwischen den Schädigungsparametern P_{RAM} und N_a nach Fiedler und Vormwald verwendet, da diese im Vergleich zur FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ die direkte Korrelation zwischen Schädigung und Anrisslebensdauer über die Coffin-Manson Parameter σ_f' , ε_f' , b und c zulässt. Die Nennspannung S wurde dabei über die Korrelation mit der elastischen Kerbformzahl K_t

$$G = 2/r \quad (1)$$

in die elastizitätstheoretische Spannung σ_{el} am Kerbgrund umgerechnet. Diese wird in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ als L bezeichnet und ist die Eingangsgröße im Kerbnäherungsverfahren (Formel (36), Formel (37) und Formel (38)) zur Berechnung der örtlichen elastisch-plastischen Spannung σ bzw. Dehnung ε . Aus den örtlichen Spannungen und Dehnungen wird dann der Schädigungsparameter P_{RAM} entsprechend des vorgeschlagenen HCM-Algorithmus [127] berechnet. Dabei wird als zusätzliche Modifikation die Eigenspannung in Lastrichtung σ_{ES} berücksichtigt, welche unter Belastung erhalten bleibt [132], siehe Kap. 9. Sämtliche weitere Sicherheitsfaktoren, die in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ enthalten sind, werden nicht zusätzlich berücksichtigt.

Um den Einfluss dieses Parameters zu quantifizieren, wurde im Vorfeld eine entsprechende Parameterstudie durchgeführt, dargestellt in Abbildung 69. Dabei wird die Quantifizierung durch die große Streuung der Versuchsergebnisse erschwert. Allerdings zeigt sich auch deutlich der Einfluss der Druckeigenspannung, die eine Verschiebung der Anrisswöhlerlinie zu höheren Lastspielzahlen bewirkt. Im Bereich der Zeitfestigkeit zwischen $10^5 < N < 10^7$ liegt die Steigerung der errechneten Anrisslebensdauer N_a zwischen 1,2 bis 5 bei Berücksichtigung einer Druckeigenspannung von $\sigma_{ES} = 200$ MPa ($K_t = 2,6$). Ebenfalls wurde die Sensitivität der Berechnung gegenüber einer Änderung der elastischen Kerbformzahl K_t bzw. der plastischen Traglastformzahl K_p untersucht. Dafür wurden die entsprechenden Werte von $K_t = 2,6 / K_p = 3,5$ des Grundzustandes, ermittelt an identischen Quersteifen aus S355J2+N und S960QL aus dem IGF-Vorhaben Nr. 19.988 N [43], verwendet. Bei einem Wert von $\sigma_{ES} = 0$ verringerte sich mit diesem K_t/K_p -Werten entsprechend die Anrisslebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich zwischen $10^5 < N < 10^7$ um den Faktor 3,3 bis 5. Der Unterschied der errechneten Anrisslebensdauer mit den K_t/K_p -Werten des PITEC (Pinradius $r=2$ mm) gegenüber den K_t/K_p -Werten HiFIT-Werkzeugs (Pinradius $r=1,5$ mm, $K_t = 2,2$) aus Tabelle 19 ist mit einem Faktor von ca. 1,3 relativ gering.

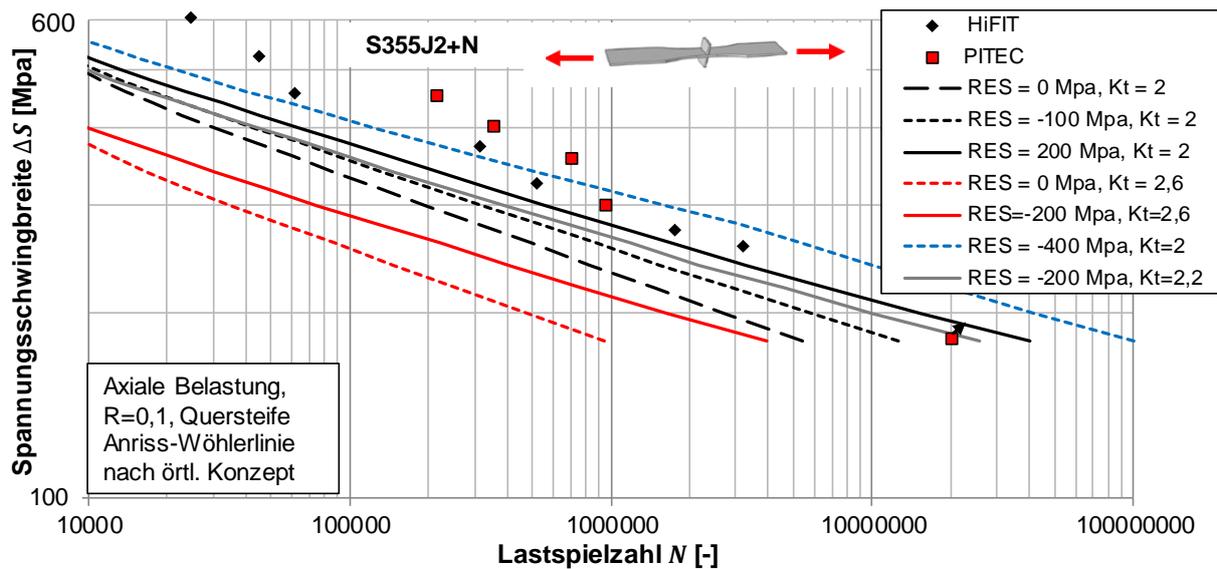


Abbildung 69: Ermittelte Anrisswöhlerlinie für HFH-behandelte Quersteifen unter Berücksichtigung verschiedener Eigenspannungszustände (RES) und Kerbformzahlen (Kt)

Zusätzlich muss im direkten Vergleich der Anrisswöhlerlinie mit den experimentellen Ergebnissen darauf geachtet werden, dass die Ermüdungsversuche bis zum Restbruch der Probe durchgeführt wurden und somit ein Teil der ermittelten Lastspielzahlen der Probe durch den zyklischen Rissfortschritt abgedeckt wird. Dieser Bereich der Probenlebensdauer wird nicht im Versagenskriterium „technischer Anriss“ (Anrisslänge $2c = 0,25 - 3,5$ mm [127]) der FKM-Richtlinie berücksichtigt. Allerdings zeigten Lebensdaueranalysen von Leitner u.a. [152] auf Basis linear-elastischer Bruchmechanik, dass der Großteil der Lebensdauer von HFH-behandelten Längssteifen aus S355 durch den Rissfortschritt bis zu Risstiefen $a < 1$ mm dominiert wird. Ebenfalls zeigten experimentelle Rissfortschrittmessungen von Ghahremani u.a. [153] an HFH-behandelten Quersteifen aus CSA 350W, dass ein Großteil der Lebensdauer durch kleine Risstiefen im Bereich $a < 0,5$ mm abgedeckt wird. Experimentelle Rissfortschrittmessungen von Leitner [39] ergaben ebenfalls dass der Anteil der Rissinitiierung bis zu einem technischen Anriss von HFH-behandelten Quersteifen aus S355 etwa 40 % und bei Längssteifen aus S690 und S960 sogar bis zu 90 % der Gesamtlebensdauer einnimmt. Ausgehend von häufig verwendeten semi-elliptischen Anrissen mit einem a/c -Verhältnis von $2c = -0,27 + 6,34 a$ [23] bzw. $a/c = 0,6$ [37], lässt sich somit die ermittelte Risttiefe von 1 mm in Einklang mit dem Versagenskriterium $2c = 0,25 - 3,5$ mm nach der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ bringen.

Die berechneten Anrisswöhlerlinien nach dem örtlichen Konzept für die HFH-behandelten Quersteifen sind in Abbildung 70 dargestellt. Bis auf den Bereich $N < 20\,000$ bei den HFH-behandelten Quersteifen aus S355J2+N konnte mit dieser Berechnungsmethodik eine konservative Abschätzung erreicht werden ($N_a < N_f$).

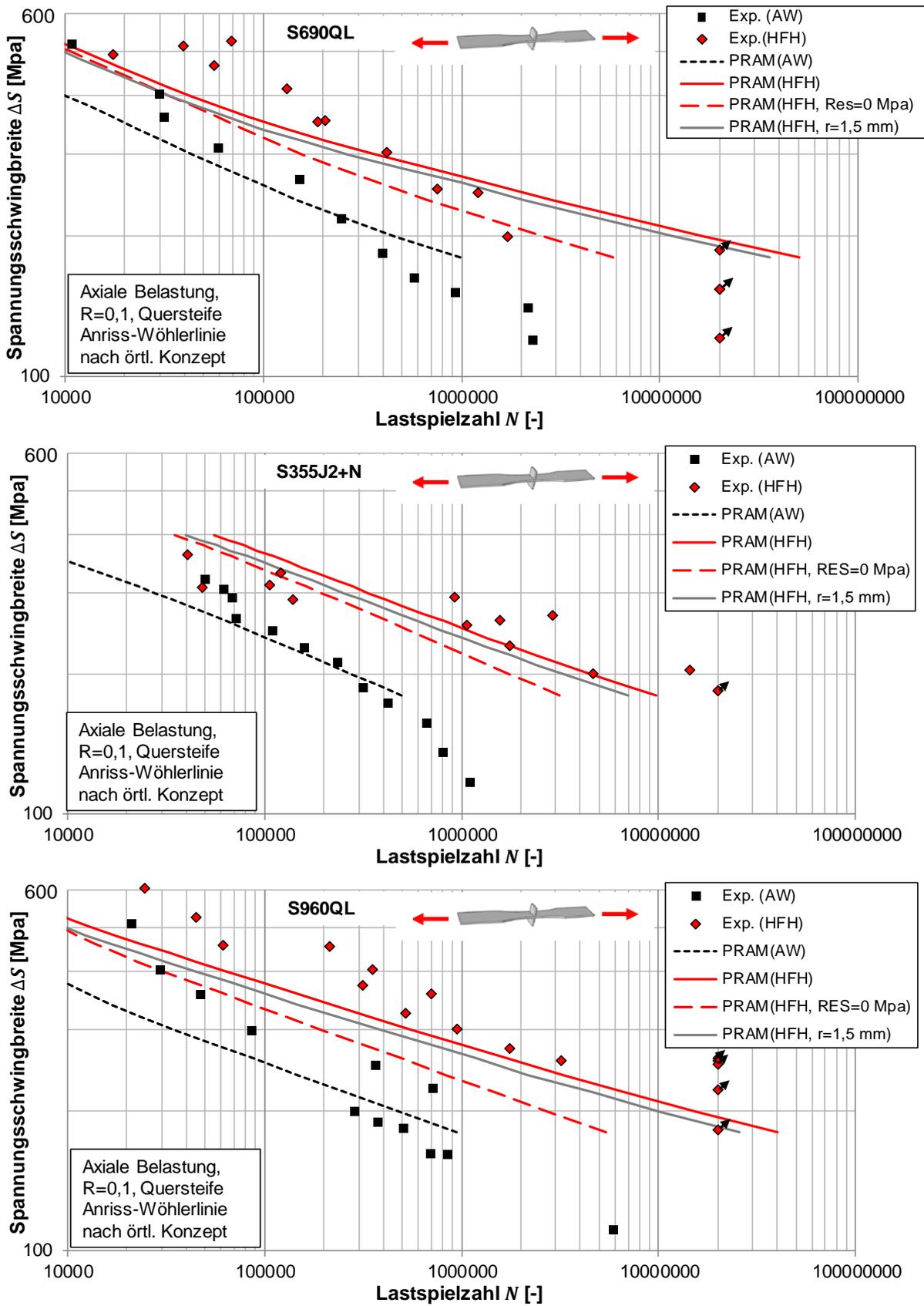


Abbildung 70: Ermittelte Anrisswöhlerlinien für HFH-behandelte Quersteifen aus S355J2+N, S690QL und S960QL

9 Untersuchung der Eigenspannungsstabilität unter quasi-statischer Beanspruchung

Gemäß den existierenden Regelwerken zur Auslegung von HFH-behandelten Schweißverbindungen [3] [22], ist davon auszugehen, dass ein signifikanter Anteil des Lebensdauer- bzw. Schwingfestigkeitsgewinns des Verfahrens auf die Präsenz von oberflächennahen Druckeigenspannungen zurückzuführen ist [3]. Die numerischen Untersuchungen von Mikkola [154] der Schädigung an HFH-behandelten Querstreifen aus S700MC stützen diese Vermutung. Zugleich zeigten diese Untersuchungen, dass eine Relaxation dieser oberflächennahen Druckeigenspannungen eine erhebliche Zunahme der Schädigung [155][156] und damit eine Reduktion des Lebensdauerertrags des HFH-Verfahrens verursacht. Dabei ist bekannt, dass entsprechende Druckeigenspannungen sowohl unter einzelnen Lastspitzen, als auch unter hohen Lastmittelspannungen relaxieren, wenn die Summe aus Eigenspannung und Lastspannung die lokale Streckgrenze des Werkstoffes überschreitet [157]. Um diesen Effekt zu berücksichtigen, wurde bereits von Marquis u.a. [158] eine Reduzierung der Schwingfestigkeitsklassensteigerung für Spannungsverhältnisse zwischen $R > 0,15$ bis $R = 0,52$ vorgeschlagen und in die aktuelle Version der IIW-Richtlinie übernommen [3]. Bereits die IIW-Richtlinie von Haagensen und Maddox [159] beschränkte die maximale Nennspannung S_{\max} auf einen Faktor von $0,8 \sigma_y$, wobei σ_y die nominelle Streckgrenze des Grundwerkstoffes ist. Darüber hinaus begrenzte diese Richtlinie das Spannungsverhältnis auf $R = 0,5$. Die aktuelle IIW-Richtlinie von Marquis und Barsoum für die HFH-Behandlung legt dagegen einen Wert von $S_{\max} = 0,45 \sigma_0$ bei $R = -1$ fest. Mikkola u.a. [156] schlugen dagegen vor, die maximale Nennspannung auf $S_{\max} = 0,6 \sigma_0$ und das erlaubte Spannungsverhältnis auf $R < -0,5$ zu erweitern. Entsprechend den Untersuchungen von Kuhlmann u.a. [160] die Eingang in die aktuelle Version der DASt-Richtlinie 026 [22] fanden, sind sogar maximale Nennspannungen von $S_{\max} = \sigma_y$ (Zugbelastung) bzw. $S_{\max} = -0,8 \sigma_y$ (Druckbelastung) erlaubt.

Entsprechend vorhergehender Untersuchungen an HFH-behandelten Schweißnähten unter zyklischer Belastung mit variabler Amplitude [161], [162], ist davon auszugehen dass einzelne Lastspitzen den Lebensdauerertrag durch die HFH-Behandlung erheblich reduzieren können. Zudem führen Drucklasten ab einem gewissen Schwellenwert zu der Reduzierung von Druckeigenspannungen proportional zur Höhe der aufgetragenen Druckspannung [163]. Darüber hinaus ist zu erwarten, dass auch hohe Zugbelastungen dazu führen, dass oberflächenferne Zugeigenspannungen, die sich mit den oberflächennahen Druckeigenspannungen im Gleichgewicht befinden, relaxieren und dies letztendlich wieder zu einer Reduzierung der Druckeigenspannung führen kann. Von intensiven experimentellen Untersuchungen zur Eigenspannungsrelaxation an unbehandelten Schweißnähten ist zudem bekannt, dass nahezu die gesamte Relaxation beim allerersten Lastspiel auftritt. Ein ähnliches Verhalten wurde ebenfalls bei HFH-behandelten Schweißnähten von Leitner u.a. [164] festgestellt.

In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurde daher festgelegt, die Untersuchungen auf einzelne, quasi-statische Lasten im Zug- und Druckbereich zu beschränken. Die Untersuchungen

beschränken sich zudem auf die Werkstoffe S355J2+N und S960QL, jedoch jeweils für HiFIT- und PITEC-Behandlung, da beide Verfahren stark unterschiedliche Eigenspannungszustände im unbelasteten Zustand, siehe Kap. 6.3, aufweisen. Die Kleinprüfkörper wurden jeweils mit einer Last von 75 % bzw. 90 % der realen Streckgrenze der Grundwerkstoffe belastet. Diese Werte orientieren sich dabei an den Untersuchungen zum Einfluss von Vorbelastungen auf die Schwingfestigkeit von HFH-behandelten Schweißverbindungen von Kuhlmann u.a. [160]. Die reale Streckgrenze der Grundwerkstoffe kann dabei aus Tabelle 2 entnommen werden.

9.1 Experimentelle Eigenspannungsanalyse

Die experimentellen Eigenspannungsanalysen an der Oberfläche wurden analog zu den Röntgenbeugungsmessungen aus Kapitel 6.3, durchgeführt. Da vorhergehende Messungen [165] zeigten, dass das Druckeigenspannungsmaximum an der Oberfläche nicht in der Mitte der HFH-behandelten Spur lag, wurden die Messungen von der Spurmittle im Raster von 0,5 mm bis zu einem Abstand von 2 mm bis 3 mm durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 71 für die PITEC-Behandlung und in Abbildung 72 für die HiFIT-Behandlung der Kleinprüfkörper aus S355J2+N und S960QL dargestellt. Die Messungen wurden dabei je Prüfkörper dreimal an den gleichen Positionen wiederholt (unbelastet, Belastung mit 75 % der Realstreckgrenze, Belastung mit 90 % der Realstreckgrenze). Dafür wurden jeweils zwei Kleinprüfkörper pro Werkstoff untersucht (jeweils ein Kleinprüfkörper unter Zug- und ein Kleinprüfkörper unter Druckbelastung).

Wie erwartet, wurde festgestellt, dass sich das betragsmäßige Druckeigenspannungsmaximum außerhalb der Nahtmitte am Rand der HFH-behandelten Spur befindet. Des Weiteren zeigen die Messungen, dass bei beiden Werkstoffen selbst nach einer hohen Last (90 % der Realstreckgrenze des Grundwerkstoffes) immer noch Druckeigenspannungen im Bereich der HFH-behandelten Spur erhalten bleiben. Auffallend ist dabei die betragsmäßige Zunahme der Druckeigenspannung bei dem PITEC-behandelten Kleinprüfkörper aus S355J2+N unter Zugbelastung. In allen anderen Fällen zeigt sich eine Reduktion der Druckeigenspannung an der Oberfläche. Der Betrag der Druckeigenspannung nach der Belastung reduziert sich dabei bei einem vergleichsweise hohen Eigenspannungsniveau (PITEC-Behandlung) deutlich stärker als bei einem niedrigeren Eigenspannungsniveau (HiFIT-Behandlung). Eine weitergehende Analyse des Eigenspannungsabbaus folgt in Kapitel 9.3.

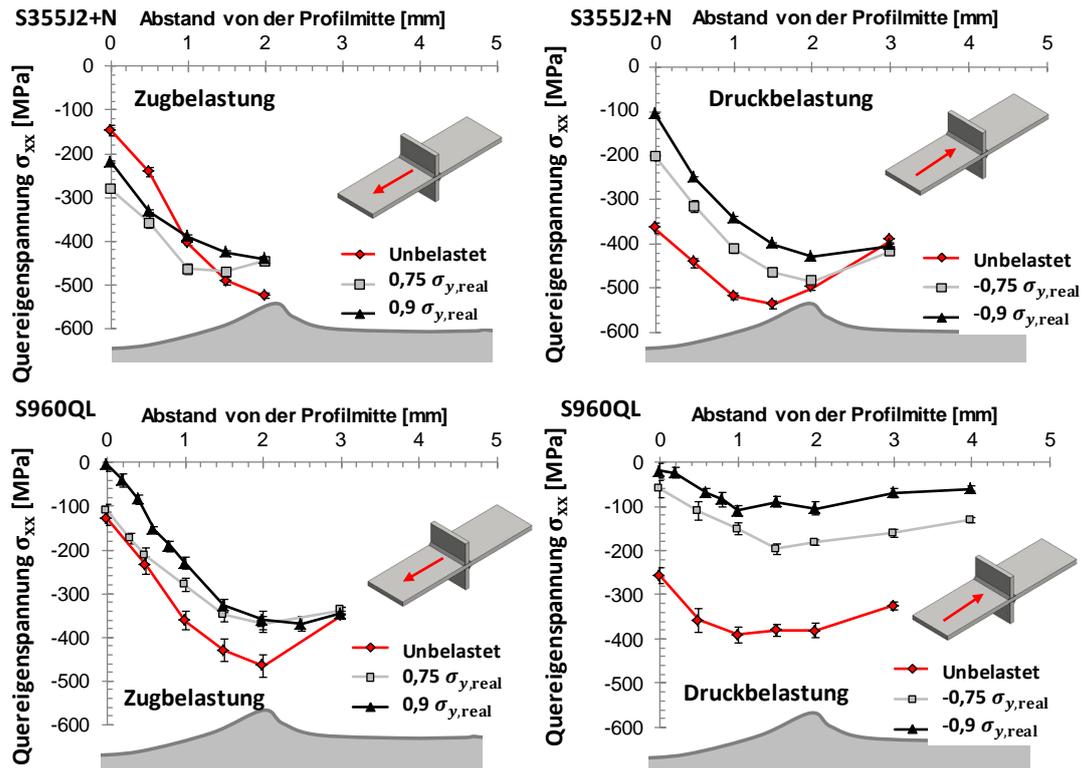


Abbildung 71: Eigenspannungen vor und nach der Belastung der PITEC-behandelten Kleinprüfkörper

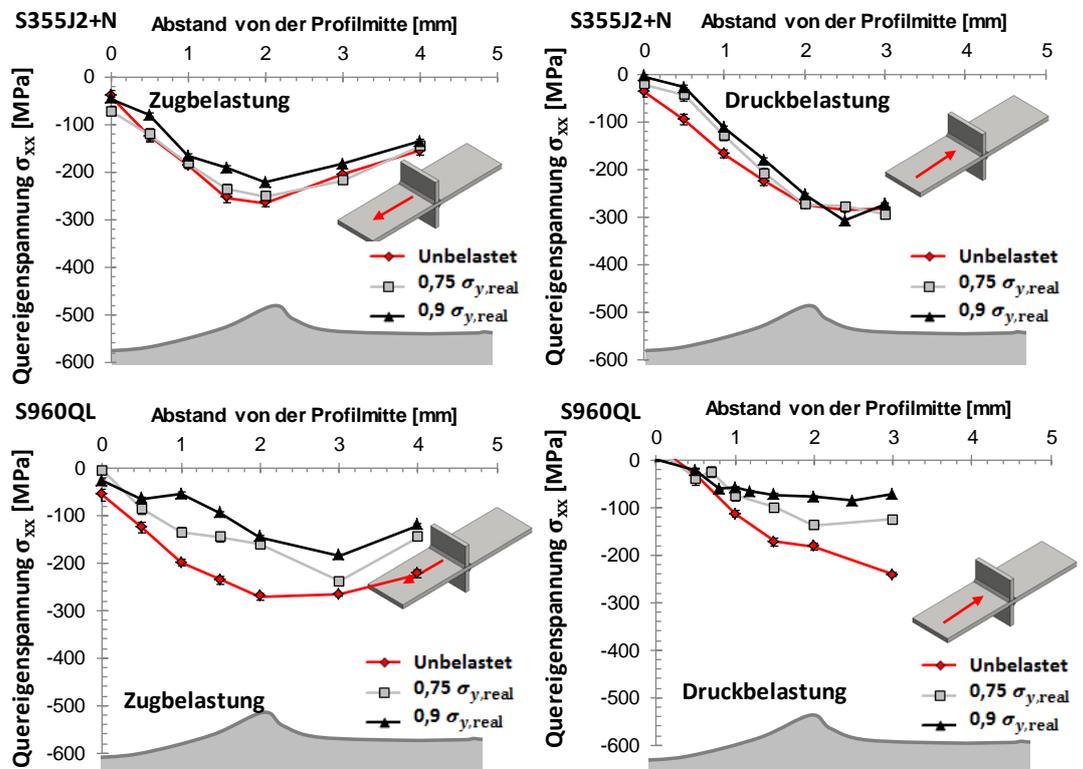


Abbildung 72: Eigenspannungen vor und nach der Belastung der HiFIT-behandelten Kleinprüfkörper

9.2 Numerische Eigenspannungsanalyse

Zur numerischen Eigenspannungsanalyse wurden die mit der Software ABAQUS erstellten FE-Modelle um einen zusätzlichen Berechnungsschritt erweitert. In diesem Berechnungsschritt wird die Umlagerung der Eigenspannung durch eine einzelne Last entsprechend der experimentellen Analysen simuliert. Diese Erweiterung erfolgte mit einer sogenannten „Restart“-Analyse mit einem separaten Input-File. Damit muss die vorhergehende HFH-Simulation nicht erneut ausgeführt werden. Es konnte jedoch aus Restriktionsgründen der FE-Software keine quasi-statische Berechnung mit ABAQUS Standard durchgeführt werden. Vielmehr wurde die Simulation der einzelnen Last wieder mit ABAQUS Explicit gelöst, wobei diesmal zusätzlich die Option der Zeitskalierung um den Faktor 50 verwendet wurde. Auf diese Weise konnte die Schrittzeit auf 0,5 s reduziert werden. Die Simulation der Umlagerung der Eigenspannung durch eine einzelne Last ist in Abbildung 73 für die untersuchten Werkstoffe S355J2+N und S960QL dargestellt. Der Einfluss der Belastung ist deutlich zu erkennen: Während unter Zugbelastung bei beiden Werkstoffen deutliche Druckeigenspannungen erhalten bleiben, reduzieren eine Druckbelastung die Druckeigenspannungen im Bereich des Nahtübergangs erheblich.

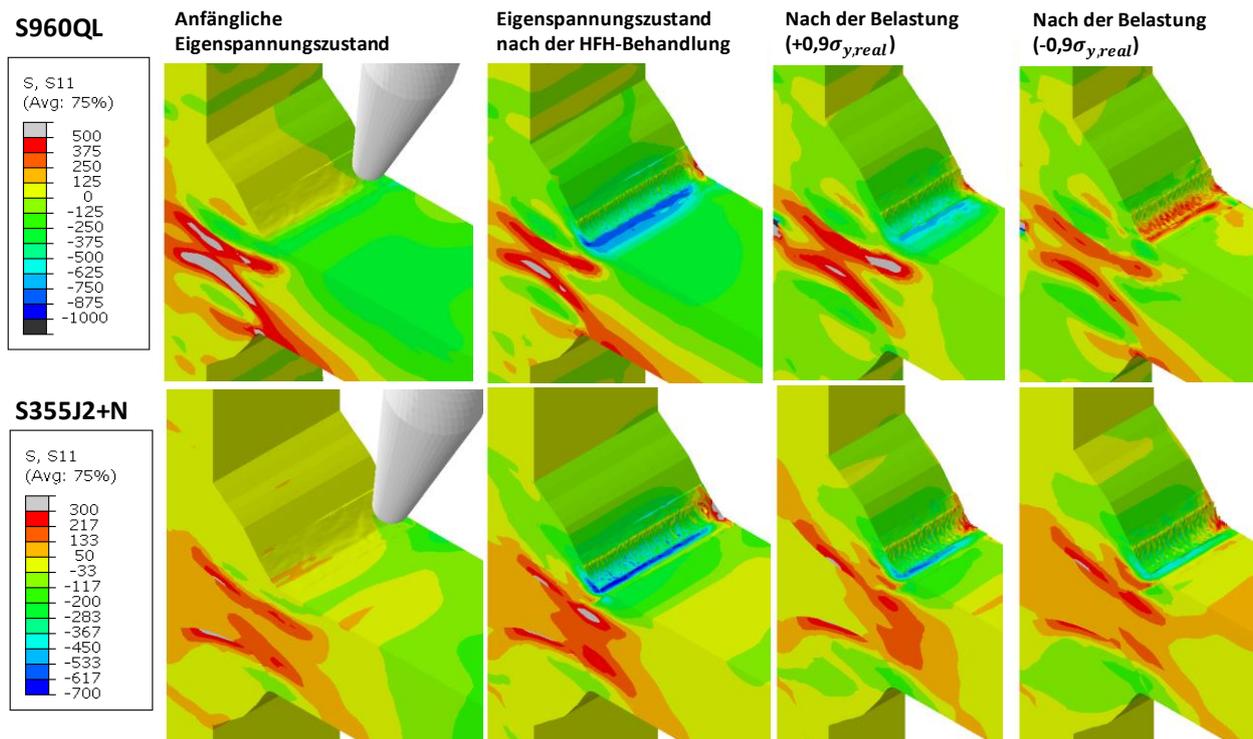


Abbildung 73: Simulation der Eigenspannungsumlagerung unter Belastung

Zum zusätzlichen Abgleich mit experimentell ermittelten Eigenspannungswerten wurden Eigenspannungstiefenprofile mit der Neutronenbeugungsmessung bestimmt und mit den numerisch ermittelten Tiefenprofilen, siehe Kap. 5, abgeglichen. Die Durchführung und Auswertung der Neutronenbeugungsmessungen erfolgte dabei wie in Kap. 6.3 beschrieben. Der Vergleich zwischen experimentell und numerisch ermittelten Eigenspannungstiefenprofilen ist in Abbildung 74 für Quersteifen aus S355J2+N und in Abbildung 75 für Quersteifen aus S960QL dargestellt. Aufgrund

limitierter Messzeit an der Neutronenquelle des Helmholtz-Zentrums wurde dabei nur zusätzlich ein Tiefenprofil bei PITEC-behandelten Quersteifen bei dem höchsten verwendeten Lastniveau ($S_{max} = 0,9 \sigma_{y,real}$) für die Werkstoffe S355J2+N und S960QL gemessen. Dabei wurde festgestellt, dass das verwendete Simulationsmodell den Eigenspannungsabbau im Vergleich zu den experimentellen Werten etwas überschätzt. Dies trifft vor allem für die FE-Simulation der Quersteife aus dem Werkstoff S960QL zu.

Bei der HFH-behandelten Quersteife aus S355J2+N wurde festgestellt, dass auch beim allen Lastniveaus der Großteil der oberflächennahen Druckeigenspannungen, sowohl bei Zug- als auch bei Druckbelastung, erhalten bleibt. Bei der Quersteife aus S960QL hingegen wurde bei Druckbelastung mit $S_{max} = -0,9 \sigma_{y,real}$ ein nahezu vollständiger Abbau der Druckeigenspannungen festgestellt. Im direkten Vergleich zwischen den Werkstoffen S355J2+N und S960QL fällt deutlich auf, dass der Eigenspannungsabbau bei einer hohen, normierten Druckbelastung bei S960QL deutlich ausgeprägter ist als beim S355J2+N.

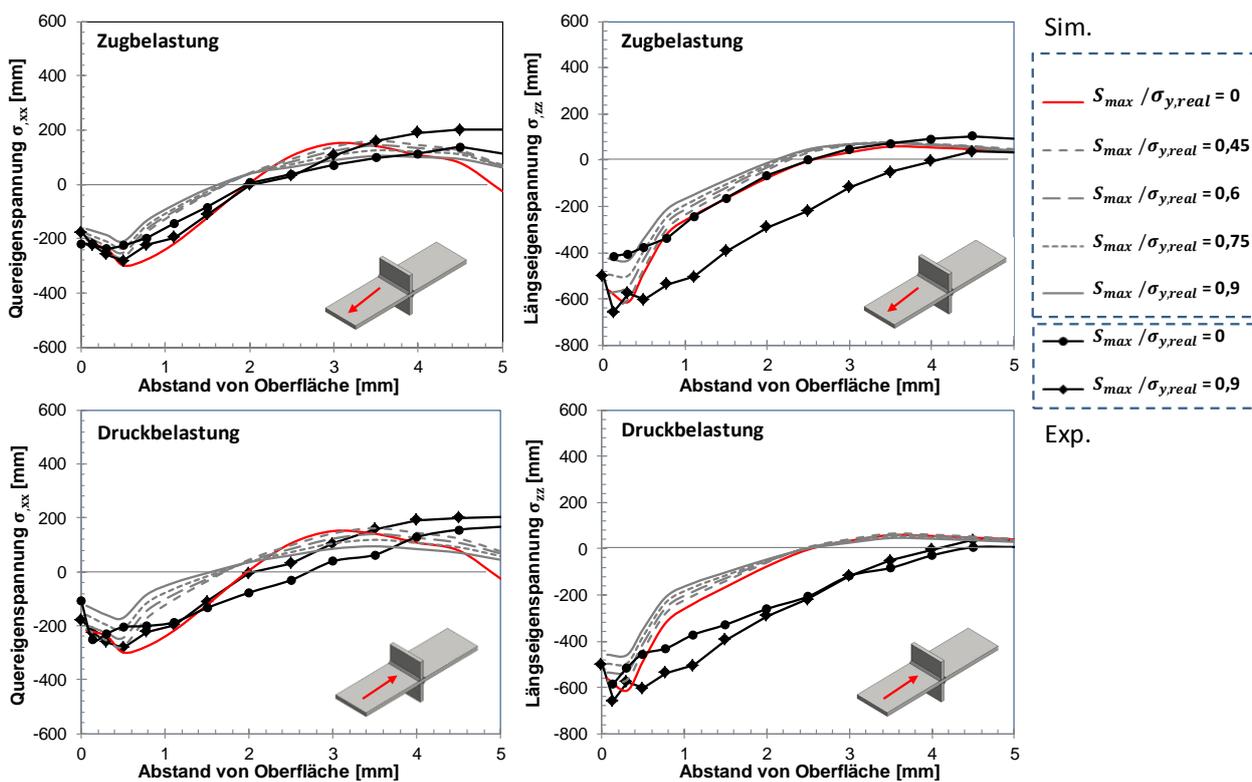


Abbildung 74: Eigenspannungstiefenprofile PITEC-behandelter Quersteifen aus S355J2+N unter Belastung

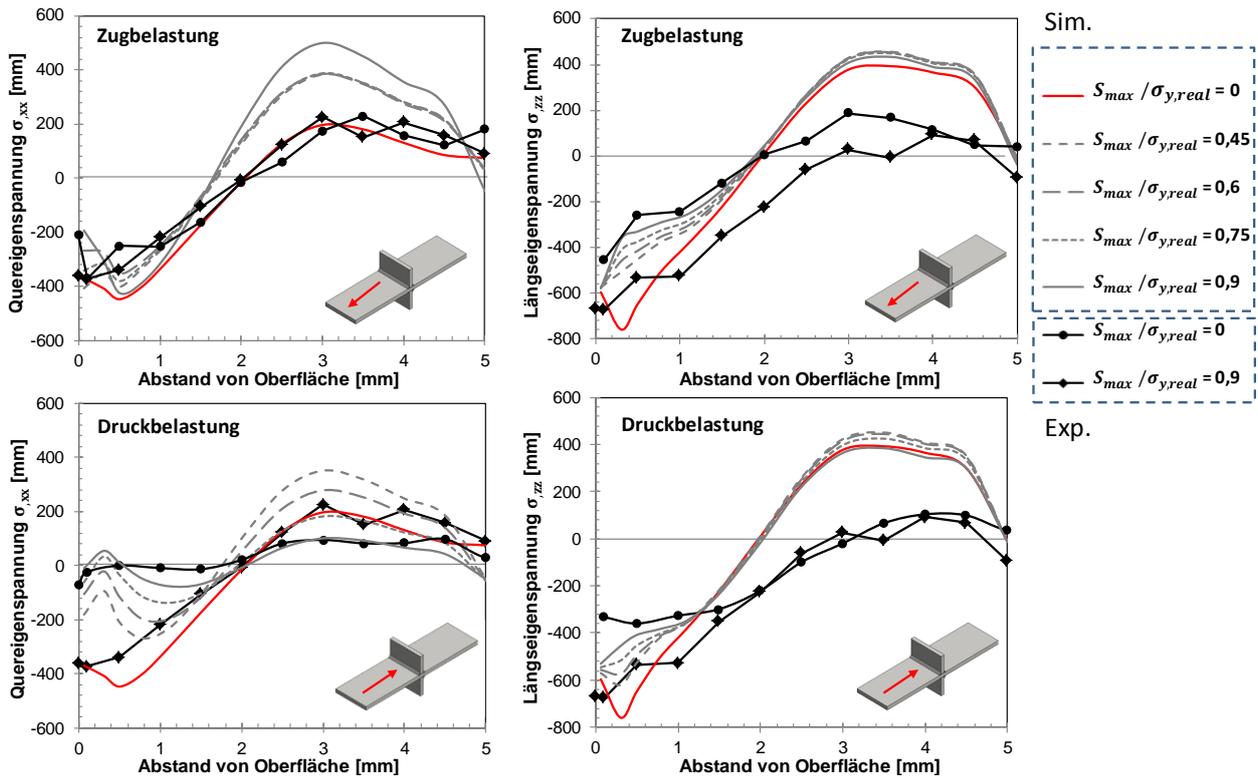


Abbildung 75: Eigenspannungstiefenprofile PITEC-behandelter Querstreifen aus S960QL unter Belastung

9.3 Zusammenfassung

Zuletzt wurden die numerischen und experimentellen Ergebnisse der Untersuchungen zum Eigenspannungsabbau unter einzelnen, quasi-statischen Lasten abschließend analysiert. Dabei beschränkt sich die Analyse auf die Eigenspannungskomponente in Lastrichtung (Querrichtung) an der Oberfläche, abgekürzt als σ_{ES} bezeichnet. Die Streckgrenze σ_y entspricht im Folgenden der Realstreckgrenze $\sigma_{y,real}$. Die Quereigenspannung aus den Röntgenbeugungsmessungen aus Abbildung 71 und Abbildung 72 wurde über die Breite der HFH-behandelten Spur gemittelt. Zusätzlich erfolgte eine Mittelung der Quereigenspannung im unbelasteten Zustand $\sigma_{ES}^{N=0}$ über die jeweils vier verwendeten Kleinprüfkörper, dargestellt ebenfalls jeweils in Abbildung 71 und Abbildung 72, da diese Prüfkörper ebenfalls unterschiedliche Eigenspannungszustände aufwiesen. Die Eigenspannungskomponente in Querrichtung wird entsprechend in der Schädigungsberechnung, siehe Kap. 8.3, Kap. 11 und Kap. 12, zur Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes der HFH-Behandlung berücksichtigt. Die Untersuchung soll dabei mit einem Reduktionsfaktor nur denjenigen Teil der Eigenspannung $\sigma_{ES}^{N=1}$ berücksichtigen, der nach dem ersten Lastspiel abhängig von der maximalen Nennspannung S_{max} noch erhalten bleibt ($\sigma_{ES}^{N=1}(S_{max})$).

Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Abbildung 76 zusammengefasst. Wie man erkennt, schwankt die normierte Quereigenspannung $\sigma_{ES}^{N=0}/\sigma_y$ im unbelasteten Zustand zwischen 0,4 und

0,85 $\sigma_{ES}^{N=0}/\sigma_0$ beim Werkstoff S355J2+N. Das Verhältnis der Quereigenspannung vor und nach der Belastung $\sigma_{ES}^{N=1}/\sigma_{ES}^{N=0}$ beträgt (gemittelt über die Röntgenbeugungsmessung und FE-Simulation) beim S355J2+N $\sigma_{ES}^{N=1}/\sigma_{ES}^{N=0} = 0,76$ bei $S_{max}/\sigma_y = -0,9$ (Druckbelastung) und S355J2+N $\sigma_{ES}^{N=1}/\sigma_{ES}^{N=0} = 0,9$ bei $S_{max}/\sigma_y = 0,9$ (Zugbelastung). D.h., dass im Mittel ca. 76 % bzw. 90 % der Druckeigenspannungen in Lastrichtung auch bei hoher Belastung bei den untersuchten HFH-behandelten Quersteinen aus S355J2+N erhalten bleiben. Ein Grund hierfür ist die relativ hohe Streckgrenze der Wärmeeinflusszone der S355J2+N Kleinprüfkörper von ca. 700 MPa im Vergleich zur Streckgrenze des Grundwerkstoffes von 420 MPa, siehe Tabelle 2. Durch die HFH-Behandlung der Wärmeeinflusszone wurde die Streckgrenze mit der Lopez-Fatemi-Korrelation [144] sogar auf 760 MPa geschätzt. Bezogen auf diesen Wert erreicht die Belastung bei $S_{max}/\sigma_y = 0,9$ nur ca. 50 % der Streckgrenze der HFH-behandelten Wärmeeinflusszone.

Bei den Untersuchungen der Kleinprüfkörper aus dem Werkstoff S960QL betrug die normierte Druckeigenspannung zwischen 0,15 und 0,4 $\sigma_{ES}^{N=0}/\sigma_y$. Damit liegt das Eigenspannungsniveau in Relation zur Streckgrenze des Grundwerkstoffes wesentlich niedriger als bei den S355J2+N Prüfkörpern. Das Verhältnis der Quereigenspannung vor und nach der Belastung $\sigma_{ES}^{N=1}/\sigma_{ES}^{N=0}$ beträgt (gemittelt über die Röntgenbeugungsmessung und FE-Simulation) $\sigma_{ES}^{N=1}/\sigma_{ES}^{N=0} = 0,42$ bei $S_{max}/\sigma_0 = -0,9$ (Druckbelastung) und S355J2+N $\sigma_{ES}^{N=1}/\sigma_{ES}^{N=0} = 0,6$ bei $S_{max}/\sigma_y = 0,9$ (Zugbelastung).). D.h., dass im Mittel ca. 42% bzw., 60% der Druckeigenspannungen in Lastrichtung auch bei hoher Belastung bei den untersuchten HFH-behandelten Quersteinen aus S960QL erhalten bleiben. In Relation zur Streckgrenze des Grundwerkstoffes ist der Eigenspannungsabbau bei den HFH-behandelten S960QL Prüfkörpern wesentlich stärker ausgeprägt als bei den HFH-behandelten S355J2+N Prüfkörpern. Dabei muss beachtet werden, dass die Streckgrenze der Wärmeeinflusszone bei S960QL mit 952 MPa sogar etwas niedriger liegt als die Streckgrenze des Grundwerkstoffes von 1011 MPa. Dies erklärt den starken Abbau der Druckeigenspannung bei Druckbelastung, der sowohl an der Oberfläche, siehe Abbildung 71, als auch im Tiefenprofil, siehe Abbildung 75, experimentell ermittelt wurde. Die FE-Simulation zeigt ebenfalls für eine hohe nominelle Druckbelastung ($S_{max}/\sigma_y = 0,9$) eine fast vollständige Relaxation der Druckeigenspannung beim S960QL.

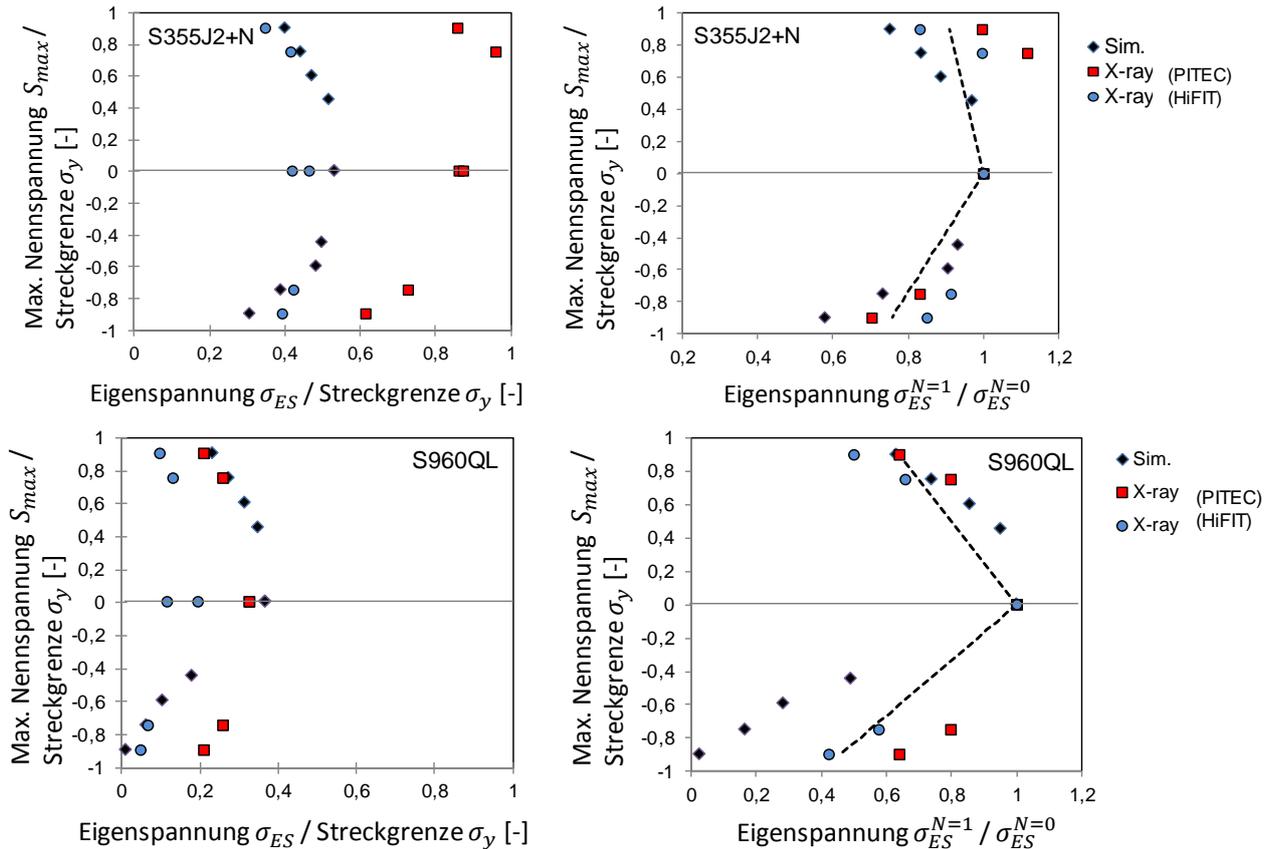


Abbildung 76: Vergleich der Oberflächeneigenspannung in Querrichtung vor- $\sigma_{ES}^{N=0}$ und nach der Belastung $\sigma_{ES}^{N=1}$

Bei den untersuchten Kleinprüfkörpern aus beiden Werkstoffen zeigte sich jedoch auch, dass bei hoher Zugbelastung ein erheblicher Anteil der Druckeigenspannung (ca. 90% bei S355J2+N und 60% bei S960QL) erhalten bleibt. Es ist also davon auszugehen, dass diese Eigenspannungen einen entsprechenden Einfluss auf die Schwingfestigkeitssteigerung nehmen. Um die Eigenspannungsstabilität in den Berechnungen mit dem örtlichen Konzept nach Kapitel 8 zu berücksichtigen, wurde basierend auf den gemittelten, numerischen und experimentellen Ergebnissen (Abbildung 71 und Abbildung 75) eine lineare Näherungsfunktion angenähert:

$$\sigma_{ES}^{N=1} = \sigma_{ES}^{N=0} \cdot \left(1 - m \frac{S_{max}}{\sigma_y} \right) \quad (2)$$

Diese beschreibt vereinfacht das Verhältnis der Quereigenspannung $\sigma_{ES}^{N=0}$ und nach der Belastung $\sigma_{ES}^{N=1}$ in Abhängigkeit der realen Streckgrenze des Grundwerkstoffs $\sigma_{0,real}$ und der maximalen Nennspannung S_{max} . Der Faktor m wurde mit quadratischer Regression für die Werkstoffe S960QL und S355J2+N für Druck- und Zugbelastung bestimmt und ist in Tabelle 22 zusammengefasst. Diese maximale Nennspannung berechnet sich aus dem Spannungsverhältnis R und der Nennspannungsschwingbreite ΔS mit:

$$S_{max} = \Delta S / (1 - R) \quad (3)$$

Tabelle 22: Parameter zur Berechnung des Eigenspannungsabbaus

	S355J2+N	S960QL
Zugbelastung	0,27	0,60
Druckbelastung	-0,11	-0,40

10 Validierung des Berechnungskonzeptes an den Großprüfkörpern

Zur weiteren Validierung des in Kapitel 8 verwendeten Schädigungsmodells zur Anrisslebensdauerprognose wurde dieses Konzept im Folgenden auf die Großbauteile aus S355J2+N, S690QL und S960QL übertragen und mit den ermittelten Anrisslastspielzahlen aus Kapitel 7.2.2 abgeglichen. Zur Ermittlung der maximalen elastischen Spannung σ_{el} , gemäß Formel (39), an den Prüfsteifen des Großprüfkörpers (Eingangsgröße im Schädigungsmodell) wurde ein FE $\frac{1}{4}$ -Modell, dargestellt in Abbildung 77, verwendet. Wie in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ vorgesehen, wurde dazu ein linear-elastischer Materialgesetz mit dem entsprechenden E-Modul der Grundwerkstoffe aus Tabelle 2 verwendet. Jedoch wurde die Nahtkontur nur vereinfacht modelliert, wie in Abbildung 77 dargestellt. Die elastische Spannung σ_{el} bzw. L nach FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ wurde dabei über die ermittelten Kerbformzahlen K_t , siehe Tabelle 19, über die Beziehung $\sigma_{el} = K_t S$ berechnet, wobei S die maximale Nennspannung im Abstand von 5 mm vor den Prüfsteifen ist. Zur Vernetzung wurden 177.038 C3D8R Hexaeder- bzw. C3D10 Tetraederelemente verwendet. Die Elementkantenlängen betragen in Längsrichtung 5 mm und über die Plattendicke 2 mm. Das FE-Modell wurde in ABAQUS CAE erstellt und mit dem ABAQUS Standard Solver (Version 6.14) gelöst. Im verwendeten FE-Modell wurden allerdings nur geringe Unterschiede im Bereich der Quersteifen festgestellt. Die Abweichung der Nennspannung in Längsrichtung der Prüfsteifen betrug nur 3,8 %, wobei die höchste Spannung in der Mitte der Prüfsteifen festgestellt wurde. Die Änderung der Nennspannung über die Dicke der Grundplatte betrug nur 2 %.

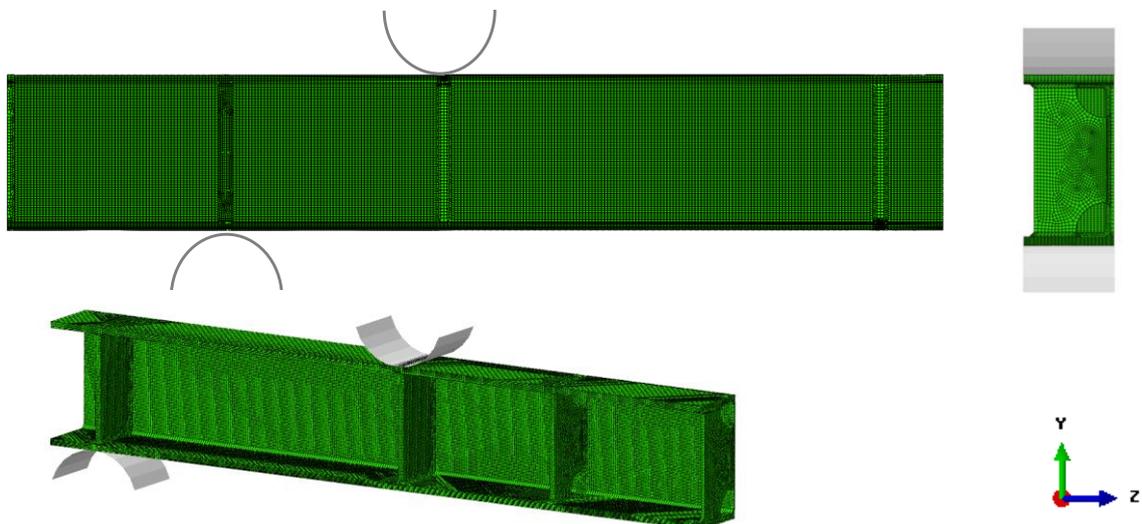


Abbildung 77: FE-Modell zur Berechnung der Nennspannung an den Prüfsteifen der Großprüfkörper

Entsprechend der ermittelten elastischen Spannung σ_{el} wurde die Berechnung der Anrisslastspielzahl nach dem örtlichen Konzept, siehe Kapitel 8.3, durchgeführt. Dabei wurde die Annahme getroffen, dass der Randschichtzustand nach der PITEC- bzw. HiFIT-Behandlung identisch mit demjenigen Randschichtzustand der Kleinprüfkörper ist. D.h. die ermittelten Materialparameter K' und n' für die $\sigma - \varepsilon$ -Korrelation und σ'_f , ε'_f , b und c für die $\varepsilon - N$ -Korrelation wurden ebenfalls nur für die

Berechnung der Großprüfkörper verwendet, siehe Tabelle 18. Darüber hinaus wurden identische Werte für die Zugfestigkeit und den Mittelrauwert R_z für die Berechnung des Rauheitsfaktors $K_{R,P}$, die identischen Werte für die hochbeanspruchte Fläche A_σ für die Berechnung der statistischen Stützziffer n_{st} und die identischen Werte für den Spannungsgradienten G für die Berechnung der bruchmechanischen Stützziffer n_{bm} verwendet. All diese Parameter können Tabelle 20 entnommen werden. Darüber hinaus wurde vorausgesetzt, dass die Schweißnahtgeometrie aufgrund der gleichen Schweißlage (PA) und der gleichen Schweißparameter ebenfalls identisch zu den Kleinprüfkörpern ist. D.h. die ermittelten Kerbformzahlen K_t und Traglastformzahlen K_p wurden aus den Berechnungen der Kleinprüfkörper übernommen, siehe Tabelle 19.

Die ermittelten Anrisswöhlerlinien für die Großbauteile nach dem örtlichen Konzept sind in Abbildung 78 dargestellt. Wie zu erkennen ist, liegen die ermittelten Anrisslastspielzahlen unter den experimentell ermittelten Werten mit Ausnahme der Großprüfkörper aus S355J2+N. Generell wurden sehr ähnliche Anrisslastspielzahlen im Vergleich zu den Kleinprüfkörpern ermittelt. Der Unterschied hinsichtlich der Anrisslastspielzahlen begründet sich nur aus der unterschiedlichen Eingangsgröße der elastischen Spannung σ_{el} . Da jedoch bereits die experimentell ermittelten Lastspielzahlen in einem ähnlichen Bereich wie bei den Kleinprüfkörpern fallen, ist das Ergebnis nicht unerwartet.

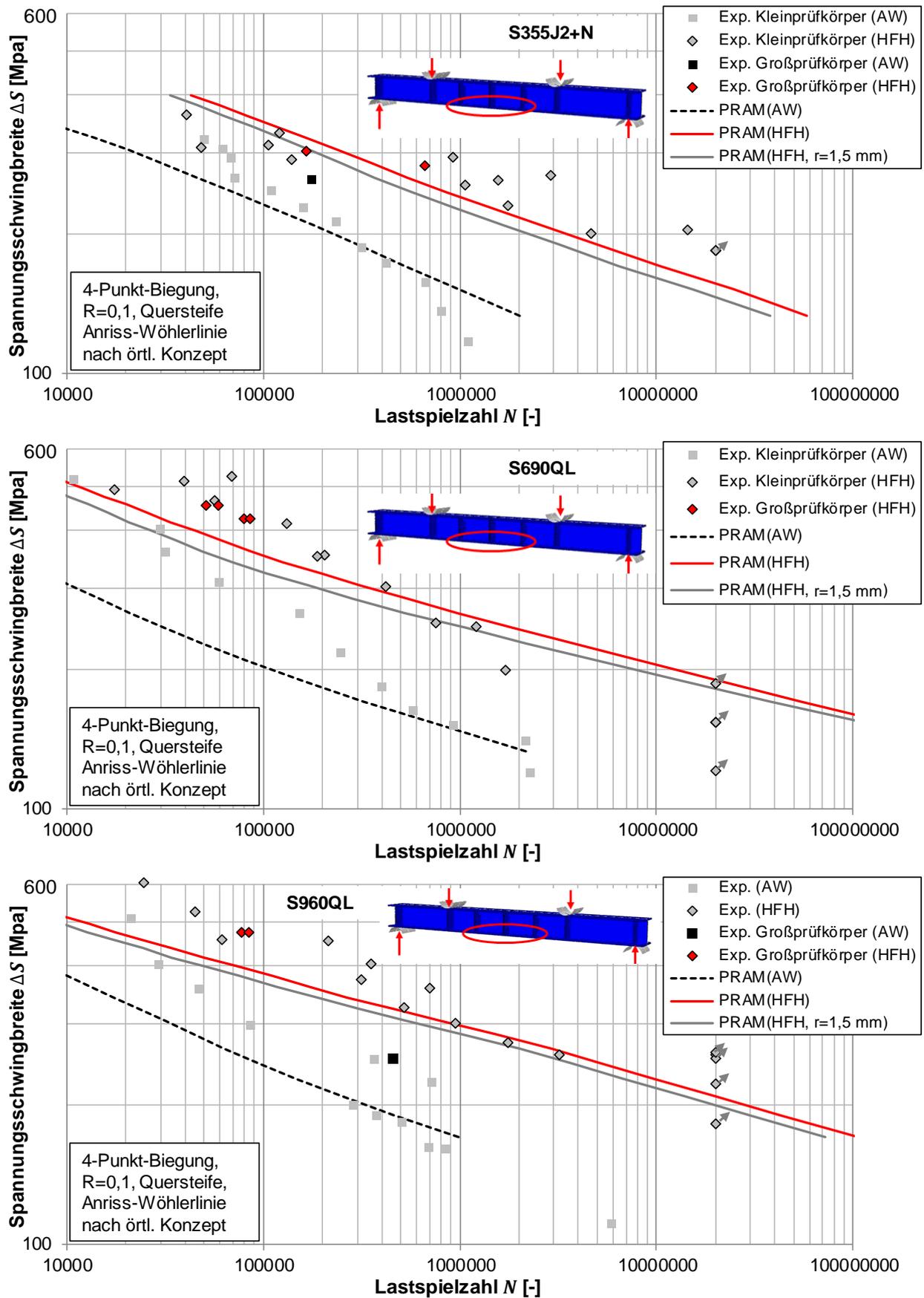


Abbildung 78: FE-Modell zur Berechnung der Nennspannung an den Prüfsteifen der Großprüfkörper

11 Validierung des Berechnungskonzeptes an einem realen Bauteil

Als letztes Arbeitspaket in diesem Forschungsvorhaben wurde die in Kapitel 8 und Kapitel 11 verwendete Berechnungsprozedur auf ein reales Bauteil übertragen. Dabei standen in Absprache mit den beteiligten Unternehmen, Datensätze der Fa. Ropa Fahrzeug- und Maschinenbau GmbH, der Fa. Maurer SE und der Fa. VOLVO Construction Equipment zur Verfügung. Aufgrund der hohen Relevanz der Daten (Ermüdungsversuche mit variabler Amplitude) wurde die weitere Validierung der Berechnungsprozedur basierend auf dem erhaltenen Datensatz der Fa. VOLVO CE durchgeführt.

11.1 Berechnung VOLVO Baggerarm (IWM)

Dabei wurden in einem Feldversuch Lastdaten über mehrerer Arbeitstage an einem Arm des Radbaggers EW 180B ermittelt. Dazu wurden zahlreiche Dehnungsmessstreifen entlang des Baggerarms appliziert. Diese Lastdaten wurden in eine einachsige Biegebelastung zum Test einer kritischen Schweißnaht an der vorderen Bolzenaufnahme des Bauteils umgerechnet. Der entsprechende Versuchsabbau ist in Abbildung 79 dargestellt. Die Biegebelastung wurde über eine Bolzenaufnahme mit einem Servo-Hydraulik-Aktor auf den Baggerarm aufgebracht, wobei dieser an der unteren Bolzenaufnahme fixiert wurde. Die Ergebnisse dieses Ermüdungsversuchs wurden bereits von Jonsson u.a. [166] publiziert. Serienmäßig wird dieser Baggerarm laut Herstellerangabe aus S355 gefertigt. Eine Nachbehandlung mit HFH-Verfahren ist derzeit bei der Serienfertigung nicht vorgesehen. Im Gegensatz dazu wurden die geprüften Bauteile aus dem höherfesten S700MC hergestellt und zusätzlich an allen außenliegenden Nahtübergängen nachbehandelt. Durch den gezeigten Versuch sollte dabei das Potential bei der Verwendung höherfester Stähle in Kombination mit der HFH-Behandlung quantifiziert werden. Die Versuche wurden dafür an zwei Bauteilen durchgeführt. Die HFH-Behandlung erfolgte dabei jeweils mit dem PITEC-Verfahren mit den gleichen Parametern wie bei der Behandlung der Kleinprüfkörper, siehe Kapitel 3.2. Bei der kritischen Naht, an der vorderen Bolzenaufnahme des Baggerarms handelt es sich um eine 5-lagige Stumpfnah mit einem Blechdickensprung von 8 mm auf 10 mm. Laut dem Hersteller kam es in Einzelfällen im Bereich dieser Naht bereits zu Schäden am Bauteil.

Die Berechnungen nach dem örtlichen Konzept wurden analog zur Vorgehensweise aus Kapitel 8 durchgeführt. Die Ermittlung der elastischen Spannung σ_{el} als Eingangsgröße für das Kerbnäherungsverfahren erfolgte durch eine linear-elastische FE-Simulation mit der Software ABAQUS. Dafür wurde das Bauteil vollständig mit C3D10 Tetraederlementen mit einer Kantenlänge von 5 mm vernetzt. Für diese Berechnung konnte dabei auf ein bereits existierendes FE-Modell von Schubnell u.a. [35] zurückgegriffen werden, welches im Rahmen dieser Untersuchung modifiziert wurde. Im Unterschied zur FE-Berechnung der Belastung der Großbauteile, siehe Kapitel 11, wurde die Nahtgeometrie aus Profilmessungen der Fa. VOLVO detailliert nachmodelliert. Dazu wurde ein Nahtübergangsradius von 2 mm entsprechend dem Radius des verwendeten Pins modelliert, siehe Abbildung 80. Zusätzlich wurden eine Eindringtiefe $t_p = 0,08$ mm und ein Flankenwinkel von 20° ,

ebenfalls basierend auf Geometriemessungen der Fa. VOLVO, modelliert. Die Elementgröße im Bereich des Nahtübergangs betrug $125\ \mu\text{m}$. Aufgrund fehlender Schliffbilder wurde der gesamte Querschnittsbereich, anders als bei 2D-FE Analyse der Kleinprüfkörper, siehe Kapitel 8.2, mit einem durchgängigen, ideal-plastischen Materialverhalten versehen. Als Streckgrenze wurde dabei die Streckgrenze des Grundwerkstoffes S700MC von $684\ \text{MPa}$ laut Zulieferangabe festgelegt. Die entsprechenden Werte der Kerbformzahl K_t bzw. der Tragformzahl K_p sind in Tabelle 19 zusammengefasst.

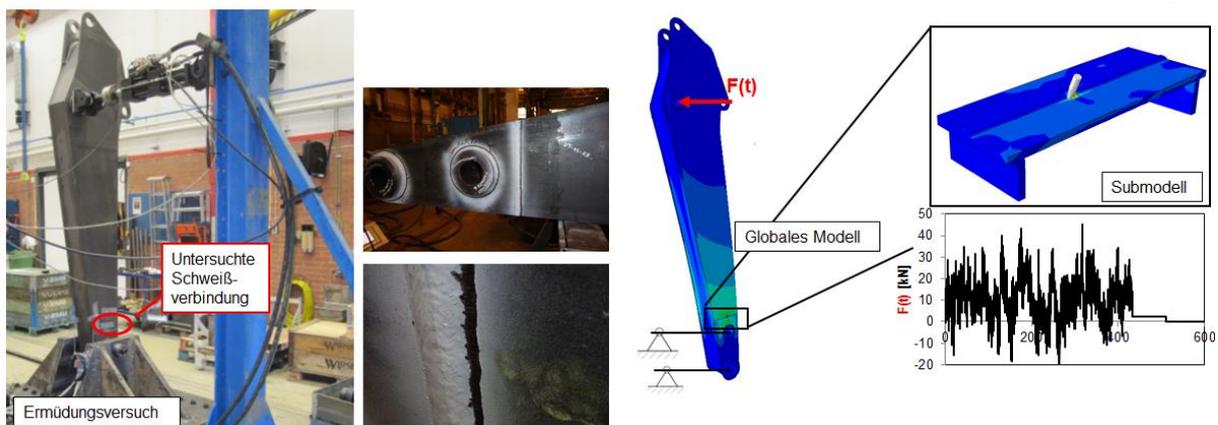


Abbildung 79: Ermüdungsversuche [166] und FE-Berechnung [35] des VOLVO E180B Baggerarms

Die HFH-Behandlung wurde basierend auf der kraftgesteuerten Berechnungsprozedur, siehe Kapitel 5.2, mit ABAQUS durchgeführt. Dabei wurde zur Abbildung der Prozesskinematik die Aufschlagsgeschwindigkeit von $2,68\ \text{m/s}$ nach Ernould [86] mit einer Pinmasse von $0,03\ \text{kg}$ und einer (Schlag)Frequenz von $90\ \text{Hz}$ aus, siehe Kapitel 5.2, verwendet. Als Parameter für das kombiniert-isotrop-kinematische Verfestigungsmodell wurden die Parameter für den Werkstoff S690QL mit ähnlichen mechanischen Kennwerten wie die des Werkstoffes S700MC verwendet, siehe Tabelle 11 für die Parameter des Grundwerkstoffes (GW) und Tabelle 12 für die Parameter der Wärmeeinflusszone (WEZ). Da keine Schliffbilder vorhanden waren, wurden die unterschiedlichen Zonen für die Materialparameter grob entlang der Nahtkontur angepasst, siehe Abbildung 80. Elementgröße und Elementformulierung wurden gemäß Kapitel 5.1 festgelegt. Dazu wurden auf einer Nahtlänge von $20\ \text{mm}$ $218.922\ \text{C3D8R}$ Hexaederlemente verwendet. Um die Rechenzeit auf einen akzeptablen Wert zu begrenzen, wurde nur ein Bereich in der Mitte der Naht von $20\ \text{mm}$ gehämmert (Gesamtnahtlänge $180\ \text{mm}$). Dieser Bereich mit feiner Vernetzung wurde hinsichtlich des Gesamtmodells mit sogenannten TIE-Connectors fixiert.

Die ermittelte Quereigenspannung nach der HFH-Behandlung ist im Konturplot in Abbildung 80 dargestellt. Die Oberflächeneigenspannung in der Mitte der HFH-behandelten Spur in Querrichtung liegt bei $-233\ \text{MPa}$. Im Anschluss an die HFH-Behandlung wurde außerdem ein Lastspiel simuliert, um die Umlagerung bzw. Relaxation der Eigenspannung für die Abschätzung der Anrisslebensdauer

zu berücksichtigen. Diese Belastung wurde entsprechend eines Schwingspiels mit der maximaler Nennspannung S_{max} bzw. der minimalen Nennspannung S_{min} aus dem Lastspektrum mit $S_{max} = 230$ MPa bzw. $S_{min} = -130$ MPa angesetzt. Dies führte jedoch nur zu einer geringen Relaxation der Eigenspannung auf -223 MPa.

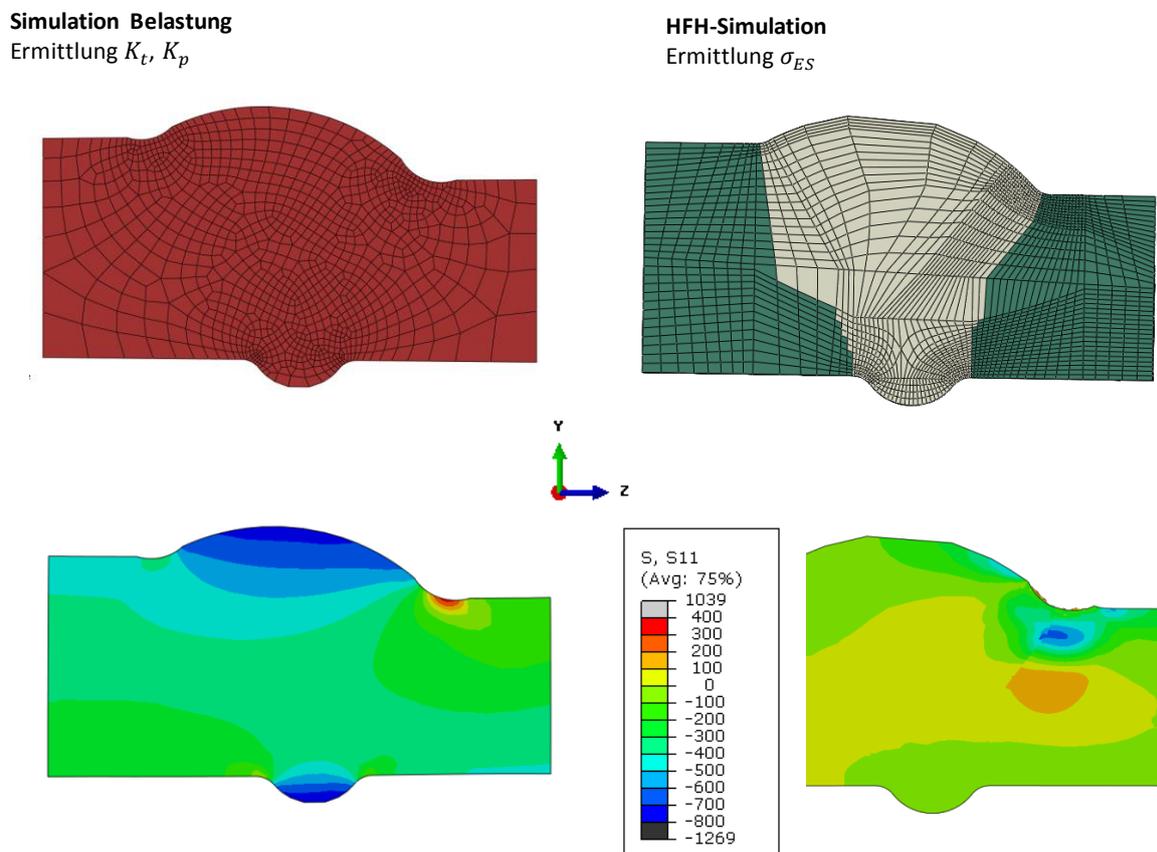


Abbildung 80: Links: FE-Simulation zur Kerbspannungsanalyse, Rechts: FE-Simulation der HFH-Behandlung

Im Folgenden soll nun, basierend auf dem ermittelten Eigenspannungszustand der Naht sowie der Nahtgeometrie, die Anrisslastspielzahl mit dem örtlichen Konzept für die untersuchte Naht ermittelt werden. Die weiteren erforderlichen Parameter sind in Tabelle 23 zusammengefasst. Die Werte für die Kerbformzahl K_t sowie die Traglastformzahl K_p , sowie des Spannungsgradienten G für den Grundzustand wurden analog zu den Werten für den HFH-behandelten Zustand bestimmt, siehe Abbildung 80, analog zu dem in Kapitel 8.2 beschriebenen Vorgehen. Dafür wurde ein minimaler Nahtübergangsradius von $0,25$ mm aus den Profilmessungen der Fa. VOLVO abgeschätzt und mit einem Flankenwinkel von 20° modelliert. Der Mittelrauwert von $R_z = 25$ μm für den Grundzustand wurde aus dem Werkstoffprüfzeugnis des Zulieferers entnommen. Für den Mittelrauwert für den HFH-behandelten Zustand wurde entsprechend Kapitel 8.2 ein Wert von $R_z = 1$ μm angenommen.

Tabelle 23: Parameter für die Ermittlung der Anrisslastspielzahl des Baggerarm EW 180B nach dem örtlichen Konzept

		Grundzustand	HFH-behandelt
R_z	[μm]	25	1
r	[mm]	0,25	2,00
G	[1/mm]	6,8	1,0
A_σ	[mm^2/mm]	0,099	2,231
A_{ref}	[mm^2]	125	125
k_{st}	[-]	30	30
K_t	[-]	2,1	1,7
K_p	[-]	3,5	3,8

Die Materialparameter K' und n' für die $\sigma - \varepsilon$ -Korrelation und σ'_f , ε'_f , b und c für die $\varepsilon - N$ -Korrelation für die Wärmeflusszone, die HFH-behandelte Randschicht und den Grundwerkstoff wurden aus der Arbeit von Mikkola u.a. [167] entnommen und für die nachfolgende Berechnungen verwendet. Die entsprechenden Materialparameter sind in Tabelle 24 zusammengefasst. Alternativ hätten auch die ermittelten Materialparameter für den Baustahl S690QL mit ähnlichen mechanischen Eigenschaften verwendet werden können, siehe Kapitel 2.3.

Tabelle 24: Materialparameter des Baustahls S700MC [167]

Parameter	S700MC		
	GW	WZ	HFH
σ'_f [MPa]	1174	926	1208
ε'_f [-]	9,643	3,187	0,499
b [-]	-0,064	-0,061	-0,071
c [-]	-0,961	-0,871	-0,613
K' [MPa]	961	764	1240
n' [-]	0,059	0,131	0,107
E [GPa]	220	220	220

Die Anrisswöhlerlinien unter Belastung mit konstanter Amplitude wurden nach dem örtlichen Konzept, siehe Kapitel 8 für den HFH-behandelten und unbehandelten Zustand für die Werkstoffe S700MC und S355J2+N ermittelt. Wobei die Materialparameter für S355J2+N aus Tabelle 18 entnommen wurden und experimentell im Rahmen dieses Forschungsvorhabens bestimmt wurden, siehe Kapitel 2.3. Zum Vergleich wurden die experimentell ermittelten Lastspielzahlen der Fa. VOLVO verwendet, wobei zwei Prüfkörper aus S700MC unter konstanter Amplitude geprüft wurden. Dabei wurde eine Nennspannungsschwingbreite von $\Delta S = 363$ MPa bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,5$ verwendet. Dies entspricht der Differenz aus der höchsten und der kleinsten Nennspannung die im Feldversuch ermittelt wurde. Ein Prüfkörper versagte dabei an einer Heftnaht an der Innenseite. Beim anderen Prüfkörper war auch nach über 360.000 Lastspiel kein Scha-

den festzustellen, weshalb der Versuch abgebrochen wurde. Ein Abgleich der berechneten Anrisswöhlerlinien für den Werkstoff S355J2+N war deshalb nicht möglich. Der Vergleich zwischen den berechneten und experimentell ermittelten Lastspielzahlen ist in Abbildung 81 dargestellt. Wie man erkennt, liegt die ermittelte Anrisswöhlerlinie deutlich unter den experimentell ermittelten Lastspielzahlen, wobei allerdings bei keinem Versuch ein Versagen an der Außenseite der betreffenden Schweißnaht auftrat. Dies bedeutet, dass die Versuche zumindest nicht im Widerspruch zu den experimentell ermittelten Werten stehen. Entsprechend der Berechnung würde ein Anriss bei der HFH-behandelten Naht erst bei einer Lastspielzahl $N > 10^6$ auftreten. Für die unbehandelte Naht wurde dagegen nur eine Lastspielzahl von $N = 64.000$ bestimmt. Für den Werkstoff S355J2+N lagen die Lastspielzahlen mit $N = 333.000$ (HFH-behandelt) und mit $N = 26.000$ deutlich unter den Lastspielzahlen die für den Werkstoff S700MC bestimmt wurden.

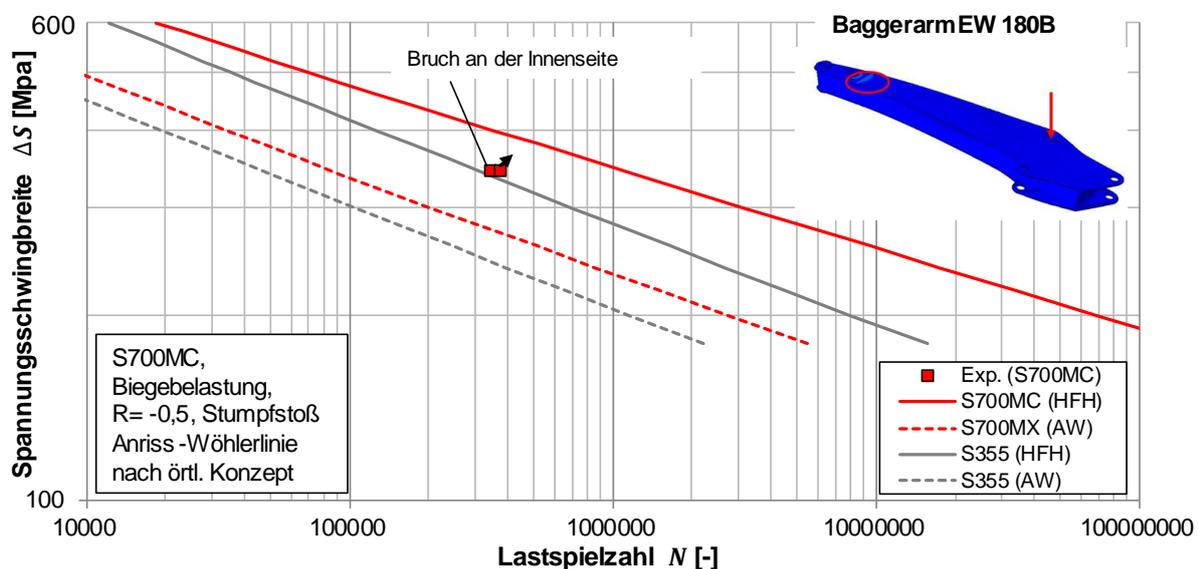


Abbildung 81: Errechnete Anrisswöhlerlinien unter Belastung mit konstanter Amplitude nach dem örtlichen Konzept der kritischen Schweißnaht des Baggerarms des Radbaggers EW180 B

Zuletzt erfolgte die Berechnung der Anrisslastspielzahlen bei Belastung mit variabler Amplitude. Der entsprechende Versuch der Fa. VOLVO erfolgte an einem Bauteil mit identischem Versuchsaufbau, wie bei der Belastung mit konstanter Amplitude, siehe Abbildung 79. Im Rahmen dieses Versuchs wurde das Lastspektrum, siehe Abbildung 82, 5.446-mal durchlaufen. Die Versuchsdauer betrug dabei 356 Stunden. Weil nach dieser Zeit keine Risse festgestellt werden konnten, wurde der Versuch abgebrochen. Für eine Voranalyse wurde das Lastspektrum mit dem Rainflow-Counting-Algorithmus nach Nieslony [168] mit einem entsprechenden Matlab-Skript ausgezählt [35]. Das Lastspektrum enthält dabei $i_{ges} = 4.347$ Einzellastzyklen, wobei 1.006 Lastzyklen dabei vollständig im Druckbereich liegen. Die Auszählung der einzelnen Lastzyklen des Lastspektrum für die Schädigungsberechnung erfolgte dabei mit dem HCM-Algorithmus nach Clormann [169] der in der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] ebenfalls Anwendung findet. Dabei wird das Masing-Verhalten [138] und die Memory-Effekte des Werkstoffs berücksichtigt. Die Anrisslastspielzahlen für jeden $i = 1 \dots 4.347$ einzelnen Lastzyklus wurden entsprechend dem Vorgehen aus Kapitel 8.1 berechnet. An-

schließlich wurden die Schädigungen jedes einzelnen Lastzyklus mit $D_i = 1/N_i$ berechnet und mit dem Palmgren-Miner-Regel [170], [171] entsprechend der Empfehlung der FKM-Richtlinie [127] aufaddiert:

$$D_{ges} = \sum_{i=1}^{i_{ges}} D_i$$

Die Anzahl der ertragbaren Durchläufe des Lastspektrums n mit $n = 1/D_{ges}$ ist im Balkendiagramm in Abbildung 82 dargestellt. Wie zuvor bei der Berechnung der Anrisslastspielzahlen bei konstanter Amplitude, liegt die Anzahl der berechneten Durchläufe des Lastspektrums mit $n = 13.395$ (Werkstoff S700MC, HFH-behandelt) deutlich über dem experimentell ermittelten Wert von $n = 5.446$. Wie bereits erwähnt, konnten bei dieser Anzahl von Durchläufen des Lastspektrums allerdings keine Risse an der untersuchten Schweißnaht festgestellt werden. Die Ergebnisse der Berechnung stehen also wiederum in keinem Widerspruch zu den experimentell ermittelten Werten. Ebenfalls wurde ein deutlich geringerer Wert von n bzgl. der HFH-behandelten Schweißnaht aus dem Werkstoff S355J2+N berechnet. Für die unbehandelten Nähte hingegen wurden äußerst geringe Anzahlen der Durchläufe der Lastspektren bis zum Anriss von $n = 234$ (S700MC) und $n = 184$ (S355J2+N) berechnet.

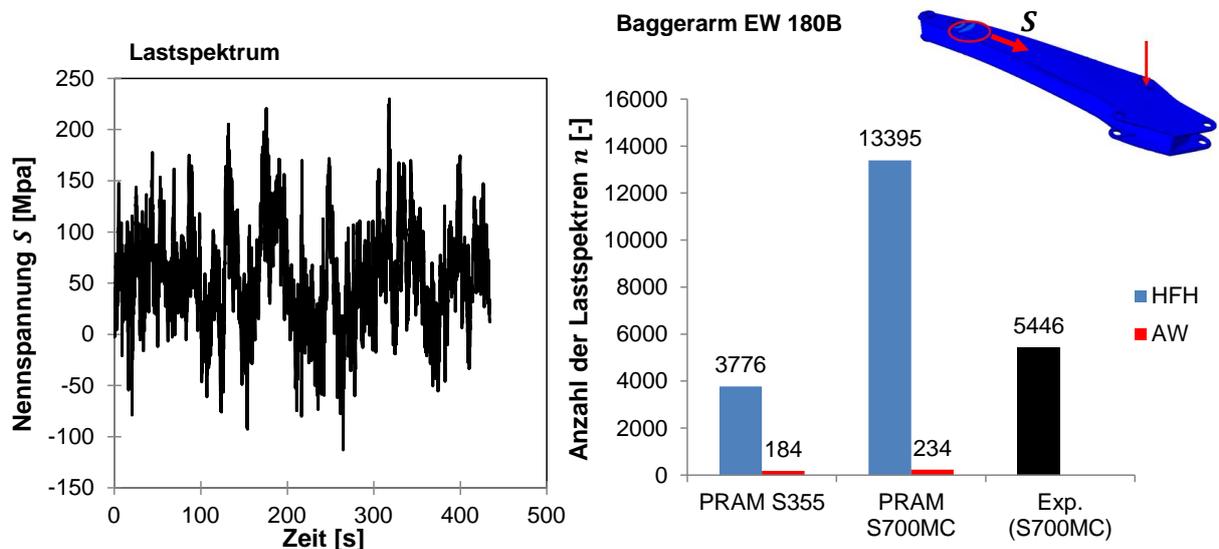


Abbildung 82: Links: Ermitteltes Lastspektrum für die untersuchte Schweißnaht, Rechts: Ermittelte Anzahl der Durchläufe des Lastspektrums n

Aufgrund der vergleichsweise geringen Anzahl der geprüften Bauteile war eine umfassende Validierung des Vorgehens anhand dieses Baggerarms nicht möglich. Allerdings zeigt dieses Beispiel die prinzipielle Umsetzbarkeit des Berechnungsverfahrens für die industrielle Praxis.

12 Integration in die Regelwerke

Aktuell sind zwei Richtlinie für die Schwingfestigkeitsbewertung von HFF-behandelten Schweißdetails erhältlich. Zum einen die 2016 erschienene IIW-Richtlinie von Marquis und Barsoum [3]. Zum einen die kürzlich erschienene DAST-Richtlinie 026 [22].

Ein Ziel des aktuellen Projekts war die Quantifizierung des Einflusses von HMF1 auf die Ermüdungsfestigkeit von Quersteifen bei hochfestem Stahl. Ermüdungsversuche wurden an Kleinproben und an Großbauteilen durchgeführt, um den Einfluss des Maßstabeffektes auf die Effizienz des HFH-Verfahrens zu untersuchen. Die oben gezeigten Versuchsergebnisse zeigten, dass hier ein möglicher Einfluss des Maßstabeffektes nicht besteht. Um die Verbreitung der im aktuellen Projekt erworbenen Kenntnisse und die Integration der Ergebnisse in Regelwerke zu ermöglichen, wurde ein Bemessungskonzept entwickelt. Hierfür werden anhand der vorhandenen Ergebnisse geeignete werkstoffabhängige Kerbfallklassen vorgeschlagen. Als Grundlage werden die vom IIW festgelegten Kerbfallklassen für die HFH-nachbehandelten Proben verwendet. Zur Entwicklung des vorliegenden Konzepts wurde für jeden Werkstoff eine Auswertung mit Annahme einer festen Neigung von 5 durchgeführt, wie die IIW- [3] und DAST-Richtlinie [22] für die HFH-nachbehandelten Proben vorschlagen. Das aktuelle Konzept ist im Fall einer zyklischen Beanspruchung mit Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ anwendbar und in Tabelle 25 dargestellt. Eine Übersicht der von IIW vorgeschlagenen Kerbfallklassen zusammen mit den Versuchsergebnissen und den berechneten charakteristischen Wöhlerlinien ist in Abbildung 83 dargestellt.

Die aktuellen Ergebnisse weisen nach, dass die von IIW vorgeschlagenen Kerbfallklassen auf der sicheren Seite liegen. Die berechnete charakteristische Wöhlerlinie für die Proben aus S355 stimmt mit der Kerbfallklasse 140 überein. Es ist erkennbar, dass die berechneten charakteristischen Wöhlerlinien für die beiden hochfesten Stähle deutlich höher als die von IIW vorgeschlagenen entsprechenden Kerbfallklassen 160 bzw. 180 liegen. Unter Betrachtung der aktuellen Ergebnisse werden die Proben aus S690 der Kerbfallklasse 180 zugeordnet. Darüber hinaus wäre die Annahme einer noch höheren Kerbfallklasse für die Proben aus S960 möglich. Die höchste angenommene Ermüdungsfestigkeit von nachbehandelten Verbindungen wird jedoch laut den bisherigen Regelwerken auf die Ermüdungsfestigkeit des Grundwerkstoffs (180 MPa) begrenzt. Um diese Begrenzung aufzuheben, sind zukünftig weitere Versuche erforderlich.

Tabelle 25: Vorgeschlagene FAT-Klassen für HFH-nachbehandelten Proben, R = 0,1

Werkstoff	Neigung m	Bemessungskonzept	
		HFH-Sim	IIW Richtlinie
S355	5	140	140
S690	5	180	160
S960	5	180	180

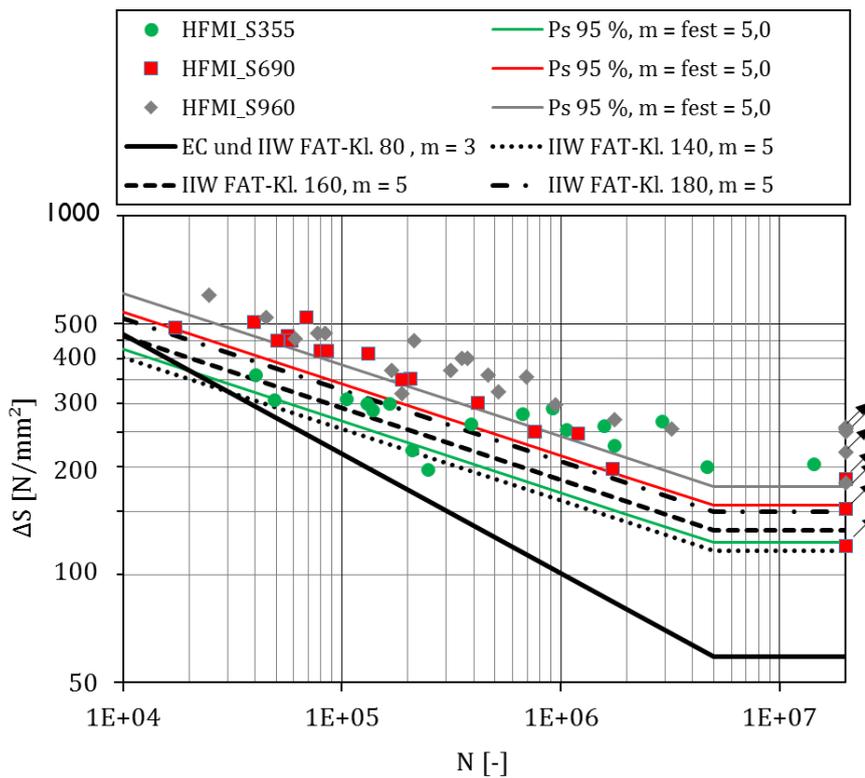
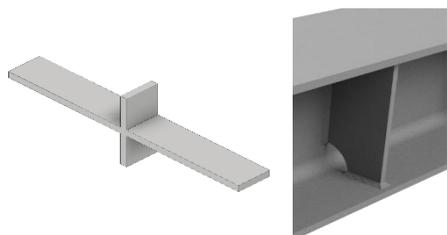


Abbildung 83: Vorgeschlagene FAT-Klassen und Ergebnisse der Ermüdungsversuche je Werkstoff

Die IIW-Richtlinie beinhaltet neben den Empfehlungen hinsichtlich der Schwingfestigkeitsklassen auch Empfehlungen zu den Prozessparametern der HFH-Behandlung (HiFIT und UIT-Verfahren). Dabei wird neben der optischen Kontrolle der HFH-behandelten Naht auch die Kontrolle der Eindringtiefe (hier bezeichnet als t_p nach VDI 3216) anhand einer Leere nahegelegt. Als Richtwert für die Eindringtiefe wird dabei ein Wert zwischen 0,2 mm und 0,6 mm genannt. Allerdings wurde in diesem Forschungsvorhaben selbst ein Wert von 0,2 mm im Mittel für die untersuchten, HFH-behandelten Quersteifen für keinen der Werkstoffe erreicht. Dabei lagen die Durchschnittswerte der Eindringtiefe zwischen 0,12 mm und 0,04 mm. Zudem war die Messung mit einer hohen Streuung verbunden. Jedoch wurden trotz der geringen Eindringtiefen die empfohlenen Schwingfestigkeits- bzw. FAT-Klassen der IIW- und DAST-Richtlinie erreicht. Aus diesen Gründen wird bei der

nächsten Überarbeitung der entsprechenden IIW-Richtlinie angestrebt, die Empfehlung hinsichtlich der erreichten Eindringtiefe entsprechend abzuändern.

Sowohl die IIW- als auch die DAST-Richtlinie geben Grenzen für die maximal auftretenden Nennspannung S_{max} für HFH-behandelte Schweißverbindungen an. Die entsprechende Grenze ist entsprechend der IIW-Richtlinie auf $S_{max} = +/- 0,45 \sigma_y$ festgelegt (bei $R = -1$), wobei σ_0 der nominellen Streckgrenze des jeweiligen Grundwerkstoffes entspricht. Dieser Wert ist nach IIW-Richtlinie mit einer Begrenzung der Relaxation von HFH-induzierten Druckeigenstressungen während der Belastung motiviert. Die DAST-Richtlinie hingegen gibt die entsprechenden Begrenzungen der Nennspannung mit $S_{max} = - 0,8 \sigma_y$ (Druckbelastung) und $S_{max} = \sigma_y$ (Zugbelastung) an und stützt sich dabei auf experimentelle Schwingfestigkeitsuntersuchungen unter der jeweiligen Vorbelastung [160], ohne dabei die entsprechenden Druckeigenstressungen zu quantifizieren. Die durchgeführten Untersuchungen zur Eigenspannungsstabilität stützen dabei die Begrenzung der Nennspannung entsprechend der DAST-Richtlinie, da speziell bei den untersuchten Querstreifen aus S355J2+N sowohl für hohe Zug- noch Druckbelastung ein signifikanter Anteil der zuvor gemessenen Druckeigenstressung erhalten blieb. Dagegen wird bei der nächsten Überarbeitung der IIW-Richtlinie eine entsprechende Erweiterung der Grenzen der maximalen Nennspannung gemäß der DAST-Richtlinie für die Stahlklassen S355 bis S690 sowie auf Basis der durchgeführten Untersuchungen für die Stahlklasse S960.

13 Zusammenfassung und Ausblick

Aufgrund der geringen Steigerung der Ermüdungsfestigkeit bzw. Lebensdauer beim Einsatz höherfester Stähle im Bereich von zyklisch beanspruchten Schweißverbindungen, gestaltet sich der Einsatz dieser Werkstoffe in der industriellen Praxis schwierig. Die aktuell erhältlichen Regelwerke unterscheiden dabei nicht zwischen den eingesetzten Grundwerkstoffen hinsichtlich der Festigkeit unterschiedlicher Baustähle [23], [24]. Der Einsatz von hochfesten Stählen, unter anderem zur Ressourcenschonung, ist deshalb in der Regel nur in Kombination mit Schweißnahtnachbehandlungsverfahren sinnvoll [172]. Die Wirksamkeit des Hochfrequenzhämmerns (HFH) ist dabei statistisch belegt und in den IIW- und DASt-Richtlinien [3], [22] konservativ quantifiziert. Insbesondere ist erwiesen, dass die Schwingfestigkeitssteigerung der HFH-Verfahren mit steigender Festigkeit des Werkstoffes zunimmt [3], [4]. Die erarbeiteten Schwingfestigkeitsklassen für HFH-behandelte Nähte wurden dabei an kleinen Prüfkörpern unter Belastung mit konstanter Amplitude ermittelt. Jedoch zeigen Versuche an HFH-behandelten Schweißverbindungen, dass die positive Wirkung des Verfahrens unter Belastung mit variabler Amplitude annehmen kann [161], [162], [173], wobei angenommen wird, dass eine Relaxation der Druckeigenstressungen unter hohen Lastspitzen für diesen Effekt verantwortlich ist.

Vor diesem Hintergrund war es das Ziel dieses Forschungsvorhabens ein experimentell validiertes und handhabbares numerisches Berechnungskonzept zur Lebensdauerberechnung von HFH-behandelten Schweißverbindungen zu entwickeln. Dabei sollte insbesondere der Eigenspannungszustand nach dem Hochfrequenzhämmern und die Stabilität der oberflächennahen Druckeigenstressungen berücksichtigt werden. Ebenfalls, sollten die Anwendung des HFH-Verfahrens und das entsprechende Berechnungskonzept auf komplexere Bauteile übertragen werden. Die entsprechenden Untersuchungen wurden dabei am Nahtdetail der Quersteife aus den Grundwerkstoffen S355J2+N, S690QL und S960QL durchgeführt. Jeweils die Hälfte der Versuchskörper der Quersteifen wurden dabei mit dem PITEC- und HiFIT-Werkzeugen nachbehandelt, siehe Kapitel 4.2.

Die Bestimmung des Eigenspannungszustandes vor und nach dem Hochfrequenzhämmern wurde mit Finite Elemente Simulationen durchgeführt. Die Grundlage für die Anpassung entsprechender Verfestigungsmodelle lieferte dabei eine ausführliche Charakterisierung der Grundwerkstoffe auf Basis quasi-statischer und dynamischer Zugversuche sowie über zyklische Versuche (Zug-Druck-Versuch), siehe Kapitel 2. Dabei wurden die Versuche ebenfalls an Proben mit einem thermophysikalisch-simulierten Gefüge, welches dem Gefüge der Wärmeeinflusszone entspricht, durchgeführt (Kapitel 2.1) Die thermophysikalische Simulation erfolgte dabei mit einem Gleeble-Simulator auf Basis der gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe aus den jeweiligen Schweißprozessen. Dabei zeigte sich deutlich die starke Änderung der mechanischen Eigenschaften der Wärmeeinflusszone (Zunahme von Streckgrenze und Zugfestigkeit) beim niederfesten Baustahl S355J2+N im Vergleich zum Grundwerkstoff. Beim höherfesten Baustahl S690QL hingegen wies die Wärmeeinflusszone ähnliche mechanische Eigenschaften wie der Grundwerkstoff auf, während hingegen die Streckgrenze

der Wärmeeinflusszone beim Baustahl S960QL sogar leicht im Vergleich zum Grundwerkstoff abnahm. Zur Parametrisierung des Modells zur Anrisslebensdauerabschätzung wurden außerdem sogenannte Inkremental-Step-Versuche (IST) und dehnungskontrollierte Low Cycle Fatigue (LCF)-Versuche, sowie spannungskontrollierte High Cycle Fatigue (HCF)-Versuche durchgeführt. Dabei zeigte die Wärmeeinflusszone bei allen Werkstoffen hinsichtlich der Dehnungs-Lebensdauerkorrelation ein ähnliches Verhalten, siehe Kapitel 2.3. Ferner wurden die thermophysikalischen Daten der Grundwerkstoffe für die Schweißstruktursimulation mit der Software JMat-Pro generiert, siehe Kapitel 2.

Zur Berücksichtigung der Schweißelastizität in der nachfolgenden Simulation der HFH-Behandlung, erfolgte zunächst die Simulation des jeweiligen Schweißprozesses der Kleinprüfkörper mit den Softwarepaketen ANSYS und SYSWELD, siehe Kapitel 4. Die berechneten Schweißelastizitäten an der Oberfläche wurden mit experimentell ermittelten Elastizitätswerten (Röntgenbeugungsverfahren, siehe Kapitel 6.3) abgeglichen. Dabei wurden bei allen Werkstoffen in Querrichtung nur sehr niedrige Elastizitäten (ES) am Nahtübergang ermittelt. Dies zeigte sowohl die numerische als auch die experimentelle ES-Analyse. Darüber hinaus wurden deutliche Abweichungen zwischen numerisch und experimentell ermittelter Elastizität in größerer Entfernung des Nahtübergangs festgestellt. Die betragsmäßige Höhe der experimentell ermittelten Druckelastizität weist dabei darauf hin, dass die vorhandene Elastizität auf das Walzen der Bleche oder die vorausgehende Reinigungsstrahlbehandlung zurückzuführen ist.

Nach der FE-Simulation der Schweißprozesse erfolgte als nächstes die FE-Simulation der HFH-Nachbehandlung der Kleinprüfkörper. Die Simulation wurde dabei mit den Softwarepaketen ANSYS und LS-DYNA durchgeführt, siehe Kapitel 5.1. Dabei wurden die zuvor ermittelten Schweißelastizitäten als „initial conditions“ in der FE-Simulation berücksichtigt. Bei der Simulation mit ABAQUS wurde zudem ein 3D-Oberflächenmodell aus einem entsprechenden 3D-Scan der Nahtgeometrie verwendet, um den Kontakt zwischen Pin und Nahtübergang abzubilden. Der Abgleich der numerisch ermittelten Elastizitäten (ES-Tiefenprofil) erfolgte mit experimentell ermittelten Werten (Neutronenbeugungsmessung, siehe Kapitel 6.3). Dabei wurde festgestellt, dass beide verwendeten FE-Modelle die oberflächennahen Druckelastizitäten überschätzen, siehe Kapitel 5.4. Die FE-Simulation mit ABAQUS zeigte dabei eine bessere Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten. Allerdings konnten auch mit vergleichsweise geringem Modellierungsaufwand eine gute Übereinstimmung mit den Elastizitätswerten an der Oberfläche sowie in der Tiefe erzielt werden.

Bei der Untersuchung des Härtezunahme (Randschichtverfestigung) sowie des Gefügestandes nach der HFH-Behandlung im Bereich der untersuchten Nahtübergänge der Kleinprüfkörper, siehe Kapitel 6.1, wurde keine signifikante Änderung von Härte und Gefüge im Bereich WEZ des Baustahls S960QL festgestellt. Bei den Kleinprüfkörpern aus S355J2+N wurde hingegen eine starke Steigerung und bei den Kleinprüfkörpern aus S690LQ eine geringe Steigerung der Härte festgestellt.

Anhand der Schlitze zeigte sich dass die HFH-behandelten Bereiche mehrheitlich in der WEZ der jeweiligen Schweißnaht lagen. Eine geometrische Vermessung der HFH-behandelten Profile zeigte geringe Eindringtiefen von $< 0,1$ mm. Ebenfalls wurden in Querrichtung (Lastrichtung) geringe Rauheiten von $R_z < 1$ μm für die HFH-behandelten Schweißnähte bestimmt.

Ermüdungsversuche wurden an Kleinproben und Großbauteilen aus den Stählen S355J2+N, S690QL und S960QL und in beiden Zuständen „wie-geschweißt“ und „HFH-nachbehandelt“ durchgeführt. Ziel dieser Untersuchungen war die Quantifizierung des Einflusses von HFH auf die Ermüdungsfestigkeit der untersuchten Quersteife und die Bestätigung der von IIW [3] und DASt [22] vorgeschlagenen FAT-Klassen. Die Kleinproben und die Großbauteile wurden mit einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ axial bzw. unter 4-Punkt Biegung geprüft. Die Planung und Auswertung der Ermüdungsversuche erfolgte mithilfe des Nennspannungskonzeptes. Die Mehrheit der ermittelten Ergebnisse liegt im Zeitfestigkeitsbereich. Die Versuche an Großbauteilen lieferten ähnliche Ergebnisse wie die Kleinproben. Damit wurde ein Bauteileffekt, der die Effektivität der HFH-Nachbehandlung beeinflusst, ausgeschlossen. Darüber hinaus bestätigen die aktuellen Ergebnisse der Ermüdungsversuche die von IIW [3] und DASt [22] vorgeschlagene FAT-Klasse 140 für die HFH-nachbehandelten Quersteifen aus S355. Die Ergebnisse der Versuchsserie mit den beiden hochfesten Stählen zeigen, dass die Annahme der FAT-Klassen 160 und 180 für die Stähle S690 bzw. S960 konservativ ist. Unter Betrachtung der aktuellen Ergebnisse werden die Proben aus S690 der Kerbfallklasse 180 zugeordnet. Die Vorgabe einer noch höheren Kerbfallklasse für die Proben aus S960 wäre möglich. Die höchste angenommene Ermüdungsfestigkeit von nachbehandelten Verbindungen wird jedoch laut den bisherigen Regelwerken auf die Ermüdungsfestigkeit des Grundwerkstoffs (180 MPa) begrenzt. Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wurde zudem ein Vorgehen zur Abschätzung der Anrisslebensdauer der HFH-behandelten Prüfkörper entwickelt. Dieses Konzept stellt dabei eine Modifikation des „örtlichen Konzepts“ nach Fiedler und Vormwald [126] dar, welches auch in der kürzlich erschienenen FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127] verwendet wird. Die Modifikation bezieht sich dabei auf die Berücksichtigung von Eigenspannung im Kerbnäherungsverfahren bzw. bei der Schädigungsberechnung. Dabei wurde für die Berechnung der Anrisslebensdauer in diesem Fall die HFH-induzierte Druckeigenspannung, siehe Kapitel 5.4, verwendet. Hierbei sollte nur der Teil der Druckeigenspannung berücksichtigt werden, welcher auch während der späteren Bauteilbelastung erhalten bleibt. Die durchgeführten Berechnungen mit dem örtlichen Konzept lieferten im Vergleich zu den experimentellen Werten konservative Ergebnisse mit Ausnahme für den Baustahl S355J2+N bei vergleichsweise hohen Lastniveaus.

Dafür erfolgte eine entsprechende Untersuchung des Eigenspannungsabbaus bzw. der Eigenspannungsumlagerung für einen Lastspiel unter der Annahme, dass eine signifikante Eigenspannungsrelaxation bereits beim ersten Lastspiel auftritt [174][164]. Die entsprechende Eigenspannung nach der Belastung wurde dabei mit Röntgen- und Neutronenbeugungsverfahren, sowie über die FE-Simulation mit ABAQUS ermittelt, siehe Kapitel 9. Dabei wurden bewusst hohe Zug- und Drucklas-

ten bis $S_{max} = +/- 0,75 \sigma_{y,real}$ bzw. $S_{max} = +/- 0,9 \sigma_{y,real}$ der Realstreckgrenze $\sigma_{y,real}$ der jeweiligen Grundwerkstoffe auf Basis der Untersuchung von Kuhlmann u.a. [160] beaufschlagt. Aufgrund der begrenzten Messzeit am Helmholtz-Zentrum Berlin (Neutronenbeugungsmessung) wurden die Untersuchungen zur Eigenspannungsstabilität nur an den Prüfkörpern aus den Werkstoffen S355J2+N und S960QL durchgeführt. Bei diesen Untersuchungen wurde festgestellt, dass ein erheblicher Anteil der Druckeigenspannungen an der Oberfläche (mehr als 50 %) auch bei hohen Lasten erhalten bleibt. Eine Ausnahme bildeten dabei die Prüfkörper aus S960QL, die mit einer hohen Drucklast ($S_{max} = - 0,9 \sigma_{y,real}$) belastet wurden. Die erheblich höhere Stabilität der Druckeigenspannungen bei den Kleinprüfkörpern aus S355J2+N gegenüber den Kleinprüfkörpern aus S960QL ist dabei auf die vergleichsweise hohe Streckgrenze der WEZ der S355J2+N Prüfkörper gegenüber dem Grundwerkstoff zu erklären.

Die Abschätzung der Anrisslebensdauer mit dem modifizierten örtlichen Konzept wurde am Beispiel der Großprüfkörper validiert, siehe Kapitel 10. Dabei waren nur geringe Unterschiede der Anrisslebensdauer im Vergleich zu den Kleinprüfkörpern feststellbar. Dies deckt sich mit den experimentell ermittelten Lastspielzahlen. Eine weitere Validierung erfolgte an einer kritischen, HFH-behandelten Schweißnaht eines Baggerarms der Fa. VOLVO CE, siehe Kapitel 11. Dabei wurden zwei entsprechende Prüfkörper unter Last mit variabler und konstanter Amplitude belastet [166]. Das verwendete Lastspektrum wurde zuvor aus einem Feldversuch der Fa. VOLVO CE ermittelt. Da es bei keinem der geprüften Bauteile zu einem Versagen kam, konnte leider keine vollständige Validierung der Berechnungsprozedur durchgeführt werden. Allerdings lagen die berechneten Anrisslastspielzahlen auch deutlich über den Lastspielzahlen aus den Versuchen, weshalb die Berechnung auch nicht im Widerspruch zu den experimentellen Daten steht.

14 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Ergebnisse für KMU

14.1 Wissenschaftlich-technischer Nutzen

Durch die Kleinbauteilversuche konnte der effektive Nutzen des Verfahrens zur Schwingfestigkeitssteigerung nachgewiesen, welcher noch über den bisher veröffentlichten Richtlinien [3], [22]. Ebenfalls wurde eine vergleichbare Schwingfestigkeitssteigerung für größere, geschweißte Bauteile (Großprüfkörper) unter deutlich höheren, erwartbaren Eigenspannungszuständen nachgewiesen. Ferner mit den verwendeten Simulationsmodellen eine gute Übereinstimmung mit den experimentell gemessenen Eigenspannungszuständen erzielt. Dies zeigt die Möglichkeit der Nutzung der Finite-Elemente-Methode zur Prognose von Eigenspannungszuständen bei komplexen Prozessen der mechanischen Oberflächenbehandlung.

14.2 Wirtschaftlicher Nutzen

Die erzielten Ergebnisse zeigen deutlich, dass die Anwendbarkeit des HFH-Verfahrens auch für komplexe Schweißbauteile bzw. Schweißbaugruppen zur Lebensdauersteigerung und damit zur Ressourcenschonung gegeben ist. Ebenfalls ermöglicht die Berechnung der Höhe und Stabilität der eingebrachten Druckeigenspannungen mit entsprechender FE-Software die Möglichkeit, die HFH-Behandlung bereits in der Konstruktionsphase von geschweißten Bauteilen und Baugruppen zu berücksichtigen. Auf Basis des hier vorgestellten Berechnungskonzeptes, welches eine Erweiterung des Berechnungskonzeptes der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ ist, kann zudem bereits in der Produktentstehungsphase die Anrisslebensdauer von HFH-behandelten Schweißverbindungen abgeschätzt werden. Auf diese Weise ist es möglich, z.B. durch Blechdickenreduzierung, entsprechende Ressourcen einzusparen.

14.3 Innovativer Beitrag

Die Einbeziehung des Eigenspannungszustandes in die Berechnungsmethode zur Prognose der Anrisslebensdauer nach dem örtlichen Konzept bzw. nach FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ zeigt deutlich, dass für diesen Fall der HFH-behandelten Quersteife eine erheblich bessere Übereinstimmung mit experimentellen Werten erzielt werden kann. Ebenfalls konnte im Rahmen dieses Forschungsvorhabens der direkte Vergleich bei der Anwendung des Verfahrens zwischen Klein- und Großprüfkörpern erbracht werden.

14.4 Industrielle Anwendungsmöglichkeiten

Das erprobte Berechnungskonzept zur Bestimmung der Anrisslebensdauer an HFH-behandelten Quersteifen erlaubt Ingenieurbüros bzw. Konstruktions- und Berechnungsabteilungen bereits in der Designphase von geschweißten Bauteilen eine Abschätzung der Lebensdauerabschätzung bzw. Ermüdungsfestigkeit. Dafür wurde im Rahmen dieses Projektes eine entsprechenden Datenbasis für die Baustähle S355J2+N, S690QL und S960QL erarbeitet. Ferner lässt sich der vorgestellte Berechnungsablauf auch auf andere HFH-behandelte Nahttypen übertragen und ermöglicht damit eine

Ergänzung der Materialparameter aus der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [127]. Ebenfalls ist das Berechnungskonzept nicht nur auf Belastung mit konstanter Amplitude beschränkt, sondern ermöglicht in Kombination mit einem entsprechen Rainflow-Counting Algorithmus (z.B. dem hier verwendeten HCM-Algorithmus [127]), die Abschätzung der Anrisslebensdauer unter Betriebsbelastung mit variabler Amplitude. Ebenfalls ermöglicht die hier vorgestellte Berechnungsprozedur eine Berechnung des Druckeigen Spannungszustandes nach der mechanischen Oberflächenbehandlung durch das HFH-Verfahren. Ingenieurbüros mit entsprechender FE-Software werden somit in die Lage versetzt, den Oberflächenzustand geschweißter oder herkömmlicher Bauteile zu prognostizieren und ggf. eine Optimierung der Bauteilgeometrie, des verwendeten Werkstoffes oder Prozessparameter der HFH-Behandlung, vorzunehmen.

15 Ergebnistransfer in die Wirtschaft

15.1 Maßnahmen während der Projektlaufzeit

Ziel	Rahmen	Zeitraum
Maßnahme A: Projektbegleitender Ausschuss PbA	A1 Projektstart, Meeting zur Präsentation des Projektes	24.10.2017
	A2 Vorstellung der ersten erzielten Ergebnisse und Diskussion des weiteren Vorgehens	23.04.2018
	A3 Vorstellung der Ergebnisse im Rahmen der Sitzung des PA in Karlsruhe	03.05.2018
	A4 Vorstellung der ersten erzielten Ergebnisse und Diskussion des weiteren Vorgehens	08.11.2018
	A5 Vorstellung der Ergebnisse im Rahmen der Sitzung des PA in Wolfsburg	27.11.2018
	A6 Vorstellung der ersten erzielten Ergebnisse und Diskussion des weiteren Vorgehens	09.04.2019
	A7 Vorstellung der Ergebnisse im Rahmen der Sitzung des PA in Freiburg	07.05.2019
	A8 Abschlusspräsentation und Diskussion der bis dato erzielten Ergebnisse	05.03.2020
Maßnahme C: Publikation der Ergebnisse durch Beiträge bei Tagungen und Kongressen	C1 IIW-C XIII Intermediate Meeting, Genua 2017	16.-17.03.2017
	C2 70 th IIW Annual Assembly and International Conference 2017	25.-29.09.2017
	C2 DVS Studentenkongress 2017 (Große Schweißtechnische Tagung)	25.-29.09.2017
	C3 IIW-C XIII Intermediate Meeting, Braunschweig 2018	22.-23.03.2018
	C4 IIW-C XIII Intermediate Meeting, Senlis 2019	14.-15.03.2019
C5 72 th IIW Annual Assembly and International Conference 2019	07.-12.07.2019	
Maßnahme D: Publikation der Ergebnisse auf der Projekt-homepage	D1 projektbegleitende, passwortgeschützte Homepage zur Information der Projektteilnehmer	Okt. 2017, März 2020
	D2 Dokumentation der Forschungsergebnisse auf einer frei zugänglichen Homepage (stahl.vaka.kit.edu/i2_021.php)	2020, Juni 2020
Maßnahme E: Übernahme in Lehre und Ausbildung	E1 Masterarbeit: Clement Ernould, M.Sc., Durchführen der FE-Simulation des Hochfrequenzhämmerns, FS1 Fraunhofer IWM	Mai 2017
	E2 Bachelorarbeit Chanh Le, B.Sc., Numerische Untersuchung der von Approximationsformeln für Kerbformzahlen an der realen Schweißnahtgeometrie, FS1 Fraunhofer IWM	Februar 2018
	E3 Masterarbeit Patrik Pontner, M.Sc., Experimentelle Untersuchung zum Ermüdungsverhalten HFH-behandelter Randschichten, Mai 2018, FS1 Fraunhofer IWM	April 2018
	E4 Bachelorarbeit Johannes Ebert, M.Sc., Experimentelle Analyse und Lebensdauerbewertung von Rissinitiierung in hochverfestigten Randschichten nach dem Hochfrequenzhämmern, FS1 Fraunhofer IWM	August 2019
Maßnahme F: Ansprache interessierter Unternehmen außerhalb des PA	F1 Informationen im Rahmen der regelmäßig stattfindenden Industriekontakte	Seit IIII / 2019
	F2 Ausgabe des Abschlussberichtes an interessierte Unternehmen, die im Bereich der Forschungsschwerpunkte tätig sind	II / 2020
Maßnahme I: Übernahme in Lehre und Ausbildung	I1 Übernahme in die akademische Lehre (FS1 KIT, Vorlesungen Grundlagen des Stahlbaus (B.Sc) sowie Stahlwerkstoffe, Schweißtechnik und Ermüdung (M.Sc))	WS 18/19 WS 19/20

15.2 Maßnahmen nach Projektende

Ziel	Rahmen	Zeitraum
Maßnahme B: Veröffentlichungen	B1 Veröffentlichung in "Schweißen und Schneiden"	II / 2020
	B2 Veröffentlichung im "International Journal of Fatigue"	II / 2020
Maßnahme E: Übernahme in Lehre und Ausbildung	E5 Promotion Stefanos Gkatzogiannis	I / 2020
	E6 Promotion Jan Schubnell	III/2020
Maßnahme G: Publikation	G2 Veröffentlichung in "Welding in the World"	II / 2020
Maßnahme H: eintägiges Symposium	H1 Nach Projektabschluss soll ein eintägiges Symposium mit Präsentation der Forschungsergebnisse stattfinden	III / 2020
Maßnahmen J: Normenarbeit	J1 Mitarbeit der Forschungsstellenleiter (FS2) in verschiedenen nationalen und internationalen Normungsgremien	II / 2020

15.3 Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Aufgrund der oben genannten vielfältigen Transfermaßnahmen in die Wirtschaft werden die Anforderungen zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft und insbesondere zu kleinen und mittleren Unternehmen erfüllt.

16 Gegenüberstellung der durchgeführten Arbeiten und des Ergebnisses

mit den Zielen des Projektes

Arbeitspakete laut Antrag:

AP1: Charakterisierung der Grundwerkstoffe

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe durch Zugversuche und Gefügeanalysen von S355J2+N, S690QL und S960QL.	Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe sowie der Wärmeeinflusszonen durch Zugversuche (statisch, dynamisch) sowie durch zusätzliche zyklische Versuche von S355J2+N, S690QL und S960QL. Gefügeanalyse aller Werkstoffzustände.

AP2: Herstellung und Nachbehandlung der Schweißproben

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Herstellung der Schweißproben (Klein- und Großprüfkörper) durch MAG-Schweißen	Herstellung der Schweißproben (Klein- und Großprüfkörper) durch MAG-Schweißen
Nachbehandlung der Probekörper durch PIT und HiFIT-Verfahren	Nachbehandlung der Probekörper durch PIT und HiFIT-Verfahren

AP3: Berechnung der Schweißseigenspannung mit FE-Simulation

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Erstellung der Modelle und Kalibrierung der Wärmequelle in SYSWELD und ANSYS	Erstellung der Modelle und Kalibrierung der Wärmequelle in SYSWELD und ANSYS
Berechnung des Schweißseigenspannungszustands und Abgleich mit den experimentellen Werte	Berechnung des Schweißseigenspannungszustands. Abgleich mit den experimentellen Werten zeigte Abweichungen (leicht Überschätzung des Eigenspannungszustandes)

AP4: FE-Simulation der HFH-Nachbehandlung

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Erstellen und Parametrisierung der FE-Modelle (ABAQUS, LS-DYNA) hinsichtlich der Anpassung der Verfestigungsmodelle an die Daten aus AP1	Erstellung der FE-Modelle. Anpassung der Verfestigungsmodelle zeigte hohe Übereinstimmung mit den Daten aus AP1
Berechnung des Eigenspannungszustandes nach dem Hochfrequenzhämmern und Abgleich mit den experimentellen Werten	Berechnung des Eigenspannungszustandes nach dem Hochfrequenzhämmern. Abgleich mit den experimentellen Werten zeigt eine leichte Überschätzung der Tiefenwirkung und des Betrags der Druckeigenspannung

AP5: Charakterisierung des Randschichtzustandes

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Bestimmung des Randschichtzustandes durch Härte- und Eigenspannungsmessungen durch Röntgenbeugungsmessung	Eigenspannungsmessungen wurden mittels Röntgenbeugungs- und zusätzlich durch Neutronenbeugungsmessung durchgeführt. Härte- werte der HFH-behandelten Zone wurde ermit- telt. Rauheitsmessungen und Profilanalysen wurden zusätzlich durchgeführt.

AP6 / AP9: Ermüdungsversuche mit konstanter Amplitude (Klein- und Großprüfkörper)

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Ermittlung der Schwingfestigkeit an Klein- und Großprüfkörper im geschweißten und HFH-behandelten Zustand für alle Werkstoffe sowohl für Klein- als auch Großprüfkörper.	Schwingfestigkeitskennwerte wurde für alle Klein- und Großprüfkörper im unbehandelten und HFH-behandelten Zustand ermittelt. Dabei war die Abweichung zwischen Klein- und Groß- prüfkörper vergleichsweise gering.

AP7: Entwicklung eines werkstoffmechanisch fundierten Berechnungskonzeptes

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Erstellung eines Berechnungskonzeptes zur Bestimmung der Anrisslastspielzahl HFH-behandelter Schweißverbindungen	Berechnungskonzept wurde auf Basis des modi- fizierten, örtlichen Konzeptes der FKM- Richtlinie „Nichtlinear“ erstellt.
Validierung des Konzeptes an Kleinprüfkörpern	Die Validierung des Berechnungskonzeptes zeigte gegenüber den ermittelten Lastwechsel- zahlen (AP6) überwiegend konservative Werte für alle Werkstoffe.

AP8: Untersuchung der Eigenspannungsstabilität

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Untersuchung der Eigenspannungsstabilität unter statischer, zyklischer und Betriebsbean- spruchung	Die Eigenspannungsstabilität der Kleinprüfkör- per aus S355J2+N und S960QL wurde unter statischer Beanspruchung ermittelt. Bzgl. der Belastung propotional zur Streckgren- ze der Grundwerkstoffe zeigten die S355J2+N Prüfkörper einer wesentlich höhere Stabilität der Druckeigenspannung wie die Prüfkörper aus S960QL.

AP10: Untersuchung eines repräsentativen Bauteils durch den Einsatz der entwickelten Konzepte

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Anwendung und Validierung des Werkstoffmechanischen Konzepts an den Großprüfkörper	Durchführung der Berechnung an den Großprüfkörpern analog zu den Berechnungen in AP7. Es wurden ähnliche Ergebnisse generiert wie bei den Berechnungen der Kleinprüfkörper.

AP11: Validierung des Berechnungskonzepts an einem realen Bauteil

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Auswahl eines Realbauteils der Industriepartner und Aufarbeiten der zur Verfügung stehenden Daten	Es wurde der Baggerarm des Radbaggers EW180B der Fa. VOLVO CE ausgewählt. Belastungsdaten für Belastung mit konstanter und variabler Amplitude wurden aufbereitet.
Durchführung der HFH-Simulation nach AP4, Ermittlung des Eigenspannungszustandes	Modellierung einer Naht und Durchführung der Simulation des Hochfrequenzhämmerns. Der Eigenspannungszustand wurde berechnet.
Abschätzung der Anrisslebensdauer des Bauteils nach AP7	Durchführung der Berechnung mit der Belastung mit konstanter und variabler Amplitude. Die Ergebnisse stehen nicht im Widerspruch zu den experimentellen Ermüdungsdaten.

AP12: Integration in die Regelwerke

Geplante Arbeiten / Ziel	Durchgeführte Arbeiten / Ergebnis
Erarbeitung zur Vorschlägen hinsichtlich konkreter Projektergebnisse die in die entsprechenden Regelwerke übernommen werden können.	Hinsichtlich der Qualitätskriterien (Eindrucktiefe) und ermittelten Kerbfallklassen wurde eine Reihe von Verbesserungsvorschlägen für die IIW- und DAST-Richtlinie erarbeitet.
Unterbreitung dieser Vorschläge in den entsprechenden Gremien	Steht zu Projektende noch aus und wird im folgenden Jahr durchgeführt.

17 Literaturverzeichnis

- [1] E. Statnikov, L. V. Zhuravlev, A. F. Alekseev, "Ultrasonic Head for Strain Hardening and Relaxation Treatment (in Russian), USSR Inventor's Certificate No. 472782," *Byull. Izobr.*, vol. 21, 1975.
- [2] T. Ummenhofer, S. Herion, J. Hrabowsky, S. Rack, I. Weich, G. Telljohann, *REFRESH, Life extension of existing and new welded steel structures*. Düsseldorf: FOSTA – Research Association for Steel Application Association in Germany, 2011.
- [3] G. B. Marquis, Z. Barsoum, *IIW Recommendation for the HFMI Treatment for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints*. Singapore: Springer, 2016.
- [4] H. C. Yildirim, "Design aspects of high strength steel welded structures improved by high frequency mechanical impact (HFMI) treatment," Dissertation, Aalto University Helsinki, 2013.
- [5] E. Mikkola, M. Doré, M. Khurshid, "Fatigue strength of HFMI treated structures under high R-ratio and variable amplitude loading," *Procedia Eng.*, vol. 66, pp. 161–170, 2013.
- [6] G. Telljohann and S. Dannemeyer, "Hifit - Technische Entwicklung und Anwendung," *Stahlbau*, vol. 77, no. 9, pp. 761–763, 2009.
- [7] G. Telljohann, S. Dannemeyer, "Hämmerverfahren zur Nachbehandlung geschweißter Stahlkonstruktionen," *Stahlbau*, vol. 78, no. 9, pp. 622–626, 2010.
- [8] L. Hacini, N. Van Lê, P. Bocher, "Evaluation of residual stresses induced by robotized hammer peening by the contour method," *Exp. Mech.*, vol. 49, no. 6, pp. 775–783, 2009.
- [9] T. Ummenhofer, I. Weich, T. Nitschke-Pagel, "Lebens- Und Restlebensdauererlängerung geschweißter Windenergieanlagentürme und anderer Stahlkonstruktionen durch Schweißnahtnachbehandlung," *Stahlbau*, vol. 74, no. 6, pp. 412–422, 2005.
- [10] A. Dürr, "Zur Ermüdungsfestigkeit von Schweißkonstruktionen aus höherfesten Baustählen bei Anwendung von UIT-Nachbehandlung, Fatigue strength of welded high strength steels by application of UIT-post-weld treatment (in German)," Dissertation, Universität Stuttgart, 2007.
- [11] T. Ummenhofer, S. Herion, R. Puthli, P. Weidner, "Effects of post weld treatment and loading condition on the fatigue life of ultra high strength steels," *Proc. Int. Offshore Polar Eng. Conf.*, vol. 8, pp. 269–275, 2011.
- [12] M. Leitner, M. Stoschka, R. Schanner, W. Eichlseder, "Influence of high frequency peening on fatigue of high-strength steels," *FME Trans.*, vol. 40, no. 3, pp. 99–104, 2012.
- [13] H. C. Yildirim, G. B. Marquis, Z. Barsoum, "Fatigue assessment of high frequency mechanical impact (HFMI)-improved fillet welds by local approaches," *Int. J. Fatigue*, vol. 52, pp. 57–67, 2013.
- [14] P. Weidner, S. Herion, R. Puthli, T. Ummenhofer, "Lebensdauererlängerung von geschweißten Verbindungen aus Rundhohlprofilen," *Stahlbau*, vol. 80, no. 7, pp. 502–512,

- 2011.
- [15] P. Weidner, M. Mehdiانpour, T. Ummenhofer, "Ermüdungsfestigkeit einseitig geschweißter Stumpfstöße von Kreishohlprofilen," *Stahlbau*, vol. 85, no. 9, pp. 620–629, Sep. 2016.
- [16] T. Wang, D. Wang, L. Huo, Y. Zhang, "Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT)," *Int. J. Fatigue*, vol. 31, no. 4, pp. 644–650, 2009.
- [17] H. C. Yildirim, G. B. Marquis, "Overview of fatigue data for high frequency mechanical impact treated welded joints," *Weld. World*, vol. 56, no. 7–8, pp. 82–96, 2012.
- [18] J. Berg and N. Stranghoener, "Fatigue strength of welded ultra high strength steels improved by high frequency hammer peening," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 3, pp. 71–76, 2014.
- [19] T. Nitschke-Pagel, K. Dilger, H. Eslami, "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*, 2007.
- [20] I. Weich, T. Ummenhofer, T. Nitschke-Pagel, H. E. Chalandar, K. Dilger, "Fatigue behaviour of welded high-strength steels after high frequency mechanical post-weld treatments," *Weld. World*, vol. 53, no. 11–12, pp. 322–332, Jan. 2009.
- [21] H. C. Yildirim, G. B. Marquis, "A round robin study of high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated welded joints subjected to variable amplitude loading," *Weld. World*, vol. 57, no. 3, pp. 437–447, Mar. 2013.
- [22] *DAST-Richtlinie 026, Ermüdungsbemessung bei Anwendung höherfrequenter Hämmerverfahren*. Stahlbau Verlags- und Service GmbH, 2019.
- [23] A. F. Hobbacher, *Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components*, 2th illust. Springer, 2016.
- [24] European Committee of Standardization, "Eurocode 3: Design of steel structures -Part 1-9: Fatigue, 1993-1-9:2005," 2009.
- [25] J. Foehrenbach, V. Hardenacke, M. Farajian, "High frequency mechanical impact treatment (HFMI) for the fatigue improvement: numerical and experimental investigations to describe the condition in the surface layer," *Weld. World*, vol. 60, no. 4, pp. 749–755, 2016.
- [26] V. Hardenacke, M. Farajian, D. D. Siegele, "Modelling and Simulation of High Frequency Mechanical Impact (HFMI) Treatment of Welded Joints," in *68th IIW Annual Assembly*, 2015.
- [27] D. Simunek, M. Leitner, M. Stoschka, "Numerical simulation loop to investigate the local fatigue behaviour of welded and HFMI treated joints," *IIW Doc. XIII-WG2-136-13*, 2013.
- [28] R. Baptista, V. Infante, C. Branco, "Fully dynamic numerical simulation of the hammer peening fatigue life improvement technique," *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 1943–1948, 2011.
- [29] G. Le Quiellec, "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, 2011.
- [30] P. Schaumann, C. Keindorf, "Numerische schweißsimulation gekoppelt mit einem

- anschließenden hämmerprozess und integrierten lokalen ermüdungsberechnungen,” *Stahlbau*, vol. 79, no. 1, pp. 34–45, 2010.
- [31] K. Yuan, Y. Sumi, “Simulation of residual stress and fatigue strength of welded joints under the effects of ultrasonic impact treatment (UIT),” *Int. J. Fatigue*, vol. 92, pp. 321–332, Nov. 2016.
- [32] J. Schubnell, C. Eichheimer, C. Ernould, A. Maciolek, J. Rebelo-Kornmeier, M. Farajian, “Investigation of the Coverage for High Frequency Mechanical Impact (HFMI) Treatment of different Steel Grades,” *Int. J. Process. Technol.*, 2019.
- [33] J. Schubnell, V. Hardenacke, M. Farajian, “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*, vol. 61, no. 6, 2017.
- [34] M. Farajian, J. Schubnell, M. Luke, “Surface engineering: Service life extension of metallic components by means of mechanical surface treatment,” *WT Werkstattstech.*, vol. 107, no. 1–2, 2017.
- [35] J. Schubnell, M. Farajian, T. Däuwel, Y. Shin, “Numerical fatigue life analysis of a high frequency mechanical impact treated industrial component based on damage mechanics models,” *Materwiss. Werksttech.*, vol. 49, no. 1, 2018.
- [36] C. Ernould, J. Schubnell, D. Simunek, M. Leitner, M. Farajian, M. Stoschka, “Comparison of different numerical simulation approaches of High Frequency Mechanical Impact (HFMI) treatment for process optimization,” in *70th IIW Annual Assembly*, 2017.
- [37] R. T. Yekta, K. Ghahremani, S. Walbridge, “Effect of quality control parameter variations on the fatigue performance of ultrasonic impact treated welds,” *Int. J. Fatigue*, vol. 55, pp. 245–256, 2013.
- [38] M. Leitner, D. Simunek, S. F. Shah, M. Stoschka, “Numerical fatigue assessment of welded and HFMI-treated joints by notch stress/strain and fracture mechanical approaches,” *Adv. Eng. Softw.*, vol. 120, pp. 96–106, Jan. 2016.
- [39] C. Ernould *et al.*, “Application of different simulation approaches to numerically optimize high-frequency mechanical impact (HFMI) post-treatment process,” *Weld. World*, pp. 1–14, Feb. 2019.
- [40] *DIN EN ISO 17639:2013-12, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Makroskopische und mikroskopische Untersuchungen von Schweißnähten*. DIN German Institute for Standardization, 2013.
- [41] *ASTM E112 - 13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. ASTM International, 2017.
- [42] J. Schubnell, D. Discher, M. Farajian, “Static, dynamic and cyclic properties of the heat affected zone for different steel grades,” *Mater. Test.*, vol. 61, no. 7, 2019.
- [43] P. Ladendorf, J. Schubnell, P. Knödel, T. Ummenhofer, M. Farajian, “Schlussbericht IGF-

- Vorhaben Nr. 18.988 / DVS Nr. I2.021 Entwicklung einer verifizierten Prozedur für die zuverlässige schweißtechnische Instandsetzung von Großbauteilen, KIT VAKA-FhG IWM, 2020.
- [44] W. Böhme, M. Luke, J. G. Blauel, D. Z. Sun, I. Rohr, W. Harwick, *FAT - Richtlinie: Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation*. FAT-Schriftreihe Band 211, 2008.
- [45] J. Foehrenbach, "Fatigue life prediction of High Frequency Mechanical Impact (HFMI) treated Welded Joints by Numerical Simulation and Damage Mechanics Approaches," Offenburg University of Applied Science, 2016.
- [46] A. Maciolek, "Implementierung eines elasto-viskoplastischen Materialmodells zur Simulation des Kugelstrahlens an Komponenten aus 42CrMoS4 Stahl, (Implementation of a elasto-viscoplastic material model of the simulation of shot peening at components of 41CrMoS4 steel," Master Thesis, KIT Karlsruhe, 2017.
- [47] M. Zimmermann, "Numerische und experimentelle Untersuchung zur Randschichtausbildung beim Druckluft- und Ultraschallkugelstrahlen von IN718," Dissertation, Universität Karlsruhe, 2009.
- [48] M. Klemenz, "Anwendung der Simulation der Randschichtausbildung beim Kugelstrahlen auf die Abschätzung der Schwingfestigkeit gekerbter Bauteile," Dissertation, Universität Karlsruhe, 2009.
- [49] "DIN EN 10025-2:2019-10, Hot Rolled Products of Structural Steels - Part 2: Technical Delivery Conditions for Non-Alloy Structural Steels," 2019.
- [50] "DIN EN 10025-6:2018-07, Hot Rolled Products of Structural Steels - Part 6: Technical Delivery Conditions for Flat Products of High Yield Strength Structural Steels in the Quenched and Tempered Conditions," 2018.
- [51] "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 (ISO 15614-1;," 2017.
- [52] P. Pontner, "Experimentelle Untersuchung von Rissinitiierung und -ausbreitung in hochverfestigten Randschichten durch High Frequency Mechanical Impact (HFMI) an hoch- und niederfesten Stählen," Master Thesis, Karlsruher Institut für Technologie, 2018.
- [53] L.-E. Lindgren, *Computational welding mechanics - Thermomechanical and microstructural simulations*. Cambridge England: Woodhead Publishing in Materials, 2007.
- [54] P. Knoedel, S. Gkatzogiannis, T. Ummenhofer, "Practical aspects of welding residual stress simulation," *J. Constr. Steel Res.*, vol. 132, pp. 83–96, May 2017.
- [55] G. John, C. Aditya, B. Malcolm, "A New Finite Element Model for Welding Heat Sources," *Metall. Trans. B*, vol. 15, no. 2, pp. 299–305, 1984.
- [56] C. R. Xavier, H. G. Delgado, J. A. De Castro, A. F. Ferreira, "Numerical predictions for the

- thermal history, microstructure and hardness distributions at the HAZ during welding of low alloy steels," *Mater. Res.*, vol. 19, no. 3, pp. 520–533, May 2016.
- [57] J. N. Dupont, A. R. Marder, "Thermal Efficiency of Arc Welding Processes," *Weld. J.*, vol. 74, pp. 406–416, 1995.
- [58] K. Rohr, "Evaluation of Weld-induced Residual Stresses in S690 Steel," pp. 1–8, 2013.
- [59] S. Gkatzogiannis, P. Knoedel, T. Ummenhofer, "FE welding residual stress simulation: Influence of boundary conditions and material models," *ce/papers*, vol. 1, no. 2–3, pp. 443–452, Sep. 2017.
- [60] M. Q. Macedo, A. B. Cota, F. G. da Silva Araújo, "Cinética Da Formação De Austenita a Altas Velocidades De Aquecimento," *Rev. Esc. Minas*, vol. 64, no. 2, pp. 163–167, 2011.
- [61] P. Seyffarth, B. Meyer, A. Scharff, *Großer Atlas Schweiss-ZTU-Schaubilder*, 2nd ed. DVS Media, 2018.
- [62] S. Błacha, M. S. Węglowski, S. Dymek, M. Kopusciański, "Microstructural characterization and mechanical properties of electron beam welded joint of high strength steel grade S690QL," *Arch. Metall. Mater.*, vol. 61, no. 2B, pp. 1193–1200, 2016.
- [63] C. T. Karlsson, "Finite element analysis of temperatures and stresses in a single-pass butt-welded pipe — influence of mesh density and material modelling," *Eng. Comput.*, vol. 6, no. 2, pp. 133–141, 1989.
- [64] J. Hildebrand, "Numerische Schweißsimulation: Bestimmung von Temperatur , Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen," Dissertation, 2008.
- [65] S. Joshi, J. Hildebrand, A. S. Aloraier, T. Rabczuk, "Characterization of material properties and heat source parameters in welding simulation of two overlapping beads on a substrate plate," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 69, pp. 559–565, Jan. 2013.
- [66] S. Gkatzogiannis, P. Knoedel, T. Ummenhofer, "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," 2019, pp. 777–788.
- [67] J. Hensel, H. Eslami, T. Nitschke-Pagel, K. Dilger, "Fatigue Strength Enhancement of Butt Welds by Means of Shot Peening and Clean Blasting," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 7, p. 744, Jul. 2019.
- [68] K. Dilger, T. Nitschke-Pagel, H. Eslami, J. Hensel, "Qualifizierung des Reinigungsstrahlens als Nachbehandlungsverfahren zur Schwingfestigkeitsverbesserung von Schweißverbindungen," *Schweißen und Schneid.*, vol. 8, 2019.
- [69] J. Schubnell, C. Eichheimer, C. Ernould, A. Maciolek, J. Rebelo-Kornmeier, M. Farajian, "The Influence of Coverage for High Frequency Mechanical Impact Treatment of different Steel Grades," *J. Mater. Process. Technol.*, p. 116437, Oct. 2019.

- [70] C. Ernould *et al.*, "Application of different simulation approaches to numerically optimize high-frequency mechanical impact (HFMI) post-treatment process," *Weld. World*, vol. 63, no. 3, pp. 725–738, May 2019.
- [71] Dassault Systemes Simulia Corp, *Abaqus Documentation, Version 6.14*. Providence, RI, USA, 2014.
- [72] J. Schubnell *et al.*, "Influence of the optical measurement technique and evaluation approach on the determination of local weld geometry parameters for different weld types," *Weld. World*, vol. 64, no. 2, pp. 301–316, Feb. 2020.
- [73] C.-H. Le, "Numerische Untersuchung der Genauigkeit von Approximationsformeln für Kerbformzahlen an der realen Schweißnahtgeometrie von Quersteifen," Bachelor Thesis, Institute of Technology Karlsruhe, 2018.
- [74] M. Al-Kaltham, "Detektion von rissauslösenden Schwachstellen an einlagigen Schweißnähten mittels berührungsloser 3D-Vermessung," Bachelor Thesis, Karlsruhe Institut of Technology, 2017.
- [75] M. Micoulaut, D. Restraint, P. Viot, and M. Francois, "Heterogeneous ultrasonic shot peening: experiment and simulation," in *9th international conference on shot peening (ISCP9)*, 2006, pp. 25–33.
- [76] F. Yin, L. Hua, X. Wang, R. Milan, Q. Han, "Numerical modelling and experimental approach for surface morphology evaluation during ultrasonic shot peening," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 92, pp. 28–35, 2014.
- [77] S. Rouquette, E. Rouhard, F. Manuel, A. Roos, J. Chaboche, "Coupled thermo-mechanical simulation of shot impacts: Effects of the temperature on the residual stress field due to shot-peening," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, no. 8, pp. 3879–3886, 2009.
- [78] S. Bagherifard, M. Guagliano, "Influence of mesh parameters on FE simulation of severe shot peening (SSP) aimed at generating nanocrystallized surface layer," *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 1923–2930, 2011.
- [79] J. Schwarzer, V. Schulze, aO. Vöhringer, "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)*, 2002.
- [80] V. Schulze, M. Klemenz, M. Zimmermann, "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. Toshi, 2008, pp. 53–62.
- [81] C. Deng, Y. Liu, B. Gong, D. Wang, "Numerical implementation for fatigue assessment of butt joint improved by high frequency mechanical impact treatment: A structural hot spot stress approach," *Int. J. Fatigue*, vol. 92, pp. 211–219, Nov. 2016.
- [82] X. Yang, J. Zhou, X. Ling, "Study on plastic damage of AISI 304 stainless steel induced by ultrasonic impact treatment," *Mater. Des.*, vol. 36, pp. 477–481, Apr. 2012.

- [83] N. Hirai, K. Tosha, E. Rouhard, "Finite Element Analysis of Shot Peening-On the Form of a Single Dent," in *Proc. Of the 9th Int. Conf. on Shot Peening*, 2005, pp. 82–87.
- [84] E. Rouhard, D. Deslaef, "Influence of Shots' Material on Shot Peening, a Finite Element Model," *Mater. Sci. Forum*, vol. 404–407, pp. 153–158, 2002.
- [85] K. Mori, K. Osakada, N. Matsuoka, "Rigid-Plastic Finite Element Simulation of Peening Process with plastically Deforming Shot," *JSME Int. J.*, vol. 39, no. 3, pp. 306–312, 1996.
- [86] C. Ernould, "Numerical Simulation of Pin Kinetic and its Influence on the Material Hardening, Residual Stress Field and Topography during High Frequency Mechanical Impact (HFMI) Treatment," Master Thesis, KIT Karlsruhe, 2017.
- [87] I. Weich, "Ermüdungsverhalten mechanisch nachbehandelter Schweißverbindungen in Abhängigkeit des Randschichtzustandes, Fatigue behavior of mechanical post welded treated welds depending on the edge layer condition (in German)," Dissertation, Technical University of Braunschweig, 2009.
- [88] M. Farajian, T. Nitschke-Pagel, K. Dilger, "Mechanisms of residual stress relaxation and redistribution in Welded high-strength steel specimens under mechanical loading," *Welding in the World*, vol. 54, no. 11–12. Springer Verlag, 2010.
- [89] M. Kobayashi, T. Matsui, Y. Murakami, "Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening," *Int. J. Fatigue*, vol. 20, no. 5, pp. 351–357, May 1998.
- [90] N. Hasegawa, Y. Watanabe, K. Fukuyama, "Creation of residual stress by high speed collision of a steel ball," in *Symposium on Recent Research Of Shot Peening*, 1996, pp. 1–7.
- [91] S. T. S. Al-Hassani, "Numerical Simulation of Multiple Shot Impact," in *Proc. Of the 7th Int. Conf. on Shot Peening*, 1999, pp. 217–227.
- [92] S. Baragetti, "Shot peening optimization by means of 'DoE': Numerical simulation and choice of treatment parameters," *Int. J. Mater. Prod. Technol.*, vol. 12, no. 2–3, pp. 83–109, 1997.
- [93] S. A. Meguid, G. Shagal, J. C. Stranart, "3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 27, no. 2, pp. 119–134, Feb. 2002.
- [94] E. Rouhaud, A. Ouakka, C. Ould, J.-L. Chaboche, M. Francois, "Finite Elements Model of Shot Peening, Effects of Constitutive Laws of the Material," in *Proc. Of the 9th Int. Conf. on Shot Peening*, 2005, pp. 107–112.
- [95] C. Ould, E. Rouhaud, M. François, J. L. Chaboche, "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*, 2006, vol. 524, pp. 161–166.
- [96] J.-L. Chaboche, "Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity," *Int. J. Plast.*, vol. 2.2, pp. 149–188, 1986.
- [97] J.-L. Chaboche, "Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity," *Int. J. Plast.*, vol. 5, pp. 247–302, 1989.

- [98] F. Zaverl ,D. Lee, "Constitutive relations for nuclear reactor core materials," *J. Nucl. Mater.*, vol. 75.1, pp. 14–19, 1978.
- [99] J.-L. Chaboche, "Plasticity And Viscoplasticity Under Cyclic Loadings," *Nonlinear Comput. Mech.*, vol. 3, pp. 1–60, 2009.
- [100] A. Erz, A. Klumpp, J. Hoffmeister, V. Schulze, "Numerical Simulation of Micropeening of quenched and tempered AISI 4140," in *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening (ICSP-12)*, 2012, pp. 352–358.
- [101] P. J. Armstrong ,C. O. Frederick, "A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect," 1966.
- [102] C. O. Frederick ,P. J. Armstrong, "A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect," *Mater. High Temp.*, vol. 24.1, pp. 1–26, 2007.
- [103] K. Levenberg, "A Method for the Solution of Certain Non-Linear Problems in Least Squares," *Q. Appl. Math.*, vol. 2.2, pp. 164–168, 1944.
- [104] D. W. Marquardt, "An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters," *J. Soc. Ind. Appl. Math.*, vol. 11.2, pp. 431–441, 1963.
- [105] "Institute, American Patreoleum: API 1104: Standard for Welding and Related Facilities," 1999.
- [106] "Canadian Standards Association (CSA), Z662-07, Oil and Gas Pipeline Systems," 2007.
- [107] "DIN EN ISO 4287:2010-07 , Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit," 2010.
- [108] M. Jung, "Entwicklung und Implementierung eines Algorithmus zur Approximation und Bewertung von Kerbfaktoren an Kehlnähten auf Basis berührungsloser 3D-Vermessung" Master Thesis, Karlsruhe Institut of Technology, 2018.
- [109] S. Berge, "On the effect of plate thickness in fatigue of welds," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, no. 2, pp. 423–435, 1985.
- [110] "VDI-Richtlinie: Maschinelles Oberflächenhämmern Grundlagen / VDI-Standard: Machine Hammer Peening Basic principles." The Association of German Engineers (VDI), 2018.
- [111] J. Schubnell *et al.*, "Influence of the optical measurement technique and evaluation approach on the determination of local weld geometry parameters for different weld types," in *IIW Annual Assembly, IIW Document XIII-2735-18*, 2018.
- [112] P. Müller ,E. Macherauch, "Das $\sin^2 \psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung," *Z. angew. Phys*, vol. 13, pp. 305–312, 1961.
- [113] J. Schubnell *et al.*, "Residual Stress Relaxation in HFMI-treated Fillet Welds after single Overload Peaks," in *IIW Annual Assembly 2019*, 2019.
- [114] T. Schenk, "Modelling Welding Distortion, Influence of Clamping and Sequencing," Technische Universität Delft, 2011.

- [115] R. C. Wimpory *et al.*, "Efficiency Boost of the Materials Science Diffractometer E3 at BENS: One Order of Magnitude Due to a Horizontally and Vertically Focusing Monochromator," *Neutron News*, vol. 19, no. 1, pp. 16–19, Jan. 2008.
- [116] P. J. Webster, G. Mills, X. D. Wang, W. P. Kang, T. M. Holden, "Impediments to efficient through-surface strain scanning," *J. Neutron Res.*, vol. 3, no. 4, pp. 223–240, Jul. 1996.
- [117] M. Vrána, P. Mikula, "Suppression of Surface Effect by Using Bent-Perfect-Crystal Monochromator in Residual Strain Scanning," *Mater. Sci. Forum*, vol. 490–491, pp. 234–238, Jul. 2005.
- [118] R. C. Wimpory, M. Hofmann, "Use of Symmetry for Residual Stress Determination," *Mater. Res. Proceedings*, vol. 6, pp. 9–14, Oct. 2018.
- [119] K. Drebenstedt, M. Euler, "Statistical analysis of fatigue test data according to eurocode 3," *Maintenance, Safety, Risk, Manag. Life-Cycle Perform. Bridg. - Proc. 9th Int. Conf. Bridg. Maintenance, Saf. Manag. IABMAS 2018*, pp. 2244–2251, 2018.
- [120] A. Hobbacher, "Stress intensity factors of welded joints," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 46, no. 2, pp. 173–182, 1993.
- [121] J. C. Newman, I. S. Raju, "An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 15, no. 1–2, pp. 185–192, 1981.
- [122] G. Johnston, "Statistical Scatter in Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate Data," in *Probabilistic Fracture Mechanics and Fatigue Methods: Applications for Structural Design and Maintenance*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1983, pp. 42–42–25.
- [123] D. Simunek, M. Leitner, F. Grün, "In-situ crack propagation measurement of high-strength steels including overload effects," *Procedia Eng.*, vol. 213, no. 2017, pp. 335–345, 2018.
- [124] C.-H. Le, "Numerische Untersuchung von Approximationsformeln von Kerbformzahlen an der realen Schweißnahtgeometrie von Quersteifen," Bachelor Thesis, Karlsruhe Institut of Technology, 2018.
- [125] P. Stasiuk, A. Karolczuk, W. Kuczko, "Analysis of correlation between stresses and fatigue lives of welded steel specimens based on real three-dimensional weld geometry," *Acta Mech. Autom.*, vol. 10, no. 1, 2016.
- [126] M. Fiedler, M. Vormwald, "Berechnung von Anrisslebensdauern auf Basis des Örtlichen Konzepts," *Materwiss. Werksttech.*, vol. 47, no. 10, pp. 887–896, Oct. 2016.
- [127] M. Fiedler, M. Wächter, I. Varfolomeev, M. Vormwald, and A. Esderts, *FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens Für Bauteile aus Stahl, Stahlguss und Aluminiumknetlegierungen*, 1th ed. VDMA Verlag, 2019.
- [128] R. Rennert, E. Kullig, M. Vormwald, A. Esderts, D. Siegele, *FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile*, 6th, übera ed. Frankfurt: VDMA Verlag, 2012.

- [129] K. N. Smith, P. Watson, T. H. Topper, "A stress-strain function for the fatigue of metals," *J. Mater.*, vol. 5, no. 4, pp. 776–778, 1970.
- [130] J. W. Bergmann, "Zur Betriebsfestigkeit gekerbter Bauteile auf der Grundlage der örtlichen Beanspruchung," Technical University of Darmstadt, 1983.
- [131] W. Schütz, "Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen," *Zeitschrift für Flugwiss.*, vol. 15, pp. 407–419, 1967.
- [132] J. Schubnell, P. Pontner, R. C. Wimpory, M. Farajian, V. Schulze, "The Influence of Work Hardening and Residual Stresses on the Fatigue Behavior of High Frequency Mechanical Impact Treated Surface Layers," *Int. J. Fatigue*, vol. 134, pp. 125–138, Jan. 2020.
- [133] J. Hensel, T. Nitschke-Pagel, K. Dilger, "Engineering model for the quantitative consideration of residual stresses in fatigue design of welded components," *Weld. World*, vol. 61, no. 5, pp. 997–1002, Sep. 2017.
- [134] I. Varfolomeev, S. Moroz, M. Brand, D. Siegele, "Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen unter besonderer Berücksichtigung von Eigenspannungen," 2011.
- [135] H. Neuber, "Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law," *J Appl. Mech.*, vol. 28, pp. 544–550, 1961.
- [136] H. Neuber, "Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. Konstruktion 20," *Konstruktion*, vol. 20, no. 7, pp. 245–151, 1968.
- [137] W. Ramberg, W. R. Osgood, "Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters," *NACA Tech. Note No. 902*, 1943.
- [138] G. Masing, "Eigenspannungen und Verfestigung beim Messing," in *Proc. 2nd Int. Conf. Applied Mech.*, 1926, pp. 332–335.
- [139] T. Björk, H. Mettänen, A. Ahola, M. Lindgren, J. Terva, "Fatigue strength assessment of duplex and super-duplex stainless steels by 4R method," *Weld. World*, vol. 62, no. 6, pp. 1285–1300, Nov. 2018.
- [140] *ASTM E646 - 16: Standard test method for tensile strain-hardening exponents (n-values) of metallic sheet materials*. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [141] L. A. Coffin, "A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal," *Trans. ASME*, vol. 76, pp. 931–950, 1964.
- [142] S. S. Manson, "Fatigue: A complex subject - some simple approximations," *Exp. Mech.*, vol. 5, no. 7, pp. 193–226, 1965.
- [143] *ASTM: E739 - 10: Standard Practise for Statictical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue data*. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- [144] Z. Lopez, A. Fatemi, "A method of predicting cyclic stress-strain curve from tensile properties for steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 556, pp. 540–550, Oct. 2012.
- [145] M. L. Roessle, A. Fatemi, "Strain-controlled fatigue properties of steels and some simple

- approximations," *Int. J. Fatigue*, vol. 22, pp. 495–511, 2000.
- [146] C. Müller, M. Wächter, R. Thumser, A. Dörnhöfer, P. Heuler, A. Esderts, "Bestimmung der statistischen Stützzahl mithilfe von FE-Simulationen für die Praxis," in *Neue Entwicklungen für Bauteilfestigkeitsnachweise, DVM-Tagung*, 2018.
- [147] R. Anthes, V. Köttgen, T. Seeger, "Kerbformzahlen von Stumpfstoßen und Doppel-T-Stößen," *Schweißen und Schneid.*, vol. 45, no. 12, pp. 685–688, 1993.
- [148] G. Rainer, "Errechnen von Spannungen in Schweißverbindungen mit der Methode der Finiten Elemente," Technical University of Darmstadt, 1978.
- [149] F. V. Lawrence, "Estimation of fatigue crack propagation life in butt welds," *Weld. J.*, vol. 52, pp. 213–220, 1973.
- [150] J. Schubnell *et al.*, "Influence of the optical measurement technique and evaluation approach on the determination of local weld geometry parameters for different weld types," *Weld. World*, Dec. 2019.
- [151] M. Ottersböck, M. Leitner, M. Stoschka, "Impact of Angular Distortion on the Fatigue Performance of High-Strength Steel T-Joints in as-Welded and High Frequency Mechanical Impact-Treated Condition," *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 5, p. 302, Apr. 2018.
- [152] M. Leitner, Z. Barsoum, F. Schäfers, "Crack propagation analysis and rehabilitation by HFMI of pre-fatigued welded structures," *Weld. World*, vol. 60, no. 3, pp. 581–592, May 2016.
- [153] K. Ghahremani, S. Walbridge, "Fatigue testing and analysis of peened highway bridge welds under in-service variable amplitude loading conditions," *Int. J. Fatigue*, vol. 33, no. 3, pp. 300–312, Mar. 2011.
- [154] E. Mikkola, "A study on effectiveness limitations of high-frequency mechanical impact," Aalto University Helsinki, 2017.
- [155] E. Mikkola, H. Remes, G. Marquis, "A finite element study on residual stress stability and fatigue damage in high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated welded joint," *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 16–29, Jan. 2017.
- [156] E. Mikkola, H. Remes, "Allowable stresses in high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated joints subjected to variable amplitude loading," *Weld. World*, vol. 61, no. 1, 2017.
- [157] V. Schulze, *Modern Mechanical Surface Treatment: States, Stability, Effects*. New York: Wiley VCH, 2006.
- [158] G. B. Marquis, E. Mikkola, H. C. Yildirim, Z. Barsoum, "Fatigue strength improvement of steel structures by high-frequency mechanical impact: proposed fatigue assessment guidelines," *Weld. World*, vol. 57, no. 6, pp. 803–822, Nov. 2013.
- [159] P. J. Haagensen, S. J. Maddox, *IIW recommendations on post weld improvement of steel and aluminium structures*, no. 79. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd, 2013.
- [160] U. Kuhlman, S. Breunig, T. Ummenhofer, P. Weidner, "Entwicklung einer DAST-Richtlinie für höherfrequente Hämmerverfahren - Zusammenfassung der durchgeführten Untersuchungen

- und Vorschlag eines DAST-Richtlinien-Entwurfs," *Stahlbau*, vol. 10, no. 87, 2018.
- [161] S. Manteghi, S. J. Maddox, "Methods for fatigue life improvement of welded joints in medium and high strength steels," *Int. Inst. Weld.*, p. IIW Document XIII-2006-04, 2004.
- [162] L. Huo, D. Wang, Y. Zhang, "Investigation of the fatigue behaviour of the welded joints treated by TIG dressing and ultrasonic peening under variable-amplitude load," *Int. J. Fatigue*, vol. 27, no. 1, pp. 95–101, Jan. 2005.
- [163] R. C. Mc Clung, "A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 30, no. 3, pp. 173–205, Mar. 2007.
- [164] M. Leitner, M. Ottersböck, S. Pußwald, H. Remes, "Fatigue strength of welded and high frequency mechanical impact (HFMI) post-treated steel joints under constant and variable amplitude loading," *Eng. Struct.*, vol. 163, pp. 215–223, May 2018.
- [165] T. Nitschke-Pagel, K. Dilger, H. Eslami, I. Weich, T. Ummenhofer, "Residual Stresses And Near-surface Material Condition of Welded High Strength Steels After Different Mechanical Post-weld Treatments," Jan. 2010.
- [166] B. Jonsson, Y. Shin, T. Däuwel, C. Gorges, "Implementing High Frequency Mechanical Impact in industrial components: A case study," in *Procedia Engineering*, 2013, vol. 66, pp. 202–215.
- [167] E. Mikkola, G. B. Marquis, P. Letho, H. Remes, H. Hänninen, "Material characterization of high-frequency mechanical impact (HFMI)-treated high-strength steel," *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 205–214, 2016.
- [168] A. Nieslony, "Rainflow Counting Algorithm, MATLAB Central File Exchange," 2016. [Online]. Available: <https://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/3026-rainflow-counting-algorithm>. [Accessed: 23-Apr-2020].
- [169] U. Clormann, "Örtliche Beanspruchung von Schweißverbindungen als Grundlage des Schwingfestigkeitsnachweises," TH Darmstadt, 1986.
- [170] A. G. Palmgren, "Die Lebensdauer von Kugellagern (Life Length of Roller Bearings or Durability of Ball Bearings)," *Zeitschrift des Vereines Dtsch. Ingenieure*, vol. 14, 1924.
- [171] M. A. Miner, "Cumulative Damage in Fatigue," *J. Appl. Mech.*, vol. 3, pp. 159–164, 1945.
- [172] H. C. Yildırım, "Recent results on fatigue strength improvement of high-strength steel welded joints," *Int. J. Fatigue*, vol. 101, pp. 408–420, Aug. 2017.
- [173] G. Marquis, "Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 77, no. 11, pp. 2051–2062, Jul. 2010.
- [174] M. Farajian-Sohi, T. Nitschke-Pagel, K. Dilger, "Residual Stress Relaxation of Quasi-Statically and Cyclically-Loaded Steel Welds," *Weld. World*, vol. 54, no. 1–2, pp. R49–R60, Jan. 2010.

ANHANG A - Werkstoffzeugnisse

S355

geprüft 26.04.2017 gei

thyssenkrupp Steel Europe



Werkst.-Nr. Works-No. No de l'usine	A09 4243698	Zugnis-Nr. Certificate-No. No de certificat	A03 1810502001	Sendungs-Nr. Shipment-No. No de envoi	46744706	Seite-Nr. Page-No. Page-No.	1
thyssenkrupp Steel Europe AG · 47161 Duisburg A01				BESCHEINIGUNG ÜBER MATERIALPRÜFUNGEN DOCUMENT ON MATERIAL TESTS DOCUMENT DE CONTROL DES MATERIAUX		EN 10204 EN 10204 EN 10204	
A06 LIEBHERR WERK BIBERACH GMBH MEMMINGER STR. 120 D 88400 BIBERACH				A02 ABNAHMEPRUEFZEUGNIS 3.1 INSPECTION CERTIFICATE 3.1			
Bestell-Nr. Order-No. No de commande	013446			☎	31.03.2017		
A07.1-A07.5		☎	0203 52 75220	☎	0203 52 75213		
		✉	abnahme_zeugnisse.grobblech@thyssenkrupp.com		A05		
Werkstoff; Quality; Matériau / Lieferbedingungen; Specification; Conditions de livraison				B02/B03			
S355J2+N EN10025-2 04.05 TOL.EN10029 KL.A/N OB EN 10163 KL.B/3							
Kennzeichnung: Marking: Marque:	WERKSTOFF; SCHMELZ-NR.; FERTIGUNGS-/PROBE-NR. MATERIAL, HEAT-NO., MANUFACTURING/SAMPLE-NO.			Zeichen des Lieferwerkes: Supplier's mark: Marque d'usine:		A04	
B06				A04			
B01 ERZEUGNISFORM TYPE OF PRODUCT							
GROBBLECH, BESAEUMTE KANTEN HEAVY PLATES, TRIMMED EDGES							
LISTE DER MATERIALIDENTEN LIST OF MATERIAL IDENTIS							
POS.	B07 PAKET	B07 BLECH-NR.	B07 SCHMELZ-NR.	B08 STUECK ZAHL	B13 GEWICHT GENOW.		
ITEM	BUNDLE	PLATE-NO.	HEAT-NO.	NUMBER PIECES	WEIGHT		
	B09 x B10 x B11				Kg		
002	10,0 x 2500,0 x 6000 [mm]	76478101	622050	1	1.184		
		76478102	622050	1	1.184		
		76478203	622050	1	1.184		
		76478204	622050	1	1.184		
		76478305	622050	1	1.184		
		76478306	622050	1	1.184		
		76484101	622050	1	1.184		
		76484102	622050	1	1.184		
		76484203	622050	1	1.184		
		76484204	622050	1	1.184		
		76484305	622050	1	1.184		
		76484306	622050	1	1.184		
		74838102	670800	1	1.184		
		74838203	670800	1	1.184		
		74838204	670800	1	1.184		
		74838305	670800	1	1.184		
		74838306	670800	1	1.184		
		76482101	670800	1	1.184		
		76482102	670800	1	1.184		
				*	19	22.496	
				**	19	22.496	

thyssenkrupp Steel Europe AG

Abnahme

-FOLGESEITE-

Werkz-Nr. Works-No. No de fusine	AGB 4243698	Zeugnis-Nr. Certificate-No. No de certificat	AD3 1810502001	Sendungs-Nr. Shipment-No. No de envoi	46744706	Seite-Nr. Page-No. Page-No.	2
--	------------------------------	--	---------------------------------	---	-----------------	-----------------------------------	----------

TRANSPORT-NR.
TRANSPORT-NO.
MR - P 620

CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG DER SCHMELZE IN %
CHEMICAL COMPOSITION OF THE LADLE SAMPLES % C71-C99

B07

SCHMELZ-NR	C	SI	MN	P	S	AL-G	B-G	CR	CU	MO	N
622050	,156	,187	1,400	,013	,0019	,027	,0002	,028	,014	,003	,0075
670800	,156	,165	1,420	,012	,0037	,026	,0001	,033	,012	,008	,0059

NE NI TI V CR1

SCHMELZ-NR	NE	NI	TI	V	CR1
622050	,015	,029	,014	,002	,40
670800	,015	,026	,014	,003	,40

CR1 = C+MN/6+(CR+MO+V)/5+(NI+CU)/15

C70 SCHMELZVERFAHREN OXYGENSTAHL
C70 HEAT PROCESS OXYGEN STEEL

MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN ZUGVERSUCH
MECHANICAL CHARACTERISTICS TENSILE TEST

B07	C00	C01/02	B05	C10	C03	C11	R	R	C12	R/	L0	A	Rm*A
SCHM.-NR.	PROBE-NR.	LAGE	ZUST.	FORM	ALTER	TEMP.	MPa	Art	MPa	mm	mm	mm	mm
622050	*76363	0401	0004	0002	0006	+20	420	RE H	545	77	105	29	15805
622050	76478	0401	0004	0002	0006	+20	427	RE H	551	77	100	28	15428
670800	*75880	0401	0004	0002	0006	+20	411	RE H	538	76	120	25	13450
670800	*75891	0401	0004	0002	0006	+20	401	RE H	539	74	120	30	16170

MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN KERBSCHLAG BIEGEVERSUCH
MECHANICAL CHARACTERISTICS IMPACT TEST

B07	C00	C01/02	B05	C40	C41	C03	C42	C42	C42	C43	
SCHM.-NR.	PROBE-NR.	LAGE	ZUST.	FORM	B mm	ALTER	PRUEF-TEMP.	1	2	3	M
622050	*76463	0101	0004	0007	10,00	0006	-20	125	147	115	129
622050	*76476	0101	0004	0007	10,00	0006	-20	148	156	156	153
670800	*75916	0101	0004	0007	10,00	0006	-20	230	224	203	219

* PROBLEBLECH NICHT IN LIEFERUNG ENTHALTEN
* SAMPLE PLATE NOT INCLUDED IN DELIVERY

LEGENDEN
LEGENDS

ALTER AGED	ART TYPE
PROBENZUSTAND STAT. 0004 = NORMALISIERT NORMALIZED	PROBENLAGE (IST) POSIT (IST) 0101 = LAENGS KOPF OBERFLAECHE LONG. TOP S 0401 = QUER KOPF OBERFLAECHE TRANS. TOP S.
ALTERUNG AGED 0006 = UNGEALTERT NOT AGED	PROBENFORM ZUGVERSUCH TYPR TENSILE TEST 0002 = FLACHZUG PLAT TENSILE TEST
PROBENFORM KERBSCHLAG TYPE IMPACT TEST 0007 = CHARPY - V CHARPY - V	

LIEFERZUSTAND PRODUKT
STATUS PRODUCT

002 NORMALISIERT

thyssenkrupp Steel Europe AG

Abnahme

-FOLGESEITE-

Werkz-Nr. Works-No. No de fusine	A08 4243698	Zeugnis-Nr. Certificat-No. No de certificat	A03 1810502001	Sendungs-Nr. Shipment-No. No de envoi	46744706	Seite-Nr. Page-No. Page No.	3
--	------------------------------	---	---------------------------------	---	-----------------	-----------------------------------	----------

NORMALIZED

ERGEBNIS DER BESICHTIGUNG UND MASSPRUEFUNG: KRINE BEANSTANDUNG
 RESULT OF SURFACE CONTROL AND DIMENSIONAL CHECK: SATISFACTORY

204

CE

0769

thyssenkrupp Steel Europe AG, 47161 Duisburg

17

0769-CPR-VAS-00439-1

EN 10025-1

Warmgewalzte Baustahlprodukte
 Verwendungen: Hochbauten und Ingenieurbauwerke

Grenzabmaße und Formtoleranzen:
 Grobblech EN10029 KL. A* EN10029 KL. N

Dehnung
 Zugfestigkeit
 Streckgrenze
 Kerbschlagarbeit
 Schweißbeignung

S355J2 / 1.0577

EN 10025-2:2004 *)

Dauerhaftigkeit: Keine Leistung festgestellt
 Regulierter Stoff: Keine Leistung festgestellt

*) DuP für Stahl S355J2 / 1.0577 / EN 10025-2:2004 *) siehe Dokument Nr. GBQ-0017-S355J2-TKSE-CPR-29042 013 auf TKSE-Homepage <http://www.thyssenkrupp-steel-europe.com/de/publikationen/produktinformationen/bauproduktenverordnung.jsp>

*) DuP for Steel S355J2 / 1.0577 / EN 10025-2:2004 *) see Document No. GBQ-0017-S355J2-TKSE-CPR-29042 013 on TKSE-Homepage <http://www.thyssenkrupp-steel-europe.com/de/publikationen/produktinformationen/bauproduktenverordnung.jsp>

202
 ABNAHMEBEAUFTRAGTER DES HERSTELLERS
 THE MANUFACTURER'S AUTHORIZED INSPECTION REPRESENTATIVE
 LE REPRÉSENTANT AUTORISÉ DU CONTRÔLEUR DU PRODUCTEUR

Kern

203 Prof. Dr.-Ing. Kern

thyssenkrupp Steel Europe AG

Abnahme

Et wir bestätigen, dass die Lieferung der Vereinbarungen bei der Bestellung entspricht.
 We hereby certify that the above mentioned materials have been delivered in accordance with the terms of order.
 Nous attestons que les produits livrés sont conformes aux stipulations de la commande.

201



S960



STAHLHANDEL · SCHNEIDBETRIEB · MASCHINEN · UND ANLAGENBAU



STAHLSERVICE DILLINGEN

pink & wagner
GMBH

PINK & WAGNER GMBH · POSTFACH 1629 · 66749 DILLINGEN

Fraunhofer-Institut
für Werkstoffmechanik IWM
Wöhlerstraße 11
79108 Freiburg

Gewerbegebiet Nord
Dieselstraße 40-48
D-66763 Dillingen/Saar
Telefon 0049 (0)6831 76879-0
Telefax 0049 (0)6831 76879-68
www.pinkundwagner.de

Ihr Zeichen

Ihre Nachricht

Unser Zeichen

Datum

Umstempelungsbescheinigung Nr.: 14212

Ihre Bestellung: 019/243432/921

Unser Auftrag : 223750

Wir bestätigen Ihnen hiermit, dass die von uns gelieferten Erzeugnisse:

1 Stk. 500 x 1500 x 10 mm

aus der Abmessung: 10 x 2500 x 12000 mm

ausgewiesen durch das Werksabnahmeprüfzeugnis Nr. 16031687 nach EN
10204 / 3.1 des Werkes SSAB geschnitten wurden und die Stempelung vor
dem Trennen übertragen worden ist.

Stempelung wie folgt:

Erschmelzungsverfahren:

Werkstoff : STRENX 960 E

Schmelze-Nr. : 118232

Probe-Nr. : 713515

Zum Zeichen der erfolgten Prüfung und der ordnungsgemäßen Um-
Stempelung wurden die Erzeugnisse mit folgendem Stempel versehen.



Das Umstempeln erfolgt mit Zustimmung des TÜV Saarland
(Vereinbarung vom 29.09.2016 Prüf-Nr.: 71 201 16 U 0182)

Dillingen, den 14. August 2017

Unterschrift: 

Geschäftsleitung: Hans-Georg Pink, Vera Caspar, Susanna Pink
Amtsgericht Saarbrücken, HRB 24394
Gerichtstand für beide Teile in Saarbrücken

ANHANG B - WPS

S355

LIEBHERR Werk Biberach GmbH

Berechnung Streckenenergie

Schweißaufgabe: Instandsetzung Großbauteile

Werkstoff: S355J2+N an S355J2+N

Verfahren: MAG 135 Robotertyp: Cisso R350

Probe Nr.: REPA 1-4 Gerät: Cloos

Gasdurchfluß: 19,0 l/min Drahtanzahl: 1

Draht-Ø: 1,2 mm Pulver: ..

Schweißdraht: G4Si1 (M21) Brennerhaltung: neutral (3°-stehend)

Vorwärmtemp.: RT

Schweißer: - Schweißaufsicht: Hr. Schmid

SFI: Hr. Hansler

WPS-Nr.: -

Probe-/ Bauteil: Mutterkreuzstoß

Raupe Nr.	Probe	Schweißverfahren	Spannung [V]	Stromstärke [A]	Nantlänge [cm]	Schweißzeit [sec]	Streckenenergie [kJ]
1	REPA 1	135	29,6	246	123,0	185,0	1,10
2	REPA 1	135	29,4	249	123,0	185,0	1,10
3	REPA 1	135	29,5	248	123,0	185,0	1,10
4	REPA 1	135	29,5	248	123,0	185,0	1,10
1	REPA 2	135	29,4	249	123,0	185,0	1,10
2	REPA 2	135	29,4	248	123,0	185,0	1,10
3	REPA 2	135	29,3	247	123,0	185,0	1,09
4	REPA 2	135	29,4	247	123,0	185,0	1,09
1	REPA 3	135	29,4	247	123,0	185,0	1,09
2	REPA 3	135	29,4	247	123,0	185,0	1,09
3	REPA 3	135	29,5	248	123,0	185,0	1,10
4	REPA 3	135	29,4	248	123,0	185,0	1,10
1	REPA 4	135	29,4	247	123,0	185,0	1,09
2	REPA 4	135	29,4	248	123,0	185,0	1,10
3	REPA 4	135	29,4	247	123,0	185,0	1,09
4	REPA 4	135	29,5	247	123,0	185,0	1,10

Thermischer Wirkungsgrad [-]	Wärmeeinbringung [kJ/mm]	Schweißgeschwindigkeit [cm/min]	Drahtvorschub [mm/min]
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,87	39,9	8,5
0,8	0,87	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,87	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,87	39,9	8,5
0,8	0,88	39,9	8,5
0,8	0,87	39,9	8,5

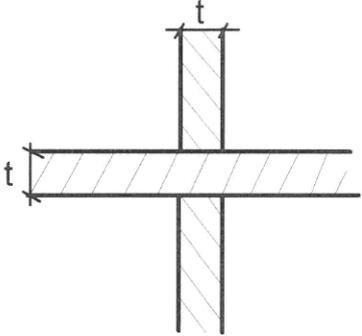
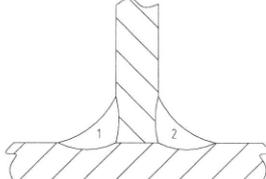
Kreuzstoße mit Thermoelmenten

1	1	135	29,4	248	15,0	23,0	1,12
2	1	135	29,3	248	15,0	23,0	1,11
1	2	135	29,4	249	15,0	23,0	1,12
2	2	135	29,3	249	15,0	23,0	1,12
1	3	135	29,4	248	15,0	23,0	1,12
2	3	135	29,4	249	15,0	23,0	1,12

0,8	0,89	39,1	8,5
0,8	0,89	39,1	8,5
0,8	0,90	39,1	8,5
0,8	0,89	39,1	8,5
0,8	0,89	39,1	8,5
0,8	0,90	39,1	8,5

S690 – S960

	WPS	WPS-Nr.: MB_10.10_960_A1 Rev.:
Ort: Wegscheid	Prüfer oder Prüfstelle:	
WPQR-Nr.:	Art der Vorbereitung und Reinigung: mechan. Bearbeitung	
Schweißerqualifikation:	Bearbeitung der Wurzellage: Schleifen	
Schweißprozess: 135-(MAG)	Spezifikation Grundwerkstoff(e):	Gruppennr. ISO 15608:
Nahtart: Kehlnaht	1) [1.8925], S960QL	3.2
Kunde: Fraunhofer Institut	2) [1.8925], S960QL	3.2
Auftrags-Nr.:	Werkstoffdicke: 10 mm	
Zeichnungs-Nr.:	Außendurchmesser:	
Teile-Nr.:	Schweißposition: PB	

Maße: t = 10 mm a = 4 mm	Gestaltung der Verbindung 	Schweißfolge  <small>chsk + welding solutions</small>
---------------------------------------	---	--

Bemerkung:

Einzelheiten für das Schweißen										
Schweißlage	Prozess	Ø Schweiß-zusatz [mm]	Strom	Spannung [V]	Stromart / Polung	Draht-vorschub-geschw.	Schweiß-geschwindig-keit [cm/min]	Wärme-einbringung [kJ/mm]		
1)	Wurzellage	135	1,0	155 - 175 A	24,5-26,5	= / +	9-10 m/min	38-40	0,456 - 0,586	

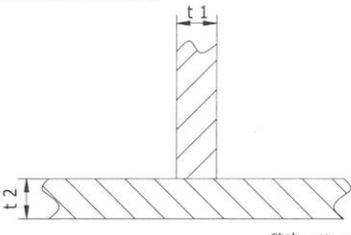
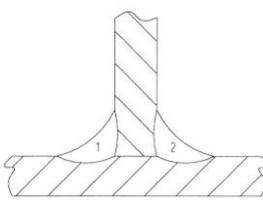
Schweißzusatz / Schweißpulver				Sondervorschriften für Trocknung		
Bezeichnung	Markenname	Hersteller	Zeit [h]	Temperatur [°C]		
1) DIN EN 757 - E 89 4 Mn2Ni1CrMo B 4 2 H5	Union X90	Böhler				

Schutzgas					
Typ	Markenname	Hersteller	Durchfluss [l/min]	Vorström-zeit [s]	Nachström-zeit [s]
1) Schweißen: M21-ArC-18			15-18		

Weitere Informationen		Pendeln:	
Parameter / Wert		Strichraupe	
		Vorwärmtemperatur[°C]:	
		Zwischenlagentemperatur [°C]:	

Datum / Erstellt: 11.04.2017 Franz-Josef Gottinger	Datum / Geprüft:	Datum / Freigegeben:
Unterschrift 	Unterschrift	Unterschrift

Stahlbau Wegscheid GmbH, Kasberger Str. 25, 94110 Wegscheid
Erstellt mit schweissassistent@ von hsk-welding solutions

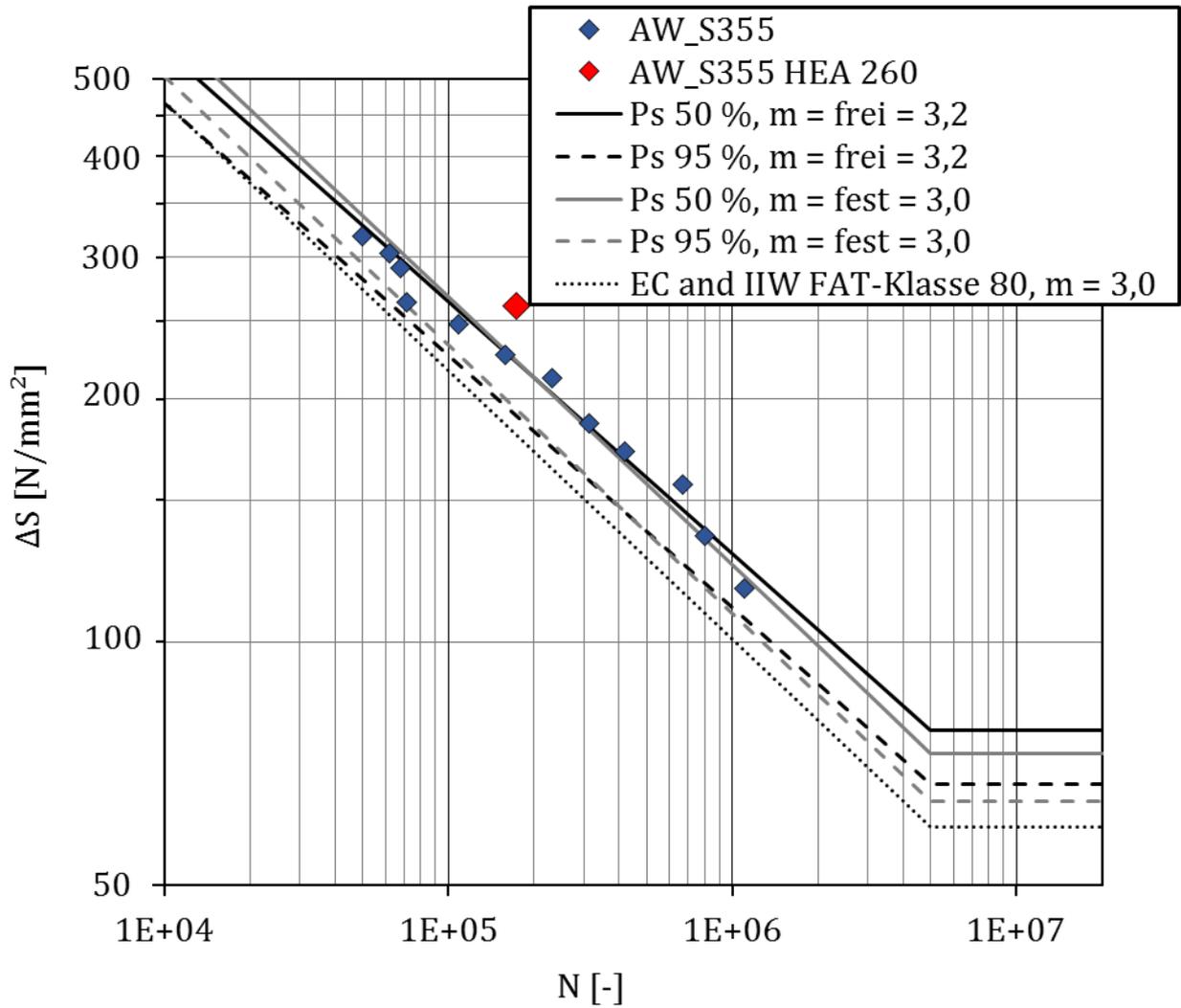
	WPS	WPS-Nr. Rev. MB_8.12_PB_S960_FW								
Ort: WPQR-Nr.: Schweißerqualifikation: Schweißprozess: 135-(MAG) Nahtart: Kehlnaht Kunde: Fraunhofer Institut Auftrags-Nr.: Zeichnungs-Nr.: Teile-Nr.:	Prüfer oder Prüfstelle: Art der Vorbereitung und Reinigung: Bearbeitung der Wurzellage: Spezifikation Grundwerkstoff(e): Gruppennr. ISO 15608: 1) S960QL 3.2 2) S960QL 3.2 Werkstoffdicke: 8 mm Außendurchmesser: Schweißposition: PB									
Maße: t1 = 8 mm t2 = 12 mm a = 5 mm	Gestaltung der Verbindung  ©hsk • welding solutions	Schweißfolge  ©hsk • welding solutions								
Bemerkung Lage 1 und 2 wurden parallel geschweißt.										
Einzelheiten für das Schweißen										
	Schweißlage	Prozess	Ø Schweißzusatz [mm]	Strom	Spannung [V]	Stromart / Polung	Drahtvorschubgeschw.	Schweißgeschwindigkeit [cm/min]	Wärmeeinbringung [kJ/mm]	
1-2)	Wurzellage	135	1,0	185-205 A	28,5 - 30,5	= / +	12-13 m/min	31-33	0,767 - 0,968	
Schweißzusatz / Schweißpulver			Sondervorschriften für Trocknung							
	Bezeichnung	Markenname	Hersteller	Zeit [h]	Temperatur [°C]					
1-2)	DIN EN 757 - E 89 4 Mn2Ni1CrMo B 4 2 H5	Union X90	Böhler							
Schutzgas										
	Typ	Markenname	Hersteller	Durchfluss [l/min]	Vorströmzeit [s]	Nachströmzeit [s]				
1-2)	Schweißen: M21-ArC-18			15-18						
Weitere Informationen										
	Parameter / Wert	Pendeln:		Strichraupe						
		Vorwärmtemperatur[°C]:								
		Zwischenlagentemperatur [°C]:								
Datum / Erstellt: 11.04.2017 Franz-Josef Gottlinger	Datum / Geprüft:	Datum / Freigegeben:								
Unterschrift 	Unterschrift	Unterschrift								

ANHANG C - Ergebnisse der Ermüdungsversuche

AW_S355, R = 0,1

Kleinproben			
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N [-]	Anriss
1	157	667.079	Schweißnaht/Kante
2	304	61.842	Schweißnaht
3	291	67.679	Schweißnaht
4	319	49.654	Schweißnaht
5	212	231.652	Schweißnaht
6	186	313.697	Schweißnaht
7	248	108.736	Schweißnaht
8	172	420.200	Schweißnaht
9	227	159.483	Schweißnaht
10	135	800.863	Schweißnaht
11	263	71.324	Schweißnaht
12	116	1.102.323	Schweißnaht

Träger HEA 260				
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_{Anriss} [-]	$N_{\text{Durchriss}}$ [-]	Anriss
1	261	-	174.015	Schweißnaht im Prüfbereich

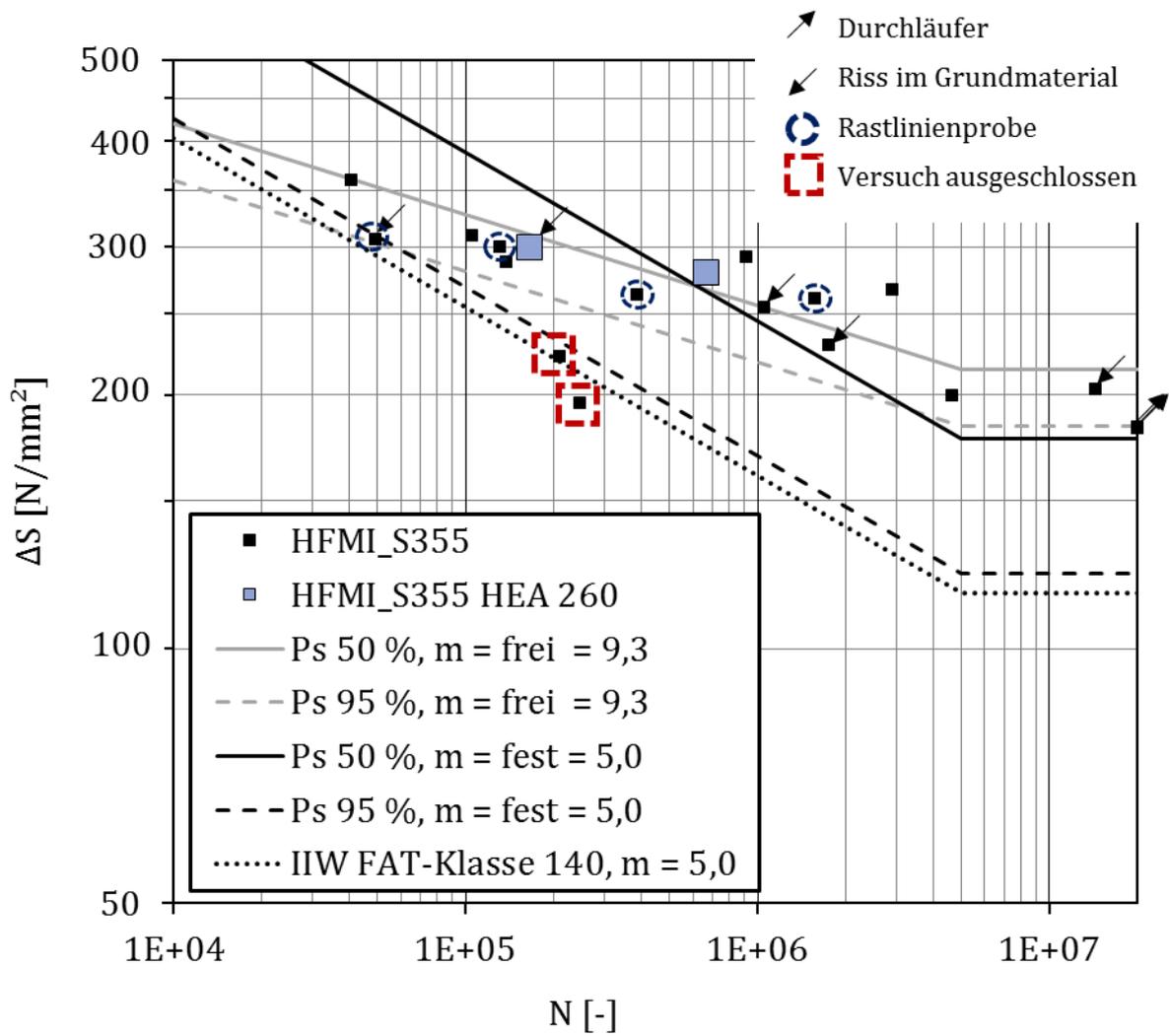


Neigung	Mittelwertkurve ($P_s = 50\%$) $\Delta\sigma_{c,50\%}$	charakteristische Wöhlerlinie ($P_s = 95\%$) $\Delta\sigma_{c,95\%}$
$m_{\text{frei}} = 3,2$	103	89
$m_{\text{fest}} = 3,0$	99	86

HFMI_S355, R = 0,1

Kleinproben				
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N [-]	Nachbehandlung	Anriss
1	291	920.949	HiFIT	Schweißnaht/Kante
2	200	4.674.187	HiFIT	Einspannbereich
3	229	1.755.349	HiFIT	Schweißnaht
4	183	20.000.000	HiFIT	Durchläufer
5	359	40.602	HiFIT	Schweißnaht
6	196	246.706	HiFIT	Schweißnaht
7	260	1.571.892	HiFIT	Schweißnaht
8	300	131.125	HiFIT	Schweißnaht
9	287	138.919	PITEC	Schweißnaht
10	222	209.816	PITEC	Schweißnaht/Kante
11	267	2.901.581	PITEC	Schweißnaht
12	203	14.359.575	PITEC	Grundmaterial
13	306	493.00	PITEC	Grundmaterial
14	254	1.059.847	PITEC	Grundmaterial
15	263	389.610	PITEC	Schweißnaht/Kante
16	309	105.484	PITEC	Schweißnaht/Kante
17	183	20.000.000	PITEC	Durchläufer

Träger HEA 260					
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_{Anriss} [-]	$N_{\text{Durchriss}}$ [-]	Nachbehandlung	Anriss
1	300	-	165.520	HiFIT	unterhalb der Lasteinleitung
2	280	-	668.217	PITEC	Grundmaterial innerhalb des Prüfbereichs

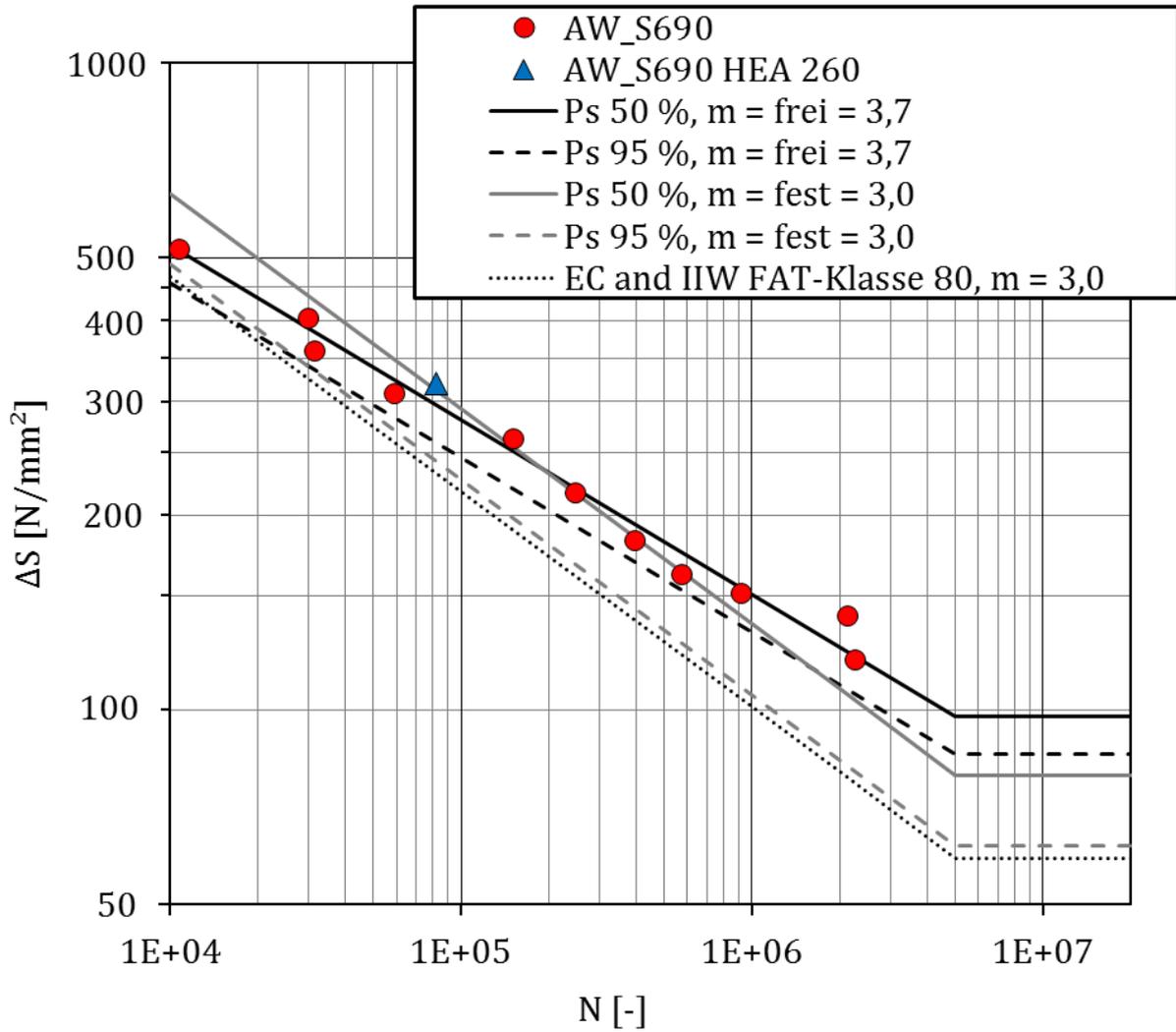


Neigung	Mittelwertkurve ($P_s = 50\%$) $\Delta\sigma_{c,50\%}$	charakteristische Wöhlerlinie ($P_s = 95\%$) $\Delta\sigma_{c,95\%}$
$m_{\text{frei}} = 9,3$	237	203
$m_{\text{fest}} = 5,0$	213	147

AW_S690, R = 0,1

Kleinproben			
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N [-]	Anriss
1	262	152.050	Schweißnaht
2	151	921.118	Schweißnaht
3	308	59.251	Schweißnaht
4	216	248.543	Schweißnaht
5	183	395.462	Schweißnaht
6	402	29.792	Schweißnaht
7	358	31.409	Schweißnaht
8	162	576.588	Schweißnaht
9	515	10.811	Schweißnaht/Kante
10	119	2.262.152	Schweißnaht/Kante
11	140	2.142.779	Schweißnaht

Träger HEA 260				
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N _{Anriss} [-]	N _{Durchriss} [-]	Anriss
1	320	61.183	82.023	Unterhalb der Lasteinleitung

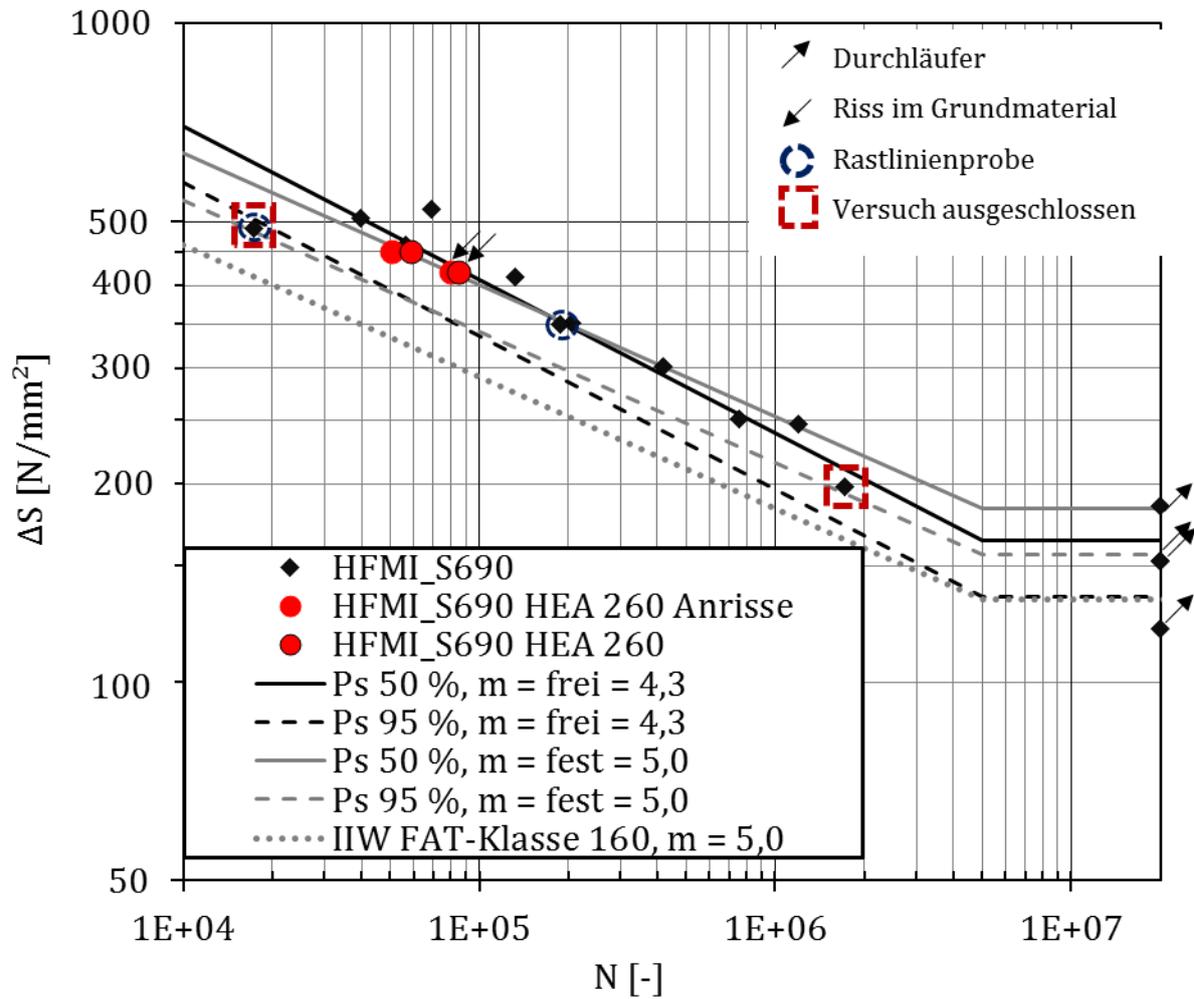


Neigung	Mittelwertkurve ($P_s = 50\%$) $\Delta\sigma_{c,50\%}$	charakteristische Wöhlerlinie ($P_s = 95\%$) $\Delta\sigma_{c,95\%}$
$m_{frei} = 3,7$	125	109
$m_{fixed} = 3,0$	108	84

HFMI_S690, R = 0,1

Kleinproben				
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N [-]	Nachbehandlung	Anriss
1	247	1.202.185	HiFIT	Schweißnaht
2	462	56.224	HiFIT	Schweißnaht/Kante
3	351	205.134	HiFIT	Schweißnaht
4	522	68.798	HiFIT	Schweißnaht
5	153	20.000.000	HiFIT	Durchläufer
6	488	17.379	HiFIT	Schweißnaht
7	185	20.000.000	HiFIT	Durchläufer
8	120	20.000.000	HiFIT	Durchläufer
9	350	188.476	HiFIT	Schweißnaht
10	507	39.649	PITEC	Schweißnaht/Kante
11	301	417.033	PITEC	Schweißnaht/Kante - Einspannbereich
12	251	759.420	PITEC	Schweißnaht
13	152	20.000.000	PITEC	Durchläufer
14	198	1.717.643	PITEC	Schweißnaht/Kante
15	412	131.960	PITEC	Schweißnaht/Kante

Träger HEA 260					
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_{Anriss} [-]	$N_{\text{Durchriss}}$ [-]	Nachbehandlung	Anriss
1	450	50.790	58.837	HiFIT	Schweißnahtübergang innerhalb des Prüfbereichs
2	420	79.857	85.238	PITEC	Unterhalb der Lasteinleitung

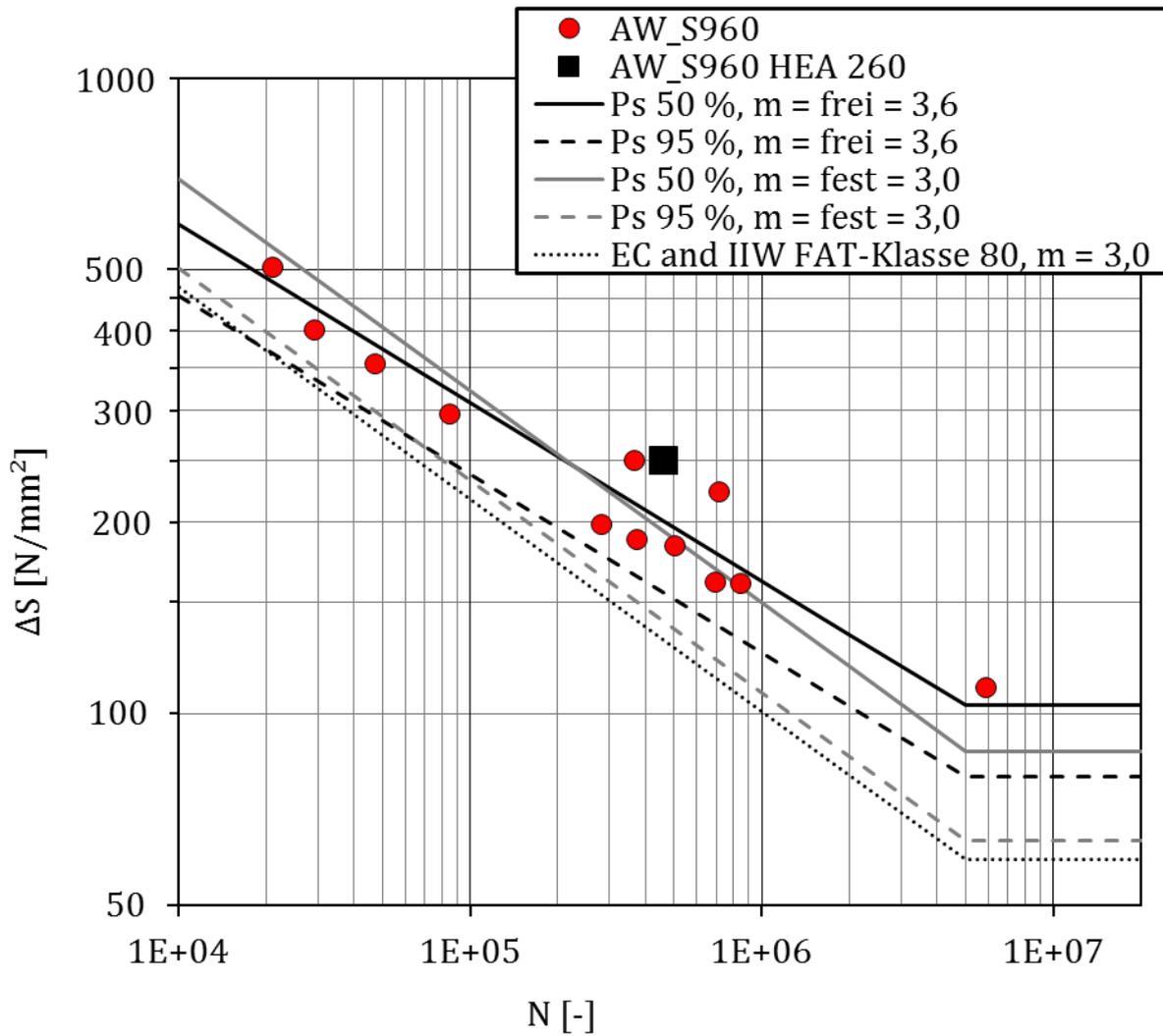


Neigung	Mittelwertkurve ($P_s = 50\%$) $\Delta\sigma_{c,50\%}$	charakteristische Wöhlerlinie ($P_s = 95\%$) $\Delta\sigma_{c,95\%}$
$m_{\text{frei}} = 4,3$	203	167
$m_{\text{fest}} = 5,0$	221	187

AW_S960, R = 0,1

Kleinproben			
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N [-]	Anriss
1	199	283.307	Schweißnaht
2	505	20.977	Schweißnaht
3	250	365.297	Schweißnaht/Kante
4	355	47.086	Schweißnaht
5	188	373.681	Schweißnaht
6	161	696.272	Schweißnaht
7	183	501.945	Schweißnaht
8	223	712.099	Schweißnaht
9	600	9.108	Schweißnaht
10	160	846.729	Schweißnaht
11	402	29.278	Schweißnaht
12	110	5.867.895	Schweißnaht
13	296	85.128	Schweißnaht
14	412	131.960	Schweißnaht/Kante

Träger HEA 260				
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_{Anriss} [-]	$N_{\text{Durchriss}}$ [-]	Anriss
1	250	400.050	459.139	Unterhalb der Lasteinleitung

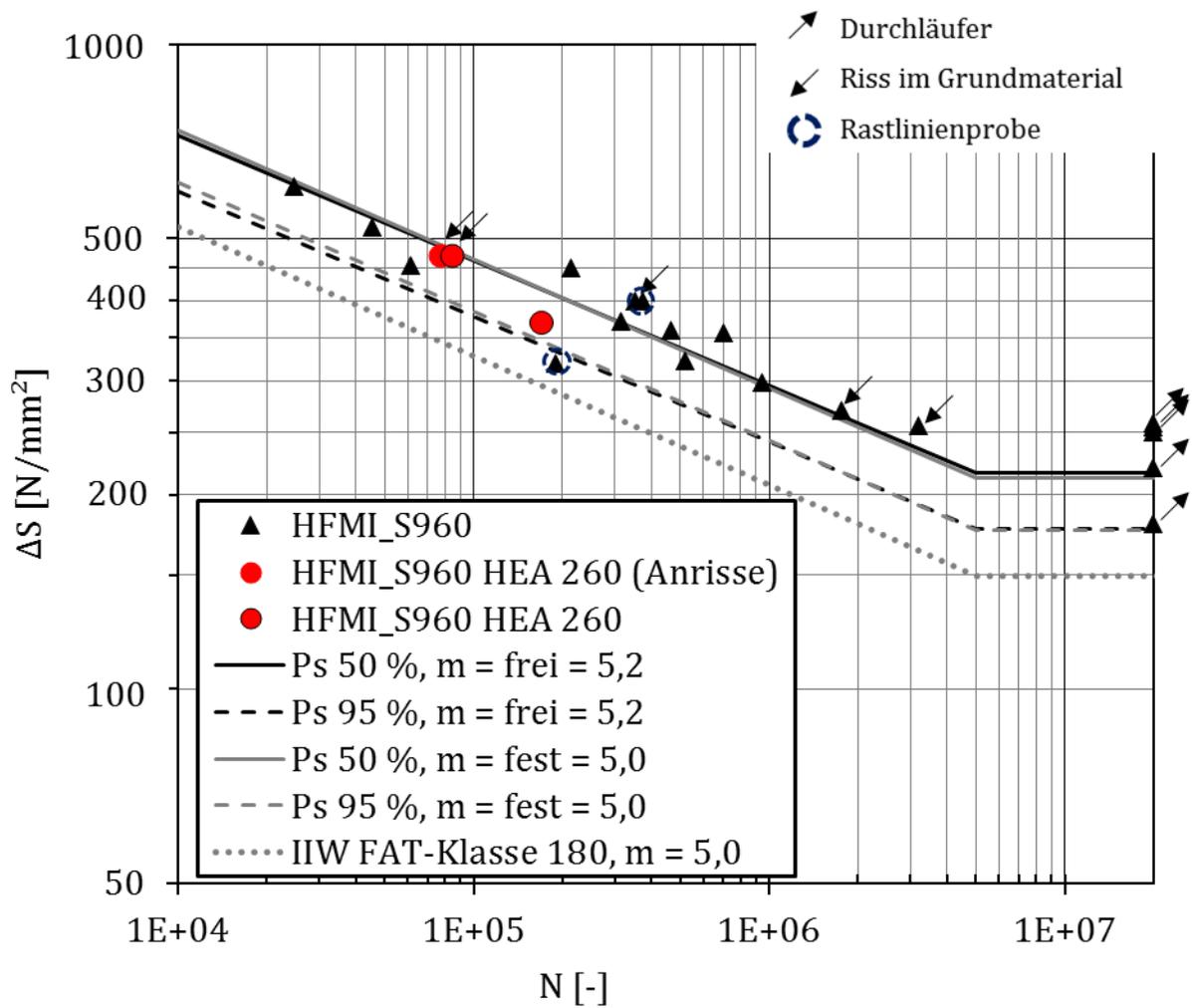


Neigung	Mittelwertkurve ($P_s = 50\%$) $\Delta\sigma_{c,50\%}$	charakteristische Wöhlerlinie ($P_s = 95\%$) $\Delta\sigma_{c,95\%}$
$m_{\text{frei}} = 3,6$	133	103
$m_{\text{fest}} = 3,0$	119	86

HFMI_S960, R = 0,1

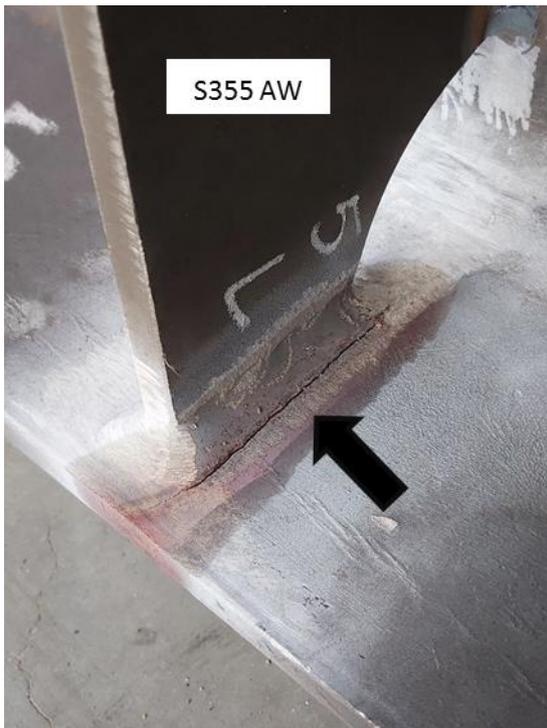
Kleinproben				
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N [-]	Nachbehandlung	Anriss
1	372	314.548	HiFIT	Schweißnaht/Kante
2	453	61.202	HiFIT	Schweißnaht/Kante
3	323	518.201	HiFIT	Schweißnaht/Kante
4	520	45.216	HiFIT	Schweißnaht
5	600	24.669	HiFIT	Schweißnaht
6	220	20.000.000	HiFIT	Durchläufer
7	400	374.823	HiFIT	Schweißnaht
8	271	1.759.278	HiFIT	Einspannbereich
9	255	3.208.980	HiFIT	Einspannbereich
10	255	20.000.000	HiFIT	Durchläufer
11	400	351.720	PITEC	Grundmaterial
12	298	946.299	PITEC	Grundmaterial
13	356	699.297	PITEC	Schweißnaht/Kante
14	450	213.268	PITEC	Schweißnaht
15	180	20.000.000	PITEC	Durchläufer
16	360	463.961	PITEC	Einspannbereich/Rastlinienprobe
17	250	20.000.000	PITEC	Durchläufer
18	750	8.280	PITEC	Schweißnaht
19	258	20.000.000	PITEC	Durchläufer

Träger HEA 260					
Probe	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_{Anriss} [-]	$N_{Durchriss}$ [-]	Nachbehandlung	Anriss
1	370	-	169.315	HiFIT	Steg außerhalb des Prüfbereichs
2	470	77.212	83.927	PITEC	Schweißnaht im Prüfbereich

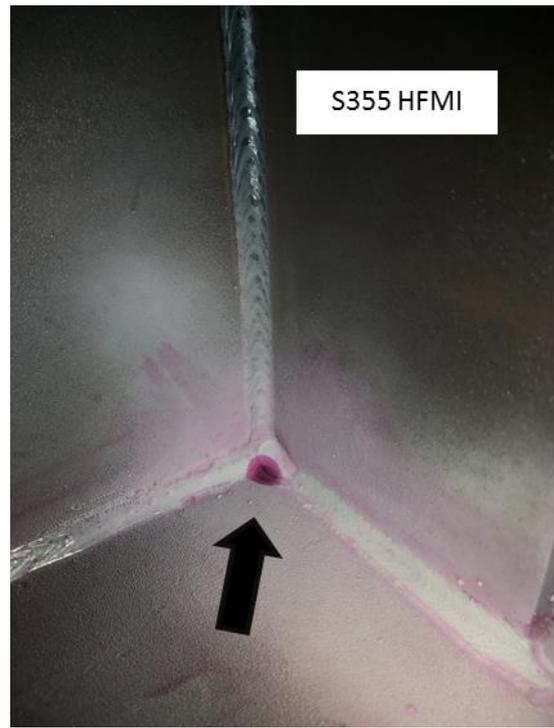


Neigung	Mittelwertkurve ($P_s = 50\%$) $\Delta\sigma_{c,50\%}$	charakteristische Wöhlerlinie ($P_s = 95\%$) $\Delta\sigma_{c,95\%}$
$m_{\text{frei}} = 5,2$	258	211
$m_{\text{fest}} = 5,0$	255	211

Ermüdungsrisse der Großbauteile



(a)



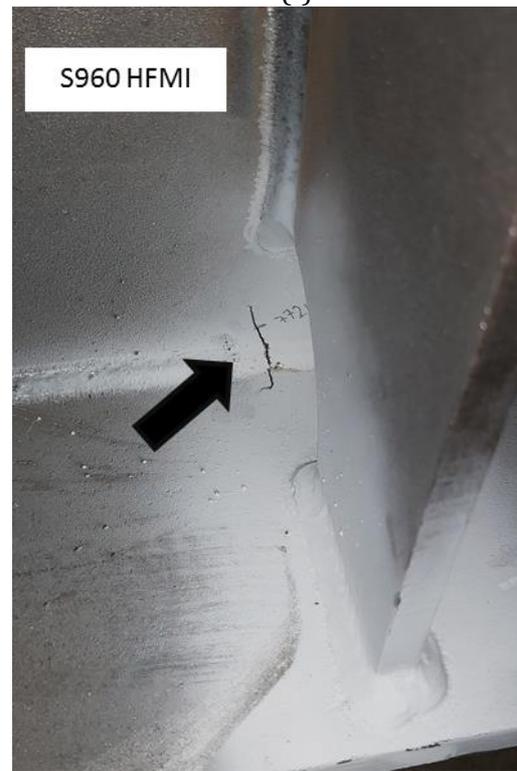
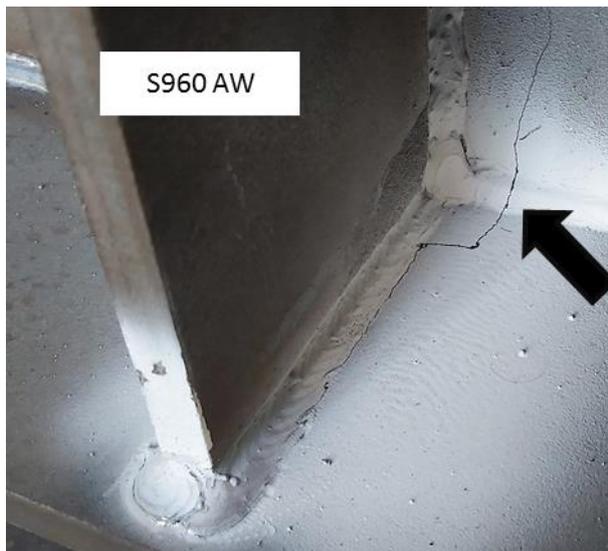
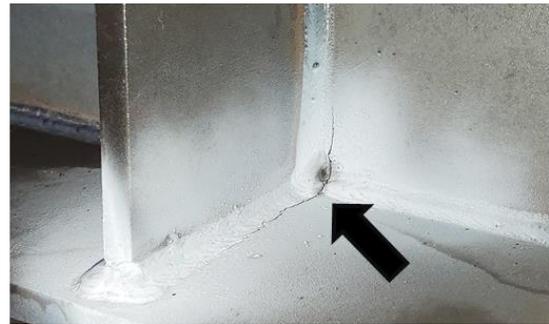
(b)

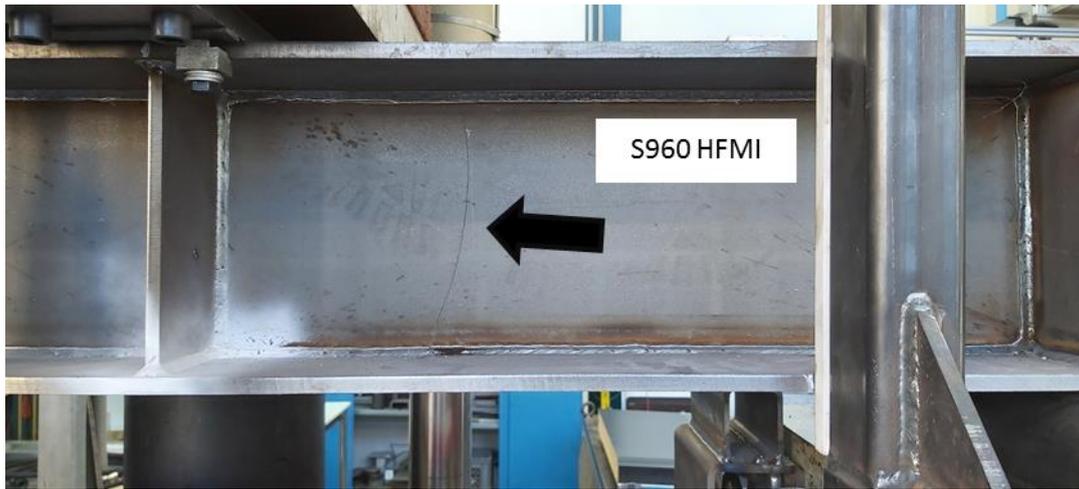


(c)



(d)





(i)

ANHANG D - Auswertung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit

Spannungsintensitätsfaktor K_I (Newman, 1981) – Anriss in der Mitte

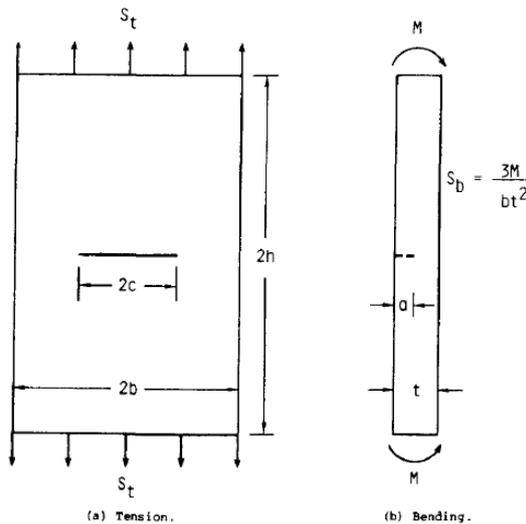


Fig. 2. Surface-cracked plate subjected to tension or bending loads.

$$K_I = (S_t + H \cdot S_b) \cdot \sqrt{\pi \cdot \frac{a}{Q}} \cdot F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{b}, \Phi\right) \quad H = 0 \text{ (no bending)}$$

$$F = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t}\right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t}\right)^4 \right] f_\Phi \cdot g \cdot f_w c$$

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

Valid for $\frac{a}{c} \leq 1$

$0 < \frac{a}{c} \leq 1$

$$M_1 = 1,13 - 0,09 \cdot \frac{a}{c}$$

$0 < a/t \leq 1$

$$M_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \left(\frac{a}{c}\right)}$$

1

$\frac{c}{b} < 0,5$

$$M_3 = 0,5 - \frac{1}{0,65 + \left(\frac{a}{c}\right)} + 14 \cdot \left(1 - \frac{a}{c}\right)^{24}$$

$0 \leq \Phi \leq \pi$

$$f_\Phi = \left[\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cdot \cos^2 \Phi + \sin^2 \Phi \right]^{1/4}$$

$$g = 1 + \left[0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 \right] \cdot (1 - \sin \Phi)^2$$

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

$\frac{a}{c} \geq 1$

$$M_1 = \left(\frac{a}{t}\right)^{0,5} \cdot \left[1 + 0,04 \cdot \left(\frac{c}{a}\right) \right]$$

$$M_2 = 0,2 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4$$

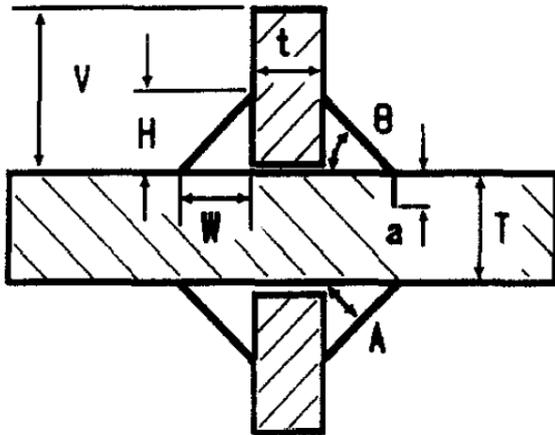
$$M_3 = -0,11 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4$$

$$f_\Phi = \left[\left(\frac{c}{a}\right)^2 \cdot \sin^2 \Phi + \cos^2 \Phi \right]^{1/4}$$

$$g = 1 + \left[0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{c}{a}\right) \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 \right] \cdot (1 - \sin \Phi)^2$$

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

Spannungsintensitätsfaktor M_k (Hobbacher, 1993)



$$M_k = C \cdot \left(\frac{a}{T}\right)^k, M_k \geq 1$$

$$C = 0,8068 - 0,1554 \cdot \left(\frac{H}{T}\right) + 0,0429 \cdot$$

$$\left(\frac{H}{T}\right)^2 + 0,0794 \cdot \left(\frac{W}{T}\right)^2$$

$$k = -0,1993 - 0,1839 \cdot \left(\frac{H}{T}\right) + 0,0495 \cdot$$

$$\left(\frac{H}{T}\right)^2 + 0,0815 \cdot \left(\frac{W}{T}\right)^2$$

Valid for

$$0,2 < H/T \leq 1$$

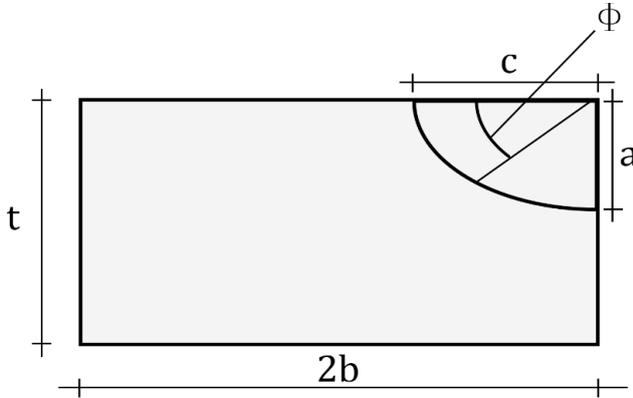
$$0 < W/T \leq 1$$

$$15^\circ < \theta \leq 65^\circ$$

$$0,175 < A/T \leq 0,72$$

$$0,125 < t/T \leq 4$$

Spannungsintensitätsfaktor K_I (Newman, 1981) – Anriss am Rand



$$K_I = (S_t + H \cdot S_b) \cdot \sqrt{\pi \cdot \frac{a}{Q}} \quad H = 0$$

(no bending)

$$\cdot F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{b}, \Phi\right)$$

$$F = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t}\right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t}\right)^4 \right] f_\Phi \cdot g_1 \cdot g_2 \cdot f_w c$$

$$f_w = 1 - 0,2 \cdot \lambda + 9,4 \cdot \lambda^2 - 19,4 \cdot \lambda^3 + 27,1 \cdot \lambda^4$$

Valid for

$$0 < \frac{a}{c} \leq 1$$

$$0 < a/t \leq 1$$

$$\frac{c}{b} < 0,5$$

$$0 \leq \Phi \leq \pi$$

$$\frac{a}{c} \leq 1$$

$$M_1 = 1,08 - 0,03 \cdot \frac{a}{c}$$

$$M_2 = -0,44 + \frac{1,06}{0,3 + \left(\frac{a}{c}\right)}$$

$$M_3 = -0,5 + 0,25 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + 14,8 \cdot \left(1 - \frac{a}{c}\right)^{15}$$

$$g_1 = 1 + \left[0,08 + 0,4 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 \right] \cdot (1 - \sin\Phi)^3$$

$$g_2 = 1 + \left[0,08 + 0,15 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 \right] \cdot (1 - \cos\Phi)^3$$

$$f_\Phi = \left[\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cdot \cos^2\Phi + \sin^2\Phi \right]^{\frac{1}{4}}$$

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

$$\frac{a}{c} \geq 1$$

$$M_1 = \left(\frac{a}{t}\right)^{0,5} \cdot \left[1 + 0,04 \cdot \left(\frac{c}{a}\right) \right]$$

$$M_2 = 0,2 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4$$

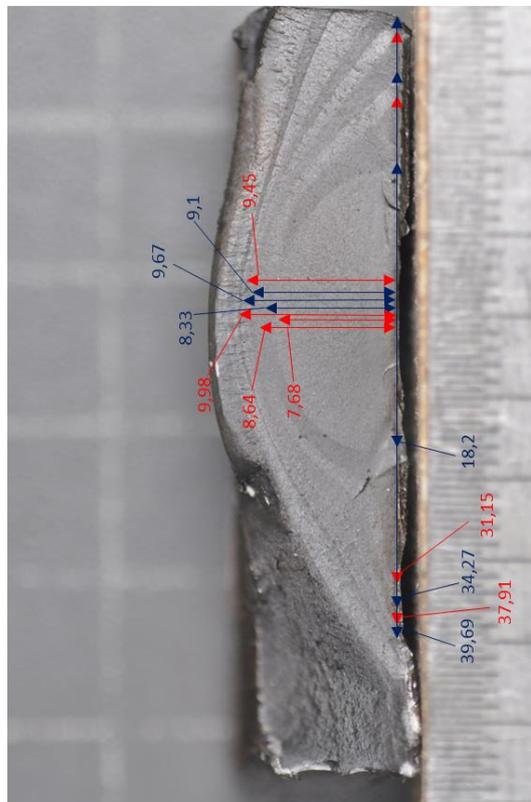
$$M_3 = -0,11 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4$$

$$f_\Phi = \left[\left(\frac{c}{a}\right)^2 \cdot \sin^2\Phi + \cos^2\Phi \right]^{\frac{1}{4}}$$

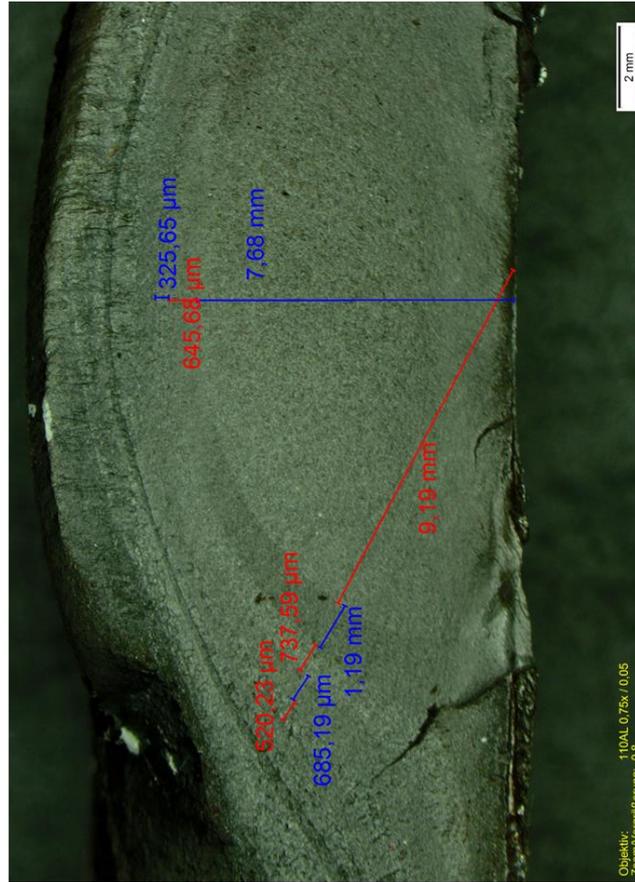
$$g = 1 + \left[0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{c}{a}\right) \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 \right] \cdot (1 - \sin\Phi)^2$$

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

Probe C9 – HIFIT
 $\Delta\sigma_1 = 260 \text{ N/mm}^2$
 $\Delta\sigma_2 = 116 \text{ N/mm}^2$
 $\Delta f = 0.2 \text{ Hz}$
 Lastfolge: $\Delta\sigma_1 \times 1.467.978 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 94.859 \text{ LW} -$
 $\Delta\sigma_1 \times 97.703 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 21.216 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 505 \text{ LW} -$
 $\Delta\sigma_2 \times 5.514 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 133 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 2.245 \text{ LW}$
 (Bruch)

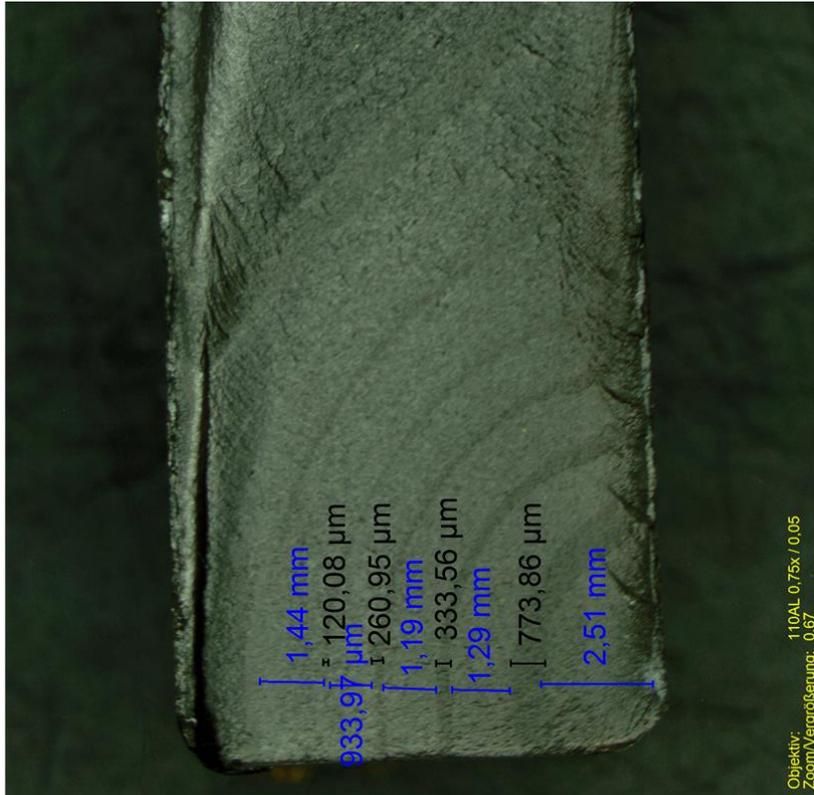


Kamerabild



Stereomikroskop

Probe D4 – PITEC
 $\Delta\sigma_1 = 260 \text{ N/mm}^2$
 $\Delta\sigma_2 = 116 \text{ N/mm}^2$
 $\Delta f = 0.05 \text{ Hz}$
 Lastfolge: $\Delta\sigma_1 \times 68.180 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 68.180 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times$
 $207.671 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 207.671 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 46.337 \text{ LW} -$
 $\Delta\sigma_2 \times 46.337 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 21.665 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 21.665$
 $\text{LW} - \Delta\sigma_1 \times 9.787 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 9.787 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 8.078$
 $\text{LW} - \Delta\sigma_2 \times 8.078 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 2.120 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000$
 $\text{LW} - \Delta\sigma_1 \times 8.857 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 3.416 \text{ LW (Bruch)}$



Probe J12 – PITEC
 $\Delta\sigma_1 = 320 \text{ N/mm}^2$
 $\Delta\sigma_2 = 142 \text{ N/mm}^2$
 $\Delta f = 0.1 \text{ Hz}$
 Lastfolge: $\Delta\sigma_1 \times 114.718 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 24.702 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 11.590 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 10.000 \text{ LW} - \Delta\sigma_1 \times 3.798 \text{ LW} - \Delta\sigma_2 \times 4.754 \text{ LW (Bruch)}$

