



Mustafa Kičin, Dipl.-Ing. IWE

**Experimentelle, physikalische und numerische Untersuchungen
des Pressstumpf- und Hochfrequenzschweißens**

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der technischen Wissenschaften
eingereicht an der

Technischen Universität Graz

Betreuer

Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger

Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik

Technische Universität Graz, Österreich

Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Füssel

Institut für Fertigungstechnik

Technische Universität Dresden, Deutschland

Graz, Juli 2019

mojim roditeljima
Hašija & Sadik Kičin

Abkürzungsverzeichnis

1D	Eindimensional
2D	Zweidimensional
3D	Dreidimensional
ABS	Abbrennstumpf
AG	Arbeitsgemeinschaft
AMS	Automatische mehrstufige Unterstrukturierung - engl. <i>Automatic Multilevel Substructuring</i>
ASMET	Österreichische Gesellschaft für Metallurgie und Werkstoffe - engl. <i>Austrian Society for Metallurgy and Materials</i>
B-H	Magnetische Flussdichte-Magnetfeld
BHM	Berg- und Hüttenmännische Monatshefte
BMVIT	Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie
BMWFJ	Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend
CAD	Rechnerunterstütztes Konstruieren - engl. <i>Computer Aided Design</i>
CAE	Komplette Abaqus Umgebung - engl. <i>Complete Abaqus Environment</i>
CFD	Numerische Strömungssimulation - engl. <i>Computational Fluid Dynamics</i>
CNTG	Makroelement für Elektro-Thermischen Kontakt
COMET	Kompetenzzentren für exzellente Technologien - engl. <i>Competence Centers for Excellent Technologies</i>
DIN	Deutsches Institut für Normung
DP	Dual Phasen
EN	Europäische Norm
EU	Europäische Union
FDM	Finite Differenzen Methode
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FFG	Forschungsförderungsgesellschaft
FVM	Finite Volumen Methode
GmbH	Gesellschaft mit beschränkter Haftung
GW	Grundwerkstoff
HF	Hochfrequenz
IHU	Innenhochdruckumformprozess
IWE	Internationaler Schweißfachingenieur - engl. <i>International Welding Ingenieur</i>
IWS	Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik
JMA	Johnson Mehl Avrami
MAG	Metall-Aktivgas-Schweißen
MK	Mischkristall
ÖNORM	Österreichische Norm
PS	Pressstumpf
QPMS	Qualitätsmanagementsystem - engl. <i>Quality Performance Management System</i>
REM	Rasterelektronenmikroskop
SC3D	Gleitkurve Dreidimensional - engl. <i>Slide Curve Three-Dimensional</i>
SFG	Steirische Wirtschaftsförderung
SI	Internationale Einheitensystem - fr. <i>Système International d'unités</i>
SIL	Systemschnittstellensprache - engl. <i>System Interface Language</i>
SL2D	Gleitlinie Zweidimensional - engl. <i>Slide Line Two-Dimensional</i>
SL3D	Gleitlinie Dreidimensional - engl. <i>Slide Line Three-Dimensional</i>
SUZTU	Schweiß-Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungs
SZTU	Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs
TRIP	Umwandlungsbewirkte Plastizität - engl. <i>TTransformation Induced Plasticity</i>
TU	Technische Universität
WEZ	Wärmeeinflusszone
ZIT	Zentrum für Innovation und Technologie
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierungs
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungs

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner dreijährigen Tätigkeit im Rahmen des Forschungsprojektes JOIN4+ 2.7 „ABS-, PS- und HF-Schweißbarkeit“ am Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik der Technischen Universität Graz in Zusammenarbeit mit der voestalpine Stahl GmbH Linz und Jansen AG, Oberriet (Schweiz). Das K-Projekt Network of Excellence for Joining Technologies JOIN4+ wurde im Rahmen von COMET – Competence Centers for Excellent Technologies durch BMVIT, BMWFJ, FFG, Land Oberösterreich, Land Steiermark, SFG und ZIT gefördert. Das Programm COMET wurde durch die FFG abgewickelt.

Folgende wissenschaftliche Beiträge sind aus der Arbeit in Zeitschriften und Tagungsbänden veröffentlicht worden:

M. Kičín, R. Vallant, J. Wagner, R. Rauch, N. Enzinger: „Vergleich der schwach und stark gekoppelten Berechnung bei der Pressstumpfschweißsimulation“, *Schweiß- und Prüftechnik, Sonderausgabe 2013*, S. 48-52.

M. Kičín, N. Enzinger, R. Rauch, J. Wagner: „Numerische Simulation des Widerstandsschweißens in der Profilherstellung“, *Tagungsunterlagen ASMET Forum 2013*, S. 111-113.

M. Kičín, J. Wagner, R. Rauch, S. J. Spachinger, N. Enzinger: „Pressstumpfschweißsimulation mit realen Schweißparametern und experimentellen Vergleich“, *Tagungsband Schweißen und Wärmebehandlung Simulationsforum 2013*, S. 159-168.

D. Lemmerer, M. Kičín, J. Wagner, N. Enzinger, C. Sommitsch: „Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5“, *Tagungsunterlagen ASMET Forum für Metallurgie und Werkstofftechnik 2014*, S. 100-107.

D. Lemmerer, M. Kičín, J. Wagner, N. Enzinger, C. Sommitsch: „Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5“, *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Juli 2014, Band 159, Ausgabe 7, S. 298-299.

S. Wipfler, M. Kičín, N. Enzinger: „Finite element simulation of high frequency induction tube welding“, *Mathematical modelling of weld phenomena 11, 2015*, S. 673-683.

J. Pakkanen, R. Vallant, M. Kičín, „Experimental investigation and numerical simulation of resistance spot welding for residual stress evaluation of DP1000 steel“, *Welding in the World*, Mai 2016, Band 60, Ausgabe 3, S. 393-402.

Betreute Masterarbeiten:

D. Lemmerer: „*Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5 Stahl und Ermittlung von mechanisch-technologischen Eigenschaften*“, Technische Universität Graz, Januar 2014.

S. Hadžić: „*Ermittlung thermo-mechanischer Materialkennwerte von S355J2+N Stahl zur numerischen Pressstumpfschweißsimulation*“, Technische Universität Graz, Januar 2015.

S. Wipfler: „*Numerische Simulation des HF-Längsnahtrohrschweißprozesses*“, Technische Universität Graz, Mai 2015.

Poster:

J. Wagner, S. J. Spachinger, M. Kičin, N. Enzinger, „Projekt 2.7 „ABS“: Pressstumpf-, Ab-brennstumpf- und HF-Schweißbeignung von thermomechanisch gewalzten hochfesten mikrolegierten Stählen und Vergütungsstählen“, *JOIN4+ site visit*, Graz, Oktober 2012.

S. Hadžić, N. Enzinger, M. Kičin: „Ermittlung thermo-mechanischer Materialkennwerte von S355J2+N Stahl zur numerischen Pressstumpfschweißsimulation“, IWS TU Graz, April 2014.

D. Lemmerer, M. Kičin, J. Wagner, N. Enzinger, C. Sommitsch: „Thermo-mechanische Simu-lation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5“, *ASMET Forum für Metallurgie und Werkstofftech-nik*, Leoben, Mai 2014.

DI Mustafa Kičin, IWE

Graz, Juli 2019

El-hamdu lillāhi
(Alles Lob gebührt Allah)

Danksagung

Für die Möglichkeit diese Arbeit am Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik der Technischen Universität Graz durchführen zu können danke ich dem Institutsvorstand Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christof Sommitsch.

Mein besonderer Dank geht an meinen Betreuer und Gutachter Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger für die exzellente wissenschaftliche Unterstützung. Danken möchte ich auch Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Füssel für die wissenschaftliche Begutachtung der Arbeit.

Außerdem bedanke ich mich beim Herrn Ing. Mag. Rudolf Rauch vom Unternehmenspartner voest-alpine Stahl GmbH für die Projektinitiierung. Seinen Kollegen Dipl.-Ing. Jürgen Wagner danke ich auch für die Projektleitung, die Bereitstellung von Probenmaterial und Durchführung von diversen Versuchen. Bedanken möchte ich mich auch beim Dipl.-Ing. Peter Wettstein vom zweiten Unternehmenspartner Jansen AG für die Durchführung der großtechnischen Versuche während der laufenden Produktion und die gute Zusammenarbeit.

Danke an meine drei Diplomanden David Lemmerer, Samir Hadžić und Sebastian Wipfler, die mich mit Ihren Masterarbeiten tatkräftig unterstützt haben und einen großen Beitrag zum Entstehen dieser Arbeit geleistet haben. Danken möchte ich auch Stefan Spachinger für die tatkräftige Unterstützung bei experimentellen Versuchsdurchführungen.

Mein Dank gilt auch an alle Kollegen und Mitarbeiter vom Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik der TU Graz für Ihre Diskussions- und Hilfsbereitschaft, Insbesondere Dipl.-Ing. Dr. techn. Rudolf Vallant und dem Laborteam Ing. Kurt Kerschbaumer, Gernot Stefan, Ing. Herbert Penker, Leander Herbitschek und Thomas Friedel.

Ein besonderer Dank geht an meine Familie, meinem Bruder Husein, den beiden Schwestern Hikmeta und Sadka und Ihren wunderbaren Kindern, sowie allen Verwandten und Freunden, die mich auf diesen Weg begleitet haben. Sie waren ein wichtiger Rückhalt und haben mich kompromisslos zu jeder Zeit unterstützt.

Ein ganz besonderer Dank gilt meiner lieben Frau Harisa, die mich in der Endphase dieser Arbeit mit zusätzlicher Motivation, Unterstützung und Verständnis begleitete. Unserer Tochter Ilma danke ich auch, die für positive Ablenkung und jede Menge Spaß sorgte.

Schließlich richtet sich mein größter Dank an meine verstorbenen Eltern, Hašija und Sadik Kičin, die schmerzlich vermisst werden.

Mustafa Kičin
Graz, Juli 2019

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

AFFIDAVIT

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Dissertation identisch.

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources/resources, and that I have explicitly indicated all material which has been quoted either literally or by content from the sources used. The text document uploaded to TUGRAZonline is identical to the present doctoral dissertation.

Datum / Date

Unterschrift / Signature

Kurzfassung

Die vorliegende Dissertation befasst sich mit experimentellen, physikalischen und numerischen Untersuchungen des induktiven PS- und induktiven HF-Schweißprozesses. Untersucht wurde der mikrolegierte Feinkornbaustahl S355J2+N, sowie der borlegierte Vergütungsstahl 26MnB5.

Mit experimentellen Schweißversuchen ist die Einflussnahme von technologischen Prozessparametervariationen auf die Schweißnahtqualität erforscht worden. Zudem wurde der Einfluss von unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und Verarbeitungszuständen des geschweißten Werkstoffs auf die Schweißnahtform und -güte während den technologischen Prozessparametervariationen beim induktiven HF-Rohrschweißen untersucht. Das Verbesserungspotential von Wärmenachbehandlungen an den großtechnisch geschweißten Rohren ist ebenfalls geprüft worden. Die Schweißparameter sind während den experimentellen Schweißversuchen bei beiden Verfahren aufgezeichnet worden, um die Versuchsparameter für die physikalischen Simulationen und die Eingabewerte für die numerischen Simulationen zu definieren.

Mit physikalischen Simulationen wurde der Einfluss der mechanischen Stauchung auf das Werkstoffverhalten und die mechanisch-technologischen Eigenschaften, sowie die thermo-mechanischen Materialkennwerte für die FE Simulationen experimentell untersucht. Mit den Ergebnissen der Dilatometerversuche sind die Phasenumwandlungen im Gefüge unter rein thermischer und thermo-mechanischer Belastung in Form von SZTU - und SUZTU-Schaubildern bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen beschrieben worden. Die ebenfalls durchgeführten Warmzugversuche dienten der experimentellen Ermittlung von temperatur- und dehnratenabhängigen mechanischen Materialkennwerten für die numerischen Schweißprozesssimulationen.

Mit der FE Methode ist der induktive PS- und induktive HF-Schweißprozess numerisch simuliert worden. Für beide Schweißverfahren sind CAD Modelle erstellt, die Randbedingungen und Materialdaten definiert, sowie Gleichungslöser von kommerziellen FE Programmen für die Berechnungen eingesetzt worden. Mit der Berücksichtigung der realen thermischen und mechanischen Belastungen, die während den experimentellen Schweißversuchen gemessen wurden, sind die Schweißprozesssimulationen durchgeführt worden. Mit dem SYSWELD-Solver ist der induktive PS-Schweißprozess von Blechen und mit dem Abaqus-Solver der induktive HF-Schweißprozess von Rohren simuliert worden. Die numerische PS-Schweißsimulation erfolgte mit der elektro-kinetisch, thermo-metallurgisch und mechanisch gekoppelten Analyse. Die Kopplung der einzelnen Analysen erfolgte mit SIL geschriebenen Subroutinen. Die induktive HF-Schweißsimulation von Rohren ist mit der elektromagnetischen und thermo-mechanischen Analyse durchgeführt worden. Die numerischen Simulationsergebnisse der beiden Schweißprozesse wurden mit praktischen Schweißversuchsergebnissen verglichen und bewertet.

Abstract

This thesis deals with the experimental, physical and numerical investigations of the conductive resistance butt and inductive high-frequency welding process. The micro-alloyed fine-grained structural steel S355J2+N and the boron-alloyed steel 26MnB5 were investigated.

Experimental welding tests have been used to investigate the influence of technological process parameter variations on weld seam quality. In addition, the influence of different chemical compositions and processing conditions of the welded material on the weld seam shape and quality during the technological process parameter variations in inductive high-frequency tube welding was investigated. The improvement potential of post heat treatments on the welded tubes has also been examined. The welding parameters have been recorded during the experimental welding tests for both methods in order to define the test parameters for the physical simulations and the input values for the numerical simulations.

With the physical simulations the influence of the mechanical compression on the material behaviour and the mechanical-technological properties, as well as the thermo-mechanical material properties for the FE simulations were experimental examined. The results of the dilatometer tests describe the phase transformations in the microstructure under purely thermal and thermo-mechanical load in the form of welding time-temperature-transformation and welding-deformation time-temperature-transformation diagrams at two different austenitization temperatures. The hot tensile tests, which were also performed, served the experimental determination of temperature- and strain-rate-dependent mechanical material properties for the numerical welding process simulations.

With the finite element method, the conductive resistance butt and inductive high-frequency welding process has been numerical simulated. CAD models have been created for both welding processes, the boundary conditions and material data have been defined, and equation solvers from commercial finite element programs have been used for the calculations. The welding process simulations were carried out considering the real thermal and mechanical loads measured during the experimental welding tests. The SYSWELD solver is used to simulate the conductive resistance butt welding process of sheet metal and the Abaqus solver is used to simulate the inductive high-frequency welding process of tubes. The numerical resistance butt welding simulation was performed with electro-kinetic, thermo-metallurgical and mechanical coupled analysis. The individual analyses were coupled using subroutines written with SIL. The inductive high-frequency welding simulation of tubes has been carried out with electromagnetic and thermo-mechanical analysis. The numerical simulation results of the two welding processes were compared and evaluated with practical welding test results.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Ziel der Arbeit	2
1.3	Aufgabenstellung.....	3
2	Theoretische Grundlagen	5
2.1	Pressstumpfschweißprozess.....	5
2.1.1	Numerische Simulation des Pressstumpfschweißens.....	6
2.2	Hochfrequenzschweißprozess.....	8
2.2.1	Induktive Erwärmung	12
2.2.2	Schweißrollen	15
2.2.3	Schweißfrequenz.....	16
2.2.4	Schweißgeschwindigkeit.....	17
2.2.5	Wärmenachbehandlung.....	19
2.2.6	Numerische Simulation des Hochfrequenzschweißens.....	21
2.3	Werkstoffe.....	29
2.3.1	Baustahl - S355J2+N	29
2.3.2	Borlegierter Vergütungsstahl - 26MnB5.....	31
2.4	Schaubilder zur Beschreibung der Phasenumwandlungen	34
2.4.1	Modelle zur numerischen Beschreibung der Phasenumwandlungen	37
2.5	Finite Elemente Methode.....	39
2.5.1	Pressstumpfschweißprozess	40
2.5.2	Hochfrequenzschweißprozess.....	47
3	Experimentelle Schweißversuche	51
3.1	Pressstumpfschweißversuche	51
3.1.1	Pressstumpfschweißanlage	51
3.1.2	Technologische Prozessparameter	53
3.1.3	Versuchsdurchführung	57
3.2	Hochfrequenzschweißversuche.....	59
3.2.1	Hochfrequenzschweißanlage	59
3.2.2	Technologische Prozessparameter	62
3.2.3	Versuchsdurchführung.....	63
4	Ergebnisse der Schweißversuche	65
4.1	Pressstumpfschweißversuche	65
4.1.1	Schweißparameter.....	65

4.1.2	Temperaturmessungen	67
4.1.3	Hot-Spots	71
4.1.4	Härte	74
4.2	<i>Hochfrequenzschweißversuche</i>	79
4.2.1	Schweißparameter.....	79
4.2.2	Metallographie	81
4.2.3	Härte	83
4.2.4	Wärmenachbehandlung.....	84
4.3	<i>Schweißprozessvergleich</i>	87
5	Physikalische Simulationen und Ergebnisse.....	89
5.1	<i>Dilatometerversuche</i>	89
5.1.1	Thermische und thermo-mechanische Versuchszyklen	91
5.1.2	Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Phasenumwandlungen.....	93
5.1.3	Einfluss der Stauchung auf die Phasenumwandlungen.....	97
5.1.4	Einfluss der Austenitisierungstemperatur und Stauchung auf die Härte.....	103
5.2	<i>Warmzugversuche</i>	105
5.2.1	Thermische und mechanische Versuchsparameter	107
5.2.2	Einfluss der Prüfgeschwindigkeit bei Raumtemperatur.....	110
5.2.3	Einfluss der Prüfgeschwindigkeit und -temperatur.....	112
5.2.4	Einfluss der Prüfphase auf die Zugfestigkeit	115
6	Numerische Simulationen und Ergebnisse	117
6.1	<i>Pressstumpfschweißprozess</i>	117
6.1.1	Thermo-Mechanische Analyse	118
6.1.2	Thermo-Metallurgische Analyse.....	137
6.2	<i>Hochfrequenzschweißprozess</i>	146
6.2.1	Elektromagnetische Analyse.....	148
6.2.2	Thermo-Mechanische Analyse	152
6.2.3	Ergebnisse und Diskussion	160
7	Zusammenfassung.....	165
7.1	<i>Experimentelle Schweißversuche</i>	165
7.1.1	Pressstumpfschweißversuche.....	165
7.1.2	Hochfrequenzschweißversuche.....	166
7.2	<i>Physikalische Simulationen</i>	167
7.2.1	Dilatometerversuche	167
7.2.2	Warmzugversuche	167
7.3	<i>Numerische Simulationen</i>	168

7.3.1	Presstumpfschweißprozess	168
7.3.2	Hochfrequenzschweißprozess	169
8	Literaturverzeichnis.....	171
9	Verzeichnisse	187
9.1	<i>Abbildungsverzeichnis.....</i>	<i>187</i>
9.2	<i>Tabellenverzeichnis.....</i>	<i>196</i>
A	SZTU- und SUZTU-Schaubilder	199
B	Inputfiles für die Presstumpfschweißsimulation	201
C	Inputfiles für die Hochfrequenzschweißsimulation	205

1 Einleitung

Der PS- und HF-Schweißprozess gehört zur Gruppe der Widerstandsschweißverfahren, die in der Industrie vielfältig eingesetzt werden. Bei beiden Schweißprozessen wird der elektrische Strom zum Aufheizen der zu schweißenden Bauteile genutzt. Im Wesentlichen unterscheiden sie sich in der Art der Stromzuführung. Beim PS-Schweißen erfolgt die elektrische Widerstandserwärmung konduktiv durch Kupferelektroden und beim HF-Schweißen wird das zu schweißende Bauteile durch eine Induktionsspule berührungslos, d.h. induktiv durch magnetische Felder erwärmt. Im Vergleich zu herkömmlichen Schmelzschweißverfahren werden beim PS- und HF-Schweißen die Fügeiteile zunächst in einen teigigen Zustand durch elektrische Wärmeinbringung gebracht und anschließend durch das mechanische Stauchen miteinander verschweißt. Ein weiterer Unterschied zu Lichtbogenschweißverfahren ist, dass kein Zusatzwerkstoff und Schutzgas verwendet wird, wodurch das Schweißnahtgefüge nur aus dem GW besteht. Die metallurgische Gefügeausbildung der Schweißnaht wird somit überwiegend durch die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs, das Temperaturfeld und die mechanische Stauchung beeinflusst. In der Schweißnaht bildet sich keine Gussstruktur. Dies führt zu einer hohen Schweißnahtqualität, die mit guten mechanisch-technologischen Eigenschaften verknüpft ist. Beim PS- und HF-Schweißen handelt es sich um schnelle Schweißverfahren, mit hoher Reproduzierbarkeit und Maßhaltigkeit, die zu sehr hoher Produktivität führen. Nachteilig sind unter anderem die hohen Anschaffungskosten der Schweißanlagen, die erforderlichlich hohe Maschinenleistung und Kantenvorbereitung der Fügeiteile.

1.1 Motivation

Das PS-Schweißverfahren wird u.a. in der Automobilindustrie zum Schweißen von Felgenringen und Getriebeteilen oder Ketten in der Kettenindustrie eingesetzt. Bei der Felgenherstellung wird aus einem gewalzten Coil ein rechteckförmiges Blech herausgeschnitten und in zylindrische Form gebracht. Die Stoßflächen werden anschließend an einer speziellen Maschine PS-geschweißt und die Wulst durch Abscheren oder spannende Bearbeitung entfernt. Der zylindrische Rohling wird anschließend gerundet und in mehreren Umformschritten in die endgültige Felgenform gebracht.

Mit dem HF-Schweißverfahren werden Rohre längsgeschweißt, die z.B. als Nockenwellen, Fahrwerkstabilisatoren oder Konstruktionsrohe im Automobil zum Einsatz kommen. Beim induktiven HF-Rohrschweißen wird zunächst ein Spaltband vom Coil am Einlauf der Fertigungsanlage montiert. Im nächsten Schritt werden die Bandkanten durch das abschaben für den Schweißvorgang vorbereitet. Das Band wird anschließend kaltgewalzt und über mehrere Stufen zum Rohr eingeformt. Beim anschließenden Schweißvorgang werden die Bandkanten durch eine Induktionsspule erwärmt und durch Schweißrollen aufeinandergespresst. Nach dem Schweißen wird die Wulst im warmen Zustand abgeschabt und das Rohr aktiv gekühlt. An der nächsten Fertigungsstation wird das längsnahtgeschweißte Rohr gerichtet und durch eine mitlaufende Säge auf die gewünschte Länge geschnitten. Am Auslauf wird das fertige Rohr begutachtet, entsprechend der Qualität sortiert und zwischengelagert.

Die heutigen Anforderungen der Automobilindustrie gehen immer mehr in Richtung höherfester, gut umformbarer und leichter Bauteile, um hohe Sicherheit und niedrigen Spritverbrauch zu gewährleisten. Aus Gewichtsgründen werden zunehmend geschmiedete oder warm geformte Vollmaterialien mit den HF-geschweißten kalt geformten Profilen ersetzt. Der IHU wird in der Regel zum Umformen der geschweißten Ausgangsrohre in die spezifische Bauteilform angewendet. Die Schweißnaht wird durch den Umformprozess stark beansprucht. Zur Einhaltung einer geringen Ausschussrate (< 1%) sind Schweißnähte mit hoher Qualität und Zuverlässigkeit notwendig.

Da der Schweißprozess in der Produktionskette der Rohrherstellung vom gewalzten Breitband bis zum Endprodukt sich in der zentralen Position befindet, ist die Schweißnaht ein überlebenswichtiges Element und das Herzstück des Endproduktes.

Die Wahl der technologischen Schweißparameter basiert heutzutage immer noch an einem großen Anteil an Empirie. Selten wurde in der Geschichte ein Schweißprozess wie das induktive HF-Schweißverfahren so erfolgreich bei der Produktherstellung mit wenig Prozessverständnis eingesetzt. Dies deutet darauf hin, dass der Prozess nicht optimale Parametereinstellungen verzeiht und zufriedenstellende Qualität liefert. Um dennoch gezielte Optimierungen für eine bessere Prozessausbeute durchführen zu können, fehlt ein tieferes Prozessverständnis wie z.B. für den mitwirkenden Stauchvorgang. Die richtige Prozessbeherrschung und -kontrolle ist unbedingt notwendig, um den heutigen anspruchsvollen Marktanforderungen gerecht zu werden. Der Branchenführer kann sich nur durch wettbewerbsfähige Vorteile von anderen Rohrherstellern absetzen, sowie bestehende Kunden zufriedenstellen und neue dazugewinnen. Die Industrie ist in Folge dessen interessiert, Details zu lernen und zu wissen, die bis heute nicht verstanden wurden.

1.2 Ziel der Arbeit

Das Ziel dieser Arbeit ist, neben der Charakterisierung der Prozesseinflussgrößen an Hand von Realschweißverbindungen und die Entwicklung eines besseren Prozessverständnisses, die physikalische und numerische Simulation mit verfahrenstypischen Temperatur-Zeit- und Druck-Zeit-Verläufen, um die ablaufenden mikrostrukturellen Vorgänge im Werkstoff und die Schweißprozesse genauer zu charakterisieren. Nur durch die Kombination der Realschweißungen und Simulationen sind die Zusammenhänge eindeutig darstellbar.

Die vorliegende Arbeit soll zur Optimierung der prozessbeeinflussenden Parameter und zum Vorsprung im Technologieverständnis beitragen. Im Rahmen der durchgeführten Tätigkeiten sollen u.a. folgende Fragestellungen beantwortet werden:

- In welchem Ausmaß wird die Schweißnahtqualität beim konduktiven PS- und induktiven HF-Schweißen durch unterschiedliche Schweißprozessparameter beeinflusst?
- Führen technologische Parametervariationen wie z.B. der Backenanfangsabstand beim konduktiven PS-Schweißen oder das Verstellen des Messergerüsts beim induktiven HF-Schweißen zum anderen Nahtaussehen und Härtezustand?
- Wie wirken sich unterschiedliche Verarbeitungszustände und chemische Zusammensetzungen des 26MnB5 Bandmaterials auf die Schweißnahtqualität des HF-Schweißprozesses aus?
- Es ist zu klären, ob mit geeigneten Parameteränderungen die Schweißnahtqualität verbessert wird. Des Weiteren sind Lösungswege für metallurgische und verfahrenstypische Optimierungen aufzuzeigen.
- Ist eine Korrelation des PS- und HF-Schweißprozesses möglich, um die Gesetzmäßigkeiten von einem Prozess in den anderen zu übertragen? Dies würde den Vorteil bringen, dass mit dem konduktiven PS-Schweißprozess der induktive HF-Rohrschweißprozess nachgestellt bzw. physikalisch simuliert werden kann, um schneller und kostengünstiger schädigende Einflüsse herauszufinden oder mechanisch-technologische Kennwerte zu bestimmen, die an Rohren mit insbesondere kleinen Durchmessern nur schwer oder überhaupt nicht ermittelbar sind.
- Wie wirkt sich die Wärmenachbehandlung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht aus und mit welcher kann die Härteverteilung und somit auch das Zähigkeitsverhalten verbessert werden?
- Welchen Einfluss hat die Stauchbelastung auf das Werkstoffverhalten? Bei den mechanischen Schweißverfahren werden die Phasenumwandlungen durch die hohen Temperaturgradienten

und plastischen Verformungen beeinflusst. Um ein besseres Verständnis für das Werkstoffverhalten unter Stauchung zu bekommen, sind SZTU- und SUZTU-Schaubilder bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen zu erstellen.

- Kann der konduktive PS- und induktive HF-Schweißprozess unter Berücksichtigung der realen thermischen und mechanischen Belastung rein physikalisch mit der FEM numerisch simuliert werden? Eine große Herausforderung bei der FE-Simulation ist die mechanische Stauchsimulation, sowie die Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse. Mit der Simulation der Schweißvorgänge sollen Informationen wie die Temperaturverteilung gewonnen werden und Phänomene untersucht werden, die messtechnisch nur schwer, zeitintensiv und kostspielig oder gar nicht erfasst werden können. Des Weiteren sollen Fragen wie der Verformungszustand, axiale Verkürzung und mikrostrukturelle Entwicklung beantwortet werden.

Die Ergebnisse dieser Arbeit sollen zum besseren und tieferen Prozessverständnis der beiden Schweißverfahren führen, das Werkstoffverhalten unter Stauchbelastung charakterisieren, sowie eventuelle Verbesserungs- und Optimierungsvorschläge liefern.

1.3 Aufgabenstellung

Die Hauptaufgabe der vorliegenden Arbeit ist die experimentelle, physikalische und numerische Untersuchung des konduktiven PS- und induktiven HF-Schweißverfahrens.

Um die Einflussnahme der Parametervariationen auf die Schweißnahteigenschaften zu untersuchen, sind experimentelle PS- und HF-Schweißungen mit unterschiedlichen technologischen Prozessparametern durchzuführen. Der Einfluss des Verarbeitungszustandes und der chemischen Zusammensetzung ist mit unterschiedlichen Stahlbändern des 26MnB5 ebenfalls zu erforschen. Für die Optimierung der Schweißnahteigenschaften sind Wärmenachbehandlungen an geschweißten Rohren umzusetzen und mechanisch-technologisch zu prüfen. Zur Ermittlung der Versuchsparameter für die physikalischen Simulationen und Eingabewerte für die numerischen Simulationen sind während den experimentellen Schweißversuchen die Schweißparameter aufzuzeichnen.

Der Einfluss der Stauchung auf das Werkstoffverhalten und die mechanisch-technologischen Eigenschaften ist mit physikalischen Simulationen und zerstörenden Materialprüfungen zu erforschen. Das Umwandlungsverhalten unter rein thermischer und thermo-mechanischer Belastung mit unterschiedlichen Stauchdrücken ist mit Dilatometerversuchen zu prüfen und auszuwerten. Die temperatur- und dehnratenabhängigen mechanischen Materialkennwerte sind mit Warmzugversuchen experimentell zu ermitteln und für numerische Simulationen auszuwerten.

Eine weitere Aufgabe dieser Arbeit ist, den konduktiven PS- und induktiven HF-Schweißprozess rein physikalisch mit der FEM möglichst genau und realitätsnah numerisch zu simulieren. Dazu müssen die CAD Modelle erstellt, die Randbedingungen und Materialdaten definiert, sowie Gleichungslöser von kommerziellen FE Programmen für die Berechnungen eingesetzt werden. Die Schweißsimulationen sind unter Berücksichtigung der realen thermischen und mechanischen Belastungen, die während den experimentellen Schweißungen gemessen wurden, durchzuführen. Das Ziel von diesem Arbeitspaket ist, das Prozessverständnis mit der numerischen Analyse der Schweißparameter auf die Schweißnahtausbildung zu verbessern. Außerdem sind Aussagen über die Temperaturverteilung, Phasenumwandlungen und Phasenverteilungen, sowie die axialen Verkürzungen und den Verformungszustand mit den erstellten Werkzeugen zu treffen.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Pressstumpfschweißprozess

Der PS-Schweißprozess ist ein Widerstandsschweißverfahren, bei dem die elektrische Widerstandserwärmung zur Aufheizung der Fügeteile verwendet wird. Die Stromzufuhr erfolgt konduktiv, d.h. durch Kontakt zwischen den Kupferelektroden und der zu fügenden Werkstoffe. Der eigentliche Schweißvorgang wird durch mechanische Stauchung im teigigen Werkstoffzustand, unterhalb der Schmelztemperatur durchgeführt. Es wird kein Zusatzwerkstoff und Schutzgas verwendet, wodurch die Schweißnahtqualität allein durch die Fügepartner und Schweißprozessparameter bestimmt wird.

In Abbildung 2-1 ist der Widerstandsschweißprozess beim Fügen von zwei Stäben schematisch dargestellt. Der rechte Stauchschlitten ist in der Skizze beweglich ausgeführt. Die Fügeteile werden beim Schweißvorgang zunächst in wassergekühlte Kupferelektroden eingelegt und eingespannt. Anschließend werden die Stoßflächen stirnseitig durch einen niedrigen Kontaktdruck zusammengedrückt. Dieser geschlossene Stromkreis ermöglicht nach der Stromeinschaltung das aufheizen des Stoßbereichs. Durch den hohen elektrischen Kontaktwiderstand in der Fügeebene wird die Schweißtemperatur im Fügebereich erreicht. Diese liegt bei Stahl üblicherweise zwischen 1100 °C und 1300 °C. Zur Erreichung der Aufheizung ist eine hohe Stromstärke und somit Maschinenleistung erforderlich. Nachdem die Schweißtemperatur erreicht ist, erfolgt die Schweißung durch eine Druckerhöhung. Die Fügeteile werden dabei mit dem Stauchdruck aufeinandergespresst, wodurch teigiges Material aus dem Fügebereich verdrängt wird und sich eine Schweißwulst ausbildet. Der Schweißstrom wird anschließend abgeschaltet und die Schweißnaht kühlt unter Einwirkung eines Restdrucks auf Raumtemperatur ab.

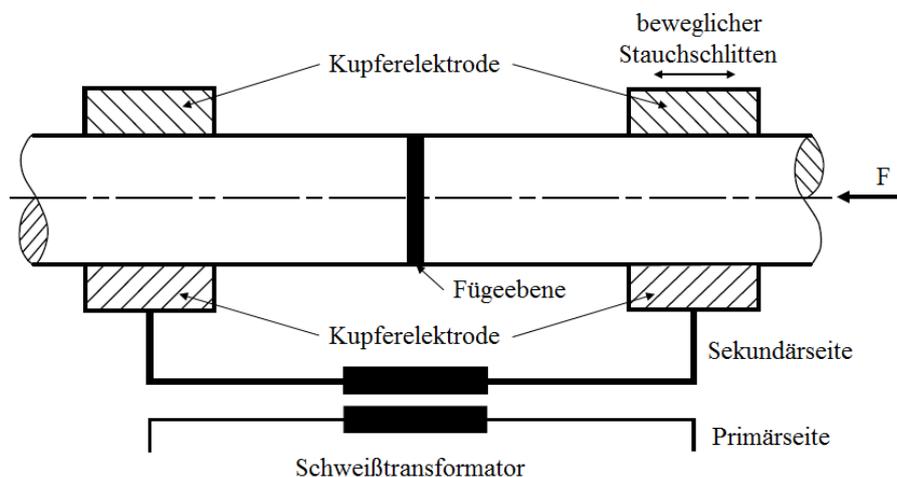


Abbildung 2-1: Schematische Darstellung des konduktiven Widerstandspressstumpfschweißprozesses zur Verfahrenserklärung. Dabei wurden zwei Stäbe verschweißt, der rechte Stauchschlitten ist beweglich. [1]

Der vom Querschnitt abhängige Stauchverlust ist konstruktiv zu berücksichtigen. Die Fügeteile müssen in Querschnittsform und -größe übereinstimmen, sowie deren Stoßflächen planparallel, metallisch blank, frei von Oxiden und Verunreinigungen sein, damit eine gleichmäßige Stromdichteverteilung und somit Temperaturfeldverteilung in der Fügeebene entsteht. Außerdem müssen die Fügeteile möglichst genau aufeinander ausgerichtet sein, damit kein axialer Bauteilversatz entsteht.

Die Vorteile vom konduktiven PS-Schweißverfahren sind die kurze Schweißzeit, gute Wiederholbarkeit und Schweißnahtqualität.

Das vollständige Verdrängen der eventuell vorhandenen und neu gebildeten Oxide von den Stoßflächen ist nicht möglich, wodurch Bindefehler entstehen können. Die Einschränkungen bei der Bauteilgeometrie grenzen den Anwendungsbereich vom Prozess ein.

Mit dem PS-Schweißverfahren können viele Werkstoffe und Formen geschweißt werden. Stahl lässt sich mit diesem Verfahren gut fügen. Beim Aluminium und Kupfer ist infolge der hohen elektrischen Leitfähigkeit und Oxidationsneigung die Schweißbarkeit eingeschränkt. Es können Drähte, Stäbe, Streifen und Rohre geschweißt werden. Beim Rohr werden die Kanten vom vorgeformten Bandmaterial, der einen Satz von Umformrollen durchläuft, durch Elektroden widerstandserwärmt und mit einer entsprechenden Presskraft zusammengefügt.

Der Prozess kommt am häufigsten in der Automobilindustrie bei der Felgenfertigung zum Einsatz. Der Schweißprozess ist dabei das Herzstück der Felgenproduktion. Dabei wird zunächst von einer Haspel das benötigte Stahlmaterial abgewickelt und auf entsprechende Größe geschnitten. Nach dem Zugschnittprozess erfolgt das PS-Schweißen des zylindrischen Rohlings (Abbildung 2-2). Anschließend wird der Rohling bei der Profilierung auf den erforderlichen Umfang geweitet und in die Endform gebracht. Der PS-Schweißprozess wird auch häufig bei der Kettenproduktion eingesetzt. [1] [2] [3] [4] [5] [6]

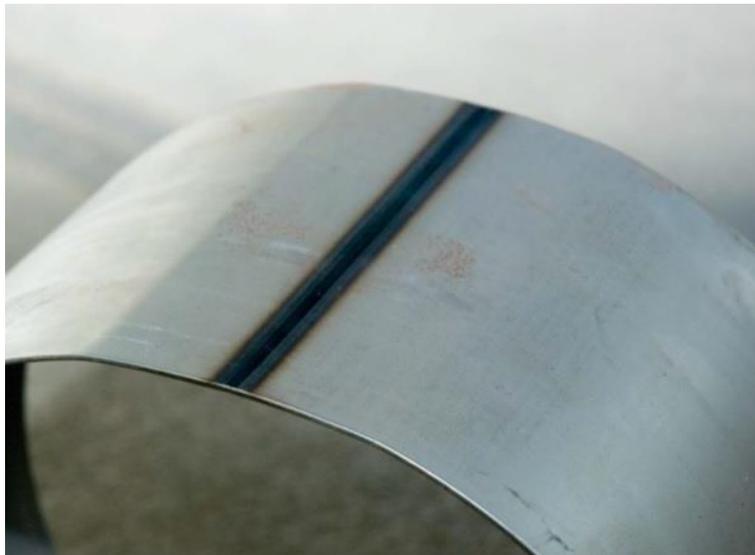


Abbildung 2-2: PS-geschweißter zylindrischer Rohling, der während der Produktion von Stahlfelgen weiterverarbeitet wird. [6]

2.1.1 Numerische Simulation des Pressstumpfschweißens

Von den Widerstandsschweißverfahren wurde bisher der Punktschweißprozess am häufigsten mit der FEM simuliert. Dieser vielfach numerisch behandelte Schweißprozess ist u.a. in [7] [8] [9] [10] [11] [12] umfangreich und ausführlich beschrieben. In der Literatur sind allerdings nur wenige Arbeiten, die sich mit der numerischen Simulation des PS-Schweißprozesses beschäftigen vorhanden. Im Folgenden wird ein Überblick über die bisherigen Veröffentlichungen gegeben.

Eine der ersten Arbeiten, in der die PS-Schweißsimulation behandelt wurde, stammt von Eggert G. M. und Dawson P. R. [13]. Sie haben ein thermo-viskoplastisches Materialmodell vom PS-Schweißprozess durch den Ergebnisvergleich der Experimente mit Simulationen diskutiert. Alle Werkstoffeigenschaften und Konstanten sind von unterschiedlichen Versuchen ausgewertet worden. Für das Modell sind gemessene Randbedingungen eingesetzt und der Prozess ist mit drei unterschiedlichen Geometrien

simuliert worden. Die vorhergesagten Temperaturen und elektrischen Spannungen, sowie die axiale Verschiebung stimmen gut mit den Messwerten überein. Es wurden auch die Grenzen vom Materialmodell aufgezeigt.

Nied H. A. [14] hat ein FE Modell für die Simulation des PS-Schweißprozesses entwickelt, mit dem er die Rolle und Empfindlichkeit der wichtigsten Prozessparameter untersuchte. Um ein besseres Verständnis über den Schweißprozess zu bekommen konzentrierte er sich auf die Verschiebungen und Spannungsfelder, mit denen er die Verformungscharakteristik analysierte. In der Arbeit ist die FE Formulierung beschrieben und es wird auf die Experimente eingegangen, die für die Modellvalidierung dienen.

Die rechnergestützte Modellierung vom Gleichstrom PS-Schweißprozess wurde in [15] von Wu F. et al. erforscht. Die FEM ist für Prozessberechnungen eingesetzt worden, wobei die Einwirkdauer vom Strom, der Spannung und Verformung variiert wurde. Im Modell kamen der Kontaktwiderstand und die temperaturabhängigen Materialdaten zum Einsatz. Die elektrothermische Wechselwirkung ist ebenfalls berücksichtigt worden. Da die Ergebnisse gute Übereinstimmung mit den Experimenten zeigten, wurde das Modell für zukünftige Analysen des PS-Schweißprozesses empfohlen.

Naus G. et al. [16] beschreiben die Modellierung und Steuerung des Gleichstrom Widerstandpressschweißprozesses, der in Felgenproduktionslinien eingesetzt wird. Für die Simulation wurde ein relativ einfaches und gleichzeitig genaues Modell in Matlab entwickelt und implementiert. Basierend auf diesem Modell ist ein neues Steuersystem für das PS-Schweißen entwickelt worden, die eine aktive Kontrolle der Schweißnahtqualität in Form von Schweißnahttemperatur und Stauchgröße ermöglicht. Dadurch können die Rüstzeiten und der Energieverbrauch deutlich reduziert werden.

Kerstens N. F. H. und Richardson I. M. [17] untersuchten die Wärmeverteilung beim PS-Schweißen. Dabei haben Sie das Phänomen der ungleichmäßigen Wärmeverteilung und Temperaturprofile umfassend experimentell analysiert. Es sind mögliche Ursachen für die lokalen Temperaturspitzen, den sogenannten Hot-Spots erforscht worden. Die Beobachtungen wurden mit den Ergebnissen von einem einfachen thermischen Modell verglichen. Im Marc-Mentat ist das vereinfachte Modell erstellt worden. Der Einfluss von elektrischen Eingabeparametern auf die Temperaturverteilung wurde dabei erforscht. Vom S460MC Stahl sind die thermomechanischen Materialdaten eingesetzt worden. Wegen Datenmangel sind die thermophysikalischen Materialdaten vom DP600 eingesetzt worden, um den Ergebnistrend aufzuzeigen. Das einteilige Modell ohne Kontaktfläche und zweiteilige Modell mit Kontaktfläche wurde ohne die mechanische Verformung simuliert. Es ist einmal eine gleichmäßige und die während dem Schweißvorgang im Labor gemessene ungleichmäßige Spannungsverteilung über die Probenbreite als Eingabeparameter für die Simulation definiert worden.

Das Simulationsergebnis in Abbildung 2-3 (a) veranschaulicht gut, dass im Fall der gleichmäßigen Stromdichteverteilung die Wärmeentwicklung über die Schweißnahtlänge ebenfalls gleichmäßig ist. Die gemessene ungleichmäßige Spannungsverteilung führt auch bei der Simulation zur ungleichmäßigen Wärmeverteilung entlang der Schweißnahtlänge (Abbildung 2-3 (b)). Mit dem vereinfachten Modell konnte die Entstehung von lokalen Temperaturspitzen numerisch berechnet und dargestellt werden.

Die ungleichmäßige Stromdichte in der einteiligen Probe kann durch die Inhomogenität im Material oder ungleichmäßige Stromverteilung an den Elektroden verursacht worden sein. Bei zweiteiligen Verbindungen kommt noch der Kontaktwiderstand hinzu, der durch Verunreinigungen, ungleichmäßige Verformung oder Oberflächenfehler beeinflusst wird. Es ist eher unwahrscheinlich, dass eine eventuell im Werkstoff vorhandene Inhomogenität allein zu den Hot-Spots führen kann. [17]

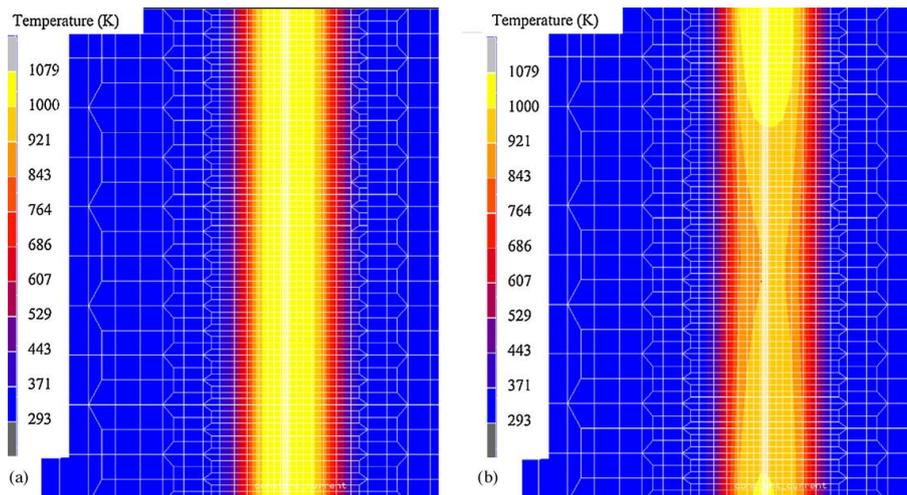


Abbildung 2-3: Temperaturprofile bei der PS-Schweißsimulation mit gleichmäßiger (a) und ungleichmäßiger (b) Stromdichteverteilung am einteiligen CAD Modell. [17]

In [17] wurden zwei mögliche Ursachen für die beobachteten Ungleichmäßigkeiten in der Wärmeverteilung beim PS-Schweißen genannt, die ungleichmäßige Aufbringung vom Stauchdruck in der Schweißzone und ungleichmäßige Klemmkraft zwischen den Proben und Elektroden. Es wird vermutet, dass letzteres durch eine Biegung der breiteren Elektroden verursacht wird. Mehr zu diesem Thema ist auch in der Dissertation [18] enthalten.

In der Veröffentlichung [19] haben Hamed M. et al. eine FE Analyse durchgeführt, bei der das thermische Verhalten vom PS-Schweißprozess simuliert wurde. Bei der numerischen Berechnung kam ein 2D axialsymmetrisches Modell mit gekoppelter elektrothermischer Analyse zum Einsatz. Die Studien erfolgten an einem Bauteil vom Öldrucksensor, der mit dem PS-Schweißverfahren geschweißt wurde. Der Einfluss vom elektrischen Strom und der Zeit auf die Zugfestigkeit der Schweißverbindung ist experimentell und numerisch untersucht worden. Die Ergebnisse lieferten einen idealen Satz von Prozessparametern, der die maximale Festigkeit der Schweißverbindung liefert. Außerdem wurde der Einfluss der Wärmenachbehandlungsdauer und des Stroms auf die Zugfestigkeit erforscht. Letzterer Teil lieferte die Erkenntnis, dass diese Parameter eine beachtliche Wirkung auf die Zugfestigkeit haben.

2.2 Hochfrequenzschweißprozess

Der HF-Schweißprozess ist ein automatisiertes Schweißverfahren, das insbesondere bei der Rohrfertigung eingesetzt wird. Dabei wird ein Spaltband durch Walzen zu einem Schlitzrohr geformt und anschließend längsgeschweißt. Beim Schweißvorgang werden wie beim PS-Schweißen zunächst die Stoßflächen erwärmt und unter Anwendung von Kraft gegeneinander gepresst. Die elektrische Wärmeeinbringung erfolgt dabei berührungslos über einen Induktor, der in stabförmiger oder umschließender Ausführung eingesetzt wird. Neben dieser Prozessvariante kann die Wärme auch konduktiv durch elektrische Kontaktkörper eingebracht werden, dies ist der HF-Widerstandsschweißprozess.

Die Prozessskizze des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit umschließendem Induktor ist in Abbildung 2-4 ersichtlich. Durch einen hochfrequenten Wechselstrom werden die Stoßflächen durch den *Skin*- und *Proximity*-Effekt (siehe Kapitel 2.2.1.1 und 2.2.1.2, ab S. 13) sehr schnell auf die Schweißtemperatur induktiv erwärmt. Dies ermöglicht eine sehr hohe Schweißgeschwindigkeit. Infolge der beiden Effekte wird die Schweißwärme gezielt in den Bereich konzentriert und fokussiert, in dem sie benötigt wird. Dadurch wird nur ein kleiner Volumenbereich des Bandmaterials erwärmt, was zu einer hohen Prozesseffizienz führt [20].

Über den Impeder wird der Magnetfluss in das geformte Spaltband konzentriert, wodurch eine größere Energiemenge in das Rohr eingeleitet wird. Der Impeder (siehe Kapitel 2.2.1.3, ab S. 14) ist ein Ferritstab, der meistens zum Schutz vor Schäden und zur Umlenkung des Kühlmittels in einem Glasfaserschild ausgeführt wird [21].

Die Kraftaufbringung erfolgt durch speziell dafür vorgesehene Schweißrollen (siehe Kapitel 2.2.2, ab S. 15). Während der Stauchung der Stoßflächen vom Rohr bildet sich nach außen und innen ein Schweißgrat, der anschließend durch abschälen im warmen Zustand entfernt wird.

Beim Schweißvorgang wird kein Zusatzwerkstoff verwendet. Bei richtiger Prozessdurchführung verbleiben keine Oxide und kein geschmolzenes Metall in der Fügelinie, da sie beim Durchgang der Stoßflächen durch die Schweißrollen ausgequetscht werden. [4] [22] [23] [24]

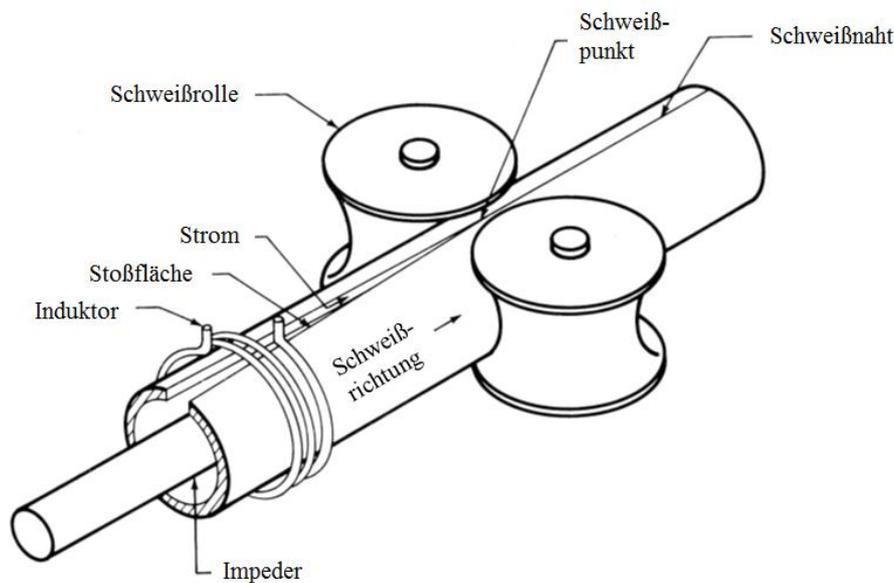


Abbildung 2-4: Induktives Längsnahtrohrschweißen mit dem HF-Schweißprozess. Der umschließende Induktor erwärmt die Stoßflächen. Durch Schweißrollen wird die Stauchung ausgeführt. [25]

In den späten 1940er und Anfang der 1950er Jahre wurde das HF-Schweißverfahren für Längsschweißnähte entwickelt, um den Bedarf für die qualitative und schnelle Produktion von Rohren zu decken. Die kontinuierliche Weiterentwicklung führte dazu, dass in den 1980er Jahren die erste stationäre HF-Induktionsschweißmaschine in Frankreich aufgestellt und industriell in Betrieb genommen wurde. Eine wesentliche Prozessverbesserung erfolgte in den 1990er Jahren, als die Vakuumrohr Oszillatoren durch statische Umrichter ersetzt wurden. Mit diesen konnte der richtige hochfrequente Strom aus einem großen Frequenzbereich einfacher ausgewählt werden. Außerdem haben sie eine größere Effizienz, höhere Zuverlässigkeit und Sicherheit, sowie eine kompaktere und flexiblere Bauweise. Die kontinuierliche Verbesserung von Schweißparametern wurde ab den 2000er Jahren mit HF-Schweißstromquellen ermöglicht, an denen die Parameter gezielt verändert werden können. Durch die unterschiedlichen Einstellmöglichkeiten ist auch die Produktvielfalt der Rohre gestiegen. [22] [26]

Ein Vorteil des HF-Schweißverfahrens ist, dass im Vergleich zu den Schmelzschweißverfahren kein Gussgefüge in der Schweißnaht entsteht [27]. Das Verfahren zeichnet sich besonders durch die hohe Schweißgeschwindigkeit aus. Je nach Werkstoffart, Rohrdurchmesser und -dicke liegt diese allgemein im Bereich von 10-150 m/min. Das Schweißen von häufig verwendeten Werkstoffen wie Stahl, Aluminium, Kupfer, Messing oder Titan ist mit dem HF-Schweißverfahren möglich. Die unterschiedlichen Werkstoffe, die zum HF-Schweißen verschiedene Frequenzen benötigen, können mit einem variablen Frequenzgeber auf einer HF-Anlage ohne Umbauarbeiten geschweißt werden [28]. Artfremde Ver-

bindungen, wie niedriglegierter-hochlegierter Stahl oder Aluminium-Kupfer/Nickel, sind für Spezialanwendungen ebenfalls möglich. Während dem Schweißvorgang wird in der Regel kein Schutzgas eingesetzt. Dieses kann allerdings im Schweißbereich über ein luftdichtes Gehäuse [29] integriert werden, wenn Werkstoffe wie Titan oder bestimmte Stahlsorten vor Lufteinflüssen geschützt werden müssen. Durch die konzentrierte Wärmeeinbringung mit dem hochfrequenten Strom wird nur ein schmaler Bereich lokal erwärmt, wodurch die Energieeffizienz sehr hoch ist und eine sehr kleine sanduhrförmige WEZ entsteht, da die induzierte Wärme an den Kanten höher als in der Blechmitte ist.

Ein Nachteil des HF-Schweißverfahrens ist der hohe Automatisierungsgrad. Der Prozess ist für kleine Stückzahlen und niedrige Schweißgeschwindigkeiten nicht geeignet und daher nur industriell einsetzbar. Außerdem ist die kontinuierliche Prozessführung notwendig, damit keine schädlichen Unterbrechungen in der Schweißnaht entstehen. Durch die Fördertechnik, Einformstrategie und Schneidgeschwindigkeit wird die maximale Schweißgeschwindigkeit eingeschränkt. Die Materialeigenschaften des zu schweißenden Spaltbandes und die Qualitätsanforderungen an die Schweißnaht bestimmen die minimale Schweißgeschwindigkeit. Ist diese und die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs zu niedrig, entsteht eine unzulässig hohe Wärmekonzentration im Schweißbereich. Beim induktiven HF-Schweißen von Rohren mit kleinem Durchmesser und großer Wandstärke ($d/t < 10$) sind größere Schweißgeschwindigkeiten notwendig, da sonst eine zusätzliche Kühlung des Impeders erforderlich wäre. [22] [30]

Der wichtigste Anwendungsbereich des HF-Schweißverfahrens ist die Rohrfertigung. Die Rohre werden überwiegend längsnahtgeschweißt. Neben diesem Verfahren wird auch der Laserstrahlschweißprozess häufig bei der Rohrerstellung angewendet [31]. Im Vergleich zum Laserstrahlschweißen, bei dem sich eine kleinere WEZ bildet und die Schweißgeschwindigkeit bis zu 15-18 m/min beträgt, besitzt das HF-Schweißverfahren eine viel höhere Schweißgeschwindigkeit und somit Produktivität [32]. Die geschweißten Rohre haben im Vergleich zu den nahtlosen, extrudierten Rohren eine bessere Blechstärkenkonsistenz und sie können auch ein größeres Verhältnis Rohrdurchmesser/Blechstärke haben [27] [31]. Mit dem HF-Schweißverfahren sind ebenfalls Stumpfschweißungen zur Verbindung von Rohrenden möglich. Mit einer entsprechenden Anpassung des HF-Schweißprozesses können auch I-Träger sowie andere Querschnitte geschweißt werden [33]. Die Größenordnung der Produktpalette bewegt sich im Bereich von Injektionsnadeln bis zu Pipelines [22]. Die mit dem HF-Schweißverfahren induktiv längsnahtgeschweißten Stahlrohre werden bereits viele Jahre erfolgreich für Erdöl und -gas Anwendungen eingesetzt [34].

Die Nockenwellen in Abbildung 2-5 zeigen ein Anwendungsbeispiel der HF-geschweißten Rohre aus der Fahrzeugindustrie. Die Nocken und Lagersitze wurden anschließend durch den IHU mit dem HF-geschweißten Rohr verbunden. Mit dem IHU wird außerdem eine Vielzahl von Bauteilen für den Automobilbau hergestellt, wie z.B. Antriebsstrangkomponenten, Konstruktionsrohre oder Auspuffsysteme. Dieser spezielle Umformprozess führt im Vergleich zum traditionellen Stanzen zur Gewichtseinsparung und Kostenreduzierung. Es können sehr komplexe Formen, dünnwandige und hohle Bauteile hergestellt werden, die mit keinem anderen Verfahren möglich sind [27]. Außerdem wird im Vergleich zu traditionell gestanzten oder geschweißten Bauteilen die Formstabilität und Integrität verbessert, sowie die Festigkeit und Steifigkeit erhöht. [32]



Abbildung 2-5: Nockenwellen als Anwendungsbeispiel des HF-geschweißten Rohres. Die Verbindung zwischen Nocken und Lagersitzen entstand durch den IHU. [voestalpine Stahl GmbH]

Die Schweißnahtqualität von HF-geschweißten Bauteilen ist in der Regel sehr hoch. Trotzdem können auch bei diesem Verfahren Schweißnahtfehler auftreten. Die Prüfung der HF-geschweißten Rohre kann mit zerstörenden und zerstörungsfreien Methoden erfolgen. Die frühzeitige Entdeckung von Fehlern ist entscheidend, damit die Problematik mit produzierten Rohrschrott Großteiles behoben wird oder fehlerbehaftete Produkte nicht an Kunden ausgeliefert werden.

Von den zerstörenden Prüfverfahren wird der genormte Aufweit-, Ringfalt- oder Bördelversuch [35] [36] [37] am häufigsten angewendet. Am beliebtesten ist der Aufweitversuch, bei dem das Probenende auf einem Kegeldorn bis zum Erreichen eines bestimmten Außendurchmessers an der Probenstirnfläche aufgeweitet wird. Nachteilig bei diesem Verfahren ist, dass Risse oder Bindefehler weit vom Rohrende nicht zum Versagen der Schweißnaht beim Versuch führen und somit unentdeckt bleiben. Der Ringfaltversuch ist einer der wenigen Prüfmethoden, mit dem die Prozesseinstellung und Schweißnahtduktilität schnell beurteilt werden kann. Die Bewertung des Stoßflächenbereichs mit einer gezielten Probenentnahme aus dem Schweißbereich ist ebenfalls eine einfache und schnelle zerstörende Prüfmethode, mit der sichergestellt wird, ob die Stoßflächen eben und parallel bei den Schweißrollen sind. Dadurch können Fehler an der Fügelinie, wie Kaltschweißung an der Außenkante oder Einschlüsse, ermittelt werden. Oft werden auch metallographische Schliffe von dem Rohr lichtmikroskopisch untersucht und die Härte geprüft. Mit den zerstörenden Prüfverfahren kann allerdings nicht die gesamte Rohrproduktion, wie mit zerstörungsfreien Prüfverfahren, untersucht werden.

Moderne nichtzerstörende Prüfverfahren, wie die Ultraschall- oder Wirbelstromprüfung, werden zur Entdeckung von Fehlern im Rohmaterial und im Schweißgut eingesetzt. Mit nichtzerstörenden Prüftechniken ist es allerdings sehr schwer Schweißnahtfehler zu finden, die sehr dünn und kurz sind, oder mit Oxidschichten gefüllt sind. Die zerstörungsfreien Prüfverfahren werden laufend mit dem HF-Schweißprozess entwickelt. Trotz der technologischen Entwicklung ist kein Hersteller in der Lage, ein zerstörungsfreies Prüfverfahren anzubieten, mit dem die Schweißnahtqualität zufriedenstellend nachgewiesen und garantiert werden kann. Die mit zerstörungsfreien Methoden gefundenen Fehler sollten immer mit zerstörenden Prüfverfahren, zur richtigen Interpretation der zerstörungsfreien Signale, ergänzt werden. Nur als Bestandteil eines gut ausgewählten Qualitätsprogramms funktionieren die wertvollen zerstörungsfreien Prüfverfahren in Kombination mit zerstörenden Prüfmethoden hervorragend. Dadurch können die unerwünschten Fehler entdeckt und vorbeugenden Maßnahmen zur Fehlervermeidung getroffen werden. [22] [29] [34] [38]

Das Prozessfenster bei der Parameterauswahl für das HF-Schweißen von niedriglegierten Stählen ist größer als bei den korrosionsbeständigen Stählen. Daher ist bei Letzteren eine größere Aufmerksamkeit bei der Prozess- und Schweißparameterauswahl zur Vermeidung von möglichen Schweißfehlern erforderlich. Beim HF-Schweißen von Werkstoffen mit ausgeprägter Seigerungszeitigkeit können Fehler, in Form von Rissen, entstehen. Beim Schaben der Bandkanten werden die Seigerungen auf einer Seite oder beiden Seiten aufgeschnitten. Diese werden beim Schweißvorgang durch die Schweißrollen in die Wulst

gestaucht, wodurch Hakenrisse entstehen können. Diese verursachen im Allgemeinen das Rohrversagen beim Kaltversuch und werden oft irrtümlich als Schweißfehler interpretiert. Letztlich ist es eine Problematik des gelieferten Bandmaterials. [27] [29]

Obwohl der HF-Schweißprozess industriell eingesetzt wird und heutzutage weit verbreitet ist, sind nur wenige wissenschaftliche Arbeiten über das Verfahren und die Auswirkungen der technologischen Prozessparameter auf die Schweißverbindung vorhanden. Der Einfluss von unterschiedlichen Schweißfrequenzen, -geschwindigkeiten, Blechstärken, Keillängen und Schweißtemperaturen auf die Schweißnahtqualität ist selten wissenschaftlich untersucht worden [29]. Da die Anwendung der numerischen Simulationen erst in den letzten Jahren stark zugenommen hat, existieren dementsprechend auch nur wenige Veröffentlichungen über die Modellierung des HF-Schweißprozesses.

2.2.1 Induktive Erwärmung

Der Kernbereich der HF-Schweißanlage, bei dem der eigentliche Schweißvorgang stattfindet, besteht aus der Stromversorgung, Induktionsspule, dem Impeder und den Schweißrollen. Die Geräte zur Energieerzeugung bewegen sich in einem Leistungsbereich von 30 kW bis 1000 kW. Frequenzen von 100 kHz bis 400 kHz werden von statischen Umrichtern erzeugt. Durch wassergekühlte Kupferleiter wird die Leistung übertragen. Um die Widerstandsverluste möglichst gering zu halten, müssen diese so kurz wie möglich und nahe an das zu schweißende Bauteil positioniert sein.

Zum HF-Schweißen von Rohren wird eine Induktionsspule eingesetzt, die üblicherweise aus ein bis drei Windungen besteht. Die Induktionsspule, die auch als Induktor bezeichnet wird, erfordert weniger Wartung als die Kontaktkörper. Sie hinterlässt auch keine Markierungen oder Kratzer an der Bauteiloberfläche. Bei größeren Rohrdurchmessern (≥ 305 mm) werden die Kontaktkörper wegen der direkten und effizienten Leistungsübertragung auf den Schweißbereich verwendet. Darüber hinaus bietet das HF-Schweißverfahren mit Kontaktkörpern bei größeren Rohrdurchmessern weitere Vorteile, wie höhere Schweißnahtqualität, niedrigeren Energieverbrauch oder weitere Kostenreduzierung durch den Verzicht auf den teuren Akkumulator oder große Impeder. [22] [24] [39]

Die induktive Erwärmung basiert an der Indizierung des elektrischen Stroms im Werkstück durch Wirbelströme. Der Wechselstrom fließt durch die Induktionsspule. Infolge des hohen Stroms wird in Umfangsrichtung ein Magnetfeld, wie um jeden stromdurchflossenen Leiter, erzeugt. Das elektromagnetische Wechselfeld induziert einen Wechselstrom im Rohr, der entgegen der Flussrichtung in die Induktionsspule fließt (Abbildung 2-6). Der erzeugte Strom wird in der Praxis als Wirbelstrom bezeichnet. Der leitende Werkstoff wird dann infolge der Ohm'schen Verluste erwärmt. Diese Joule'sche Wärme ist von dem elektrischen Werkstoffwiderstand und induzierten Strom abhängig. Die Maxwell Gleichungen (siehe ab S. 48) beschreiben die elektro-magnetischen Phänomene.

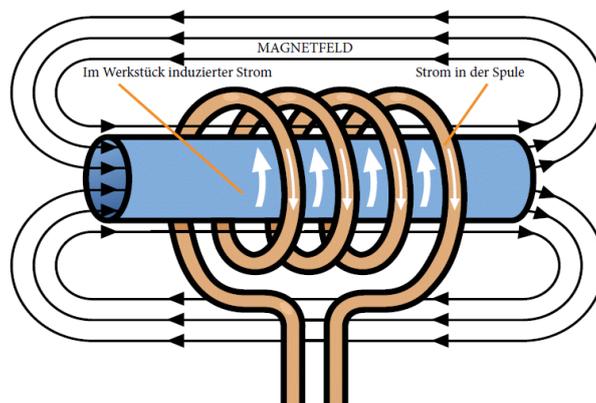


Abbildung 2-6: Prinzip der Induktionserwärmung an einem Rohr. Die Stromflussrichtung ist mit weißen und die Magnetfeldlinien mit schwarzen Pfeilen dargestellt. [40]

Die induktive Erwärmung ist schnell, effizient, gut wiederholbar und sicher, da keine Flamme eingesetzt wird. Der *Skin*- und *Proximity*-Effekt sind wichtige Phänomene bei der induktiven HF-Rohrschweißung und müssen daher auch beachtet werden. [41] [40] [42]

Neben den *Skin*- und *Proximity*-Effekt hat auch die Curie-Temperatur ($T = 769 \text{ }^\circ\text{C}$), bei der sich das magnetische Werkstoffverhalten ändert, einen großen Einfluss auf das Temperaturprofil an den Bandkanten. Beim Überschreiten dieser Grenztemperatur wird der Stahl paramagnetisch, d.h. unmagnetisch, wodurch die Stromeindringtiefe etwa um das 22-fache an den Bandkanten steigt. [43]

2.2.1.1 *Skin*-Effekt

Beim Durchfluss eines hochfrequenten Wechselstroms durch einen elektrischen Leiter ist die Stromdichte an der Oberfläche höher als in der Leitermitte. Diese Erscheinung wird als *Skin*-Effekt (engl. für Haut-Effekt) bezeichnet. Die Eindringtiefe des induzierten Stroms im Rohr, der durch das elektromagnetische Wechselfeld erzeugt wird, verringert sich mit zunehmender Frequenz (Abbildung 2-7). Durch diese Stromverdrängung besitzt der oberflächennahe Bereich eine sehr hohe Stromdichte. Die elektrische Eindringtiefe in die Rohroberfläche ist eine Funktion des elektrischen Widerstands und der magnetischen Permeabilität, die temperaturabhängig sind. Somit ist die Eindringtiefe und Durchdringung des Erwärmungseffekts neben der Frequenz auch von den Werkstoffeigenschaften und der Temperatur des Bauteils abhängig. In den meisten Metallen steigt der elektrische Widerstand mit der Temperatur, wodurch sich auch die Temperatur im Schweißbereich und die Eindringtiefe erhöht. [22] [24] [40]

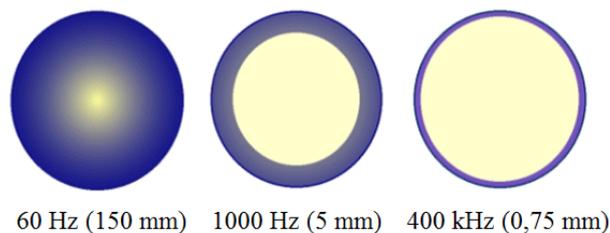


Abbildung 2-7: *Skin*-Effekt in einem elektrischen Leiter, beim Durchfluss des Wechselstroms mit drei unterschiedlichen Frequenzen. Die Stromeindringtiefe ist blau gefärbt. [24]

2.2.1.2 *Proximity*-Effekt

Beim Durchfluss eines hochfrequenten Wechselstroms durch zwei nahe angeordnete Leiter konzentriert sich die Stromdichte an deren Nachbarschaftsbereich (Abbildung 2-8, links). Diese Erscheinung zwischen zwei eng angrenzenden Leitern wird als *Proximity*-Effekt (engl. für Nachbarschaft-Effekt) bezeichnet. Bei einem stromdurchflossenen Einzelleiter tritt dieses Phänomen nicht auf. In diesem Fall wirkt nur der *Skin*-Effekt, wodurch sich die Stromdichte gleichmäßig im oberflächennahen Bereich konzentriert (Abbildung 2-8, rechts). Das beim induktiven HF-Rohrschweißen überwiegend nur die Bandkanten erwärmt werden liegt an dem *Proximity*-Effekt.

Durch den kombinierten *Skin*- und *Proximity*-Effekt konzentriert sich die Stromdichte entlang der Spaltflanken, zwischen der Induktionsspule und dem Schweißpunkt vom Rohr. Mit zunehmender Frequenz und kleinerem Spaltabstand werden die Effekte verstärkt. Dadurch wird der Schweißbereich gezielt erwärmt, was zur hohen Prozesseffizienz führt. Diese wird mit dem Impeder zusätzlich verbessert. [22] [24]

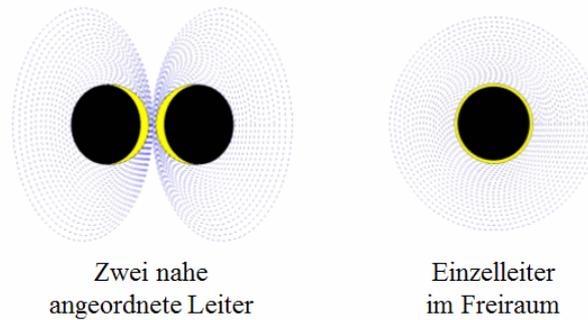


Abbildung 2-8: *Proximity*-Effekt bei zwei nahen angeordneten Leitern, durch die ein HF-Strom fließt (links). Beim Einzelleiter im Freiraum verteilt sich die elektrische Stromdichte (gelb) gleichmäßig im Oberflächennahen Bereich (rechts). Das Magnetfeld ist mit blauen, gestrichelten Linien skizziert. [24]

2.2.1.3 Impeder

Bei der induktiven Rohrherstellung ist der Impeder ein wichtiges Bauteil zur Erhöhung der Schweißeffizienz. Dies ist ein ferromagnetischer Stab, der im Rohrschweißbereich positioniert wird. Der Impeder befindet sich zum Schutz vor Schäden und zur Umlenkung des Kühlwassers meistens in einem Glasfaserschild.

Die Abmessungen und die Position des Impeders müssen sorgfältig ausgewählt werden. Der Durchmesser vom Impeder soll unter Berücksichtigung des Rohrdurchmessers möglichst groß sein. Es wird ein Spalt von einer Rohrwandstärke empfohlen. Als Richtwert für die Impederlänge dient mindestens der doppelte Abstand zwischen der Induktormitte und dem Schweißpunkt. Die Positionierung des Impeders variiert je nach Anwendungsfall. Im Allgemeinen ist das Impederende etwa 1,5 mm bis 3 mm hinter dem Schweißpunkt.

Von der eingeleiteten Schweißleistung in der Induktionsspule wird mit dem Impeder etwa 22 % zur Aufheizung der Stoßflächen umgesetzt. Ohne Impeder sinkt die Prozesseffektivität auf 5-10 %.

Der induzierte Strom im Rohr fließt entlang zweier Pfade. In Abbildung 2-9 sind die Stromverläufe im Rohr ohne (links) und mit (rechts) Impeder skizziert.

Bei der HF-Schweißung ohne Impeder fließt der Großteil des Stroms entlang der Rohrinne und wird kreisförmig über den Außenumfang geschlossen. Dadurch wird das gesamte Rohr quer zum Spalt aufgeheizt. Dieser Strompfad trägt nichts zum Schweißprozess bei.

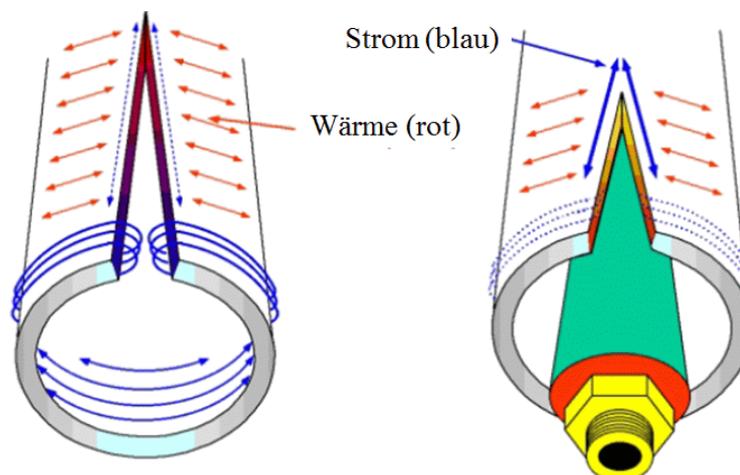


Abbildung 2-9: Stromverlauf (blaue Pfeile) im Rohr beim HF-Schweißen ohne (links) und mit (rechts) Induktor. Die Wärmeverteilung (rote Pfeile) ist ebenfalls skizziert. [24]

Mit dem Impeder wird die induktive Impedanz, d.h. der Scheinwiderstand an der Rohrinneinnenseite erhöht. Dadurch fließt der Strom überwiegend entlang der Bandkanten und bildet mit der Rohraußenwand einen geschlossenen Kreis. Die Verlustenergie ist dadurch niedriger, da das Rohr hauptsächlich entlang der Bandkanten erwärmt und die Schweißleistung effizient genutzt wird. Bei idealen Umständen wird die Impedanz an der Rohrinneinnenseite soweit erhöht, dass der größte Stromanteil entlang der Bandkanten fließt.

Der Wirkungsgrad vom Impeder wird mit der Einsatzzeit reduziert, was zum Abfall der Schweißtemperatur führt. Dadurch steigt die Wahrscheinlichkeit für Kaltschweißungen und somit auch für schlechte Schweißnahtqualität. Diese Problematik kann mit dem periodischen Austausch des Impeders oder der Anpassung der Schweißleistung auf die erforderliche Schweißtemperatur gelöst werden. Mit einem längeren und breiteren Keil kann die Impedanz ebenfalls erhöht werden. Gleichzeitig steht auch mehr Zeit zum Aufheizen der Stoßflächen zur Verfügung, wodurch allerdings die Wärmeabfuhr von den Bandkanten und somit der Energieverlust erhöht wird.

Die Keillänge, d.h. der Abstand zwischen der Induktormitte und dem Schweißpunkt hat einen größeren Einfluss auf die WEZ als die Schweißfrequenz. Die Keillänge sollte für eine bessere Prozesseffizienz so klein wie möglich sein. Empfohlen wird ein Wert von einem und nicht viel länger als zwei Rohrdurchmesser, damit es zu keiner magnetischen Sättigung des Impeders und somit höheren Leistungsbedarfs kommt. Beim HF-Schweißprozess mit Kontaktkörpern, der zum Schweißen von größeren Rohrdurchmessern eingesetzt wird, ist kein Impeder erforderlich. [21] [22] [24] [44] [45]

2.2.2 Schweißrollen

Die aufgeheizten Bandkanten werden durch Schweißrollen aufeinandergepresst, wodurch die Schweißverbindung entsteht. Die Druckeinheit, auch Schweißbox genannt, muss mit hohem Präzisionsgrad arbeiten und stark genug zur Erzeugung der Schweißverbindung sein. Die Anordnung der Schweißrollen und ihre Anzahl können variieren, Abbildung 2-10.

Am häufigsten wird die Variante eingesetzt, bei der zu den seitlich massiven Schweißrollen zusätzlich zwei kleinere Toprollen (Abbildung 2-10a) eingesetzt werden. Mit letzteren werden die Stoßkanten am Umfang gepresst, damit sie parallel sind und die inneren Kanten nicht vor den äußeren in Kontakt treten [24]. Diese Variante kam auch in dieser Arbeit zum Einsatz. Zur Erhöhung der Standzeit werden die Rollen mit Wasser aktiv gekühlt.

Bei kleineren Schweißrollen wird auf der Rohrunterseite eine zusätzliche dritte Schweißrolle eingesetzt (Abbildung 2-10b). Viele kleine HF-Schweißanlagen verwenden nur drei Schweißrollen, die in 120° zueinander positioniert sind. Diese besitzen entweder eine Schweißrolle an der Rohrunterseite (Abbildung 2-10c), die für ein niedrigeres Verhältnis Rohrdurchmesser/-dicke verwendet wird oder eine gerillte Schweißrolle an der Rohroberseite (Abbildung 2-10d), die besonders für ein größeres Verhältnis Rohrdurchmesser/-dicke ($>10:1$) geeignet ist. Für sehr kleine Rohrdurchmesser eignen sich am besten zwei Schweißrollen. [44]

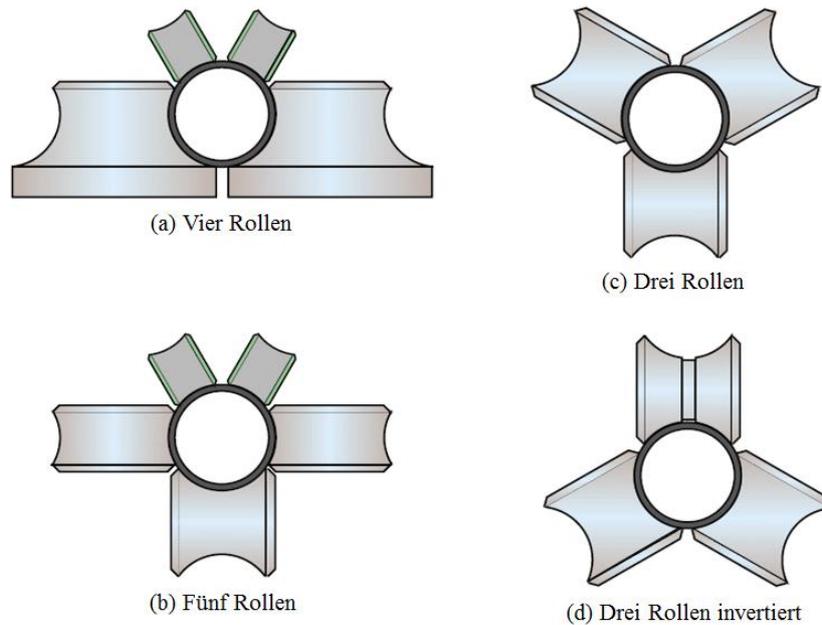


Abbildung 2-10: Mögliche Anordnung der Schweißrollen auf der HF-Schweißanlage. Variante (a) besteht aus zwei Schweiß- und zwei Toprollen. Bei (b) ist zusätzlich eine dritte Schweißrolle auf der Rohrunterseite positioniert. Variante (c) ist mit drei Schweißrollen ausgestattet. Bei (d) sind die drei Schweißrollen invertiert angeordnet, mit einer gerillten auf der Rohroberseite. [44]

2.2.3 Schweißfrequenz

Die Schweißfrequenz führt zum Aufheizen der Stoßflächen auf die erforderliche Schweißtemperatur vor den Schweißrollen und ist somit ein wichtiger Schweißparameter. In der Literatur gibt es keine genaue Abgrenzung der Schweißfrequenz beim HF-Schweißen.

Unabhängig von den Rahmenbedingungen wird in der Regel eine minimale Frequenz von 100 kHz zum HF-Rohrschweißen benötigt. Eine Obergrenze ist im Allgemeinen nicht festgelegt. In der Praxis hat sich die Schweißfrequenz von 400 kHz für die meisten Anwendungen durch experimentelle Untersuchungen und Anwendererfahrung als gut erwiesen [26]. Mit der Frequenzänderung des elektrischen Stroms in der Induktionsspule wird gleichzeitig auch das induzierte Magnetfeld im Rohr verändert.

Die Auswirkungen der Schweißfrequenzänderungen auf die Spitzentemperatur in den Stoßflächen und durchschnittliche WEZ-Breite sind in Abbildung 2-11 ersichtlich. Die Parameterstudie ist dabei mit drei unterschiedlichen Frequenzen (300 kHz, 400 kHz und 500 kHz) in [46] numerisch analysiert worden. Die Spitzentemperatur steigt mit der Erhöhung der Frequenz (schwarze Kurve), da die Wärmeeindringtiefe invers proportional der Quadratwurzel der Frequenz ist. Demzufolge steigt auch die Stromdichte an den Stoßflächen.

Mit der Frequenzerhöhung sinkt, infolge der konzentrierten Wärmeeinbringung an der Oberfläche, die durchschnittliche WEZ-Breite (rote Kurve). Beim HF-Schweißen mit niedriger Frequenz wird durch die größere Eindringtiefe die WEZ, insbesondere in der Bandmitte, breiter. Dadurch kann die Sanduhrform der WEZ verringert werden, da die Bandkanten nicht überhitzt werden. Mit der Minimierung der taillenförmigen Verengung der WEZ wird eine homogenere Schweißnaht mit gleichmäßigerer Härteverteilung erreicht. Die Schweißfrequenz darf nicht zu niedrig sein, da sonst der *Skin*-Effekt nicht zum Tragen kommt und die Schweißgeschwindigkeit reduziert werden muss.

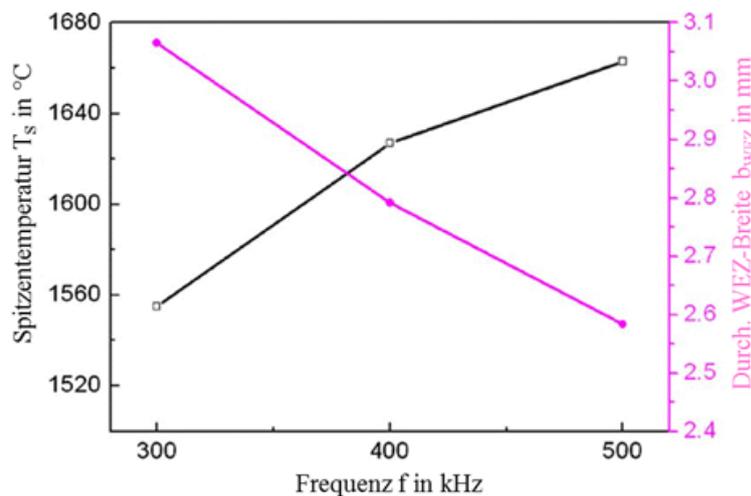


Abbildung 2-11: Spitztemperatur und durchschnittliche WEZ-Breite als Funktion der Frequenz bei der Schweißgeschwindigkeit von 18 m/min. Die Ergebnisse sind numerisch berechnet. [46]

Die Wärmeeinbringung und das Temperaturprofil an den Bandkanten beim HF-Schweißen hängen auch von vielen anderen Faktoren ab. Die Schweißfrequenz ist ohne Zweifel ein wichtiger Schweißparameter bei der Prozesskontrolle und sollte in Kombination mit anderen Parametern berücksichtigt werden. Der induktive HF-Schweißprozess kann daher nicht nur über die Schweißfrequenz als Einflussgröße definiert werden. Bei allen Überlegungen der Parameteroptimierungen muss das Kernziel der effektiven und kostengünstigen Rohrproduktion immer in Erinnerung gerufen werden, damit die technologische und wirtschaftliche Prozesseffizienz entsprechend den geforderten Produkthanforderungen erreicht wird. [43] [46] [47]

2.2.4 Schweißgeschwindigkeit

Die Auswirkung der Schweißgeschwindigkeit auf das Temperaturfeld wird durch die Aufheizzeit charakterisiert. Die elektromagnetisch induzierte Wärme im Stoßflächenbereich wird durch die Wärmeleitung im Rohr transportiert. Mit der Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit wird die Verweilzeit des Werkstoffs zwischen der Induktionsspule und den Schweißrollen verkürzt. In Folge dessen steht weniger Zeit für den Wärmeeintrag und -transport zur Verfügung. Dadurch sinkt die Spitztemperatur. Um dies auszugleichen ist eine höhere Schweißfrequenz notwendig.

Welche Schweißgeschwindigkeit bei unterschiedlichen Wanddicken mit der entsprechenden Leistung und Frequenz erzielt werden kann ist in Abbildung 2-12 dargestellt. Der Rohinnendurchmesser beträgt bei dem angegebenen Beispiel 25 mm. Die Schweißgeschwindigkeit muss mit zunehmender Wanddicke stark reduziert werden. Daher sind nur Rohre mit kleinen Wanddicken mit den induktiven HF-Schweißverfahren wirtschaftlich ffügbar. Über den Korrekturfaktor (rechts oben) können die Schweißparameter für andere Rohrdurchmesser ermittelt werden. [5]

Abbildung 2-13 zeigt den Verlauf der erforderlichen Leistung als Funktion der Frequenz für eine bestimmte Rohrgröße bei drei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten. Die experimentell gemessenen Verläufe (violett) sind mit den numerisch berechneten Verläufen (gelb) gut nachvollzogen worden. Die Kurvenverläufe zeigen, dass bei der niedrigen Schweißgeschwindigkeit (30,5 m/min) die Frequenz nur einen geringen Einfluss auf die erforderliche Leistung besitzt. Der Leistungsbedarf ändert sich bei höheren Schweißgeschwindigkeiten im Frequenzbereich von 200 kHz bis 400 kHz um etwa 25 %. Bei induktiven HF-Rohrschweißungen mit niedriger Frequenz ist im Allgemeinen eine höhere Schweißleistung für die gleiche Schweißgeschwindigkeit erforderlich. [48]

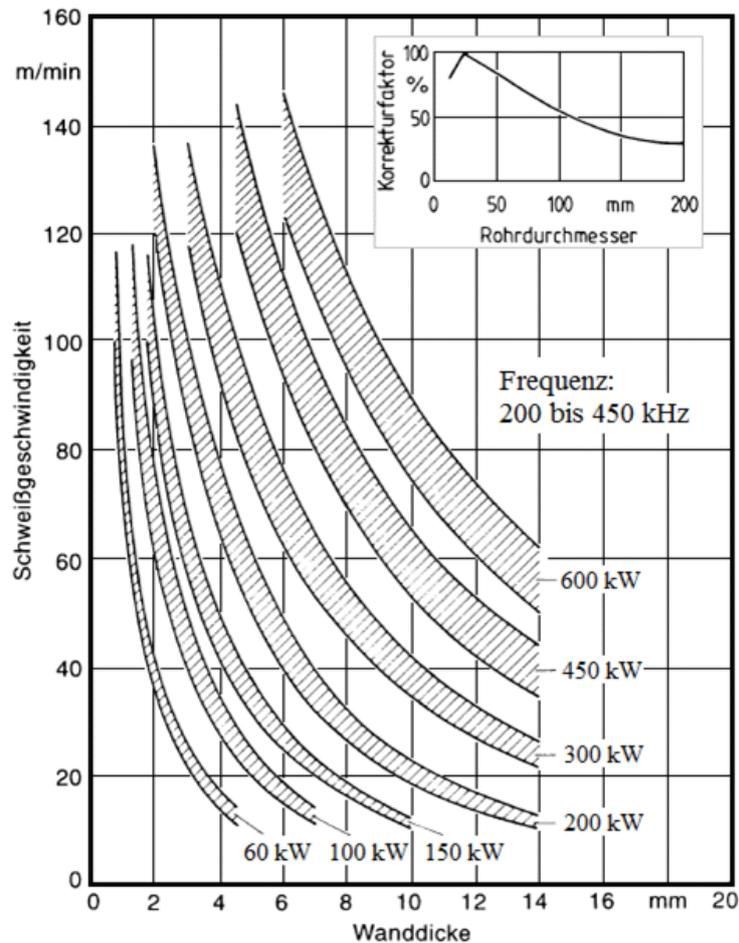


Abbildung 2-12: Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Wanddicke und der erforderlichen Leistung im Frequenzbereich von 200 kHz bis 450 kHz beim induktiven HF-Rohrschweißen mit einem inneren Rohrdurchmesser von 25 mm. Für andere Rohrdurchmesser dient der Korrekturfaktor (rechts oben). [5]

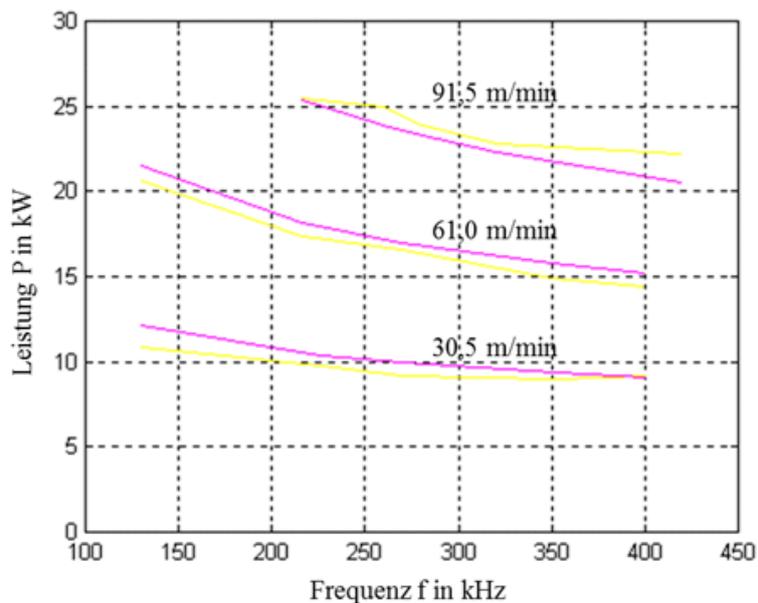


Abbildung 2-13: Leistung als Funktion der Frequenz bei drei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten vom HF-Schweißprozess. Die experimentellen Werte (violette Kurven) sind mit numerischen Berechnungen (gelbe Kurven) verglichen worden. [48]

2.2.5 Wärmenachbehandlung

Die sanduhrförmige WEZ der HF-Rohrschweißnaht besteht nach dem Schweißvorgang überwiegend aus Martensit. Diese harte, feste und spröde tetragonal raumzentrierte Phase führt oft zum Versagen beim Kalt- und Aufweitversuch. Außerdem können durch den Martensit in der WEZ katastrophale Schäden am Endprodukt entstehen. Aus diesem Grund muss die Schweißnaht bei sehr hohen Qualitätsanforderungen wärmenachbehandelt werden, um den unerwünschten Martensit in der WEZ zu beseitigen bzw. anlassen. Dadurch können spezielle Forderungen, wie gute Umformbarkeit oder Zähigkeit erfüllt werden. Die Wärmenachbehandlung führt dazu, dass die Härte reduziert und Duktilität verbessert wird.

Für die Wärmenachbehandlung wird die HF-Schweißanlage mit einer zusätzlichen Ausrüstung erweitert (Abbildung 2-14). Diese Nachrüstung erfordert die beachtliche Verlegung von nachgeschalteten Ausrüstungen, da sie zwischen der Schweißstation und den Kalibrierwalzen positioniert wird. Die Glühstation (Abbildung 2-14, links) besitzt einen Wechselrichter, über den die Stromversorgung des Induktors erfolgt. Dieser besteht aus einem wassergekühlten Kupferrohr, über den hufeisenartige Silizium-Stahl-Scheiben gestapelt sind (Abbildung 2-14, rechts). Dadurch wird das Magnetfeld auf die Schweißnaht fokussiert und die Systemeffizienz verbessert. Die gezielte Wärmenachbehandlung der Schweißnaht erfolgt von der Rohraußenseite über den Induktor-Stab. Üblicherweise fließt ein elektrischer Strom im mittleren Frequenzbereich von 1 kHz bis 6 kHz durch den Induktor. Zur optimalen Leistungsausnutzung und effizienten Wärmenachbehandlung ist eine kleine Lücke zwischen dem Rohr und Induktor entscheidend. Sie beträgt typischerweise etwa 6 mm bis 9 mm.

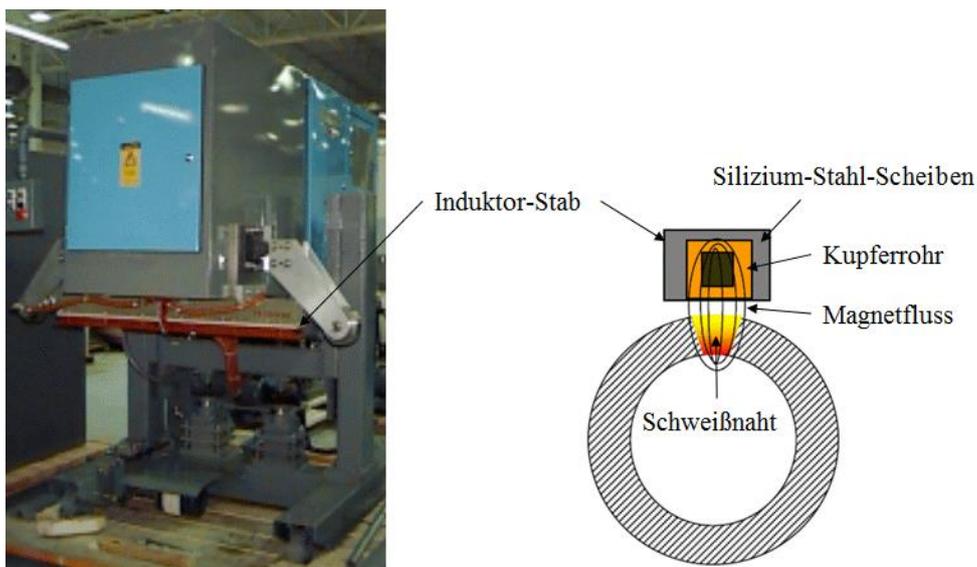


Abbildung 2-14: Zusätzliche Ausrüstung für die HF-Schweißanlage zur Wärmenachbehandlung des geschweißten Rohres (links). Die Schweißnaht wird Außenseitig über den Induktor-Stab gezielt wärmenachbehandelt (rechts). [49]

In der Praxis wird die Nahtnormalisierung am häufigsten angewendet. Dabei wird die WEZ in den Temperaturbereich des Austenits (950 °C - 1010 °C) aufgeheizt, wodurch der Martensit in den Austenit umwandelt. Die Spitzentemperatur darf nicht höher sein, um Kornvergrößerung zu vermeiden. Damit die Normalisierung ihre volle Wirkung erzielt, muss die Schweißnaht unter 700 °C an Luft abkühlen. Vor der Wasserkühlung muss daher für genügend Abstand und somit Abkühlzeit gesorgt werden, damit es zu keiner Neubildung des Martensits kommt. Als Richtwert wird empfohlen, den doppelten Abstand der Schweißgeschwindigkeit einzuhalten. Bei 30 m/min wären demnach 60 m Luftkühlung notwendig, damit die WEZ unter 700 °C abkühlt. Anschließend kann die Wasserkühlung angewendet werden. In der Praxis wird zur Vermeidung von Härterissen die wärmenachbehandelte WEZ vor der Wasserabschreckung unter 370 °C an Luft abgekühlt.

Beim Anlassen der WEZ erfolgt die Erwärmung unterhalb der Austenitisierungstemperatur, meistens zwischen 540 °C und 700 °C, wodurch es zu keiner Phasenumwandlung kommt. Dadurch wird beim angelassenen Martensit die Härte reduziert und die Duktilität verbessert. Der Vorteil bei dieser Wärmenachbehandlung ist, dass die Kühlung weniger Zeit benötigt und demzufolge die Anlagenlänge für die Luftkühlung kürzer ausfällt. Das Anlassen ist allerdings für kritische Anwendungen, bei denen die Korrosion an der Schweißlinie zu großen Schäden führen kann, nicht ausreichend.

Das Vergüten, d.h. Härten und Anlassen, wird insbesondere zum Wärmenachbehandeln von Rohren mit großen Durchmessern und Wandstärken zur Verbesserung der Festigkeit und Zähigkeit eingesetzt. Bei diesem Prozess wird an einem Induktor die WEZ auf eine Temperatur wie beim Normalisieren erwärmt und anschließend mit Wasser abgeschreckt, wodurch sich rein martensitisches feinkörniges Gefüge bildet. An einem zweiten Induktor wird die Naht angelassen. Die anschließende Kühlung benötigt nicht viel Zeit und demzufolge eine kürzere Luftkühlstrecke als beim Normalisieren. Die Vergütung erfordert im Vergleich zu den beiden anderen Wärmebehandlungsverfahren für zufriedenstellende Ergebnisse eine größere Aufmerksamkeit bei der Prozesskontrolle und Ergebnisprüfung.

Die Wärmenachbehandlungen können auch am gesamten Rohr durchgeführt werden. Dabei ist allerdings Vorsicht geboten, damit die Festigkeit des Bauteils nicht zu stark abnimmt. Außerdem können die im Werkstoff vorhandenen Seigerungen nach der Gesamtwärmenachbehandlung zu ungleichmäßiger Härteverteilung führen, was eine schlechte Gebrauchstauglichkeit des Endprodukts zu Folge hat. [49] [50] [51]

Yan P. et al. [25] [52] [53] [54] [55] haben an zwei Pipeline Stahlsorten vom X65 das Phänomen erforscht, bei dem die Schweißnahtzähigkeit auch mit einer anspruchsvollen Wärmenachbehandlung nach dem induktiven HF-Rohrschweißen nicht zufriedenstellend verbessert wird. Es wurde erstmalig festgestellt, dass die Ursache bei gebildeten groben „kristallographischen Körnern“ liegt. Durch die Anhäufung von Körnern mit ähnlicher Orientierung wird der Widerstand gegen Spaltrissausbreitung verringert. Wegen dem „Austenit Memory-Effekt“ wird dieses Phänomen auch nicht durch eine Wärmenachbehandlung behoben. Dieser Effekt führt zur Erneuerung der groben Kornstruktur beim Abkühlen des Rohres auf Raumtemperatur. Die kristallographische Korngröße und Einschlüsse in der Schweißverbindung verursachen eine niedrigere Zähigkeit. Als mögliche Abhilfemaßnahme wurde eine modifizierte Wärmenachbehandlung mit zwei Zyklen vorgeschlagen, um die Zähigkeit zu verbessern. Aus Mangel an Material konnte diese allerdings nicht getestet werden und wurde daher als Vorschlag für zukünftige Untersuchungen empfohlen.

Neben der Schweißfrequenz, -geschwindigkeit und Wärmenachbehandlung hat auch die Blechdicke, -qualität, Schabung, Rohreinformstrategie, der Keilwinkel, Abstand zwischen der Induktionsspule und den Schweißrollen, d.h. die Keillänge, Impeder, -größe, -position, sowie der Abstand zwischen der Induktionsspule und dem Rohr Einfluss auf die Schweißnahtqualität und Prozessausbeute beim induktiven HF-Rohrschweißprozess. Die Variation der Prozessparameter ist oftmals zeit- und kostenintensiv, sowie sehr schwierig durchzuführen.

Die numerische Simulation des Schweißprozesses ist neben den experimentellen Untersuchungen eine alternative Möglichkeit Parametervariationen durchzuführen und deren Einfluss auf das Ergebnis zu analysieren. Im nächsten Kapitel wird das Thema der numerischen Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit der FEM und deren Möglichkeiten nach dem heutigen Stand der Technik ausführlich behandelt.

2.2.6 Numerische Simulation des Hochfrequenzschweißens

Erstmalig wurde eine umfassende theoretische Beschreibung der thermischen Berechnung des HF-Schweißprozesses von Paul F. Scott und W. Smith in [56] durchgeführt. Mit den aufgestellten Gleichungen ist der Einfluss der Schweißfrequenz auf die Temperaturverteilung simuliert und mit zahlreichen experimentellen Messdaten verglichen worden. Mit der theoretischen Prozessbeschreibung kann der Einfluss der Schweißfrequenz auf die Wärmeverteilung im Schweißbereich, die erforderliche Schweißleistung, die Breite der WEZ und den Magnetfluss im Impeder beschrieben werden.

Für die thermische HF-Schweißsimulation ist die Geometrie, wie in Abbildung 2-15 dargestellt, eingesetzt worden. Dabei fließt der Strom entlang der Stoßflächen, beginnend bei $y = 0$. Aus Gründen der numerischen Lösbarkeit der Wärmeleitungs- und elektrischen Stromdichtegleichung wurde die Rohrkrümmung vernachlässigt. Dadurch konnte das kartesische, statt das polare Koordinatensystem verwendet werden.

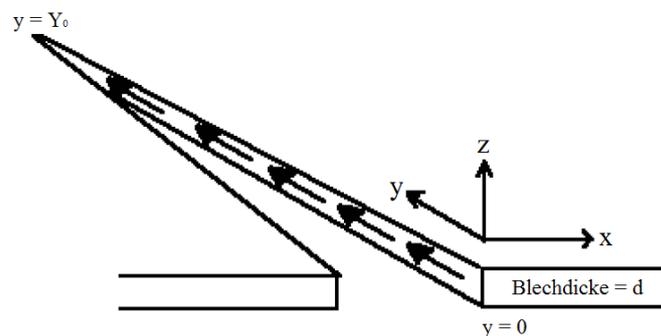


Abbildung 2-15: Geometrie des Keilbereichs für die thermische HF-Schweißsimulation. Der Strom fließt entlang der Stoßflächen, beginnend bei $y = 0$. [56]

Aus den Untersuchungen folgte die Schlussfolgerung, dass der HF-Schweißprozess zwei unterschiedliche Betriebsbereiche besitzt, die sich durch die Schweißgeschwindigkeit und -frequenz unterscheiden. Im „Electric Power Mode“ wird der Schweißprozess durch den *Skin*-Effekt beherrscht. Im Vergleich dazu wird der Schweißprozess im „Thermal Mode“ durch die Wärmeleitung bestimmt.

In Abbildung 2-16 ist die kritische Schweißgeschwindigkeit als Funktion des Rohraußendurchmessers bei unterschiedlichen Schweißfrequenzen dargestellt. Wird der HF-Schweißprozess mit einer Schweißgeschwindigkeit über der kritischen Kurve der jeweiligen Schweißfrequenz durchgeführt liegt der Betriebspunkt im „Electric Power Mode“. Andernfalls wird unter der kritischen Kurve der jeweiligen Schweißfrequenz der Schweißvorgang im „Thermal Mode“ durchgeführt.

Die kritische Schweißfrequenz als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Rohraußendurchmesser ist in Abbildung 2-17 ersichtlich. Der HF-Schweißprozess befindet sich im „Thermal Mode“, wenn der Betriebspunkt über der kritischen Frequenzkurve liegt. Andererseits ist er im „Electric Power Mode“ beim Betriebspunkt unterhalb der kritischen Frequenzkurve.

Für den Sonderfall, dass sich der Betriebspunkt auf der Kurve befindet, wird der HF-Schweißprozess im sogenannten „Transition Mode“ durchgeführt.

Außerdem wurde in [56] festgestellt, dass der Prozessbetrieb unter der kritischen Schweißfrequenz zu einem 80 % höheren Leistungsbedarf führt. Der erforderliche Magnetfluss im Impeder ist ebenfalls beschrieben worden. Die ausführliche Beschreibung der physikalischen Gesetze, sowie ihre Herleitungen sind in der zitierten Publikation zu finden. Eine kompaktere mathematische Beschreibung ist in der Arbeit [48] enthalten.

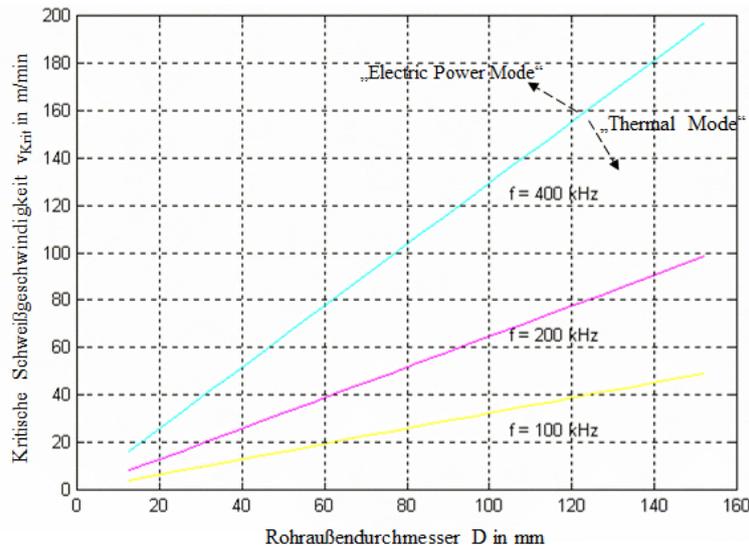


Abbildung 2-16: Kritische Schweißgeschwindigkeit als Funktion des Rohraußendurchmessers für unterschiedliche Schweißfrequenzen des HF-Rohrschweißprozesses. Keillänge Y_0 ist mit dem Rohraußendurchmesser gleichgesetzt worden. [56]

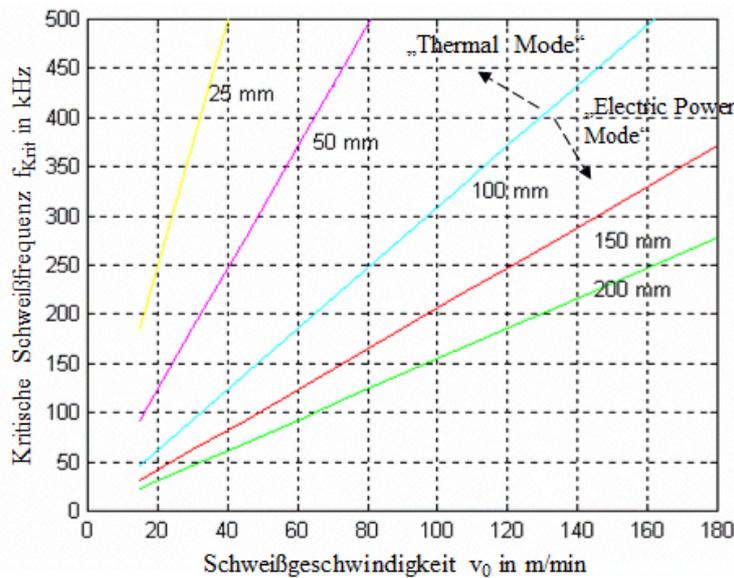


Abbildung 2-17: Kritische Schweißfrequenz als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Rohraußendurchmesser des HF-Schweißprozesses. Keillänge Y_0 ist mit dem Rohraußendurchmesser gleichgesetzt worden. [56]

Zusammenfassend wurde festgestellt, dass eine höhere Schweißfrequenz, größere Keillänge und niedrigere Schweißgeschwindigkeit dazu führen, dass der HF-Schweißprozess im „Thermal Mode“ betrieben wird und eine niedrige Schweißfrequenz, kurze Keillänge und hohe Schweißgeschwindigkeit bewirkt die Prozessführung im „Electric Power Mode“. Die Prozessführung im „Thermal Mode“ führt, im Gegensatz zum „Electric Power Mode“ zu niedrigerem Stromverbrauch, schmaler WEZ, besserer Stabilität bei Parametervariationen und geringerem Magnetflussverlusten im Impeder. Die Prozessführung im „Transition Mode“ ist ebenfalls besser als im „Electric Power Mode“. [56]

Paul F. Scott hat ein mathematisches Modell mit temperaturabhängigen elektrischen und physikalischen Materialkennwerten in [57] hergeleitet, mit dem die Temperaturverteilungen im Schweißbereich berechnet werden kann. Die Codierung und Berechnung erfolgte mit der Software Matlab. Es wurden dabei, an Hand von unterschiedlichen technologischen Parameterkombinationen, einige spezifische

Schweißprobleme untersucht. Durch die Anwendung der FE Modellierung konnte das HF-Schweißprozessverständnis erweitert und vertieft werden.

Die HF Erwärmung ist von Asperheim John Inge, Grande Bjørnar et al. in [58] [59] [60] mit der FEM analysiert worden. Mit stark idealisierten Bedingungen am 2D Modell wurden die komplexen Zusammenhänge der elektromagnetischen und thermischen Analyse beschrieben. Die mechanische Stauchbelastung ist in der Arbeit nicht berücksichtigt worden. Die Simulationen wurden mit der kommerziellen Software Flux 2D von CEDRAT durchgeführt. Am CAD Modell ist nur eine geringe Wärmeeindringtiefe in Querrichtung angenommen und die Rohrkrümmung vernachlässigt worden. Es wurden Vereinfachungen getroffen, wie parallele Stoßflächen bei der Berechnung, der Stromfluss erfolgt hauptsächlich in Längsrichtung oder der Impeder hat keinen Einfluss auf die Stromverteilung im Keilbereich. Die sanduhrförmige Temperaturverteilung ist mit der Symmetrieausnutzung am Viertel-Querschnitt simuliert worden. Dabei ist die Temperaturverteilung im Schweißbereich und der Einfluss vom unterschiedlich großen Keilwinkel, Schweißfrequenzen und -geschwindigkeiten untersucht worden. Die Analyse zeigte, dass ein kleiner Keilwinkel für eine qualitative Schweißverbindung notwendig ist und bei größerem Öffnungswinkel eine Reihe von Schwierigkeiten, wie überhitzte Kanten oder zu niedrige Temperatur in der Stoßflächenmitte auftritt. Eine lineare Beziehung zwischen dem Keilwinkel und der Menge des geschmolzenen Materials wurde mit der Berechnung festgestellt. Mit der Reduzierung des Keilwinkels ist weniger Energieeinbringung und ein kleinerer Querschnitt vom Impeder notwendig. Unabhängig von der Schweißfrequenz kann mit kleinerem Keilwinkel auch die Schweißgeschwindigkeit wesentlich erhöht werden.

Die Ermittlung der optimalen Schweißfrequenz bei der Rohrproduktion ist von Paul F. Scott [61] mit der FE Analyse untersucht worden. Das 3D Modell ist segmentweise in 2D Modelle aufgeteilt und die Temperaturverteilung bis zu den Schweißrollen berechnet worden. Die thermische Analyse wurde an Rohren mit zwei unterschiedlichen Blechstärken und je zwei Schweißfrequenzen (200 kHz und 400 kHz) durchgeführt. Bei der Verwendung von niedriglegierten Stählen kann eine gute Schweißnahtqualität in einem breiten Frequenzbereich erzielt werden. Der HF-Schweißprozess verzeiht demzufolge nicht optimale Parametereinstellungen. Mit sorgfältigen Untersuchungen können jedoch gezielte Verbesserungen mit unterschiedlichen Schweißfrequenzen erreicht werden. Im Allgemeinen wird die Schweißnahtqualität bei dünnwandigen Rohren mit höheren Frequenzen und dickwandigen Rohren mit niedrigeren Frequenzen verbessert. Mit der FE Analyse besteht die Möglichkeit, gezielte Frequenzänderungen bei unterschiedlichen Materialien und Blechstärken durchzuführen.

Im Forschungsprojekt [62] war eines der Ziele, die numerische Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses der Firma Jansen. Dabei sollten die Simulationsergebnisse der Rohreinformung von MSC.MARC/Mentat an SYSWELD für die Schweißsimulation übergeben und nachfolgend wieder mit MSC.MARC/Mentat gekoppelt werden, um die Kalibrierung vom Rohr zu simulieren. Angestrebt war, die einzelnen Prozessschritte zu koppeln und den gesamten Prozessablauf zu modellieren. Dies war aus mehreren Gründen nicht möglich. Die Kopplung der Softwarepakete konnte nicht umgesetzt werden und das Stauchen des Schweißwulstes ist nicht realisiert worden. Die Schweißsimulation erfolgte dann auch in MSC.MARC/Mentat, wobei ein vereinfachtes Wärmequellenmodell für die Simulation der Wärmeinbringung eingesetzt wurde. Beim Modell ist die Rohrkrümmung vernachlässigt worden. Die grobe Vernetzung führte zur ungenauen Berechnung der Temperaturfelder, wobei der Temperaturgradient auch nicht abgebildet werden konnte. Die Schweißgeschwindigkeit konnte in dem erstellten Modell ebenfalls nicht berücksichtigt werden. Schlussfolgernd wurde die Entwicklung neuer Methoden zur Modellierung des HF-Schweißens vorgeschlagen.

Die Eigenspannungen von HF-geschweißten Rohren sind von Wei Liu u.a. in [63] mit der Bohrlochmethode gemessen und analysiert worden. Außerdem wurde die 3D FE Simulation mit der kommerziellen Software ANSYS durchgeführt. Es ist festgestellt worden, dass die Eigenspannungsverteilung im

HF-geschweißten Rohr mit der allgemeinen Lichtbogenschweißung übereinstimmt. Zur numerischen Berechnung des Temperaturfeldes mit der FE Simulation wurde für den HF-Schweißprozess eine bewegliche Wärmequelle wie beim Lichtbogenschweißen verwendet. Der HF-Schweißprozess wurde demzufolge nicht rein physikalisch modelliert. Wichtige Einflussgrößen, wie der keilförmige Spaltbereich am Rohr sind vernachlässigt worden. Die sanduhrförmige Wärme- bzw. Temperaturverteilung konnte dadurch nicht simuliert werden. Auch die Stauchbelastung blieb ebenfalls unberücksichtigt.

Spahiu Alexandru hat in [64] den Einfluss der induktiven HF-Erwärmung beim Längsnahtschweißprozess von Rohren mit einem experimentellen Ersatzmodell auf die Temperaturverteilung untersucht, sowie den Prozess 3D mit der FE Methode simuliert. Die Messung der Temperaturverläufe im Schweißpunkt und entlang der Bandkante war das Ziel der Versuchsdurchführungen.

Die Auswirkungen des Impeders, der Induktor- und Impederposition sind auf die Temperaturverläufe erforscht worden. Dabei wurde festgestellt, dass sie einen erheblichen Einfluss auf die Temperaturverteilung haben. Die elektromagnetische und thermische Analyse erfolgte am CAD Modell mit Induktor und Impeder.

Das simulierte Temperaturfeld am Ende des Heizprozesses zeigt (Abbildung 2-18a), dass die Erwärmung hauptsächlich zwischen dem Induktor und Schweißpunkt an den Bandkanten erfolgt. Die festgestellten Unterschiede bei den gemessenen und berechneten Temperaturverläufen im Schweißpunkt (Tps) und 20 mm vor dem Schweißpunkt (T1) während der Aufheizung (Abbildung 2-18b) werden durch Messfehler der Thermoelemente (z.B. thermischer Trägheitseffekt, der die Thermoelementreaktion verzögert) und vereinfachungen am numerischen Modell begründet.

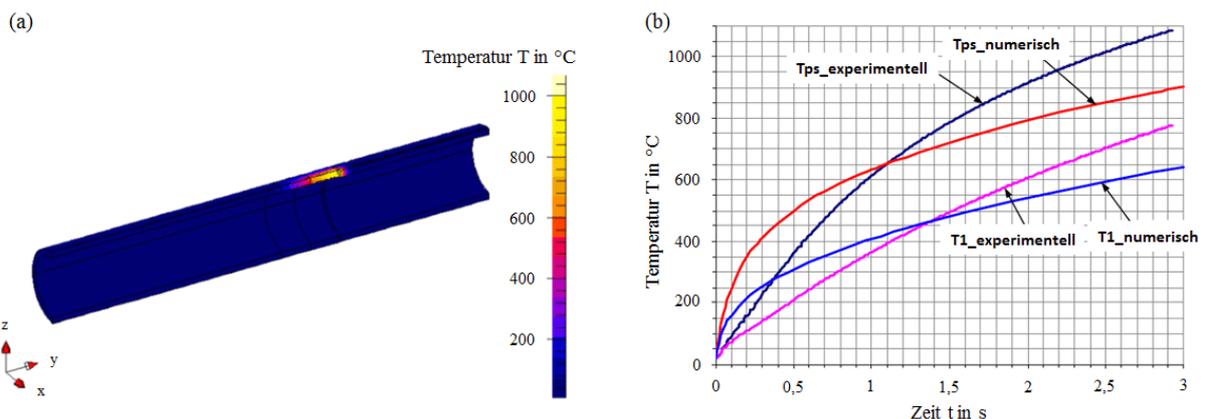


Abbildung 2-18: FEM Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses - (a) Temperaturfeld am CAD Modell am Ende des Aufheizprozesses, ohne Darstellung des Induktors und Impeders; (b) Vergleich der gemessenen und berechneten Temperaturverläufe im Schweißpunkt (Tps) und 20 mm vor dem Schweißpunkt (T1) während dem Aufheizprozess. [64]

Hyun-Jung Kim und Sung-Kie Youn haben in [46] erstmalig 2008 eine 3D FE Simulation des induktiven HF-Schweißprozesses vom Rohr mit Impeder durchgeführt. Dabei wurde mit der elektro-magnetischen Analyse die Wirbelstromdichteverteilung (Abbildung 2-19a) und mit der thermischen Analyse die Temperaturverteilung (Abbildung 2-19b) simuliert. Dazu ist die kommerzielle Software EM STUDIO und Abaqus eingesetzt worden. Bei dem Beispiel in Abbildung 2-19 beträgt der Keilwinkel am CAD Modell 4° und die Schweißfrequenz ist mit 400 kHz definiert worden. Die Berechnungen basieren auf den Werkstoff mit der Nummer 1.0330. Nach der DIN EN 10020 [65] ist dies ein unlegierter Qualitätsstahl. Mit der Modellierung ist der Einfluss der Schweißparameter und unterschiedlichen Rohrmerkmalen analysiert worden. Dabei wurde die Schweißfrequenz und -geschwindigkeit, sowie der Keilwinkel und die Rohrdicke variiert. Mit zunehmender Schweißfrequenz steigt die Wärmeeinbringung und Spitzentemperatur an den Stoßflächen, die durchschnittliche Breite der WEZ sinkt. Die Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit reduziert die Spitzentemperatur.

Bei zu kleinem Keilwinkel wird nicht das optimale Schweißergebnis erzielt, weil durch den stärkeren *Proximity*-Effekt neben der kleineren WEZ gleichzeitig der Schmelzbereich größer wird. Im Gegensatz dazu, werden beim kritischen Keilwinkel die Stoßflächen an den Außenkanten überhitzt.

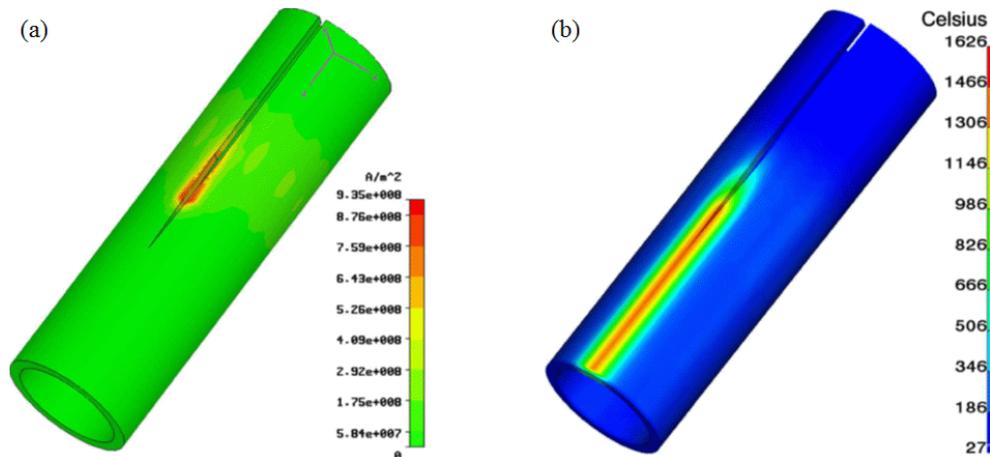


Abbildung 2-19: HF-Simulation der induktiven Erwärmung am Rohr. Die elektromagnetische Analyse zeigt die Wirbelstromdichteverteilung (a). Die Temperaturverteilung ist das Simulationsergebnis der thermischen Analyse (b). [46]

Mit zunehmender Rohrdicke sinkt gleichzeitig die Wirbelstromdichte und Schweißtemperatur (Abbildung 2-20). Mit breiter werdender Stoßfläche nimmt der *Proximity*-Effekt stärker zu, wodurch sich die maximale Wirbelstromdichte vom Rohrrinnenrand in die Stoßflächenmitte verschiebt.

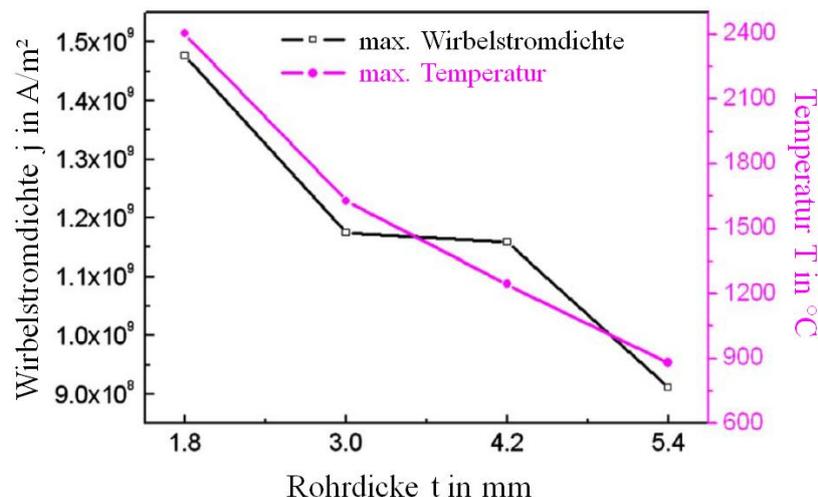


Abbildung 2-20: Wirbelstromdichte und Temperatur bei unterschiedlichen Rohrdicken. Bei diesem Beispiel beträgt die Schweißgeschwindigkeit 18 m/min. [46]

Bei HF-Rohrschweißungen mit überkritischer Rohrdicke kann die Schweißtemperatur durch größere Energieeinbringung oder mit größeren Impederradius erzielt werden. Letzterer darf allerdings nicht zu groß sein, da sonst geschmolzenes Metall auf den Impeder tropft. Dies würde seine Lebensdauer und Leistung reduzieren. Außerdem wurde in [46] gezeigt, dass durch den Einsatz des Impeders im Rohrrinnen die Schweißtemperatur mit weniger Energie erreicht und dementsprechend die Schweißeffizienz verbessert wird. Auch in dieser Arbeit ist die mechanische Simulation der Stauchbelastung ausgelassen worden.

Die numerische FE Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses ist in [66] von Han Yi und Yu Enlin beschrieben. Die 3D elektromagnetische und thermische Analyse erfolgte mit ANSYS. Die mechanische Analyse blieb in der Arbeit unberücksichtigt. Mit der berechneten sanduhrförmigen Temperaturverteilung ist nachgewiesen worden, dass die Stoßflächenmitte eine niedrigere Schweißtemperatur erreicht und die Kanten überhitzt werden (Abbildung 2-21).

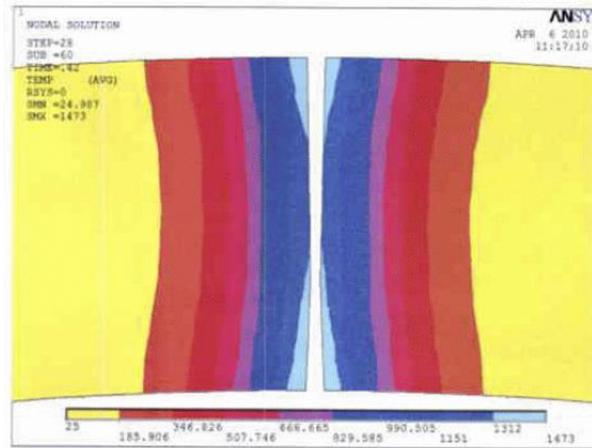


Abbildung 2-21: Temperaturfeldverteilung im Rohrquerschliff mit der typischen Sanduhrform, die beim HF-Rohrschweißen entsteht. [66]

Es wurde auch der Einfluss der technologischen Prozessparameter auf die erforderliche Aufheizzeit erforscht. Dabei ist der Impederradius, die Impederposition, der Spulendurchmesser, die Spulenposition, die Schweißfrequenz und der Schweißstrom variiert, sowie deren Auswirkungen auf die Schweißtemperatur analysiert worden.

Zur effektiven Wärmeeinbringung sollte, wenn es die Umgebungsbedingungen erlauben, ein Impeder mit großem Radius eingesetzt werden. Der horizontale Abstand zwischen dem Impeder und Schweißstelle ist möglichst gering zu halten und in Spaltrichtung zu verschieben. Dadurch wird auch die Lebensdauer vom Impeder erhöht, da er durch die Schweißtropfen am Schweißpunkt nicht mehr einfach beschädigt werden kann [67]. Die Reduzierung des Spulendurchmessers, sowie des Abstands zwischen der Spule und dem Schweißpunkt wirkt sich auch positiv auf die Wärmeeinbringung aus. Mit Erhöhung der Schweißfrequenz und des Schweißstroms kann die Aufheizzeit verkürzt werden.

Außerdem wurden die Auswirkungen der technologischen Parameteränderungen auf die Temperaturdifferenz in den Stoßflächen untersucht. Der Impederradius, die Impederposition, die Form und Größe der Bandkanten, die Schweißfrequenz und der Schweißstrom ist dabei verändert, sowie deren Effekt auf die Temperaturdifferenz in den Stoßflächen erforscht worden.

Es wurde festgestellt, dass mit der Reduzierung der Temperaturdifferenz über die Querschnittsfläche der Schweißverbindung eine Verbesserung der Schweißnahtqualität erzielt werden kann. Ein Impeder mit kleinerem Radius sollte dazu verwendet werden. Der Impeder ist vor dem Schweißpunkt zu positionieren.

Durch eine angemessene Veränderung der Kantenform und -größe wird die Spitzentemperatur in der Stoßflächenmitte erhöht und somit die Temperaturdifferenz über die Querschnittsfläche reduziert. Dadurch wird das Kaltschweißphänomen in der Stoßflächenmitte vermieden. Die Verbesserung der Schweißnahtqualität durch die Reduzierung des Temperaturgradienten entlang der Stoßfläche über entsprechende X-förmige Blechkantenvorbereitung ist auch in der Arbeit [68] von Yi Han et al. erforscht und festgestellt worden. Eine niedrigere Schweißfrequenz und kleinerer Schweißstrom fördert auch die gleichmäßige Temperaturverteilung über den Stoßflächenquerschnitt.

Aufbauend auf die Untersuchungen in [66] ist von Han Yi et al. in [69] der Einfluss der Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung am Rohr numerisch und experimentell analysiert worden. Dabei wurde nur der Schweißbereich an zwei Stationen mit einer doppelten Wärmenachbehandlung induktiv normalisiert. Der schematische Aufbau der zusätzlichen Anlagenausstattung über das Rohr ist in Abbildung 2-22 ersichtlich.

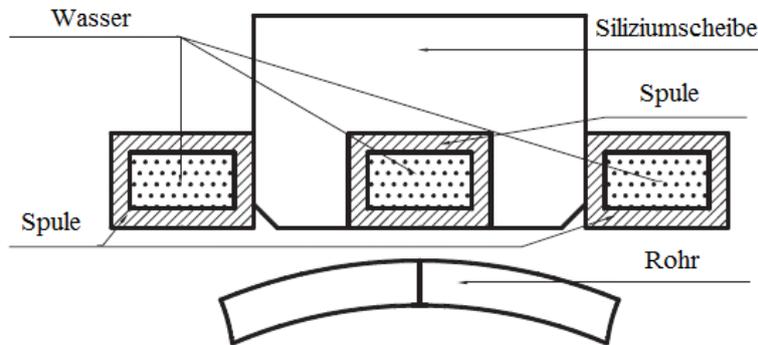


Abbildung 2-22: Zusätzliche Ausrüstung (schematisch) an der HF-Anlage für die induktive Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung am geschweißten Rohr. [69]

Das Simulationsergebnis in Abbildung 2-23 zeigt, dass nach der ersten Wärmenachbehandlung ($f_1 = 860 \text{ Hz}$) die maximale Temperatur nur an der Schweißnahtoberseite auftritt (Abbildung 2-23a, b). Die Spitzentemperatur blieb unter 900 °C . Mit der nachfolgenden zweiten induktiven Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung, die mit einer höheren Frequenz ($f_2 = 1150 \text{ Hz}$) erfolgte, wurde auch die Schweißnahtunterseite auf die maximale Temperatur erwärmt (Abbildung 2-23c, d). Dabei wurde die Normalisierungstemperatur von 900 °C knapp überschritten.

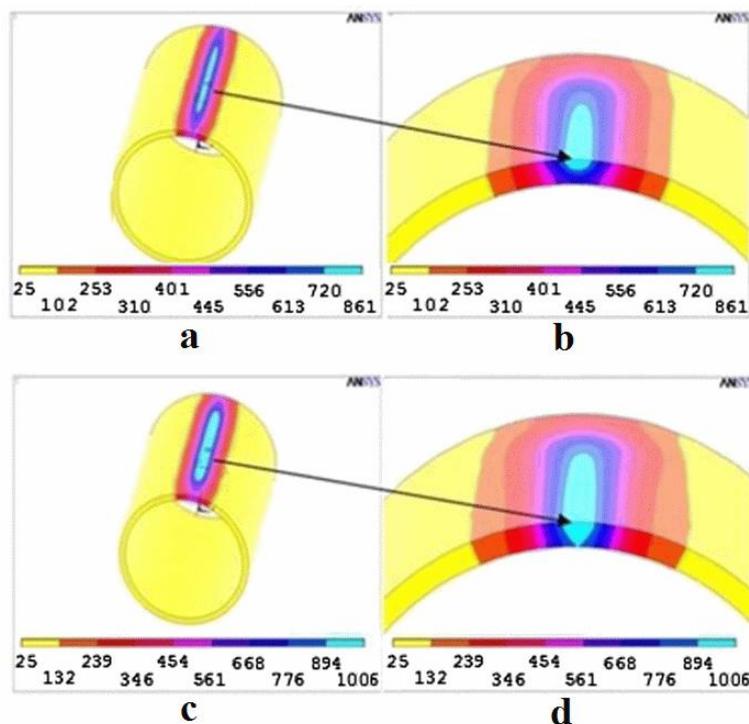


Abbildung 2-23: Temperaturverteilung im HF-geschweißten Rohr nach der ersten (a, b) und zweiten (c, d) induktiven Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung. [69]

Die Auswirkungen der berechneten Temperaturfelder sind durch den Vergleich mit metallographischen Querschliffbildern vor und nach der Wärmenachbehandlung eines geschweißten Rohres bewertet worden. Daraus folgte, dass die Parameter der Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung eine signifikante Wirkung auf die Mikrostruktur und somit Eigenschaften haben.

Alexander Nikanorov et al. haben in [70] zwei unterschiedliche Modellansätze für die numerische Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses gewählt. Es wurde ein ganzes, mit Induktionsspule und Impeder (Abbildung 2-24a), sowie ein lokales (Abbildung 2-24c) 3D CAD Rohrmodell für die Berechnung mit kontinuierlicher Bewegung entwickelt. Die FE Simulation mit der kommerziellen Software ANSYS basiert auf der gekoppelten elektromagnetischen und thermischen Analyse mit temperaturabhängigen elektrischen und physikalischen Materialkennwerten. Der elektrische Spannungsverlauf oder Stromverlauf kann dabei als Randbedingung an der Induktionsspule bei der elektromagnetischen Analyse definiert werden.

Ein Rechenbeispiel zeigt, dass die Temperaturprofile über die Rohrdicke im Schweißpunktbereich an beiden Modellen annähernd gleiche Ergebnisse liefern (Abbildung 2-24b und d). Das Temperaturniveau ist abhängig von der Leistung, die über die elektrische Spannung oder den elektrischen Strom als Input definiert wird. Diese elektrische Lastdefinition wird angepasst, damit die Referenztemperatur von einem bestimmten Messpunkt erreicht wird.

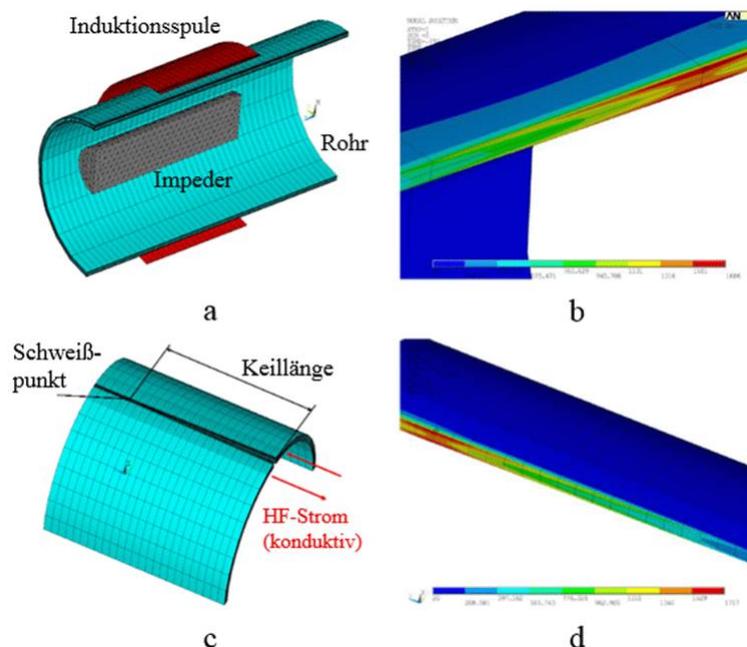


Abbildung 2-24: Geometrie und Vernetzung für die numerische Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses am gesamten (a) und lokalen (c) CAD Modell, mit dem jeweils berechneten quasistatischen Temperaturfeld an den Stoßflächen im Schweißpunktbereich des gesamten (b) und lokalen (d) Modells. [70]

Ali Khalfallah hat in [71] eine vereinfachte Methode zur numerischen Simulation des Zug- und IHU-Versuchs vorgeschlagen, mit der die mechanischen Eigenschaften vom geschweißten Rohr bestimmt werden können. Dabei werden die Ergebnisse aus den einachsigen Zugversuchen und Mikrohärteprüfungen über die Mischungsregel mit empirischen Gleichungen verknüpft und mit Abaqus simuliert. Die mechanischen Eigenschaften aus dem Schweißbereich sind an Hand von Proben mit der Schweißnaht in Längs- und Querrichtung ermittelt worden. Die Grundwerkstoffeigenschaften wurden mit Zugversuchsproben aus dem Rohr gegenüber der Schweißnaht ermittelt. Die Bewertung der Genauigkeit der vereinfachten Methode erfolgt mit der numerischen FE Simulation des Zugversuchs quer zur Schweißnaht.

Die modellierte Zugversuchsprobe mit der Schweißnaht in der Probenmitte zeigt Abbildung 2-25a. Die Vergleichsspannung ist inhomogen verteilt und die plastische Verformung tritt auf beiden Seiten zwischen der Naht und der Probenschulter symmetrisch auf. Die experimentelle und simulierte Spannungs-Dehnungs-Kurve aus dem Zugversuch mit der Schweißnaht in Querrichtung zeigt gute Ergebnisübereinstimmung (Abbildung 2-25b).

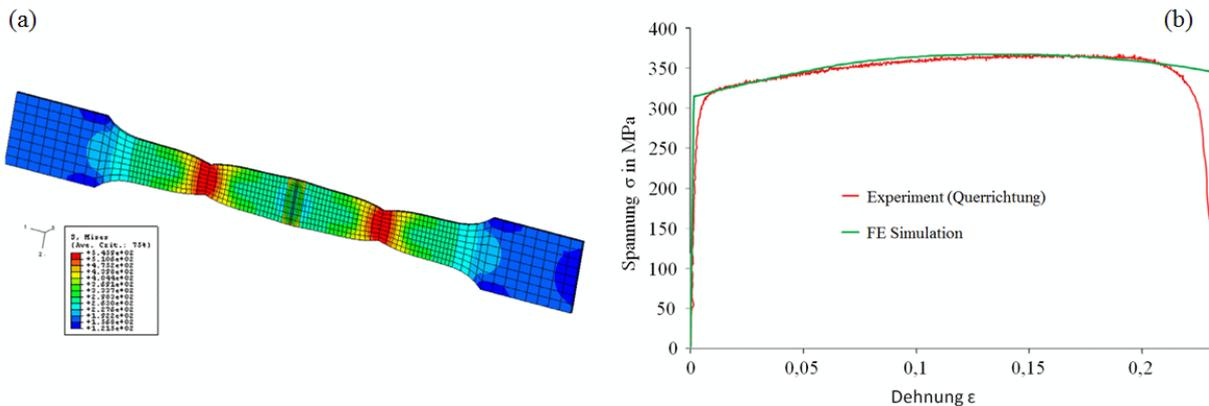


Abbildung 2-25: Numerische Simulation des Zugversuchs an einer Probe vom induktiv HF-geschweißtem Rohr in Querrichtung, wobei die Schweißnaht in der Probenmitte liegt (a). Vergleich der experimentellen und simulierten Spannungs-Dehnungs-Kurve (b). [71]

Die Untersuchungen in [71] haben gezeigt, dass die numerische Simulation über die Mischungsregel zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften vom HF-geschweißtem Rohr hinreichend genau und praktisch anwendbar ist.

2.3 Werkstoffe

In dieser Arbeit wurden zwei unterschiedliche Stahllegierungen von der voestalpine Stahl GmbH für die Untersuchungen, der Baustahl S355J2+N und borlegierter Vergütungsstahl 26MnB5, verwendet.

2.3.1 Baustahl - S355J2+N

Entsprechend der Bezeichnung besitzt der S355J2+N Baustahl eine Mindeststreckgrenze von 355 MPa bei Raumtemperatur und eine Mindestkerbschlagarbeit von 27 J bei $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, wobei letzteres mit J2 im Kurznamen codiert ist. Dieser Stahl wird im normalgeglühtem Behandlungszustand geliefert. Das »normale« Gefüge des Baustahls besteht aus Ferrit und Perlit, das sehr feinkörnig ist. Die älteren Bezeichnungen des S355J2+N Stahls sind noch in der Literatur und bei bestehenden Bauteilen, Maschinen oder Zeichnungen zu finden. In Tabelle 2-1 sind die Kurznamen des untersuchten Baustahls nach der aktuellen Norm und früheren Normen zusammengefasst.

EN 10027-1		EU 25-72	DIN 17006
EN 10025-2 (2005)	EN 10025 (1995+A1)	EN 10025 (1990)	DIN 17100
S355J2+N	S355J2G3	Fe 510 D1	St 52-3 N

Tabelle 2-1: Kurznamen für den in dieser Arbeit untersuchten S355J2+N Baustahl nach aktueller und älteren Norm Bezeichnungen. [72]

Die lichtmikroskopische Aufnahme des S355J2+N Stahls in Abbildung 2-26 zeigt, dass die Körner der Ferritkristalle hell und die vom Perlit dunkel im Gefügebild zu sehen sind. Die Korn- und Phasengrenzen sind als dunkle Linien gut zu erkennen. Die einzelnen dunklen Flecken bzw. Punkte sind Ausscheidungen (Verunreinigungen, Oxide, Nitride und/oder andere Verbindungen). Die bei der Blechherstellung durch den Walzvorgang verursachte Gefügezeiligkeit ist insbesondere an den Perlitkörnern erkennbar.

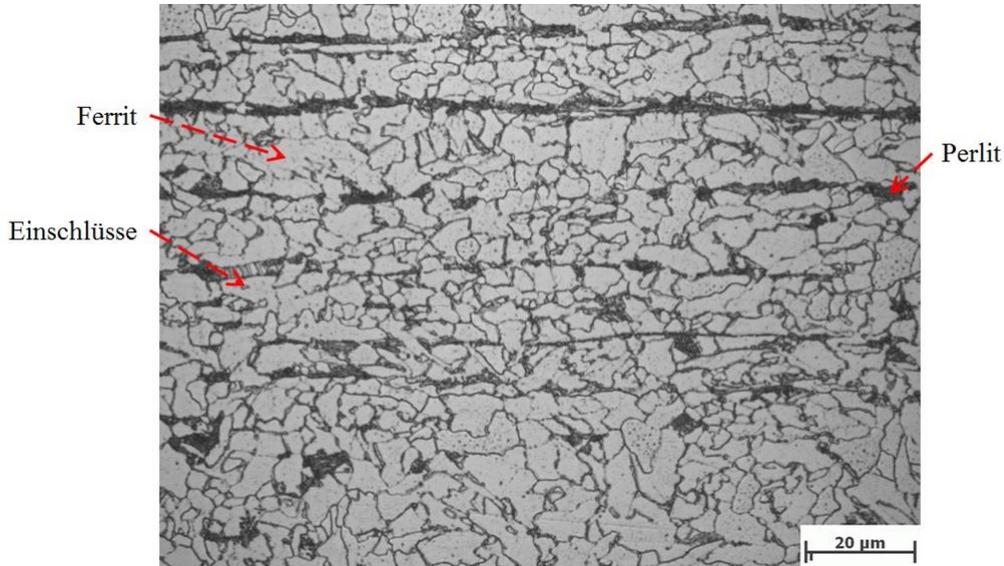


Abbildung 2-26: Lichtmikroskopische Aufnahme des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N im Ausgangszustand (Ätzmittel – 3%iger Nital).

Zur Bestimmung der Korngröße ist die mikroskopische Aufnahme mit einer Reihe von genormten Bildreihentafeln entsprechend der ÖNORM EN ISO 643 [73] verglichen worden. Die Korngrößen-Kennzahl beträgt demnach 10, die einem mittleren Korndurchmesser von 11 µm entspricht. Beim S355J2+N handelt es sich dementsprechend um einen mikrolegierten Feinkornbaustahl. Durch das feinkörnige Gefüge, das durch die Zugabe von Al, Nb, Ti erreicht wird, steigt die Festigkeit und Zähigkeit. Das Wachstum der Austenitkörner wurde durch die entstehenden Nitride gehemmt, die auch positive Auswirkungen beim Schweißen haben [74].

Die maximalen Grenzwerte der einzelnen Legierungselemente des S355J2+N Stahls mit der Werkstoffnummer 1.0570 aus der Norm DIN EN 10025-2 [75] sind in Tabelle 2-2 angegeben.

Kurzname	Werkstoff-Nr.	C	Si	Mn	P	S
S355J2+N	1.0570	0,2	0,55	1,6	0,035	0,035

Tabelle 2-2: Maximalen Grenzwerte der Legierungselemente in Massenprozent für den S355J2+N Baustahl nach der Norm DIN EN 10025-2. [75]

Die gemessene chemische Zusammensetzung des S355J2+N Baustahls ist in Tabelle 2-3 angegeben. Der S355J2+N Stahl ist gut schweißbar, da der Kohlenstoffgehalt unter 0,2 % liegt. Die Anteile der Stahlschädlinge Phosphor (P) und Schwefel (S) wurden niedrig gehalten, damit u.a. die Seigerungsbildung und Sprödigkeit vermindert wird. Die Wirkungen der einzelnen Elemente im Stahl sind in der Literatur [76] [77] [78] ausführlich beschrieben.

Bezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	B	N
S355J2+N	0,14	0,21	1,39	0,011	0,006	0,035		0,08			0,02		<0,001	0,0036

Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung des S355J2+N Stahls in Massenprozent. [voestalpine Stahl GmbH]

Die mechanischen Eigenschaften des S355J2+N Baustahls zeigt zusammenfassend Tabelle 2-4. Die Kennwerte sind abhängig von der Nenndicke und beziehen sich auf den Lieferzustand.

Kurznamen (Werkstoff-Nr.)	Streckgrenze R_{eH} in MPa quer, min	Zugfestigkeit R_m in MPa Quer	Bruchdehnung A in % quer, min	Kerbschlagarbeit A_v in J	
				längs, min	
S355J2+N (1.0570)	≤ 16 mm	≥ 3 mm	≥ 3 mm	T in °C	A_v in J
	355	490-630	20	-20	27

Tabelle 2-4: Mechanischen Eigenschaften des S355J2+N Baustahls im Lieferzustand entsprechend den Angaben der voestalpine Stahl GmbH. [79]

Mit dem Zugversuch bei Raumtemperatur wurden die mechanischen Materialkennwerte mit einer Dehnrates von $0,01 \text{ s}^{-1}$ experimentell ermittelt. Der S355J2+N Stahl mit 3,25 mm Blechdicke besitzt eine obere Streckgrenze R_{eH} von 434 MPa, die Zugfestigkeit R_m beträgt 557 MPa und der Elastizitätsmodul E 220 GPa. Eine Gegenüberstellung der mechanischen Kennwerte aus unterschiedlichen Quellen zeigt Tabelle 2-5. Die Zugversuchsergebnisse unterschieden sich von den recherchierten Kennwerten. Besonders die gemessene obere Streckgrenze ist höher als die Werte aus der Literatur [80] und Materialdatenbank [81]. Die Unterschiede können mehrere Ursachen haben. Die chemische Zusammensetzung, der Wärmebehandlungszustand, die Charge, Ermittlungsmethode oder Prüfgeschwindigkeit sind nur einige der vielen möglichen Einflussfaktoren, die zu den Unterschieden führen können.

Quelle	Obere Streckgrenze R_{eH} in MPa	Zugfestigkeit R_m in MPa	Elastizitätsmodul E in GPa
Zugversuch mit $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$	434	557	220
DIN EN 10025-2 [75]	> 355	490 – 630	210
Literatur [80]	375	541	202
Materialdatenbank [81]	385	602	210

Tabelle 2-5: Gegenüberstellung der mechanischen Materialkennwerte des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur aus unterschiedlichen Quellen.

Der S355J2+N Feinkornbaustahl hat nach Vickers eine Makrohärte von $161 \pm 1 \text{ HV}_{10}$. Dies ist der Mittelwert von 10 Messpunkten. Vom Ferrit beträgt die Mikrohärtigkeit $143 \pm 12 \text{ HV}_{0,001}$. Die Mikrohärtigkeit vom Perlit beträgt $242 \pm 21 \text{ HV}_{0,001}$. Die Mikrohärtigkeitsmessung erfolgte an jeweils 5 Messpunkten der einzelnen Phasen, aus denen der Mittelwert gebildet wurde. Der Ferrit ist weicher und besser umformbarer als der Perlit.

Der Baustahl besitzt im Allgemeinen eine gute Zerspanbarkeit, Formstabilität und hohe Zähigkeit. Dieser Werkstoff wird häufig verwendet, da es sich um einen kostengünstigen Stahl handelt und seine Materialeigenschaften für viele praktische Anwendungen ausreichend sind.

2.3.2 Borlegierter Vergütungsstahl - 26MnB5

Der niedriglegierter Stahl 26MnB5 enthält kein Legierungselement über 5 Masse-%. Entsprechend dem Kurznamen beträgt der Kohlenstoffgehalt 0,26 %. Dieser Stahl besteht aus etwa 1,25 % Mangan, da die letzte Zahl „5“ im Kurznamen durch den genormten Faktor 4 geteilt wird. Allerdings wird ein Stahl erst ab 1,65 % Mangangehalt als Manganlegiert bezeichnet. Am Kurznamen ist außerdem ersichtlich, dass Bor in geringer Menge enthalten ist. In der Norm DIN EN 10083-1 [82] wird der 26MnB5 Stahl als borlegierter Vergütungsstahl bezeichnet. In dem Dokument sind die technischen Lieferbedingungen enthalten, wobei die chemische Zusammensetzung dieser Stahlgüte nicht angegeben ist.

In Abbildung 2-27 ist die lichtmikroskopische Aufnahme vom 26MnB5 Stahl im walzharten Ausgangszustand ersichtlich. Die Schliffprobe ist mit dem Farbniederschlagsätzmittel LePera (Lösung von 50 % (i) und 50 % (ii); Stammlösung (i): 1% Natriummetabisulfit in H₂O-dest.; Stammlösung (ii): 4% Pikrinsäure in Ethanol) geätzt worden. Das Gefüge besteht aus zwei Phasen, Ferrit und Perlit. Außerdem sind vereinzelt Ausscheidungen in den Körnern und an den Korngrenzen im Gefügebild erkennbar.

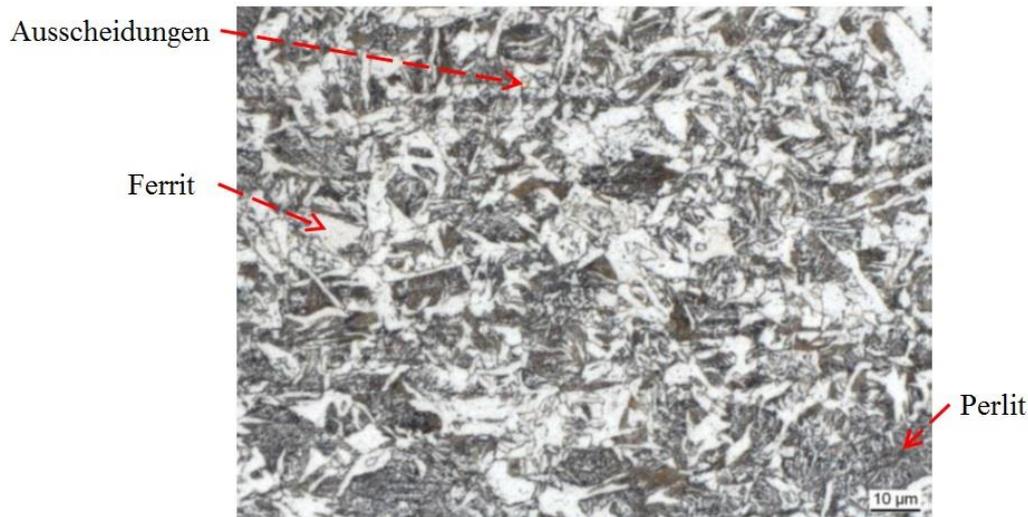


Abbildung 2-27: Lichtmikroskopische Aufnahme des borlegierten Vergütungsstahls 26MnB5 im walzharten Ausgangszustand (Ätzmittel – LePera).

Der 26MnB5 Stahl ist eine Sondergüte von der voestalpine Stahl GmbH. Vom ähnlichen borlegierten Vergütungsstahl 20MnB5 und 30MnB5 sind die Grenzwerte der Legierungselemente festgelegt (Tabelle 2-6). Diese Stahlsorte ist im warmgewalzten Ausgangszustand gut umformbar. Nach einer Wärmebehandlung erreicht sie eine hohe Festigkeit und Härte. Umgangssprachlich wird dieser Stahl auch als Presshärter bezeichnet.

Kurzname	Werkstoff-Nr.	C	Si (max.)	Mn	P (max.)	S (max.)	B
20MnB5	1.5530	0,17-0,23	0,40	1,10-1,40	0,025	0,035	0,0008-0,0050
30MnB5	1.5531	0,27-0,33	0,40	1,15-1,45	0,025	0,035	0,0008-0,0050

Tabelle 2-6: Grenzwerte der Legierungselemente in Massenprozent für den 20MnB5 und 30MnB5 nach der Norm DIN EN 10083-1. [82]

Der 26MnB5 Stahl hat im Lieferzustand eine Ausgangsfestigkeit von etwa 400 MPa. In der Regel erfolgt bei hohen Temperaturen im Austenitbereich der direkte Warmumformvorgang. Nach einer beschleunigten Abkühlung, dem sog. Abschrecken bildet sich Martensit.

Die Zugfestigkeit von über 1000 MPa wird durch den Kohlenstoff- und Mangengehalt erreicht, sowie durch die Zugabe von Bor in geringen Mengen und die anschließende Wärmebehandlung. Mit dieser werden, je nach Verwendungszweck, spezielle Gebrauchseigenschaften erzeugt.

Die Härtebarkeit wird bereits durch den geringen Boranteil in gelöster Form verbessert. Die Menge darf allerdings nicht zu groß sein, da sonst die Heißbrissanfälligkeit beim Schweißen stark ansteigt. Der Borgehalt sollte daher unter 0,005 % (50 ppm) liegen. Mangan führt hauptsächlich den Schwefel in MnS über. Diese unkritische Verbindung besitzt bei 1600 °C ihren Schmelzpunkt. Sie bildet keine Korngrenzenfilme, weil sie primär aus der Schmelze ausscheidet. Der Stahl ist warmumformbar, da im Vergleich zu den meisten Einschlüssen das Mangansulfid verformbar ist. [72] [77]

Für den Vergleich des konduktiven PS-Schweißprozesses mit dem induktiven HF-Rohrschweißprozess ist der 26MnB5 Stahl geschweißt worden. Die gemessene chemische Zusammensetzung der für diese Zwecke eingesetzten Legierung ist in Tabelle 2-7 zusammengefasst. Das verwendete Material hatte eine Blechstärke von 3,2 mm.

Bezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	N	Ti	B
26MnB5	0,25	0,24	1,30	0,016	0,001	0,055	0,15		0,0040	0,02	0,003

Tabelle 2-7: Chemische Zusammensetzung vom 26MnB5 Stahl in Massenprozent für den Schweißprozessvergleich. [voestalpine Stahl GmbH]

Der borlegierte Vergütungsstahl 26MnB5 ist ebenfalls für die induktiven HF-Schweißversuche von Rohren mit unterschiedlichen Prozessparametern eingesetzt worden. Die voestalpine Stahl GmbH aus Linz hat für die großtechnischen Realschweißversuche bei der Firma Jansen Versuchsmaterial zur Verfügung gestellt. In Summe sind dazu vier unterschiedliche Bänder mit zwei verschiedenen chemischen Zusammensetzungen verarbeitet worden. Die Bezeichnung der vier Bänder, deren Auslieferungszustand und Kühlstrategie ist in Tabelle 2-8 zusammengefasst.

Band	Auslieferungszustand	Kühlung an der Warmbreitbandstraße
A	weichgeglüht (A - engl. <i>annealed</i>)	stark
B	angelassen (T - engl. <i>tempered</i>)	
C	walzhart (AR - engl. <i>as rolled</i>)	
D	walzhart (AR - engl. <i>as rolled</i>)	schwach

Tabelle 2-8: Vier unterschiedliche Bänder des 26MnB5 Stahls für die großtechnischen induktiven HF-Schweißversuche zur Rohrerstellung bei der Firma Jansen AG. [voestalpine Stahl GmbH]

Die ersten drei Bänder A, B und C haben die gleiche chemische Zusammensetzung und das Band D eine andere Legierungszusammensetzung (siehe Tabelle 2-9). Die Bänder der ersten Legierung haben unterschiedliche Verarbeitungszustände. Damit wird, neben dem Einfluss der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung, auch der Einfluss der Verarbeitungszustände auf die Schweißnahtform und -güte während den technologischen Parametervariationen (siehe Tabelle 3-6, S. 62) erforscht. Band A ist im weichgeglühten (A), Band B im angelassenen (T) und Band C im walzharten (AR) Zustand ausgeliefert worden. Die Kühlung an der Warmbreitbandstraße war bei jedem Band dieser Güte stark. Band D (AR) war im walzharten Zustand. Er hatte eine leicht abgeänderte Legierungszusammensetzung und eine schwache Kühlung an der Warmbreitbandstraße.

Band	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	Cu	B	N
A,B,C	0,25	0,24	1,28	0,011	0,000	0,056		0,16			0,03		0,04	0,003	0,0035
D	0,26	0,24	1,29	0,009	0,001	0,053		0,16			0,03		0,03	0,002	0,0041

Tabelle 2-9: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent von den 26MnB5 Stahlbändern für die großtechnischen induktiven HF-Rohrschweißversuche. [voestalpine Stahl GmbH]

Die lichtmikroskopische Aufnahme vom 26MnB5 Stahl im weichgeglühtem Auslieferungszustand vom Band A zeigt Abbildung 2-28. Zum Ätzen der Proben ist die 3%ige Nitallösung eingesetzt worden. Das Ausgangsgefüge besteht aus Ferrit und weichgeglühtem Perlit, bei dem der Zementit globular eingeformt ist. Ausscheidungen sind ebenfalls als einzelne dunkle Flecken oder Punkte im Bild erkennbar. Die Gefügezeilligkeit ist an den Perlitkörnern sichtbar.

Die Auswertung der Korngröße gemäß der Norm ÖNORM EN ISO 643 [73] ergab eine Korngrößen-Kennzahl von 10. Umgewertet entspricht diese dem mittleren Korndurchmesser von 11 μm . Der 26MnB5 Stahl besitzt demzufolge eine feinkörnige Mikrostruktur.

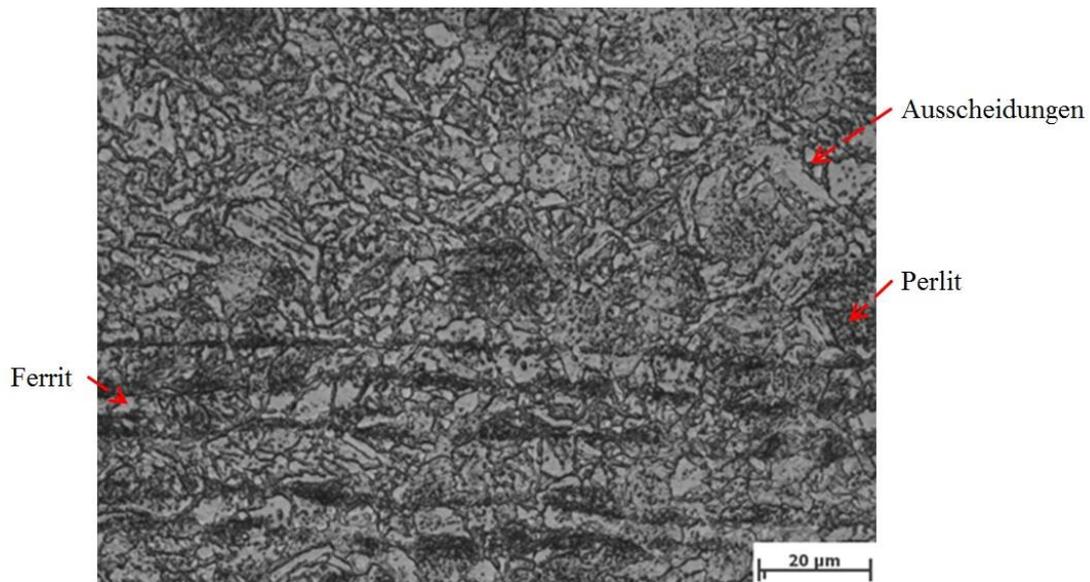


Abbildung 2-28: Lichtmikroskopische Aufnahme des borlegierten Vergütungsstahls 26MnB5 im weichgeglühten Auslieferungszustand (Band A; Ätzmittel – 3%iger Nital).

In Tabelle 2-10 sind die mechanisch-technologischen Eigenschaften vom 26MnB Stahl im weichgeglühten Zustand (Band A) zusammengefasst. Das Festigkeitsniveau vom 26MnB5 Stahl im nicht gehärteten Zustand liegt mit 541 MPa Zugfestigkeit und 385 MPa Fließgrenze etwa im Bereich vom S355 Baustahl. Die Makrohärte nach Vickers beträgt 175 HV10.

Bezeichnung (Band)	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A_g in %	A_5 in %	Härte in HV10
26MnB5 (A)	385	541	13,8	28,3	175

Tabelle 2-10: Mechanisch-technologische Eigenschaften des 26MnB5 Stahls im weichgeglühten Zustand (Band A). [voestalpine Stahl GmbH]

In der Automobilindustrie wird der 26MnB5 u.a. für die Rohrherstellung verwendet. Die Präzisionsrohre werden zunächst geschweißt und anschließend Innenhochdruckumgeformt. Zu den Rohrprodukten aus borlegierten Vergütungsstahl zählen Bauteile wie Stabilisatoren, Antriebs- oder Getriebewellen. Sicherheitsrelevante Bauteile wie Seitenaufprallträger oder B-Säulen werden aus dem pressgehärteten Stahl ebenfalls für Fahrzeuge hergestellt.

2.4 Schaubilder zur Beschreibung der Phasenumwandlungen

Die während der Abkühlung im Stahlgefüge ablaufenden Phasenumwandlungen vom Austenit zum Ferrit, Perlit, Bainit und/oder Martensit sind neben der maximalen Temperatur und chemischen Zusammensetzung auch von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Zur Berücksichtigung der Umwandlungskinetik sind sogenannte ZTU-Schaubilder entwickelt worden. Es wird zwischen dem isothermen und kontinuierlichen ZTU-Schaubild unterschieden. [72] [83]

Mit ZTU-Schaubildern werden Wärmebehandlungsverfahren nachgestellt und das Phasenumwandlungsverhalten wiedergegeben. Die ZTU-Schaubilder bilden allerdings die Wärmebehandlungszustände von Schweißprozessen nicht genau ab. Sie können für die Schweißtechnik nicht eingesetzt werden, da Ihre Anwendung zu gravierenden Fehlern führen würde [84]. Die Temperaturverhältnisse vom Schweißprozess werden mit der Sonderform vom ZTU-Schaubild wiedergespiegelt, dem sogenannten SZTU-

Schaubild. Der wesentliche Unterschied zwischen einem Wärmebehandlungsverfahren und Schweißvorgang liegt in der Temperaturführung. Beim Schweißen liegt ein viel schnellerer Temperaturzyklus vor, der eine höhere Aufheizgeschwindigkeit und Austenitisierungstemperatur, sowie kürzere Haltezeit bei der Spitztemperatur enthält. Diese wird oft bei SZTU-Schaubildern von 950 °C bis 1350 °C gewählt. Für die Schweißtechnik müssen daher eigene SZTU-Schaubilder mit Verfahrensspezifischen Temperaturbedingungen angefertigt werden.

In Abbildung 2-29 ist ein kontinuierliches SZTU-Schaubild des S355J2G3 Baustahls aus der Literatur [83] ersichtlich, dass eine Austenitisierungstemperatur von 1350 °C besitzt. Zusätzlich ist die chemische Zusammensetzung vom Werkstoff in der Tabelle über das Diagramm eingetragen. Das Schaubild wird entlang der eingetragenen Abkühlkurven gelesen, die während Dilatometerversuchen aufgezeichnet werden. Die einzelnen Phasenumwandlungsbereiche sind durch das Verbinden der Umwandlungspunkte der gleichen Phasen auf den Abkühlkurven entstanden. Die Phasenumwandlung endet am Schnittpunkt der Abkühlkurve mit dem nächsten Umwandlungsbereich und es erfolgt eine weitere Umwandlung.

Die Großbuchstaben F und P markieren den Umwandlungsbereich von Ferrit und Perlit, die diffusionsgesteuert ablaufen. ZW markiert den Umwandlungsbereich der Zwischenstufe, auch als Bainit bezeichnet, der sich durch die Kohlenstoffdiffusion und einen Umklappvorgang bildet. Es wird zwischen oberen und unteren Bainit unterschieden, deren Unterschied mit höherauflösendem Mikroskop, z.B. REM sichtbar ist. Der obere Bainit ist näher an den Perlitumwandlungsbereich und entsteht bei hohen Temperaturen hauptsächlich diffusionsgesteuert. Der untere Bainit entsteht bei tieferen Umwandlungstemperaturen nahe dem Umwandlungsbereich vom Martensit, d.h. er entsteht hauptsächlich durch diffusionslosen Umklappvorgang [83]. M kennzeichnet den Martensitbereich, der diffusionslos entsteht. Bei der Martensitstarttemperatur M_s beginnt die Martensitumwandlung und endet bei der Martensitfinishtemperatur M_f .

Die prozentualen Phasenanteile im Gefüge sind an den Schnittpunkten der Abkühlkurven mit den Trennlinien der Umwandlungsbereiche angegeben. Das Gefüge kann, wie im Fall schneller Abkühlung nur aus einer einzigen Phase, dem Martensit bestehen. Bei langsamerer Abkühlung bildet sich oft ein Mischgefüge aus zwei oder mehreren Phasen.

Am Ende jeder Abkühlkurve ist der Härtewert vom gebildeten Gefüge im Kreis vermerkt. Der Härtewert wird in den meisten Fällen nach Vickers angegeben. Außerdem ist die A_{c1} und A_{c3} Temperatur von der Austenitbildung während der Aufheizphase angegeben. Dieses Schaubild gilt nur für den untersuchten Stahl, seinen Herstellzustand und den entsprechenden Austenitisierungsbedingungen.

Die Auswirkungen von unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen auf das Phasenumwandlungsverhalten vom Stahl sind im kontinuierlichen ZTU-Schaubild in Abbildung 2-30 dargestellt. Durch das vergrößerte Austenitkorn, das infolge der höheren Austenitisierungstemperatur entsteht, verlängern sich die Diffusionswege, die bei der Umwandlung zurückgelegt werden. Die höhere Austenitisierungstemperatur führt daher zu den verzögerten Umwandlungen. Die Phasenumwandlung vom Austenit zu Ferrit, Perlit und Bainit verschiebt sich zu längeren Zeiten. Die Martensitstarttemperatur wird bei schneller Abkühlung zu höheren Temperaturen und bei langsamer Abkühlung zu niedrigeren Temperaturen verschoben. [85] [86]

In den SZTU-Schaubildern, die unter Schweißbedingungen aufgestellt wurden, sind im Vergleich zum ZTU-Schaubild einer Wärmebehandlung die Umwandlungsbereiche zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen verschoben. Die beim Schweißvorgang vorliegende höhere Austenitisierungstemperatur führt zu einer Vergrößerung der Austenitkörner. Außerdem ist die Keimanzahl für die γ/α Umwandlung kleiner, wodurch es zu der Umwandlungsverzögerung kommt.

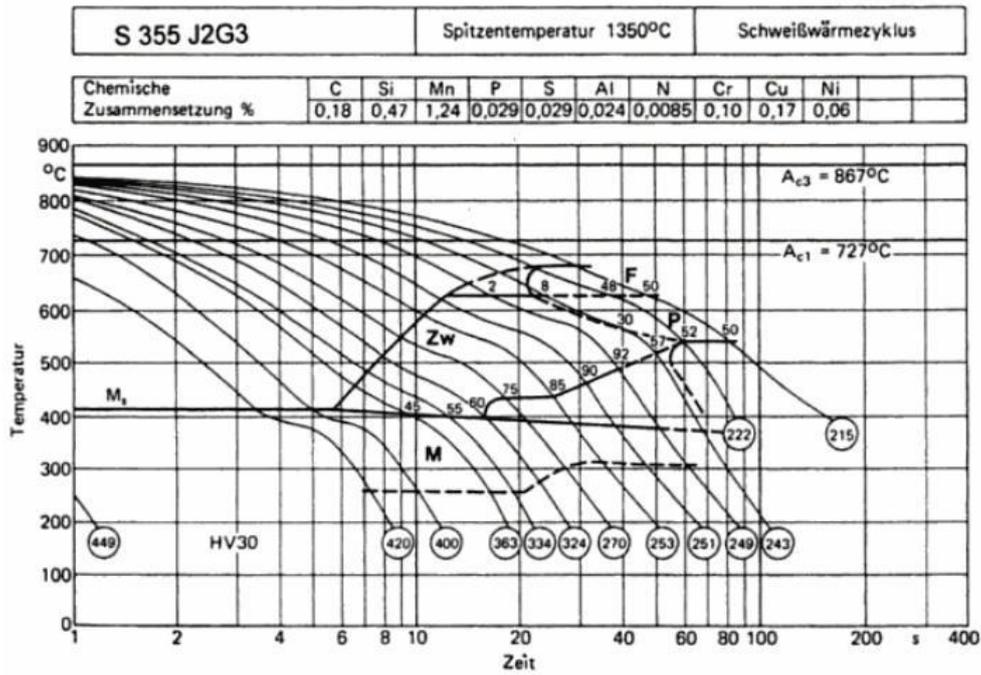


Abbildung 2-29: Kontinuierliches SZTU-Schaubild des S355J2G3 Baustahls mit der Austenitierungstemperatur von 1350 °C. [83]

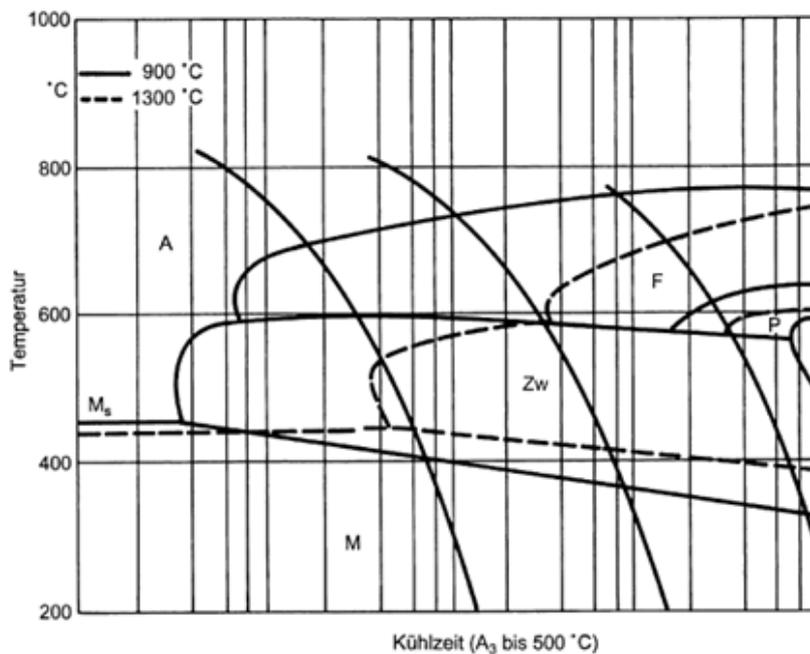


Abbildung 2-30: Kontinuierliches ZTU-Schaubild mit den Phasenumwandlungsbereichen bei zwei unterschiedlichen Austenitierungstemperaturen ($T_A = 900 \text{ °C}$ und 1300 °C). [83]

Eine weitere Sonderform der Schaubilder sind die SUZTU-Schaubilder, mit denen die Phasenumwandlungen, z. B. von Pressschweißverfahren berücksichtigt werden. Diese berücksichtigen neben der verfahrenstypischen Temperatureinwirkung auch die mechanische Belastung, d. h. Warmumformung im Austenitgebiet. Die SUZTU-Schaubilder sind nicht weit verbreitet und in der Literatur kaum vorhanden.

Darüber hinaus wurden auch die sogenannten ZTA-Schaubilder entwickelt. Mit diesen wird der Einfluss der Aufheizgeschwindigkeit und Haltezeit bei einer bestimmten Temperatur auf den Gefügestand gezeigt [77]. Das Kornwachstum oder die Karbidauflösung werden ebenfalls in den ZTA-Schaubildern dargestellt.

bildern wiedergegeben [72]. Des Weiteren ist eine Trennung zwischen den homogenen und inhomogenen Austenitzustand im Diagramm enthalten. Auch bei dieser Art von Schaubildern wird zwischen dem isothermen und kontinuierlichen Schaubild unterschieden.

Yuan X. Q. et al. haben in ihrer Veröffentlichung [87] den Einfluss der Warmumformung im Austenitgebiet von mehreren mikrolegierten Niob Stählen auf das Phasenumwandlungsverhalten in ZTU-Schaubildern untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass durch die Warmumformung die Phasenumwandlungen zu höheren Temperaturen und insbesondere kürzeren Zeiten verschoben werden. Das gleiche Phänomen ist auch von Wang X. et al. in [88] beim Warmumformen eines Nb-Ti ultrahochfesten Stahls in ZTU-Schaubildern beobachtet worden. Durch die Verformung im Austenit setzt die Ferrit- und Bainitbildung im ZTU-Schaubild früher ein.

In der Literatur konnte kein SZTU-Schaubild mit zusätzlicher Warmumformung im Austenitgebiet, der den PS-Schweißprozess nachstellt, gefunden werden. Daher wird in dieser Arbeit das Phänomen der verzögerten Phasenumwandlungen infolge unterschiedlicher Austenitisierungstemperaturen und mechanischer Lastaufbringung unter den typischen Temperaturbedingungen vom PS-Schweißprozess erforscht. Es werden SZTU-Schaubilder mit thermischen und SUZTU-Schaubilder mit thermo-mechanischen Schweißzyklen experimentell ermittelt, um die Phasenumwandlungen im Gefüge bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und Schweißzyklen abzubilden. Dadurch wird auch die Form, Lage und Ausdehnung der Phasenbereiche erforscht. Die Ergebnisse sollen zum besseren Verständnis der Phasenumwandlungen unter mechanischer Belastung führen. Außerdem werden die Ergebnisse für die metallurgische Analyse bei numerischen PS-Schweißsimulationen eingesetzt.

2.4.1 Modelle zur numerischen Beschreibung der Phasenumwandlungen

Mit dem ZTU-Schaubild wird das Umwandlungsverhalten von Stahl bei unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten beschrieben. Die numerische Beschreibung der im Schaubild stattfindenden Phasenumwandlungen im Gefüge erfolgt mit entsprechenden mathematischen Modellen. Gross A. gibt in seiner Arbeit [89] einen guten Überblick über die Vielzahl der in den letzten Jahren erschienenen und gegenwärtig zur Verfügung stehenden mathematischen Modelle, mit denen die Phasenumwandlungen beschrieben werden können.

Der gebildete Phasenanteil p_i der Phase i ist eine Funktion der Zeit t , Temperatur T und zeitlichen Temperaturänderung \dot{T} [90].

Im Fall der isothermen Zustandsänderung, bei der die Temperatur sich nicht ändert, kann die diffusionsgesteuerte Phasenumwandlung vom Austenit zum Ferrit, Perlit und Bainit mit dem von Johnson W. A., Mehl R. F. und Avrami M. [91] [92] [93] [94] aufgestelltem mathematischen JMA Modell beschrieben werden. Dieses wird aus dem isothermen Schaubild abgeleitet. Mit dem JMA Modell (2-1) wird der aktuelle Phasenanteil p_i der Phase i bei bestimmter Temperatur und Zeit berechnet.

$$p_i(T, t) = \bar{p} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_R}\right)^n \right) \quad (2-1)$$

Der Gleichgewichtszustand \bar{p} , die Inkubationszeit τ_R und der Zahlenwert n sind nur Funktionen der Temperatur T . Mit den Umwandlungsparameter τ_R und n wird der Phasenumwandlungsverlauf über die Zeit charakterisiert.

Das semiempirische Leblond Modell (2-2) dient zur Beschreibung der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen im Stahl bei veränderlicher Temperatur, d. h. bei kontinuierlicher Zustandsänderung. Dieses ist in den Veröffentlichungen von Leblond J. B. [95] [96] ausführlich beschrieben.

$$\frac{dp_i(T)}{dt} = f(\dot{T}) \cdot \frac{\bar{p} - p_i}{\tau_R} \quad (2-2)$$

Die Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit wird mit dem zeitabhängigen Faktor $f(\dot{T})$ berücksichtigt. Das Leblond Modell eignet sich zur Beschreibung von Umwandlungsvorgängen beim Aufheiz- und Abkühlprozess. Aus kontinuierlichen ZTU-Schaubildern werden die erforderlichen Materialparameter für das semiempirische Modell ermittelt.

Ab der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit beginnt sich Martensit im Gefüge zu bilden. 100% Martensit entsteht, wenn die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit erreicht ist. Bei der Martensitumwandlung findet keine Konzentrationsänderung statt. Fe- und C-Atome können dabei nicht diffundieren und die Kristallstruktur ändert sich spontan. Aus dem kubisch-flächenzentrierten Kristallgitter vom Austenit entsteht beim schnellen Abkühlen ein tetragonal raumzentriertes Gitter. Durch den zwangs gelösten Kohlenstoff auf den Zwischengitterplätzen und die große Anzahl an entstandenen Gitterfehlern, d.h. die hohe Versetzungsdichte steigt die Festigkeit.

Die Martensitumwandlung ist zeitunabhängig und nur von der Temperatur und dem C-Gehalt abhängig. Diese diffusionslose Phasenumwandlung vom Austenit zum Martensit wird mit Gleichung (2-3), die als das Koistinen-Marburger Modell [97] bezeichnet wird, beschrieben.

$$p_M(T) = \begin{cases} 0 & \text{für } T > M_S \\ 1 - e^{-b \cdot (M_S - T)} & \text{für } T \leq M_S \end{cases} \quad (2-3)$$

Dabei ist $p_M(T)$ der Anteil vom gebildeten, temperaturabhängigen Martensit. b ist der kohlenstoffabhängige Koistinen-Marburger Koeffizient, der die Umwandlungskonstante darstellt. M_S ist die Martensitstarttemperatur und T steht für die Temperatur.

Durch die kontinuierliche Abkühlung nach dem Schweißvorgang wird in dieser Arbeit die Phasenumwandlung vom Austenit zu Ferrit und Bainit aus experimentell ermittelten Schaubild mit dem Leblond Modell beschrieben. Mit dem Koistinen-Marburger Modell wird die diffusionslose Umwandlung vom Austenit zum Martensit mathematisch beschrieben. Die beiden Modelle (2-2) und (2-3) sind daher für die numerischen Simulationen des PS-Schweißprozesses von praktischer Bedeutung und stehen in SYSWELD zur Verfügung. Sie beschreiben die Phasenumwandlungen im Stahlgefüge bei Schweißprozesssimulationen und können ebenfalls für Wärmebehandlungssimulationen eingesetzt werden.

2.5 Finite Elemente Methode

Die FEM ist ein sehr leistungsstarkes Werkzeug zur näherungsweise Lösung partieller Differentialgleichungen und in den Ingenieurwissenschaften nicht mehr wegzudenken. Mit ihr können nahezu alle physikalisch beschreibbaren Prozesse und Phänomene numerisch abgebildet werden. Die FEM besitzt im Vergleich zu der FDM und FVM eine außergewöhnliche Stellung für Simulationsanwendungen. Mit ihr können komplexe Aufgabenstellungen hinsichtlich Geometrie, nichtlinearen Randbedingungen und Materialeigenschaften simuliert und gelöst werden. Die benötigte Rechenzeit und der Speicherbedarf hängen von der Komplexität des untersuchten Problems ab. Numerisch auftretende Probleme, die in Form von nicht konvergierenden Lösungen auftreten können, erschweren die Lösbarkeit und müssen durch besondere Maßnahmen, wie der automatische Zeitschrittwahl während der Berechnung gelöst werden.

Ritz W. [98] beschrieb 1909 mit seiner Methode zur Lösung von Variationsproblemen das erste Lösungsverfahren vor der eigentlichen Entwicklung der FEM. Sie wurde allerdings erst seit Mitte des 20. Jahrhunderts mit der Weiterentwicklung und Verbreitung von Großrechnern eingesetzt. Friedrichs K. O. [99] und Oganjesjan L. A. [100] haben in den sechziger Jahren die FEM als mathematische Näherungsmethode zur Lösung von Differentialgleichungen, Variationsproblemen und -gleichungen fundiert untersucht. Den Grundstein für den Durchbruch der FEM legte Zienkiewicz O. C. [101] im Jahre 1967 mit seiner verfassten Monografie. Turner M. J. [102], Bathe K. J. [103] und Hughes T. J. R. [104] haben ebenfalls einen großen und wichtigen Anteil zu der Entwicklung der FEM beigetragen. Die grundlegenden mathematischen Formulierungen der FEM können in den Standardwerken von Schwarz H. R. [105], Bathe K. J. [103], Zienkiewicz O. C. [106] und Klein B. [107] nachgeschlagen werden.

Die Anwendungsvielfalt der FEM stieg immens und ist heute wohl das häufigste eingesetzte Diskretisierungsverfahren. Dieser Trend ist mit der rasanten Entwicklung der Computertechnologie zusätzlich begünstigt worden, mit der sehr komplexe Probleme in akzeptabler Zeit lösbar wurden. Zur Anwendung der FEM ist eine Vielzahl von kommerziellen Softwarepaketen entwickelt worden. MARC und Nastran, Abaqus und Ansys waren die ersten kommerziellen Mehrzweck-Softwarepakete [108]. In dieser Dissertation wird für die Simulation des induktiven PS-Schweißprozesses SYSWELD und des induktiven HF-Schweißprozesses Abaqus eingesetzt.

Bei jedem Simulationsprogramm ist die Software generell in drei Bearbeitungsschritte aufgeteilt:

- 1) Präprozessor,
- 2) Prozessor und
- 3) Postprozessor.

Mehr dazu im Kapitel 6.1 und 6.2, ab S. 117 und ab S. 146.

Bei der FEM werden zunächst die zu untersuchenden Festkörper von beliebiger Komplexität in viele kleine Teilkörper mit einfacher Form aufgeteilt, deren Verbindung über Knoten erfolgt. Die Zielgrößen, wie Temperatur und Verschiebungen müssen an den gemeinsamen Knoten kompatibel sein. Mit entsprechenden differentiellen Gleichungssystemen erfolgt die numerische Berechnung. Auf Grund der Komplexität und Größe der Gleichungssysteme werden iterative Lösungsmethoden angewendet.

In diesem Kapitel werden nach der einleitenden Beschreibung der eingesetzten Simulationssoftware für den PS- und HF-Schweißprozess, die Analysen für den jeweiligen Prozess beschrieben. Es werden nur die wichtigsten erscheinenden Aspekte für die FEM angeführt, die für das geplante Vorhaben erforderlich und von speziellem Interesse sind. Darüber hinaus wird auf die Kontaktdefinitionen eingegangen.

2.5.1 Pressstumpfschweißprozess

Für die PS-Schweißsimulationen ist der Gleichungslöser von der kommerziellen Software SYSWELD eingesetzt worden. Abbildung 2-31 zeigt einen Überblick über die einzelnen Module von SYSWELD, sowie Ihre möglichen Wechselwirkungen und Zusammenhänge.

Das elektromagnetische Modul wird für die Simulation von Induktionsvorgängen oder Punktschweißverfahren angewendet.

Das Kernstück von SYSWELD ist die vollständige Kopplung der thermischen und metallurgischen Analyse. Dadurch wird der gegenseitige, starke Einfluss der beiden physikalischen Phänomene berücksichtigt.

Die mechanische Analyse ist standardmäßig von der thermo-metallurgischen Analyse entkoppelt, um eine größere Effizienz bezüglich der Rechenzeit zu erzielen. Bei Bedarf können diese beiden Analysen über die Programmiersprache SIL stark gekoppelt werden.

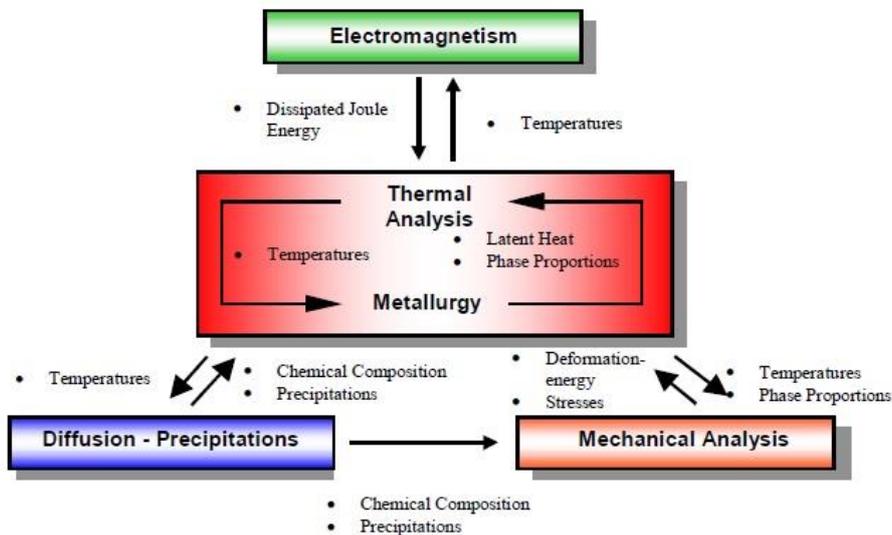


Abbildung 2-31: Software Architektur von SYSWELD mit den einzelnen, zur Verfügung stehenden Modulen für die Analyse der physikalischen Phänomene, ihren Wechselwirkungen und Zusammenhängen. [109]

Das Diffusion-Ausscheidungen Modul ist ein leistungsstarkes Werkzeug, das auf Diffusionsgleichungen basiert. Bis zu sechs chemischen Elementen können, unter Berücksichtigung des gegenseitigen Einflusses, Diffundieren oder Ausscheiden. Eine mögliche Anwendung ist die Modellierung des Einsatzhärtens.

Mehr Informationen zu den einzelnen Modulen können aus dem SYSWELD Handbuch [90] entnommen werden.

2.5.1.1 Thermische Analyse

Bei der FE Simulation der Widerstandsschweißverfahren wird während der thermischen Analyse die elektro-kinetische und thermo-metallurgische Gleichung numerisch stark gekoppelt. Der Widerstandsschweißprozess ist ein nichtlineares und instationäres Problem. Die Berechnung der elektrischen Spannungsverteilung erfolgt mit der elektro-kinetischen Gleichung. Mit der thermo-metallurgischen Gleichung wird die Wärme-, Temperatur- oder Phasenverteilung ermittelt.

Bei Widerstandsschweißsimulationen wird mit dem Joule'schen Gesetz (2-4) die Wärmemenge Q beschrieben, die ein elektrischer Strom I beim Durchfluss durch einen Ohm'schen Widerstand R während der Zeit t erzeugt.

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (2-4)$$

Dabei entspricht R dem Gesamtwiderstand, der sich aus den Stoff- und Kontaktwiderständen zusammensetzt. [1]

Das Ohm'sche Gesetz bildet die Grundlage für die elektro-kinetische Gleichung zur Simulation des PS-Schweißprozesses. Für den Ohm'schen Widerstand R gilt die allgemein bekannte Definition (2-5).

$$R = \frac{U}{I} \quad (2-5)$$

U steht für die elektrische Spannung in Volt (V) und I ist der elektrische Strom in Ampere (A). Der Widerstand R kann für einen homogenen Leiter der Länge l und dem Querschnitt A mit Gleichung (2-6) berechnet werden. [110]

$$R = \rho \cdot \frac{l}{A} \quad (2-6)$$

Der Kehrwert vom spezifischen elektrischen Widerstand ρ des Leitermaterials wird als spezifische elektrische Leitfähigkeit σ mit der Einheit $1/(\Omega \cdot m)$ bezeichnet. Mit letzterem und durch das Einsetzen von Gleichung (2-6) in die anders geschriebene Gleichung (2-5) ergibt sich die Beziehung (2-7)

$$I = \frac{U}{R} = \frac{U \cdot A}{\rho \cdot l} = \sigma \cdot \frac{U \cdot A}{l}, \quad (2-7)$$

oder mit (2-8) anders ausgedrückt

$$\frac{I}{A} = \sigma \cdot \frac{U}{l}. \quad (2-8)$$

Diese Formulierung entspricht dem Ohm'schen Gesetz, der in Vektorform die Schreibweise (2-9) besitzt.

$$\vec{j} = \sigma \cdot \vec{E} \quad (2-9)$$

Die elektrische Stromdichte \vec{j} beschreibt die Stromstärke, die durch eine senkrechte Querschnittsfläche fließt.

Die elektrische Feldstärke \vec{E} wird mit dem zugehörigen skalaren elektrischen Potential V berechnet (2-10).

$$\vec{E} = -gradV \quad (2-10)$$

Das Erhaltungsprinzip des Stromflusses besagt, dass der in einem Leiter einfließende Strom wieder herausfließen muss. Damit gilt die Bedingung (2-11).

$$div\vec{j} = 0 \quad (2-11)$$

Die Gleichung (2-11) ergibt durch das Einsetzen von (2-9) und (2-10) die elektro-kinetische Gleichung (2-12) für die PS-Schweißsimulation [111] [112].

$$div(\sigma \cdot gradV) = 0 \quad (2-12)$$

Abhängig davon, ob die elektrische Spannung U oder der elektrische Strom I als Eingabewert für die Simulation definiert wird, ist zur Lösung der elektro-kinetischen Gleichung (2-12) die Dirichlet (2-13) oder Neumann (2-14) Randbedingung erforderlich [113] [114] [115].

$$V = V_0 \quad (2-13)$$

$$\sigma \cdot \text{grad}V \cdot \vec{n} = j \quad (2-14)$$

Mit der Wärmeleitungsgleichung, die auf dem Fourier'schen Gesetz basiert, kann die Temperatur in jedem Knotenpunkt und zu jedem Zeitpunkt berechnet werden. Die Wärmeleitungsgleichung in kartesischen Koordinaten nach Fourier (2-15) lautet [116] [117]:

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \cdot \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \cdot \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q}_V. \quad (2-15)$$

Die Gleichung enthält die temperaturabhängigen physikalischen Materialkennwerte, die Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p und Wärmeleitfähigkeit λ , sowie die volumetrische Wärmestromdichte \dot{q}_V (z.B. in einem Stromdurchflossenen Körper).

Die Wärmeleitfähigkeit λ gibt an, welche Wärmemenge aufgrund eines Temperaturgradienten durch einen Festkörper transportiert wird. Sie ist eine Stoffeigenschaft, die temperaturabhängig ist und besitzt die Einheit $W/(m \cdot K)$. [118] [119] [120] [121]

Für eine genauere Modellierung der elektrischen und thermischen Phänomene wird Gleichung (2-12) und (2-15) numerisch stark gekoppelt. Das mathematische Modell für die thermische Analyse des PS-Schweißens besitzt demzufolge folgende Form (2-16):

$$\rho(T) \cdot \frac{\partial h(T)}{\partial t} - \text{div}(\lambda(T) \cdot \text{grad}T) - \text{grad}V \cdot (\sigma(T) \cdot \text{grad}V) - \dot{q}_V = 0. \quad (2-16)$$

$h(T)$ ist die temperaturabhängige spezifische Enthalpie, die mit dem Integral der spezifischen Wärmekapazität c_p berechnet wird (2-17) [122].

$$h = \int c_p \cdot dT \quad (2-17)$$

Zur Berücksichtigung der Wechselwirkungen zwischen den thermischen und metallurgischen Effekten, z.B. Umwandlungswärme während den Phasenumwandlungen, ist das Enthalpie-Modell für die Berechnung notwendig [123] und wird daher für die FE Simulation verwendet. [111] [112]

Durch Erweiterung der gekoppelten elektro-kinetischen und thermischen Gleichung (2-16) auf die Phasenabhängigkeit, ergibt sich das mathematische Modell (2-18) für die vollständige thermische Analyse. [90]

$$\sum_{\text{Phasen}} p_i \cdot \rho_i(T) \cdot \frac{\partial h_i(T)}{\partial t} - \text{div} \left(\sum_{\text{Phasen}} p_i \cdot \lambda_i(T) \cdot \text{grad}T \right) - \text{grad}V \cdot (\sigma(T) \cdot \text{grad}V) + \sum_{\text{Phasen}} \dot{p}_i \cdot \rho_i(T) \cdot h_i(T) - \dot{q}_V = 0 \quad (2-18)$$

p_i steht dabei für den Volumenanteil der jeweiligen Phase i . Mit dem Modell können temperatur- und phasenabhängige Eigenschaften von untersuchten Werkstoffen berücksichtigt werden. Die ersten beiden Terme und der letzte Term in Gleichung (2-18) enthalten die Wärmeleitungsgleichung nach Fourier (vgl.

(2-15)). Der dritte Term enthält die starke Kopplung der elektrischen und thermischen Phänomene. Die Umwandlungswärme wird mit der temperaturabhängigen spezifischen Enthalpie im vierten Term berücksichtigt. Die Wärmeeinbringung durch den Joule'schen Effekt wird mit der volumetrischen Wärmestromdichte beschrieben.

Andere thermoelektrische Effekte (z.B. Thomson- oder Peltier-Effekt [124]) die beim Widerstandsschweißen auftreten, können über die innere Wärmequelle mit den entsprechenden Koeffizienten berücksichtigt werden. Mit der Annahme, dass diese Effekte einen geringen Einfluss besitzen, werden sie vernachlässigt. [111] [112]

Die Randbedingung (2-19) und (2-20) ist zur Lösung des numerisch gekoppelten elektro-kinetischen und thermo-metallurgischen Modells (2-18) notwendig. [90]

$$T = T_0 \quad (2-19)$$

$$\lambda_i(T) \cdot \text{grad}T \cdot \vec{n} = \dot{q}(T) \quad (2-20)$$

Die Kontakttemperatur von zwei in Berührung stehenden Körpern mit unterschiedlicher Temperatur kann mit Gleichung (2-21) ermittelt werden.

$$\sqrt{\lambda_1 \cdot \rho_1 \cdot c_{p1}} \cdot (T_1 - T_K) = \sqrt{\lambda_2 \cdot \rho_2 \cdot c_{p2}} \cdot (T_K - T_2) \quad (2-21)$$

Dabei ist $T_1 > T_2$. Die Wurzelterme werden als Wärmeeindringkoeffizienten bezeichnet. Es wird vorausgesetzt, dass der Wärmestrom durch die gleiche Kontaktfläche für den Wärmeübergang in beiden Körpern identisch ist. Das Auflösen der Gleichung (2-21) liefert Gleichung (2-22) für die Berechnung der Kontakttemperatur T_K . [125]

$$T_K = \left(T_1 + \sqrt{\frac{\lambda_2 \cdot \rho_2 \cdot c_{p2}}{\lambda_1 \cdot \rho_1 \cdot c_{p1}}} \cdot T_2 \right) \cdot \left(1 + \sqrt{\frac{\lambda_2 \cdot \rho_2 \cdot c_{p2}}{\lambda_1 \cdot \rho_1 \cdot c_{p1}}} \right)^{-1} \quad (2-22)$$

Neben der Wärmeleitung innerhalb eines Körpers ist an der Wärmeübertragung oft auch die Konvektion (Index k) und Strahlung (Index s), die unabhängig voneinander sind, beteiligt.

Die Konvektion beschreibt die Wärme, deren Transport durch bewegte Masse erfolgt und an ein anderes Medium abgegeben wird. Die durch die Konvektion transportierte Wärmestromdichte \dot{q}_k kann mit Gleichung (2-23) ermittelt werden. [121] [126]

$$\dot{q}_k = \alpha_k \cdot (T - T_u) \quad (2-23)$$

α_k ist der konvektive Wärmeübergangskoeffizient, T die Körpertemperatur und T_u die Umgebungstemperatur, die in unserem Fall der Lufttemperatur entspricht. Der Wärmeübergangskoeffizient ist in der DIN EN ISO 6946:1996-11 für unterschiedliche Windgeschwindigkeit angegeben. Die Strömungsverhältnisse an der Bauteiloberfläche, Temperaturdifferenz, sowie die Eigenschaften der Oberfläche und des umgebenden Mediums haben Auswirkung auf den Wärmeübergangskoeffizienten. Für Stahlplatten wird üblicherweise der konstante Wert von 12,0 W/(m²K) definiert [127]. Diese Annahme besagt, dass beim Schweißen die Windgeschwindigkeit annähernd null ist. Demzufolge wird auch dieser Wert in dieser Arbeit für den konvektiven Wärmeübergangskoeffizienten angewendet.

Bei der Strahlung ist keine Materie für die Wärmeübertragung erforderlich [126]. Der Wärmeübergang erfolgt durch elektromagnetische Wellen [125]. Die Wärmestromdichte \dot{q}_s entspricht der Wärme,

die von einem Körper in den Raum abgestrahlt wird. Sie kann mit Gleichung (2-24) beschrieben werden. [117]

$$\dot{q}_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - T_u^4) \quad (2-24)$$

Dabei ist ε der Emissionsgrad des Körpers, der zwischen 0 und 1 liegt. σ ist die Stefan-Boltzmann Konstante, die $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ beträgt. Der Körper mit maximal abgebender Strahlung wird als schwarzer Körper bezeichnet und besitzt einen Emissionsgrad ε von 1 [117]. Der Wertebereich $0,2 \leq \varepsilon \leq 0,4$ gilt für metallisch blanke Oberflächen und $0,6 \leq \varepsilon \leq 0,9$ für raue, oxidierende Flächen [128]. In dieser Arbeit ist der Emissionsgrad ε mit 0,2 für die numerischen PS-Schweißsimulationen definiert worden.

Die Gleichung (2-24) erhält durch Auflösen folgende Form (2-25):

$$\dot{q}_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^2 + T_u^2) \cdot (T + T_u) \cdot (T - T_u). \quad (2-25)$$

Durch die Tatsache, dass die Luft- und Umgebungstemperatur annähernd gleich ist, kann der Wärmeübergang durch Konvektion und Strahlung zusammengefasst werden [117]. Somit kann mit Gleichung (2-23) und (2-25) der Wärmeübergangskoeffizient für Strahlung α_s (2-26) definiert werden.

$$\alpha_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^2 + T_u^2) \cdot (T + T_u) \quad (2-26)$$

Der Gesamtwärmeübergangskoeffizient α_{ges} (2-27) für Konvektion und Strahlung entspricht somit der Summe der einzelnen Koeffizienten.

$$\alpha_{ges} = \alpha_k + \alpha_s \quad (2-27)$$

2.5.1.2 Mechanische Analyse

Bei der mechanischen Analyse wird die Temperatur- und Phasenabhängigkeit der Materialkennwerte berücksichtigt. Mit dem Ansatz der isotropen Verfestigung, bei dem das Materialverhalten unabhängig von der vorhergehenden Belastungsrichtung ist, wird die Plastizität modelliert. An Hand des Elastizitätsmoduls, der Fließgrenze und Verfestigung erfolgt die Beschreibung der Spannungs-Dehnungs-Kurven. Für die thermo-mechanische Analyse ist auch der thermische Ausdehnungskoeffizient und die Poissonzahl erforderlich.

Das thermo-elastisch-plastische Materialverhalten wird mit der Methode der inkrementellen Dehnungsänderung mathematisch beschrieben. Die Gesamtdehnung entspricht dabei der Summe der einzelnen Teildehnungen (2-28). [129] [130]

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^{th} + \varepsilon_{ij}^{tr} + \varepsilon_{ij}^{cp} + \varepsilon_{ij}^{tp} \quad (2-28)$$

Dabei ist ε_{ij}^e die elastische Dehnung, ε_{ij}^{th} die thermische Dehnung, ε_{ij}^{tr} die umwandlungsbedingte Dehnung, ε_{ij}^{cp} die konventionell plastische Dehnung und ε_{ij}^{tp} die umwandlungsplastische Dehnung.

Die elastische Dehnung ε_{ij}^e wird mit dem Hook'schen Gesetz (2-29) beschrieben.

$$\varepsilon_{ij}^e = D^{-1} \cdot \sigma_{ij} \quad (2-29)$$

Der Elastizitätstensor D (2-30) wird für einen isotropen Werkstoff mit dem Elastizitätsmodul E , der Poissonzahl ν und dem Schubmodul G berechnet. [86]

$$D^{-1} = \frac{1}{E} \cdot \begin{bmatrix} 1 & -\nu & -\nu & 0 \\ -\nu & 1 & -\nu & 0 \\ -\nu & -\nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & E/G \end{bmatrix} \quad (2-30)$$

Die thermo-metallurgische Dehnung ε_{ij}^{thm} (2-31) umfasst die thermische Dehnung ε_{ij}^{th} und umwandlungsbedingte Dehnung ε_{ij}^{tr} . Sie entspricht der Summe der vorliegenden Phasenanteile p_i und der temperaturabhängigen thermischen Dehnung $\varepsilon_{ij-i}^{th}(T)$ der jeweiligen Phase i .

$$\varepsilon_{ij}^{thm}(p, T) = \sum_{\text{Phasen}} p_i \cdot \varepsilon_{ij-i}^{th}(T) \quad (2-31)$$

Die konventionell plastische Dehnung ε_{ij}^{cp} ergibt sich aus der plastischen Vergleichsdehnung ε_{eq}^p und Vergleichsspannung σ_{eq} (2-32).

$$\varepsilon_{ij}^{cp} = \frac{3}{2} \cdot \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\sigma_{eq}} \cdot S_{ij} \quad (2-32)$$

Mit Gleichung (2-33) wird die plastische Vergleichsdehnung ε_{eq}^p berechnet.

$$\varepsilon_{eq}^p = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot \varepsilon_{ij}^p \cdot \varepsilon_{ij}^p} \quad (2-33)$$

Die Fließbedingung nach von Mises (2-34), d.h. nach der Gestaltänderungshypothese wird für die Vergleichsspannung σ_{eq} angenommen.

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot S_{ij} \cdot S_{ij}} \quad (2-34)$$

S_{ij} ist der Spannungsdeviator, der einem Tensor entspricht und in Matrixform dargestellt wird.

Die Berechnung der umwandlungsplastischen Dehnung ε_{ij}^{tp} erfolgt mit Gleichung (2-35).

$$\varepsilon_{ij}^{tp} = -\frac{3}{2} \cdot k \cdot \ln \lambda \cdot S_{ij} \cdot h\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right) \cdot \lambda \quad (2-35)$$

λ erfasst dabei den Ferritanteil. $h\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right)$ ist ein Korrekturterm mit der Vergleichsspannung σ_{eq} und Fließgrenze σ_y . k ist die TRIP-Konstante, mit der das Phänomen der Umwandlungsplastizität nach Leblond (2-36) [131] beschrieben wird.

$$k = \frac{2 \cdot \Delta \varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}}{\sigma_y^\gamma} \quad (2-36)$$

$\Delta \varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}$ ist der thermische Dehnungsanteil zwischen der γ und α Phase. σ_y^γ ist die Austenit-Fließgrenze.

Neben den fünf unterschiedlichen Dehnungsarten existieren noch zwei weitere, die Anfangs- und Kriechdehnung [86]. Die beanspruchungsfreien Bleche besitzen im Ausgangszustand keine Anfangsdehnung und die Kriechdehnung kommt bei der Schweißprozesssimulation nicht zum Tragen. Dementsprechend werden diese beiden Dehnungstypen in dieser Arbeit nicht berücksichtigt.

In der Literatur [129] [130] [131] sind die oben beschriebenen Gleichungen, sowie das komplexe Thema ausführlicher und umfangreicher beschrieben. Für Widerstandspunktschweißsimulationen gelten die gleichen mathematischen Modelle und ein Großteil der hier enthaltenen Gleichungen ist auch in der Publikation [132] veröffentlicht worden.

2.5.1.3 Kontaktdefinition

Beim konduktiven PS-Schweißprozess ist der Kontaktzustand an den Schnittstellen eine wichtige Randbedingung. Er bestimmt den Durchfluss des elektrischen Stroms und dementsprechend die erzeugte Wärmemenge. Die übertragene Wärmemenge wird durch drei wichtige temperaturabhängige Größen bestimmt, den thermischen und elektrischen Kontaktwiderstand, sowie den Gesamtwärmeübergangskoeffizienten (siehe Gleichung (2-27), S. 44).

Der thermische und elektrische Kontakt zwischen zwei Oberflächen wird durch den Benutzer mit einem Schwellenwert, dem sog. SETPOINT festgelegt. Wenn der Abstand zwischen den beiden Kontaktflächen größer als der definiert Schwellenwert ist, dann erfolgt die Wärmeübertragung durch Strahlung und Leitung an die umgebende Luft. Wenn der Abstand zwischen den beiden Kontaktflächen kleiner als der festgelegte Schwellenwert ist, dann fallen die Flächen zusammen und die Wärme wird entsprechend dem temperaturabhängigen thermischen und elektrischen Kontaktwiderstand, sowie dem Gesamtwärmeübergangskoeffizienten von einer Fläche auf die andere konduktiv übertragen. Die thermische Kontaktmodellierung erfolgt in SYSWELD mit CNTG Makroelementen.

Die mechanische Kontaktmodellierung erfolgt ebenfalls über Makroelemente, von denen mehrere unterschiedliche Typen vorhanden sind. Für Kontakte mit kleinen Relativverschiebungen stehen zwei Makroelementtypen zur Verfügung, GAP und INTERFACE. Die Makroelemente für Kontakte mit größeren Relativverschiebungen werden entsprechend dem CAD Modell ausgewählt. Davon sind insgesamt 4 unterschiedliche Typen in SYSWELD enthalten. Das Makroelement PLANE kann für 2D und 3D Modelle eingesetzt werden. FE Berechnungen haben im Rahmen dieser Arbeit gezeigt, dass sich bei der PS-Schweißsimulation mit diesem Elementtyp die Wulst unsymmetrisch bei einseitiger Belastung verformt. Daher sind für die mechanische Kontaktmodellierung die SL2D Makroelemente im Stoßbereich der Bleche eingesetzt worden. Dieser Typ wird für allgemeine Kontaktprobleme verwendet. Mit diesen bildete sich die Wulst bei einseitiger Lastaufbringung symmetrisch im Schweißnahtbereich aus und die Modellierung konnte somit erfolgreich durchgeführt werden.

Mit dem SL2D Makroelement kann das haften, tangential haften, gleiten und die Reibkontaktbedingung nach Coulomb, Tresca oder Coulomb-Orowan modelliert werden. Es ist mit mehreren mechanischen Berechnungsoptionen kompatibel. Für die PS-Schweißsimulationen mit mechanischer Analyse ist das standardmäßige Modell definiert worden. Mit diesem wird der Gleitkontakt modelliert. Die Makroelementdaten werden durch die Kontakt- und Zielzone definiert. Diese Zonen werden durch einen Satz von 1D Elementen verkörpert, deren normalen Richtung nach außen zeigt.

Falls ein Bauteil als starrer Körper angenommen wird, dann müssen alle zu diesem Bauteil anliegenden Knoten über die CONSTRAINT Prozedur verbunden werden. Die Bewegung der starren Körper kann durch den Einsatz der LOAD Prozedur umgesetzt werden. Die Kontaktformulierung basiert auf der Penalty Methode. [133]

2.5.2 Hochfrequenzschweißprozess

Für die numerische Simulation des HF-Schweißprozesses von Rohren ist die kommerzielle FE Software Abaqus eingesetzt worden. Abbildung 2-32 gibt einen Überblick über die einzelnen Produkte von Abaqus, sowie deren Zusammenhänge. Derzeit existieren drei Hauptanalyseprodukte, Abaqus/Standard, Abaqus/Explicit und Abaqus/CFD.

Abaqus/Standard ist ein Allzweck-Analyseprodukt für FE Berechnungen, das eine große Anzahl von linearen und nichtlinearen Problemen, hinsichtlich der statischen, dynamischen, thermischen und elektrischen Problemstellungen lösen kann. Abaqus/Standard löst das Gleichungssystem implizit bei jedem Lösungs-Inkrement. Dieses Produkt kam in dieser Arbeit zum Einsatz. Für Abaqus/Standard sind vier add-on-Analyseprodukte für spezielle Anwendungen vorhanden, Abaqus/Aqua, Abaqus/AMS, Abaqus/Design und Abaqus/Foundation. Letzteres ist in Abbildung 2-32 nicht vermerkt.

Abaqus/Explizit liefert die Lösung in kleinen Zeitschritten, ohne das gekoppelte Gleichungssystem bei jedem Inkrement zu lösen. Dies ist ein Spezial-Analyseprodukt, das eine explizite dynamische FE Formulierung verwendet. Abaqus/Explizit ist für die Modellierung von kurzen, transienten, dynamischen Ereignissen geeignet, wie Schlag- und Explosionsproblemen. Es ist auch sehr effizient für hochgradig nichtlineare Probleme, mit wechselnden Kontaktbedingungen.

Abaqus/CFD ist ein Analyseprodukt für die numerische Strömungsmechanik. Es kann ein breites Feld von inkompressiblen Strömungsproblemen, der laminaren und turbulenten Strömung, sowie die thermische konvektive Strömung und verformte Vernetzungsprobleme lösen.

Abaqus/CAE ist die komplette Abaqus-Umgebung, die Funktionen für die Erstellung von CAD Modellen, interaktives Einrichten und Überwachen von Jobs, sowie Ergebnisauswertungen enthält. Es können physikalische Eigenschaften und Materialeigenschaften, sowie Lasten und Randbedingungen der Geometrie zugeordnet werden. Der Abaqus/Viewer ist eine Untergruppe von Abaqus/CAE, die ausschließlich Postprozessor Funktionen vom Darstellungsmodul enthält.

Darüber hinaus sind die Abaqus Schnittstellen für Moldflow, einer Simulationssoftware für Spritzgussverfahren und MSC.ADAMS für Adams/Flex vorhanden. Letzteres ist eine Mehrkörpersimulationssoftware für kinetische und kinematische Analysen, mit der 3D mechanische Systeme simuliert werden können. Abaqus besitzt auch Übersetzer für die Modellierung, die von anderen CAD Systemen die Geometrien, von anderen Präprozessoren die Inputdateien und die Abaqus Ausgabedateien für die Analyse für andere Postprozessoren konvertieren. Diese und weitere Details zu den Analyseprodukten und anderen Funktionen können aus dem Abaqus Handbuch [134] entnommen werden.

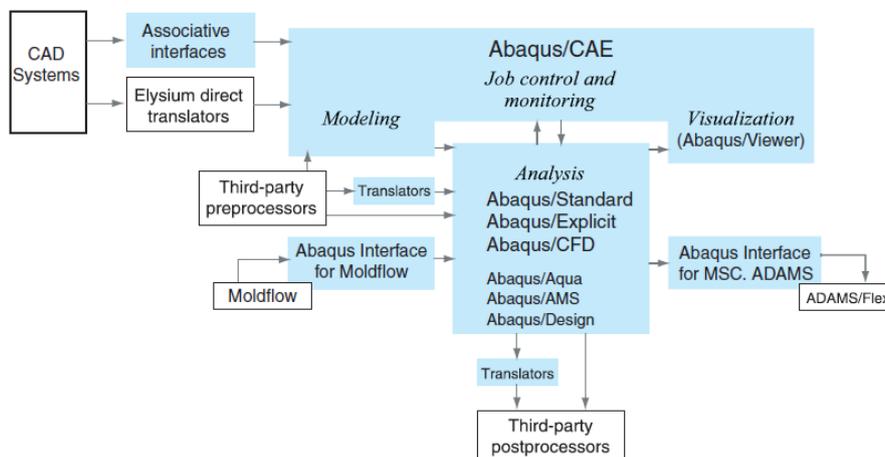


Abbildung 2-32: Software Architektur von Abaqus mit dem Zusammenhang zwischen den einzelnen, zur Verfügung stehenden Produkten für die Analyse. [134]

2.5.2.1 Elektromagnetische Analyse

James Clerk Maxwell hat den mathematischen Zusammenhang zwischen dem elektrischen und magnetischen Feld aufgestellt. Bei der elektromagnetischen Analyse werden diese beiden Felder gekoppelt berechnet.

Für die Zeit-Harmonische Analyse wird der Vektor der magnetischen Flussdichte \vec{B} und das magnetische Vektorpotential \vec{A} mit Gleichung (2-37) eingeführt.

$$\vec{B} = \nabla \times \vec{A} \quad (2-37)$$

Den linearen Zusammenhang zwischen der magnetischen Flussdichte \vec{B} und der magnetischen Feldstärke \vec{H} beschreibt die magnetische Permeabilität μ (2-38).

$$\vec{B} = \mu \cdot \vec{H} \quad (2-38)$$

Die magnetische Permeabilität μ ergibt sich aus dem Produkt der magnetischen Feldkonstante $\mu_0 = 1,26 \cdot 10^{-6} (V \cdot s) / (A \cdot m)$ und der relativen Permeabilität μ_r (2-39). [135]

$$\mu = \mu_0 \cdot \mu_r \quad (2-39)$$

Die magnetische Feldstärke \vec{H} im Zentrum einer Zylinderspule ergibt sich aus dem Strom \vec{I} , der die Spule mit der Länge l , dem Durchmesser D und N Windungen durchfließt (2-40) [136].

$$\vec{H} = \frac{\vec{I} \cdot N}{\sqrt{l^2 + D^2}} \quad (2-40)$$

Das Lösungsverfahren strebt eine zeitabhängige elektromagnetische Resonanz an, wenn das System einer zeitabhängigen Erregung unterworfen wird, z.B. durch eine angelegte Verteilung der Volumenstromdichte. Unter dieser Annahme besitzt die Maxwell Gleichung in Abwesenheit der Leiterbewegung die Formulierung (2-41),

$$\nabla \times (\mu^{-1} \cdot \nabla \times \vec{A}) + \sigma \cdot \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} = \vec{j} \quad (2-41)$$

die aus der Feldgröße des magnetischen Vektorpotentials \vec{A} und der Stromdichte \vec{j} , sowie den Tensoren der magnetischen Permeabilität μ und der elektrischen Leitfähigkeit σ besteht.

Für die magnetische Permeabilität und elektrische Leitfähigkeit wird isotropes Werkstoffverhalten angenommen, wodurch ihre Tensoren richtungsunabhängig sind.

Die elektrische Leitfähigkeit verknüpft die Stromdichte und das elektrische Feld über das Ohm'sche Gesetz (siehe Gleichung (2-9), S. 41).

Zur Berücksichtigung der Leiterbewegung wird die Maxwell Gleichung (2-41) um einen weiteren Term erweitert, der die Geschwindigkeit enthält. Die erweiterte Maxwell Gleichung (2-42) für ein induziertes elektrisches Feld in einem bewegten Leiter besteht aus zwei Teilen. Der erste beschreibt die Änderung des Magnetflusses mit dem Induktionsgesetz und der zweite die Bewegung eines elektrischen Leiters im Magnetfeld.

$$\nabla \times (\mu^{-1} \cdot \nabla \times \vec{A}) + \sigma \cdot \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} - \sigma \cdot \vec{v} \times (\nabla \times \vec{A}) = \vec{j} \quad (2-42)$$

Mit der Geschwindigkeit \vec{v} kann die translatorische Bewegung, sowie die Rotationsbewegung vorgegeben werden. Mit der Formulierung wird ein gleichförmiger Leiter in allen Bewegungsrichtungen angenommen. Mit anderen Worten, es gibt keine Geometriemerkmale in Bewegungsrichtung. Die Maxwell Gleichungen (2-41) und (2-42) sind im FE Code von Abaqus eingebettet und werden für die elektromagnetischen Analysen des induktiven HF-Rohrschweißprozesses eingesetzt. [137]

2.5.2.2 Thermo-Mechanische Analyse

Der Wirbelstrom induziert durch das magnetische Wechselfeld, infolge des hochfrequenten Wechselstroms, elektrischen Strom in das Werkstück und führt zur Erwärmung. Die so erzeugte Wärme ist vom induzierten Strom und elektrischen Werkstoffwiderstand abhängig. Mit der Wärmeleitungsgleichung (siehe Gleichung (2-15), S. 42) kann die Wärmeleitung im Rohr berechnet werden.

Durch Konvektion und Strahlung erfolgt der Wärmeaustausch mit der Umgebung. Das erwärmte Rohr gibt über diese beiden Mechanismen Wärme an die Umgebung ab. Mit den Gleichungen (2-23) bis (2-27) (ab S. 43) und den definierten Wärmeübergangskoeffizient α und Emissionsgrad ε wird der Wärmeaustausch durch Konvektion und Strahlung berücksichtigt.

Die vollständig gekoppelte thermo-mechanische Analyse ist notwendig, wenn die Spannungsanalyse von der Temperaturverteilung und die Temperaturverteilung von dem Spannungszustand abhängig ist. In Abaqus werden die Temperaturen unter Anwendung des Rückwärtsdifferenzschemas integriert und das nichtlinear gekoppelte System wird mit der Newton Methode gelöst.

Abaqus bietet eine genaue und eine annähernde Implementierung der Newton-Verfahren für vollständig gekoppelte Temperatur-Verschiebungsanalysen. Die genaue Implementierung der Newton-Verfahren beinhaltet eine nichtsymmetrische Jacobi-Matrix und wird bei dem eingesetzten Gleichungslöser standardmäßig verwendet. [137]

2.5.2.3 Kontaktdefinition

Die Definition des mechanischen Kontaktmodells kann in Abaqus unter anderem mit der „harten“ (Abbildung 2-33a) und exponentiell „weichen“ (Abbildung 2-33b) Kontaktverbindung erfolgen.

Die „harte“ Kontaktverbindung minimiert das Eindringen der *Slave*-Fläche in die *Master*-Fläche an angrenzenden Bereichen. Bei dieser Variante kann jeder Kontaktdruck zwischen Flächen übertragen werden, wenn diese sich im Kontakt befinden. Die Flächen trennen sich, wenn der Kontaktdruck auf null reduziert wird. Getrennte Flächen kommen in Kontakt, wenn Ihr Abstand sich auf null verringert.

Bei der „weichen“ Kontaktverbindung ist der Kontaktdruck eine Exponentialfunktion des Abstandes zwischen den Oberflächen, der auch als Zwischenraum bezeichnet wird. Der Kontaktdruck wird bei dieser Methode übertragen, wenn sich der Flächenabstand auf C_0 verringert (vgl. Abbildung 2-33b). Der übertragene Kontaktdruck zwischen den Flächen steigt anschließend exponentiell, wenn sich der Zwischenraum kontinuierlich verringert.

Standardmäßig und am häufigsten wird die „harte“ Kontaktverbindung verwendet, da diese die reale Kontaktbedingung am besten wiedergibt. [138]

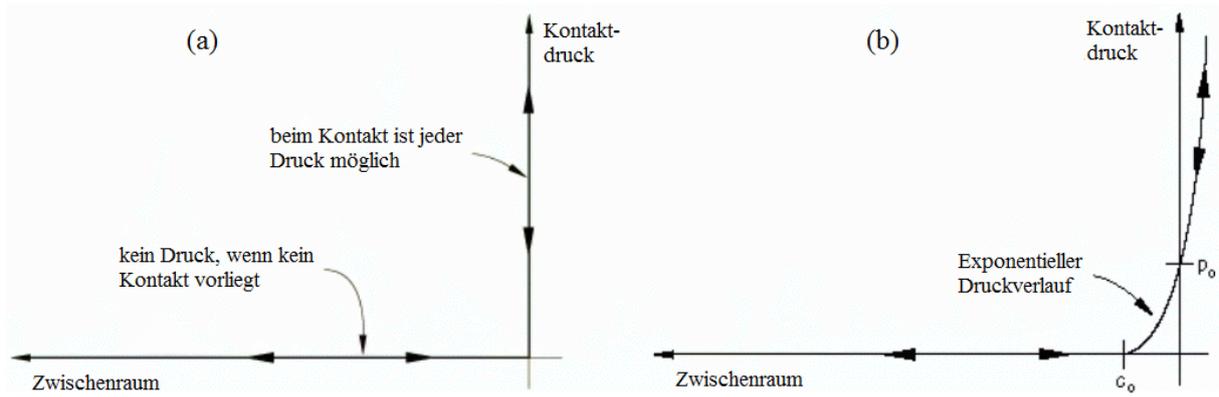


Abbildung 2-33: Mechanische Kontaktdefinitionen in Abaqus - (a) „harte“ und (b) exponentiell „weiche“ Kontaktverbindung. [138]

Wenn sich zwei Flächen im Kontakt befinden übertragen sie im Allgemeinen Schub- und Normalkräfte an der Berührungsfläche, deren Zusammenhang über die Reibung hergestellt wird. Die Reibung zwischen den Kontaktflächen wird üblicherweise über die Spannungen an der Berührfläche beschrieben.

Das klassische Coulomb Reibmodell beschreibt die äquivalente Schubspannung und den Kontakt-Druck über einen konstanten Reibkoeffizienten μ . Alternativ kann in Abaqus für die äquivalente Schubspannung ein Grenzwert festgelegt werden, die unabhängig von der Größenordnung der Druckspannung im Kontakt ist (Abbildung 2-34). Gleiten tritt auf, wenn die äquivalente Schubspannung den kritischen Wert erreicht. Ein Nullwert ist nicht zulässig. [138]

Die Schubspannungsgrenze wird typischerweise bei Fertigungsprozessen eingesetzt, wenn die Druckspannung im Kontaktbereich sehr groß wird und dementsprechend große Verformungen auftreten. Das klassische Coulomb Reibmodell würde in dem Fall eine kritische Schubspannung im Kontaktbereich liefern, die die Fließgrenze des Materials überschreitet.

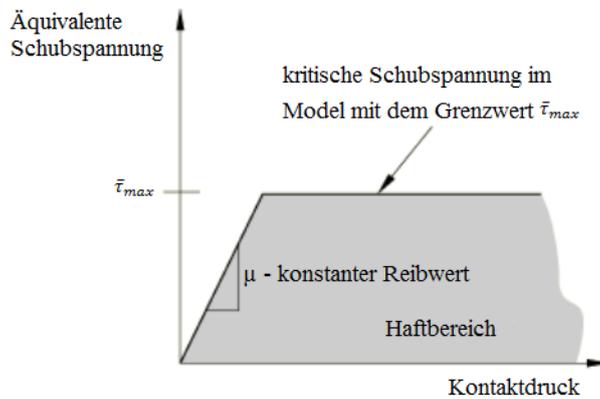


Abbildung 2-34: Reibmodell mit der kritischen Schubspannung und dem Grenzwert. Der Haftbereich unter der Kurve ist grau markiert. [138]

Bei der Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses wird das Reibmodell mit dem Grenzwert für die kritische Schubspannung angewendet. Eine sinnvolle Obergrenze für den Grenzwert wird mit Gleichung (2-43) berechnet. [138]

$$\bar{\tau}_{max} = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} \tag{2-43}$$

Für σ_y wird die Fließspannung des untersuchten Materials bei der höchsten Prozesstemperatur eingesetzt. [139]

3 Experimentelle Schweißversuche

3.1 Pressstumpfschweißversuche

Die Versuchsmatrix der experimentell durchgeführten konduktiven PS-Schweißversuche mit den dazugehörigen Messungen und Aufzeichnungen ist in Tabelle 3-1 zusammengefasst. Diese aufgelisteten Versuche sind zur Generierung der Eingabewerte und Vergleichsdaten für die physikalischen und numerischen Simulationen durchgeführt worden. Von jedem PS-Schweißversuch sind die Schweißparameter aufgezeichnet worden.

Die konduktiven PS-Schweißversuche wurden in drei unterschiedliche Versuchsreihen (I – III) mit unterschiedlichen Prozessparametern aufgeteilt. Auf die einzelnen technologischen Prozessparameter wird im Kapitel 3.1.2 (ab S. 53) näher eingegangen.

PS-Schweißversuch	Versuchsreihe	Messungen und Aufzeichnungen		
		Thermoelemente (Anzahl - Position)	Thermokamera	Hochgeschw. Aufnahmen
Vers_1	I	✓ (1 – rechts oben)	-	✓
Vers_2		✓ (8 – rechts oben)		
Vers_3		✓ (8 – rechts oben)		
Vers_4		-		
Vers_5		-		
PS_1	II	-	-	✓
PS_2				
PS_3				
PS_4				
PS_5				
PS_6				
PS_7				
T1	III	✓ (5 – links unten)	✓	-
T2		✓ (5 – rechts unten)		
T3		✓ (5 – links unten)		
T4		✓ (5 – rechts unten)		
T5		✓ (5 – links unten)		
T6		✓ (5 – rechts unten)		
T7		✓ (5 – links unten)		
T8		✓ (5 – rechts unten)		
T9		✓ (5 – links oben)		

Tabelle 3-1: Überblick über die durchgeführten konduktiven PS-Schweißversuche, deren Ergebnisse ausgewertet und für die physikalischen und numerischen Simulationen verwendet wurden.

3.1.1 Pressstumpfschweißanlage

Das Funktionsprinzip der PS-Schweißanlage ist in Abbildung 3-1 schematisch dargestellt. Die beiden Füge­teile werden zunächst durch die Elektroden eingespannt und mit einem bestimmten Kontaktdruck zusammengedrückt (Abbildung 3-1a). Nachdem der Kontakt zwischen den Blechen hergestellt und somit der Stromkreis geschlossen wurde, wird ein elektrischer Strom zum Aufheizen des Stoßbereiches auf die Schweißtemperatur angelegt (Abbildung 3-1b). Anschließend werden die Füge­teile durch einen Stauchdruck verschweißt, wodurch es zu einer Wulstbildung kommt (Abbildung 3-1c). Kurz vor Abschluss der Stauchung erfolgt das Abschalten des elektrischen Stroms. Ein mögliches Vor- und/oder Nachwärmen der Füge­teile ist in der Darstellung nicht berücksichtigt.

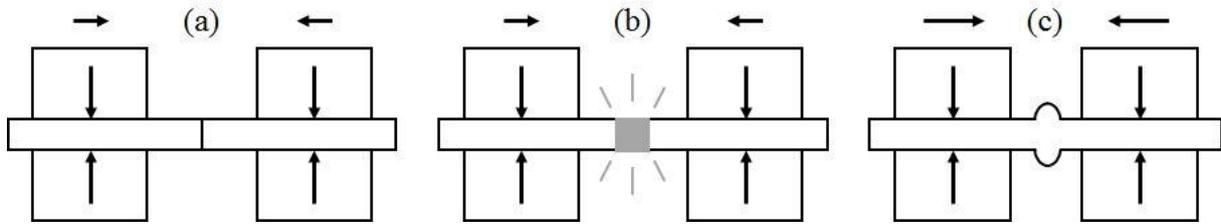


Abbildung 3-1: Schematische Darstellung der wichtigsten Prozessschritte beim PS-schweißen: (a) Eingeklemmte und zusammengedrückte Fügeteile; (b) Erwärmung des Stoßbereichs; (c) Schweißvorgang durch Schubbewegung der Elektroden.

Um ein gutes Schweißergebnis zu erzielen, muss eine Reihe von Bedingungen erfüllt sein.

- Die Fügeteile müssen in Querschnittsform und -größe übereinstimmen.
- Für eine gleichmäßige elektrische Stromdichte und somit Erwärmung über den gesamten Kontaktquerschnitt sind planparallele und saubere Stoßflächen erforderlich.
- Etwaig vorhandene Oxide und/oder Verunreinigungen auf den Stoßflächen müssen gereinigt werden, weil sie in der Fügeebene eingeschlossen werden und nicht vollständig in die Wulst ausgestaucht werden.
- Darüber hinaus müssen für ein gutes Schweißergebnis die Fügeteile axial ausgerichtet sein, damit ein Versatz der zu schweißenden Bauteile vermieden wird.

Zu den wichtigsten Komponenten der PS-Schweißanlage zählen das Maschinengestell, die Spanntürme mit Spannbacken und Elektroden, der bewegliche Schlitten, der Transformator, sowie das Steuer- und Messsystem. Das Kernstück der kombinierten PS/ABS IDEAL AS100/STS Schweißanlage nach einem konduktiven PS-Schweißversuch ist in Abbildung 3-2 ersichtlich. Die oberen Elektroden befinden sich in geöffneter Stellung. Die Schweißmaschine verfügt insgesamt über 4 Elektroden aus Kupfer und 4 Spannbacken aus Stahl. Letztere dienen zum Einspannen und Stauchen der Bleche. Die Kupferelektroden sind zusätzlich an der elektrischen Spannung- bzw. Stromübertragung beteiligt, wobei nur die unteren Elektroden den geschlossenen Stromkreis bilden. Die linke untere Elektrode wird mit Wasser gekühlt.



Abbildung 3-2: Kernstück der IDEAL AS100/STS Schweißanlage, die für PS- und ABS-Schweißungen eingesetzt werden kann. Das Bild wurde nach einem konduktiven PS-Schweißversuch aufgenommen.

Die Baugruppe der Elektroden mit den Abmessungen ist in Abbildung 3-3 ersichtlich. Der horizontale Abstand zwischen den Kupferelektroden wird als Backenanfangsabstand a_B bezeichnet und kann wie die Blechdicke d_B variiert werden. Das Einklemmen der Proben in vertikaler Richtung erfolgt mit einem doppelwirkenden Hydraulikzylinder.

Über einen Stauchantrieb mit Gleichgangzylinder wird die mechanische Last horizontal aufgebracht, wobei die linke Maschinenseite fest eingespannt ist.

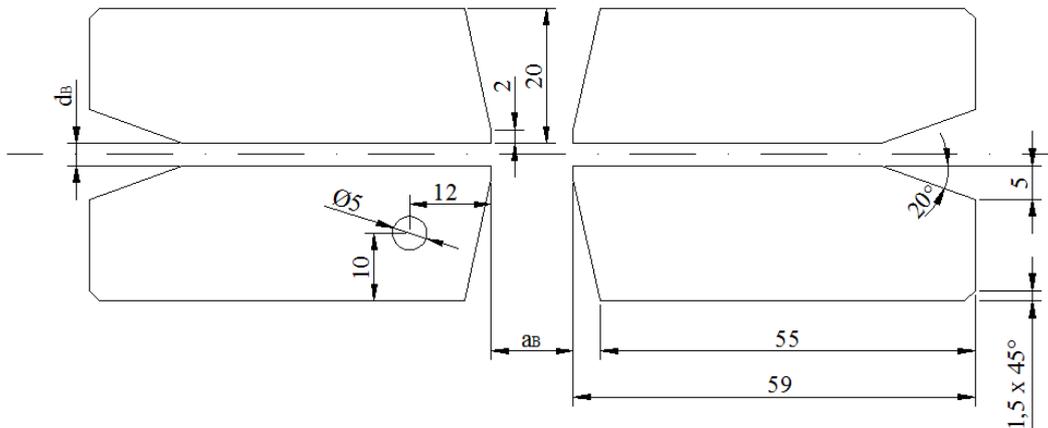


Abbildung 3-3: Baugruppe der Kupferelektroden mit geometrischen Abmessungen von der IDEAL AS100/STS Schweißanlage. Die Elektrodenlänge beträgt 320 mm. Der Backenanfangsabstand a_B und Blechdicke d_B ist veränderbar.

Mit der IDEAL AS100/STS Schweißanlage können Bleche mit unterschiedlichen Abmessungen PS- und ABS-geschweißt werden. Die beiden Schweißverfahren unterscheiden sich in der verwendeten Stromart, den Schweißparametern und der Prozessführung. Beim PS-Schweißen wird Gleichstrom und beim ABS-Schweißen wird Wechselstrom zum aufheizen der Fügeteile eingesetzt. Beim PS-Schweißen erfolgt der Schweißvorgang im teigigen Werkstoffzustand, während beim ABS-Schweißen durch einen deutlich geringeren Fahrdruck zu Prozessbeginn das Material aufgeschmolzen und zum Teil verdampft. Dadurch können vorhandene und neu gebildete Einschlüsse beim ABS-Schweißen entfernt oder in den Schweißgrat verdrängt werden.

3.1.2 Technologische Prozessparameter

Die Steuerung und Überwachung des Schweißprozesses, sowie die Aufnahme der Schweißparameter erfolgt über das Bedien- und Messsystem der Schweißanlage.

Die Eingabemaske für die Versuche auf der Schweißanlage IDEAL AS100/STS ist in Abbildung 3-4 ersichtlich. Die eingegebenen Werte entsprechen den Grundeinstellungen der ersten Versuchsreihe vom konduktiven PS-Schweißen. Bei jedem Schweißversuch wurde die erste Trafostufe verwendet. Das Einklemmen der Bleche zwischen den Elektroden erfolgte bei jedem PS-Schweißversuch mit einem Spanndruck von 180 bar pro Hydraulikzylinder. Der Strom-Aus-Weg und Endbackenabstand sind bei jedem Versuch mit 2 mm gleichgeblieben.

<input type="radio"/> Abbrenn-Schweißen	<input type="radio"/> Wechselstrom	
<input checked="" type="radio"/> Stauch-Schweißen	<input checked="" type="radio"/> Gleichstrom	
<input type="checkbox"/> Schwert (Einlegehilfe)	Trafo-Stufe	1
Spanndruck	180,0 [bar]	Anfangsstellung
		30,0 [mm]
Phase I		
Fahrdruck	50,0 [bar]	Strom
		35,0 [%]
		Impulszeit
		0,00 [s]
		Anzahl Impulse
		0
		Pausenzeit
		0,00 [s]
		Weg
		5,0 [mm]
Stauhen		
Stauchdruck	50,0 [bar]	Strom
		70,0 [%]
		Strom-Aus-Zeit
		0,00 [s]
		Strom-Aus-Weg
		2,0 [mm]
		Abkühlzeit
		0,00 [s]
		Endbackenabstand
		2,0 [mm]

Abbildung 3-4: Ausschnitt der Eingabemaske von der IDEAL AS100/STS Schweißanlage. Die Eingabewerte entsprechen den Grundeinstellungen der ersten PS-Schweißversuchsreihe.

Alle technologischen Prozessparameter, die für die konduktiven PS-Schweißversuche für nachfolgende physikalische und numerische Simulationen definiert wurden, sind in Tabelle 3-2 zusammengefasst.

In der ersten Versuchsreihe sind die Grundeinstellungen der Prozessparameter ermittelt und vier Wiederholungsversuche durchgeführt worden. Die Anfangsstellung, hier als Backenanfangsabstand a_B bezeichnet, wurde innerhalb der zweiten und dritten Versuchsreihe umfangreicher variiert.

In der zweiten Versuchsreihe kamen zwei unterschiedliche Parametersätze zum Einsatz, mit jeweils drei bzw. vier Wiederholungsversuchen.

In der dritten Versuchsreihe sind vier unterschiedliche Parametersätze mit jeweils zwei und in einem Fall drei Wiederholungsversuchen durchgeführt worden.

Versuchsreihe	Bereich		Phase I			Stauch	
	PS-Schweißversuch	Backenanfangsabstand a_B in mm	Fahrdruck p_F in bar	Stromstärke I_I in %	Weg s_I in mm	Stauchdruck p_S in bar	Stromstärke I_S in %
I	Vers_1	30	50	35	5	50	70
	Vers_2						
	Vers_3						
	Vers_4						
	Vers_5	20			3		
II	PS_1	12	50	20	1	70	70
	PS_2						
	PS_3						
	PS_4	18					
	PS_5						
	PS_6						
	PS_7						
III	T1	12	50	20	1	70	70
	T2		110	50		70	50
	T3						
	T4	18	50	20		70	70
	T5		90	80		110	50
	T6						
	T7						
	T8						
	T9	12	110	50			

Tabelle 3-2: Verwendete technologischen Prozessparameter bei den PS-Schweißversuchen zur Ermittlung der Eingabeparameter und Vergleichsdaten für die physikalischen und numerischen Simulationen.

Um quantitativ hochwertige Schweißnähte zu erzielen, müssen die technologischen Prozessparameter optimiert werden. Die Variation dieser, sowie die Untersuchung ihres Einflusses auf die Schweißnahtqualität erfolgten an Hand einer Versuchsmatrix für den jeweiligen Werkstoff. Es wurde der S355J2+N und 26MnB5 Stahl untersucht.

Die experimentelle Versuchsdurchführung und die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Analysen, Härte- und Kerbschlagbiegeprüfungen sind in der Projektarbeit von S. J. Spachinger [140] ausführlich beschrieben. In dieser Arbeit werden die dabei durchgeführten technologischen Prozessparametervariationen am S355J2+N Stahl und deren Einfluss auf die Härte wiedergegeben.

Die Versuchsmatrix für die technologischen Prozessparametervariationen am S355J2+N Stahl ist in Tabelle 3-3 zusammengefasst. Die grau markierten Zellen verweisen auf den veränderten Parameter innerhalb der Versuchsreihe. Bei den konduktiven PS-Schweißversuchen zur Prozessoptimierung ist der Fahrdruck, die Stromstärke und der Weg während der Phase I, sowie der Stauchdruck und die Stromstärke beim Stauchen variiert worden. Außerdem wurde der Einfluss von zwei unterschiedlichen Backenanfangsabständen mit 12 mm und 18 mm untersucht.

Backenanfangsabstand $a_B = 12$ mm						Backenanfangsabstand $a_B = 18$ mm										
Bereich:	Phase I			Stauchen		Bereich:	Phase I			Stauchen						
PS-Schweißversuch	Fahrdruck p_F in bar	Stromstärke I_1 in %	Weg s_j in mm	Stauchdruck p_s in bar	Stromstärke I_s in %	PS-Schweißversuch	Fahrdruck p_F in bar	Stromstärke I_1 in %	Weg s_j in mm	Stauchdruck p_s in bar	Stromstärke I_s in %					
BP1	20	15	1	50	70	SP1	20	20	3	50	70					
BP2	30					SP2	20									
BP3	40					SP3	30									
BP4	50					SP4	35									
BP5	50					SP5	40									
BP6	50					SP6	45									
BP7	60					SP7	45									
BP8	70					SP8	50									
						SP9	60									
B11	50	20	1	50	70	SI1	45	15	3	50	70					
B12		30				SI2						15				
B13		40				SI3						25				
B14		50				SI4						30				
						SI4-2						30				
						SI5						40				
						SI6	50									
Bs1	50	20	2	50	70	Ss1	45	15	4	50	70					
Bs2			3			Ss2						2				
															Ss3	4
															Ss4	5
															Ss5	6
BPs1	50	20	1	30	70	SPs1						45	15	1	70	70
BPs2				30		SPs2	90									
BPs3				40		SPs3	110									
BPs4				60		SPs4	130									
BPs5				70		SPs5	150									
BPs6				90		SPs6	170									
BIs1	50	20	1	70	50	45	15	1	70	50						
BIs2					60				SIs2	50						
BIs3					80				SIs3	60						
BIs4					80				SIs4	60						
BIs5					90				SIs5	80						
BIs6					100				SIs6	90						
						SIs7				100						

Tabelle 3-3: Versuchsmatrix für die konduktiven PS-Schweißversuche am S355J2+N zur technologischen Prozessparametervariationen mit zwei unterschiedlichen Backenanfangsabständen. Die grauen Felder stehen für den veränderten Parameter.

Bei den konduktiven PS-Schweißungen wurden während jedem Versuch folgende Parameter über das Messsystem der Schweißanlage aufgezeichnet:

- elektrischer Schweißstrom I in kA
- elektrische Backenspannung U in V
- Druck p im Hydrauliksystem in bar
- Backenverfahrweg s in mm
- Zeit t in s

Der Prozessablauf vom konduktiven PS-Schweißen kann an Hand der aufgezeichneten Parameter erklärt werden. Den zeitlichen Verlauf der Schweißparameter von einem konduktiven PS-Schweißversuch (Vers_1) zeigt Abbildung 3-5.

Die rote Kurve vom Stromverlauf ist durch die Messpolarität negativ im Diagramm aufgetragen. Der gesamte Schweißprozess ist in vier Bereiche unterteilt worden.

1. Im Prozessbereich „Stromloses Stauchen“ wird der vollständige Flächenkontakt der zu verbindenden Fügeile hergestellt. Dabei werden zunächst die stirnseitigen Planflächen bis zum Zusammenstoß manuell angenähert und mit einem definierten Fahrdruck stromlos aneinandergespresst.
2. Während der „Phase I“, die auch als Stromphase bezeichnet wird, werden die Fügeile im Schweißbereich annähernd auf die Schweißtemperatur erwärmt. Der hohe elektrische Kontaktwiderstand im Stoßkantenbereich der Bleche ermöglicht, dass nur dieser sich aufheizt. Zeitgleich wirkt der vordefinierte Fahrdruck, mit dem ein Teil der eventuell vorhandenen Verunreinigungen von den Planflächen der Fügeile nach außen in die sich bildende Wulst der Schweißnaht ausgestaucht wird.
3. Im Prozessbereich „Stauchen“ erfolgt der Schweißvorgang. Dabei wird zum Erreichen der Schweißtemperatur der elektrische Strom und somit auch die Spannung erhöht, sowie ein höherer Druck, der als Stauchdruck bezeichnet wird, aufgebracht. Der Bereich Stauchen kann weiter in zwei Unterbereiche unterteilt werden, in „Stauchen mit Strom“ und „Stauchen ohne Strom“. Während dem Schweißvorgang wird die elektrische Stromzuführung abgeschaltet.
4. Während der letzten Phase „Abkühlen“ wird der Stauchdruck auf einen bestimmten Restdruck reduziert, damit die Fügeile an freier Atmosphäre auf Raumtemperatur abkühlen können, ohne dass die Verbindung durch das schrumpfende Material negativ beeinflusst wird. Mit dem Restdruck wird sichergestellt, dass keine Bindefehler, Risse und Poren durch das Zusammenziehen des Materials entstehen.

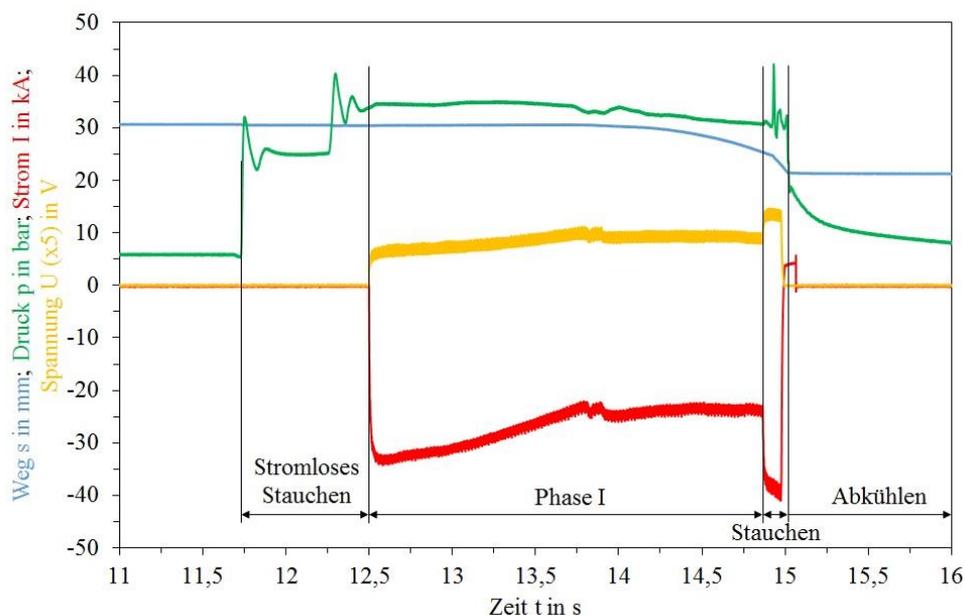


Abbildung 3-5: Aufgezeichnete Parameter während einer PS-Schweißung (Vers_1). Der Prozess wurde in vier Bereiche (Stromloses Stauchen, Phase I, Stauchen und Abkühlen) unterteilt. Der Schweißvorgang findet im Bereich „Stauchen“ statt.

Aus den einzelnen Prozessbereichen ergeben sich wichtige Daten für weiterführende Untersuchungen. Aus Vergleichs- und Versuchsgründen sind für die physikalischen Simulationen am Dilatometer die „Phase I“ und „Stauchen“ von Bedeutung.

Für die numerischen Simulationen des konduktiven PS-Schweißprozesses ist nur der Prozessbereich „Stauchen“ relevant, da nur dieser nachgebildet werden soll. Die drei Prozessbereiche „Phase I“, „Stauchen“ und „Abkühlen“ sind für die physikalischen Simulationen in Form von Warmzugversuchen ausgewertet worden. Die Stauchzeit beginnt mit dem Anstieg der Schweißspannung und endet bei konstant werdendem Weg. Auf die Versuchsauswertung und Ermittlung der erforderlichen Eingabeparameter wird an den entsprechenden Stellen in dieser Arbeit eingegangen.

3.1.3 Versuchsdurchführung

Bei den konduktiven PS-Schweißversuchen auf der IDEAL AS100/STS Schweißanlage ist zunächst die Eingabe der Trafostufe, des Spanndrucks und der Anfangsstellung bzw. des Backenanfangsabstands erforderlich. Zusätzlich ist die Definition des Fahrdrucks, Stromwirkungsgrades und Wegs für den Prozessbereich „Phase I“, sowie des Stauchdrucks, Stromwirkungsgrades, Strom-Aus-Wegs und Endbackenabstandes für den Bereich „Stauhen“ notwendig.

Bei den konduktiven PS-Schweißversuchen kamen Bleche mit 3,25 mm Dicke und 150 mm Breite zum Einsatz. Der Querschnitt hatte demzufolge 487,5 mm². Alle konduktiven PS-Schweißungen wurden beim Firmenpartner voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt.

Während den PS-Schweißungen wurden die Schweißparameter, Temperatur-Zeit-Verläufe und Hochgeschwindigkeitsaufnahmen aufgezeichnet.

3.1.3.1 Thermoelemente

Die Messung der Temperaturverläufe erfolgte mit Thermoelementen. Mit diesen kann die Temperaturentwicklung über die Zeit am jeweiligen Messpunkt mit guter Genauigkeit erfasst und aufgezeichnet werden. Nachteilig ist die punktförmige Messung. Zur Erfassung eines größeren Bereichs sind etliche Thermoelemente notwendig. Deswegen wurden mehrere Thermoelemente an verschiedenen Stellen der Blechoberfläche angebracht.

Die Messung der Temperaturverläufe erfolgte mit Nickel-Chrom/Nickel Thermoelementen (Typ K), die bis 1372 °C [141] temperaturbeständig sind.

Abbildung 3-6 zeigt die Positionen von insgesamt 8 angeschweißten Thermoelementen auf einem S355J2+N Stahlblech, dessen Walzrichtung immer mit der Schweißnahtichtung gleich war. Um direkten Kontakt zwischen den einzelnen Thermoelementen zu vermeiden, sind diese mit Keramikummüllungen voneinander getrennt worden.

Der Abstand zwischen den einzelnen Thermoelementen beträgt 5 mm bei PS-Schweißversuchen mit 8 Thermoelementen (Vers_2, Vers_3) und 10 mm bei Blechen mit 5 Thermoelementen (T1 – T8).



Abbildung 3-6: Position der angeschweißten Thermoelemente am S355J2+N Stahlblech zur Messung der Temperatur-Zeit-Verläufe während dem konduktiven PS-Schweißversuch.

Für alle mit Thermoelementen durchgeführten PS-Schweißversuche sind die Abstände der Thermoelemente von der Fügeebene in Tabelle 3-4 angegeben. Bei der dritten Versuchsreihe (T1 – T9) sind, wegen des kürzeren Backenanfangsabstands und dadurch geringerem Platzangebot, weniger Thermoelemente mit geringerem Abstand angebracht worden.

Thermoelement-Nr.	Abstand von Fügeebene in mm		
	Vers_1	Vers_2, Vers_3	T1 bis T9
1	9	2	1
2	-	3	2
3	-	4	3
4	-	5	4
5	-	6	5
6	-	8	-
7	-	10	-
8	-	12	-

Tabelle 3-4: Abstand der Thermoelemente von der Fügeebene in mm, die zum Messen der Temperaturverläufe während den PS-Schweißversuchen zum Einsatz kamen.

3.1.3.2 Thermokamera

Neben den berührenden Thermoelementmessungen sind bei den PS-Schweißversuchen der dritten Versuchsreihe (T1 – T9) zusätzlich Thermoaufnahmen mit einer Wärmebildkamera des Modells FlirA315 durchgeführt worden. Mit diesen soll die zeitliche Entwicklung des Temperaturfelds dargestellt werden. Die Temperaturfeldaufzeichnung erfolgte während den PS-Schweißversuchen in der Draufsicht auf die Fügeteile.

Mit der Wärmebildkamera wird die Infrarotstrahlung, die von einem Objekt emittiert wird, berührungslos erfasst. Die Wellenlänge dieser Wärmestrahlung, die für das menschliche Auge nicht sichtbar ist, liegt im Bereich zwischen 0,78 μm und 1000 μm . Beim realen Körper ist nach dem Kirchhoffschen Gesetz der Absorptions- α , Reflexions- ρ und Transmissionsgrad τ im Erhaltungssatz und somit in Summe Eins (3-1).

$$\alpha(\lambda) + \rho(\lambda) + \tau(\lambda) = 1 \quad (3-1)$$

Der Betrag der einzelnen Anteile ist von der Wellenlänge und den jeweiligen Stoffkenngrößen abhängig. Der Absorptionsgrad $\alpha(\lambda)$ ist für einen Körper im thermischen Gleichgewicht gleich dem Emissionsgrad $\varepsilon(\lambda)$. Neben der Wellenlängenabhängigkeit besitzt auch die Oberflächenrauigkeit, chemische Zusammensetzung, Temperatur und der Abstrahlwinkel Einfluss auf den Emissionsgrad. Das Messergebnis der Wärmebildkamera wird darüber hinaus auch durch die Atmosphäre, den Messabstand zwischen dem Objekt und der Kamera, sowie der Umgebungs- und Hintergrundstrahlung von anderen Objekten beeinflusst. [142]

Die berührungslose Messung des Temperaturfeldes ist durch die Vielzahl der genannten Einflussgrößen ohne zusätzliche Hilfsmittel ungenau, wodurch nur qualitative Aussagen möglich sind. Der Emissionsgrad kann über die berührende Temperaturmessung mit Thermoelementen abgeschätzt und das Messergebnis der Wärmebildkamera kalibriert werden. Zur Überlagerung des statischen Bildes der Wärmebildkamera und der Thermoelementmessung muss der Bildmaßstab in Pixel/mm und die Schweißgeschwindigkeit in m/s bekannt sein.

3.1.3.3 Hochgeschwindigkeitskamera

Um die Ausbildung des Schweißwulstes und das Phänomen der „Hot-Spots“ Bildung während dem konduktiven PS-Schweißvorgang zu analysieren und darzustellen, sind Hochgeschwindigkeitsaufnahmen durchgeführt worden.

Die Kameraposition vor der Schweißanlage ist in Abbildung 3-7 dargestellt. Mit der Hochgeschwindigkeitskamera sind während dem konduktiven PS-Schweißvorgang 2000 Bilder pro Sekunde aufgezeichnet worden. Diese Aufnahmen wurden im Rahmen der ersten (Vers_1 bis Vers_5) und zweiten (PS_1 bis PS_7) Versuchsreihe gemacht (siehe Tabelle 3-1, S. 51).



Abbildung 3-7: Hochgeschwindigkeitskamera der Fa. Kodak mit der Modellnummer 4549 vor der IDEAL AS100/STS Schweißanlage.

3.2 Hochfrequenzschweißversuche

Die induktiven HF-Schweißversuche an Rohren sind bei dem Industriepartner Jansen AG in Oberriet (Schweiz) durchgeführt worden. Bei der großtechnischen Verarbeitung wurden vier unterschiedliche Bänder des borlegierten Vergütungsstahl 26MnB5 geschweißt. Das Band A, B und C hatte drei verschiedene Verarbeitungszustände, walzhart (AR – engl. *as rolled*), angelassen (T, engl. *tempered*) und weichgeglüht (A, engl. *annealed*). Das Band D hatte eine andere chemische Zusammensetzung und ist im walzharten Zustand (AR – engl. *as rolled*) geliefert worden.

Die insgesamt 4 Coils wurden mit jeweils unterschiedlichen technologischen Prozessparametereinstellungen geschweißt. Ausgehend von der Grundeinstellung vom stabilen Prozess, deren Ermittlung über Vorversuche erfolgte, ist immer ein technologischer Prozessparameter verändert worden. Die Parameteranalyse erfolgte mit der Änderung der Schweißgeschwindigkeit, Schweißleistung, Schweißfrequenz, Presskraft, vom Messerschluss, sowie der Kühlung des Schweißwerkzeugs und Rohrstrangs. Die Variation der Parameter ergab in Summe 12 unterschiedliche technologische Prozessparameterkombinationen.

3.2.1 Hochfrequenzschweißanlage

Der Ausgangspunkt der HF-Schweißanlage ist der Einlauf, an dem das Spaltband montiert wird. Anschließend befindet sich an der Fertigungsstraße eine Walzstation zum Einebnen des abgewickelten Spaltbands und eine MAG Schweißstation. Die Anlage ist im Folgenden mit einer Fräs-, Kaltwalz- und Einformstation ausgerüstet.

Das Herzstück der Fertigungsanlage ist die in Abbildung 3-8 gezeigte Schweißstation. Die wassergekühlte Induktionsspule besteht aus zwei Windungen und die Schweißbox besteht aus zwei massiven Schweißrollen und zwei kleineren Toprollen. Letztere werden zum Pressen der Stoßkanten am Umfang eingesetzt, damit diese eben und parallel sind. Dadurch wird ermöglicht, dass die inneren und äußeren

Kanten gleichzeitig in Kontakt treten, was zur gleichmäßigen Kantenerwärmung, guter Schweißnahtqualität und Prozesseffizienz führt. Alle Rollen werden während dem Schweißvorgang aktiv gekühlt, um ihre Funktionalität und Lebensdauer zu erhöhen.

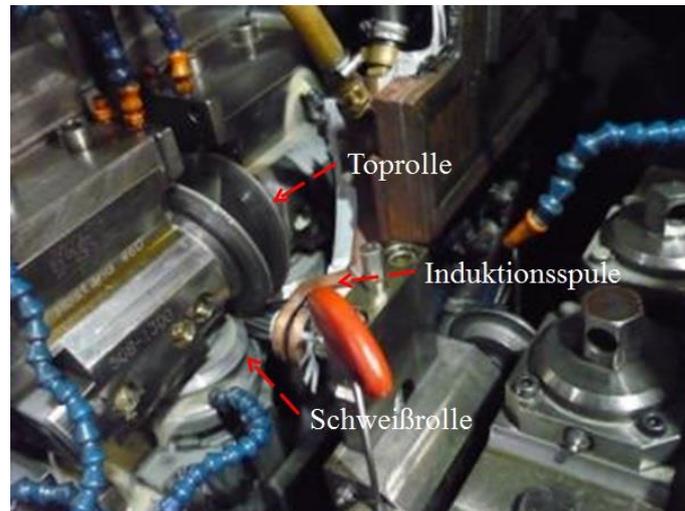


Abbildung 3-8: Schweißstation als Herzstück der HF-Schweißanlage mit der Induktionsspule, den Schweiß- und Toprollen.

Zur Verbesserung der Wärmeeinbringung und Erhöhung der Schweißeffizienz wird der Impeder vor dem Prozessstart montiert. Nach der Schweißstation werden je nach Kundenbedarf Innen- und Außenschaber an das fertig geschweißte Rohr montiert, um die Wulst im warmen Zustand zu entfernen.

Die HF-Schweißanlage enthält auch eine Kühlbad- und Richtstation, die aus einer Reihe von Dimensionierungs- und Richtrollen besteht. Um das Endlosrohr auf die gewünschte Länge zu schneiden, befindet sich anschließend eine Station, die mit einer mitlaufenden Säge ausgestattet ist. Abschließend werden die fertigen Rohre am Auslauf der Schweißanlage zwischengelagert.

Die Anordnung der einzelnen Komponenten um den Kernbereich der HF-Schweißanlage ist in Abbildung 3-9 mit Abstandsmarkierungen dargestellt.

A kennzeichnet die Distanz zwischen den letzten Formrollen zur Rohreinformung und den Schweißrollen. Der Abstand zwischen letzteren und den ersten Kalibrierrollen ist mit B bezeichnet.

Die Distanz von den Schweißrollen bis zum Kühlbad ist mit C markiert. Die Kühlbadstation besitzt eine bestimmte Länge D.

Für die numerische Simulation des Schweißprozesses ist die Kenntnis des Abstands E zwischen dem Induktor und den Schweißrollen, sowie der Öffnungswinkel ϵ vom Schweißspalt erforderlich.

Die Markierung F kennzeichnet den Abstand des Innenschabers und G des Außenschabers von den Schweißrollen.

Die einzelnen Abmessungen sind in Tabelle 3-5 zusammengefasst. Sie können je nach Bandbreite und -stärke, die sich an die Rohrendabmessungen richten, verändert werden.

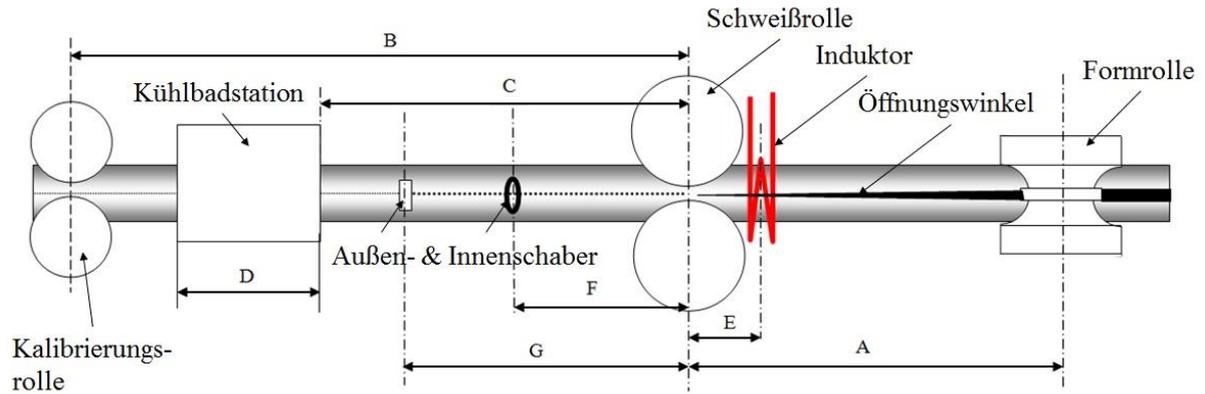


Abbildung 3-9: Schematische Skizze vom Kernbereich der induktiven HF-Schweißanlage mit Abstandsmarkierungen zwischen den einzelnen Komponenten. [Jansen AG]

Merkmale	Symbol	Wert
Abstand: letzte Formrollen – Schweißrollen	A	750 mm
Abstand: Schweißrollen – erste Kalibrierungsrollen	B	8500 mm
Freie Länge bis zum Kühlbad	C	2000 mm
Kühlbadlänge	D	2x3000 mm
Abstand: Induktor – Schweißrollen	E	70 mm
Abstand: Schweißrollen – Innenschaber	F	550 mm
Abstand: Schweißrollen – Außenschaber	G	700 mm
Öffnungswinkel vom Schweißspalt	ε	ca. 2°

Tabelle 3-5: Abmessungen zwischen den einzelnen Komponenten vom Kernbereich der induktiven HF-Schweißanlage bei der Fa. Jansen AG in Oberriet, Schweiz. [Jansen AG]

3.2.2 Technologische Prozessparameter

Bei den großtechnischen induktiven HF-Rohrschweißversuchen bei der Firma Jansen wurden die technologischen Prozessparameter variiert. In Tabelle 3-6 ist die Versuchsmatrix der industriell durchgeführten Schweißparametervariationen beim induktiven HF-Rohrschweißen zusammengefasst. Die Versuche gehen von einem stabilen Schweißprozess mit den Grundeinstellungen aus. Versuch Nr. 1 ist der Ausgangs- und Referenzversuch, dessen Parameter nach einer Reihe von Vorversuchen ermittelt wurden. In Summe sind 12 unterschiedliche technologische Prozessparametereinstellungen getestet worden.

Versuch Parameter	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12		
Schweißgeschwindigkeit v_{Sch} in m/min	GE	+8	-8	angepasst	Grundeinstellung									
Schweißleistung P_{Sch} in kW	max.	angepasst	angepasst	-3 bis -5 %	max.									
Schweißfrequenz f_{Sch} in kHz	Stufe Standard			Stufe 1		Stufe 2		Stufe Standard						
Presskraft F_P in kN	Grundeinstellung				+10 %		-		10 %				Grundeinstellung	
Messerschluss	hohe Stauchung				hohe Stauchung									
Kühlung Schweißwerkzeug \dot{V}_S in l/min	min.				min.									
Kühlung Rohrstrang \dot{V}_R in l/min	min.				min.									
									höchste St.	geringe St.	hohe Stauchung			
											stark	min.		
												mäßig		

Tabelle 3-6: Zusammenfassung der industriell durchgeführten induktiven HF-Schweißversuche zur Rohrerstellung mit Längsnähten.

GE - Grundeinstellung
St. - Stauchung

3.2.3 Versuchsdurchführung

Die induktiven HF-Rohrschweißungen wurden an der industriellen Schweißanlage geschweißt, wodurch Realbedingungen vorlagen. Die Versuchsdurchführung besteht aus mehreren Einzelschritten auf der Rohrfertigungsanlage. Der Ausgangspunkt ist der Einlauf der Anlage. An diesem wird ein Spaltband aus dünnem Blech montiert, eben gewalzt, mit den in der Anlage vorhandenen Spaltband an den Stoßflächen MAG verschweißt und durch den Bandspeicher zur kontinuierlichen Rohrfertigung gefördert.

Das Band vom Coil ist in mehrere kleine Spaltbänder beim Stahllieferanten voestalpine Stahl vor dem Haspeln getrennt worden. In unserem Fall wurden aus einem Coil 17 Spaltbänder geschnitten. Durch den Schneidvorgang ist allerdings die Bandkantenqualität nicht zum Schweißen geeignet. Im nächsten Fertigungsschritt werden daher die Bandkanten durch Schaben für den Schweißvorgang vorbereitet.

An der nächsten Station wird das ebene Spaltband erneut kaltgewalzt. Im anschließenden Fertigungsschritt erfolgt die Umformung des Bandes zum Rohr. Dieser Umformvorgang erfolgt schrittweise durch eine Reihe von Formwalzen, bei denen das Spaltband kontinuierlich an der Einformstation zum Schlitzrohr geformt wird.

Anschließend durchläuft das Rohr das Herzstück der Schweißanlage, bei der die Schweißung durchgeführt wird. Dabei werden die Bandkanten vom Rohr zunächst durch eine Induktionsspule mit hochfrequentem Wechselstrom infolge des *Skin*- und *Proximity*-Effekts auf die Schweißtemperatur erwärmt und anschließend durch Schweißrollen verschweißt. Zur Verbesserung der Wärmeeinbringung und Erhöhung der Schweißeffizienz ist ein Impeder vor dem Prozessstart im Rohr montiert worden. Nach dem Schweißvorgang wird innen und außen die Wulst durch Abschaben im warmen Zustand entfernt.

Im nächsten Schritt durchläuft das Rohr eine Kühlstation, wo es mit einem Kühlmittel abgeschreckt wird. Anschließend wird beim nächsten Fertigungsschritt das längsnahtgeschweißte Rohr an einer Station durch Kalibrierungsrollen gerichtet. Anknüpfend wird das unendlich lange Rohr an einer Station durch eine mitlaufende Säge auf die gewünschte Länge geschnitten.

Der Auslauf ist abschließend die letzte Station der HF-Schweißanlage. An dieser Stelle werden häufig Rohrproben aus jedem Spaltband vom Anfang des ersten und Ende des letzten Rohres entnommen, die anschließend zerstörend mit dem Aufweit- und Ringfaltversuch geprüft werden. Einige Kunden verlangen auch zusätzliche zerstörende Prüfungen am Rohr aus der Coilmitte. Am Auslauf der Anlage werden die fertigen Rohre begutachtet und entsprechend ihrer Qualität in unterschiedliche Zwischenlagerbereiche als fehlerfrei, fehlerbehaftet und Schrott sortiert.

Die Weiterverarbeitung der fertigen Rohre kann je nach Kundenwunsch durch offline Wirbelstrom- und Ultraschallprüfungen, hydrostatischen Prüfungen, Markierungen oder Beschichtungen erfolgen. Häufig werden die ausgelieferten Rohre durch den IHU zum fertigen Produkt verarbeitet.

Nach den großtechnischen Realschweißversuchen an der induktiven HF-Anlage sind aus den längsnahtgeschweißten Rohren Proben für lichtmikroskopische Untersuchungen und Härteprüfungen entnommen worden. Für eine genauere und großflächige Analyse der geschweißten Rohre sind Härtemappings erstellt worden. Es ist auch das Verbesserungspotential von Wärmenachbehandlungen an den geschweißten Rohren erforscht worden.

Während den induktiven HF-Rohrschweißversuchen sind die Schweißparameter aufgezeichnet worden. Die Daten werden im Bericht vom QPMS ausgegeben. Die aufgezeichneten Schweißparameter über die Rohrlänge sind in weiterer Folge zur Definition der Randbedingungen für die numerischen Simulationen notwendig.

4 Ergebnisse der Schweißversuche

4.1 Pressstumpfschweißversuche

4.1.1 Schweißparameter

Während den konduktiven PS-Schweißversuchen sind die Prozessparameter „in-situ“ aufgezeichnet worden. Neben der Parameteranalyse und -optimierung sind die Versuche auch zur Ermittlung der Eingabe- und Vergleichswerte für die physikalischen und numerischen Simulationen durchgeführt worden. Zu den Schweißparametern zählt der elektrische Strom I in kA, die elektrische Spannung U in V, der Druck im Hydrauliksystem p in bar, der Backenverfahrweg S_B in mm und die Zeit t in s.

Abbildung 4-1 zeigt exemplarisch die Wiederholbarkeit vom Druck im Hydrauliksystem und der elektrischen Spannung der Kupferbacken von drei konduktiven PS-Schweißversuchen aus der ersten Versuchsreihe (Vers_1 bis Vers_3). Zur besseren Übersicht sind nur die Messwerte aus dem Bereich des Schweißvorganges dargestellt worden. Vom Vers_1 ist der Prozessbereich Stauchen markiert. Obwohl die technologischen Prozessparameter bei diesen Versuchen nicht optimiert waren, ist die Reproduzierbarkeit der Schweißparameter zufriedenstellend. Die Prozessstabilität ist demzufolge bereits bei den konduktiven PS-Schweißversuchen der ersten Versuchsreihe gegeben.

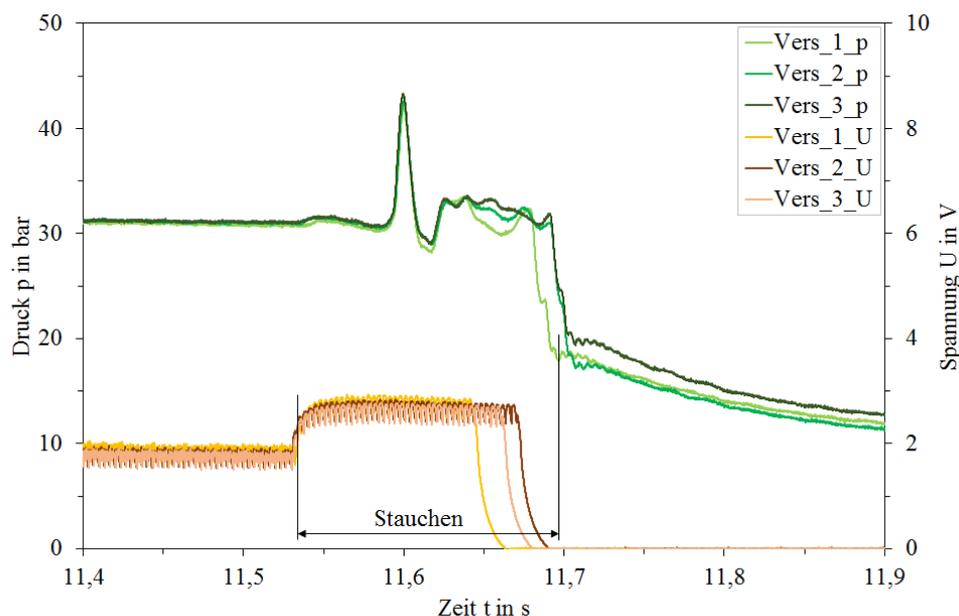


Abbildung 4-1: Wiederholbarkeit der Schweißparameter Druck und Spannung bei den konduktiven PS-Schweißversuchen Vers_1 bis Vers_3 aus der ersten Versuchsreihe. Es handelt sich hierbei um eine Detailansicht aus dem Prozessbereich „Stauchen“.

Daher konnten bereits die Messwerte aus der ersten Versuchsreihe zur Definition der Prüfgeschwindigkeiten für die physikalischen Warmzugversuche auf dem thermo-mechanischen Simulator Gleeble 3800 ausgewertet und als Randbedingungen für die numerischen Simulationen des Schweißprozesses verwendet werden. Dazu ist der PS-Schweißversuch „Vers_2“ ausgewählt worden. Die aufgezeichneten Parameter vom PS-Schweißversuch „Vers_2“ sind in Abbildung 4-2 ersichtlich. Die zeitlichen Kurvenverläufe zeigen den gesamten Prozessablauf vom konduktiven PS-Schweißversuch. Dieser ist in vier Bereiche, wie bereits bei „Vers_1“ mit Abbildung 3-5 (S. 56) beschrieben, aufgeteilt worden.

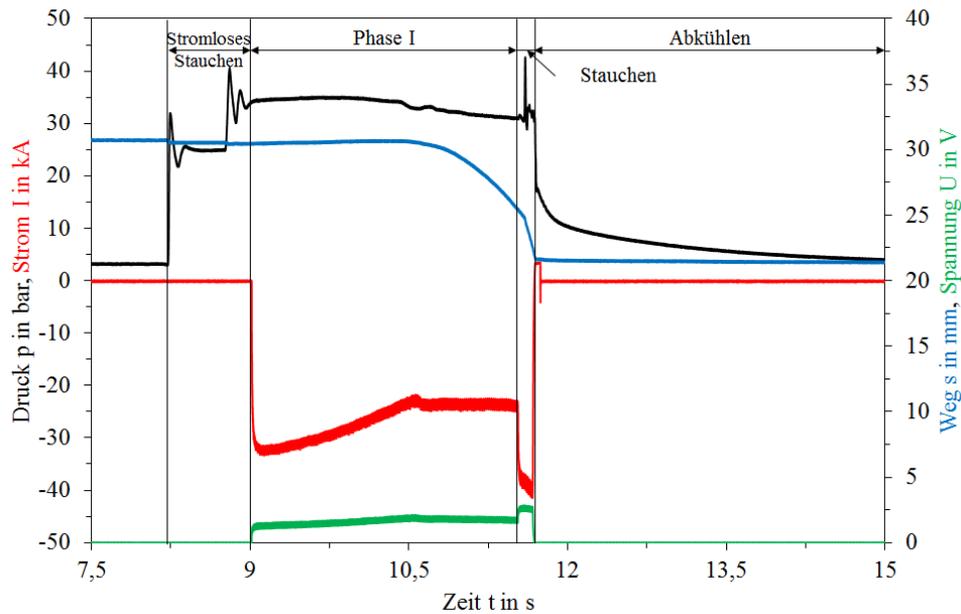


Abbildung 4-2: Aufgezeichnete Parameter vom PS-Schweißversuch „Vers_2“, die zur Definition der mechanischen Versuchsparameter für die Warmzugversuche und Eingabeparameter für die numerische PS-Schweißsimulation eingesetzt werden.

Nach der ersten Versuchsreihe sind konduktive PS-Schweißungen mit zwei unterschiedlichen Backenanfangsabständen durchgeführt worden. Dies ist die zweite Versuchsreihe mit 12 mm und 18 mm Backenanfangsabstand (siehe Tabelle 3-2, S. 54).

In Abbildung 4-3 ist die ausgezeichnete Reproduzierbarkeit vom Stauchdruck beim Backenanfangsabstand von 12 mm ersichtlich. Auch bei 18 mm Backenanfangsabstand ist die Reproduzierbarkeit des Stauchdrucks, wie Abbildung 4-4 zeigt, außerordentlich gut.

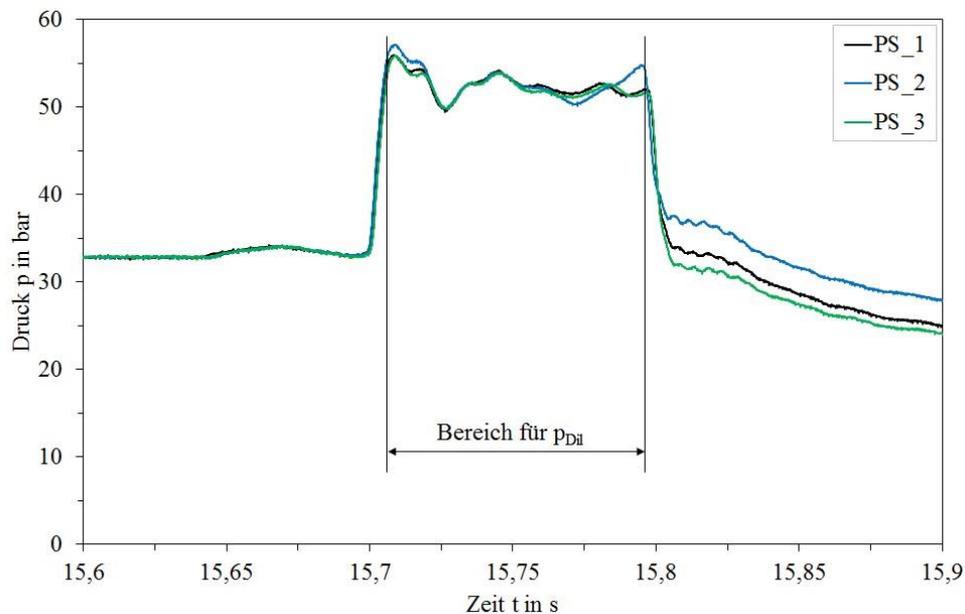


Abbildung 4-3: Reproduzierbarkeit vom Stauchdruck bei konduktiven PS-Schweißversuchen PS_1, PS_2 und PS_3 (II. Versuchsreihe) mit dem Backenanfangsabstand von 12 mm.

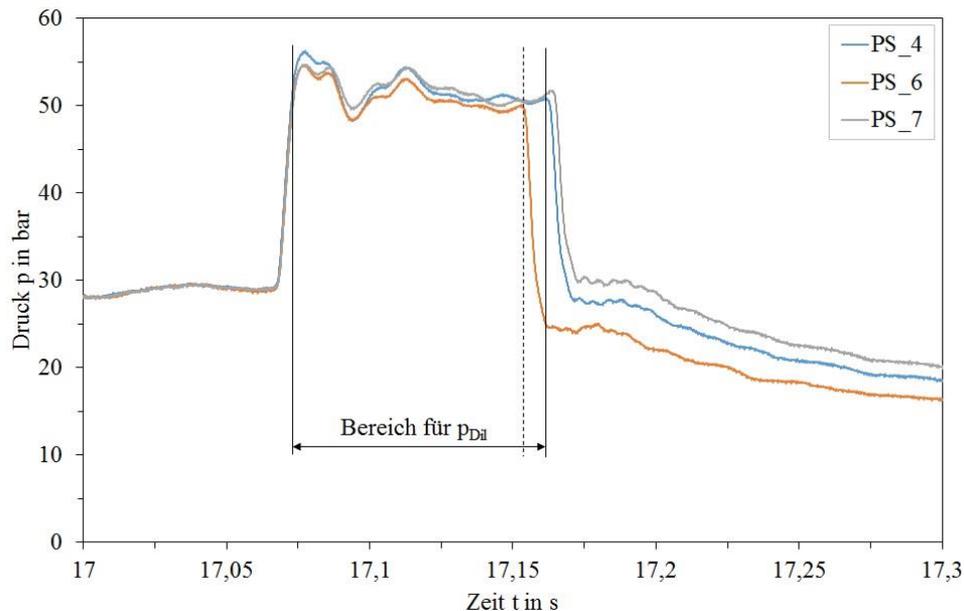


Abbildung 4-4: Reproduzierbarkeit vom Stauchdruck bei konduktiven PS-Schweißversuchen PS_4, PS_6 und PS_7 (II. Versuchsreihe) mit dem Backenanfangsabstand von 18mm.

Der Stauchdruck wird zur Definition der thermo-mechanischen Versuchszyklen für die physikalischen Simulationen am Dilatometer ausgewertet. Für die Dilatometerversuche ist neben den thermischen Versuchsparametern auch eine Presskraft und Kraftaufbringzeit erforderlich. Für die Presskraft sind aus der zweiten Versuchsreihe alle sechs Stauchdruckverläufe aus dem Bereich für p_{Dil} (siehe Abbildung 4-3 und Abbildung 4-4) ausgewertet und deren Mittelwert gebildet worden.

Aus den einzelnen Mittelwerten ist der Gesamtmittelwert des Hydraulikzylinderdrucks gebildet worden. Die Berechnung ergab einen Druck von exakt 52 bar. Anschließend wird über die effektive Fläche des Gleichgangzylinders die Zylinderkraft berechnet. Mit dieser kann dann über die Blechquerschnittsfläche die auf die Fügeteile wirkende maximale Druckspannung ermittelt werden. Mit diesem Stauchdruck kann abschließend die Presskraft über die Querschnittsfläche der Dilatometerproben bestimmt werden. Mit der Presskraft wird die mechanische Lastaufbringung vom PS-Schweißprozess physikalisch simuliert. Die Ermittlung der Presskraft für die Dilatometerversuche wird detailliert im Kapitel 5.1.1 (ab S. 91) behandelt.

Die Kraftaufbringzeit ist ebenfalls in Anlehnung an die gemessenen Druckverläufe über die Prozessdauer definiert worden. Die Auswertung der sechs gültigen Versuche aus der zweiten Versuchsreihe ergab bis zum Erreichen der maximalen Presskraft eine gemittelte Zeit von 10,9 s. Dazu ist die gesamte Schweißprozessdauer vom Beginn des Druckaufbaus im Bereich „Stromloses Stauchen“ bis zum Ende des Bereichs „Stauchen“, bei dem der Stauchdruck seinen maximalen Wert erreicht, analysiert und ausgewertet worden.

4.1.2 Temperaturmessungen

Mit Thermoelementen und einer Wärmebildkamera sind die Temperaturen während den konduktiven PS-Schweißversuchen gemessen und aufgezeichnet worden.

An Hand der gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe können einerseits die Versuchsparameter für die physikalischen Simulationen am Bähr Dilatometer und auf der Gleeble 3800 definiert, sowie die Ergebnisse der numerischen Simulationen validiert werden.

Bei Temperaturänderungen im Verbindungsbereich von zwei Metallen entstehen gleichzeitig elektrische Spannungen. Diese sind proportional zu den vorliegenden Temperaturen. Diese Erscheinung wird bei der Temperaturmessung mit Thermoelementen genutzt. Aus den gemessenen Temperaturzyklen kann die Aufheizgeschwindigkeit, Spitzentemperatur, Haltezeit und Abkühlgeschwindigkeit ausgelesen werden. Aus den Abkühlverläufen können die $t_{8/5}$ -Zeiten ermittelt werden.

Tabelle 4-1 zeigt zusammenfassend die durchgeführten PS-Schweißversuche, bei denen die Temperaturzyklen mit Thermoelementen gemessen wurden. Zu jedem Versuch ist die Anzahl und Position der Thermoelemente notiert. Außerdem ist die Anzahl der erfolgreichen Messungen, bei denen sich die Drähte nicht gelöst haben und gültige Messungen, ohne verfälschte Werte vermerkt.

Die Erfassung der Temperaturzyklen mit Thermoelementen ist ständig mit zwei Problemen begleitet worden. Das erste war das lösen der Drähte. Viele Thermoelemente haben sich während den konduktiven PS-Schweißversuchen durch die Stauchbewegung und gleichzeitige Wulstbildung vom Blech gelöst. Die Messung des Temperaturverlaufs ist dadurch ausgefallen. Das zweite Problem war die Überlagerung der Messsignale des elektrischen Stroms und der Thermoelemente. Während der Aufheiz- und Stauchphase sind die gemessenen Temperaturwerte dadurch stark verfälscht worden.

PS-Schweißversuch	Anzahl / Position der Thermoelemente	Erfolgreiche Messungen	Gültige Messungen	Anmerkung
Vers_1	1 / rechts oben	1	0	ungültige Messung
Vers_2	8 / rechts oben	7	5	1 Th. hat sich gelöst; 2 ungültige Messungen
Vers_3	8 / rechts oben	4	2	4 Th. haben sich gelöst; 2 ungültige Messungen
T1	5 / links unten	2	0	3 Th. haben sich gelöst; ungültige Messungen
T2	5 / rechts unten	2	0	3 Th. haben sich gelöst; ungültige Messungen
T3	5 / links unten	3	0	2 Th. haben sich gelöst; ungültige Messungen
T4	5 / rechts unten	4	0	1 Th. hat sich gelöst; ungültige Messungen
T5	5 / links unten	4	4	1 Th. hat sich gelöst
T6	5 / rechts unten	4	4	1 Th. hat sich gelöst
T7	5 / links unten	3	0	2 Th. haben sich gelöst; ungültige Messungen
T8	5 / rechts unten	3	0	2 Th. haben sich gelöst; ungültige Messungen
T9	5 / links oben	3	0	2 Th. haben sich gelöst; ungültige Messungen

Tabelle 4-1: Zusammenfassung der konduktiven PS-Schweißversuche, bei denen die Temperatur mit Thermoelementen gemessen wurde, mit Angabe der Anzahl und Position der Thermoelemente, erfolgreichen und gültigen Messungen, sowie mit Anmerkungen zu jedem Versuch.

Den gesamten gemessenen Temperatur-Zeit-Verlauf vom konduktiven PS-Schweißversuch „T5“ der dritten Versuchsreihe mit dem Thermoelement Nr. 2 zeigt Abbildung 4-5. Beim PS-Schweißprozess haben sich während der gesamten Stromeinschaltdauer die Signale überlagert. Dies lieferte falsche Messwerte bis zum Zeitpunkt der Stromabschaltung. Danach erst wurde die Spitzentemperatur T_s gültig erfasst. Ob dies die maximale Temperatur ist, die beim Schweißvorgang auftritt, kann nicht vollständig sichergestellt werden.

Es können auch Stellen mit höherer Temperatur vorliegen, bei denen jedoch das Thermoelement nicht positioniert ist. Obwohl die Messwerte bis zum Stromabschaltzeitpunkt ungültig sind, kann mit den Messdaten die Aufheizgeschwindigkeit über den Zeitraum und die Spitzentemperatur abgeschätzt werden. Die Abkühlverläufe können zum Auslesen der Abkühlgeschwindigkeiten und für Vergleichszwecke verwendet werden.

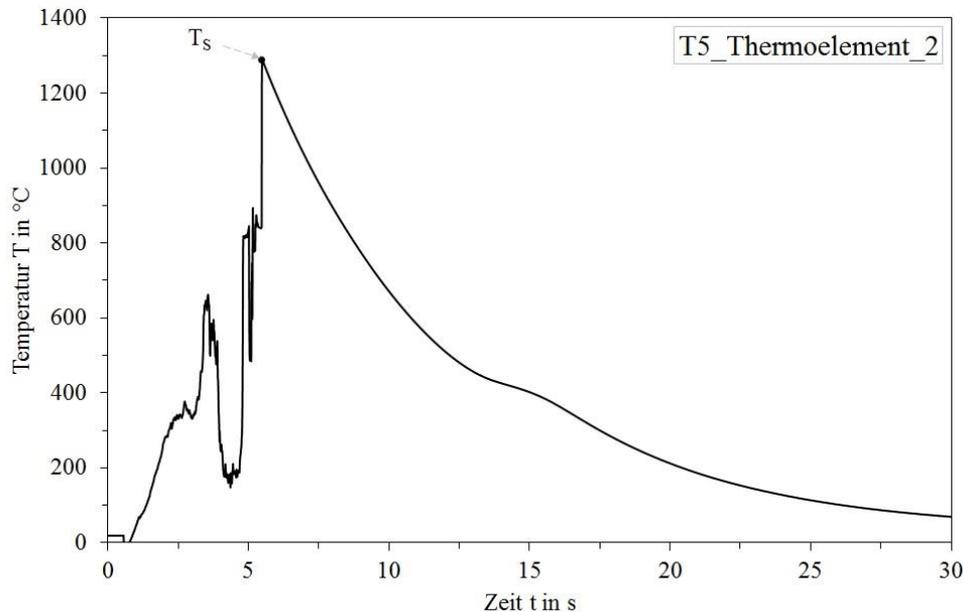


Abbildung 4-5: Gemessener Temperatur-Zeit-Verlauf vom induktiven PS-Schweißversuch „T5“ der dritten Versuchsreihe mit dem Thermoelement Nr. 2. Die Spitzentemperatur T_s ist markiert, ab der die Messwerte nach der Stromabschaltung gültig sind.

Der Vergleich der Abkühlkurven von induktiven PS-Schweißungen der ersten Versuchsreihe ist in Abbildung 4-6 ersichtlich. Es sind gültige Messwerte vom Versuch „Vers_2“ und „Vers_3“, mit jeweils zwei Kurven dargestellt. Das Thermoelement Temp1 ist etwa 2 mm und Temp3 etwa 4 mm von der Fügeebene entfernt. Beide Versuche haben bei den gleichen Thermoelementpositionen nahezu identische Abkühlkurven. Bereits in der ersten Versuchsreihe ist die Prozessstabilität und Reproduzierbarkeit hervorragend.

Obwohl Temp1 näher an die Stoßfläche positioniert ist, hat es mit etwa 1260 $^{\circ}\text{C}$ eine niedrigere Spitzentemperatur. Beim Temp3 liegt die Spitzentemperatur knapp über 1320 $^{\circ}\text{C}$. Der Unterschied wird durch die Wulstbildung verursacht. Das Material wird zunächst aus dem Stoßflächenbereich nach außen verdrängt, wodurch die Abkühlung früher einsetzt. Das nachkommende Material erreicht eine höhere Spitzentemperatur, wie die Messungen von Temp3 zeigen.

Den Vergleich der Abkühlkurven der dritten Versuchsreihe vom PS-Schweißversuch „T5“ und „T6“ mit gültigen Temperaturmessungen in drei Messpunkten zeigt Abbildung 4-7. Der Abstand der Thermoelementposition von der Fügeebene in mm ist mit der Thermoelementnummer identisch. Auch in der dritten Versuchsreihe ist die Wiederholbarkeit hinreichend genau.

Die geringfügigen Unterschiede bei den Abkühlkurven mit gleichem Thermoelementabstand können durch leichte Abweichungen bei den Thermoelementpositionen hervorgerufen worden sein. Außerdem waren beim induktiven PS-Schweißversuch „T5“ die Thermoelemente auf der unteren Seite vom linken Blech und beim „T6“ ebenfalls auf der unteren Seite, jedoch am rechten Blech angeschweißt.

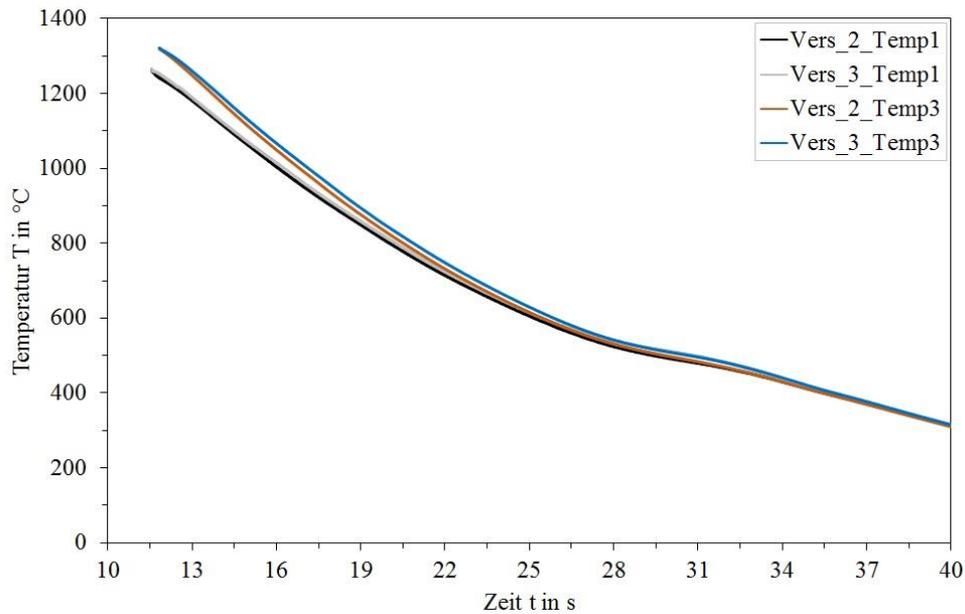


Abbildung 4-6: Vergleich der mit Thermoelementen gemessenen Abkühlkurven von „Vers_2“ und „Vers_3“ der ersten Versuchsreihe. Temp1 ist etwa 2 mm und Temp3 etwa 4 mm von der Fügeebene entfernt.

In der dritten Versuchsreihe hat das Thermoelement Temp2 mit etwa 2 mm Abstand von der Fügeebene eine höhere Spitzentemperatur als das Thermoelement Temp1 mit etwa 1 mm Abstand, da dieser an der Wulstoberfläche liegt und früher nach außen verdrängt wird. Die niedrigste Spitzentemperatur besitzt das Thermoelement Temp5, da sein Abstand mit etwa 5 mm am weitesten von der Fügeebene ist.

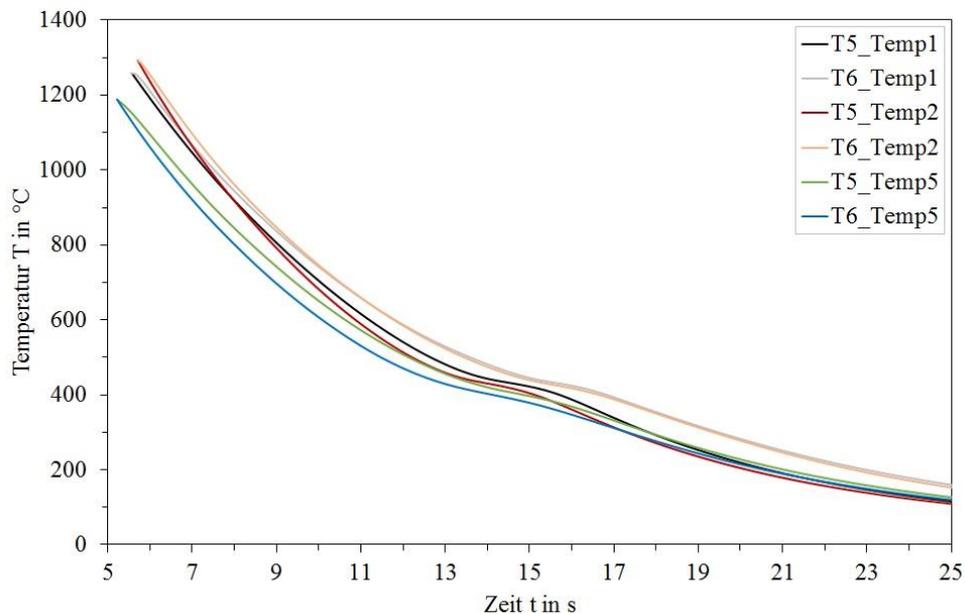


Abbildung 4-7: Vergleich der mit Thermoelementen gemessenen Abkühlkurven von „T5“ und „T6“ der dritten Versuchsreihe. Temp1 ist etwa 1 mm, Temp2 etwa 2 mm und Temp5 etwa 5 mm von der Fügeebene entfernt.

In dieser Arbeit ist zur Erfassung der Temperatur während dem konduktiven PS-Schweißprozess auch eine Wärmebildkamera eingesetzt worden. Mit dieser sollte das Temperaturfeld gänzlich dargestellt werden, mit dem die Temperaturverteilung gut darstellbar ist. Die berührungslose Messung der emittierten Strahlung von dem Messobjekt erfolgt bei der Wärmebildkamera im Infrarot Bereich.

Theoretisch ist die Ermittlung des Temperaturfeldes mit der Wärmebildkamera ein gutes und anwendbares Werkzeug. Durch die vielen Einflussgrößen ist allerdings die praktische Umsetzung äußerst schwierig.

Erst durch die Bestimmung des Emissionsgrades über Referenzmessungen können die Aufnahmen die tatsächliche Temperatur anzeigen. Der Emissionsgrad ist kein Materialkennwert. Er ist abhängig von der Temperatur und wird ebenfalls durch die Oberflächenbeschaffenheit und Wellenlänge beeinflusst. Schlacke, Zunder und Rauchschwaden verändern auch die emittierte Strahlung. Der Emissionsgrad wird üblicherweise über Referenzmessungen von Thermoelementen abgeschätzt. Dabei werden die Daten der Wärmebildkamera an reale Temperaturwerte angepasst. Für die Korrektur der statischen Bilder von der Wärmebildkamera mit den Thermoelementensignalen muss der Bildmaßstab und die Schweißgeschwindigkeit bekannt sein.

Das Messergebnis wird ebenfalls vom Abstand zwischen der Wärmebildkamera und dem zu vermessenden Bauteil beeinflusst. Die Temperaturfeldmessung mit der Wärmebildkamera ist demzufolge nicht unabhängig und erfordert einen hohen Aufwand, um quantitative Aussagen aus den Aufnahmen zu bekommen. Durch die eingeschränkte Zugänglichkeit der Wärmebildkamera wird der Sichtkontakt zum Schweißbereich, sowie die Bildaufzeichnung erschwert.

Durch die schlechte Bildqualität der Aufzeichnung und den oben genannten Schwierigkeiten ist die Aussagefähigkeit der Wärmebildkamera stark beschränkt. Es konnte daher keine quantitative Aussage aus den Aufnahmen getroffen werden.

4.1.3 Hot-Spots

Beim konduktiven PS-Schweißen von rechteckigen Blechen bilden sich in der Nähe der Randbereiche sogenannte Hot-Spots. Dieses Phänomen ist auch in einer früheren Publikation festgestellt und im Kapitel 2.1.1 (ab S. 6) thematisiert worden.

Kerstens N. F. H. hat in der Arbeit [18] zwei potenzielle Ursachen genannt, die zu den lokalen Hot-Spots mit höherer Spitzentemperatur im Vergleich zu den anderen Bereichen führen. Die nicht gleichmäßige Aufbringung des Stauchdrucks in der Fügeebene könnte eine mögliche Entstehungsursache sein. Die andere Vermutung ist, dass die Klemmkraft zwischen den Proben und Elektroden ebenfalls ungleichmäßig ist, da sich die Elektroden- und Blechbreiten unterscheiden. Dies führe zu einer leichten Durchbiegung der Elektroden beim Einspannen der Proben, wodurch sich die Kontaktbedingungen und der Übergangswiderstand zwischen den Elektroden und Blechen über die Probenbreite ändern. Dies soll auch die Stromdichtenverteilung verändern, was zu der ungleichmäßigen Wärmeverteilung führt.

Als Gegenmaßnahme ist das Einlegen von seitlichen Stützblechen genannt worden. Diese sollen die Durchbiegung der Elektroden verhindern und für eine gleichmäßigere Stromdichteverteilung sorgen. Konduktive PS-Schweißversuche mit Stützblechen haben allerdings in diesem Projekt gezeigt, dass auch mit Ihnen die Hot-Spots nicht vermieden werden können. Dieser Ansatz führte demzufolge nicht zu der erhofften Lösung.

Zur optischen Erfassung der Hot-Spots Entstehung und um das Phänomen besser verstehen zu können sind Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit der Kamera Kodak 4549 aufgezeichnet worden.

In Abbildung 4-8 ist der konduktive PS-Schweißversuch „PS_4“ mit S355J2+N bei drei unterschiedlichen Prozesszeiten ersichtlich. Die schmalere Bleche sind zentral in die Elektroden eingelegt worden.

Im linken Bild ist die Entstehung und Position der beiden Hot-Spots gut zu erkennen. Sie erwärmen sich zuerst, etwa 10 mm von den Randkanten der Bleche und glühen stärker als der restliche Stoßflächenbereich.

Das mittlere Bild zeigt, dass sich nach einer gewissen Zeit der Bereich zwischen den Hot-Spots ebenfalls mit erwärmt. Der glühende Mittelbereich ist jedoch schmaler. Außerhalb der Hot-Spots bleiben allerdings die Randbereiche der Bleche immer noch kalt.

Mit der Stauchphase kommt es auch zur Erwärmung dieser Außenbereiche, wie im rechten Bild gut ersichtlich ist. Diese Erweiterung der Erwärmungszone wird voraussichtlich mehr durch die Wärmeleitung, in Kombination mit der Blechstauchung hervorgerufen, als durch die elektrische Widerstandserwärmung.

Die Aufnahmen im Zeitraffer verdeutlichen hervorragend, wo und zu welchem Zeitpunkt die Hot-Spots entstehen. Sie zeigen auch die anschließende Wärmeverteilung im Schweißbereich der Bleche.

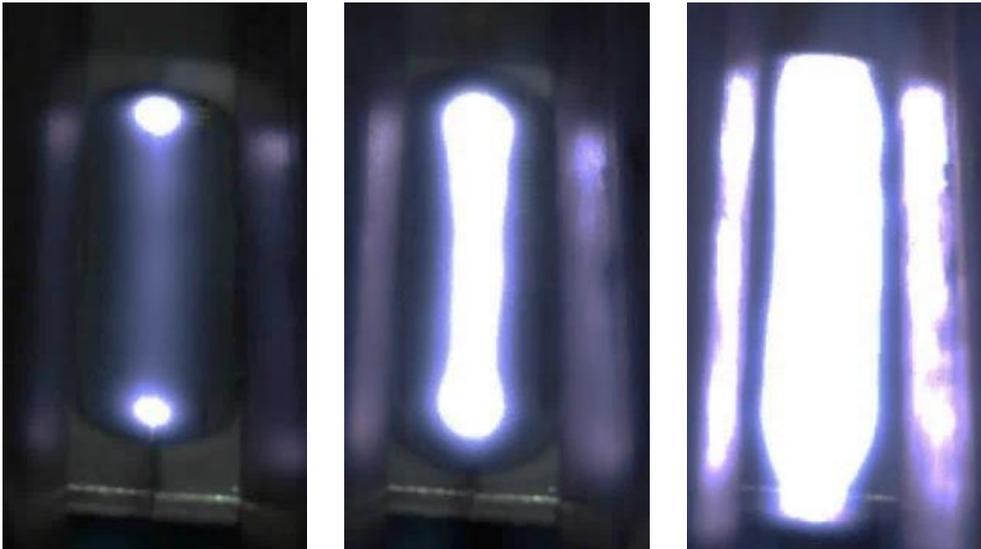


Abbildung 4-8: Hot-Spots beim konduktiven PS-Schweißschweißen von Blechen, die zentral beim Versuch „PS_4“ positioniert sind. Die Aufnahmen bei unterschiedlichen Zeiten stammen von der Hochgeschwindigkeitskamera Kodak 4549.

Beim weiteren konduktiven PS-Schweißversuch ist die Position der Bleche in den Elektroden verändert worden, um eine eventuelle Veränderung der Hot-Spots Entstehung und Wärmeverteilung festzustellen.

Die beiden Versuche in Abbildung 4-9 sind mit den identischen Prozessparametern durchgeführt worden. Einzig die Position der Bleche war unterschiedlich.

Im linken Bild sind die Bleche beim Versuch „PS_4“ symmetrisch, in zentraler Position der Elektroden eingelegt worden.

Im Gegensatz dazu, sind beim Versuch „PS_5“ im rechten Bild die Bleche unsymmetrisch, d.h. nicht zentral in den Elektroden eingelegt worden. Auf der unteren Bildseite waren die Außenkanten der Bleche in der gleichen Ebene mit den Außenkanten der Elektroden.

Die Entstehung der Hot-Spots und deren Position vom Versuch „PS_4“ im linken Bild ist bereits diskutiert worden.

Beim Versuch „PS_5“ mit der verschobenen Position der Bleche zeigt sich allerdings ein interessantes Phänomen. Durch die unterschiedliche Positionierung der Bleche ist nur ein Hot-Spot entstanden, der sich an der inneren Blechkante im Elektrodeninnenbereich bildete. Die Stromdichte hat sich vermutlich überwiegend in diesem Bereich konzentriert, was zu der lokalen Erwärmung in dem Randkantenbereich führte. Die andere Hälfte in Breitenrichtung ist demzufolge nicht ausreichend erwärmt worden. Dies führte mit der gleichzeitigen mechanischen Lastaufbringung zu einer unvollständigen und mangelhaften Schweißverbindung.

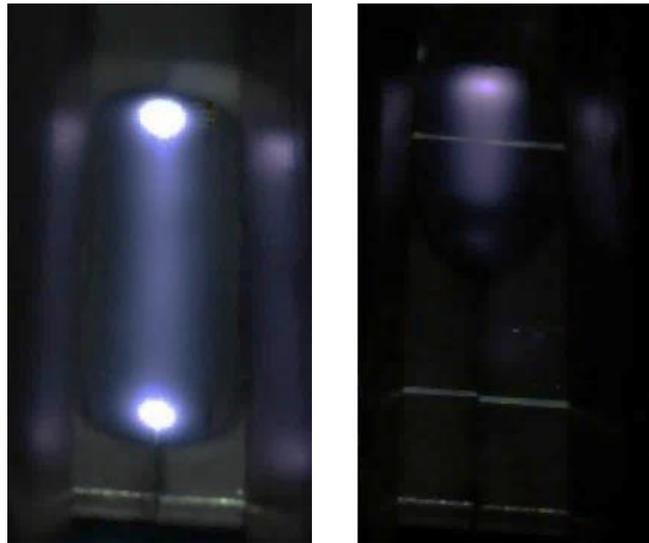


Abbildung 4-9: Hot-Spots Stellen bei unterschiedlichen Positionierungen der Bleche in den Elektroden. Links – symmetrische / zentrale Position der Bleche beim Versuch „PS_4“; Rechts – unsymmetrische / verschobene Position der Bleche beim Versuch „PS_5“.

Die FE Simulation in Abbildung 4-10 zeigt, dass bei Proben mit einer Nut die Verteilung der Stromdichte ungleichmäßig erfolgt. Der Übergangsbereich beim konduktiven PS-Schweißen zwischen den Elektroden und Blechen ist in diesem Beispiel mit schwarzen Linien angedeutet. Die beiden roten Bereiche haben entsprechend der Simulation die höchste Stromdichte. Durch die Querschnittsverengung konzentriert sich die Stromdichte in den Kantenbereichen, wodurch die Hot-Spots sich in diesem Bereich mit höherer Temperatur bilden. Das Simulationsergebnis enthält die hohen Stromdichten in den Bereichen, wo auch die Hot-Spots bei praktischen PS-Schweißversuchen mit zentraler Probenpositionierung entstehen.

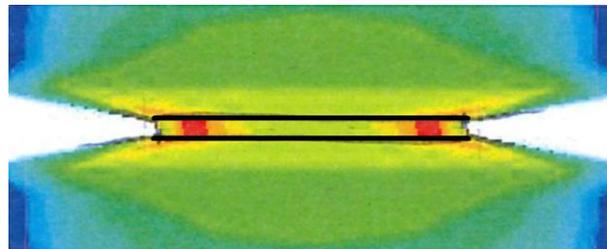


Abbildung 4-10: Hot-Spots bei einer Probe mit Nut nach der numerischen Simulation. Dargestellt ist die Stromdichteverteilung. [140]

Die Entstehung und Position der Hot-Spots wird durch die Lage der Bleche und die unterschiedlichen Elektroden- und Blechbreiten, die zu der entsprechenden Stromdichteverteilung führen maßgeblich beeinflusst. Die ungleichmäßige Stromeinleitung von den Kupferelektroden in die schmalere Bleche ist vermutlich die Hauptursache für die Hot-Spots Bildung.

Um eine gleichmäßige, über die gesamte Blechbreite fließende Stromdichte einzustellen, sind weitere Untersuchungen notwendig. Ein möglicher Lösungsansatz ist, für die konduktiven PS-Schweißungen Kupferelektroden und Bleche mit gleicher Breite zu verwenden. Mit dieser Maßnahme sollte es zu keiner Konzentration der Stromdichte im Kantenbereich kommen, was zu einer gleichmäßigen Stromdichteverteilung führen würde. Die Hot-Spots würden in dem Fall nicht entstehen.

4.1.4 Härte

Über die Querschliffe der PS-Schweißnähte des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N sind HV1-Härteverläufe ermittelt worden. Die Vickers Härteprüfungen dienen der Bestimmung der Eigenschaftsänderungen und geometrischen Ausweitung der WEZ von PS-Schweißverbindungen. Die Auswirkungen der technologischen Prozessparameter auf die Härte und WEZ liefern Erkenntnisse über ihrer Einflussnahme auf die Schweißnahtqualität.

Abbildung 4-11 zeigt, dass sich die maximalen Härtewerte bei den PS-Schweißnähten der dritten Versuchsreihe mit Standard- (a) und Hohen-Prozessparametern (b) (siehe Tabelle 3-2, S. 54), sowie unterschiedlichen Backenanfangsabständen nur geringfügig ändern. Der Backenanfangsabstand kann somit nicht als Differenzierungsmerkmal für das Härtemaximum herangezogen werden.

Bei Härteverläufen mit Standard-Prozessparametern und unterschiedlichen Backenanfangsabständen sind bei der WEZ-Breite die signifikantesten Unterschiede aufgetreten. Beim kleineren Backenanfangsabstand ist die Breite der WEZ etwa 4 mm schmäler ausgefallen. Bei Hohen-Prozessparametern ist der Einfluss der unterschiedlichen Backenanfangsabstände auf die WEZ-Breite nicht stark ausgeprägt.

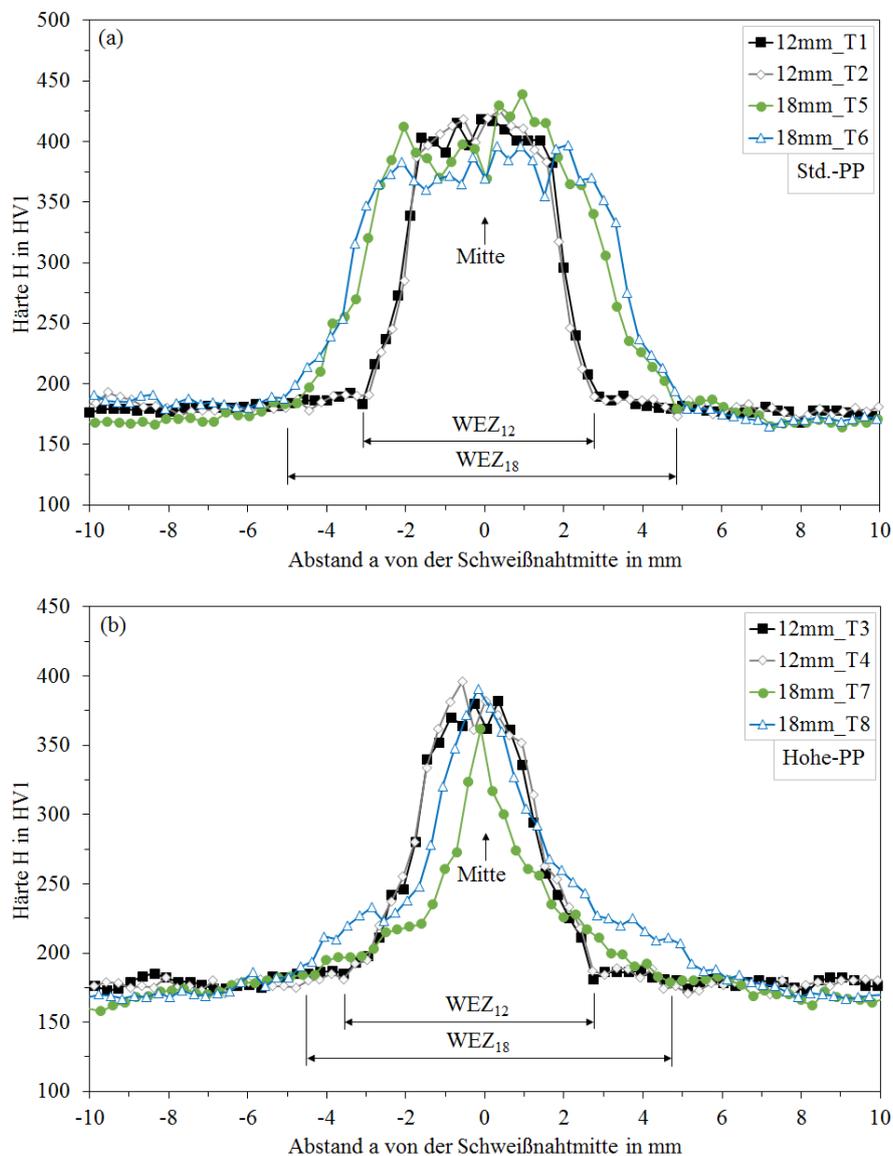


Abbildung 4-11: Härteverläufe bei unterschiedlichen Backenanfangsabständen beim PS-Schweißen des S355J2+N mit (a) Standard- und (b) Hohen-Prozessparametern der dritten Versuchsreihe.

Die unterschiedlichen Prozessparameter führen bei gleichem Backenanfangsabstand zu unterschiedlichen Härteverläufen. Bei Hohen-Prozessparametereinstellungen ist das Härtemaximum etwas niedriger und über einen schmalen Bereich verteilt (Abbildung 4-12a). Letzteres ist insbesondere beim größeren Backenanfangsabstand stärker ausgeprägt (Abbildung 4-12b).

Die Härteverläufe der dritten Versuchsreihe zeigen, dass der kleinere Backenanfangsabstand zu schmalen WEZ, sowie das Hohe-Prozessparameter zu kleineren Härtemaxima und schmalen Maximalhärtebereich führen und somit sich positiv auf die Eigenschaften der Schweißverbindung auswirken.

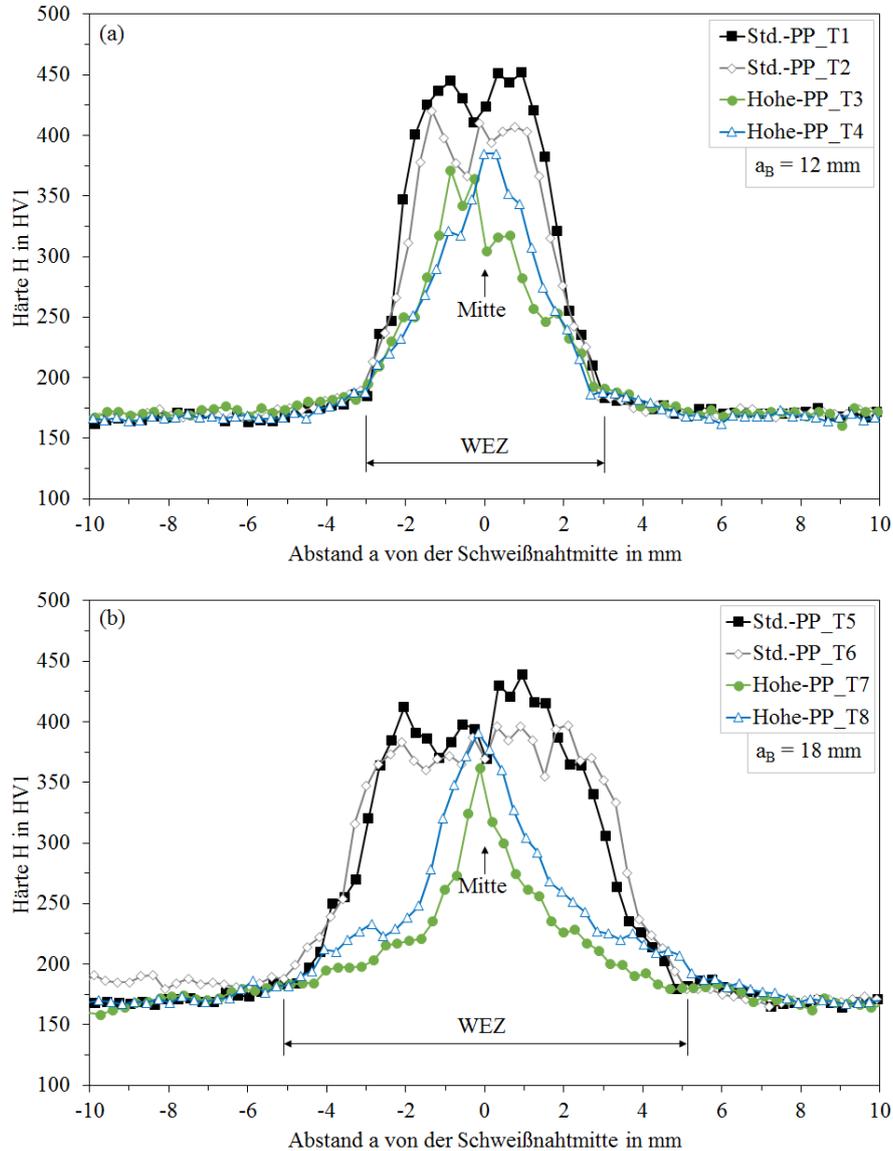


Abbildung 4-12: Härteverläufe bei unterschiedlichen Prozessparametern beim PS-Schweißen des S355J2+N mit dem Backenanfangsabstand von (a) 12 mm und (b) 18 mm der dritten Versuchsreihe.

In Abbildung 4-13 ist der Einfluss des Fahrdrucks und Backenanfangsabstands auf die Härteprofile der PS-Schweißnähte dargestellt. Es zeigt sich, dass selbst eine 50 % Erhöhung des Fahrdrucks bei beiden Backenanfangsabständen zu keiner nennenswerten Veränderung des Härteprofils führt. Ein Einfluss des Fahrdrucks auf das Härteprofil der PS-Schweißnähte bei gleichem Backenanfangsabstand liegt demzufolge nicht vor.

Auffallend ist, dass die Breite der WEZ stark von dem Backenanfangsabstand beeinflusst wird. Bei 12 mm ist die WEZ deutlich schmaler im Vergleich zu PS-Schweißversuchen mit 18 mm Backenanfangsabstand.

Das Härteniveau in der Schweißnaht liegt bei den durchgeführten PS-Schweißversuchen mit unterschiedlichen Fahrdrücken und Backenanfangsabständen im Allgemeinen zwischen 330 HV1 und 420 HV1. Die Härte vom GW beträgt etwa 175 HV1.

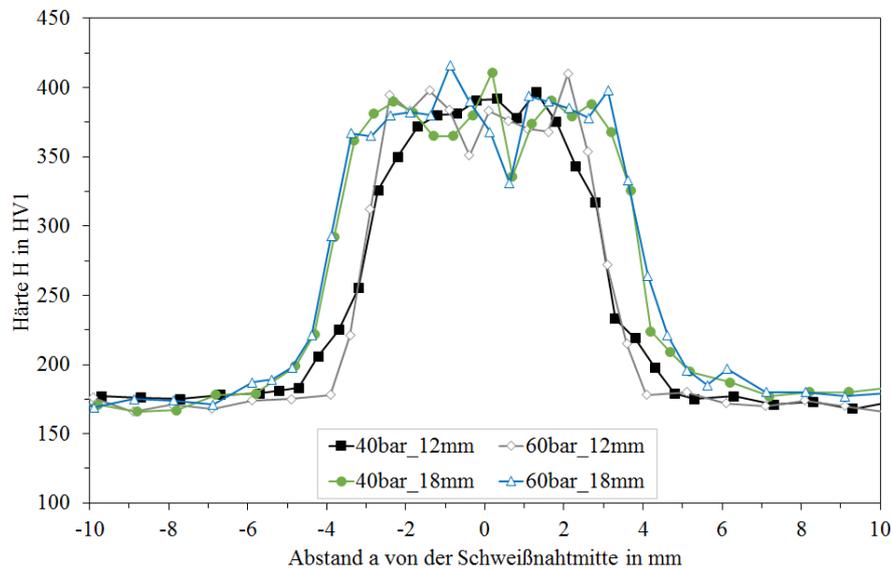


Abbildung 4-13: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Fahrdrücken und Backenanfangsabständen.

Aus Abbildung 4-14 ist ersichtlich, dass die Änderung der Stromstärke während der Phase I bei PS-Schweißversuchen mit 12 mm und 18 mm Backenanfangsabständen nur einen geringen Einfluss auf das Härteprofil aufweist. Nur bei einer zu niedrigen Stromstärke (blaue Kurve; 10 %_18 mm) kommt es zu einem geringeren Härteanstieg in der Schweißnaht. Die Fügeiteile werden in dem Fall nicht ausreichend erwärmt und somit austenitisiert. Demzufolge bildet sich kein hartes Gefüge in der Schweißnaht und der Härteanstieg fällt schwächer aus. Abgesehen von diesem Härteverlauf liegt die maximale Härte zwischen 300 HV1 und 440 HV1.

Auch bei der Variation der Stromstärke in Abbildung 4-14 überwiegt der Einfluss des Backenanfangsabstands auf die Härteverläufe. Die WEZ ist bei PS-Schweißverbindungen mit 18 mm Backenanfangsabstand breiter und die Härtemaxima etwas niedriger, da die Kühlung bei größeren Backenabstand langsamer erfolgt und somit ein weicherer Gefüge entsteht. Beim Backenanfangsabstand von 18 mm wurden Härteeinbrüche in der WEZ festgestellt, die mit zunehmender Stromstärke ausgeprägter sind. Diese Erscheinung ist auf lokale Bainitbildungen im Gefüge zurückzuführen.

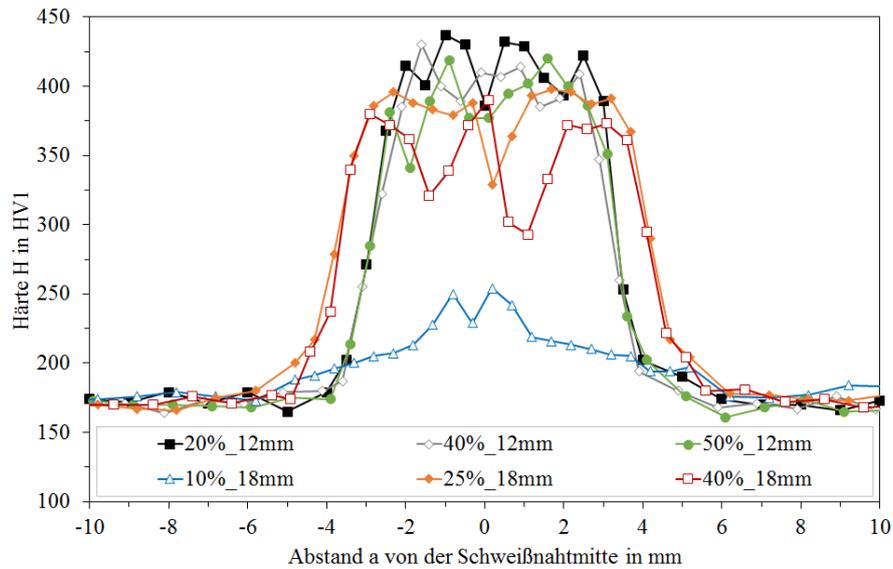


Abbildung 4-14: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Stromstärken während der Phase I und Backenanfangsabständen.

Die gleichen Erkenntnisse konnten auch bei der Variation des Vorwärmweges festgestellt werden. Wie Abbildung 4-15 zeigt, führt die Änderung des Wegs bei beiden Backenanfangsabständen zu keinem signifikanten Unterschied beim Härteverlauf.

Den Maßgeblichen Einfluss auf das Härteprofil der PS-Schweißnaht besitzt wieder der Elektrodenabstand. Das Härteniveau ist bei 12 mm Backenanfangsabstand durch die schnellere Kühlung der näherstehenden Kupferelektroden geringfügig höher und die WEZ ist schmaler ausgefallen. Die absoluten Härtewerte liegen im Bereich von 340 HV1 bis 420 HV1.

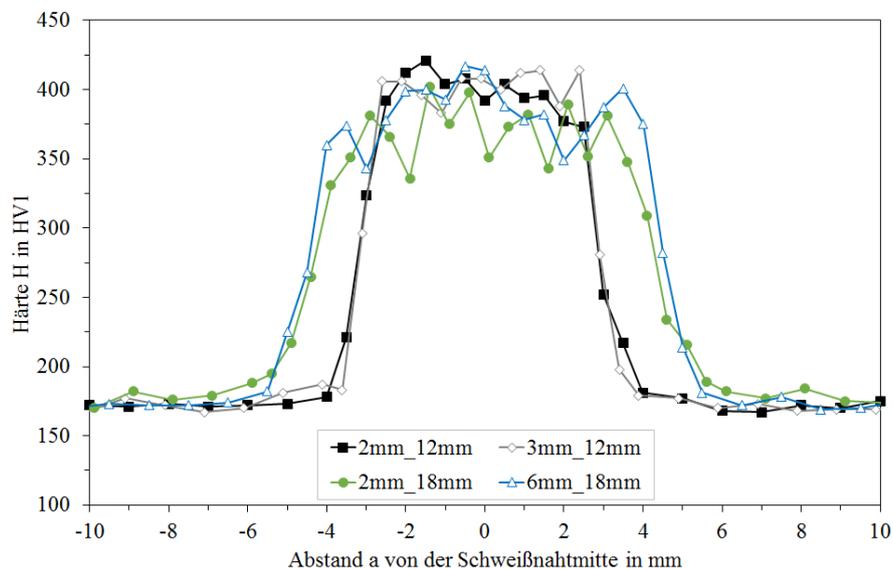


Abbildung 4-15: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Vorwärmwegen und Backenanfangsabständen.

Der Einfluss des Stauchdrucks und des Backenanfangsabstands auf die Härte der PS-Schweißnähte ist in Abbildung 4-16 ersichtlich. An Hand der dargestellten Verläufe ist gut zu erkennen, dass selbst eine Verdreifachung der Stauchdrucks beim Backenanfangsabstand von 12 mm zu keiner Veränderung des Härteprofils führt. Das Härteniveau und die Breite der WEZ ändern sich kaum.

Im Gegensatz dazu, wird beim Backenanfangsabstand von 18 mm die Breite der WEZ mit zunehmenden Stauchdruck schmaler (Abbildung 4-16). Dieses Verhalten ist im unteren Druckbereich (< 130 bar) stärker ausgeprägt, bei dem die maximale Härte tendenziell etwas abnimmt. Im oberen Druckbereich (> 130 bar) bleibt die Breite der WEZ nahezu unverändert, wohingegen die maximale Härte stark zunimmt und 400 HV1 geringfügig übersteigt.

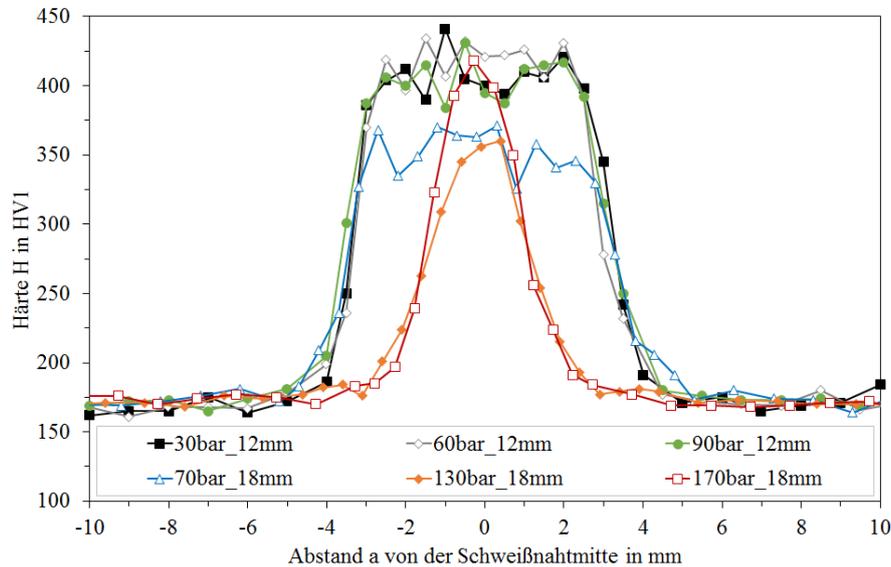


Abbildung 4-16: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Stauchdrücken und Backenanfangsabständen.

Die Härteverläufe von PS-Schweißnähten mit unterschiedlichen Stromstärken während der Stauchphase und Backenanfangsabständen sind in Abbildung 4-17 zusammengefasst. Ein Einfluss der Stromstärke im Prozessbereich Stauchen auf die Härteprofile ist demnach nicht vorhanden. Bei beiden Backenanfangsabständen findet keine Änderung der maximalen Härte und WEZ-Breite statt.

Der kleinere Backenanfangsabstand führt, wie bereits mehrmals festgestellt wurde, zu höheren Härtewerten und einer schmaleren WEZ-Breite. Das Härteniveau bewegt sich im Bereich zwischen 340 HV1 und 420 HV1.

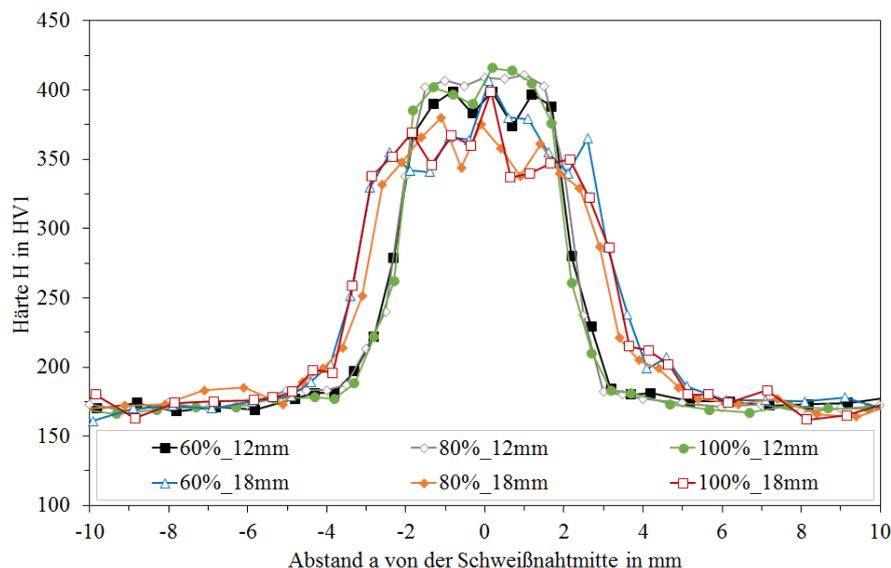


Abbildung 4-17: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Stromstärken im Bereich Stauchen und Backenanfangsabständen.

Das Härteprofil und die Breite der WEZ werden demzufolge fast ausschließlich vom Backenanfangsabstand beeinflusst.

Die gleiche technologische Prozessparameterstudie ist auch am 26MnB5 Stahl durchgeführt worden. Die chemische Zusammensetzung der dabei untersuchten Stahllegierung ist in Tabelle 2-7 (S. 33) enthalten. Die Untersuchungen erfolgten auch mit Härteprüfungen nach Vickers und sind im Detail in der Arbeit [140] enthalten.

Die Auswertungen ergaben in der PS-Schweißnaht einen Härtemittelwert von 487 HV1 bei 14 mm und 472 HV1 bei 18 mm Backenanfangsabstand. Beim kürzeren Abstand zwischen den Kupferbacken ist eine höhere Härte entstanden, da die Kühlung schneller erfolgte und dadurch sich ein härteres Gefüge bildete.

4.2 Hochfrequenzschweißversuche

4.2.1 Schweißparameter

Für die numerische Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses sind zur Definition der Randbedingungen reale Schweißparameter notwendig. Daher werden nachfolgend die gemessenen Prozessparameter bei der Produktion eines Baustahlrohres mit 22 mm Innendurchmesser und 3 mm Dicke beschrieben. Die aufgezeichnete Generatorfrequenz, -leistung und -spannung ist in Abbildung 4-18 ersichtlich. Die Parameterkennwerte sind entlang der Schweißlänge aufgezeichnet worden.

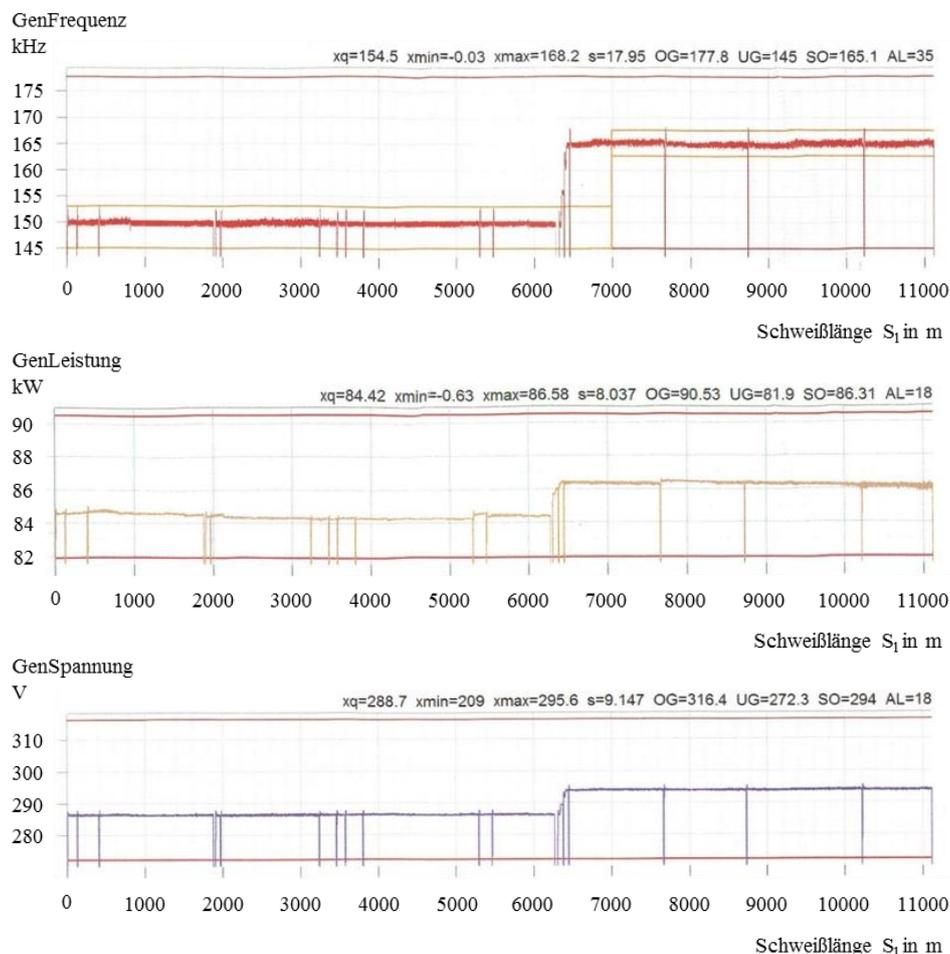


Abbildung 4-18: Gemessene Generatorfrequenz, -leistung und -spannung über die Schweißlänge beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres, mit Parameteränderung bei ~6400 m. [Jansen AG]

Die sprunghaften Änderungen in den Diagrammen sind Unregelmäßigkeiten, die durch Maschinenstillstände für Wartungsarbeiten hervorgerufen wurden. Der Austausch von Fasen-Wendepplatten, Außen- und Innenhobel, sowie Impeder ist durch einen steilen Abfall und Anstieg in den Kurven bemerkbar.

Der signifikante Frequenz-, Leistungs- und Spannungsanstieg bei etwa 6400 m ist durch eine gezielte Parameteranpassung entstanden, die infolge des Impederwechsels erforderlich war. Durch die Änderung der Stromstärke erfolgte die Leistungsanpassung. Vor und nach der Leistungsanpassung schwanken die Parameter nur geringfügig und zeigen demzufolge in beiden Betriebsbereichen einen nahezu konstanten Verlauf.

Damit beim induktiven HF-Rohrschweißprozess des Baustahlrohres gute Verbindungseigenschaften erzielt werden, wird die Generatorfrequenz relativ niedrig eingestellt. Die dadurch etwas breitere WEZ ergibt sanfte Stauchlinien, die zu besseren Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften führen.

Die gemessene Schweißgeschwindigkeit besitzt einen nahezu konstanten Wert von 46 m/min, wie Abbildung 4-19 zeigt. Auch die Parameteranpassung, die bei etwa 6400 m durchgeführt wurde, führte zu keiner signifikanten Geschwindigkeitsänderung.

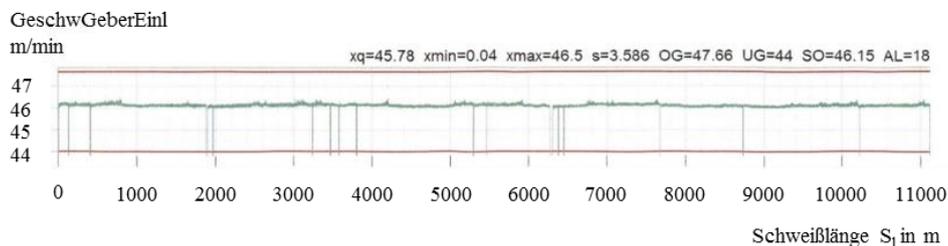


Abbildung 4-19: Gemessene Schweißgeschwindigkeit über die Schweißlänge beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres. [Jansen AG]

In Abbildung 4-20 ist gut erkennbar, dass die gemessene Presskraft an den Schweißwalzen während dem induktiven HF-Rohrschweißprozess einen schwankenden Verlauf besitzt. Da es sich um einen hochdynamischen Schweißprozess handelt, ist eine ständige Regelung der Presskraft erforderlich. Die Kraftregelung an den Schweißwalzen besitzt daher den stärksten Bedarf. Durch die Parameteranpassung bei 6400 m sind beim Kraftverlauf größere Streuungen, wie bei ~2000 m und ~6200 m reduziert worden.

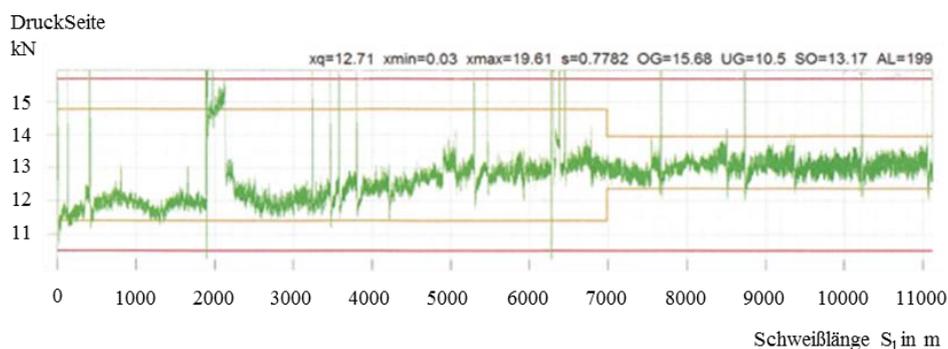


Abbildung 4-20: Gemessene Presskraft an den Schweißwalzen beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres. [Jansen AG]

Die Gegenüberstellung der Generatorfrequenz mit der Presskraft ist als Punktwolke in Abbildung 4-21 dargestellt. Vor dem Impederwechsel beträgt die Generatorfrequenz etwa 150 kHz und die Presskraft streut zwischen 11 kN und 15,5 kN über einen größeren Bereich.

Mit dem neuen Impeder ist die induktive HF-Rohrschweißung mit 165 kHz Schweißfrequenz durchgeführt und die Streuung der Presskraft reduziert worden. Die elektromagnetischen Eigenschaften des neuen Impeders sind im Vergleich des vorigen anders, wodurch die Maschinenparameter angepasst werden mussten. Der Impederwechsel wirkte sich daher positiv auf die Stabilität der Presskraft aus, da der Streubereich nur noch zwischen 12 kN und 14 kN liegt.

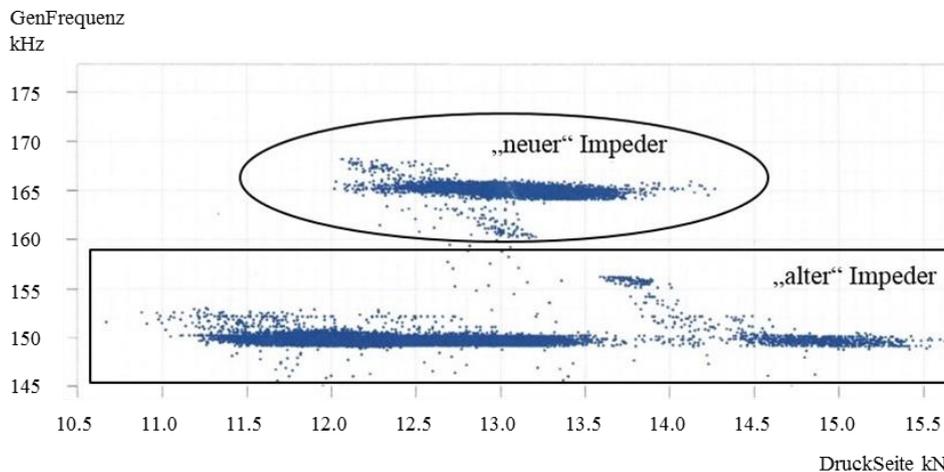


Abbildung 4-21: Gemessene Generatorfrequenz als Funktion der Presskraft beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres. [Jansen AG]

4.2.2 Metallographie

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen von den induktiv HF-geschweißten Rohren von vier unterschiedlichen Coils zusammengefasst. Die Metallographie wurde eingesetzt, um die Auswirkungen der unterschiedlichen Verarbeitungszustände und chemischen Zusammensetzung der eingesetzten Bänder auf das Schweißnahtaussehen zu erforschen.

Die makroskopischen Aufnahmen vom Rohrausschnitt mit den vermessenen Schweißnähten der vier unterschiedlichen Bänder vom 26MnB5 Stahl sind in Abbildung 4-22 ersichtlich. Bei diesem Beispiel sind die Grundeinstellungen der technologischen Prozessparameter (siehe Tabelle 3-6, S. 62; Versuch 1) für die induktiven HF-Schweißversuche angewendet worden. Die Bandkanten haben eine höhere Temperatur als die Blechmitte, wodurch beim induktiven HF-Schweißen die sanduhrförmige Form der WEZ entsteht.

Band A, B und C haben die gleiche chemische Zusammensetzung. Sie haben nur unterschiedliche Verarbeitungszustände. Band A ist weichgeglüht (A, engl. *annealed*), Band B angelassen (T, engl. *tempered*) und Band C walzhart (AR, engl. *as rolled*). Das Band D mit anderer Legierungszusammensetzung ist walzhart (AR, engl. *as rolled*) (siehe Kapitel 2.3.2, ab S. 31).

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen zeigen, dass die Schweißnahtform bei allen vier Bändern nahezu identisch ist. Die Maße der einzelnen Schweißnähte in Abbildung 4-22 bestätigt diese Aussage. Die Breite der Schweißnähte unterscheidet sich nur im Zehntelbereich. Das Band C im linken unteren Bild besitzt die breiteste Schweißnaht.

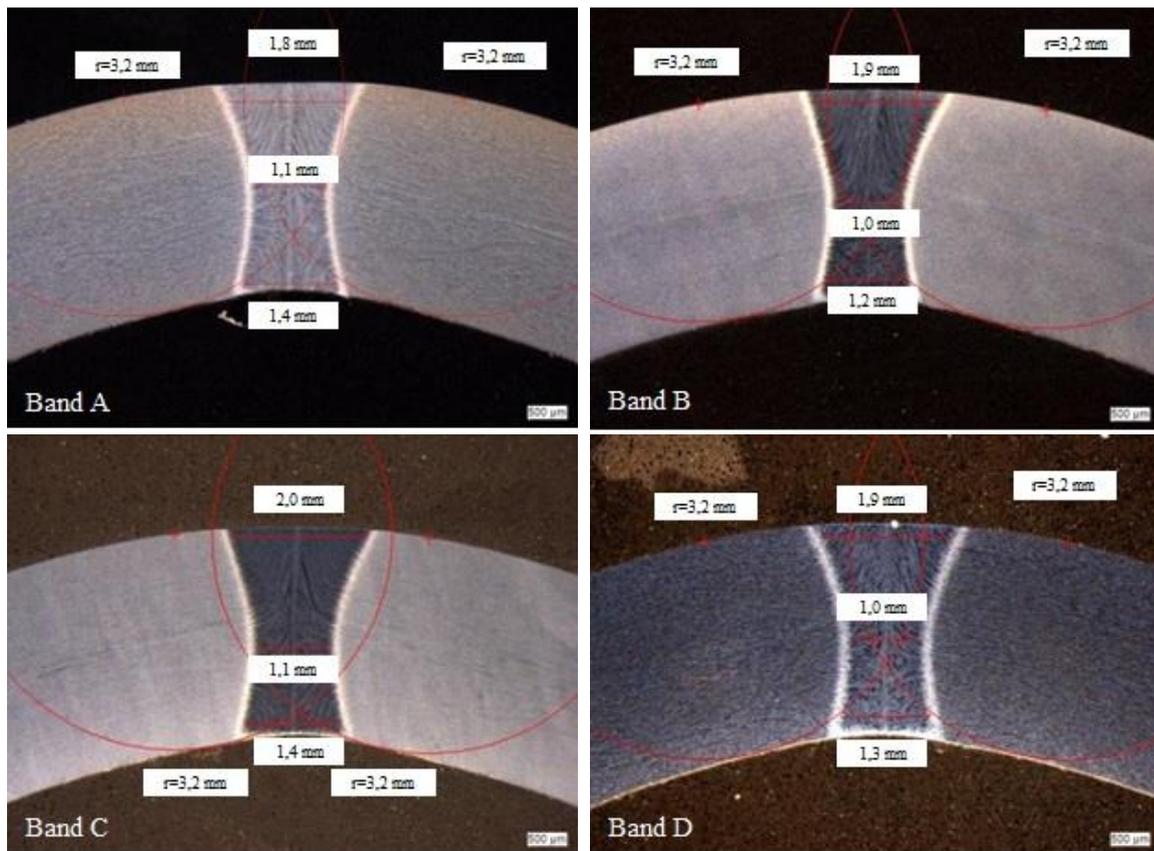


Abbildung 4-22: Lichtmikroskopische Aufnahmen vom Rohrbereich mit der Schweißnaht der vier unterschiedlichen 26MnB5 Stahlbänder nach den großtechnischen induktiven HF-Schweißversuchen mit vermessenen Schweißnähten. [voestalpine Stahl GmbH]

Für die Validierung der induktiven HF-Rohrschweißsimulation sind Schliffbilder von einem S460HC Baustahlrohr erstellt worden. Dazu wurde nach Abschalten der Schweißanlage ein Rohrstück entnommen. Durch diese Maßnahme kann das Rohr vor und nach den Schweißrollen im Schliff untersucht werden, d.h. mit und ohne Schweißverbindung. Die makroskopischen Aufnahmen des Rohrstücks mit den entsprechenden Markierungen für die weitere Probenentnahme sind in Abbildung 4-23 ersichtlich. Die Schliffproben vom geschweißten Rohr sind von Position 1 bis 3 entnommen worden. Die Blickrichtung ist mit Pfeilen dargestellt.



Abbildung 4-23: Makroskopische Aufnahmen vom S460HC Baustahlrohr, der mit dem induktiven HF-Schweißverfahren geschweißt wurde. Positionen 1, 2 und 3 sind die Schnittebenen für die Schliffherstellung. Pfeile beschreiben die Blickrichtung.

Der Schliff von Position 3 in Abbildung 4-24 (a) zeigt das Schweißnahtaussehen nach dem Außenschaben. Die Wulstausbildung nach dem Schweißvorgang und vor dem Schaben ist in Abbildung 4-24 (b) am Schliffbild der Position 2 gut zu sehen. Dieser plastische Verformungszustand und die WEZ sind besonders gut zur Überprüfung vom Simulationsergebnis geeignet. Das hervorstehende Material ist mit dem Schaber direkt an der Schweißanlage im warmen Zustand entfernt worden. Der Schweißspalt vor der mechanischen Stauchung wird in Abbildung 4-24 (c) mit dem Schliffbild bei Position 1 dargestellt.

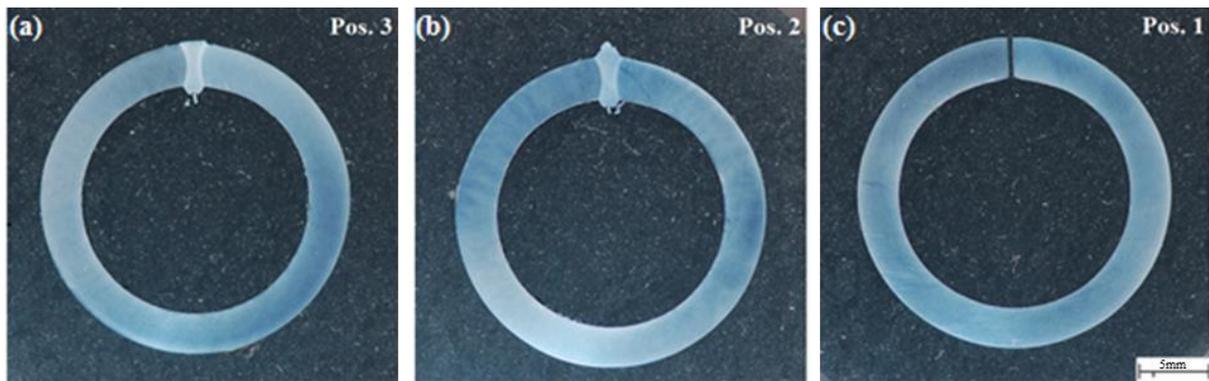


Abbildung 4-24: Lichtmikroskopische Aufnahmen vom S460HC Rohr an den Schlifften 1- 3. (a) Position 3 befindet sich nach dem Außenschaben und zeigt die Naht ohne Außenwulst. (b) Position 2 zeigt die Wulstausbildung der Naht direkt nach den Schweißrollen. (c) Position 1 befindet sich vor den Schweißrollen und zeigt den Schweißspalt.

Die Form und Breite der WEZ des Baustahles ähnelt stark der Schweißnahtausbildung vom 26MnB5 Stahl (vgl. Abbildung 4-22). Dadurch können die Schlibfbilder für einen Vergleich mit den Ergebnis der numerischen Simulation herangezogen werden.

4.2.3 Härte

Nach lichtmikroskopischen Untersuchungen sind an den metallographischen Schlifften Härtemessungen mit dem Vickers Prüfverfahren durchgeführt worden. Dabei sind Härtemappings erstellt worden, um die komplette Schweißnaht zu erfassen und prüfen. Dazu kam der Automat LECO LM300AT (SN: FM3496) bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz zum Einsatz. Die Auswertung erfolgte mit der Software AMH43.

Abbildung 4-25 zeigt die Härtemappings von den Rohrschweißnähten der vier unterschiedlichen 26MnB5 Stahlbänder. Das Bild vom Härtemapping ist semitransparent über den Prüfbereich des entsprechenden Schlibfbildes gelegt worden. Die Härtebereiche sind in 60 HV_{0,3} Stufen mit unterschiedlichen Farben markiert, wodurch jede Farbe einen Härtebereich repräsentiert. Von den Grundwerkstoffen ist der gemessene Mittel- und Minimalwert an beiden Seiten, sowie von den Schweißnähten der Maximal- und Mittelwert angegeben.

Die Grundhärte in der Schweißzone liegt im Bereich zwischen 520 und 580 HV_{0,3}. Diesem Bereich ist die blaue Skalierung zugeordnet. Vereinzelt sind auch lokale Bereiche mit höherer Härte, die orange gefärbt sind, erkennbar. Deren Härtebereich liegt zwischen 580 und 640 HV_{0,3}. Die rote Skala entspricht dem Härtebereich zwischen 460 und 520 HV_{0,3}. Dieser Bereich ist immer in der WEZ und auch in der Fügelinie zwischen den Blechkanten bei Band A, B und C vorhanden.

Die Enthärtungslinien in der Fügeebene sind wahrscheinlich durch Randentkohlung zustande gekommen. Die Fügelinie besitzt vermutlich einen niedrigeren Kohlenstoffgehalt. Dieses Phänomen ist auch in den metallographischen Schlibfbildern zu erkennen. Dies ist wahrscheinlich durch zu starkes erwärmen der Stoßflächen zustande gekommen. Einzig beim Band D, das einen etwas höheren Kohlenstoffgehalt besitzt (siehe Tabelle 2-9, S. 33) ist keine Enthärtungslinie im Fügebereich erkennbar.

Der Härtemittelwert der Schweißnähte beträgt etwa 550 HV_{0,3}. Dies bestätigt, dass das Schweißnahtgefüge aus Martensit besteht. Die WEZ besitzt mehrere nebeneinander liegende Härtebereiche, die von der Schweißnaht zum GW abfallende Werte besitzen. Dies spiegelt sich in den allmählich abfallenden Anteil vom Martensit wieder.

Von den drei Bändern mit der gleichen chemischen Zusammensetzung besitzt das walzharte Band C im Durchschnitt die höchste Härte im GW und die niedrigste in der Schweißnaht. Das Band A im weichgeglühten Zustand hat im GW und in der Schweißnaht im Durchschnitt eine etwas niedrigere Härte als Band B im angelassenen Zustand. Dennoch wurde im Band A die maximale Härte von 646 HV_{0,3} in der Schweißnaht gemessen.

Die unterschiedlichen Verarbeitungszustände führten demzufolge nur zu leichten Veränderungen der Schweißnahteigenschaften. Das Weichglühen (Band A) und Anlassen (Band B) führt im Vergleich zum walzharten Zustand (Band C) sogar zu einem noch größeren Härtegradienten zwischen der Schweißnaht und dem GW.

Die Schweißnaht vom Band D mit walzhartem Zustand und anderer Legierungszusammensetzung besitzt im Durchschnitt eine höhere Härte in der Schweißnaht und niedrigere im GW im Vergleich zu Band C, das ebenfalls walzhart geliefert wurde. Dadurch besitzt das Band D einen höheren Härtegradienten zwischen der Schweißnaht und dem GW. Die leicht unterschiedliche chemische Zusammensetzung vom Band D brachte keinen Nutzen hervor.

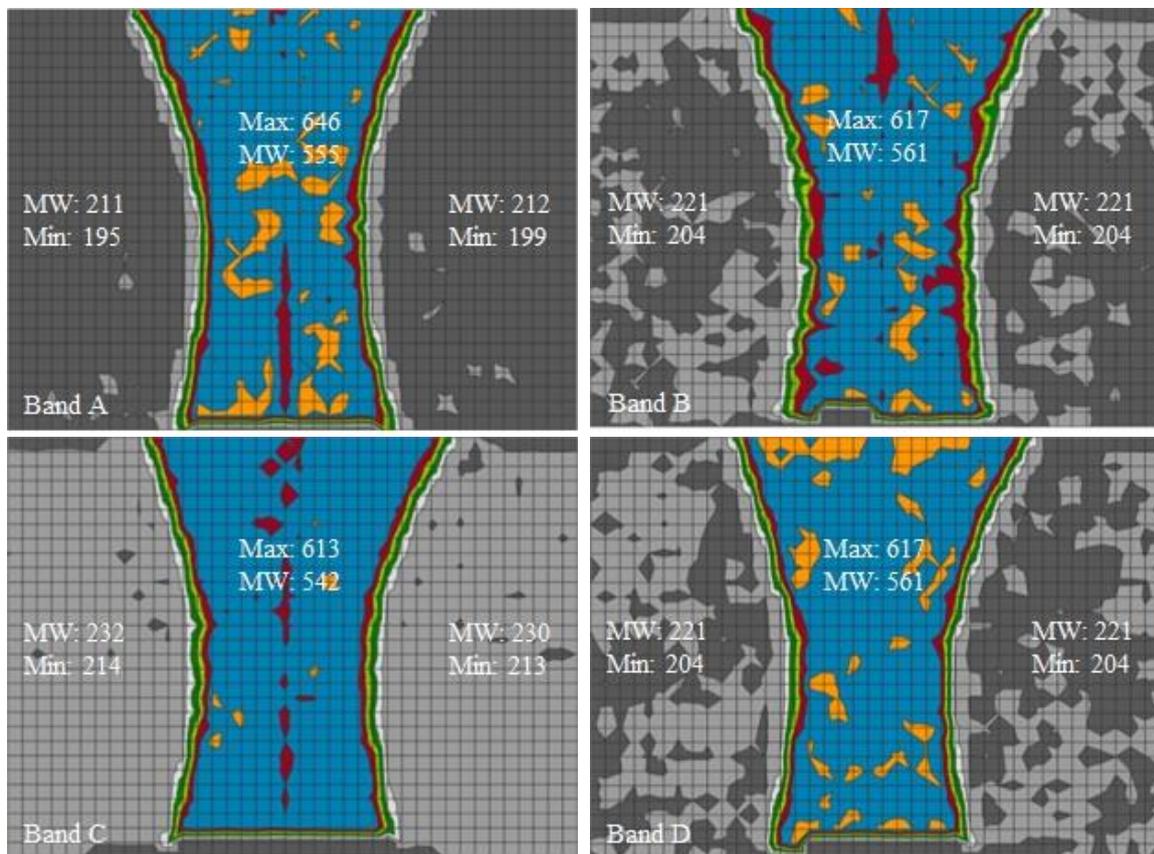


Abbildung 4-25: Härtemapping an vier 26MnB5 Stahlbändern nach den großtechnischen induktiven HF-Schweißversuchen. Zu den Mittelwerten der Vickershärte HV_{0,3} sind auch Minimalwerte des Grundwerkstoffs und Maximalwerte der Schweißnaht angegeben. [voestalpine Stahl GmbH]

Um den Härtegradienten zu reduzieren und gleichmäßigere Härteverteilung zu bekommen, ohne signifikante Härtespitzen, ist eine Wärmenachbehandlung unabdingbar und unbedingt zu empfehlen.

4.2.4 Wärmenachbehandlung

Zur Überprüfung des Einflusses von Wärmenachbehandlungen an längsnahtgeschweißten Rohren kam der Nadelinduktor von der Firma incoil aus Abbildung 4-26 zum Einsatz. Die Wärmenachbehandlungen wurden an den induktiv HF-geschweißten Rohren aus dem 26MnB5 Stahl durchgeführt.



Abbildung 4-26: Nadelinduktor für die Wärmenachbehandlung längsnahtgeschweißter Rohre, die mit induktiven HF-Schweißprozess hergestellt wurden. [voestalpine Stahl GmbH]

Im Folgenden werden die Auswirkungen der induktiven Wärmenachbehandlung auf das Band A, das im weichgeglühten Zustand geliefert wurde, beschrieben. Die Wärmenachbehandlungen erfolgten mit drei unterschiedlichen Spitzentemperaturen und einer Dauer von 1 Sekunde. Die Auswertung erfolgte mit lichtmikroskopischen Untersuchungen und Härteprüfungen.

Die makroskopischen Schliffbilder sind in Abbildung 4-27 zusammengefasst und zeigen den Einfluss der Wärmenachbehandlung auf das Schweißnahtaussehen der induktiv HF-geschweißten Rohre. Das Rohr in Abbildung 4-27 (a) ohne Wärmenachbehandlung dient als Vergleichs- und Referenzprobe.

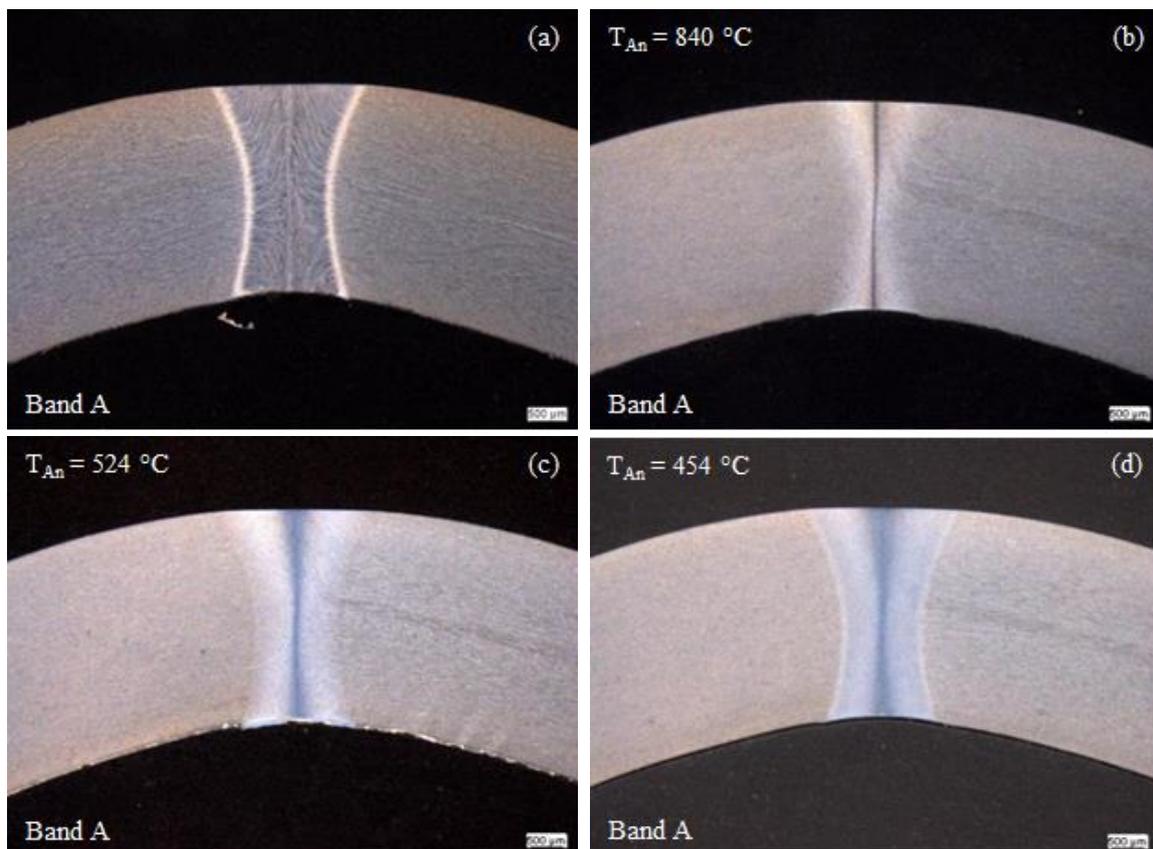


Abbildung 4-27: Einfluss unterschiedlicher Spitzentemperaturen auf das Schweißnahtaussehen der induktiv HF-geschweißten Rohre des 26MnB5 Stahls (Band A). Die Dauer während der Wärmenachbehandlung mit dem Nadelinduktor betrug 1 s. [voestalpine Stahl GmbH]

Die höchste angewandte Spitztemperatur mit 840 °C in Abbildung 4-27 (b) hat die Breite der Schweißnaht stark reduziert. Erkennbar ist nur die Fügelinie im Kontaktbereich der Blechkanten.

Bei der induktiven Wärmenachbehandlung mit 524 °C Spitztemperatur in Abbildung 4-27 (c) ist die Schweißnaht im etwas geringeren Maße reduziert worden.

Die Spitztemperatur von 454 °C in Abbildung 4-27 (d) verändert das Schweißnahtaussehen leicht. Die ursprüngliche Form und Breite ist allerdings erhalten geblieben.

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen verdeutlichen, wie die Schweißnaht mit zunehmender Spitztemperatur immer kleiner wird und dass sie bei der höchsten getesteten Spitztemperatur kaum mehr zu erkennen ist.

An den metallographischen Schliffen der wärmenachbehandelten 26MnB5 Proben sind Härteprüfungen mit dem Vickers-Verfahren durchgeführt worden. Die komplette Schweißnaht wurde mit Härtemapping erfasst. Die Härtemappings der unbehandelten und drei wärmenachbehandelten Schweißverbindungen am Rohr sind in Abbildung 4-28 zusammengefasst.

Im Vergleich zu dem Ausgangszustand vor der Wärmenachbehandlung in Abbildung 4-28 (a) ist bei der höchsten getesteten Spitztemperatur mit 840 °C die Härteverteilung über den gesamten Prüfbereich nahezu homogen, wie Abbildung 4-28 (b) zeigt. Nur in der Fügelinie ist ein Bereich mit Spitzenwerten vorhanden. Allerdings ist durch die Wärmenachbehandlung mit 840°C auch die Härte im GW über 40 HV_{0,3} reduziert worden.

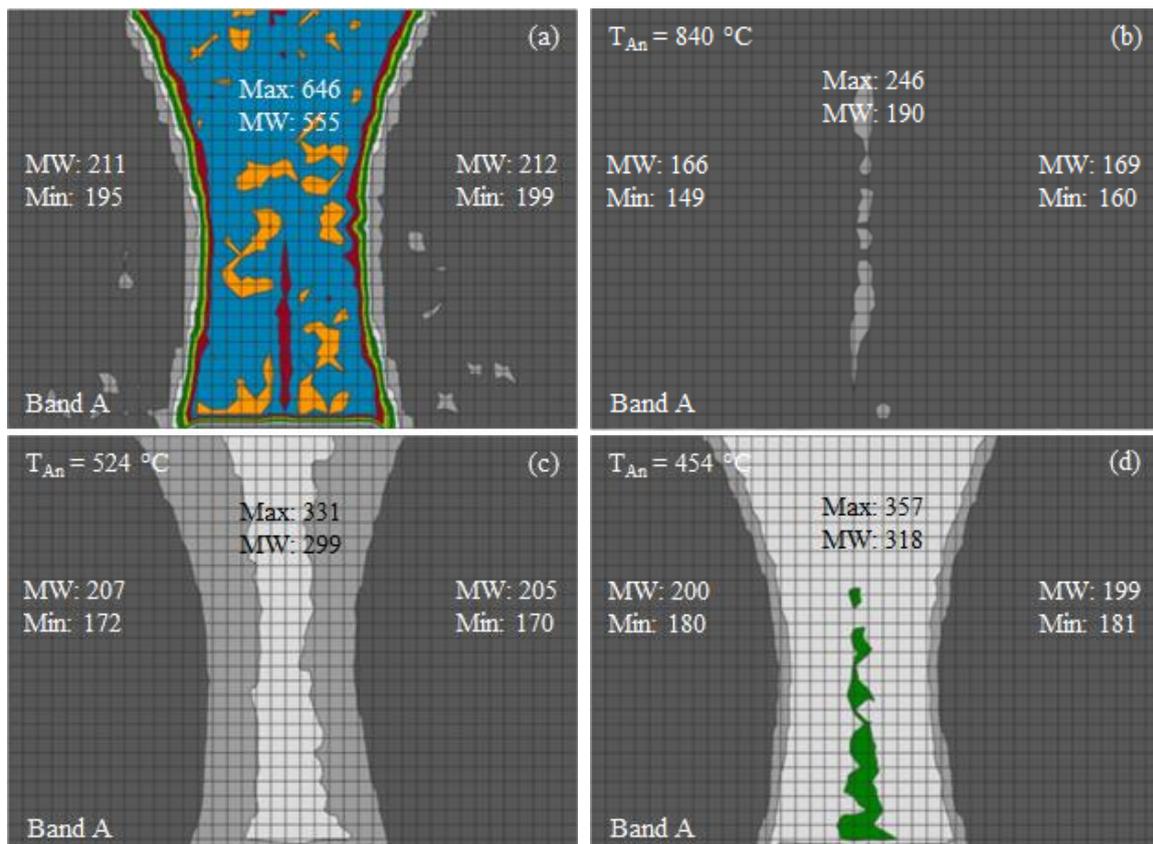


Abbildung 4-28: Einfluss unterschiedlicher Spitztemperaturen auf die Härte der induktiv HF-geschweißten Rohre des 26MnB5 Stahls (Band A). Neben den Mittelwerten der Vickershärte HV_{0,3} sind auch Minimalwerte vom GW und Maximalwerte aus dem Schweißnahtbereich angegeben. [voestalpine Stahl GmbH]

Die Anlassstemperatur von 524 °C in Abbildung 4-28 (c) führte ebenfalls zu einer Reduzierung der Härte in der Schweißnaht. Durch die Anlasswirkung sind einzelne Bereiche mit Spitzenwerten behoben worden. Außerdem ist die Grundhärte vom GW nahezu erhalten geblieben. Der Mittelwert ist nur um etwa 6 HV0,3 reduziert worden.

Die Wärmenachbehandlung mit 454 °C in Abbildung 4-28 (d) führte ebenfalls zum deutlichen Härteabfall in der Schweißnaht. Ein größerer Bereich in der Fügelinie mit Härtespitzenwerten von über 350 HV0,3 konnte allerdings mit dieser Anlassbehandlung nicht abgebaut werden. Im GW ist die Grundhärte nur geringfügig etwas über 10 HV0,3 reduziert worden.

Die vier Härtemappings verdeutlichen, dass mit zunehmender Spitztemperatur die Härte in der Schweißnaht stärker reduziert wird. Allerdings sinkt dabei gleichzeitig auch die Härte im GW. Daher muss immer ein gesunder Kompromiss gefunden werden, mit dem die Härte von der Schweißnaht reduziert und vom GW nicht zu stark beeinflusst wird, wodurch gleichzeitig der Härtegradient zwischen der Schweißnaht und dem GW möglichst stark reduziert und die Bereiche in der Schweißnaht mit Spitzenwerten behoben werden.

4.3 Schweißprozessvergleich

An der großtechnischen HF-Schweißanlage sind für den Schweißprozessvergleich mit dem konduktiven PS-Schweißen weitere induktive HF-Rohrschweißungen durchgeführt worden. Dabei kam der 26MnB5 Stahl aus Tabelle 2-7 (S. 33) zum Einsatz. Am geschweißten Rohr sind zwei Schliffproben entnommen worden, deren Positionen 2 m voneinander entfernt sind. Die Vickershärte HV0,3 ist an den Proben geprüft und Härtemappings erstellt worden, die in Abbildung 4-29 ersichtlich sind.

Die Grundhärte der Schweißnaht liegt an beiden Positionen im selben Bereich. Der Mittelwert der Vickershärte an Position I beträgt 542 HV0,3 und 556 HV0,3 an Position II. Die Probe aus Position I besitzt in der Fügelinie eine Zeile mit geringerer Härte, die an den roten Flächen erkennbar ist und vereinzelte Härtespitzen in der Schweißnaht, die gelb skaliert sind. Die Probe aus Position II besitzt mehr Härtespitzen in der Schweißnaht und die Fügelinie enthält keinen auffälligen Härteabfall.

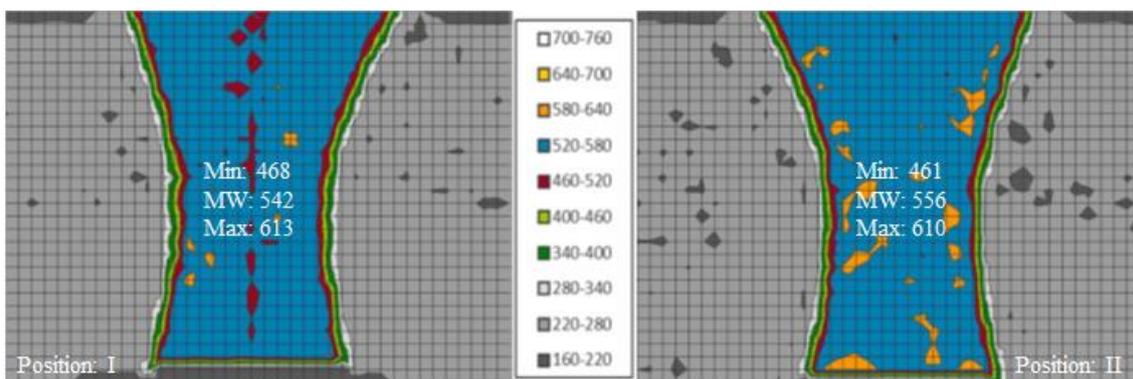


Abbildung 4-29: Härtemappings am geschweißten Rohr aus 26MnB5 mit dem induktiven HF-Schweißprozess. Die Positionen der Schliffproben sind 2 m voneinander entfernt. Geprüft wurde die Vickershärte HV0,3. [voestalpine Stahl GmbH]

Die Ergebnisse der Härteprüfungen von induktiven HF-Schweißungen an zwei Positionen sind in Tabelle 4-2 mit den Härtewerten der konduktiven PS-Schweißungen mit zwei Backenanfangsabständen gegenübergestellt.

Der Prozessvergleich über der Vickershärte zeigt, dass die induktiv HF-geschweißte Naht eine höhere Härte besitzt. Durch die Wasserkühlung der Rohre nach dem induktiven HF-Schweißen entsteht ein härteres Gefüge.

Beim induktiven PS-Schweißen kühlt die Schweißnaht an freier Luft ab. Die Kühlung wird dabei nur durch die Kupferelektroden unterstützt. Mit kleinerem Backenanfangsabstand steigt die Abkühlrate, was zu einer höheren Härte führt. Dies bestätigen auch die aufgezeichneten Härtewerte.

Durch die unterschiedlichen Kühlstrategien ist die Härte der HF-Schweißnähte im Mittelwert über 50 HV höher im Vergleich zu den PS-Schweißnähten ausgefallen. Auch die Minimalen und Maximalen Werte folgen diesem Trend.

Schweißprobe	Vickershärte HV		
	Minimum	Maximum	Mittelwert
HF-Schweißnaht Position: I	468	613	542
HF-Schweißnaht Position: II	461	610	556
PS-Schweißnaht: $a_B = 14$ mm	422	548	487
PS-Schweißnaht: $a_B = 18$ mm	417	550	472

Tabelle 4-2: Vergleich der Vickershärte zwischen den induktiven HF- und induktiven PS-Schweißnähten aus dem 26MnB5 Stahl.

5 Physikalische Simulationen und Ergebnisse

5.1 Dilatometerversuche

Bei PS-Schweißverfahren werden neben der Wärmeeinbringung durch Widerstandserwärmung die Füge­teile mit einer entsprechenden Presskraft gestaucht. Der Werkstoff wird somit, neben der thermischen Belastung durch die hohe Temperatur, auch mechanisch durch die Presskraft belastet und dementsprechend makroskopisch verformt. Die Phasenumwandlungen und das Gefüge werden somit nicht wie bei konventionellen Schmelzschweißverfahren nur durch die Wärmeeinbringung beeinflusst. Durch die gleichzeitig einwirkende Stauchbelastung muss auch die plastische Verformung des Werkstoffs berücksichtigt werden.

Um ein besseres Verständnis über die Gefügeentwicklung unter mechanischer Stauchbelastung zu bekommen und den Einfluss der plastischen Verformung, sowie unterschiedlicher Austenitisierungstemperaturen auf das Umwandlungsverhalten und Eigenschaften zu untersuchen, wird in diesem Kapitel der Einfluss der Presskraft und der Spitztemperatur auf die Phasenumwandlungen und die Härte vorgestellt. Zu diesem Zweck wurden Dilatometerversuche, metallographische Untersuchungen und Härteprüfungen durchgeführt. Der S355J2+N Feinkornbaustahl (siehe Kapitel 2.3.1, ab S. 29) kam als Versuchswerkstoff zum Einsatz. Mit den Untersuchungsergebnissen sind zwei SZTU- und zwei SUZTU-Schaubilder erstellt, miteinander verglichen und diskutiert worden.

Mit dem Abschreck- und Umformdilatometer Bähr 805 A/D wurde die physikalische Simulation von rein thermischen und thermo-mechanischen Schweißzyklen durchgeführt. Der Abschreckmodus ist für den rein thermischen Schweißzyklus eingesetzt worden. Im Umformmodus wurde die Dilatometerprobe in Abbildung 5-1 über ein Hydrauliksystem und eine Induktionsspule entsprechend dem definierten thermo-mechanischen Schweißzyklus mechanisch belastet. Die Dicke der Dilatometerproben war durch das gewalzte Blech mit 3,25 mm vordefiniert. Die Probenbreite ist erfahrungsgemäß auf 5 mm und die Probenlänge auf 10 mm festgelegt worden.

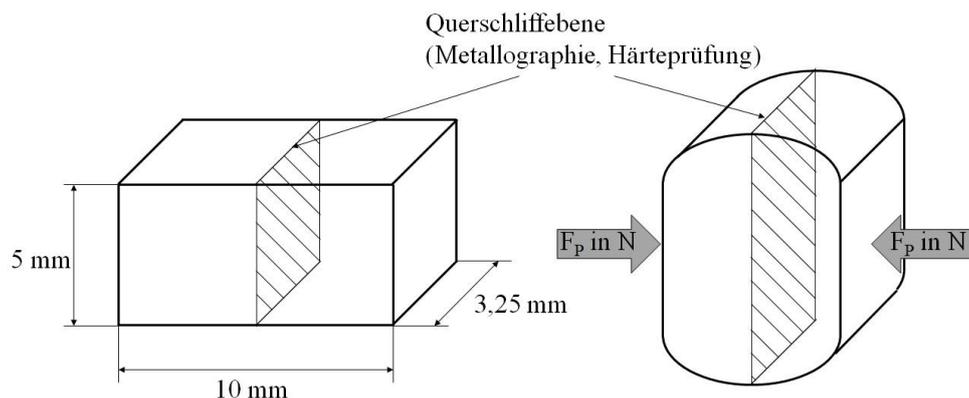


Abbildung 5-1: Dilatometerproben zur Ermittlung der Schaubilder - links: Probe vor dem Dilatometerversuch für den thermischen (SZTU-Schaubild) und thermo-mechanischen (SUZTU-Schaubild) Schweißzyklus; rechts: Probe nach dem Dilatometerversuch beim thermo-mechanischen Schweißzyklus. Die Querschliffebene für Metallographie und Härteprüfungen ist ebenfalls eingezeichnet.

Der Versuchszyklus wird innerhalb der vom Maschinenhersteller gelieferten Software „WinTA“ definiert. Die Programmerstellung erfolgt segmentweise in tabellarischer Form. Im Abschreckmodus muss die Aufheizgeschwindigkeit, Spitztemperatur, Haltezeit und Abkühlung festgelegt werden. Zur Beschreibung der Abkühlung hat sich das Zeitintervall $t_{8/5}$, die Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C in der Schweißtechnik als wichtigste Größe bewährt. Daher erfolgte die Abkühldefinition über die $t_{8/5}$ -Zeit.

Alternativ kann auch die Abkühlrate bzw. -geschwindigkeit vorgegeben werden. Im Umformmodus ist zusätzlich die Definition der Presskraft erforderlich.

Zur Regelung der Heizleistung und Messung der Proben temperatur wurden Thermoelementdrähte mittels Kondensatorentladungsschweißen mittig an der Probe angebracht. Das verwendete Platin-Rhodium/Platin Thermoelement war vom Typ S mit einem Drahtdurchmesser von 0,1 mm. Die Probenerwärmung erfolgt induktiv über eine Induktionsspule unter Vakuum. Die Kupferspule ist zweiteilig ausgeführt. Die äußere Spule wird mit Wasser gekühlt und die innere ist mit Innenliegenden Löchern versehen. Für hohe Abkühlraten strömt durch die innere, gelochte Spule das gasförmige Abschreckmedium (Helium oder Argon) direkt auf die Probe.

Abbildung 5-2 zeigt die Versuchskammer des Bähr Dilatometers im Abschreckmodus, der für die thermischen Versuchszyklen eingesetzt wurde. Die Dilatometerprobe befindet sich im Bild zwischen zwei temperaturbeständigen Quarzglasröhrchen und wurde in die Induktionsspule eingeschoben. Das Thermoelement ist am Eingangskanal angeschlossen.

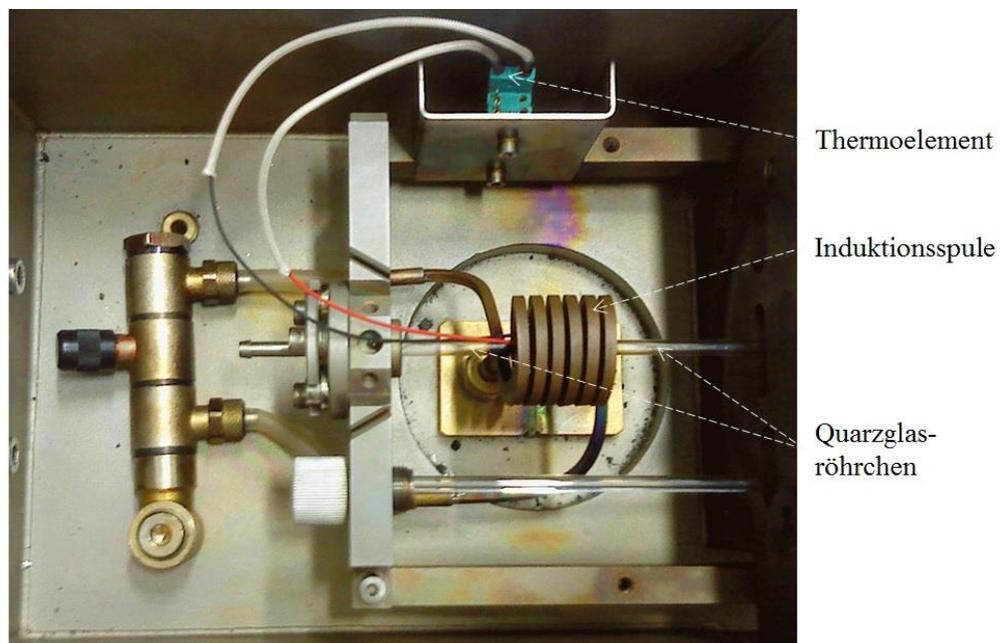


Abbildung 5-2: Versuchskammer des Bähr 805 A/D Dilatometers im Abschreckmodus für die thermischen Versuchszyklen. Die Probe ist innerhalb der Induktionsspule zwischen zwei Quarzglasröhrchen positioniert. Die Versuchsregelung und -steuerung erfolgt über das angebrachte Thermoelement.

Die vom Magnetfeld der Spule ausgehenden Wirbelströme werden in die Probe induziert, wobei die Eindringtiefe durch die Spulenfrequenz bestimmt wird.

Die vom Maschinenhersteller angegebene Frequenz von 260 kHz führt zu einer Eindringtiefe von etwa 0,2 mm. Die Wärme entsteht somit in der schmalen Randschicht der Probe und breitet sich durch Wärmeleitung ins Probeninnere aus. Dies führt zu einem radialen Temperaturgradienten.

Obwohl die Kupferspule im Bähr Dilatometer wesentlich länger ist als die verwendete Probe, liegt auch ein axialer Temperaturgradient vor. Mit steigender Aufheiz- und/oder Abkühlrate wird der axiale Temperaturgradient erhöht [143]. Unterstützt wird dieses Phänomen durch die Kühlwirkung der stirnseitigen Probenhalterung aus temperaturbeständigen Quarzglasröhrchen oder -stempel. Aus diesem Grund sollte der Randbereich der Probe für Auswertungen nicht verwendet werden. [144]

5.1.1 Thermische und thermo-mechanische Versuchszyklen

Entsprechend den gemessenen Temperaturzyklen während den PS-Schweißversuchen (siehe Kapitel 3.1, ab S. 51) sind die Parameter für die Dilatometerversuche definiert worden.

Die Messung der Temperaturzyklen bei gleichzeitig eingeschalteter elektrischer Spannung an der PS-Schweißanlage lieferte während der Aufheiz- und Haltephase allerdings ungültige Messwerte (siehe Kapitel 4.1.2, ab S. 67). Da der konduktive PS-Schweißvorgang ein hoch dynamischer Prozess ist und die Erwärmung demzufolge sehr schnell erfolgt, wurde die Aufheizrate bei den thermischen und thermo-mechanischen Versuchszyklen mit 500 K/s definiert.

Die Austenitisierungsbedingungen hängen von der Spitzentemperatur und Haltezeit ab. Um den Einfluss der Austenitisierungstemperatur zu untersuchen sind zwei unterschiedliche Spitzentemperaturen definiert worden. Die erste Austenitisierungstemperatur wurde über dem Ende der $\alpha \rightarrow \gamma$ (Ferrit/Perlit \rightarrow Austenit) Umwandlung mit 950 °C und die zweite, unter Berücksichtigung der Schweißtemperatur und Temperaturbeständigkeit der Thermoelemente, mit 1300 °C definiert.

Die Haltezeit ist entsprechend den Messwerten der PS-Schweißversuche auf 11 s festgelegt worden. Diese wurde für beide Versuchszyklen bei der Spitzentemperatur von 950 °C definiert. Bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C sind die Proben zunächst 1 s gehalten, danach entsprechend den Temperaturfeldmessungen mit 62,5 K/s auf 950 °C gekühlt und anschließend 11 s gehalten worden.

Die Abkühlung wurde über die $t_{8/5}$ -Zeit definiert. Diese ist von 3 s bis zu 100 s untersucht worden. Die Versuchsdurchführung erfolgte bis zur Kühlphase unter Vakuum. Die Kühlung ist je nach Bedarf mit Helium oder in freier Atmosphäre durchgeführt worden.

In Abbildung 5-3 sind schematisch die thermischen Versuchszyklen für die Dilatometerversuche im Abschreckmodus bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen dargestellt.

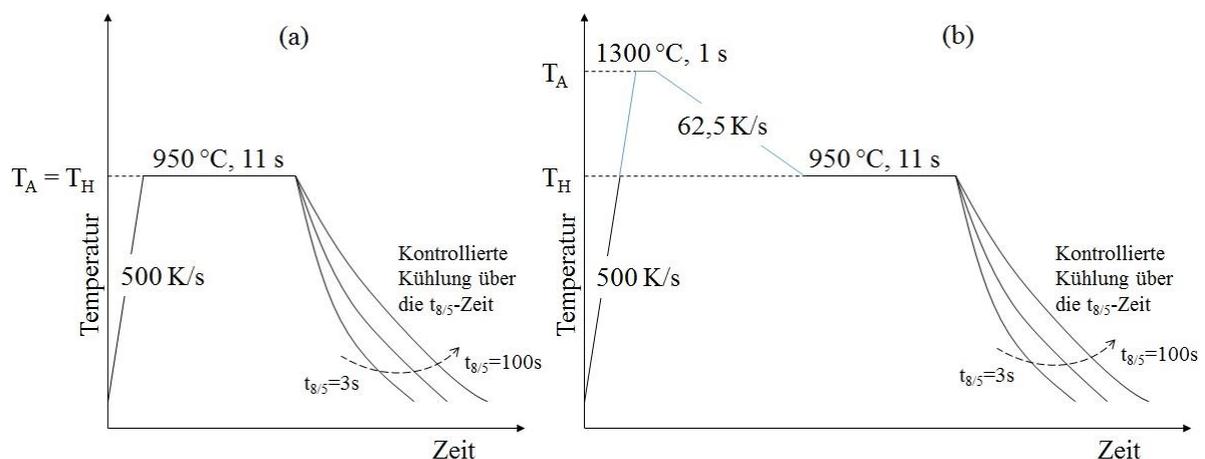


Abbildung 5-3: Schematische Darstellung der thermischen Versuchszyklen für die Dilatometerversuche im Abschreckmodus zur Ermittlung der SZTU-Schaubilder bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen - (a) 950 °C und (b) 1300 °C.

Für die thermo-mechanischen Versuchszyklen wurden die gleichen Temperatur-Zeit-Verläufe definiert. Diese wurden zusätzlich mit der mechanischen Lastaufbringung erweitert, mit der die Stauchung des PS-Schweißens simuliert wird.

Zur Ermittlung der Presskraft für die Dilatometerversuche im Umformmodus ist der gemessene Druck von sechs PS-Schweißversuchen der zweiten Versuchsreihe ausgewertet worden. Dabei wurde zunächst von jedem PS-Schweißversuch der Mittelwert vom Hydraulikzylinderdruck aus dem „Bereich für p_{Dil} “ (siehe Abbildung 4-3 und Abbildung 4-4, S. 66 und S. 67) gebildet. Der Zylinderdruck aus den PS-

Schweißversuchen, der zur Bestimmung der Presskraft verwendet wird, beträgt demnach genau 52 bar. Mit diesem Wert ist anschließend die Zylinderkraft über die effektive Fläche des Gleichgangzylinders berechnet worden. Die Zylinderkraft der PS-Schweißanlage beträgt demzufolge 43784 N.

Die auf die Fügeiteile wirkende maximale Druckspannung, die über die Blechquerschnittsfläche berechnet wurde, beträgt 90 MPa. Dieser Wert ist mit 50 MPa und 70 MPa ergänzt worden, um die Auswirkungen von unterschiedlichen mechanischen Belastungen auf das Umwandlungsverhalten und die Härte zu erforschen. Um den Versuchsaufwand einzuschränken wurden bei dieser Erprobung nur drei $t_{8/5}$ -Zeiten mit 3 s, 5 s und 10 s definiert.

Die Stauchkräfte für die thermo-mechanischen Zyklen am Umformdilatometer sind abschließend über die Druckspannungen und Querschnittsfläche der Dilatometerprobe berechnet worden. Die maximale Presskraft F_{P_max} beträgt demnach 1625 N, 2275 N und 2919 N.

Der schematische Verlauf der thermo-mechanischen Versuchszyklen für die Dilatometerversuche im Umformmodus bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen ist in Abbildung 5-4 dargestellt. Die plastische Verformung erfolgte bei beiden Austenitisierungstemperaturen nach der austenitisierung während der 11 s Haltedauer bei der Spitzentemperatur von 950 °C. Damit besitzt die Probe während der Stauchung genügend Restfestigkeit und die thermischen und thermo-mechanischen Zyklen können miteinander verglichen werden.

Die Kraftaufbringung erfolgte, in Anlehnung an die realen PS-Schweißparameter (Kapitel 4.1.1, ab S. 65), in etwa 10,9 s auf die maximale Presskraft F_{P_max} . Die Warmumformung erfolgte somit bei jeder Probe im Austenitbereich. Die Restkraft, die im realen PS-Schweißversuch vorliegt, konnte aus regelungstechnischen Gründen bei Dilatometerversuchen nicht berücksichtigt werden. Die Versuche im Umformmodus sind alle kraftgesteuert durchgeführt worden.

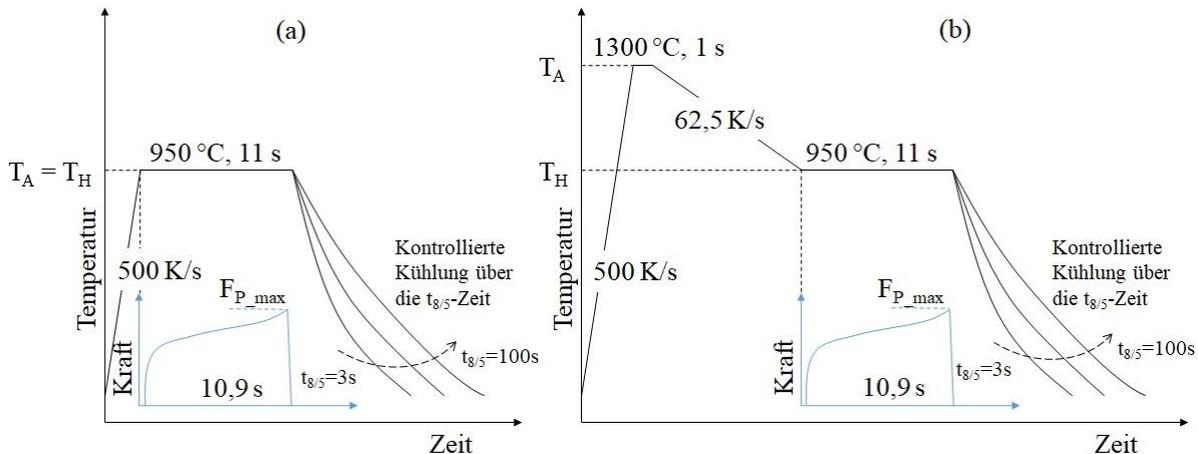


Abbildung 5-4: Schematische Darstellung der thermo-mechanischen Versuchszyklen für die Dilatometerversuche im Umformmodus zur Ermittlung der SUZTU-Schaubilder bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen - (a) 950 °C und (b) 1300 °C.

Die physikalisch simulierte Dilatometerprobe nach einem thermischen und thermo-mechanischen Versuchszyklus ist in Abbildung 5-5 dargestellt. Die thermisch belastete Probe (Abbildung 5-5, oben) hat ihre ursprüngliche Länge beibehalten.

Die mechanisch gestauchte Probe (Abbildung 5-5, unten) wurde nahezu auf ihre halbe Länge axial verkürzt. Auf den Proben sind die Thermolementreste in der Mitte erkennbar.

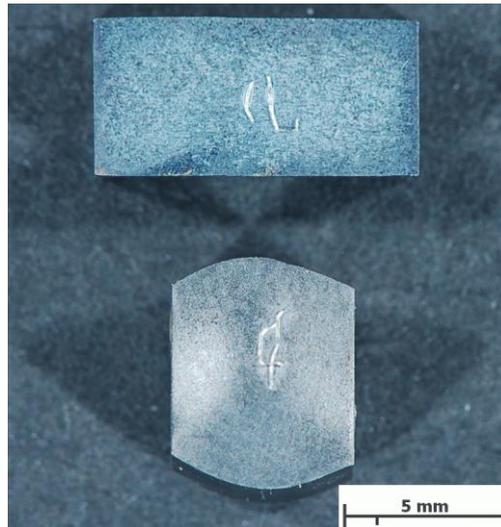


Abbildung 5-5: Dilatometerprobe nach dem Versuch im Abschreckmodus mit thermischen (oben) und im Umformmodus mit thermo-mechanischen (unten) Versuchszyklus. In der Mitte der Proben sind Thermoelementreste erkennbar.

Während jedem Dilatometerversuch wurde die Zeit, Temperatur, Längenänderung in Längsrichtung und Kraft aufgezeichnet. Die Messwerte sind anschließend in Form von Dilatometerkurven aufbereitet und ausgewertet worden.

Die Phasenumwandlungstemperaturen, Mikrostrukturentwicklungen, Korngrößen, sowie Härtewerte sind mit dilatometrischen Analysen in Kombination mit lichtmikroskopischen Untersuchungen, sowie Mikro- und Makrohärteprüfungen bestimmt worden. Die metallographischen Untersuchungen wurden am Querschliff der physikalisch simulierten Proben durchgeführt. Dazu wurden die Proben warm eingebettet, in mehreren Schritten geschliffen, poliert und mit 3 %-igen Nital geätzt. Anschließend sind lichtmikroskopische Bilder aufgezeichnet und ausgewertet worden. Die Härteprüfungen nach Vickers wurden anschließend an den Schliffen durchgeführt.

5.1.2 Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Phasenumwandlungen

Das Gefüge bei unterschiedlichen Abkühlzeiten vom thermischen Versuchszyklus mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C ist in Abbildung 5-6 dargestellt. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen zeigen deutliche Änderungen der Mikrostruktur bei unterschiedlichen Abkühlzeiten. Bei hoher Abkühlrate ($t_{8/5} = 5$ s) entsteht ein überwiegend martensitisches Gefüge, mit geringen Anteilen an Bainit (a). Mit sinkender Abkühlrate ($t_{8/5} = 15$ s) nimmt die Martenistmenge ab, wobei der Bainit- und Ferritanteil zunimmt (b). Mit weiterer Senkung der Abkühlrate ($t_{8/5} = 30$ s) findet die diffusionslose Martensitumwandlung nicht mehr statt, wobei neben der Bainit- und Ferritbildung auch der lamellare Perlit entsteht (c). Neben der Ferritbildung steigt der Perlitanteil mit abnehmender Abkühlrate ($t_{8/5} = 100$ s) weiter an und es bildet sich kein Bainit mehr im Gefüge (d).

Mit den Ergebnissen der Dilatometerversuche, der mikroskopischen Charakterisierung und den Härtemesswerten wurde das jeweilige Schaubild erstellt. Das SZTU-Schaubild mit 1300 °C zeigt Abbildung 5-7. Die grauen, durchgezogenen Linien im Schaubild trennen die Phasenbereiche, bei denen die Umwandlungspunkte dilatometrisch nicht genau ermittelt werden konnten. Die gestrichelten Linien deuten den Anfangs- bzw. Endbereich einer Phase im Schaubild an. Die gemittelte Vickershärte, die im Schaubild am Ende der Abkühlkurven im Kreis angegeben ist, nimmt mit der Abkühlzeit stetig ab. Die $t_{8/5}$ -Zeit der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit beträgt etwa 20 s. Die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit wurde auch bei der kürzesten $t_{8/5}$ -Zeit von 3 s nicht erreicht. Die Inkubationszeit für rein martensitisches Gefüge ist daher sehr kurz.

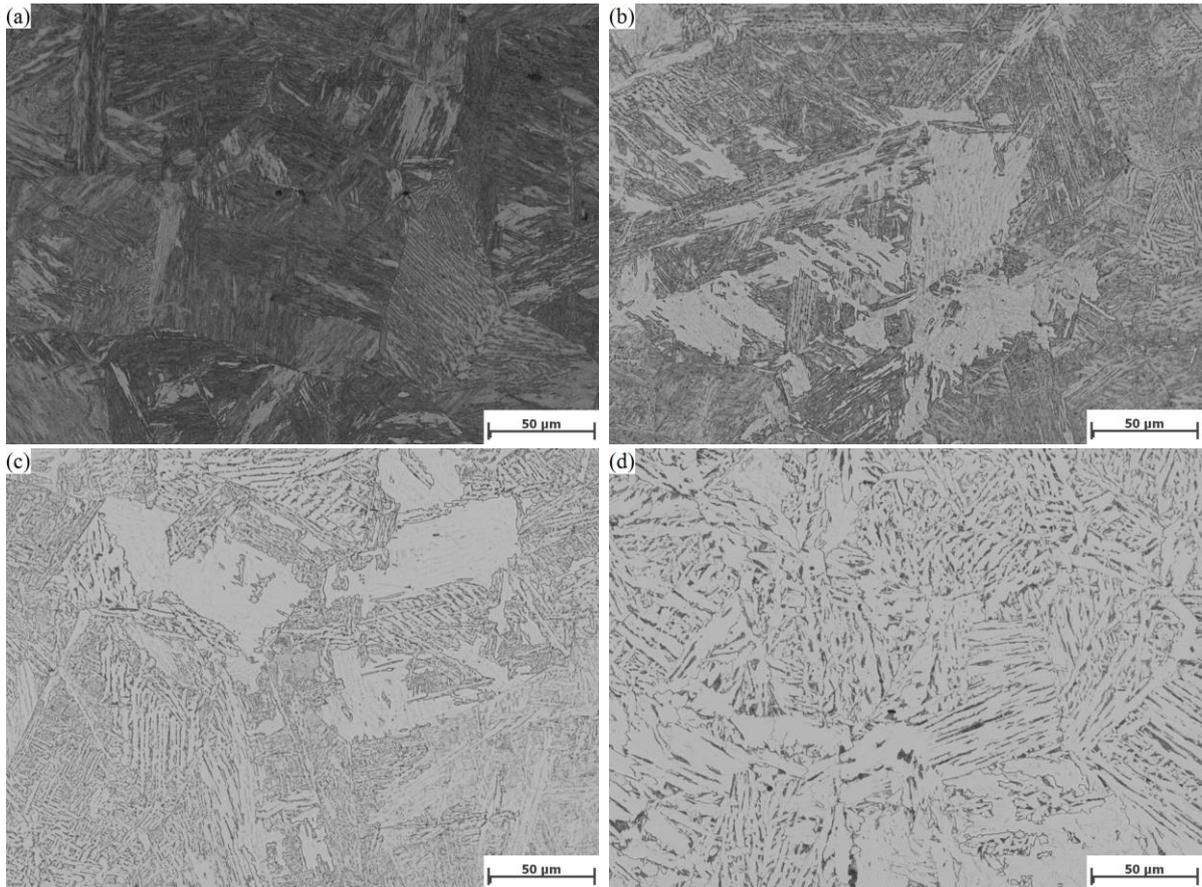


Abbildung 5-6: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefügeentwicklung beim thermischen Schweißzyklus mit 1300 °C Austenitisierungstemperatur, 11 s Haltezeit bei 950 °C und unterschiedlichen Abkühlzeiten - (a) $t_{8/5} = 5$ s; (b) $t_{8/5} = 15$ s; (c) $t_{8/5} = 30$ s; (d) $t_{8/5} = 100$ s.

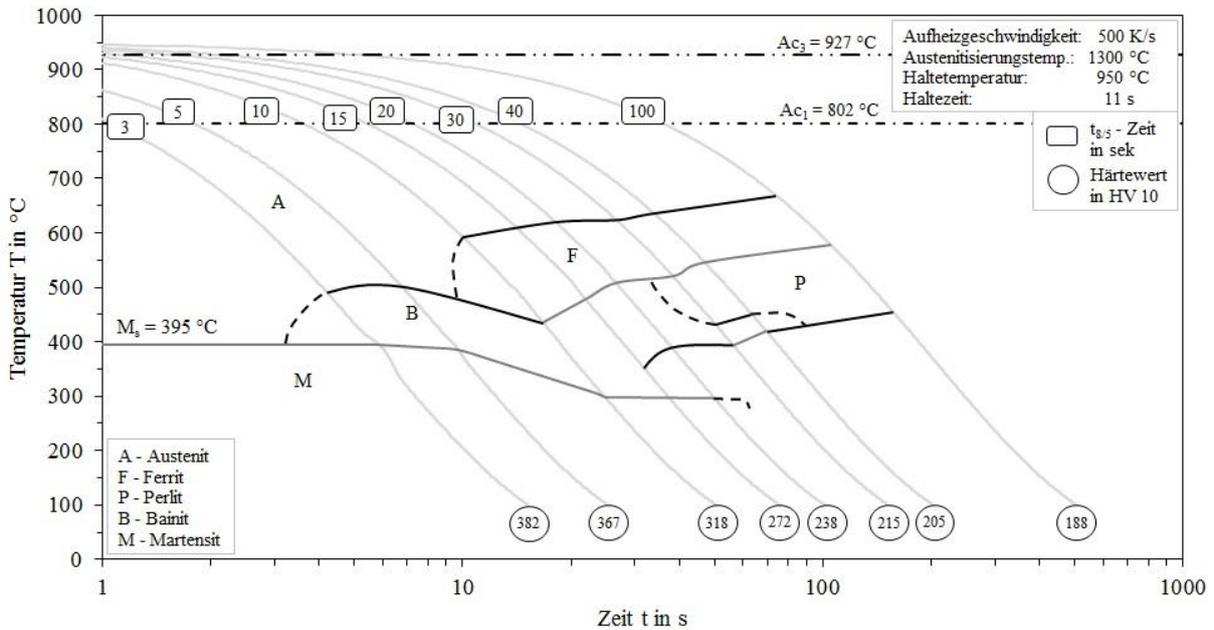


Abbildung 5-7: SZTU-Schaubild des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C und einer Haltezeit von 11 s bei 950 °C. Die Parameter sind in Anlehnung an reale PS-Schweißversuche definiert worden.

Die Schaubilder mit unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen, sowie thermischen und thermo-mechanischen Schweißzyklen sind im Anhang A (ab S. 199) zu finden. Im Folgenden werden die Schaubilder ohne Abkühlkurven und einigen Zusatzdaten (Härtewerte, $t_{8/5}$ -Zeiten, A_{c1} und A_{c3}) verglichen und diskutiert.

Der Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Phasenumwandlungen wird über den Vergleich der Schaubilder in Abbildung 5-8 ersichtlich. Die höhere Austenitisierungstemperatur verschiebt die Phasenumwandlungsbereiche bei thermischen Schweißzyklen stark zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten (Abbildung 5-8, oben). Auch bei thermo-mechanischen Schweißzyklen kommt es zum gleichen Effekt, der allerdings durch die Stauchung nicht mehr so stark ausgeprägt ist (Abbildung 5-8, unten). Die M_s -Temperatur wird ebenfalls bei beiden Schweißzyklen durch die höhere Austenitisierungstemperatur gesenkt.

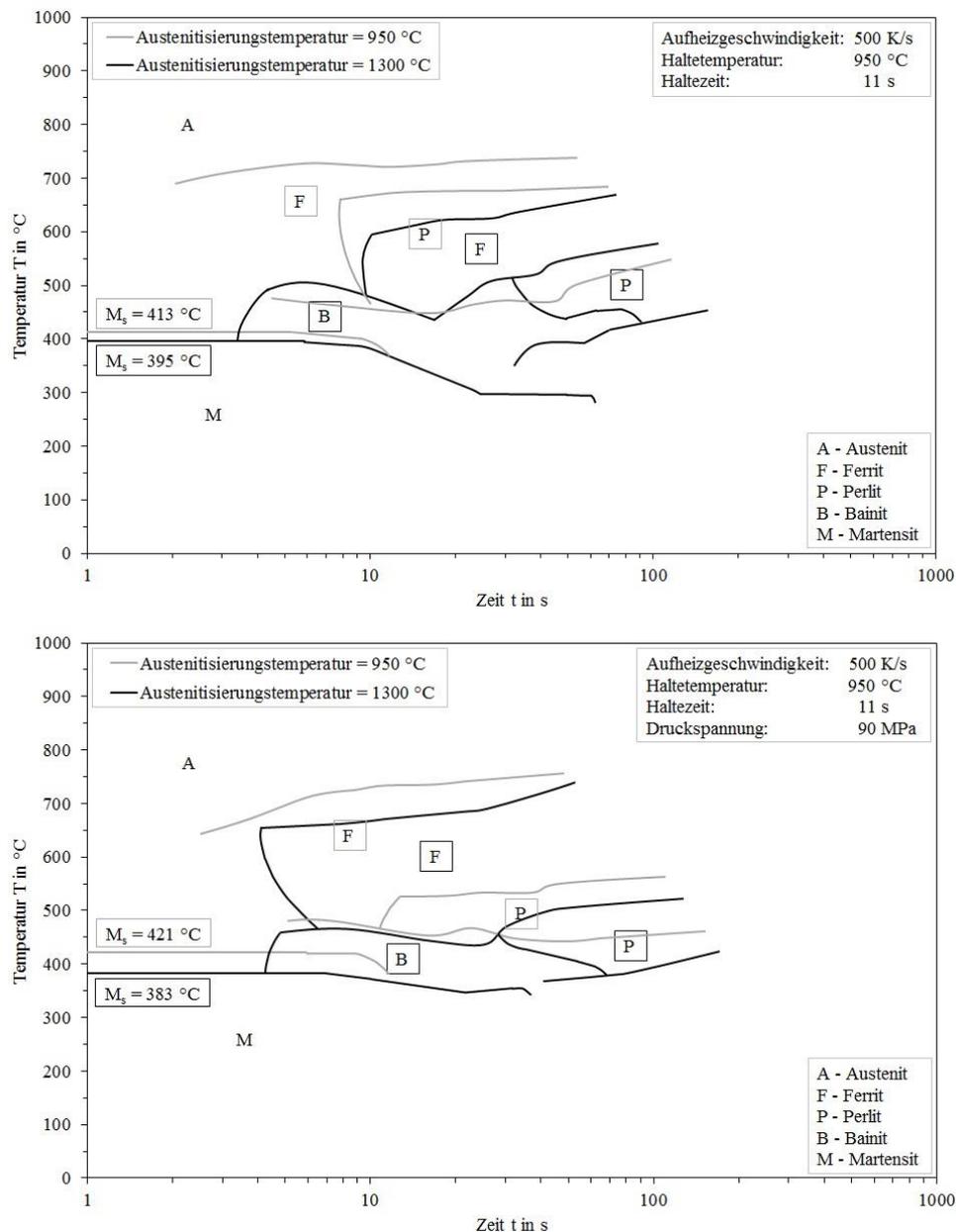


Abbildung 5-8: Vergleich der Schaubilder mit zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen bei - oben: thermischen Schweißzyklen (SZTU's); unten: thermo-mechanischen Schweißzyklen (SUZTU's).

Die Verschiebung der Phasenumwandlungen zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten infolge der höheren Austenitisierungstemperatur ist auf die dadurch verursachte Kornvergrößerung und Homogenisierung des Gefüges zurückzuführen.

Die Auswirkungen der Austenitisierungstemperatur auf die Korngröße beim thermischen Schweißzyklus mit niedriger Abkühlrate ($t_{8/5} = 100$ s) sind in Abbildung 5-9 ersichtlich. In beiden Fällen besteht das Gefüge bei Raumtemperatur aus Ferrit und Perlit. Die Auswertung der Korngrößen wurde an Hand der lichtmikroskopischen Aufnahmen durchgeführt. Die Bestimmung des mittleren Korndurchmessers erfolgte mit der ÖNORM EN ISO 643 [73] durch den Vergleich mit genormten Bildreihentafeln. Die Analyse ergab, dass der mittlere Korndurchmesser bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C etwa $62,5\text{ }\mu\text{m}$ (Korngrößen-Kennzahl $G = 5$; Abbildung 5-9a) und beim 950 °C Zyklus etwa $11\text{ }\mu\text{m}$ ($G = 10$; Abbildung 5-9b) beträgt. Die höhere Austenitisierungstemperatur führt demzufolge zur deutlichen Kornvergrößerung. Durch dieses extreme Kornwachstum beim thermischen Schweißzyklus wird auch die Austenitumwandlung bei der Abkühlung stark verzögert (Abbildung 5-8, oben).

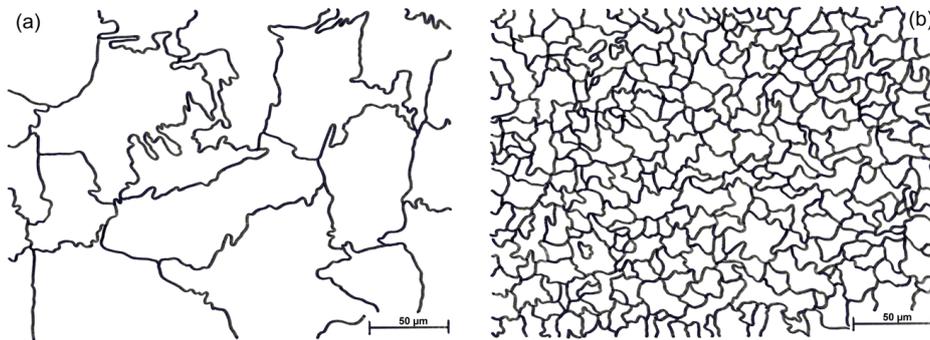


Abbildung 5-9: Korngröße nach dem thermischen Schweißzyklus bei langsamer Kühlung ($t_{8/5} = 100$ s). Die Austenitisierungstemperatur beträgt 1300 °C (a) und 950 °C (b). Bei beiden Proben hat sich ein Gefüge aus Ferrit und Perlit gebildet.

Beim thermo-mechanischen Schweißzyklus führte die höhere Austenitisierungstemperatur ebenfalls zur Kornvergrößerung. Der mittlere Korndurchmesser beträgt beim thermischen Schweißzyklus mit 1300 °C etwa $18,6\text{ }\mu\text{m}$ ($G = 8,5$; Abbildung 5-10a) und bei 950 °C Austenitisierungstemperatur etwa $11\text{ }\mu\text{m}$ ($G = 10$; Abbildung 5-10b). Die Korngröße ist bei der niedrigeren Austenitisierungstemperatur demzufolge etwas kleiner. Das Kornwachstum wird beim thermo-mechanischen Schweißzyklus durch die Stauchung unterdrückt, wodurch es nur zu einer leichten Verzögerung des Austenitfalls kommt (siehe Abbildung 5-8, unten).

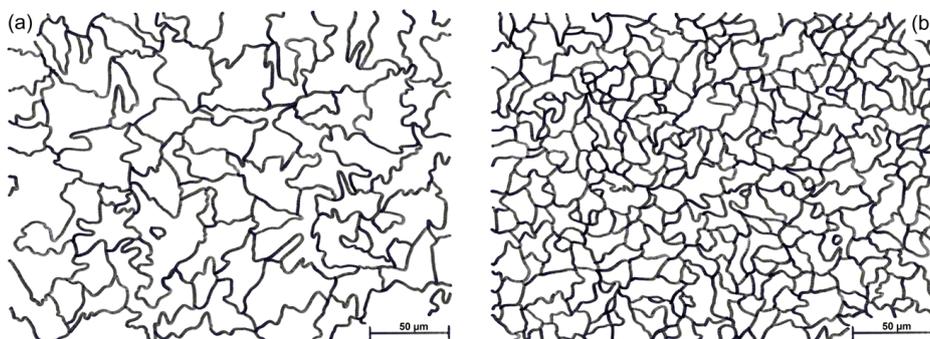


Abbildung 5-10: Korngröße nach dem thermo-mechanischen Schweißzyklus mit niedriger Abkühlrate ($t_{8/5} = 100$ s) und unterschiedlicher Austenitisierungstemperatur - (a) 1300 °C ; (b) 950 °C . Die Mikrostruktur setzt sich bei beiden Proben aus Ferrit und Perlit zusammen.

Die Austenitbildung wird neben der Austenitisierungstemperatur auch von der Aufheizgeschwindigkeit und Haltezeit beeinflusst. Dadurch werden Kenngrößen wie die Korngröße, Härte und der Homogenitätsgrad vom Gefüge bestimmt.

Das kontinuierliche ZTA-Schaubild aus der Literatur [145] von einem Baustahl mit ähnlicher chemischer Zusammensetzung ist in Abbildung 5-11 dargestellt. Die Positionen der beiden Austenitisierungstemperaturen mit der Aufheizgeschwindigkeit von 500 K/s ist im Diagramm mit zwei roten Punkten markiert. Daraus folgt, dass der homogene Austenitzustand nur bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C erreicht wird. Bei 950 °C wird die Homogenität des Austenits nicht erreicht, da der Kohlenstoff und die Legierungselemente nicht ausreichend Zeit für eine gleichmäßige Verteilung besitzen.

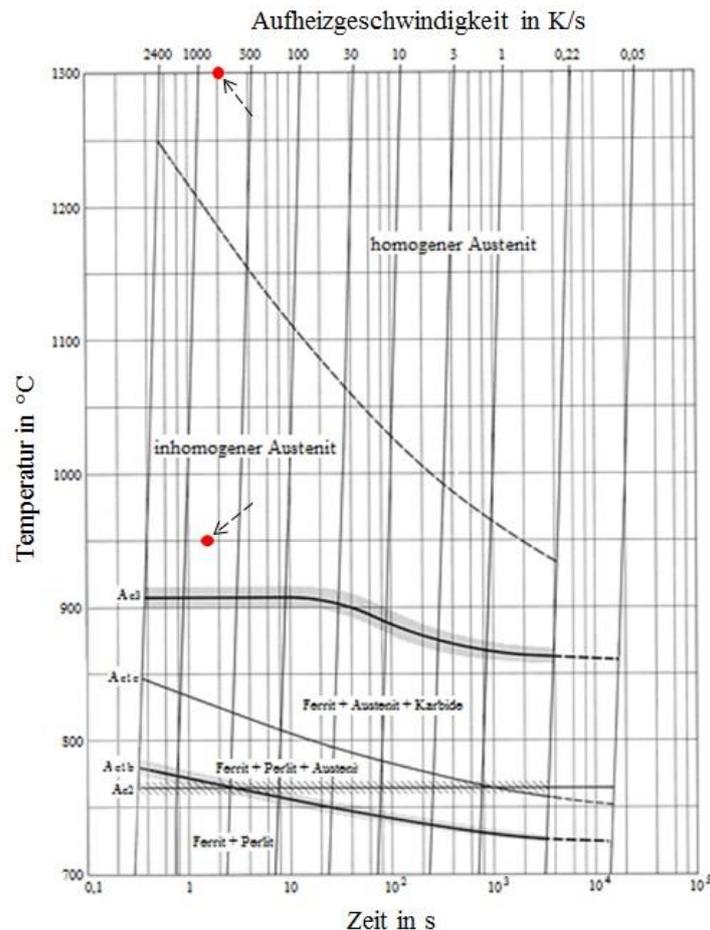


Abbildung 5-11: Kontinuierliches ZTA-Schaubild von einem Baustahl aus der Literatur [145]. Die Legierung besitzt eine ähnliche chemische Zusammensetzung wie der mikrolegierte Feinkornbaustahl S355J2+N. Die Positionen der Austenitisierungstemperaturen sind mit zwei roten Punkten markiert.

5.1.3 Einfluss der Stauchung auf die Phasenumwandlungen

Der Vergleich der Schaubilder mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C in Abbildung 5-12 zeigt den Einfluss der Stauchung auf die Phasenumwandlungsbereiche. Die thermo-mechanische Belastung des Austenits erfolgte mit 90 MPa während der Haltetemperatur von 950 °C in etwa 10,9 s. Durch die Warmumformung des Austenits finden die Phasenumwandlungen des Ferrits bei höheren Temperaturen und kürzeren Zeiten statt. Der Umwandlungsbereich vom Ferrit wird demzufolge durch die Stauchung nach oben und links im Schaubild verschoben. Die Umwandlungsbereiche von Bainit und Perlit ändern sich kaum durch die thermo-mechanische Belastung. In den Arbeiten [146] [147] [148] wurde das gleiche Umwandlungsverhalten bei ähnlichen Versuchsbedingungen festgestellt.

Die M_S -Temperatur wird infolge der Warmumformung des Austenits gesenkt. Dieses Phänomen wird auf den mechanischen Stabilisationseffekt [149] zurückgeführt. Dieser führt dazu, dass durch die thermo-mechanische Belastung des Austenits die Martensitbildung verzögert wird [150] [151] [152] [153] [154]. Es ist allgemein bekannt, dass durch die Warmumformung des Austenits die Anzahl der Korngrenzen, Versetzungen, Substrukturen oder Verformungsbändern [155] [156] [157] [158] [159] [160] im Gefüge erhöht wird. Diese Fehlerzunahme im Gitter erschwert die Martensitumwandlung, da die Martensitplatten z.B. die Austenitkorngrenzen oder Versetzungen nicht durchqueren können [148]. Die Martensitbildung setzt daher etwas später ein, was sich am Abfall der M_S -Temperatur zeigt.

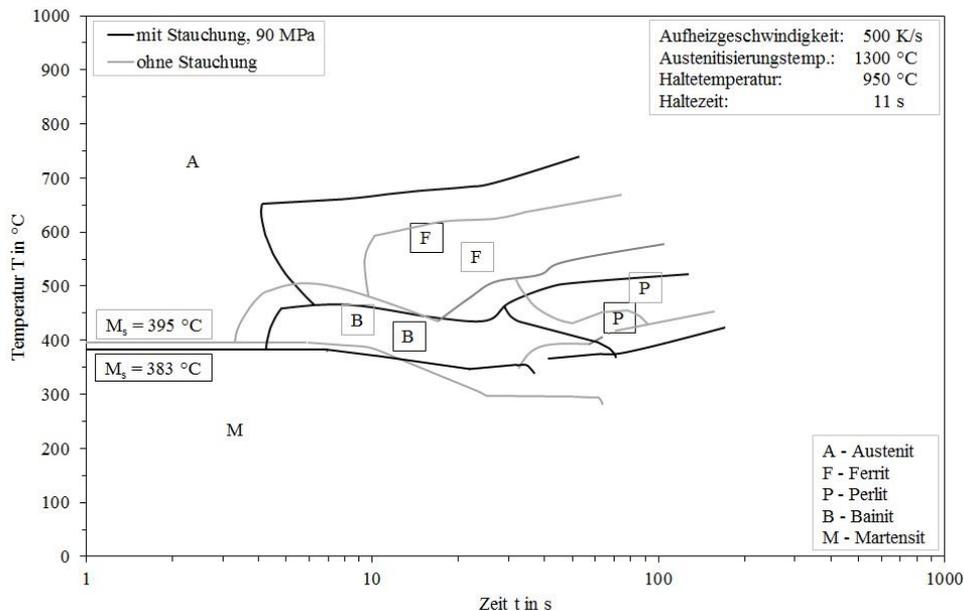


Abbildung 5-12: Vergleich der Schaubilder mit (SUZTU) und ohne (SZTU) Stauchung bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C, ohne Darstellung der Abkühlkurven und einigen Zusatzdaten.

Die Auswirkungen der Stauchung auf das Gefüge bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C zeigen die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 5-13. Links sind die Gefügebilder der thermischen und rechts der thermo-mechanischen Schweißzyklen, bei jeweils gleicher $t_{8/5}$ -Zeit dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die Korngröße bei den gestauchten Proben kleiner ist. Der mittlere Korndurchmesser der Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 100 s beträgt bei thermischer Belastung etwa 62,5 μm (Abbildung 5-9a, S. 96) und bei thermo-mechanischer Belastung etwa 18,6 μm (Abbildung 5-10a, S. 96). Durch die Warmumformung im Austenitgebiet wird der Kornwachstum unterdrückt, wodurch sich ein feinkörniges Gefüge ausbildet.

Bei schneller Kühlung ($t_{8/5} = 5$ s) ist der Bainitanteil infolge der Warmumformung höher (Abbildung 5-13a-b). Dies wird im Anschluss durch den Härtevergleich im Kapitel 5.1.4 (ab S. 103) noch deutlicher.

Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 20 s sind, im Gegensatz zu der thermisch belasteten Probe (Abbildung 5-13c), bei der warmgestauchten Probe (Abbildung 5-13d) bereits geringe Perlitanteile vorhanden.

An den Gefügebildern der langsam gekühlten ($t_{8/5} = 100$ s) Proben ist in Abbildung 5-13e-f zu sehen, dass durch die Warmumformung des Austenits der Perlitanteil zunimmt und die Perlitkörner größer werden.

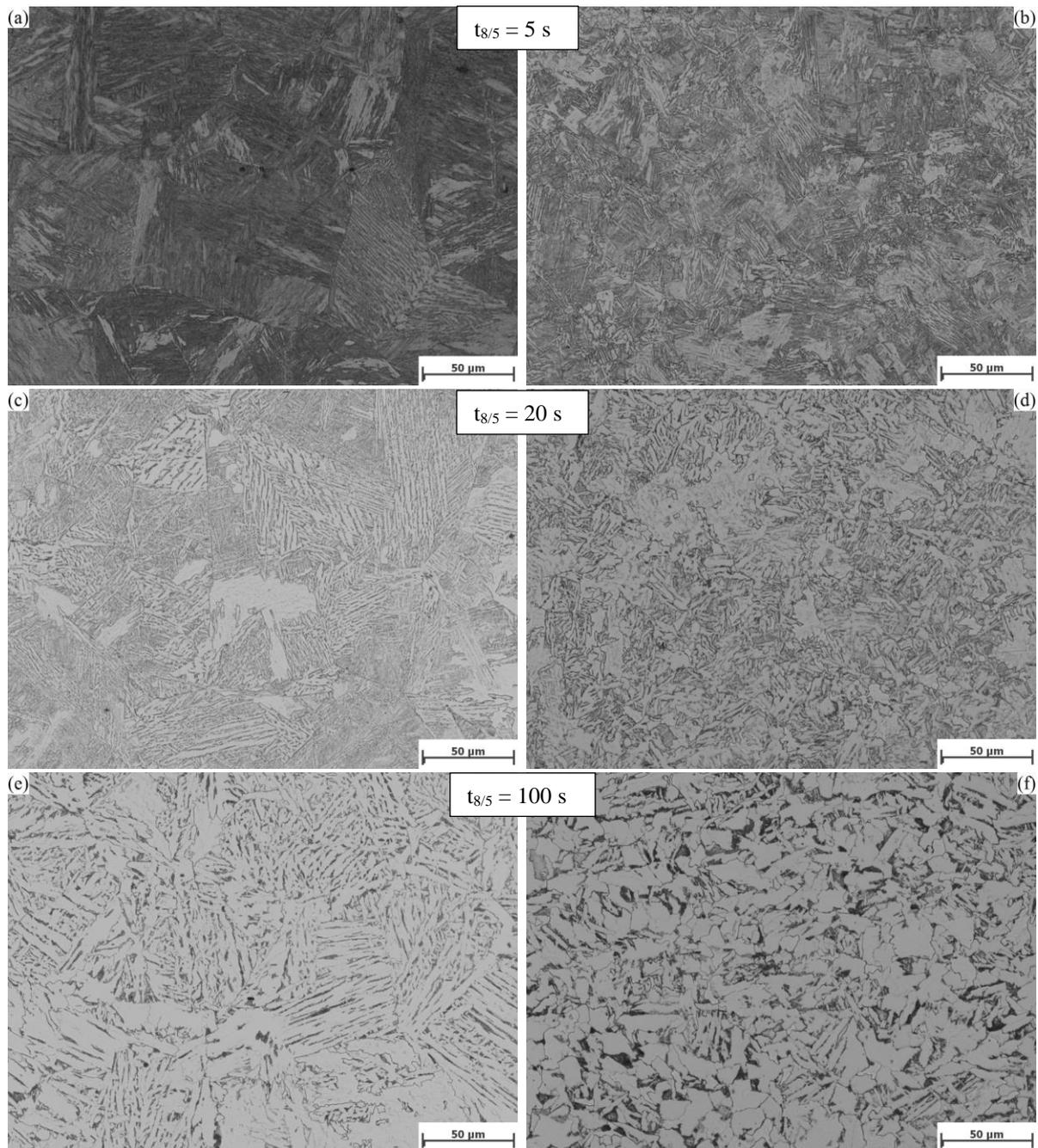


Abbildung 5-13: Lichtmikroskopische Aufnahmen von der Gefügeentwicklung beim thermischen (links) und thermo-mechanischen (rechts) Schweißzyklus mit 90 MPa bei gleicher Austenitisierungstemperatur (1300 °C), Haltetemperatur (950 °C), Haltezeit (11 s) und gleichen $t_{8/5}$ -Zeiten (5 s, 20 s & 100 s).

Die durch die Warmumformung verursachte Beschleunigung der Austenitumwandlung in sein Endgefüge wird von den Umformbedingungen bestimmt. Im Allgemeinen werden die früher einsetzenden Phasenbildungen durch die thermo-mechanisch hergestellte Kornverfeinerung begünstigt. Diese erhöht die Anzahl der Keimbildungsstellen und infolgedessen auch die Keimbildungsgeschwindigkeit. Durch den, infolge der Stauchung verursachten, kleineren mittleren Korndurchmesser wird die Anzahl der Austenitkorn Grenzen erhöht. Dies wiederum führt zur Erhöhung der Nukleationsstellen. Die Phasenbildungen finden daher, im Vergleich zum Austenit ohne Stauchbelastung, bei höheren Temperaturen und kürzeren Zeiten statt. In der Literatur [159] [161] [162] sind ähnliche Ergebnisse festgestellt und dokumentiert worden.

Es wurde bisher die Auswirkung von der thermo-mechanischen Belastung mit 90 MPa auf die Phasenumwandlungen behandelt und mit thermischen Schweißzyklen verglichen. Um den Einfluss von unterschiedlichen Stauchbelastungen auf das Umwandlungsverhalten und die Härte zu erforschen, sind zwei weitere thermo-mechanische Schweißzyklen mit 50 MPa und 70 MPa definiert worden. Die $t_{8/5}$ -Zeiten wurden dabei bis 10 s geprüft, um den Versuchsumfang zu reduzieren.

Der Ergebnisvergleich in Abbildung 5-14 zeigt, dass der Umwandlungsbereich von der Warmumformung mit 50 MPa sehr nahe an dem ohne Stauchung liegt. Das Umwandlungsverhalten ist bei der thermo-mechanischen Stauchbelastung mit 70 MPa und 90 MPa nahezu identisch. Zwischen den Umwandlungsbereichen mit 50 MPa und 70 MPa Stauchung ist eine größere Lücke vorhanden. Die Phasenumwandlung vom Ferrit nach der Warmumformung mit 70 MPa und 90 MPa beginnt bei höheren Temperaturen und kürzeren Zeiten. Im Gegensatz dazu beginnt die Bainitbildung für den Fall ohne und mit 50 MPa Stauchung bei höheren Temperaturen. Außerdem wird die M_s -Temperatur mit zunehmender Belastung gesenkt. Die Entstehungsursache für dieses Phänomen wurde bereits diskutiert.

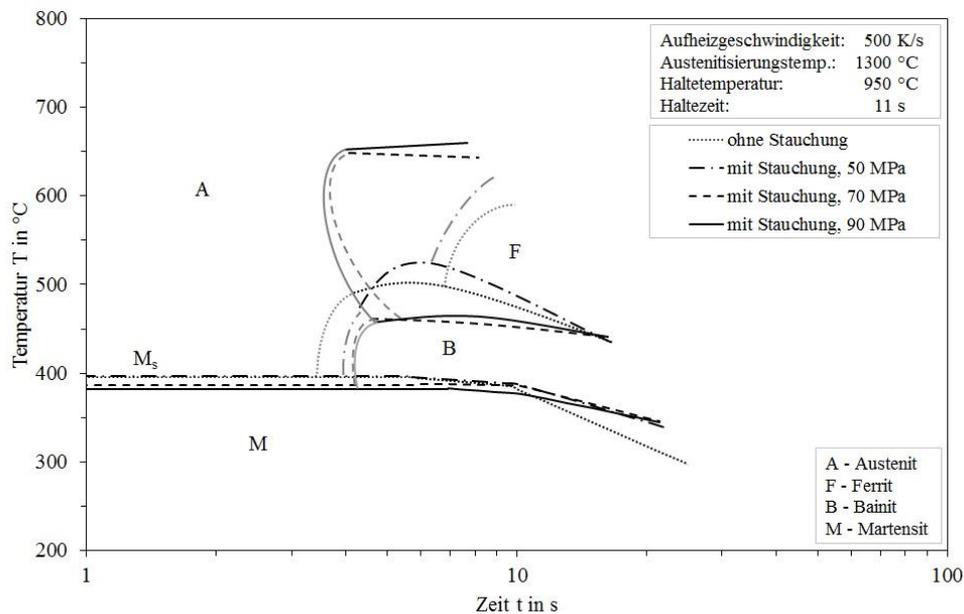


Abbildung 5-14: Vergleich der Umwandlungsbereiche ohne und mit drei unterschiedlichen Stauchbelastungen (50 MPa, 70 MPa und 90 MPa) bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 $^{\circ}\text{C}$ und $t_{8/5}$ -Zeiten von 3 s bis 10 s. Der Anfangsbereich einer Phase wird durch die graue Linie angedeutet.

Die Umwandlungsbereiche der Schaubilder mit der Austenitisierungstemperatur von 950 °C sind in Abbildung 5-15 gegenübergestellt. Dabei zeigt sich, dass bei dieser Austenitisierungstemperatur die Stauchung nur geringen Einfluss auf das anschließende Umwandlungsverhalten des Werkstoffs besitzt. Ohne Stauchung beginnt die Ferritbildung bei kleinen $t_{8/5}$ -Zeiten (<10 s) bei etwas höherer Temperatur und die Perlitumwandlung findet bei deutlich höheren Temperaturen statt. Die Stauchung hat bei der niedrigeren Austenitisierungstemperatur auf den Martensitumwandlungsbereich nahezu keinen Einfluss.

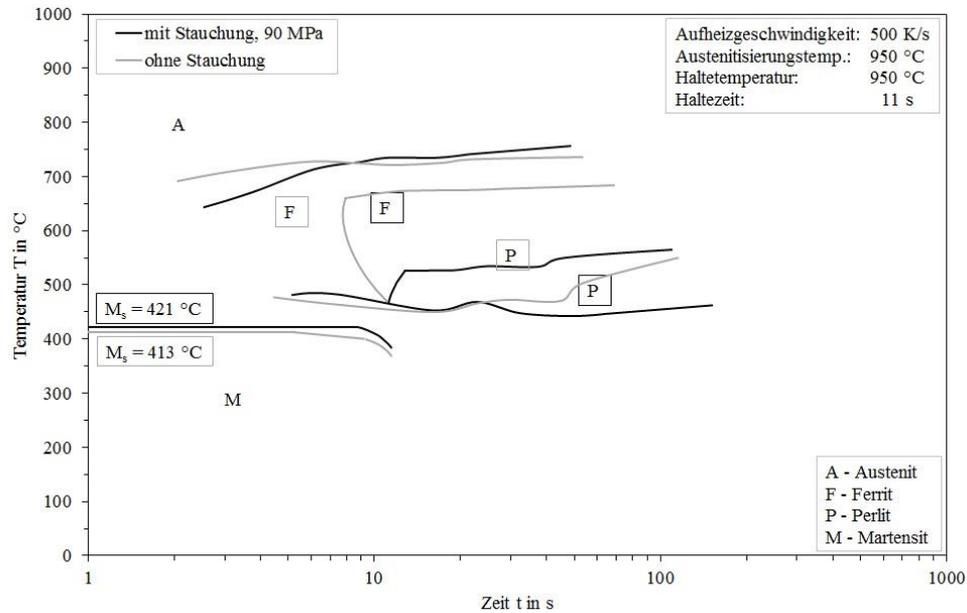


Abbildung 5-15: Vergleich der Schaubilder mit (SUZTU) und ohne (SZTU) Stauchung bei 950 °C Austenitisierungstemperatur, ohne Darstellung der Abkühlkurven und einigen Zusatzdaten.

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 5-16 zeigen, dass im Gefüge durch die Stauchung bei 950 °C Austenitisierungstemperatur kaum Änderungen hervorgerufen werden. Beim Vergleich der Gefügebilder a-b, c-d und e-f ist ersichtlich, dass die Mikrostruktur nach dem thermischen (links) und thermo-mechanischen (rechts) Schweißzyklus bei gleichen $t_{8/5}$ -Zeiten nahezu identisch ist. Auch der mittlere Korndurchmesser ist nach der thermischen (Abbildung 5-9b, S. 96) und thermo-mechanischen (Abbildung 5-10b, S. 96) Belastung mit etwa 11 μm bei beiden Zyklen gleich.

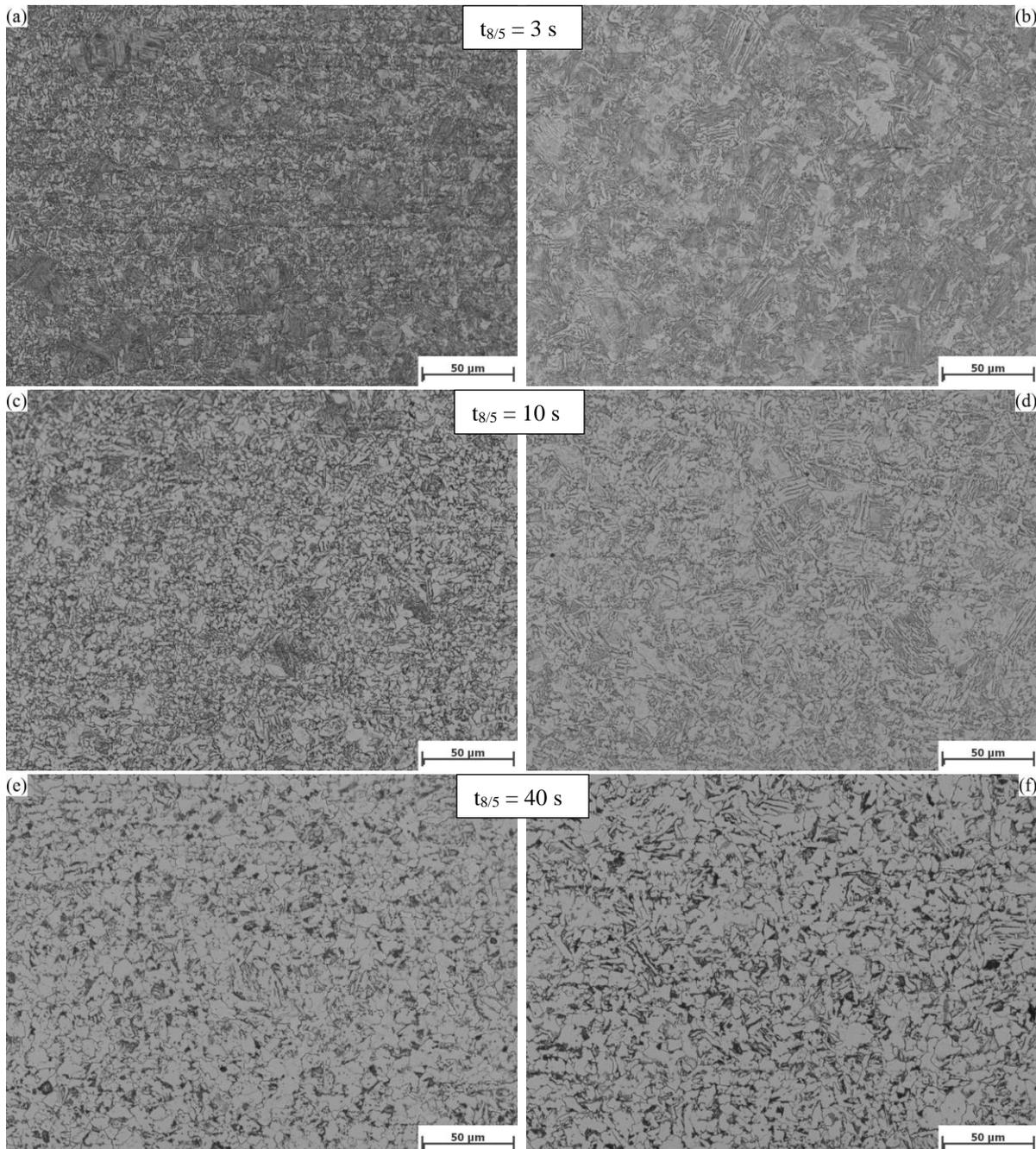


Abbildung 5-16: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefügeentwicklung beim thermischen (links) und thermo-mechanischen (rechts) Schweißzyklus bei gleicher Austenitisierungstemperatur und Haltezeit (11 s) und gleichen $t_{8/5}$ -Zeiten (3 s, 10 s & 40 s).

5.1.4 Einfluss der Austenitisierungstemperatur und Stauchung auf die Härte

Beim Schweißen können über die Steuerung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ gezielte Eigenschaften der Schweißverbindung erreicht werden. Zur Vermeidung von Härterissen und schlechter Verformbarkeit sollte die Vickershärte von 350 HV10 [163] [164] nicht überschritten werden. Daher ist eine kurze $t_{8/5}$ -Zeit meistens unerwünscht und dementsprechend auch zu vermeiden. Auf der anderen Seite, führt auch eine lange $t_{8/5}$ -Zeit zur Bildung eines weichen Gefüges, das überwiegend aus Ferrit besteht. Die Folge wären ungünstige mechanisch-technologische Eigenschaften der Schweißverbindung, wie niedrige Streckgrenze oder Härte.

In Abbildung 5-17 ist die Härte als Funktion der $t_{8/5}$ -Zeit bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und Schweißzyklen dargestellt. Die Härtewerte wurden experimentell an den physikalisch simulierten Dilatometerproben 5-mal gemessen. Die kritische Vickershärte nach AD 2000-Merkblatt [163], die für statisch beanspruchte Bauteile nicht überschritten werden soll, ist zusätzlich im Diagramm eingetragen. Die gestrichelten Kurven in Abbildung 5-17 stehen für die thermischen und die durchgezogenen für die thermo-mechanischen Belastungen, bei denen die Stauchung mit 90 MPa während der Haltetemperatur von 950 °C in etwa 10,9 s erfolgte.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Austenitisierungstemperatur einen starken Einfluss auf die Härte besitzt. Die Vickershärte ist bei 1300 °C im Vergleich zu 950 °C Austenitisierungstemperatur bei jeder $t_{8/5}$ -Zeit höher ausgefallen. Die Ursache liegt an der Verschiebung der Phasenumwandlungen zu längeren Zeiten, die durch die höhere Austenitisierungstemperatur verursacht wird (siehe Abbildung 5-8, S. 95). Dadurch entsteht ein härteres Gefüge bei gleichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

Die Stauchung von 90 MPa führt im Vergleich zu den ungestauchten Proben bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C bei jeder $t_{8/5}$ -Zeit zu einem niedrigeren Härtewert. Die Ursache liegt an den früher auftretenden diffusionskontrollierten Phasenumwandlungen infolge der Stauchung, wodurch die Phasenumwandlungen zu kürzeren Zeiten verschoben wurden (siehe Abbildung 5-12, S. 98).

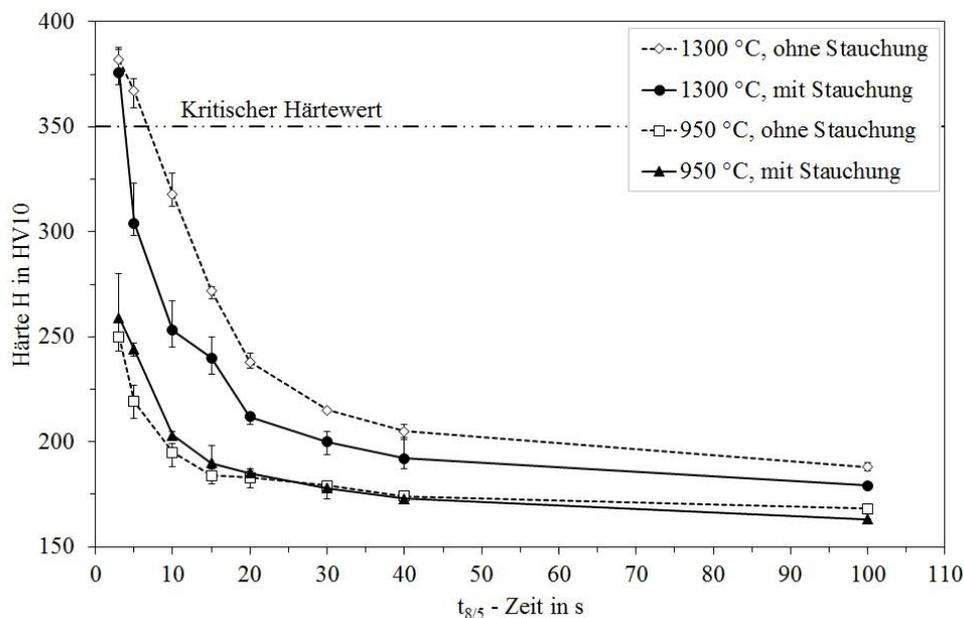


Abbildung 5-17: Härteverlauf über die $t_{8/5}$ -Zeit bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen, die unterschiedliche Bereiche in der WEZ repräsentieren, sowie Belastungssituationen. Die gestrichelten Kurven wurden thermisch (ohne Stauchung) und die durchgezogenen thermo-mechanisch (mit Stauchung, 90 MPa) belastet. Im Diagramm ist zusätzlich die kritische Härte von 350 HV10 nach AD 2000-Merkblatt [163] eingetragen.

Bei der Austenitisierungstemperatur von 950 °C ist die Härte bei thermischen (ohne Stauchung) und thermo-mechanischen (mit Stauchung, 90 MPa) Schweißzyklen bei jeder $t_{8/5}$ -Zeit in Abbildung 5-17 annähernd gleich. Die Stauchung des Austenits bei der niedrigeren Austenitisierungstemperatur führt demzufolge zu keiner signifikanten Härteänderung, da sich die Phasenumwandlungsbereiche nur geringfügig ändern (siehe Abbildung 5-15, S. 101).

Der kritische Härtewert von 350 HV10 wird bei 1300 °C mit Stauchung nur bei kurzen $t_{8/5}$ -Zeiten (< 4 s) überschritten, wie Abbildung 5-17 zeigt. Im Vergleich dazu, wird der zulässige Härtewert beim thermischen Schweißzyklus mit 1300 °C bei $t_{8/5}$ -Zeiten bis etwa 7 s überschritten. Der Härtegrenzwert wird bei 950 °C Austenitisierungstemperatur bei keinem Schweißzyklus überschritten.

Ergänzend zu den bisherigen Ergebnissen ist der Einfluss von zwei weiteren thermo-mechanischen Belastungen mit 50 MPa und 70 MPa auf die Härte bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C und $t_{8/5}$ -Zeiten bis 10 s in Abbildung 5-18 dargestellt. Der Ergebnisvergleich zeigt, dass bei der schnellen Kühlung ($t_{8/5} = 3$ s) die unterschiedlichen Belastungen nahezu keinen Einfluss auf den Härtewert haben. Bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten ($t_{8/5} = 5$ s und 10 s) sinkt die Härte mit zunehmender Druckspannung. Dies wird durch die Verschiebung der Phasenumwandlungsbereiche verursacht (siehe Abbildung 5-14, S. 100).

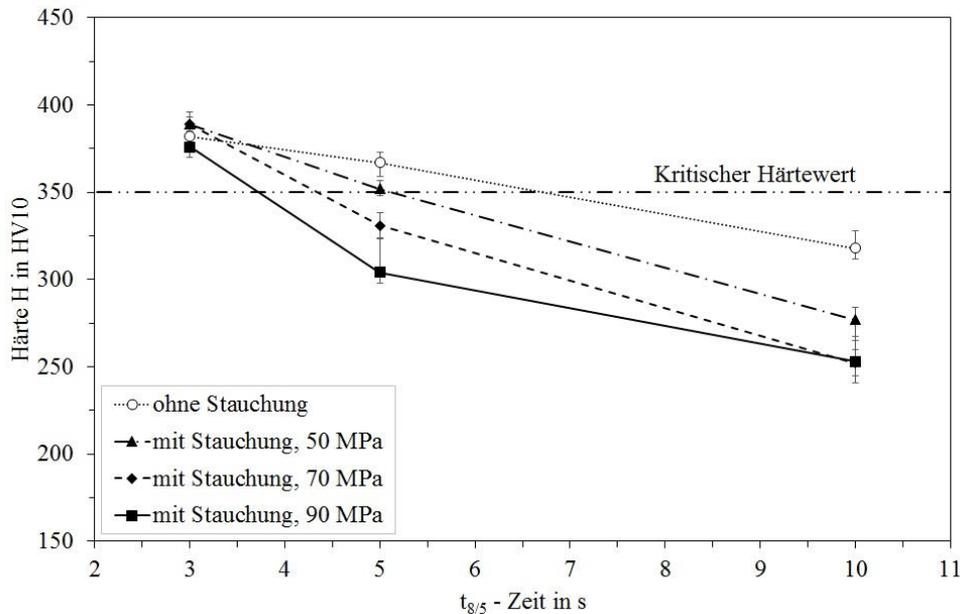


Abbildung 5-18: Härteverlauf über die $t_{8/5}$ -Zeit bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C ohne und mit Stauchbelastung. Die thermo-mechanische Belastung erfolgte bei 950 °C in etwa 10,9 s mit 50 MPa, 70 MPa und 90 MPa. Die kritische Härte von 350 HV10 geht aus dem AD 2000-Merkblatt [163] hervor.

Mit der Übertragung der physikalisch simulierten Ergebnisse auf reale PS-Schweißversuche, sind optimale Eigenschaften für den Feinkornbaustahl S355J2+N bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von etwa 5 s zu erwarten. Bei der Schweißtemperatur von 1300 °C sollte diese Abkühlzeit nicht unterschritten werden, damit die Härte unter 350 HV10 bleibt. Eine langsamere Kühlung ist nicht zu empfehlen, damit es zu keiner Ferritbildung und somit zu weichem Gefüge kommt (vgl. SUZTU-Schaubild in Abbildung A-3, S. 200).

Bei Schweißverfahren ohne mechanische Stauchbelastung wird eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ von etwa 8 s empfohlen (vgl. SZTU-Schaubild in Abbildung A-1, S. 199), um optimale Eigenschaften der Schweißverbindung zu bekommen.

5.2 Warmzugversuche

Die experimentelle Ermittlung der thermo-mechanischen Materialkennwerte vom mikrolegiertem Feinkornbaustahl S355J2+N ist Inhalt dieses Kapitels. Es wurden Warmzugversuche auf dem physikalischen thermo-mechanischen Simulator Gleeble 3800 am Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik der TU Graz durchgeführt. An Hand der Messwerte aus den konduktiven PS-Schweißversuchen sind die thermischen Versuchsparameter, sowie unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten definiert worden. Die Versuchsreihen wurden dabei in die Aufheiz- und Abkühlphase getrennt, damit auch deren Auswirkungen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften untersucht werden. Die Aufheizphase ist mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten und die Abkühlphase mit einer durchgeführt worden.

Für die ergänzenden Zugversuche bei Raumtemperatur mit niedrigerer Prüfgeschwindigkeit wurde die Zwick/Roell Prüfmaschine eingesetzt. Die Längenänderung ist mit einem Feindehnungsaufnehmer erfasst worden, der direkt auf der Probenmitte positioniert wird. Dadurch sind die Messwerte im Vergleich zu den Versuchen auf der Gleeble Prüfmaschine genauer.

Zur Ermittlung der temperaturabhängigen Materialkennwerte wurden mit dem Basissystem der Gleeble Anlage Warmzugversuche durchgeführt. Die Probengeometrie in Abbildung 5-19 ist dabei für die weggesteuerten Zugversuche zum Einsatz gekommen. Die Geometrie der nicht genormten Probe wurde entsprechend den Maschinenhersteller Dynamic Systems Inc., die sich an die Prüfkammerabmessungen und Kupfereinspannbacken richtet, definiert. Entsprechend dem gewalzten Blechmaterial beträgt die Probendicke 3,25 mm. Die Probenfertigung erfolgte bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz. Die Bohrungen in den Probenköpfen dienen zur formschlüssigen Probeneinspannung, damit es nicht zum rutschen der Probe während dem Warmzugversuch kommt.

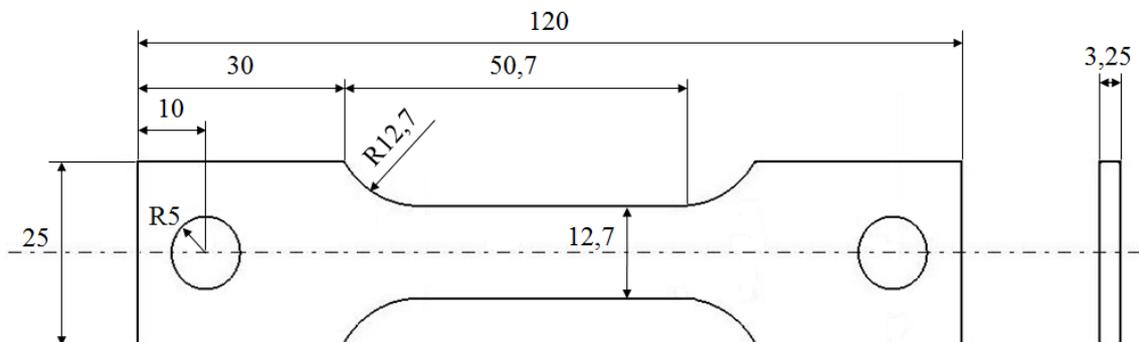


Abbildung 5-19: Geometrische Abmessungen der Flachzugprobe für die Zugversuche bei Raumtemperatur auf der Zwick/Roell und Warmzugversuche auf der Gleeble 3800. [Vom Autor erstellt, entsprechend den Vorgaben von Dynamic Systems Inc.]

Um unerwünschte Oxidschichten und Ablagerungen von den Probenoberflächen zu beseitigen, sind die Proben vor jedem Versuch mit einem Feinschleifpapier geschliffen worden. Der Schleifvorgang erleichterte das mittige anbringen der Thermoelementdrähte mittels Kondensatorentladungsschweißgerät und verbesserte die Kontaktbedingungen zwischen der Flachzugprobe und den Elektroden. Mit dem Thermoelement wird der Temperatur-Zeit-Verlauf gemessen und aufgezeichnet.

Das Einspannen der Flachzugprobe erfolgt über zwei Bolzen in die Kupfereinspannbacken, die in die Versuchskammer der thermo-mechanischen Prüfmaschine eingelegt werden, wie Abbildung 5-20 zeigt. Die Bolzen verhindern das rutschen der Proben während der Zugbelastung. Die Elektrodenpaare werden seitlich in Längsrichtung mit Metallbügeln eingespannt.

Das Aufheizen der Probe auf die definierte Prüftemperatur erfolgt entsprechend dem thermischen Versuchszyklus konduktiv durch die Kupferelektroden und wird über das Thermoelement geregelt. Anschließend wird die erwärmte Flachzugprobe bei konstant gehaltener Prüftemperatur mit entsprechender Prüfgeschwindigkeit bis zum Bruch gezogen.

Die Prüfgeschwindigkeit entspricht der Hubgeschwindigkeit des Querhauptes. Für die Versuche wird eine konstante Querhauptgeschwindigkeit angenommen. Die Kraftaufbringung erfolgt hydraulisch. Mit den temperaturbeständigen Dehnungsaufnehmer, der aus Quarzglas besteht, wird die Längenänderung genauer als über die Hubbewegung gemessen. Über eine Kraftmessdose wird die Prüfkraft erfasst. Mit der gemessenen Kraft und Längenänderung wird, wie beim Zugversuch bei Raumtemperatur, die Spannungs-Dehnungs-Kurve konstruiert und ausgewertet.

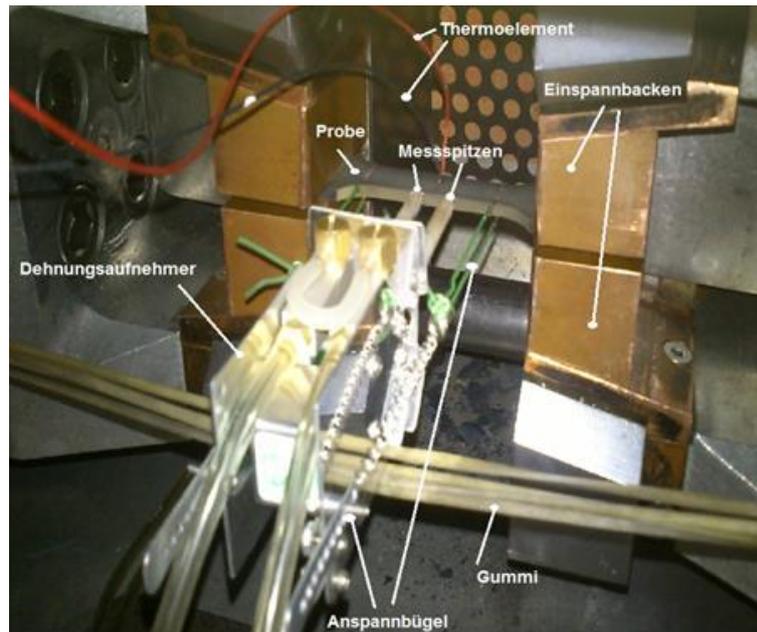


Abbildung 5-20: Versuchskammer vom Basismodul der Gleeble® 3800 für die Warmzugversuche vor einem Versuch. Die Flachzugprobe ist innerhalb der keilförmigen Einspannbacken aus Kupfer mit Bolzen eingelegt und mit Klemmbügeln eingespannt. Ein Thermoelementpaar und Dehnungsaufnehmer ist an der Probe angebracht. [165]

Aus dem linear-elastischen und elastisch-plastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurven werden die mechanischen Materialkennwerte bei unterschiedlichen Prüftemperaturen ermittelt und die temperaturabhängigen Fließkurven erstellt. Von jeder Kurve wird die Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa, Zugfestigkeit R_m in MPa, Gleichmaßdehnung A_g in %, sowie der Elastizitätsmodul E in MPa ausgelesen. Aus der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve wird die Fließkurve bis zur Gleichmaßdehnung, bevor die Proben einschnürt, über die Volumenkonstanz berechnet. Dazu wird die wahre Spannung σ_w mit Gleichung (5-1) ermittelt [166]. Diese beschreibt die momentane Kraft F , die sich auf den momentanen Probenquerschnitt S bezieht und besitzt die Einheit MPa.

$$\sigma_w = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{S_0}{S} = \sigma \cdot \frac{S_0}{S} = \sigma \cdot \frac{L}{L_0} = \sigma \cdot \left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0} \right) = \sigma \cdot \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) = \sigma \cdot (1 + \varepsilon) \quad (5-1)$$

Zudem wird auch der Umformgrad φ , der die wahre Dehnung beschreibt, durch Integration der differentiellen Längenänderung dL bezogen auf die momentane Länge L mit Gleichung (5-2) ermittelt [166].

$$\varphi = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon) \quad (5-2)$$

Alternativ kann zur Ermittlung der Fließkurve über die Gleichmaßdehnung der Bulge-Test [167] [168] eingesetzt werden.

Der Kurvenverlauf nach der Gleichmaßdehnung wird anschließend mit einem geeigneten mathematischen Modell extrapoliert. Diese Methode ist schnell und kostengünstig. Sie wird daher überwiegend zur Ausweitung der Fließkurven für numerische Simulationen eingesetzt. Die Ergebnisse der Warmzugversuche kommen bei der numerischen Simulation des konduktiven PS- und induktiven HF-Schweißprozesses zum Einsatz und werden in die entsprechende FE Software implementiert.

Ergänzend zu den Warmzugversuchen ist auch mit Warmstauchversuchen der Einfluss der thermischen Wärmeeinbringung und mechanischen Stauchbelastung physikalisch simuliert worden. Die Versuchsdurchführung erfolgte auf der Gleeble 3800. Zusätzlich sind auch rein thermische WEZ-Simulationen beim Firmenpartner voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt und die Ergebnisse verglichen worden. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften sind mit zerstörenden Prüfmethoden ermittelt worden. Als Versuchswerkstoff kam der borlegierte Vergütungsstahl 26MnB5 im weichgeglühten Zustand zum Einsatz.

Die Versuchsdurchführung und Ergebnisse der Warmstauchversuche sind in den Veröffentlichungen [169] [170] [171] [172] enthalten. Dabei wird der Einfluss der Stauchung und Kühlung auf die Härte, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit ausführlich beschrieben.

5.2.1 Thermische und mechanische Versuchsparmeter

Zur Festlegung der Prüfgeschwindigkeiten sind die Schweißprozessparameter an der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage aufgezeichnet (siehe Abbildung 4-2, S. 66) und ausgewertet worden.

Die definierten Prüfgeschwindigkeiten für die Zugversuche bei Raumtemperatur, sowie die jeweilige gültige Versuchsanzahl und eingesetzte Prüfmaschine ist in Tabelle 5-1 zusammengefasst.

Während der Schweißphase „Stauhen“ beim konduktiven PS-Schweißversuch wird die höchste Geschwindigkeit erreicht. Diese beträgt 45 mm/s. Die hohe Prüfgeschwindigkeit V_1 konnte auf der Gleeble 3800 Prüfmaschine realisiert werden.

Die zweite Prüfgeschwindigkeit V_2 von 0,16 mm/s entspricht der Geschwindigkeit beim konduktiven PS-Schweißversuch während der „Phase I“.

Mit der dritten Prüfgeschwindigkeit wird die Abkühlphase vom konduktiven PS-Schweißversuch mit quasi-statischen Zugversuch bei Raumtemperatur und Warmzugversuchen abgebildet. Dazu ist entsprechend den Angaben in der Literatur [173] eine Dehnrate von $0,01 \text{ s}^{-1}$ gewählt worden. Mit dieser Dehnrate und der erwärmten Probenlänge l_0 von 12 mm, bei der annähernd eine konstante Spitzentemperatur vorliegt, ergibt sich die Prüfgeschwindigkeit V_3 von 0,12 mm/s.

Ergänzend dazu sind weitere Zugversuche bei Raumtemperatur mit der maximal möglichen Prüfgeschwindigkeiten V_4 von der Zwick/Roell Prüfmaschine durchgeführt worden. Mit 1,25 mm/s wird der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die mechanischen Werkstoffkennwerte bei Raumtemperatur erforscht.

Neben den mechanischen Parametern sind zur vollständigen Definition der Versuchsparmeter für die Warmzugversuche auf der Gleeble 3800 auch die thermischen Versuchsparmeter erforderlich. Die während dem Schweißvorgang auftretenden Temperatur-Zeit-Verläufe bestimmen den Gefügestand in der Schweißnaht und WEZ, somit auch die Eigenschaften der Schweißverbindung.

Zugversuche bei Raumtemperatur – mechanische Versuchsparameter			
Versuchsreihe	Prüfgeschwindigkeit $V_{\text{Prüf}}$ in mm/s	Gültige Versuchsanzahl	Prüfmaschine
V ₁	45	2	Gleeble 3800
V ₂	0,16	3	Zwick/Roell
V ₃	0,12	3	Zwick/Roell
V ₄	1,25	3	Zwick/Roell

Tabelle 5-1: Mechanische Versuchsparameter für die Zugversuche bei Raumtemperatur, mit Angabe der gültigen Versuchsanzahl und eingesetzten Prüfmaschine.

Ein kompletter Temperaturzyklus wird durch die Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} in K/s, Spitzentemperatur T_s in °C, Haltezeit t_H in s und Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} in K/s beschrieben. Diese Parameter sind für die physikalischen Warmzugversuche erforderlich und wurden an Hand der Messwerte aus den realen PS-Schweißversuchen definiert. Der gemessene Temperaturzyklus vom PS-Schweißversuch „Vers_2“ in Abbildung 5-21 ist mit dem Thermoelement TEMP 5 aufgezeichnet und für die thermischen Versuchsparameter ausgewertet worden.

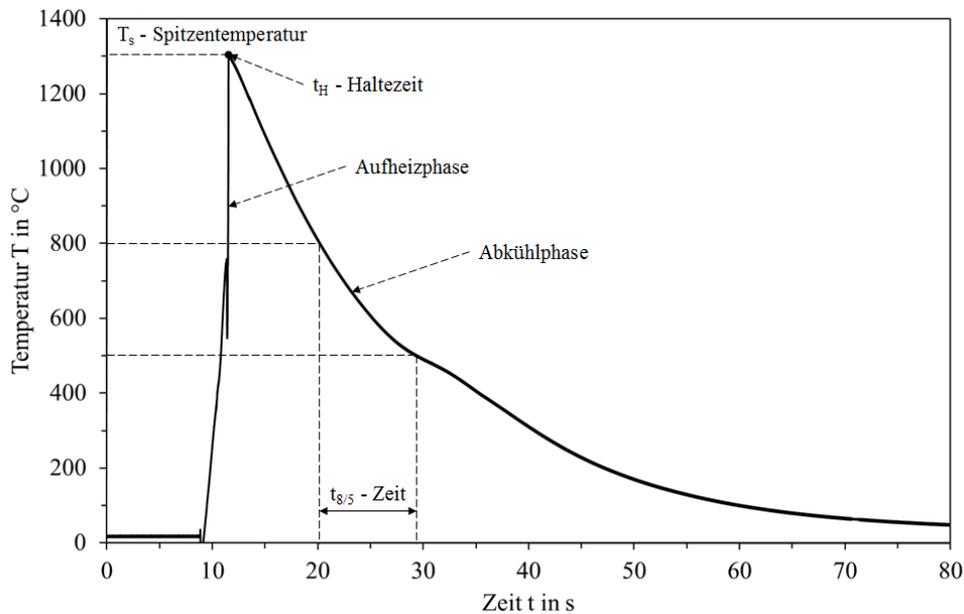


Abbildung 5-21: Gemessener Temperatur-Zeit-Verlauf vom Thermoelement TEMP 5 beim PS-Schweißversuch „Vers_2“ zur Definition der thermischen Versuchsparameter für die Warmzugversuche auf der Gleeble 3800.

Der Temperaturzyklus besteht aus der Aufheiz- und Abkühlphase und wird dementsprechend aufgeteilt. Während der Aufheizphase sind die Messwerte ungültig, da die Temperaturmessung bei gleichzeitig eingeschaltetem Strom durch die induzierte Spannung verfälscht wurde. Die Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} konnte dennoch zwischen Schweißbeginn und Spitzentemperatur gut abgeschätzt werden. Sie ist für die Warmzugversuche mit 500 K/s definiert worden.

Während dem Schweißvorgang beträgt die Haltezeit t_H nur 1 s. Dieser Wert wird dementsprechend auch für die Warmzugversuche auf der Gleeble Prüfmaschine definiert.

Die Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} ergibt sich aus der $t_{8/5}$ -Zeit. Die Abkühlung zwischen 800 °C und 500 °C beträgt beim gemessenen Temperaturzyklus 9 s. Dieser Wert entspricht einer Abkühlgeschwindigkeit von 33,3 K/s.

Die thermischen und mechanischen Versuchsparameter für die Warmzugversuche auf der Gleeble 3800 Prüfmaschine sind in Tabelle 5-2 zusammengefasst. Die angegebenen Dehnraten $\dot{\epsilon}_i$ wurden durch die definierten Prüfgeschwindigkeiten und erwärmte Probenlänge l_0 von 12 mm berechnet.

Warmzugversuche			
thermische Versuchs- parameter	Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} in K/s	500	
	Spitztemperatur T_S in °C	1300	
	Haltezeit t_H in s	1	
	Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s	9	
	Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} in K/s	33,3	
mechanische Versuchsparameter			
Versuchsreihe	Prüfgeschwindigkeit $V_{\text{Prüf}}$ in mm/s	Dehnrates $\dot{\epsilon}$ in s^{-1}	Prüfphase
V ₁	45	3,75	Aufheizphase
V ₂	0,16	$1,33 \cdot 10^{-2}$	
V ₃	0,12	$1 \cdot 10^{-2}$	Abkühlphase

Tabelle 5-2: Definierte thermische und mechanische Versuchsparameter für die Warmzugversuche auf der Gleeble 3800.

Die Gesamtübersicht der Warmzugversuche auf der Gleeble 3800 ist in Tabelle 5-3 enthalten. Die Versuche sind jeweils in der Aufheiz- und Abkühlphase in 100 K Schritten durchgeführt worden, um eine vollständige Materialkarte mit temperaturabhängigen mechanischen Werkstoffkennwerten für die numerischen Schweißprozesssimulationen zu erstellen. Dies ermöglicht eine realitätsnahe Prozessabbildung mit der FEM.

Jeder Versuch ist dreimal bei jeder Prüftemperatur durchgeführt worden, damit die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse gewährleistet wird. Die einzige Ausnahme bilden dabei aus Probenmangel die Versuche bei 1300 °C. Die Aufheizphase ist in zwei Versuchsreihen aufgeteilt, die sich durch die Prüfgeschwindigkeit unterscheiden. Damit wird auch die Dehnratenabhängigkeit erforscht und berücksichtigt.

In Summe sind 112 Warmzugversuche durchgeführt worden. Diese wurden mit den Zugversuchen bei Raumtemperatur auf der Gleeble und Zwick/Roell (siehe Tabelle 5-1) ergänzt und vervollständigt.

Werkstoff: S355J2+N	$\dot{T}_{\text{Auf}} = 500 \text{ K/s}; t_H = 1 \text{ s}; \dot{T}_{\text{Ab}} = 33,3 \text{ K/s}$			Anmerkungen	
	Prüfphase	Aufheizphase	Aufheizphase	Abkühlphase	Proben- anzahl
Prüfgeschwindigkeit $V_{\text{Prüf}}$ in mm/s	45	0,16	0,12		
Spitztemperatur T_S in °C	1300	1300	1300		
Prüftemperatur T_{Pr} in °C					
100	xxx	xxx	xxx	9	K
200	xxx	xxx	xxx	9	
300	xxx	xxx	xxx	9	
400	xxx	xxx	xxx	9	
500	xxx	xxx	xxx	9	
600	xxx	xxx	xxx	9	
700	xxx	xxx	xxx	9	
800	xxx	xxx	xxx	9	
900	xxx	xxx	xxx	9	
1000	xxx	xxx	xxx	9	
1100	xxx	xxx	xxx	9	S
1200	xxx	xxx	xxx	9	
1300	xx	xx	-	4	

Tabelle 5-3: Gesamtübersicht der Warmzugversuche auf der Gleeble 3800 zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften vom S355J2+N für die numerischen Schweißprozesssimulationen.

Bei Warmzugversuchen in der Aufheizphase wird die Probe zunächst mit 500 K/s auf die Prüftemperatur aufgeheizt und auf dieser 1 Sekunde lang gehalten. Anschließend wird die auf Prüftemperatur gebrachte Probe mit konstanter Prüfgeschwindigkeit weggesteuert gezogen, die Kraft und Längenänderung dabei gemessen und aufgezeichnet. Der Versuch ist beendet, wenn die Probe vollständig reißt.

Bei Warmzugversuchen in der Abkühlphase wird die Probe zunächst auf die Spitzentemperatur von 1300 °C mit 500 K/s aufgeheizt und auf dieser 1 Sekunde gehalten. Danach wird die Flachzugprobe mit 33,3 K/s auf die Prüftemperatur gekühlt und auf dieser 1 Sekunde gehalten. Der Zugversuch wird dann mit 0,12 mm/s weggesteuert bis zum Bruch der Probe durchgeführt.

Für die Versuche sind zwei unterschiedliche Thermoelementtypen eingesetzt worden. Die Warmzugversuche bis einschließlich 900 °C Prüftemperatur sind mit Typ K, der aus Ni und Cr/Ni Drähten besteht, durchgeführt worden. Bei höheren Prüftemperaturen wurde das temperaturbeständigere Thermoelement vom Typ S aus Pt und 10%Rh/Pt Drähten eingesetzt. Dieses liefert allerdings im Vergleich zum Typ K ein schwächeres Ausgangssignal [174].

5.2.2 Einfluss der Prüfgeschwindigkeit bei Raumtemperatur

Mit Zugversuchen bei Raumtemperatur, die mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt wurden, wird deren Einfluss auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften erforscht. Der Verlauf der Zugfestigkeit R_m und oberen Streckgrenze R_{eH} ist in Abbildung 5-22 ersichtlich. Die Messwerte von den durchgezogenen Linien stammen von der Zwick/Roell Prüfmaschine. Die Gleeble 3800 lieferte die Werte der einzelnen Messpunkte mit der höchsten Prüfgeschwindigkeit.

Die mechanisch-technologischen Kennwerte des S355J2+N Stahls steigen mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit. Das Ergebnis mit der größten Prüfgeschwindigkeit von 45 mm/s weicht allerdings von diesem Trend ab. Dies ist auf die Versuchsbedingungen und Messwertstreuungen zurückzuführen. Durch die erschwerte Dehnungsmessung konnte nur ein gültiger Versuch auf der Gleeble Anlage bei Raumtemperatur durchgeführt werden. Der Streubereich nimmt auch ab der niedrigsten Prüfgeschwindigkeit von 0,12 mm/s stark zu. Dadurch kann bei nur einem gültigen Versuch die Abweichung vom allgemeinen Trend eintreten.

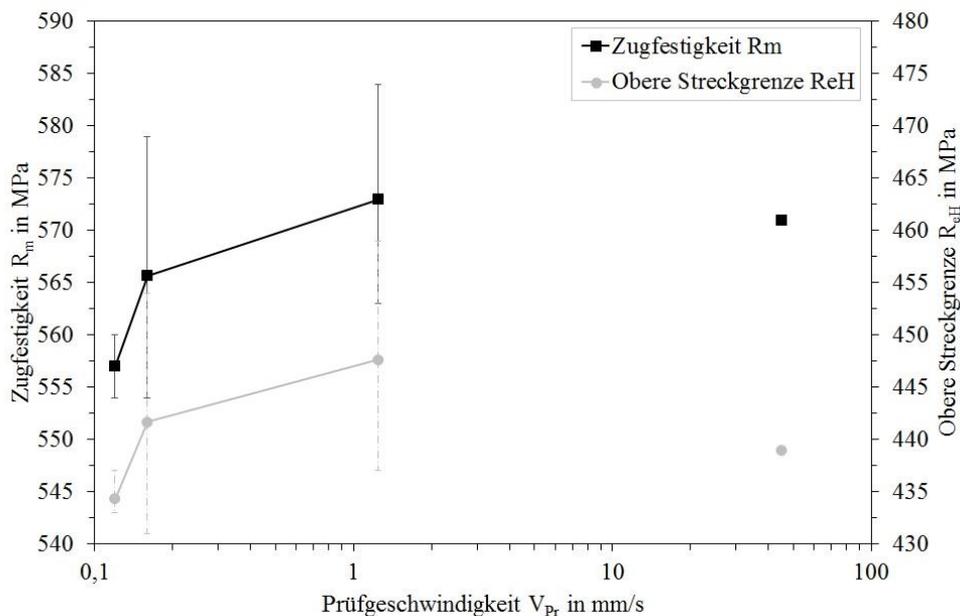


Abbildung 5-22: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeit und obere Streckgrenze des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur. Die Messwerte der durchgezogenen Linien stammen von der Zwick/Roell und der einzelnen Messpunkte von der Gleeble 3800.

Aus dem Zugversuch erfolgt auch die Ermittlung des Elastizitätsmoduls aus dem linear-elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve. Bei der Messwertauswertung wird das Hooke'sche Gesetz angewendet. Diese Vorgehensweise ist zur Messung der Materialsteifigkeit heutzutage weit verbreitet und führt ohne zusätzliche Messeinrichtungen nicht selten zu ungenauen und streuenden Ergebnissen. Die E-Modul Auswertung wird oft durch Nichtlinearitäten des elastischen Bereichs erschwert. Die Messspitzen des Dehnungsaufnehmers, die an der Flachzugprobe über steife Bügel angelehnt sind, bewegen sich nicht simultan mit der Probendehnung, wodurch unterschiedliche Steigungen im elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve entstehen können.

Die Literatur- und Normenrecherche hat gezeigt, dass es derzeit keine genormte Prüfmethode zur Ermittlung des Elastizitätsmoduls gibt. Die Messwertgenauigkeit aus dem Zugversuch kann mit der direkten Verformungsmessung über Dehnmessstreifen um ein Vielfaches verbessert werden. Alternativ kann der Dreipunktbeigeversuch zur Ermittlung des E-Moduls eingesetzt werden. Diese Prüfmethode ist mit geringer Messwertstreuung und -unsicherheit sehr zuverlässig [175].

In Abbildung 5-23 wird der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf den Elastizitätsmodul E und Gleichmaßdehnung A_g bei Raumtemperatur gezeigt.

Der Verlauf vom E-Modul steigt zunächst mit der Prüfgeschwindigkeit und sinkt anschließend. Der Streubereich nimmt mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit zu. Durch die große Streuung ist eine allgemeingültige Aussage nicht möglich. Das Ergebnis mit der höchsten Prüfgeschwindigkeit auf der Gleeble Prüfmaschine stammt nur von einem gültigen Versuch und beträgt 212 GPa.

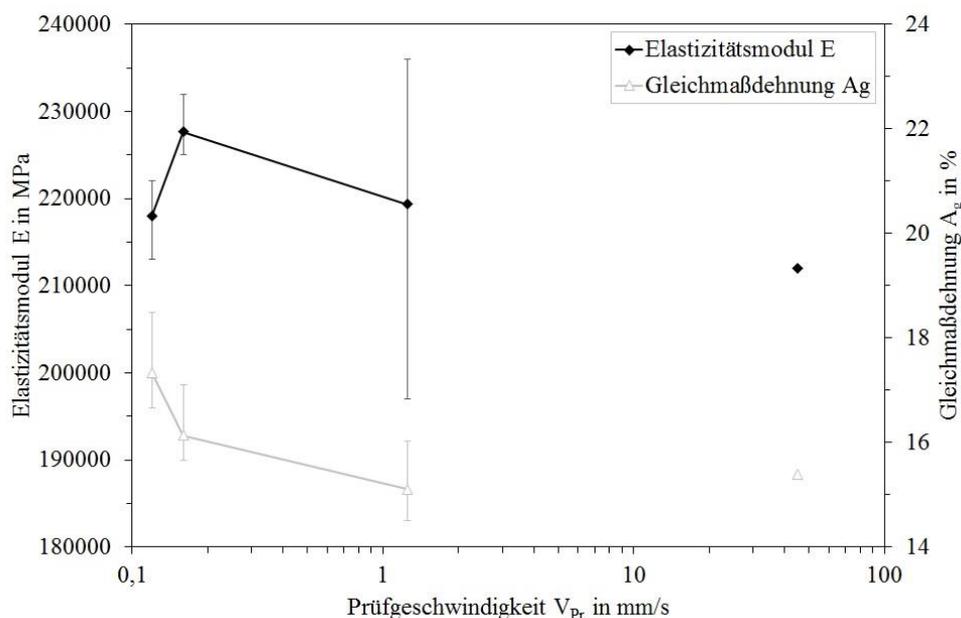


Abbildung 5-23: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf den Elastizitätsmodul und die Gleichmaßdehnung des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur. Die Messwerte der durchgezogenen Linien stammen von der Zwick/Roell und die einzelnen Messpunkte von der Gleeble 3800.

Stahl besitzt bei Raumtemperatur im Allgemeinen einen E-Modul von etwa 210 GPa. Die hier höher gemessenen Werte können auf die Textur zurückgeführt werden. Je nachdem wie stark die Textur ausgeprägt ist, beeinflusst sie den E-Modul. Dadurch kann es auch zu einem leicht erhöhten E-Modul kommen, der allerdings allein durch die Textur nicht über 220 GPa steigen kann. Ein weiterer Grund für den höheren E-Modul könnte an dem höheren Niob-Gehalt im untersuchten mikrolegiertem S355J2+N Stahl liegen. Die Zugabe von Niob im Stahl führt zu einem Anstieg des E-Moduls [176]. In der Literatur [80] besitzt der Baustahl durch niedrigeren Niob-Gehalt auch einen niedrigeren E-Modul. In Summe werden diese zwei und weitere Faktoren zu dem höheren E-Modul führen.

Im Gegensatz zum Verlauf des E-Moduls zeigt die Gleichmaßdehnung einen umgekehrten Verlauf bei Raumtemperatur, wie an Hand der hellen Kurve mit leeren Symbolen in Abbildung 5-23 ersichtlich ist. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit sinkt die Gleichmaßdehnung. Dies wird durch den Festigkeitsanstieg verursacht, da beim Stahl im Allgemeinen die Gleichmaßdehnung mit zunehmender Festigkeit sinkt.

5.2.3 Einfluss der Prüfgeschwindigkeit und -temperatur

Der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit und -temperatur während der Aufheizphase auf die Zugfestigkeit und Fließgrenze vom S355J2+N Feinkornbaustahl ist in Abbildung 5-24 ersichtlich. Die Ergebnisse aus den Warmzugversuchen sind mit den Zugversuchen bei Raumtemperatur ergänzt worden. Diese sind im Diagramm mit leeren Symbolen markiert.

Die Festigkeitskennwerte fallen im Allgemeinen mit zunehmender Temperatur ab. Der temperaturabhängige Verlauf der Zugfestigkeit sinkt zunächst bis 200 °C und steigt danach bis etwa 400 °C wieder an. Diese Ausnahme der Festigkeitssteigerung mit zunehmender Temperatur wird als Blausprödigkeit bezeichnet [177]. Diese tritt auf, wenn eine ausreichende Menge an gelöstem Stickstoff im Stahl vorhanden ist. Der Stickstoff blockiert die Versetzungen durch die Diffusion in deren Bereiche. Die Diffusionsgeschwindigkeit der Stickstoffatome ist über 200 °C so hoch, dass der Werkstoff während der Belastung versprödet. Dadurch steigt die Festigkeit und Härte, gleichzeitig nimmt die Dehnbarkeit ab. Dieses Phänomen ist auch an den Spannungs-Dehnungs-Kurven zwischen 200 °C und 400 °C erkennbar und wird als dynamische Rekalterung oder Portevin-Le Chatelier Effekt bezeichnet [80]. Es tritt als Spannungsschwankungen auf, dass durch das festsetzen und losreißen von Versetzungen infolge der gelösten Kohlenstoff- und Stickstoffatome zustande kommt.

Ab 400 °C findet ein steiler Abfall der Zugfestigkeit bis etwa 800 °C statt. Nach der Austenitumwandlung nimmt der Zugfestigkeitsverlauf bis 1300 °C flacher ab.

Die mechanischen Materialkennwerte sind im Allgemeinen von der Dehnrage abhängig. Der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit ist bei der Zugfestigkeit erst ab 500 °C stärker ausgeprägt. Bei der höheren Prüfgeschwindigkeit sind die Zugfestigkeitskennwerte größer.

Die Messwertstreuung ist bei der Zugfestigkeit sehr gering, wodurch eine gute Ergebniswiederholbarkeit vorliegt. Die Streuung der Zugfestigkeit beträgt in der Regel etwa 10 MPa. Nur im Temperaturbereich der Blausprödigkeit von 200 °C bis 400 °C sind mit 50 MPa die größten Streuungen aufgetreten.

Die gemessenen Zugfestigkeitsverläufe sind mit Literaturwerten, deren Verlauf mit grau durchgezogener Linie mit Dreieckssymbolen in Abbildung 5-24 dargestellt ist, gegenübergestellt worden. Die Werte aus der Literatur [80] zwischen 200 °C und 400 °C Prüftemperatur liegen über den gemessenen Zugfestigkeiten. Der Zugfestigkeitsverlauf aus der Literatur ist nahezu identisch mit dem gemessenen Verlauf, der mit der niedrigeren Prüfgeschwindigkeit von 0,16 mm/s ermittelt wurde.

Obwohl die Versuche in der Literatur mit einer Temperaturführung im Ofen durchgeführt wurden, die stark vom Temperaturzyklus des Schweißprozesses abweicht, sind keine signifikanten Unterschiede bei den Zugfestigkeitswerten aufgetreten. Dies ist durch die niedrigen Dehnraten begründet. Erst ab einer Dehnrage von $0,1 \text{ s}^{-1}$ macht sich die Dehnratenabhängigkeit bemerkbar und die mechanischen Materialkennwerte heben sich aus dem statistischen Streubereich heraus [173]. Dies ist auch an dem Zugfestigkeitsverlauf mit höherer Prüfgeschwindigkeit erkennbar.

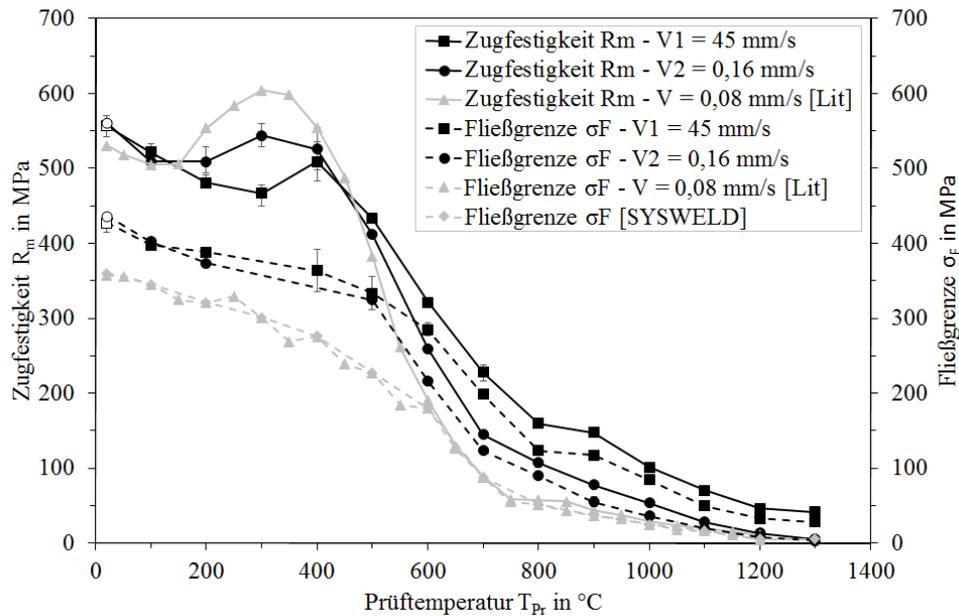


Abbildung 5-24: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeit und Fließgrenze des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in der Aufheizphase. Die Messpunkte bei Raumtemperatur mit leeren Symbolen stammen von der Zwick/Roell und die vollen Messpunkte von der Gleeble 3800. Zum Ergebnisvergleich sind Werte aus der Literatur [80] und Materialdatenbank von SYSWELD [81] eingetragen.

Die schwarzen gestrichelten Linien in Abbildung 5-24 zeigen den gemessenen temperaturabhängigen Verlauf der Fließgrenze bei zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten in der Aufheizphase, sowie zum Vergleich einen grauen Verlauf aus der Literatur [80] und Materialdatenbank [81].

Die Warmzugversuche bei 300 °C Prüftemperatur lieferten keine gültigen Messwerte, da die Proben durch Kopfrisse versagten. Der Bruch fand dabei an einer Probenposition statt, bei der die Dehnung nicht mit dem Feindehnungsaufnehmer erfasst wurde.

Die Messwertstreuung bei der Fließgrenze beträgt im Allgemeinen 15 MPa. Ausreißer mit 60 MPa wurden nur bei 400 °C und 500 °C Prüftemperatur festgestellt.

Mit zunehmender Prüftemperatur sinkt die Fließgrenze des S355J2+N Feinkornbaustahls bei beiden Prüfgeschwindigkeiten stetig. Der steilste Abfall fand im Temperaturbereich vor der Austenitumwandlung zwischen 500 °C und 800 °C Prüftemperatur statt. Die Prüfgeschwindigkeit hat bis 500 °C Prüftemperatur nahezu keinen Einfluss auf die Fließgrenze. Erst über 500 °C Prüftemperatur verursacht die höhere Prüfgeschwindigkeit eine Zunahme der Fließgrenze. Der Anstieg der Fließgrenze infolge der höheren Dehnrates beim Baustahl ist ebenfalls in der Literatur [74] [173] nachgewiesen worden. Im Vergleich zu den gemessenen Werten ist die recherchierte Fließgrenze aus der Literatur [80] und Materialdatenbank [81] bis 600 °C Prüftemperatur deutlich niedriger und unterscheidet sich damit von den gemessenen Werten.

Über 600 °C Prüftemperatur sind die gemessenen Fließgrenzen mit niedrigerer Prüfgeschwindigkeit nahezu identisch mit den recherchierten Fließgrenzen. Die höhere Prüfgeschwindigkeit, die der Schweißgeschwindigkeit entspricht, besitzt auch über 600 °C Prüftemperatur größere Fließgrenzen.

Neben der Prüfgeschwindigkeit können auch die unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen, Chargen, Ermittlungsmethoden oder Versuchsbedingungen als Ursache für die Differenzen bei der Fließgrenze genannt werden. Die Erwärmung der Proben erfolgte in der Literatur [80] in einem Ofen und nicht konduktiv wie bei der Gleeble Prüfmaschine, mit hoher schweißtypischer Aufheizrate und kurzer Haltezeit.

Welcher Faktor den größten Einfluss auf die Ergebnisunterschiede ausübt, kann in vielen Fällen nicht geklärt werden. Die Abweichungen verdeutlichen stark, dass für genaue wissenschaftliche Untersuchungen trotz der weit verbreiteten Stahlsorte S355J2+N und vielfältigen Anwendung die experimentelle Kennwertermittlung unabdingbar ist. Diese sollte immer an dem untersuchten Werkstoff mit speziellen Prüfbedingungen realitätsnah wie möglich durchgeführt werden.

Für die numerischen Simulationen der Schweißprozesse ist die Kenntnis des temperaturabhängigen Elastizitätsmoduls ebenfalls erforderlich. In Abbildung 5-25 ist der gemessene temperaturabhängige Verlauf vom E-Modul während der Aufheizphase bei zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten mittels der schwarzen durchgezogenen Linien dargestellt.

Es wurde auf die klassische Prüfmethode für die E-Modul Ermittlung zurückgegriffen. Trotz der schwierigen Auswertung vom E-Modul aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven kann ein klarer Trend festgestellt werden. Mit zunehmender Temperatur sinkt der E-Modul stetig und die Prüfgeschwindigkeit hat nahezu keinen Einfluss auf den temperaturabhängigen E-Modul.

Ergänzend zu den gemessenen Verläufen sind zum Vergleich zwei weitere recherchierte temperaturabhängige E-Modulverläufe eingetragen. Die grau dargestellten temperaturabhängigen E-Modulverläufe aus der Literatur [80] und SYSWELD Datenbank [178] sind annähernd gleich. Die Abnahme vom E-Modul mit zunehmender Prüftemperatur ist bei allen vier Kurvenverläufen bis etwa 600 °C annähernd gleich. Die recherchierten Verläufe unterscheiden sich von den gemessenen E-Modulwerten, insbesondere im Temperaturbereich über 600 °C. Die recherchierten E-Modulwerte liegen unter den gemessenen Werten. Eine mögliche Ursache für den Unterschied sind die verschiedenen Versuchsdurchführungen und -parameter. Die Angaben aus der Literatur sind durch Warmzugversuche experimentell ermittelt worden. Die Probenerwärmung erfolgte dabei in einem Ofen, der auf der Zugprüfmaschine integriert war. In der Materialdatenbank ist der temperaturabhängige E-Modul aus unterschiedlichen Diagrammen abgeleitet worden, deren Versuchsparameter unbekannt sind [179]. Als Ursache für die Unterschiede kann auch die unterschiedliche chemische Zusammensetzung oder Charge genannt werden.

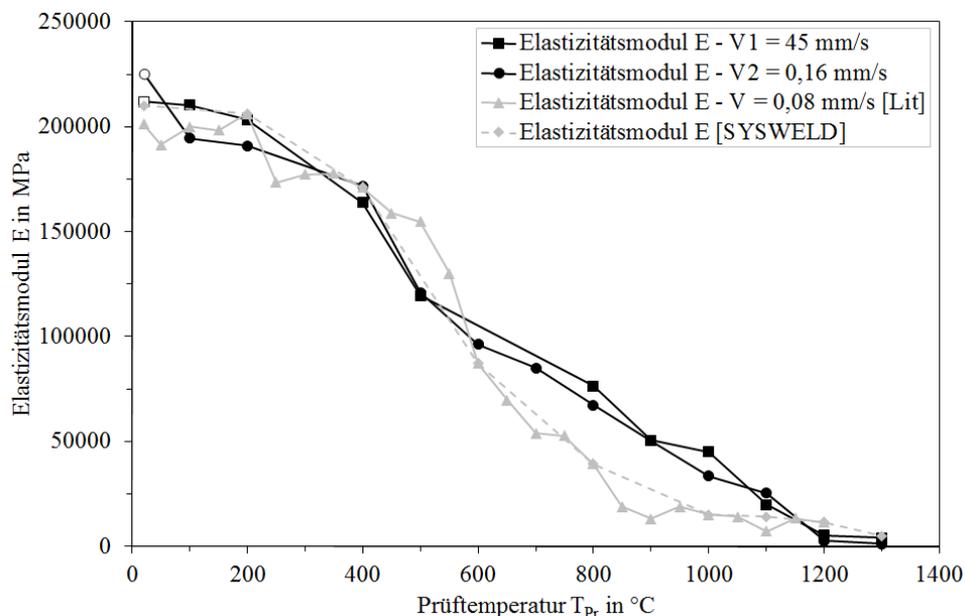


Abbildung 5-25: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf den Elastizitätsmodul des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in der Aufheizphase. Die Messpunkte bei Raumtemperatur mit leeren Symbolen stammen von der Zwick/Roell und die vollen Messpunkte von der Gleeble 3800. Zum Ergebnisvergleich sind Werte aus der Literatur [80] und der Materialdatenbank von SYSWELD [178] eingetragen.

5.2.4 Einfluss der Prüfphase auf die Zugfestigkeit

Der Einfluss der Prüfphase auf den temperaturabhängigen Verlauf der Zugfestigkeit des S355J2+N Feinkornbaustahls ist in Abbildung 5-26 ersichtlich. Die Ergebnisse sind durch die geringe Streuung der Messwerte sehr stabil und gut reproduzierbar.

Die Zugfestigkeiten der Abkühlphase unter 500 °C liegen über denen der Aufheizphase. Durch das unterschiedliche Gefüge im Stahl bei den Prüfphasen ist diese Differenz verursacht worden. Das Gefüge besteht in der Aufheizphase bis zu der Austenitumwandlung, die ab etwa 800 °C beginnt hauptsächlich aus Ferrit und Perlit. Nach der Austenitisierung besteht das Gefüge in der Abkühlphase unter 500 °C infolge der schnellen Abkühlung aus härteren und festeren Phasen. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 9 Sekunden bildet sich Bainit und Martensit im Gefüge, wodurch der Stahl eine höhere Zugfestigkeit und Härte besitzt. Das SZTU-Schaubild in Abbildung 5-7 (S. 94) verdeutlicht diese Aussage.

Über 500 °C Prüftemperatur sind die Zugfestigkeiten bei beiden Prüfphasen annähernd gleich und die Prüfphase hat in diesem Temperaturbereich keinen erkennbaren Einfluss auf die Zugfestigkeit des S355J2+N Feinkornbaustahls.

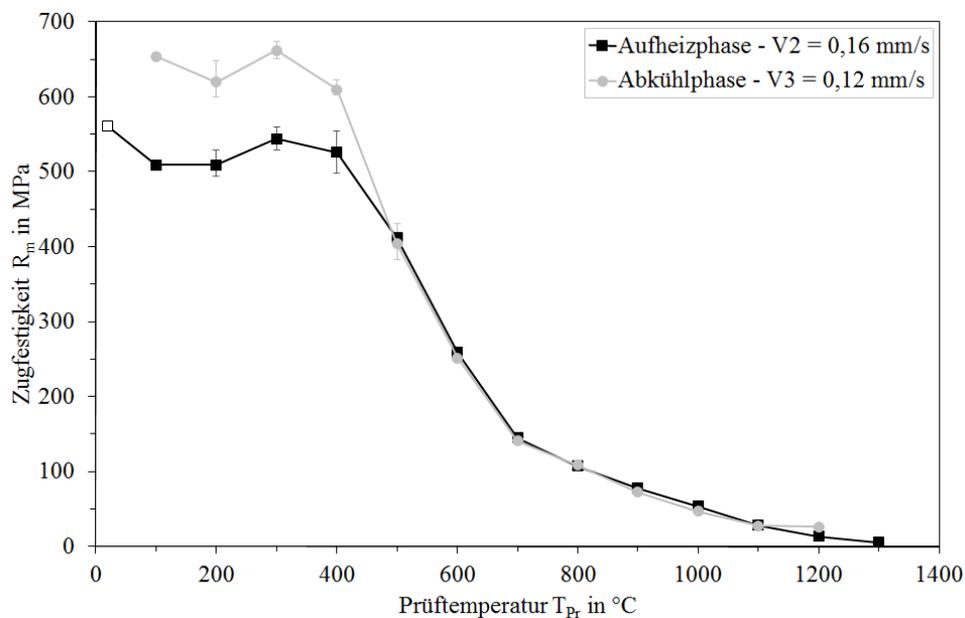


Abbildung 5-26: Einfluss der Prüfphase auf die Zugfestigkeit des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen. Die Prüfgeschwindigkeiten in der Aufheiz- und Abkühlphase ist annähernd gleich. Der Messpunkt bei Raumtemperatur mit leeren Symbolen stammt von der Zwick/Roell und die vollen Messpunkte von der Gleeble 3800.

6 Numerische Simulationen und Ergebnisse

6.1 Presstumpfschweißprozess

Für die numerische Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses wird der FE Solver des kommerziellen Softwarepakets SYSWELD verwendet. Die in dieser Arbeit durchgeführten numerischen Berechnungen wurden in die thermo-mechanische und thermo-metallurgische Analyse aufgeteilt. Bei der thermo-mechanischen Analyse besitzt die Kopplung der einzelnen Teilanalysen eine signifikante Rolle bei der Schweißprozessmodellierung. Die Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse erfolgt schwach oder stark. Das Flussdiagramm in Abbildung 6-1 zeigt unter anderem schematisch den Berechnungsablauf der beiden Methoden.

Beim Präprozessor wird zunächst das CAD Modell erstellt und die Vernetzung durchgeführt, sowie die mathematischen Modelle, Randbedingungen und Materialkennwerte definiert.

Beim Processing, dem Kernbereich der numerischen Simulation, erfolgt die FE Berechnung und der Ergebnisaustausch durch Kopplung der Analysen.

Mit SYSWELD wird standardmäßig die schwache Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse durchgeführt. Bei dieser Variante wird zunächst die thermische, d.h. elektrokinetisch-thermo-metallurgische Berechnung für den gesamten Prozesszeitraum durchgeführt. Die mechanische Berechnung wird erst nach Beendigung der thermischen Analyse ebenfalls für den ganzen Zeitraum durchgeführt. Mit der schwachen Kopplungsvariante wird bei der thermischen Analyse der Verformungszustand, der durch die mechanische Lastaufbringung zustande kommt, nicht berücksichtigt.

Mit der starken Kopplung wird nach jedem thermischen ein mechanischer Rechenschritt für den gesamten oder bestimmten Prozesszeitraum durchgeführt, sowie die Vernetzung bzw. Bauteilgeometrie aktualisiert. Das Ergebnis eines durchgeführten Rechenschritts liefert die Ausgangsdaten für die nächste Schleife.

Die starke Kopplung wird durch eigens geschriebene Routinen in der Programmiersprache SIL von SYSWELD realisiert (siehe Anhang B, ab S. 201). Die Kopplungsfrequenz der thermischen und mechanischen Berechnung wird durch die Zeitschritte geregelt. Mit der starken Kopplungsvariante wird die geometrische Veränderung, d.h. der Einfluss des Verformungszustandes bei der thermischen Berechnung, sowie die Änderung des Materialverhaltens mit der Temperatur bei der mechanischen Berechnung berücksichtigt.

Die Auswertung und Darstellung der Simulationsergebnisse erfolgt abschließend im Postprozessor. Dabei kann eine Vielzahl von Daten analysiert werden, wie das Temperaturfeld, der Verformungszustand oder die Phasenverteilung im Gefüge, die mit der WEZ übereinstimmt.

Für den Gleichungslöser im SYSWELD ist kein bestimmtes Einheitensystem vorgeschrieben. Es muss nur darauf geachtet werden, dass die Einheiten konsistent für den Ergebnisaustausch zwischen den Teilanalysen festgelegt sind. Es wird das SI für die physikalischen Größen in dieser Arbeit verwendet.

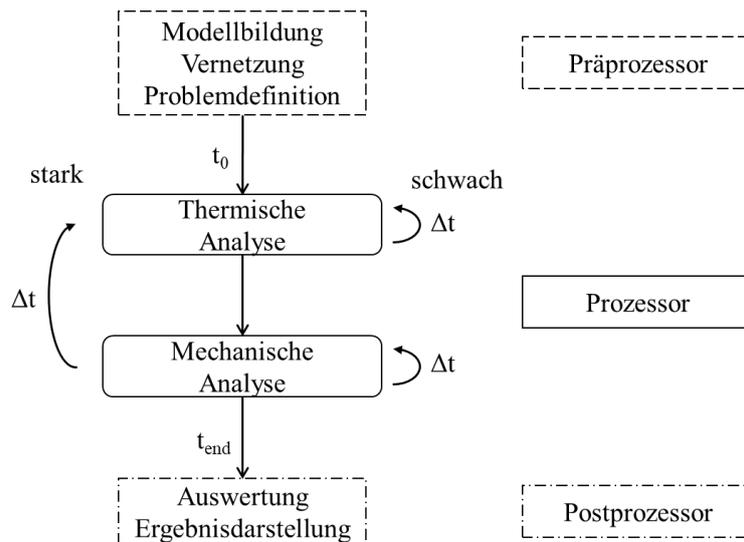


Abbildung 6-1: Schematisches Flussdiagramm zur numerischen Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses mit SYSWELD.

6.1.1 Thermo-Mechanische Analyse

Die mathematischen Modelle, die die thermische und mechanische Analyse zugrunde liegen, sind ausführlich im Kapitel 2.5.1 (ab S. 40) beschrieben. Beim konduktiven PS-Schweißen unterliegen die Fügeteile neben der thermischen Belastung durch die elektrische Widerstandserwärmung gleichzeitig auch der plastischen Verformung, die zur Geometrieänderung im Kontaktbereich führt. Dies wiederum hat Auswirkungen auf die Temperaturfeldentwicklung und somit auch auf das Endergebnis der Schweißverbindung. Aus diesem Grund soll die thermische und mechanische Analyse bei der Modellierung stark gekoppelt werden.

6.1.1.1 CAD Modell, Vernetzung und Randbedingungen

Die Spanneinsätze der konduktiven PS-Schweißanlage mit den eingeklemmten Fügeteilen sind am 3D CAD Modell in Abbildung 6-2 dargestellt. Die Abmessungen der Backen und Bleche sind gemäß der Schweißanlage und verwendeten Fügeteile definiert worden. Bei den Spanneinsätzen sind die äußeren vier Backen aus Stahl. Sie werden zum Einklemmen und Stauchen der Fügeteile eingesetzt. Die inneren vier Backen sind aus Kupfer, über die auch der zum Schweißen erforderliche elektrische Strom eingeleitet wird. In Folge dessen werden die Kupferbacken als Elektroden bezeichnet.

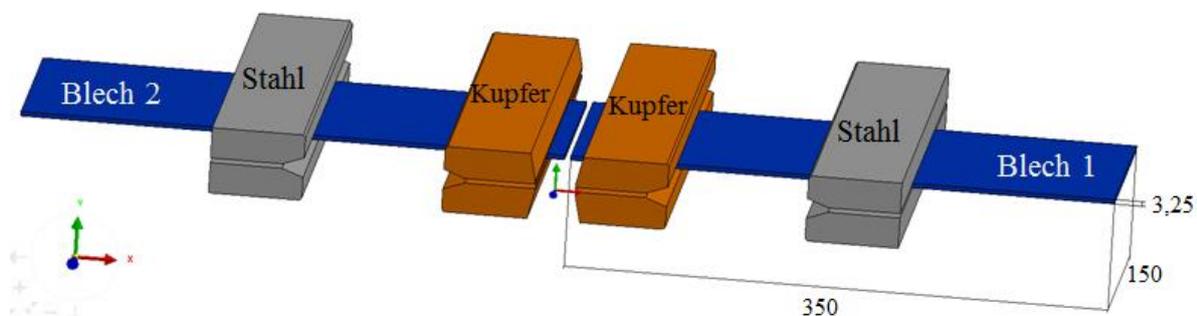


Abbildung 6-2: 3D CAD Modell der Spanneinsätze von der konduktiven PS-Schweißanlage mit den Blechen. Die äußeren Backen sind aus Stahl, die inneren aus Kupfer.

Bei der Prozessmodellierung ist das CAD Modell, d.h. die zu berechnende Geometrie immer so einfach wie möglich zu gestalten. Die Vereinfachung erfolgt durch das Festlegen von sinnvollen Modellgrenzen und die Ausnutzung eventuell vorhandener Symmetrien. Durch diese Maßnahme wird weniger Speicherplatz in Anspruch genommen und die Rechenzeit verkürzt.

Beim PS-Schweißprozess können für die numerische Simulation die äußeren vier Backen aus Stahl vernachlässigt werden, da sie am elektrischen Stromübergang nicht beteiligt sind und nur zum mechanischen Spannen der Bleche dienen.

Da nur die unteren Elektroden den geschlossenen Stromkreis bilden, kann die horizontale Symmetrie nicht ausgenutzt werden. Die vertikale Symmetrienausnutzung ist ebenfalls nicht möglich, weil für die thermische und mechanische Kontaktmodellierung die Stoßflächen beider Bleche als Elemente vorhanden sein müssen.

Mit der Anwendung eines 2D Modells wurde eine Vereinfachung durchgeführt. Das vereinfachte und vernetzte 2D PS-Schweißmodell für die FE Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses ist in Abbildung 6-3 ersichtlich. Das CAD Modell wurde mit dem Präprozessor Visual-Mesh erstellt und vernetzt. Es besteht bei einem Backenanfangsabstand von 30 mm aus insgesamt 16181 2D Quadrat- und Dreieckselementen. Über die 1096 1D Elemente erfolgte die Definition der Randbedingungen, wie der mechanischen Lastaufbringung oder Wärmeabgabe durch Konvektion und Strahlung. Die Gesamtanzahl der Knoten beträgt 16497.

Da die höchsten Temperaturgradienten und Verformungen im Schweißbereich der Bleche entstehen, wurde dieser mit 0,05 mm x 0,05 mm Elementen am feinsten vernetzt (Detail A in Abbildung 6-3). Nach außen hin sind die Bleche und Elektroden gröber diskretisiert worden.

Den geschlossenen Stromkreis bilden Elektrode 1 und 3. Die Randbedingung der elektrischen bzw. thermischen Lastaufbringung erfolgt über die rot markierten Knoten an den unteren Elektroden. Dabei kann die elektrische Spannung oder der elektrische Strom definiert werden. Erstere wurde in dieser Arbeit eingesetzt.

An den Stoßflächen der Bleche ist der thermische und elektrische Kontaktwiderstand über 1D Elemente definiert worden. Für die Kontaktmodellierung der Bleche wurde an den Stoßflächen das Makroelement CNTG für die thermische und das SL2D für die mechanische Analyse verwendet (siehe Kapitel 2.5.1.3, S. 46). Letztere besteht aus zwei 1D Elementgruppen, die in beide Richtungen definiert werden müssen.

Zwischen den Elektroden und Blechen sind die Kontaktwiderstände durch Fusionierung der Knoten vernachlässigt worden.

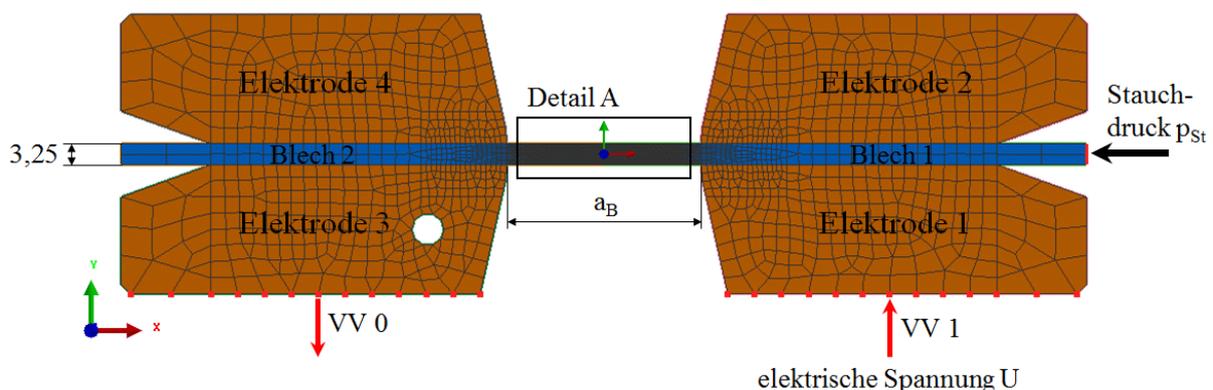


Abbildung 6-3: Vereinfachtes und vernetztes 2D CAD Modell mit den Randbedingungen der thermischen und mechanischen Lastaufbringung für die FE Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses. Der Backenanfangsabstand a_B beträgt bei diesem Modell 30 mm.

Die linke Seite vom CAD Modell ist entsprechend der Schweißanlage starr und die rechte Seite in x-Richtung beweglich. Über die rot markierten 1D Elemente auf der rechten Seite von Blech 1 erfolgt die mechanische Lastaufbringung. Diese kann als Stauchdruck, -kraft oder -weg als Funktion der Zeit definiert werden. In dieser Arbeit wurde der Stauchdruck-Zeit Verlauf verwendet. Auf die verwendeten Eingabeparameter wird bei dem jeweiligen Simulationsbeispiel eingegangen.

Die Berücksichtigung der Wärmeabgabe durch Konvektion und Strahlung erfolgt über die Oberflächen der einzelnen Bauteile. Die Zusammenhänge sind im FE Code implementiert und die Randbedingungen wurden über die in Abbildung 6-4 rot markierten 1D Elemente definiert. Für die wassergekühlte linke untere Elektrode ist der Gesamtwärmeübergangskoeffizient mit $3500 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ an der Bohrung definiert worden.

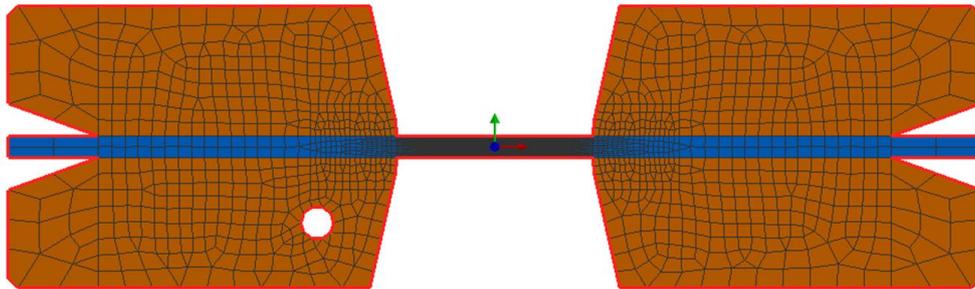


Abbildung 6-4: Definierte Randbedingungen für Strahlung und Konvektion an den rot markierten 1D Elementen am Umfang des 2D CAD Modells für die konduktive PS-Schweißsimulation. Über 1D Elemente an der Bohrung wurde die Wasserkühlung berücksichtigt.

Die Definition der Schweißparameter für die FE Analyse erfolgte in Anlehnung an die experimentell gemessenen Daten. Die elektrische Spannung und der Stauchdruck in Abbildung 6-5 basiert an den PS-Schweißversuch „Vers_2“ und wurde als thermische und mechanische Lastaufbringung für die Prozesssimulation verwendet. Die Modellierung ist vom Prozessstart bis zum Ende der elektrischen Spannungseinwirkung stark gekoppelt durchgeführt worden. Die Modellerstellung und Ergebnisse von ersten Simulationen sind in der Veröffentlichung [180] enthalten.

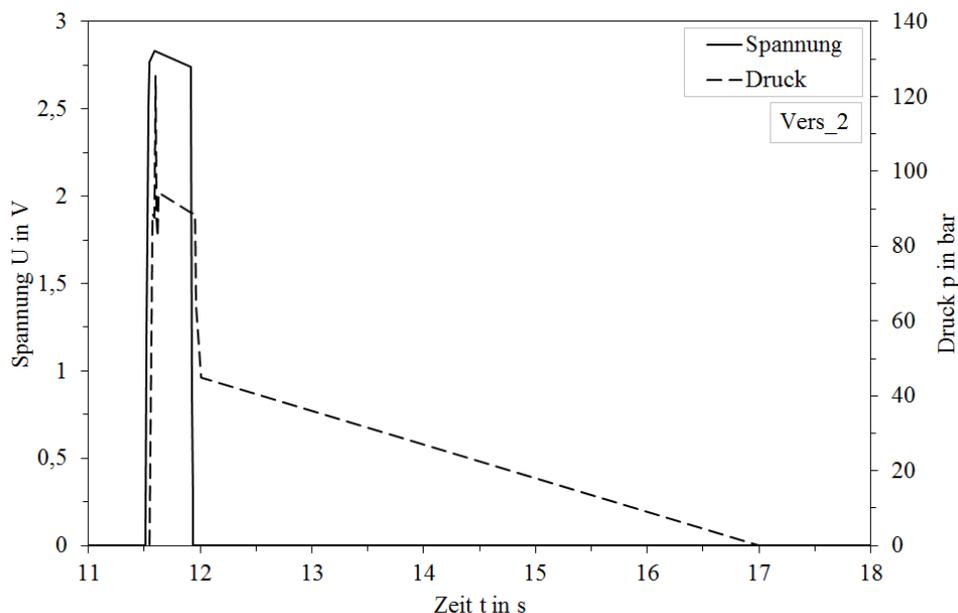


Abbildung 6-5: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Spannung und des Drucks, der für die numerische Simulation des konduktiven PS-Schweißversuchs „Vers_2“ eingesetzt wurde. Die Schweißparameter wurden in Anlehnung an die Messwerte definiert.

6.1.1.2 Materialkennwerte

Eine Besonderheit der numerischen Schweißprozesssimulation mit SYSWELD ist, dass die temperaturabhängigen Materialkennwerte für jede Kristallstruktur bei physikalischen Daten und für jeden Gefügebestandteil bei mechanischen Daten separat angegeben werden kann. Zur Berücksichtigung der Phasenabhängigkeit wird bei Stahl eine Unterscheidung zwischen flächenzentrierten γ -MK (kfz: Austenit) und raumzentrierten α -MK (krz: GW – Ferrit/Perlit, Bainit; trz: Martensit) gemacht. Die zum Einsatz kommenden Materialkennwerte des Mischgefüges wird über die Gefügezusammensetzung, die auf das Umwandlungsschaubild basiert [95] und lineare Mischungsregel berechnet [131] [181].

Die physikalischen Materialkennwerte werden als Funktion der Temperatur und Kristallstruktur berücksichtigt. In Abbildung 6-6 ist von den thermo-physikalischen Materialkennwerten die Wärmeleitfähigkeit λ und spezifische Wärmekapazität c_p als Funktion der Mischkristalle des S355 Stahls ersichtlich, die für die PS-Schweißsimulation in die Materialkarte von SYSWELD implementiert wurden. Dabei ist eine Unterscheidung zwischen dem α - und γ -MK gemacht worden.

Die Dichte ist mit 7850 kg/m^3 definiert worden. Die Temperaturabhängigkeit der Dichte wurde angesichts der Größenordnung und zur numerischen Stabilität nicht berücksichtigt.

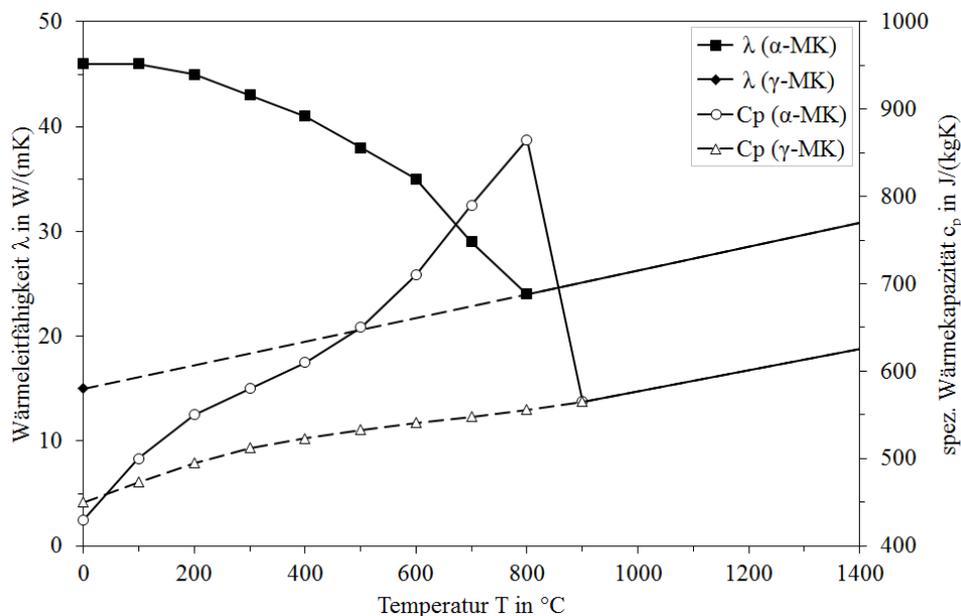


Abbildung 6-6: Thermo-physikalische Materialkennwerte des S355 Stahls für die PS-Schweißsimulation. Die Kristallabhängigen Werte der Wärmeleitfähigkeit und spezifischen Wärmekapazität stammen aus der SYSWELD Materialdatenbank [81].

Die Wärmeleitfähigkeit λ und spezifische Wärmekapazität c_p von Kupfer, die für die Elektroden in der Materialkarte definiert wurden, zeigt Abbildung 6-7. Die Werte der Wärmeleitfähigkeit stammen aus der Literatur [182]. Die Werte für die spezifische Wärmekapazität wurden aus der Literatur [183] entnommen. Die temperaturabhängigen Werte sind in der Literatur in der Einheit $\text{J}/(\text{molK})$ angegeben und wurden über die Molmasse von Kupfer ($= 63,546 \text{ g/mol}$) [184] in $\text{J}/(\text{kgK})$ umgerechnet.

Für die Kupferelektroden wurde die Dichte mit 8940 kg/m^3 [182] unabhängig von der Temperatur als konstanter Wert definiert.

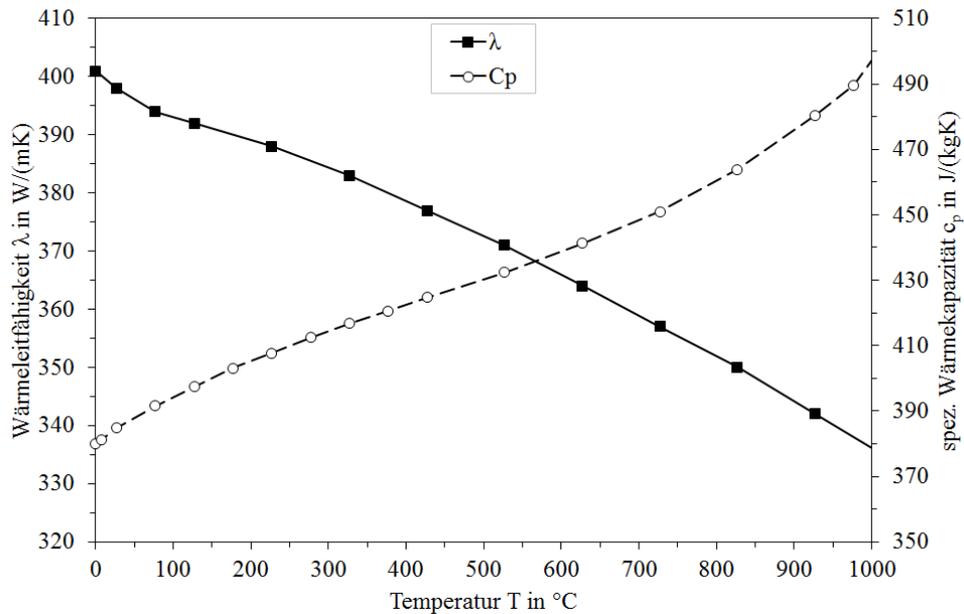


Abbildung 6-7: Thermo-physikalische Materialkennwerte vom Kupfer für die PS-Schweißsimulation. Die Werte der Wärmeleitfähigkeit wurden aus der Literatur [182] und der spezifischen Wärmekapazität aus der Literatur [183] entnommen und für die Elektroden definiert.

Für die mechanische Simulation können die Materialkennwerte über eine Subroutine oder Fließkurven definiert werden.

Mit der Subroutine werden Fließkurven bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten berechnet. Diese Variante ist wegen der Parametervielzahl im mathematischen Modell (siehe z.B. Johnson Cook [185]) aufwendig.

Bei der Fließkurven-Methode werden die mechanischen Materialkennwerte über ein mathematisches Modell berechnet oder durch experimentell gemessene Kurvenverläufe punktweise beschrieben.

In SYSWELD wird für die mechanische Analyse bei Spannungs-Dehnungs-Kurven der linear-elastische Bereich durch den Elastizitätsmodul E und die Fließgrenze beschrieben. Die Fließgrenze beginnt, abhängig von der Art der Spannungs-Dehnungs-Kurve, bei der Streckgrenze R_e oder Ersatzdehngrenze $R_{p0.2}$. Der elastisch-plastische Bereich wird mit der multilinenen Beschreibung der Verfestigung, wie in Abbildung 6-8 schematisch dargestellt, erfasst. Die Spannungs-Dehnungskurve wird demzufolge nach der Fließgrenze segmentweise linear definiert.

Die Plastizität wird mit der isotropen Verfestigung modelliert. Mit diesem Modellansatz ist das Materialverhalten von der vorhergehenden Belastungsrichtung unabhängig.

Nach der Fließspannung wird die Festigkeitszunahme mit zunehmender plastischer Dehnung als Verfestigung bezeichnet. Dementsprechend wird die Verfestigung für den Ausgangswerkstoff über die Differenz der Zugfestigkeit und Fließspannung aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven bis zur Gleichmaßdehnung ermittelt. Mit Beginn der Einschnürung findet auch eine Querschnittverjüngung statt, wodurch die gemessenen Werte nicht mehr stimmen. Die Extrapolation über die Gleichmaßdehnung kann mit mathematischen Modellen (z.B. Ludwik [186], Hollomon [187], Swift [188], u.a.) erfolgen.

In dieser Arbeit wurde die Ramberg-Osgood [189] Gleichung (6-1) eingesetzt, um die Verfestigungsverläufe über die Gleichmaßdehnung für größere plastische Dehnungen zu beschreiben.

$$\sigma_{pl} = K \cdot \varepsilon_{pl}^n \quad (6-1)$$

Dabei ist σ_{pl} die plastische Spannung, ε_{pl} die plastische Dehnung, K und n sind werkstoffabhängige Konstanten.

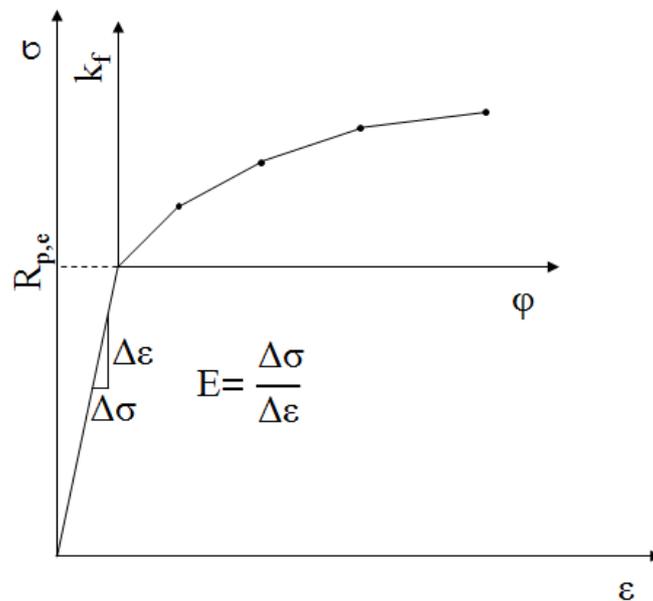


Abbildung 6-8: Schematischer Fließkurvenverlauf zur Beschreibung der Verfestigung in SYSWELD für die konduktive PS-Schweißsimulation.

Beim Elastizitätsmodul erfolgt für den S355J2+N Stahl eine Unterscheidung zwischen den α - und γ -Mischkristallen.

Für die drei raumzentrierten α -Phasen Ferrit/Perlit (GW), Bainit und Martensit wird der temperaturabhängige E-Modul definiert, der aus den experimentell gemessenen Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt wurde.

Für die Austenit Phase mit den γ -MK wurde der temperaturabhängige Kurvenverlauf mit Werten aus der SYSWELD Materialdatenbank berechnet.

Der gemessene temperaturabhängige E-Modul für das α -MK, sowie der rechnerisch ermittelte für den γ -MK ist in Abbildung 6-9 dargestellt. Mit zunehmender Temperatur und abfallenden Werten wird die Differenz zwischen den beiden Verläufen kleiner.

Für die numerische Stabilität ist der E-Modul bei hohen Temperaturen einer der wichtigsten Parameter. Daher wurde der E-Modul aus numerischen Gründen nicht kleiner als 1000 MPa definiert, da andernfalls die Leistung des numerischen Lösers einbricht. Entsprechend den ermittelten Werten wurde der temperatur- und kristallstrukturabhängige E-Modul punktweise definiert.

Für die Kupferelektroden wurde der E-Modul mit 125000 MPa [190] als konstanter Wert definiert. Die Temperaturabhängigkeit vom Kupfer musste nicht berücksichtigt werden, da es zu keiner nennenswerten Erwärmung der Elektroden beim PS-Schweißen kommt.

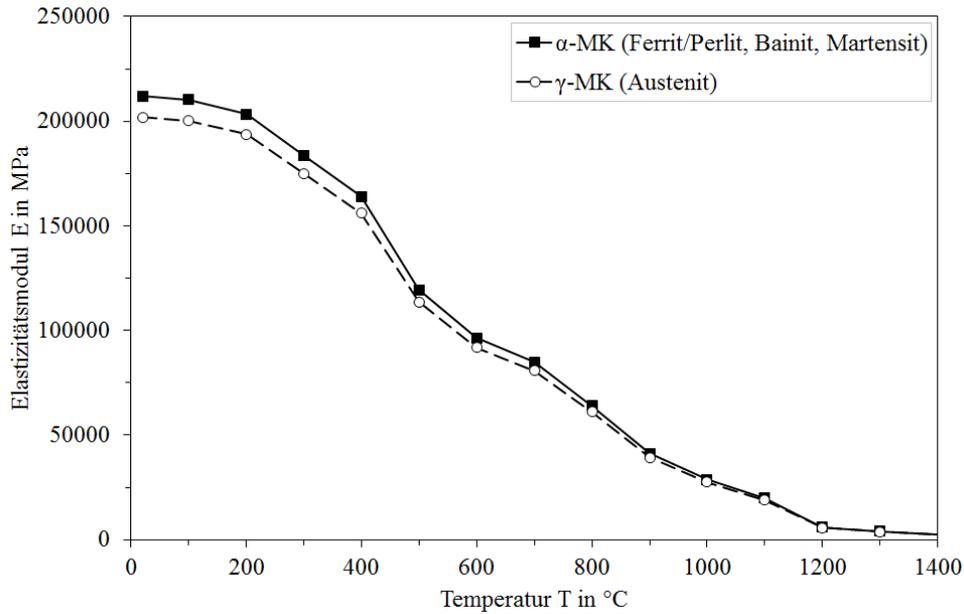


Abbildung 6-9: Elastizitätsmodul als Funktion der Temperatur und Kristallstruktur für die numerische PS-Schweißsimulation mit SYSWELD. Die Werte des S355J2+N (α -MK) Stahls wurden experimentell ermittelt.

Bei der Fließgrenze wird eine Unterscheidung zwischen den einzelnen Phasen Ferrit/Perlit (GW), Martensit, Bainit und Austenit gemacht. Aus den gemessenen Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zug- und Warmzugversuche wurde die temperaturabhängige Fließgrenze vom GW (Ferrit/Perlit) bestimmt. Die Phasenabhängigkeit wird über die Fließgrenze des Grundwerkstoffs und der reinen Phase approximiert. Dabei wird der gemessene temperaturabhängige Verlauf der Fließgrenze vom GW mit dem bei Raumtemperatur vorliegenden Fließgrenzenverhältnis reine Phase zu GW entsprechend Gleichung (6-2) multipliziert.

$$k_{f_{Phase}}(T) = k_{f_{GW}}(T) \cdot \frac{k_{f_{Phase}}(20^{\circ}C)}{k_{f_{GW}}(20^{\circ}C)} \quad (6-2)$$

Für die Martensit-, Bainit- und Austenit-Phase wurde die Fließspannung bei Raumtemperatur aus der SYSWELD Materialdatenbank [178] herangezogen. Durch die Approximation erfolgt die getrennte Betrachtung der temperaturabhängigen Fließgrenze der jeweiligen reinen Phase über die Funktion des Ausgangsmaterials.

Die Kurvenverläufe in Abbildung 6-10 zeigen, dass Martensit gefolgt vom Bainit, Ferrit/Perlit (GW) und Austenit die höchste Fließspannung besitzt. Die Fließgrenze ist eine der wichtigsten Materialeigenschaften bei hohen Temperaturen. Zur besseren Stabilität des numerischen Lösers ist die Fließgrenze nicht kleiner als 5 MPa definiert worden.

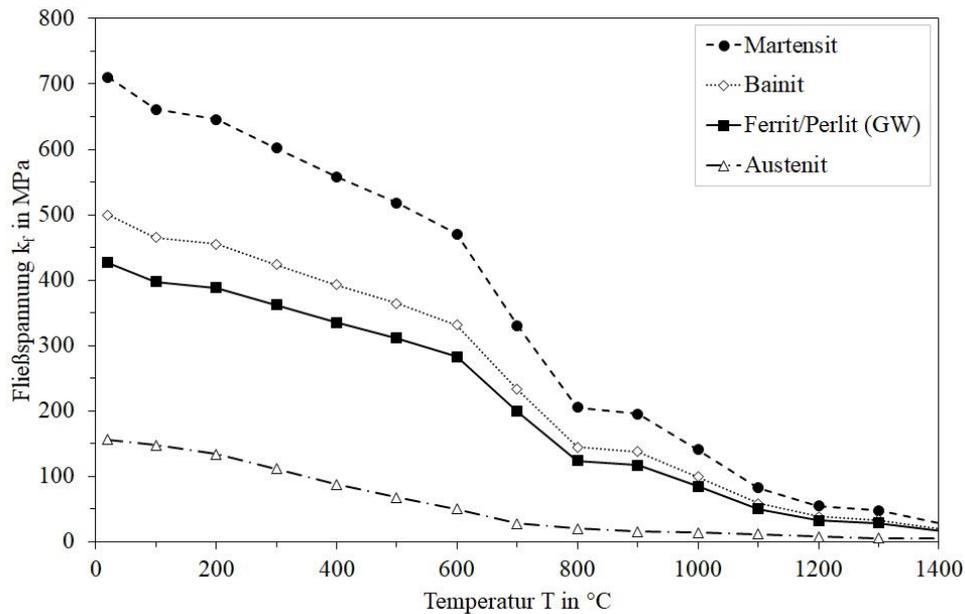


Abbildung 6-10: Fließspannung als Funktion der Temperatur und Phase des S355J2+N Stahls. Bei den Verläufen wird zwischen Martensit, Bainit, Ferrit/Perlit (GW) und Austenit unterschieden.

Der temperaturabhängige wahre Verfestigungsverlauf in Abhängigkeit der wahren plastischen Dehnung des Grundwerkstoffs S355J2+N mit Ferrit/Perlit (GW) Gefüge ist in Abbildung 6-11 ersichtlich. Die Verläufe wurden aus den gemessenen Spannungs-Dehnungs Kurven der experimentell durchgeführten Zug- und Warmzugversuche abgeleitet.

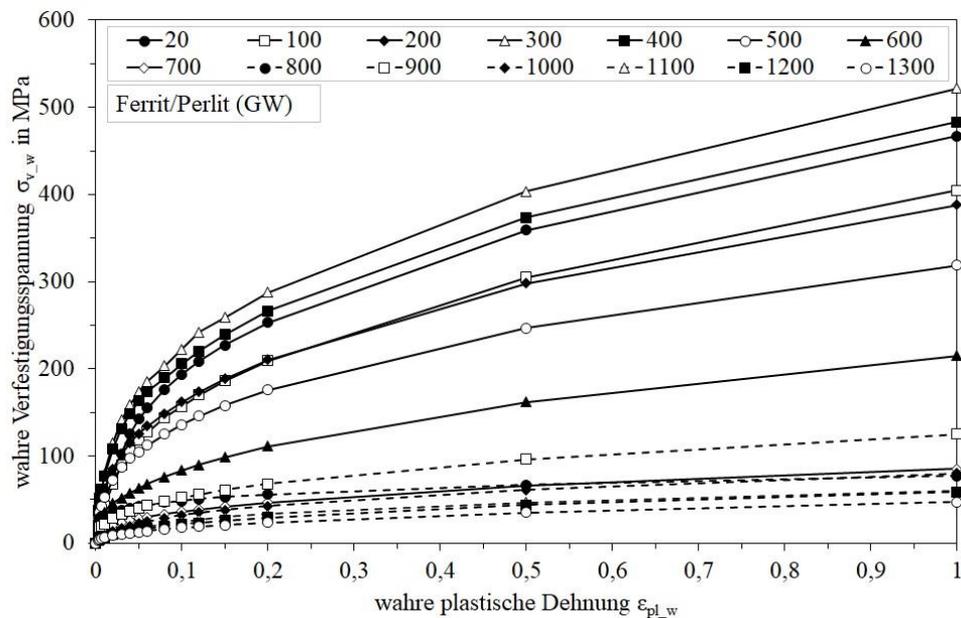


Abbildung 6-11: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung des Grundwerkstoffs S355J2+N mit Ferrit/Perlit Gefüge.

Die Werte nach der Gleichmaßdehnung sind bei der jeweiligen Temperatur mit der Ramberg-Osgood Gleichung (6-1) (S. 122) extrapoliert worden. Für die einzelnen Phasen Bainit, Martensit und Austenit wurden die temperaturabhängigen Verfestigungsverläufe durch Approximation (Gleichung (6-2), S. 124) erstellt.

Über die gemessenen temperaturabhängigen Verfestigungsverläufe des Ausgangsmaterials und den Angaben aus der SYSWELD Materialdatenbank [178] wurden die temperatur- und phasenabhängigen wahren Verfestigungsspannungen als Funktion der wahren plastischen Dehnung von Bainit, Martensit und Austenit abgeleitet. Abbildung 6-12, Abbildung 6-13 und Abbildung 6-14 zeigt die Kurvenverläufe der temperaturabhängigen Verfestigung der einzelnen Phasen. Für die PS-Schweißsimulationen wurden die Verfestigungskurven in 100 K Schritten eingesetzt.

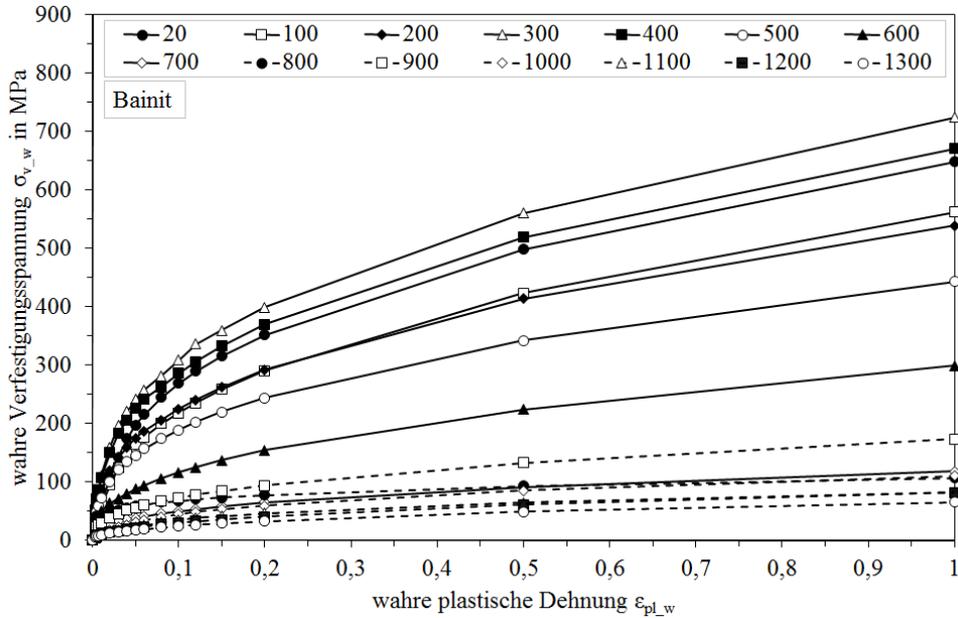


Abbildung 6-12: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung vom Bainit des S355J2+N Stahls.

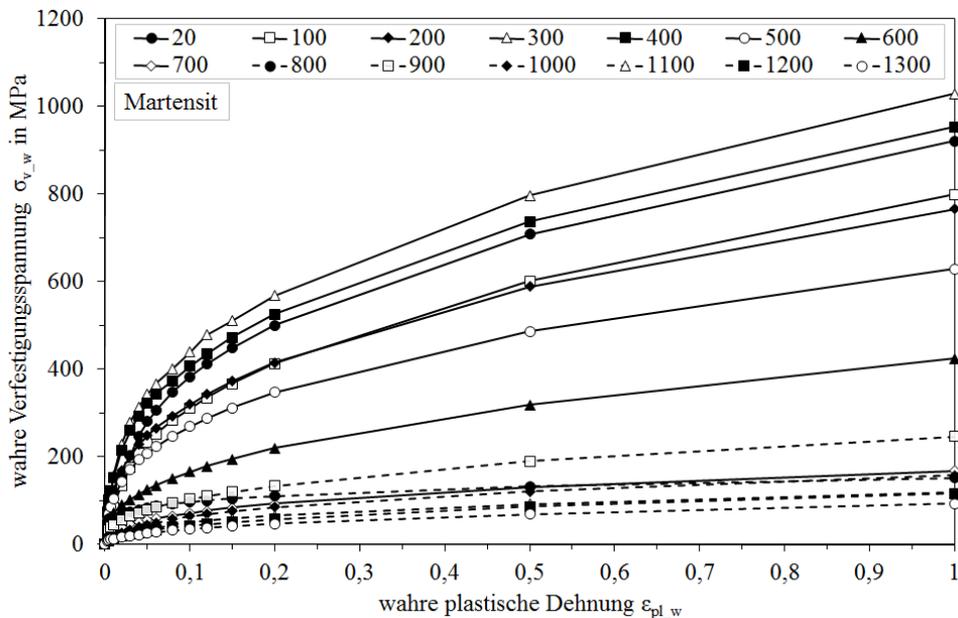


Abbildung 6-13: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung vom Martensit des S355J2+N Stahls.

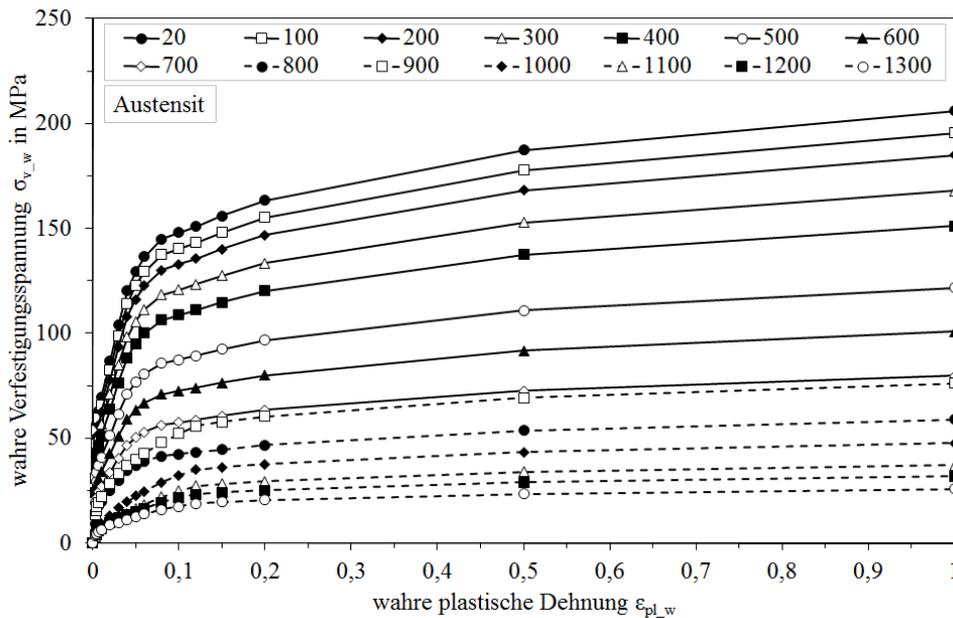


Abbildung 6-14: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung vom Austenit des S355J2+N Stahls.

Die Querkontraktionszahl bzw. Poissonzahl ν beschreibt die Querschnittsverringerung des Materials bei Zugbelastung. Sie kann über das Verhältnis zwischen Quer- und Längsdehnung bestimmt werden und liegt bei den meisten Werkstoffen zwischen 0,25 und 0,33 [191]. Die Querkontraktionszahl nimmt mit der Temperatur zunächst geringfügig zu [192]. Ab 700 °C liegt ein steiler Anstieg vor [193].

In SYSWELD kann für die Querkontraktionszahl die Temperaturabhängigkeit modelliert werden. Dies würde allerdings zur ungenauen Berechnung der Tangentenmatrix und somit zur Reduktion der Konvergenzgeschwindigkeit führen. In Folge dessen wurde auf die Temperaturabhängigkeit verzichtet und die Querkontraktionszahl ist für den S355J2+N Stahl mit 0,30 und für die Kupferelektroden mit 0,35 als konstanter Wert definiert worden.

Die thermische Dehnung ε_{th} ist das Produkt der Temperatur T und des linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten α . Sie wird in SYSWELD als temperaturabhängiger Verlauf für das α -MK und γ -MK beschrieben.

Da die Temperaturänderung in einem metallischen Bauteil zu einer Volumenänderung führt, kann die thermische Dehnung am Dilatometer experimentell gemessen werden. Die unter den typischen PS-Schweißbedingungen aufgezeichnete thermische Dehnung des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls ist in Abbildung 6-15 ersichtlich. Für die Modellierung wurde eine Unterscheidung zwischen dem α -MK und γ -MK gemacht. Weil der GW als Ausgangszustand bei Raumtemperatur vorlag, beträgt die thermische Dehnung des α -MK's bei Raumtemperatur Null.

Für die numerischen Simulationen des konduktiven PS-Schweißprozesses ist von den thermoelektrischen Materialkennwerten die elektrische Leitfähigkeit notwendig. Die elektrische Leitfähigkeit eines Materials ist definiert als Proportionalitätskonstante zwischen der elektrischen Stromdichte und der elektrischen Feldstärke (siehe Gleichung (2-9), S. 41). Sie gibt die Fähigkeit eines Stoffes an, den elektrischen Strom zu leiten und besitzt die Einheit $1/(\Omega m)$. Die Materialkonstante ist abhängig von der Temperatur, Mikro- (Kristallaufbau, Gitterfehler) und Elektronenstruktur (Bindungstyp, Valenzelektronenkonzentration) [194].

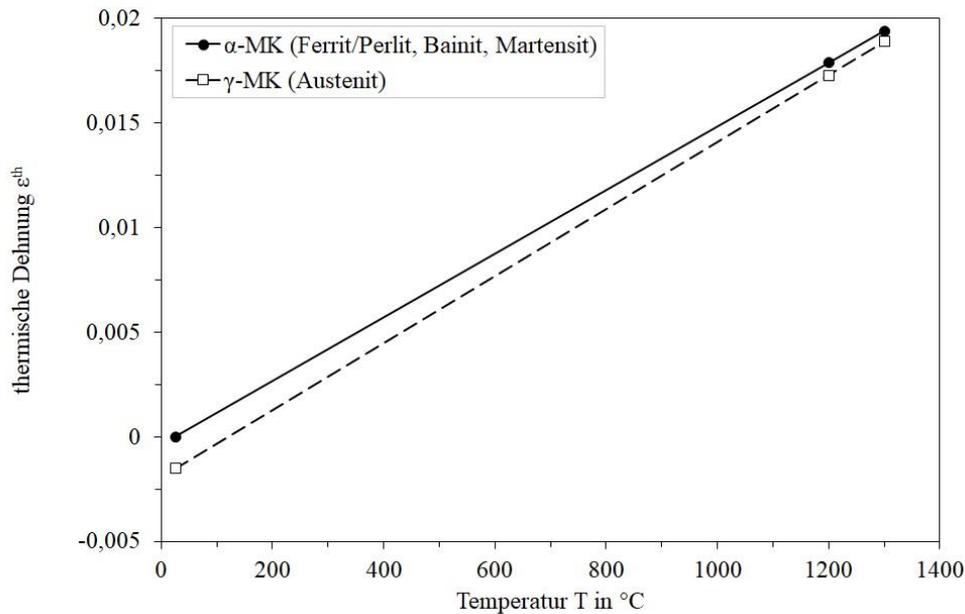


Abbildung 6-15: Thermische Dehnung als Funktion der Temperatur für das α -MK (Ferrit/Perlit, Bainit, Martensit) und γ -MK (Austenit) des S355J2+N Feinkornbaustahls. Die Verläufe wurden am Dilatometer experimentell gemessen.

Die temperaturabhängige elektrische Leitfähigkeit $\sigma(T)$ wird über das Wiedemann-Franz Gesetz (6-3) berechnet [195].

$$\sigma = \frac{\lambda}{a_L \cdot T} \quad (6-3)$$

Neben der Wärmeleitfähigkeit λ und der Temperatur T ist zur Berechnung der temperaturabhängigen elektrischen Leitfähigkeit σ auch die Proportionalitätskonstante a_L notwendig. Diese wird häufig auch als Lorenz-Zahl bezeichnet [196] [197] [198].

Die für die numerischen Simulationen eingesetzten Werte der elektrischen Leitfähigkeiten von Kupfer und Stahl sind in Abbildung 6-16 ersichtlich.

Für Kupferelektroden ist die elektrische Leitfähigkeit σ mit dem Wiedemann-Franz Gesetz (Gleichung (6-3)) über die Wärmeleitfähigkeit λ und Lorenz-Zahl a_L berechnet worden. Letztere ist bei $T \geq 0 \text{ °C}$ mit $2,23 \cdot 10^{-8} \text{ W}\Omega/\text{K}^2$ und bei $T \geq 100 \text{ °C}$ mit $2,33 \cdot 10^{-8} \text{ W}\Omega/\text{K}^2$ definiert worden [199]. Die elektrische Leitfähigkeit von Kupfer nimmt exponentiell mit der Temperatur ab.

Der temperaturabhängige Verlauf der elektrischen Leitfähigkeit $\sigma(T)$ des S355 Baustahls wurde, wie die Wärmeleitfähigkeit $\lambda(T)$, aus der SYSWELD Materialdatenbank [81] herangezogen. Bei Stahl nimmt die elektrische Leitfähigkeit bis 600 °C kontinuierlich ab und bleibt anschließend nahezu konstant.

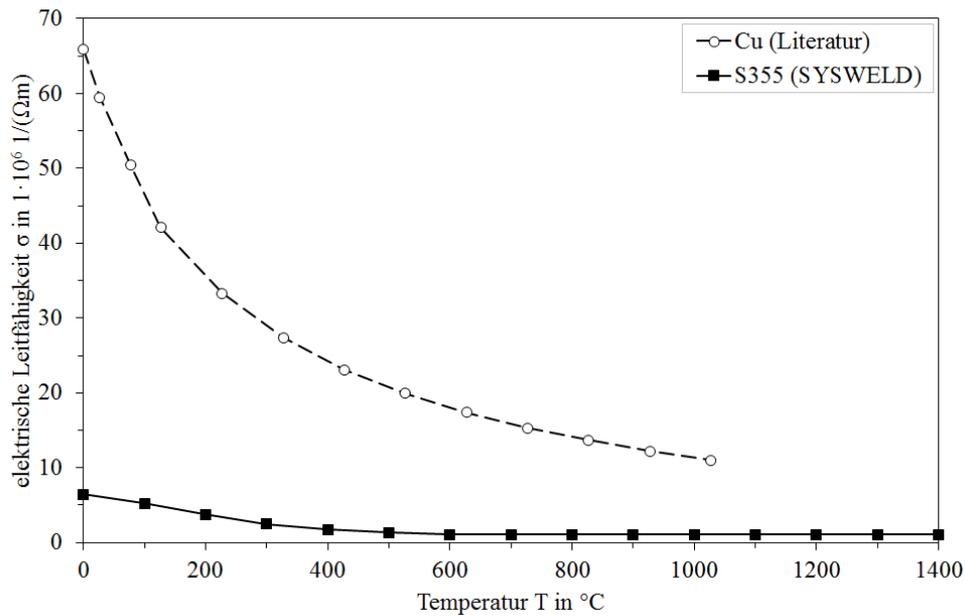


Abbildung 6-16: Elektrische Leitfähigkeit als Funktion der Temperatur von Kupfer und S355 Baustahl für die numerische PS-Schweißprozesssimulation.

Für die Modellierung des konduktiven PS-Schweißprozesses sind auch die thermischen und elektrischen Kontaktwiderstände zwischen den Stahlblechen im Fügebereich erforderlich. Diese beiden Parameter haben einen großen Einfluss auf die Wärmeentwicklung im Kontaktbereich von Bauteilen. Die eingesetzten temperaturabhängigen Verläufe für den S355J2+N Stahl sind in Abbildung 6-17 ersichtlich. Die Funktionsdatenbank für Widerstandspunktschweißsimulationen von SYSWELD [200] lieferte diese Eingabewerte. Da der konduktive PS-Schweißprozess den gleichen physikalischen Gesetzmäßigkeiten unterliegt, können die Daten auch für die PS-Schweißsimulation eingesetzt werden.

Der thermische Kontaktwiderstand vom Baustahl besitzt mit zunehmender Temperatur ein exponentielles Wachstum. Der elektrische Kontaktwiderstand nimmt im Kontaktbereich der Bleche mit zunehmender Temperatur exponentiell ab.

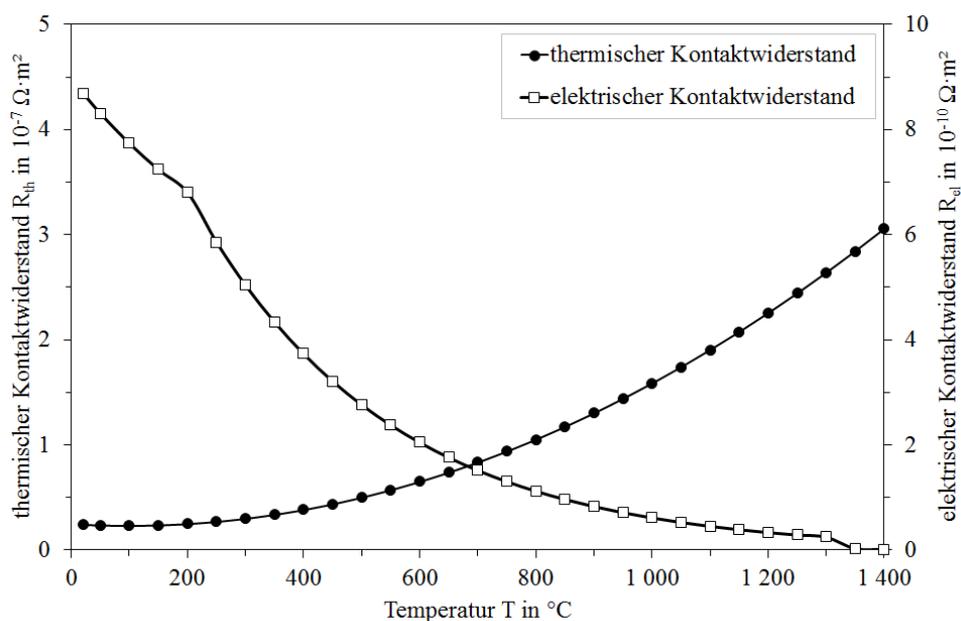


Abbildung 6-17: Thermischer und elektrischer Kontaktwiderstand des S355J2+N Stahls als Funktion der Temperatur aus der Datenbank [200] für die thermische Modellierung im Kontaktbereich der Bleche.

Der elektrische Kontaktwiderstand ist eine komplexe physikalische Größe, die seit über 70 Jahren von Wissenschaftlern ausführlich erforscht wird [201]. Es ist bekannt, dass diese Größe von einer Vielzahl von Parametern abhängig ist, wie dem realen Kontaktbereich, dem Kontaktdruck, der Fließgrenze der Kontaktkörper, der Grenzflächentemperatur, der Oberflächenbeschaffenheit, d.h. der Rauigkeit und Oxidschichtdicke, sowie dem Volumenwiderstand der berührenden Materialien [202].

6.1.1.3 Kopplung der Analysen

Im Kapitel 6.1 (ab S. 117) ist das Thema Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse diskutiert worden. Anknüpfend werden hier die Auswirkungen der beiden unterschiedlichen Kopplungsvarianten beschrieben. Zur Überprüfung des Einflusses der schwachen und starken Kopplungsvariante auf die konduktive PS-Schweißsimulation sind die Schweißparameter aus Abbildung 6-18 definiert worden. Für die thermische Analyse kam die elektrische Spannung zum Einsatz, die beim Kettenschweißen im Projekt JOIN 4+ 2.3 „Kette“ [203] gemessen und auf den verwendeten Blechquerschnitt umgerechnet wurde. Für die mechanische Analyse ist der Druck als Eingabeparameter definiert worden, deren Maximalwert bei einer induktiven HF-Rohrschweißung gemessen wurde.

Die erste PS-Schweißsimulation wurde mit schwach gekoppelter thermischer und mechanischer Analyse durchgeführt. Die zweite PS-Schweißsimulation ist mit starker Kopplung durchgeführt worden. Diese wurde nur im Zeitraum der gleichzeitigen thermischen und mechanischen Lastaufbringung angewandt. Die Rechenzeit ist dadurch kürzer, als bei einer starken Kopplung während der gesamten Prozesszeit.

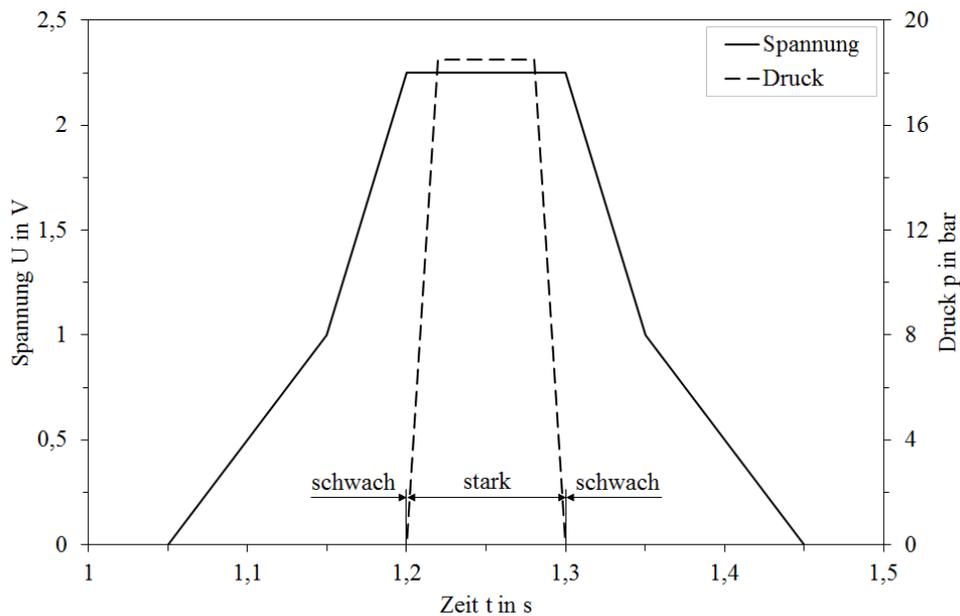


Abbildung 6-18: Definiertes elektrisches Spannungs- und Druckverlauf für PS-Schweißsimulationen mit schwach und stark gekoppelter thermischer und mechanischer Analyse.

Das Ergebnis der schwach und stark gekoppelten PS-Schweißsimulation ist in Abbildung 6-19 ersichtlich. Zur besseren Übersicht wurde nur der Modellbereich „Detail A“ aus Abbildung 6-3 (S. 119) mit zwei ausgewählten Punkten für die Temperatur-Zeit-Verläufe herangezogen. Dargestellt sind die berechneten Verformungszustände mit dem jeweiligen Temperaturprofil der schwach und stark gekoppelten PS-Schweißsimulation. Die Ergebnisse wurden am Ende der mechanischen Belastung bei der Prozesszeit von 1,3 Sekunden dargestellt. Bei beiden PS-Schweißsimulationen hat sich die typische Wulst im Stoßbereich der Bleche gebildet.

Die Wulst ist bei der schwach gekoppelten Berechnung (Abbildung 6-19, links) schmaler und höher als bei der konduktiven PS-Schweißsimulation mit starker Kopplung (Abbildung 6-19, rechts) ausgefallen. Der Höhenunterschied beträgt bei diesem Beispiel 0,4 mm, etwa 13% der Blechdicke. Die Unterschiede bei der Schweißnahtausbildung können auf die unterschiedliche Temperaturfeldentwicklung zurückgeführt werden, die ebenfalls in der Ausbildung der WEZ sichtbar ist.

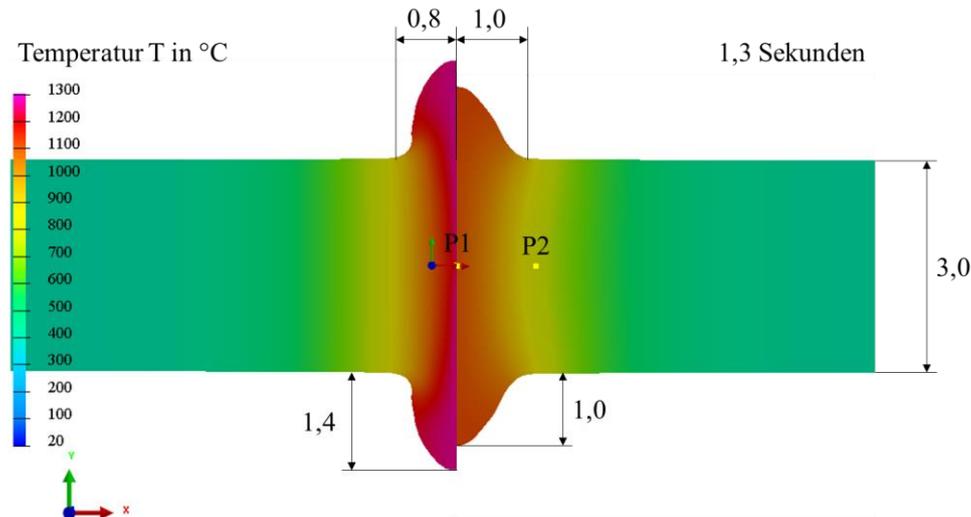


Abbildung 6-19: Vergleich der Verformungszustände mit dem Temperaturfeld der schwach (links) und stark (rechts) gekoppelten konduktiven PS-Schweißsimulation.

Die mit unterschiedlichen Kopplungsvarianten numerisch berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe der Knotenpunkte P1 und P2 zeigt Abbildung 6-20. Die Spitzentemperatur beträgt im Kontaktbereich der Bleche (Punkt P1) bei schwacher Kopplung 1264 °C ($t = 1,31$ s) und bei starker Kopplung 1167 °C ($t = 1,24$ s). Die unterschiedlichen Kopplungsvarianten führen im Stoßbereich der Fügeteile zu einer Temperaturdifferenz von knapp 100 °C bei den eingesetzten Schweißparametern.

Außerhalb des Kontaktbereichs im Knotenpunkt P2 beträgt die Spitzentemperatur bei der PS-Schweißsimulation mit schwacher Kopplung 936 °C ($t = 1,39$ s) und mit starker Kopplung 895 °C ($t = 1,38$ s). Im Knotenpunkt P2 wurde demnach eine Temperaturdifferenz von knapp über 40 °C berechnet.

Demzufolge ist die Spitzentemperatur bei schwacher Kopplung stets höher als bei der starken Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse. Außerdem steigt die Temperaturdifferenz mit zunehmender Spitzentemperatur.

Die Ergebnisunterschiede werden hauptsächlich durch die Berücksichtigung der Geometrieänderung verursacht. Bei der stark gekoppelten Simulation ist durch die Aktualisierung der Vernetzung die Kontaktfläche im Stoßbereich der Bleche größer. Dies führt zur niedrigeren Spitzentemperatur, da durch die Aktualisierung des Verformungszustandes eine größere Fläche beim thermischen Rechenschritt vorliegt. Daher ist die maximale Temperatur bei der schwachen Kopplung größer als bei der stark gekoppelten Simulation, wodurch auch die Wulst- bzw. Schweißnahtausbildung direkt beeinflusst wird.

Der zeitliche Verlauf der elektrischen Stromdichte in Abbildung 6-21 bestätigt diese Erklärung. Die elektrische Stromdichte ist bei der starken Kopplung niedriger als bei der komplett schwach gekoppelten konduktiven PS-Schweißsimulation, wie der Bereich mit der punktierten Ellipse zeigt.

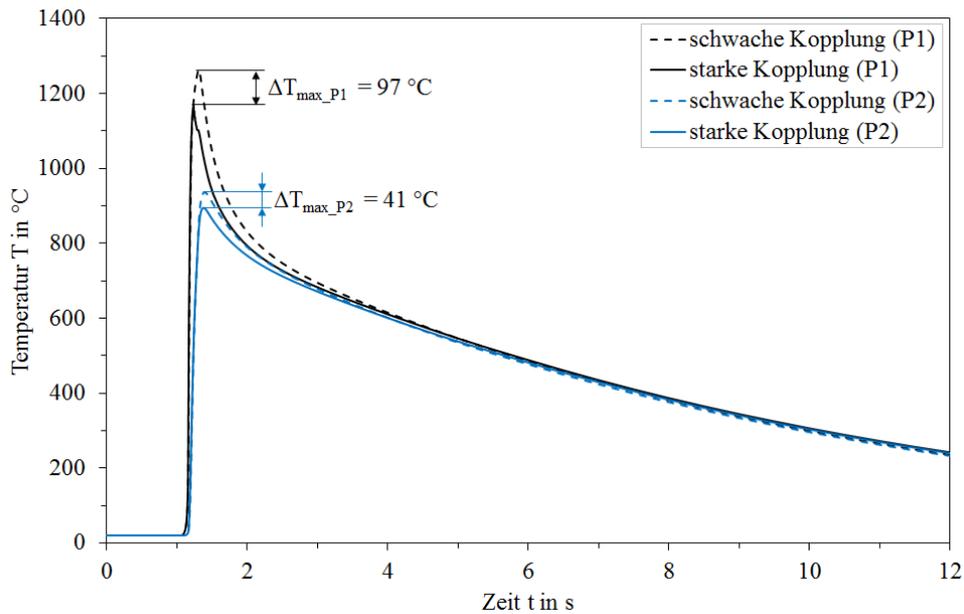


Abbildung 6-20: Numerisch berechnete Temperatur-Zeit-Verläufe in den Knotenpunkten P1 und P2 bei schwacher und starker Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse des PS-Schweißprozesses.

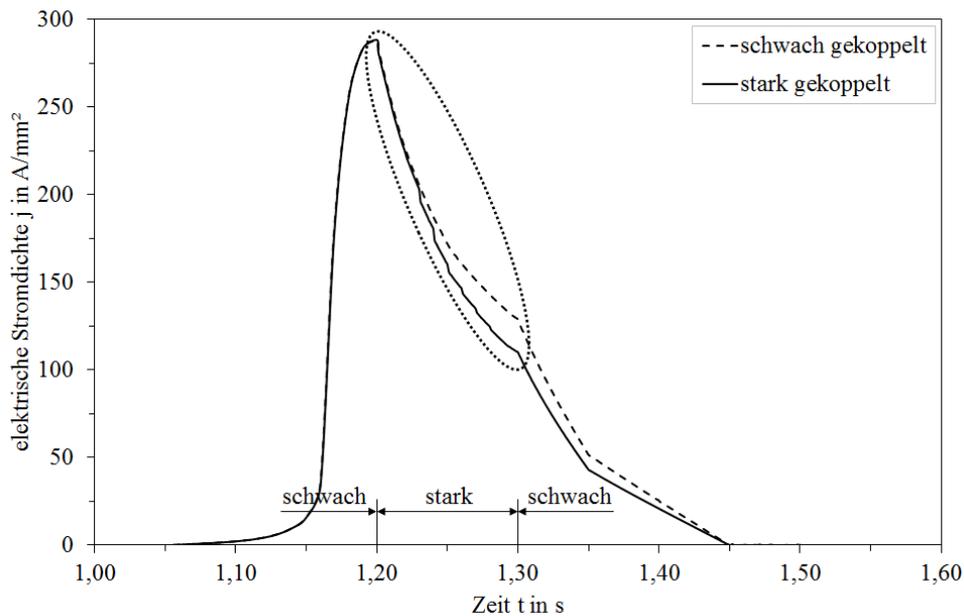


Abbildung 6-21: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Stromdichte bei schwach und stark gekoppelter thermischer und mechanischer Analyse bei der konduktiven PS-Schweißsimulation im Punkt P1. Die starke Kopplung wurde im Zeitraum der gleichzeitigen thermischen und mechanischen Belastung durchgeführt.

Die Wahl der Kopplungsvariante beeinflusst demzufolge stark das Simulationsergebnis. Für eine höhere Ergebnisgenauigkeit und Effizienz der numerischen Simulation, ist die starke Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse bei der Modellierung des konduktiven PS-Schweißprozesses unabdingbar.

Der Vergleich der schwach und stark gekoppelten Berechnung bei der PS-Schweißsimulation wurde durch den Autor [204] bei der JOIN4+ wissenschaftlichen Veranstaltung in Graz vorgestellt.

6.1.1.4 Verformungszustand und Temperaturprofile

Die FE Analyse liefert einer Vielzahl von Ergebnissen, wie Aussagen über die Temperatur-Zeit-Verläufe an beliebiger Position, die Temperaturfelder, den Verformungszustand bzw. die Wulstausbildung und die axiale Verkürzung. Im Folgenden werden diese Größen mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Darüber hinaus kann auch die Wärme-, Stromdichteverteilung, oder Spannungs- und Dehnungszustand der Schweißverbindung angegeben werden. Auf diese Größen wird auf Grund der fehlenden Vergleichbarkeit mit dem Experiment nicht eingegangen.

- **Simulation vom PS-Schweißversuch „Vers_2“ - vor Prozessparameteroptimierungen**

Die Messung der Temperaturzyklen lieferte während der Aufheiz- und Schweißphase ungültige Werte. Im Laufe des konduktiven PS-Schweißprozesses und der gleichzeitigen Temperaturfeldmessung kam es zur Signalüberlagerung des Stromflusses und der Thermoelemente, wodurch die Temperatur-Zeit-Verläufe verfälscht wurden. Erst nach Abschalten des Schweißstroms waren die gemessenen Temperaturwerte, wie in Kapitel 4.1.2 (ab S. 67) beschrieben, brauchbar. Aus diesem Grund kann nur der Temperatur-Zeit-Verlauf mit Beginn der Abkühlung verglichen werden.

Die gemessene und berechnete Abkühlkurve von Versuch „Vers_2“ mit 2 mm Abstand von der Schweißnahtmitte zeigt Abbildung 6-22. Zum Nachweis der guten Reproduzierbarkeit des Schweißversuchs und Temperaturmessung ist auch der Abkühlverlauf von Versuch „Vers_3“ im Diagramm dargestellt. Die beiden experimentell gemessenen Abkühlkurven sind nahezu identisch. Der simulierte Verlauf zeigt ebenfalls eine gute Übereinstimmung der Spitzentemperatur und des Abkühlverlaufs mit dem Experiment.

Die geringen Abweichungen der Abkühlkurven können durch die idealisierten Bedingungen bei der Simulation zustande kommen. Es wird von einem homogenen Werkstoffzustand am CAD Modell ausgegangen, was in der Realität nicht der Fall ist. Des Weiteren wird der Drahtdurchmesser der Thermoelemente bei der Modellierung nicht berücksichtigt. Das rein physikalisch basierte Modell zur PS-Schweißsimulation ist dennoch gut in der Lage, die maximale Temperatur in der WEZ und den Abkühlverlauf hinreichend genau vorherzusagen.

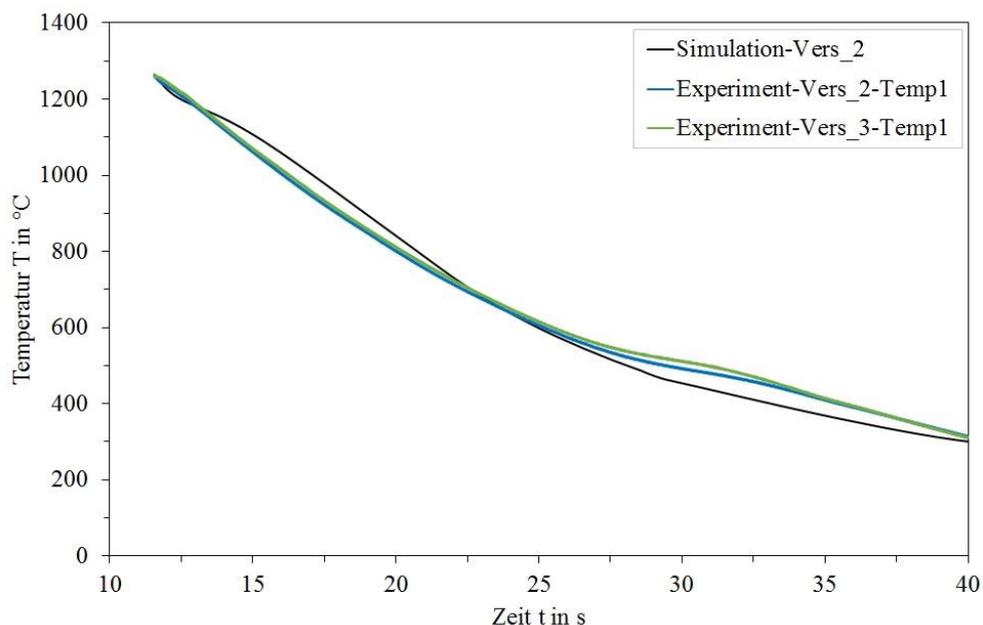


Abbildung 6-22: Vergleich der Abkühlkurven beim konduktiven PS-Schweißen aus Experiment und Simulation von Versuch „Vers_2“. Ergänzend dazu ist auch der gemessene Abkühlverlauf von Versuch „Vers_3“ angegeben. Der Abstand von der Schweißnahtmitte beträgt 2 mm.

Der modellierte Verformungszustand bei unterschiedlichen Prozesszeiten von Versuch „Vers_2“ ist in Abbildung 6-23 ersichtlich. Dargestellt ist das Temperaturfeld zu dem jeweiligen Zeitpunkt. Im Laufe der Prozesszeit (a-b) steigt die Spitzentemperatur, Wulsthöhe und WEZ-Breite. Nach Abschluss der Stauchung (c) sinkt die Temperatur. Im Endzustand (d) ist das geschweißte Bauteil auf Raumtemperatur abgekühlt. Durch die feste Einspannung des linken Fügeteils und der mechanischen Lastaufbringung über die rechte Seite der Schweißanlage bewegt sich die Wulstbildung nach links. Dies ist an der Lage des Koordinatensystems in der jeweiligen Bildmitte erkennbar.

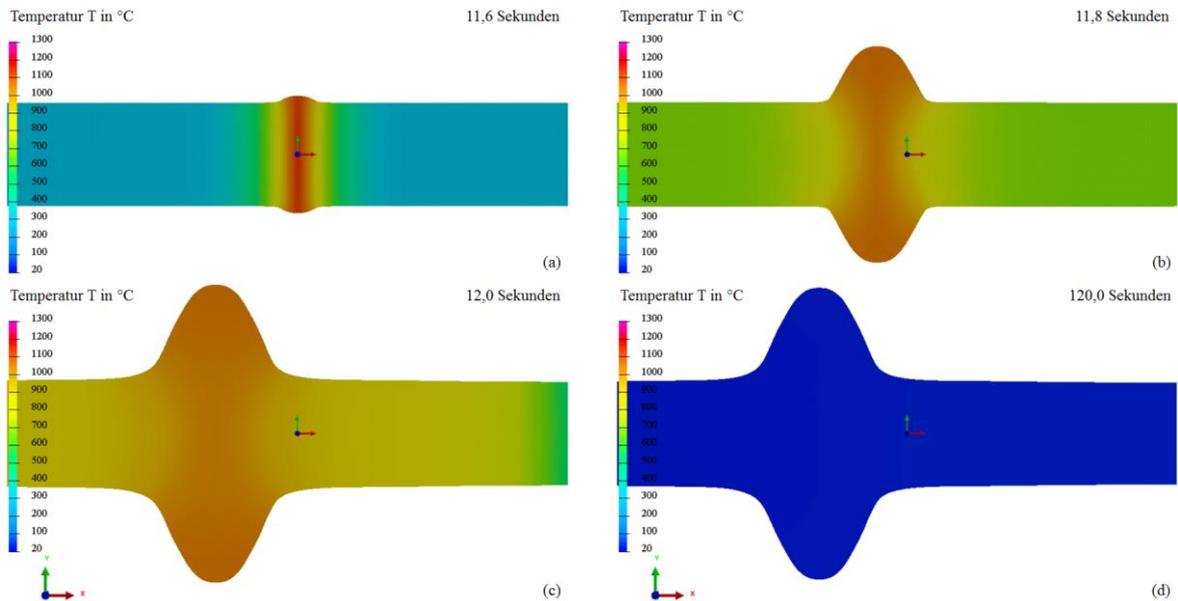


Abbildung 6-23: Verformungszustand und Temperaturprofile bei unterschiedlichen Prozesszeiten der numerischen PS-Schweißsimulation von Versuch „Vers_2“.

In Abbildung 6-24 wird die berechnete Verformung mit dem Querschliff der experimentell durchgeführten konduktiven PS-Schweißung von Versuch „Vers_2“ verglichen. Auf der linken Seite ist der Makroschliff der PS-Schweißverbindung und auf der rechten Seite die simulierte Wulst mit der resultierten Verschiebung am Ende der Prozesszeit zu sehen. Es wurde nur Blech 1 aus dem Bereich „Detail A“ (vgl. Abbildung 6-3, S. 119) vom erstellten CAD Modell dargestellt. Die numerische Simulation wurde jedoch am komplett erstellten 2D Modell durchgeführt.

Die Form der realen und simulierten Verformung ähnelt sich stark. Die Wulsthöhe der berechneten und tatsächlichen PS-Schweißverbindung stimmt sehr gut überein. Die axiale Verkürzung des Fügeteils beträgt genau 5,51 mm. Der simulierte Verschiebungswert bewegt sich auch in dieser Größenordnung (siehe Skalierung in Abbildung 6-24). Nur die Wulstbreite weist noch einen deutlichen, mit freiem Auge sichtbaren Ergebnisunterschied auf. Im Vergleich zum Simulationsergebnis ist beim Experiment die Aufstauchung deutlich breiter ausgefallen.

Die mögliche Ursache für den Ergebnisunterschied bei der Wulstbreite kann bei der Modellierung und/oder Versuchsdurchführung liegen. Die Schnittkantenqualität konnte mit der Simulation nicht berücksichtigt werden, da zusätzliche Versuche und Versuchsergebnisse dazu notwendig wären. Andererseits war die Probenvorbereitung nicht optimal und die technologischen Prozessparameter beim konduktiven PS-Schweißversuch „Vers_2“ nicht optimiert.

Um Letzteres zu überprüfen wird im Folgenden eine weitere konduktive PS-Schweißsimulation von einem experimentell durchgeführten PS-Schweißversuch nach Prozessparameteroptimierungen behandelt.

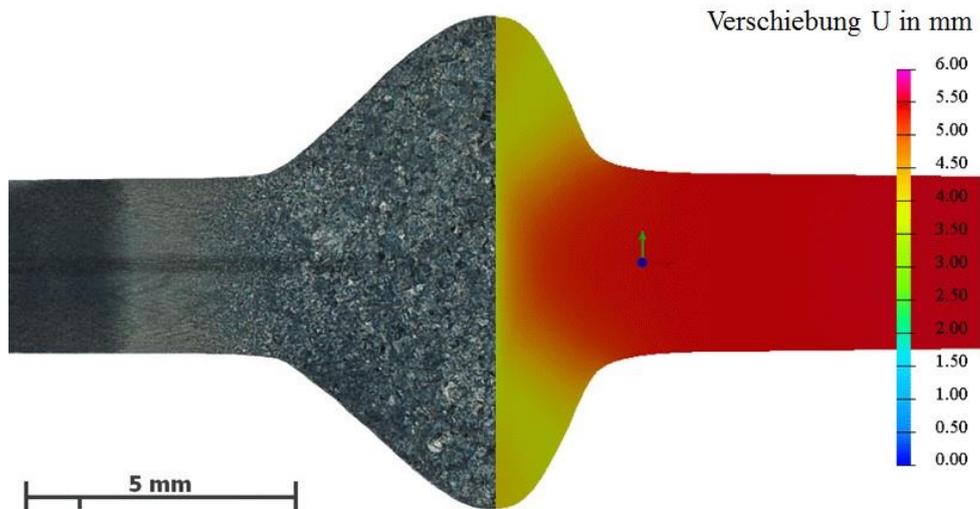


Abbildung 6-24: Vergleich des Verformungszustandes einer PS-Schweißnaht – Makroschliff der experimentellen Schweißung „Vers_2“ mit vorläufigen technologischen Parametern und Kantenabgründung (links) und simulierte Wulstausbildung (rechts).

- **Simulation vom PS-Schweißversuch „T1“ - nach Prozessparameteroptimierungen**

Im Weiteren wurde der erste konduktive PS-Schweißversuch der dritten Versuchsreihe mit der Bezeichnung „T1“ für die FE Berechnung und den Ergebnisvergleich ausgewählt. Dieser hatte im Vergleich zum Versuch „Vers_2“ mit 12 mm einen kürzeren Backenanfangsabstand. Dementsprechend wurde auch das CAD Modell mit dem gleichen Backenanfangsabstand für die numerische Simulation eingesetzt.

Das 2D Modell besteht bei diesem Beispiel in Summe aus 12929 2D Quadrat- und Dreieckselementen, sowie 904 1D Elementen zur Definition der Randbedingungen. Die Knotenanzahl beträgt insgesamt 13157.

Ein weiterer Unterschied zum vorigen experimentellen Schweißversuch ist die Kantenabgründung der Bleche. Die Fügeileile aus der Versuchsreihe vom Versuch „Vers_2“ wurden nur mit einer Schlag- schere auf die gewünschte Länge geschnitten und ohne weitere Maßnahmen geschweißt. Diese Art der Probenentnahme und die dadurch erzielte Kantenqualität hat sich als nicht optimal erwiesen. Bei den nachfolgenden Versuchsreihen, einschließlich Versuch „T1“, sind jeweils drei eingespannte Bleche auf die zu schweißende Länge gefräst worden. Die Kanten wurden anschließend mit einem feinen Fräser einzeln bearbeitet und vor dem Schweißen mit Aceton gesäubert. Mit diesen Arbeitsschritten sind plan- parallele und saubere Stoßflächen der Fügeileile erzielt worden.

Die technologischen Prozessparameter vom Versuch „T1“ sind ebenfalls anders als beim PS-Schweißversuch „Vers_2“ und können aus Tabelle 3-2 (S. 54) entnommen werden. An Hand der exper- imentell gemessenen Daten während der konduktiven PS-Schweißung ist die elektrische Spannung und der Stauchdruck als Funktion der Zeit, wie in Abbildung 6-25 dargestellt, definiert worden. Die Verläufe dienen als thermische und mechanische Lastaufbringung für die numerische Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses vom Versuch „T1“. Von Beginn bis zum Ende der Stauchung ist die starke Kopp- lung der thermischen und mechanischen Analyse umgesetzt worden.

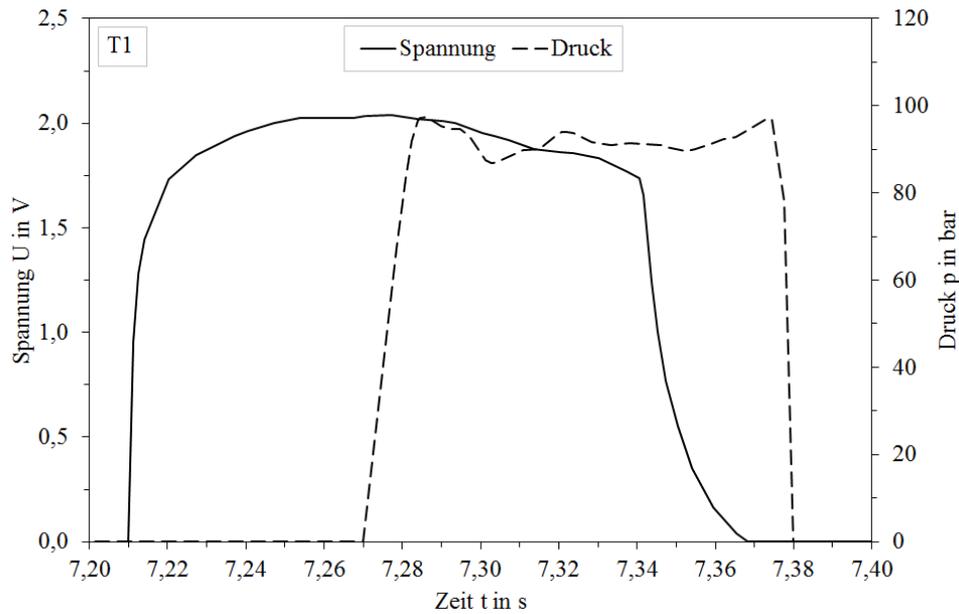


Abbildung 6-25: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Spannung und des Drucks, der für die numerische Simulation des konduktiven PS-Schweißversuchs „T1“ definiert wurde. Die Eingabeparameter wurden aus den experimentellen Daten herangezogen.

Die unterschiedlichen Zustände der Wulstbildung bei verschiedenen Prozesszeiten der PS-Schweißsimulation von „T1“ zeigt Abbildung 6-26. Bei dem jeweiligen Zeitpunkt ist auch das Temperaturfeld gleich skaliert worden. Auch bei diesem Beispiel steigt die Spitzentemperatur, Wulsthöhe und WEZ-Breite im Laufe der Prozesszeit (a-b). Nach dem Abschalten der elektrischen Spannung kühlt die Schweißverbindung auf Raumtemperatur ab (c-d). Die mechanische Lastaufbringung erfolgte wie in der Realität über die rechte Seite. Die Wulstbildung verschob sich dadurch nach links.

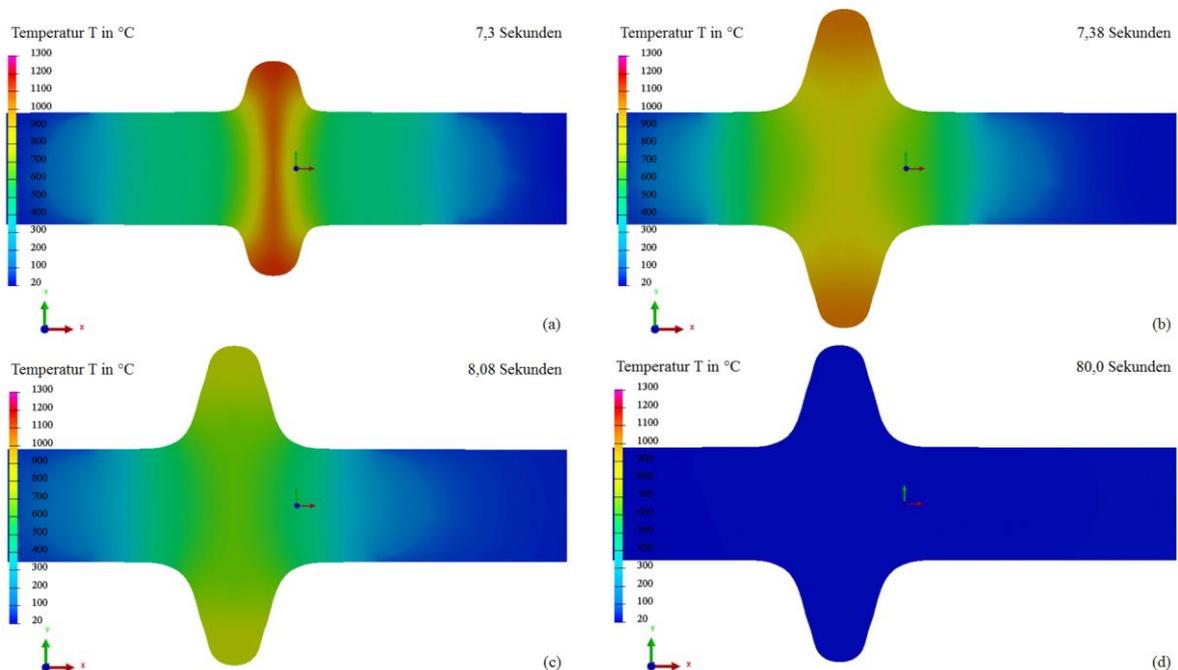


Abbildung 6-26: Verformungszustand und Temperaturprofile bei unterschiedlichen Prozesszeiten der numerischen PS-Schweißsimulation von Versuch „T1“.

Die Messung der einzelnen Temperatur-Zeit-Verläufe mit Thermoelementen während dem konduktiven PS-Schweißversuch „T1“ lieferte ungültige und unbrauchbare Werte. Dadurch ist ein Vergleich von einzelnen Temperaturzyklen nicht möglich.

Die Gegenüberstellung des realen und simulierten Verformungszustandes von Versuch „T1“ ist in Abbildung 6-27 zu sehen. Der Makroschliff der PS-Schweißung mit verbesserter Kantenvorbereitung ist auf der linken Seite und der Endzustand der simulierten Wulst mit resultierender Verschiebung auf der rechten Seite dargestellt. Die reale und simulierte Verformung besitzt auch bei diesem Beispiel die gleiche Form. Die simulierte Wulsthöhe ist wieder identisch mit der tatsächlichen Schweißverbindung. Nach dem PS-Schweißversuch „T1“ wurde eine axiale Verkürzung des Blechs von 3,7 mm gemessen. Diesen Wert ergab auch die numerische Simulation. Dies ist an der Skalierung auf der rechten Bildseite in Abbildung 6-27 ersichtlich. Auch die berechnete Wulstbreite stimmt diesmal gut mit dem Experiment überein. Der große Ergebnisunterschied, wie beim PS-Schweißversuch „Vers_2“ (vgl. Abbildung 6-24, S. 135) liegt bei diesem Beispiel nicht vor.

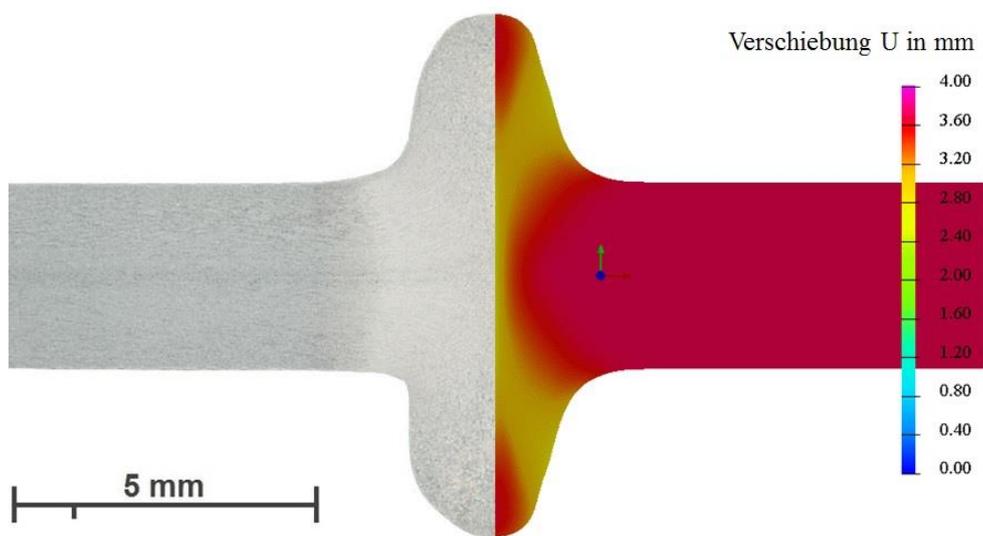


Abbildung 6-27: Vergleich des Verformungszustandes einer PS-Schweißnaht – Makroschliff der experimentellen Schweißung „T1“ mit verbesserter Kantenvorbereitung (links) und simulierte Wulstausbildung (rechts).

Die Ursache für die Differenz der Wulstbreite beim PS-Schweißversuch „Vers_2“ lag also überwiegend an den nicht optimal durchgeführten Schweißversuch, d.h. an der Schnittkantenqualität, die im Modell nicht berücksichtigt werden konnte. Die realitätsnahe Abbildung der PS-Schweißverbindung hängt also neben den vielen Faktoren der Simulation, wie den verwendeten Materialkennwerten des untersuchten Werkstoffs, auch stark von der Qualität des durchgeführten Schweißversuchs ab.

Der erste Teil von der hier beschriebenen PS-Schweißsimulation mit realen Schweißparametern und dem experimentellen Vergleich ist vom Autor in der Publikation [205] veröffentlicht.

6.1.2 Thermo-Metallurgische Analyse

Wie bei jedem Schweißverfahren wird auch beim konduktiven PS-Schweißen das Werkstoffverhalten der Schweißverbindung durch die prozesstypische Temperaturverteilung bestimmt. Die WEZ erfährt dabei Phasenumwandlungen, die das endgültige Gefüge und die Eigenschaften der Schweißnaht bestimmen. Die Kenntnis dieser Zusammenhänge ist besonders wichtig, um Ihre Auswirkungen auf die Schweißnahtgüte fachgerecht beurteilen zu können. Die Art, Verteilung und Anteile der Phasen ist im Allgemeinen abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs, der beim Schweißen erreichten Spitzentemperatur, dem Stauchgrad und Abkühlgeschwindigkeit.

Die Breite der WEZ und Ihre Mikrostruktur bestimmen die Eigenschaften der Schweißnaht [206]. Zur ausführlichen und detaillierten Beschreibung der metallurgischen Vorgänge während dem PS-Schweißvorgang, werden thermo-metallurgische Simulationen durchgeführt. In SYSWELD ist die thermische und metallurgische Analyse numerisch stark gekoppelt. Bei jeder Temperatur werden auch die Phasenteile berechnet. Die Simulationsergebnisse werden im Hinblick auf die WEZ und Härteverteilung diskutiert.

6.1.2.1 CAD Modell, Vernetzung und Randbedingungen

Für die Modellierung der WEZ und Mikrostrukturumwandlungen ist das bereits im Kapitel 6.1.1.1 (ab S. 118) vorgestellte CAD Modell eingesetzt worden. Die Vorgehensweise bei der Vernetzung war ebenfalls die gleiche. Einzig der Backenanfangsabstand a_B unterscheidet sich von dem in Abbildung 6-3 (S. 119), wodurch sich auch die Anzahl der Elemente und Knoten dementsprechend änderte. Auf deren Anzahl wird bei dem jeweiligen Simulationsbeispiel eingegangen. Für die FE Berechnungen kam das elektro-kinetisch-thermo-metallurgische Modell (2-18) (S. 42) zum Einsatz. Alle anderen Randbedingungen sind bei der thermo-metallurgischen Analyse identisch mit denen bei der thermo-mechanischen Analyse im Kapitel 6.1.1 (ab S. 118).

6.1.2.2 Materialkennwerte

Bei elektro-kinetisch-thermo-metallurgischen Simulationen des konduktiven PS-Schweißprozesses sind thermo-physikalische Materialkennwerte und die elektrische Leitfähigkeit notwendig. Für die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität und elektrische Leitfähigkeit, sowie Dichte vom S355 Stahl und Kupfer wurden die gleichen Daten wie bei der thermo-mechanischen Analyse (siehe Kapitel 6.1.1.2, ab S. 121) definiert.

In SYSWELD basiert die FE Berechnung der Phasenumwandlungen an den Daten eines ZTU-Schaubildes. Das experimentell erstellte SUZTU-Schaubild mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N in Abbildung 6-28 ist für die thermo-metallurgische Analyse implementiert worden. Die thermo-mechanischen Versuchszyklen, mit dem das Schaubild erstellt wurde, sind in Abbildung 5-4 (b) (S. 92) schematisch dargestellt.

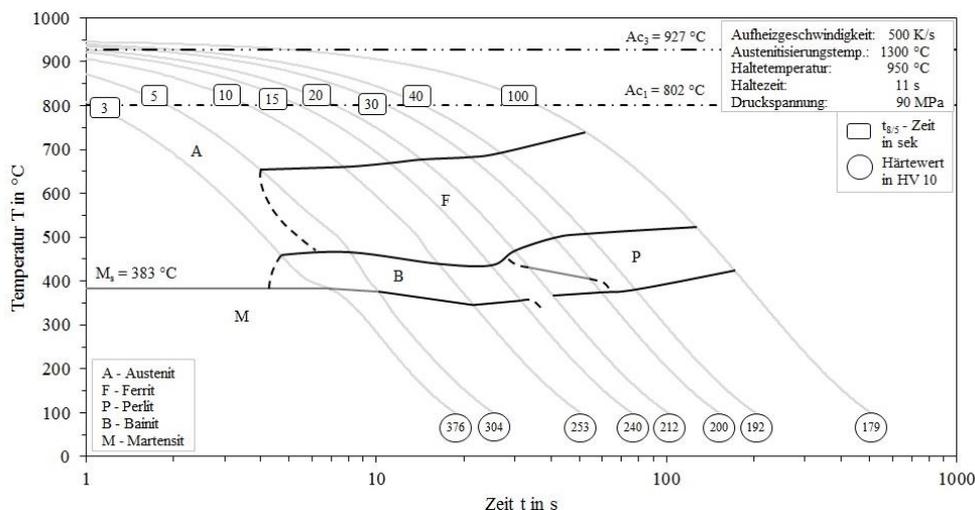


Abbildung 6-28: SUZTU-Schaubild des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C, dessen Daten für die thermo-metallurgische Analyse des konduktiven PS-Schweißprozesses verwendet wurden.

Die im Schaubild vorkommenden Umwandlungsvorgänge werden numerisch mit den entsprechenden mathematischen Modellen beschrieben. Für die diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen wird das Leblond Modell (2-2) (S. 38) [95] verwendet. Die mathematische Beschreibung der diffusionslosen Martensitumwandlung erfolgt mit der Koistinen-Marburger Gleichung (2-3) (S. 38) [97]. Die Details zur Formulierung der Phasenumwandlungen in SYSWELD sind in den Handbüchern [90] [133] der Software enthalten.

6.1.2.3 Wärmeeinflusszone und Phasenverteilung

Die experimentellen PS-Schweißversuche „T1“ und „T8“ der dritten Versuchsreihe (siehe Tabelle 3-2, S. 54) wurden für die thermo-metallurgische Analysen ausgewählt. Mit Ihnen können, neben der Untersuchung der metallurgischen Phänomene, auch der Einfluss der unterschiedlichen Backenanfangsabstände und deren Auswirkungen auf die metallurgischen Änderungen analysiert werden.

- *Simulation vom PS-Schweißversuch „T1“ – 12 mm Backenanfangsabstand*

Zur Modellierung des PS-Schweißversuchs „T1“ mit dem Backenanfangsabstand von 12 mm wird das gleiche CAD Modell wie bei der thermo-mechanischen Analyse des gleichen Versuchs eingesetzt. Auch die Randbedingungen sind dieselben. Es wird nur der elektrische Spannungsverlauf aus Abbildung 6-25 (S. 136) als thermische Lastaufbringung definiert. Der mechanische Druckverlauf ist für die thermo-metallurgische Analyse nicht erforderlich.

Abbildung 6-29 zeigt oben das Schlibbild des durchgeführten PS-Schweißversuchs „T1“ ohne Wulst, die weggefräst wurde. Mit der durchgeführten Ätzung am Makroschliff ist die WEZ gut zu erkennen. Die Breite der WEZ beträgt 5,5 mm. Im unteren Bild der Abbildung 6-29 ist die simulierte Phasenverteilung von Ferrit/Perlit nach dem Schweißvorgang dargestellt. Da die Phasenumwandlungen in der Schweißnaht und WEZ ablaufen, kann über diesen Bereich auch die Breite der WEZ abgeleitet werden. Ihre Breite beträgt, wie beim experimentellen Versuch 5,5 mm. Mit dem thermo-metallurgischen Modell können somit die werkstofflichen Änderungen im Gefüge, die sich beim Schweißen ergeben, gut nachgebildet werden.

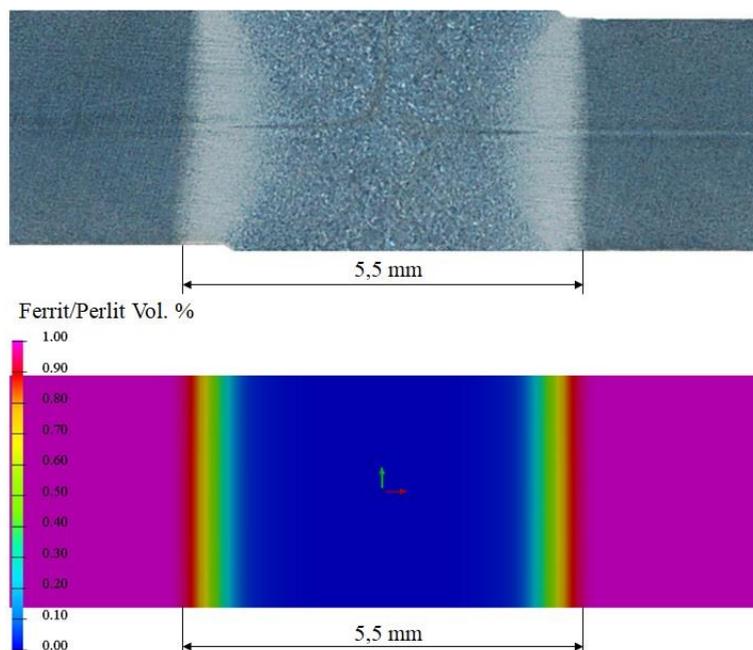


Abbildung 6-29: Querschliff der PS-Schweißverbindung „T1“ mit dem Backenanfangsabstand von 12 mm (oben). Simulierter Phasenumwandlungsbereich mit der Skalierung des Grundwerkstoffs (Ferrit/Perlit), der die Breite der WEZ darstellt (unten).

Die berechnete Phasenverteilung vom Martensit nach der PS-Schweißsimulation des Versuchs „T1“ ist in Abbildung 6-30 dargestellt. Im Modellbild sind auch die Positionen von drei ausgewählten Knotenpunkten eingetragen. Die Punkte werden für eine weitere Ergebnisdarstellung verwendet.

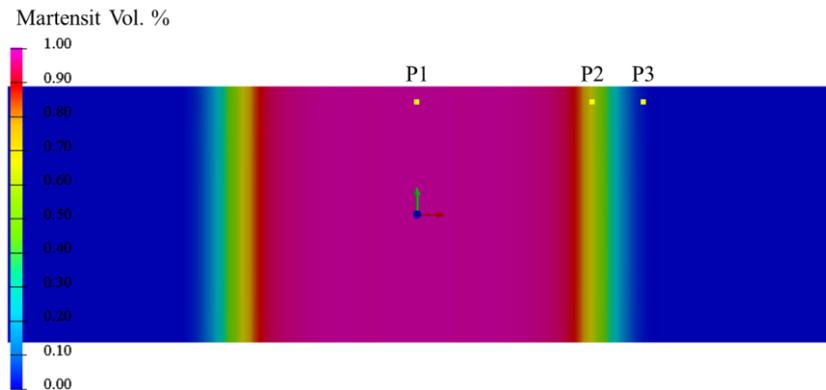


Abbildung 6-30: Position der Knotenpunkte P1, P2 und P3 im PS-Schweißmodell mit der Phasenverteilung von Martensit vom konduktiven PS-Schweißversuch „T1“.

Die zeitliche Entwicklung vom Martensit in den Punkten P1, P2 und P3 während dem Schweißvorgang zeigt Abbildung 6-31. Die Martensitbildung beginnt zunächst in den äußeren Punkten P2 und P3, da diese als erstes während dem Abkühlen die Martensitstarttemperatur M_s unterschreiten. Die unterschiedlichen Martensitanteile in den einzelnen Punkten kommen durch die verschiedenen Spitzentemperaturen und Abkühlraten zustande. Im mittleren Punkt P1 sind diese am höchsten, was sich auch am höchsten Martensitanteil widerspiegelt.

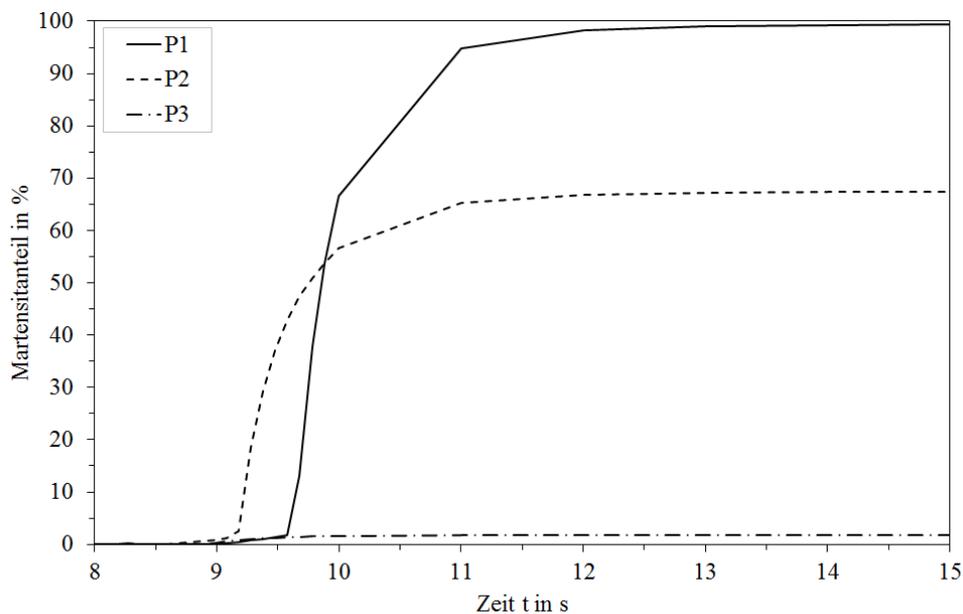


Abbildung 6-31: Verlauf der Martensitbildung in den Punkten P1, P2 und P3 des modellierten PS-Schweißversuchs „T1“.

Das Ergebnis von der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T1“ im mittleren Knoten des Modells, d.h. im Nullpunkt des Koordinatensystems in Abbildung 6-32 zeigt den zeitlichen Verlauf der Phasenumwandlungen. An Hand der durchgezogenen Linie ist ersichtlich, dass bis zum Prozessstart das Gefüge aus Ferrit und Perlit besteht.

Mit der Wärmeerbringung austenitisiert der Werkstoff vollständig und behält diesen Zustand bis zum Kühlbeginn (punktierte Linie). Nach Abschalten der elektrischen Spannung setzt die Kühlung ein und aus dem Austenit bildet sich überwiegend Martensit (gestrichelte Linie) und in geringen Mengen Bainit (Strich-Punkt Linie).

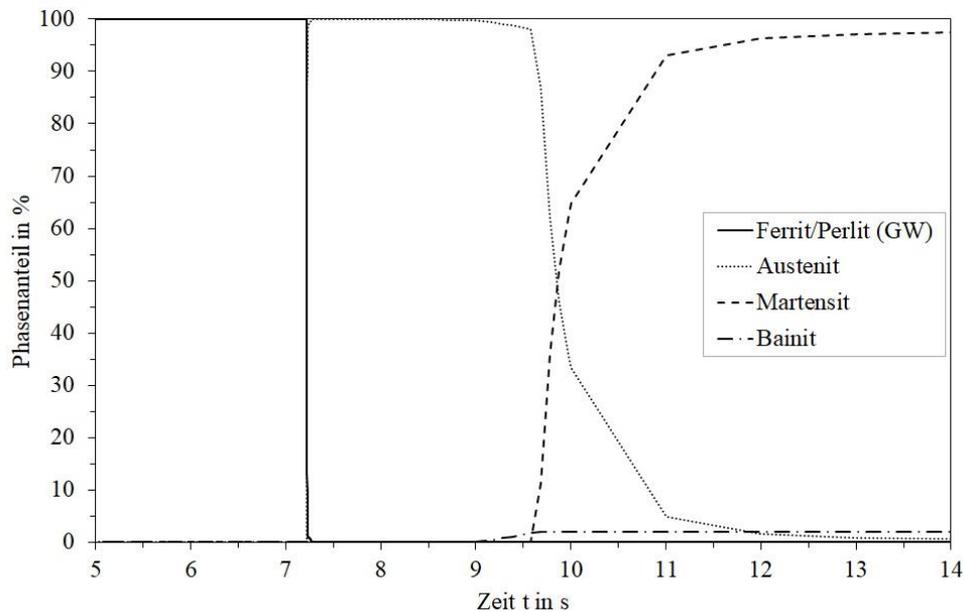


Abbildung 6-32: Verlauf der Phasenumwandlungen im mittleren Knoten des Modells während der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T1“.

In Abbildung 6-33 ist das zu erwartende Gefüge entlang der Schweißnaht nach der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T1“ dargestellt. Demnach besteht die Schweißnaht nach dem Schweißvorgang überwiegend aus Martensit und etwas Bainit. Der Martensitanteil beträgt in der Mitte der Schweißnaht knapp über 97 % (gestrichelte Linie). An den äußeren Randzonen der WEZ ist auch Ferrit/Perlit vom GW (durchgezogene Linie) vorhanden, da in diesen Bereichen die Austenitierungstemperatur nicht vollständig erreicht wurde.

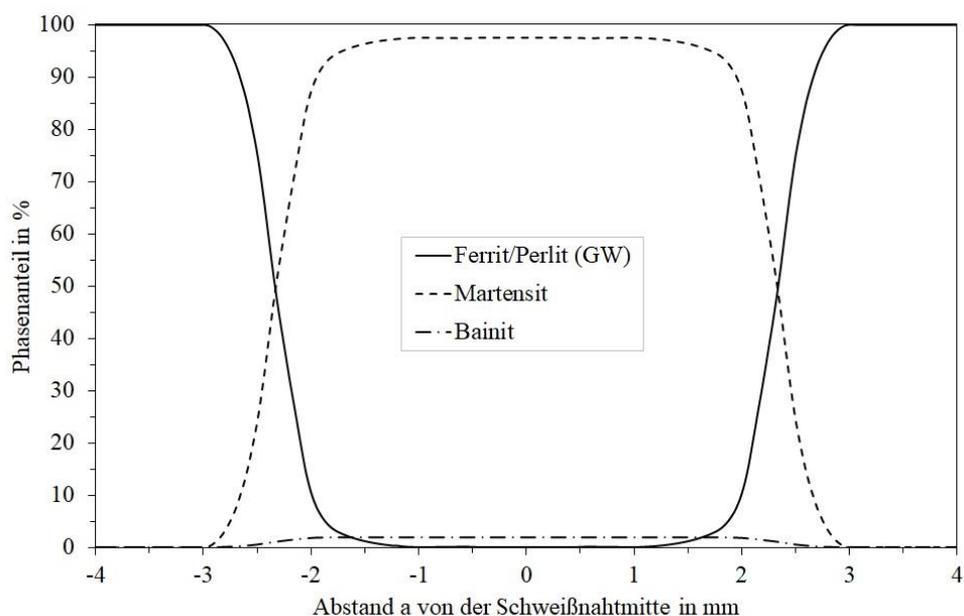


Abbildung 6-33: Phasenverteilung entlang der Schweißnaht nach der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T1“.

Die Gefügezusammensetzung entlang der Schweißnaht in Abbildung 6-33 stimmt sehr gut mit dem gemessenen Härteverlauf vom konduktiven PS-Schweißversuch „T1“ überein. Siehe dazu in Abbildung 4-11a (S. 74) die schwarze Kurve mit gefüllten rechteckigen Punkten. Der maximale Härtebereich erstreckt sich wie der hohe Martensitanteil in der Schweißnahtmitte über 4 mm. Das Simulationsergebnis bestätigt, dass die hohe Makrohärte entlang der Schweißnaht durch den hohen Martensitanteil zustande kommt.

- **Simulation vom PS-Schweißversuch „T8“ – 18 mm Backenanfangsabstand**

Für die thermo-metallurgische Modellierung des PS-Schweißversuchs „T8“ mit dem Backenanfangsabstand von 18 mm ist ein CAD Modell, in Anlehnung an den in Abbildung 6-3 (S. 119), mit der gleichen Länge erstellt und vernetzt worden. Die Randbedingungen sind, mit Ausnahme der thermischen Lasteinbringung, wie bei der thermo-metallurgischen Analyse des Versuchs „T1“ festgelegt worden. Entsprechend den experimentellen Messdaten vom Versuch „T8“ wurde der elektrische Spannungsverlauf aus Abbildung 6-34 als Eingabeparameter definiert.

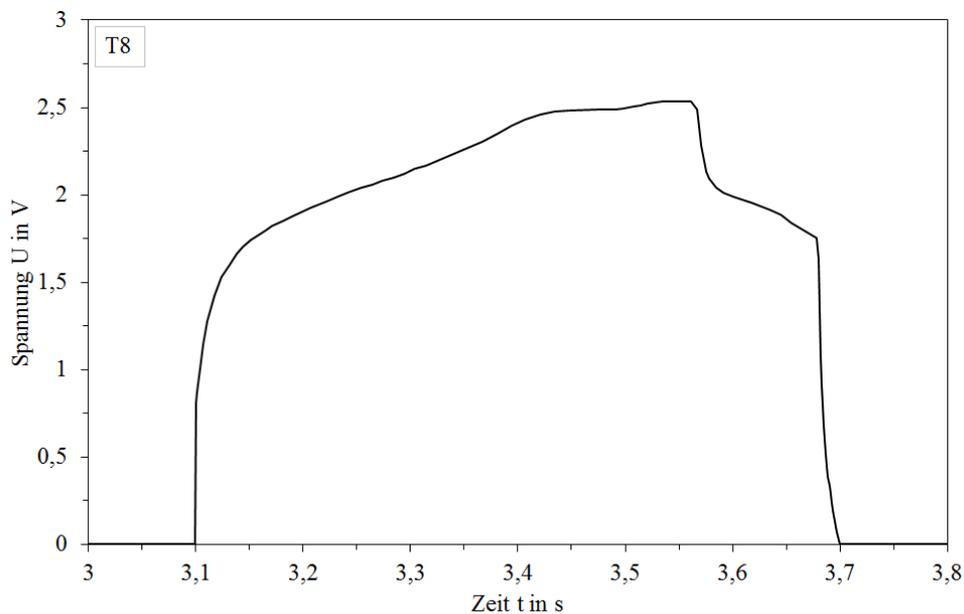


Abbildung 6-34: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Spannung, der als Eingabeparameter für die thermo-metallurgische Simulation des PS-Schweißversuchs „T8“ definiert wurde. Die Daten basieren an experimentelle Messwerte.

Das Schliffbild vom konduktiven PS-Schweißversuch „T8“ mit dem Backenanfangsabstand von 18 mm ist in Abbildung 6-35 im oberen Bild dargestellt. Die Wulst wurde von der Schweißnaht durchs fräsen entfernt. Am Schliffbild ist die WEZ nach der durchgeführten Ätzung gut sichtbar. Die WEZ vom PS-Schweißversuch „T8“ ist 9,5 mm breit.

Die simulierte Phasenverteilung von Ferrit/Perlit nach dem Schweißvorgang ist im unteren Bild der Abbildung 6-35 zu sehen. Die Breite der WEZ entspricht dem berechneten Phasenumwandlungsbereich und ist, wie im Experiment, 9,5 mm breit. Die Simulation liefert auch beim PS-Schweißversuch „T8“ gute Ergebnisübereinstimmung mit dem Experiment.

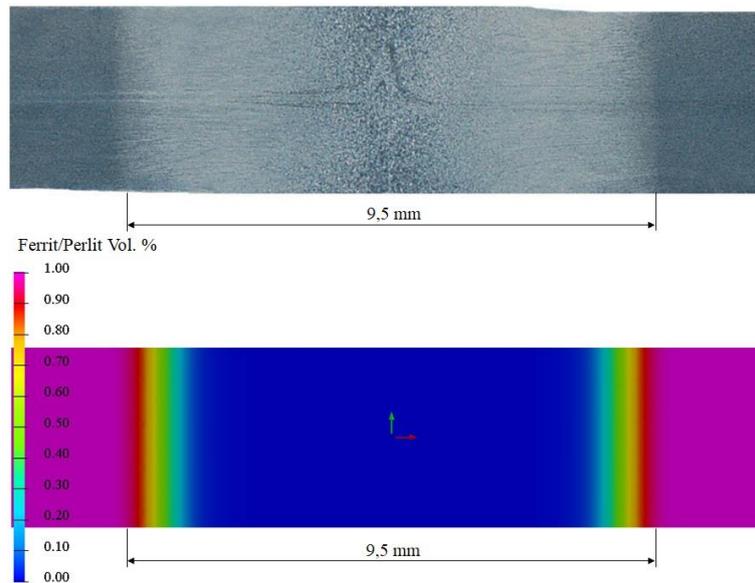


Abbildung 6-35: Querschliff der PS-Schweißverbindung „T8“ mit dem Backenanfangsabstand von 18 mm (oben). Simulierter Phasenumwandlungsbereich mit der Skalierung des Grundwerkstoffs (Ferrit/Perlit), der die Breite der WEZ darstellt (unten).

Das Modellbild in Abbildung 6-36 zeigt die berechnete Phasenverteilung vom Martensit von der PS-Schweißsimulation des Versuchs „T8“. Dargestellt sind auch die eingetragenen Positionen von drei ausgewählten Knotenpunkten, die für eine weitere Ergebnisdarstellung verwendet werden.

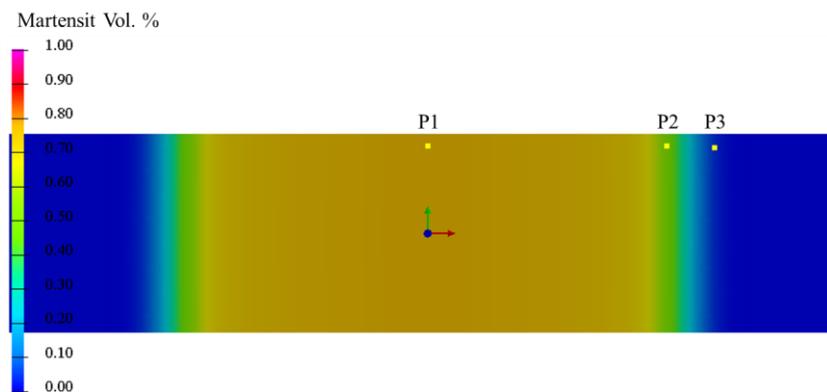


Abbildung 6-36: Position der Knotenpunkte P1, P2 und P3 im PS-Schweißmodell mit der Phasenverteilung von Martensit vom konduktiven PS-Schweißversuch „T8“.

Im Abbildung 6-37 ist der zeitliche Verlauf der Martensitbildung in den einzelnen ausgewählten Punkten P1, P2 und P3 während dem PS-Schweißvorgang dargestellt. Die Martensitbildung beginnt als erstes im äußersten Punkt P3 und schreitet nach innen voran. In der Schweißnahtmitte, d.h. im Punkt P1 entsteht der Martensit als letztes, weil die Martensitstarttemperatur M_s während der Abkühlung in diesem Bereich als letztes unterschritten wird. Durch die verschiedenen Spitzentemperaturen und Abkühlraten kommen die unterschiedlichen Martensitanteile in den einzelnen Punkten zustande. Sie sind im Punkt P3 am niedrigsten, weshalb auch der Martensitanteil in dem Punkt am geringsten ist.

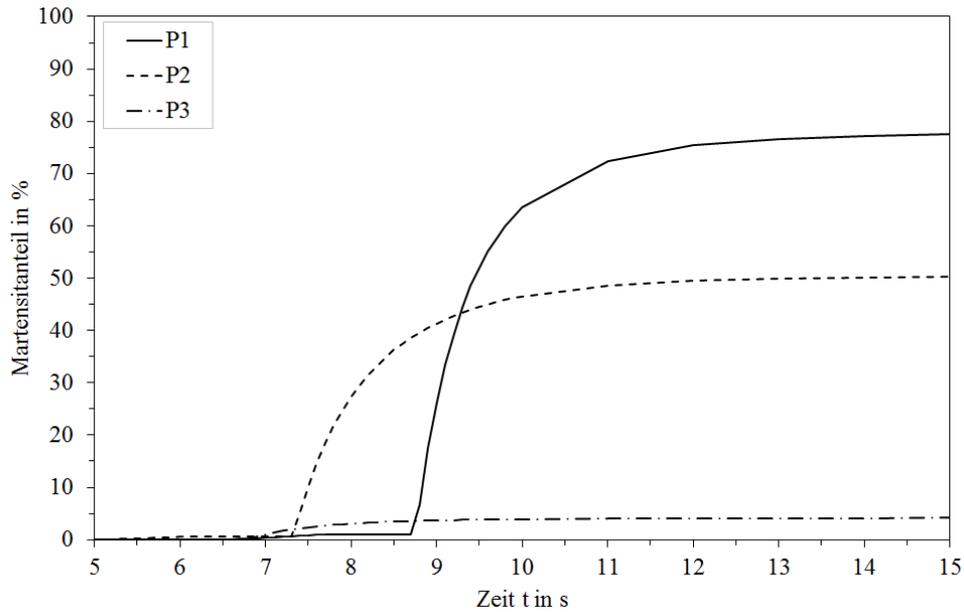


Abbildung 6-37: Verlauf der Martensitbildung in den einzelnen Punkten P1, P2 und P3 vom modellierten PS-Schweißversuch „T8“.

Den zeitlichen Verlauf der Mikrostrukturänderungen während der thermo-metallurgischen Simulation vom PS-Schweißversuch „T8“ zeigt Abbildung 6-38. Dabei sind die Phasenumwandlungen im mittleren Knoten des Modells, d.h. im Nullpunkt des Koordinatensystems dargestellt. Das ferritisch-perlitische Ausgangsgefüge des S355J2+N Stahls bleibt bis zum Prozessstart erhalten (durchgezogene Linie). Die Austenitisierung setzt mit der Wärmeerbringung ein. Am Verlauf der punktierten Linie ist ersichtlich, dass das Gefüge bis zum Kühlbeginn rein austenitisch ist. Die Kühlung beginnt nach dem Abschalten der elektrischen Spannung. Der Austenit wandelt in Martensit (gestrichelte Linie) und Bainit (Strich-Punkt Linie) um.

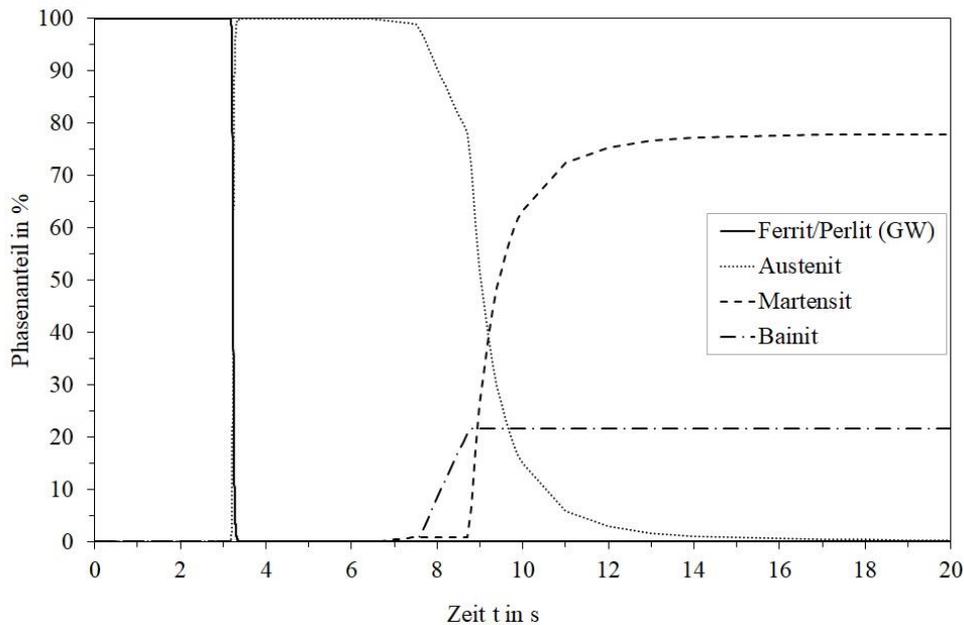


Abbildung 6-38: Verlauf der Phasenumwandlungen im mittleren Knoten des Modells während der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T8“.

Ein weiteres Ergebnis der thermo-metallurgischen Simulation vom PS-Schweißversuch „T8“ ist die in Abbildung 6-39 dargestellte Phasenverteilung entlang der Schweißnaht. Nach den Phasenumwandlungen besteht das Gefüge der Schweißnaht in der Mitte aus Martensit und Bainit. Der vorhergesagte Martensitanteil beträgt dabei 78 % (gestrichelte Linie). Der Bainitanteil (Strich-Punkt Linie) ist in der Schweißnahtmitte etwas niedriger als an den äußeren Randzonen.

Nach dem Abkühlvorgang bestehen die äußeren Randbereiche der WEZ aus allen drei Phasen, wobei der Ferrit/Perlit-Anteil mit zunehmendem Abstand von der Schweißnahtmitte steigt (durchgezogene Linie). Die Austenitisierungstemperatur wurde in diesen Bereichen nicht vollständig erreicht, wodurch auch der Bainit- und Martensitanteil niedriger ist.

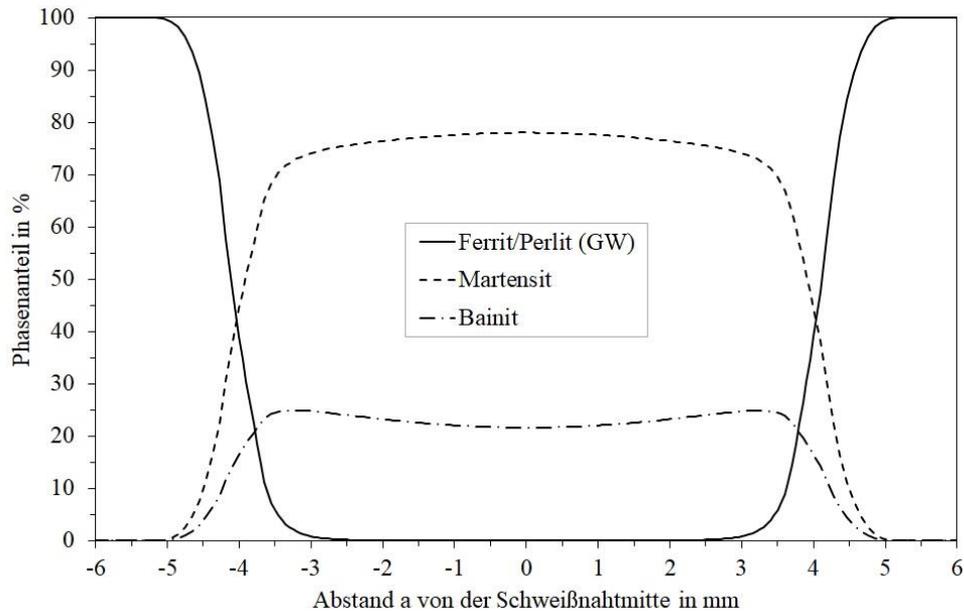


Abbildung 6-39: Phasenverteilung entlang der Schweißnaht nach der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T8“.

Die simulierte Phasenverteilung entlang der Schweißnaht in Abbildung 6-39 stimmt gut mit dem gemessenen Härteverlauf entlang des Querschliffs vom konduktiven PS-Schweißversuch „T8“ überein. Siehe dazu in Abbildung 4-11b (S. 74) die blaue Kurve mit leeren Dreieckssymbolen.

Im Vergleich mit dem PS-Schweißversuch „T1“ mit 12 mm Backenanfangsabstand ist die maximale Härte beim PS-Schweißversuch „T8“ mit 18 mm Backenanfangsabstand um etwa 25 HV10 niedriger.

Die numerische Simulation vom PS-Schweißprozess zeigt, dass der größere Backenanfangsabstand zu einem geringeren Martensitanteil in der Schweißnaht führt. Dies wurde durch unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten, die zur Härtedifferenz führt, verursacht. Die Härtedifferenz wird, wie die thermo-metallurgischen Analysen der PS-Schweißversuche „T1“ und „T8“ zeigen, durch die unterschiedlichen Gefügeanteile des Martensits und Bainits bei konduktiven PS-Schweißversuchen verursacht.

6.2 Hochfrequenzschweißprozess

Mit der FE Software Abaqus wird der induktive HF-Schweißprozess von Rohren numerisch simuliert. Mit ihr kann der komplexe Prozess mit der elektromagnetischen und thermo-mechanischen Analyse modelliert werden.

Das schematische Flussdiagramm in Abbildung 6-40 zeigt den ganzen Simulationsablauf des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus.

Im Präprozessor wird das CAD Modell erstellt, die Vernetzung durchgeführt, sowie die Randbedingungen, Lasten und Materialkennwerte definiert. Die unterschiedlichen CAD Modelle müssen dabei für die Simulation des multi-physikalischen Prozesses kompatibel sein. Durch die Austauschbarkeit der elektromagnetischen und thermischen Ergebnisse wird die physikalische Kopplung berücksichtigt.

Die numerische Berechnung und der Ergebnisaustausch erfolgen im Prozessor. Letzteres ermöglicht die Nutzung des temperaturabhängigen Materialmodells. Die numerische Berechnung beginnt mit der elektromagnetischen Analyse, deren Ergebnis die magnetische Flussdichte ist. Über die Zuordnung des Ergebnisfelds auf das thermische Modell, werden die elektromagnetischen Ergebnisse anschließend für die thermische Analyse als Eingabe verwendet. Das elektrische Stromdichtefeld ist das Ergebnis, das zur Joule'schen Erwärmung im Rohr führt.

Die Kopplungsfrequenz der elektromagnetischen und thermischen Analyse wird über den Temperaturgradienten und Zeitschritte geregelt. Bei kleineren Gradienten wird die Kopplung nicht bei jedem Rechenschritt durchgeführt. Zu Beginn der Berechnung erfolgt der Ergebnisaustausch bei jedem Rechenschritt und nach einigen Schleifen wird ein guter Kompromiss zwischen multi-physikalischer und schneller Berechnung festgelegt. Die Ergebnisgenauigkeit wird dabei durch die kürzere Rechenzeit nicht verringert.

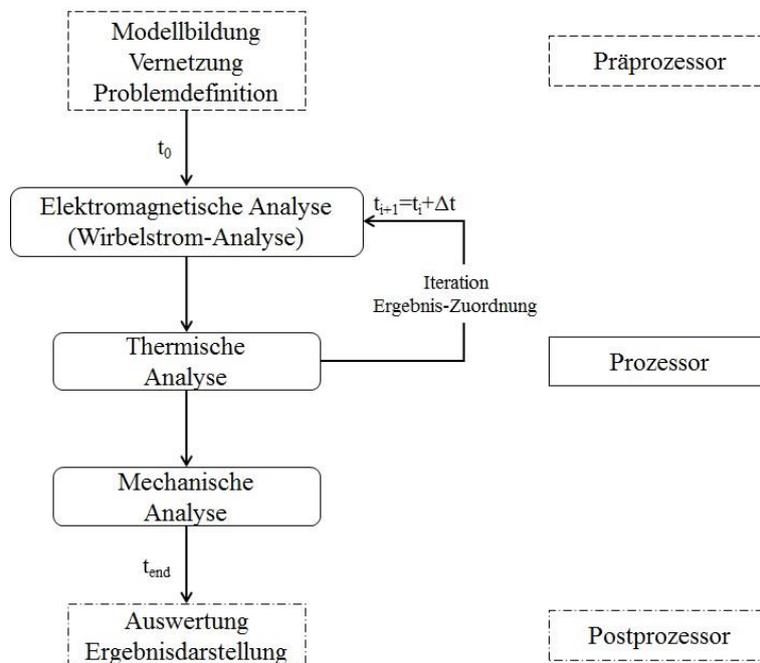


Abbildung 6-40: Schematisches Flussdiagramm zur numerischen Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus. [139]

Das Temperaturfeld wird aus der stark gekoppelten Teilsimulation für die mechanische Analyse als Eingabe verwendet.

Die mechanische Analyse wird schwach gekoppelt durchgeführt, damit keine Konvergenzprobleme infolge des hohen Energieeintrags entstehen und um hinreichend genaue Ergebnisse in akzeptabler Zeit zu bekommen. Durch die schwache Kopplung wird die Stauchung unabhängig von der Rohrgeschwindigkeit simuliert. Der Einfluss der Rohrgeschwindigkeit wird daher nur bei der induktiven Aufheizzeit berücksichtigt.

Mit dem impliziten Gleichungslöser kann die hohe Stauchgeschwindigkeit nicht stark gekoppelt berechnet werden. Das explizite Lösungsverfahren wäre eine alternative Möglichkeit. Dieses kann allerdings nicht eingesetzt werden, da das explizite Verfahren ein dynamisches Verhalten erfordert. Durch die vorliegende Rechenleistung wäre ein sehr hoher Mass-Scaling Faktor notwendig, der zu stark verfälschten Ergebnissen führen würde.

Im Postprozessor erfolgt abschließend die Auswertung und Darstellung der Simulationsergebnisse. An Hand dieser kann das Temperaturfeld, der Spannungs- und Dehnungszustand, sowie der Verformungszustand dargestellt und analysiert werden.

Der Abaqus Gleichungslöser, auch FE-Solver genannt, schreibt kein bestimmtes Einheitensystem vor und er enthält keine Einschränkungen. Die Einheiten müssen wie bei jedem Softwarepaket konsistent und für den Ergebnisaustausch zwischen den einzelnen Modellen sinnvoll festgelegt sein. Die in Tabelle 6-1 zusammengefassten Einheiten wurden bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation verwendet. Die Auswahl erfolgte unter Berücksichtigung der Geometriegröße, sowie der vorliegenden Prozesskräfte und Verformungsgrößen. Alle physikalischen Größen werden auf dieses Einheitensystem für die FE Simulation angepasst.

Größe	Einheit
Länge	m
Kraft	N
Masse	kg
Zeit	s
Spannung	MPa (=N/mm ²)
Energie	mJ (=10 ⁻³ J)
Dichte	t/mm ³
elektr. Stromstärke	A
Temperatur	K
Beschleunigung	mm/s ²
Frequenz	Hz (= s ⁻¹)
Geschwindigkeit	mm/s
Leistung	mW
spez. Wärmekapazität	mJ/(t K)
Wärmeleitfähigkeit	mW/(mm ² K)
Spannung	mV
Widerstand	mΩ
mag. Permeabilität	mH/mm (=mΩ s/mm)
elektr. Leitfähigkeit	1/(mΩ mm)

Tabelle 6-1: Verwendete Einheiten für die physikalischen Größen bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit Abaqus.

6.2.1 Elektromagnetische Analyse

Die Wirbelströme werden in das zu schweißende Rohr durch das Magnetwechselfeld induziert. Dieses wird durch einen hochfrequenten Wechselstrom, der durch die rohrumschlingende Induktionsspule fließt, erzeugt. Mit der erweiterten Maxwell Gleichung (2-42) (S. 49) wird das elektrische und magnetische Feld unter Berücksichtigung der Leiterbewegung mathematisch beschrieben. Die Rohrbewegung ist auch bei der elektromagnetischen Analyse integriert. Dadurch wird die induzierte Wärmeenergie in das Rohr mit Einbeziehung der Schweißgeschwindigkeit berechnet. Die ausführliche Beschreibung der mathematischen Gleichungen, die die elektromagnetische Analyse zugrunde liegt, ist im Kapitel 2.5.2.1 (ab S. 48) enthalten.

6.2.1.1 CAD Modell, Vernetzung und Randbedingungen

Das CAD Modell für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses besteht aus den am Prozess beteiligten Bauteilen. Dies sind das Rohr, der Impeder und die Induktorspule. Außerdem muss auch der vom Magnetfeld erfasste Raum im CAD Modell abgebildet werden. Die umgebenden Medien werden mit zusätzlichen Elementen für die Umgebung und den Luftspalt zwischen dem Rohr und Impeder modelliert. Die Rohrkanten werden vor dem schweißen durch den Luftspalt getrennt. Dieser endet im Schweißbereich.

Bei der Simulation des induktiven HF-Schweißprozesses kann die vorliegende Symmetrie am CAD Modell ausgenutzt werden. Mit dieser Vereinfachung wird die Gesamtanzahl der Freiheitsgrade mit weniger Knoten und Elementen reduziert. Diese Maßnahme bringt wichtige Vorteile mit sich. Es wird die Rechenzeit verkürzt und weniger Speicherplatz am Rechner belegt. Das vereinfachte und vernetzte 3D CAD Modell für die elektromagnetische FE Berechnung des induktiven HF-Rohrschweißprozesses ist in Abbildung 6-41 ersichtlich.

Die geometrischen Abmessungen sind entsprechend den Angaben von der Fa. Jansen AG definiert worden. Die Abstände zwischen den einzelnen Komponenten der induktiven HF-Schweißanlage sind in Tabelle 3-5 (S. 61) zusammengefasst. Der Abstand zwischen dem Induktor und den Schweißrollen, sowie der Öffnungswinkel vom Schweißspalt sind für gute Simulationsabbildungen wichtig. Die Schweißspaltgeometrie wird durch den Öffnungswinkel, sowie den Abstand zwischen den Schweißrollen und letzten Formrollen bestimmt.

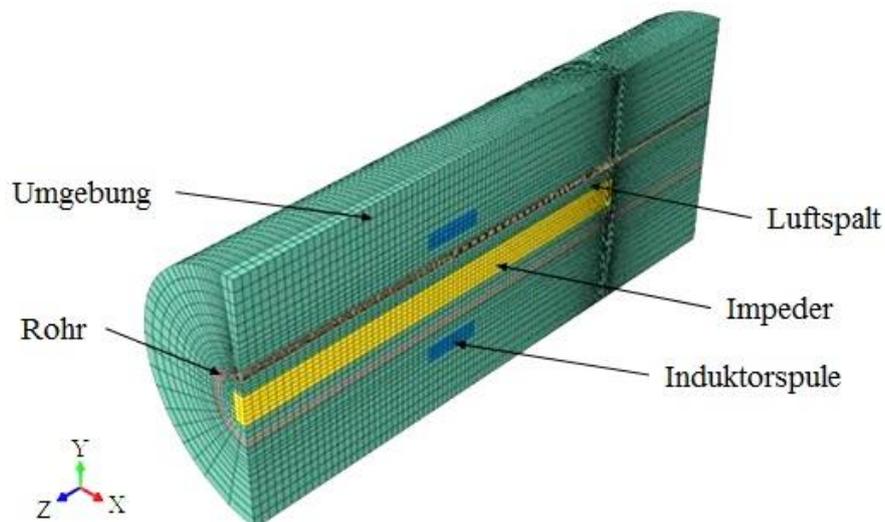


Abbildung 6-41: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit Umgebungselementen für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.

Für die Simulation des Magnetfeldes ist eine feine Netzstruktur nicht unbedingt erforderlich. Allerdings hat die Auswahl der Elementgrößen für die Ermittlung der Rohrerwärmung über die Stromdichte ausschlaggebende Auswirkungen. Die Elementgröße muss in Bereichen, wo große Gradienten zu erwarten sind mit großer Sorgfalt festgelegt werden. Die elektrischen Phänomene des *Skin*- und *Proximity*-Effektes erfordern ebenfalls an den äußeren oberflächennahen Rohrbereich und im Luftspalt eine feine Netzstruktur.

Zwecks der Randbedingungen ist die Größe vom Gesamtmodell so groß wie nötig erstellt worden. Das erforderliche 3D Modell und dessen Größe führen zu einem starken Anstieg der Rechendauer. Diese sollte allerdings mit sinnvoller Modellerstellung im vertretbaren und akzeptablen Bereich liegen. Mit dem generierten CAD Modell ist ein guter Kompromiss zwischen all den Kriterien gelungen.

Die für das CAD Modell ausgewählten Elemente und ihre Anzahl, sowie die sich daraus ergebende Knotenanzahl für jedes einzelne Bauteil sind in Tabelle 6-2 zusammengefasst. Für die physischen Bauteile sind Elemente des Typs Hex8 verwendet worden. Dieser Elementtyp kam zusammen mit Penta6 bei den umgebenden Medien zum Einsatz. In Tabelle 6-2 ist außerdem die minimale und maximale Kantenlänge der Elemente angegeben. Die minimalen Elementlängen befinden sich im Impeder, Umgebungs- und Luftspaltbereich, wo die größten Gradienten auftreten. Die Kanten mit maximalen Elementlängen sind im Außenbereich der Umgebung vorzufinden.

Bauteil	Elementtyp	Anzahl		min. Kantenlänge in mm	max. Kantenlänge in mm
		Elemente	Knoten		
Rohr	Hex8	29100	35000	0,3	3
Umgebung	Hex8/Penta6	68800	79900	0,2	10
Luftspalt	Hex8/Penta6	2100	3600	0,2	3
Impeder	Hex8	1200	2100	0,2	3
Induktorspule	Hex8	990	1500	0,5	2
Summe		102190	122100		

Tabelle 6-2: Angaben zum vernetzten CAD Modell für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus.

Am CAD Modell müssen zur Definition der Rand- und Symmetriebedingungen die *Surfaces* (engl. für Oberflächen) erstellt werden. Diese fassen die Oberflächen der 3D Elemente zusammen, an denen die Bedingungen definiert werden. Die erstellten Oberflächen am elektromagnetischen 3D Modell sind in Abbildung 6-42 ersichtlich. Die Randbedingungen vom Modell sind durch die gelbe und rote Fläche festgelegt. Die Symmetriebedingungen werden über die blaue Fläche definiert.

Bei der elektromagnetischen Analyse werden die homogenen Dirichlet-Randbedingungen für die Symmetrieausnutzung angewendet. Diese spiegelt, wie in Abbildung 6-43 dargestellt, die Quellenstromdichten bei unendlich langer und gerader Grenze Γ_B antisymmetrisch. Am Rand gilt für das Vektorpotential die Bedingung $A_t = 0$.

In der Symmetrieebene dürfen demnach nur Normalkomponenten von Quellenströmen erscheinen, was zu einem tangentialen Verlauf des resultierenden Magnetfeldes führt. Durch die Indizierung von Oberflächenströmen bleibt das Leiterinnere feldfrei, falls außerhalb des Leiters ein magnetisches Feld existiert. Diese Bedingungen haben somit ihre Gültigkeit in der Symmetrieebene und im Fernfeld.

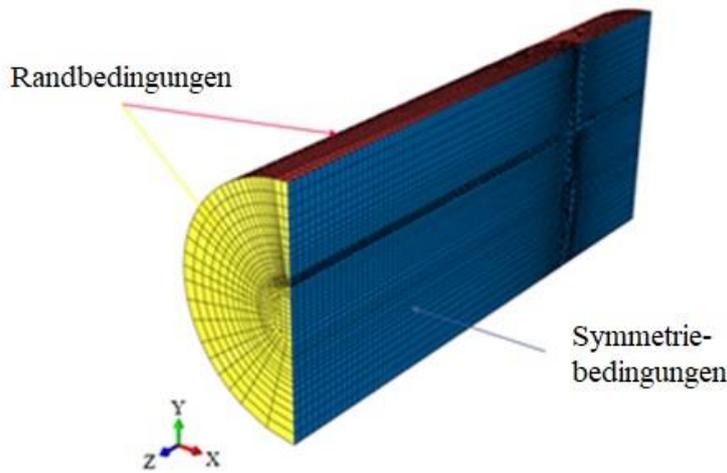


Abbildung 6-42: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit den Oberflächen zur Definition der Rand- und Symmetriebedingungen für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus.

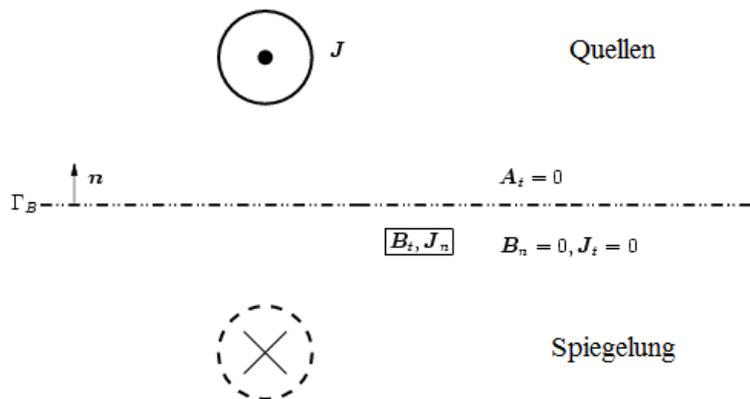


Abbildung 6-43: Homogene Dirichlet-Randbedingungen für die antisymmetrische Spiegelung von Quellen bei der elektromagnetischen Analyse. [207]

Durch den mit Wechselstrom durchflossenen Leiter erfolgt die Energieeinbringung zur induktiven Rohrerwärmung. Im CAD Modell wird in den Spulenelementen für die elektromagnetische Analyse eine Wirbelstromdichte festgelegt. Diese muss zunächst geschätzt werden, da keine gemessenen Prozessdaten von der Stromdichte in der Induktorspule vorliegen. Als Ausgangspunkt für die Abschätzung dient die mittlere Generatorleistung und -spannung (vgl. Abbildung 4-18, S. 79). Darüber hinaus wird die Größenordnung der festgelegten Wirbelstromdichte mit Werten aus der Literatur überprüft. Die aus [46] herangezogenen Vergleichsdaten der Wirbelstromdichte bei unterschiedlichen Temperaturen sind in Abbildung 2-20 (S. 25) dargestellt.

Wie bei jeder Schweißverbindung sollte darauf hingearbeitet werden, eine möglichst schmale WEZ zu erzeugen. Die induktive Erwärmung, sowie die Wärmeabgabe durch Konvektion und Strahlung haben dabei einen großen Einfluss. Ihre Auswirkungen müssen daher auch bei der Simulation berücksichtigt werden.

Für die Wärmeabgabe an die Umgebung durch Konvektion wird der Wärmeübergangskoeffizient α an der Rohrinnen- und -außenseite mit $17 \text{ W}/(\text{m}^2 \text{ K})$ definiert. Der konstante empirische Wert ist mit Einbeziehung der Schweißgeschwindigkeit, Rohr- und Umgebungstemperatur, sowie dem Rohrdurchmesser festgelegt worden.

Die Abgabe der Wärme durch Strahlung wird mit dem konstanten Emissionsgrad ε von 0,8 beschrieben. Die für den konvektiven Wärmeübergang und den Wärmeübergang durch Strahlung zugrundeliegenden Gleichungen sind im Kapitel 2.5.1.1 (ab S. 40) enthalten.

An der Rohraußenseite ist die Temperatur mit 298,15 K (= 25 °C) und an der Rohrrinnenseite mit 353,15 K (= 80 °C) definiert worden.

6.2.1.2 Materialkennwerte

Für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses ist die elektrische Leitfähigkeit σ und relative Permeabilität μ_r notwendig. Die temperaturabhängigen Kennwerte des S355J2+N Stahls in Abbildung 6-44 sind mit JMatPro berechnet und in Abaqus für die numerischen Simulationen implementiert worden.

Die elektrische Leitfähigkeit sinkt exponentiell von Raumtemperatur bis zum Currie-Punkt, der bei 769 °C liegt. Anschließend verbleibt die Kurve bei einem annähernd gleichen Wert.

Die relative Permeabilität fällt bis etwa 600 °C leicht, erfährt anschließend einen deutlichen Abfall bis 800 °C und verbleibt auf diesem Niveau. Vor der Currie-Temperatur ist der Abfall am stärksten, da der Stahl seine magnetischen Eigenschaften ändert. Unter 769 °C ist der Werkstoff ferromagnetisch und über 769 °C besitzt er paramagnetisches Verhalten, d.h. er ist unmagnetisch. Die relative Permeabilität μ_r wird zusammen mit der magnetischen Feldkonstante μ_0 zur Ermittlung der magnetischen Permeabilität μ (2-39) (S. 48) für die erweiterte Maxwell Gleichung (2-42) (S. 49) verwendet.

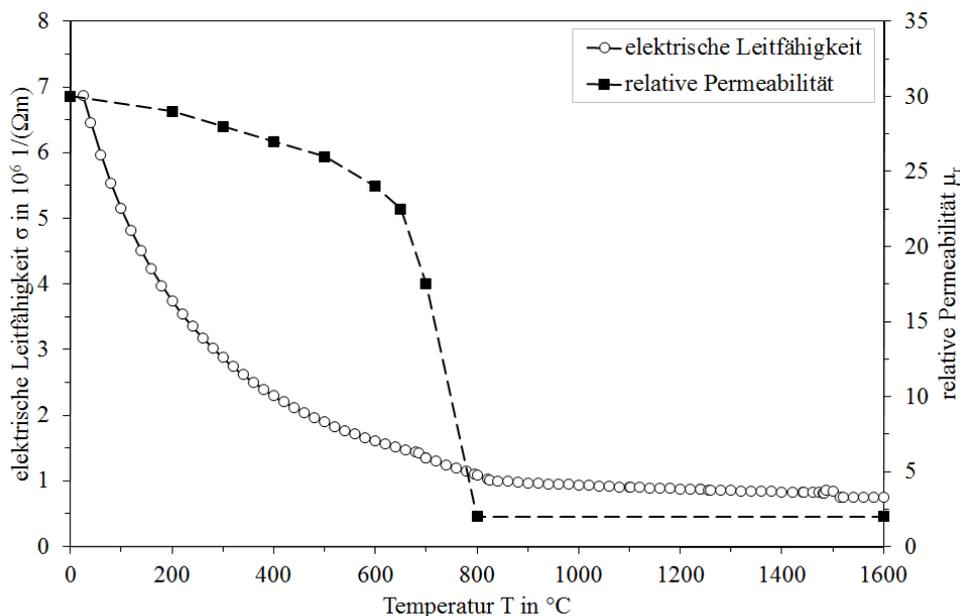


Abbildung 6-44: Elektromagnetische Materialkennwerte des S355 Stahls für die induktive HF-Simulation des Rohrschweißprozesses. Die temperaturabhängigen Kennwerte der elektrischen Leitfähigkeit und relativen Permeabilität wurden mit JMatPro berechnet.

Über die Eingabe der entsprechenden B-H Kurven wird im Allgemeinen der Hysterese Effekt im FE Modell berücksichtigt. Die Hysterese-Eigenschaften werden jedoch bei der HF-Rohrschweißsimulation vernachlässigt, da die Prozesstemperatur über der Currie-Temperatur liegt und ausschließlich die Wirbelstromerwärmung für die höhere Temperatur sorgt [40]. Außerdem wird diese Vereinfachung angewendet, da die Einführung der B-H Kurven zu schwer abzuschätzenden Ungenauigkeiten im System führt.

6.2.1.3 Modellverifizierung

Für die experimentelle Verifizierung der elektromagnetischen Analyse sind schwer zu erfassende Messdaten notwendig. Da diese nur mit sehr großem Aufwand zugänglich und mit hohen Kosten verbunden sind, wird der Ergebnismachweis mit Literaturangaben von einem annähernd gleichen Simulationsprozess durchgeführt. Zulässig sind dafür nur gleiche Simulationsmodelle, die vergleichbare Geometrien und Schweißgeschwindigkeiten vorweisen. Die physikalischen Effekte haben nämlich bei unterschiedlichen Rohrdurchmessern und -geschwindigkeiten verschiedene Auswirkungen auf das Stromdichte- und Temperaturfeld.

Die Wirbelstromdichte von dem Simulationsergebnis aus der Literatur [46] (Abbildung 6-45a) und der elektromagnetischen Analyse mit der Frequenz von 165 kHz (Abbildung 6-45b) besitzt ein annähernd gleiches Stromdichtefeld. In beiden Fällen tritt die größte elektrische Stromdichte zwischen den Schweißwalzen und der Induktionsspule auf.

Entsprechend den Unterschieden der verwendeten Schweißparameter und Materialkennwerte, sowie Rohrdurchmesser ist die Stromdichteverteilung anders. Dies ist an den Rohroberflächen am stärksten bemerkbar. Der genaue Ergebnisvergleich ist dementsprechend nicht möglich.

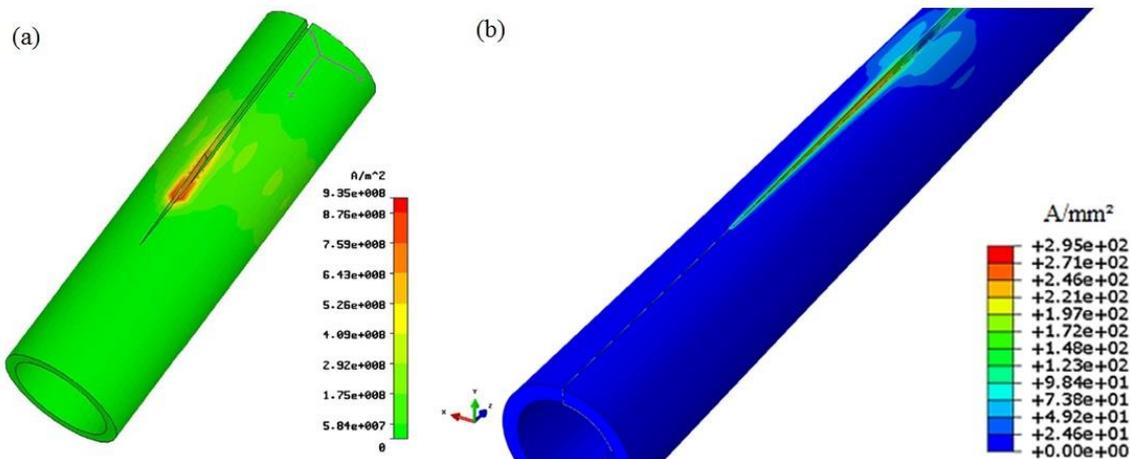


Abbildung 6-45: Elektromagnetische Modellverifizierung der induktiven HF-Rohrschweißsimulation über das Stromdichtefeld. Das Ergebnis aus Literatur [46] entspricht einem ähnlichen Prozess (a). Die elektromagnetische Analyse wurde mit 165 kHz durchgeführt (b).

6.2.2 Thermo-Mechanische Analyse

Die thermo-mechanische Analyse vom induktiven HF-Schweißprozess ist bereits im Kapitel 2.5.2.2 (ab S. 49) behandelt worden. Der Prozess und die Schweißnahtqualität werden neben der elektromagnetischen Strominduzierung, die zur induktiven Erwärmung des Schweißbereichs führt, auch durch die plastische Verformung entscheidend beeinflusst. Letztere verursacht eine Geometrieänderung im Kontaktbereich, die zur Wulstbildung führt. Die ausführliche Literaturrecherche im Kapitel 2.2.6 (ab S. 21) hat gezeigt, dass die Modellierung der mechanischen Stauchbelastung bisher in keiner Publikation erfolgreich umgesetzt wurde.

Aufbauend auf die Ergebnisse aus der elektromagnetischen Analyse wird in dieser Arbeit auch die thermo-mechanische Analyse durchgeführt. Bei beiden Analysen ist die geometrische Symmetrie ausgenutzt worden, indem das gleiche CAD Rohrmodell eingesetzt wurde. Für Abaqus ist die durchgehende Anwendung vom gleichen Modellnetz erforderlich.

6.2.2.1 CAD Modell, Vernetzung und Randbedingungen

Das thermo-mechanische CAD Modell für die Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses unterscheidet sich von dem elektromagnetischen Modell. Die Umgebung muss bei der thermo-mechanischen Analyse nicht modelliert werden, da sich das Temperatur- und Kraftfeld überwiegend nur in Rohr ausbreitet. Ihre Wechselwirkungen mit der Umgebung werden mit Randbedingungen berücksichtigt. Mit diesen wird über die Werkstückoberflächen der Wärmetransport simuliert.

Die vorliegende Symmetrie vom Kernbereich der HF-Schweißanlage kann auch wie bei der elektromagnetischen Analyse genutzt werden. Dadurch wird die Rechenzeit, sowie der Speicherplatzbedarf durch weniger Elemente und Knoten reduziert. Die Darstellung in Abbildung 6-46 zeigt die einzelnen Komponenten vom gesamten und vernetzten 3D CAD Modell für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses. Jede einzelne Komponente ist entsprechend der Anordnung und den Abmessungen der HF-Schweißanlage bei der Fa. Jansen AG in Oberriet (Schweiz) konstruiert worden. In Tabelle 3-5 (S. 61) sind die Abstände zwischen den einzelnen Komponenten zusammengefasst.

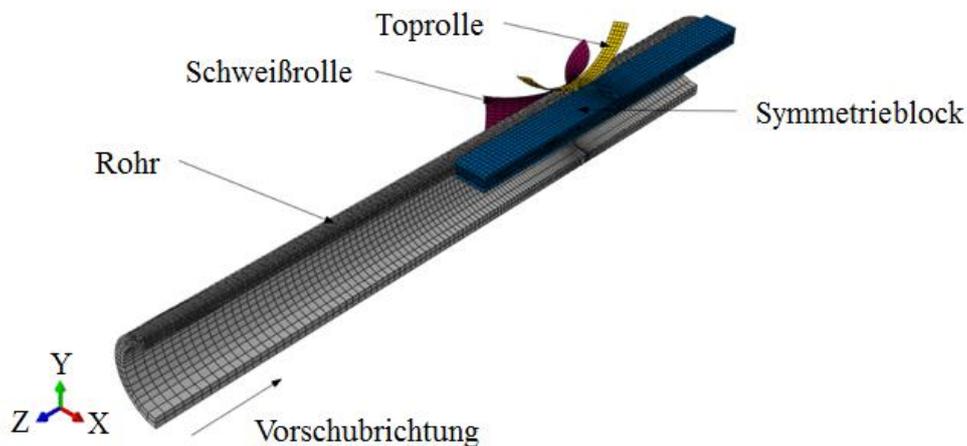


Abbildung 6-46: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit Symmetrieblock für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.

Für die Vernetzung des CAD Modells wurde der Elementtyp Hex8 verwendet. Das Netz ist im Bereich größter Temperatur- und Verschiebungsgradienten an die elektromagnetische Analyse angepasst, damit die Ergebnisse von der induktiven Erwärmung übertragen werden können. In Tabelle 6-3 ist für jede einzelne Komponente die Anzahl der Elemente und Knoten, sowie die minimale und maximale Kantenlänge angegeben. Die Gesamtanzahl der Elemente beträgt 44500, wobei das Rohr den größten Teil davon ausmacht. Die Schweiß- und Toprolle ist größtmöglich vernetzt worden, wodurch die Anzahl der Freiheitsgrade und somit Rechenzeit reduziert wurde.

Komponente	Elementtyp	Anzahl		min. Kantenlänge in mm	max. Kantenlänge in mm
		Elemente	Knoten		
Rohr	Hex8	29100	35000	0,3	3
Schweißrolle	Hex8	2640	3450	0,5	3
Toprolle	Hex8	760	1170	0,8	1,6
Symmetrieblock	Hex8	12000	14580	0,3	1,8
Summe		44500	54200		

Tabelle 6-3: Angaben zu dem vernetzten CAD Modell für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.

Der Symmetrieblock (engl. *Rigid Elements*-Block) im CAD Modell ersetzt bei der Berechnung die Symmetrieebene. Generell werden für die Symmetrienausnutzung entsprechende Randbedingungen an die analytische Ebene des symmetrischen Modells zugewiesen und anschließend simuliert. Diese Standardmethode ist im vorliegenden Fall nicht umsetzbar. Die Simulation der Wärmegenerierung durch Kontaktreibung ist nur an 3D Kontinuums-Elementen möglich. Daher musste ein zusätzliches Bauteil im CAD Modell integriert werden.

Zur Vermeidung von Konvergenzproblemen im Kontaktbereich wurde die Höhe vom Symmetrieblock etwas größer als die Rohrdicke ausgeführt. Zur Annäherung der Symmetriebedingungen und Verwirklichung des symmetrischen Modells wurde die Elementsteifigkeit vom Symmetrieblock höchstmöglich definiert. Die unendliche Steifigkeit konnte wegen der numerischen Begrenzung bei der Elementdefinition nicht angewendet werden.

Die Bewegung vom Symmetrieblock erfolgte mit der Schweißgeschwindigkeit in Schweißrichtung entlang der Z-Achse. Mit dieser Randbedingung wurde, ohne Verzicht auf die thermischen Phänomene im Kontaktbereich, die Spaltkantenpressung gut angenähert. Die Rohrbewegung ist mit der Schweißgeschwindigkeit gleichgesetzt worden. Die Prozessdaten aus dem experimentellen HF-Rohrschweißversuch liefern die Rohrgeschwindigkeit (siehe Abbildung 4-19, S. 80).

Die verwendeten Elemente zur Definition der Randbedingungen am CAD Modell sind in Abbildung 6-47 farblich markiert. Der Wärmeübergang ist an der Rohrinnen- und Rohraußenseite, über die gelben und roten Oberflächenelemente am Rohr definiert. Die eingesetzten Werte für den Wärmeübergangskoeffizienten α und Emissionsgrad ε sind bereits im Kapitel 6.2.1.1 (ab S. 148) beschrieben worden. Der Wärmestrom ist an den Rohrkanten auf null gesetzt.

Die Knoten an den Rohrenden sind entsprechend der realitätsnahen Annahme fixiert. Abgesehen von der translatorischen Bewegung in Schweißrichtung entlang der Z-Achse, sind alle Knoten an den Rohrstirnflächen in allen anderen Freiheitsgraden gesperrt. Mit der standardmäßigen 3 Punkt Lagerung würde sich das Simulationsergebnis durch große lokale Deformationen, infolge der hohen Verformungsgrade und des plastischen Materialverhaltens stark verfälschen.

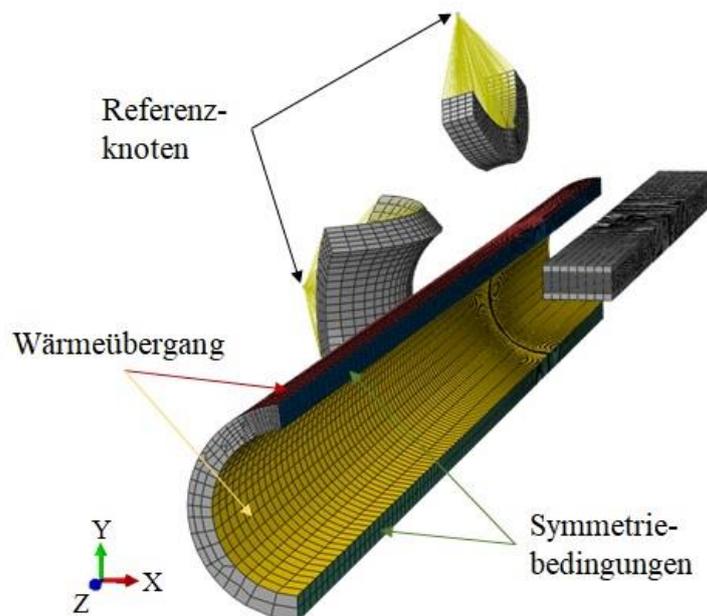


Abbildung 6-47: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit den einzelnen Komponenten zur Definition der Randbedingungen für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.

Bei der Schweiß- und Toprolle wurden alle Knoten auf einen Referenzknoten, dem *Rigid* (engl. für starr) zusammengeführt. Die gelben Verbindungslinien an den beiden Rollenmodellen (siehe Abbildung 6-47) deuten auf die starre Verbindung zwischen den Referenz- und Rollenknoten hin. Über den Referenzknoten werden für die Schweiß- und Toprolle die Knotenfreiheitsgrade gekoppelt. Auf diesen werden die Randbedingungen definiert. Die Referenzknoten erhalten somit die Randbedingungen für die Verschiebung und über diese erfolgt die starre Übertragung auf die Rollenknoten.

Die Schweißrolle erhält nur zwei Freiheitsgrade, Translation in X-Richtung und Rotation um die eigene Achse. Bei der Toprolle sind alle Freiheitsgrade, außer der Rotation um die eigene Achse gesperrt. Die Toprolle besitzt ein eigenes Koordinatensystem, bei dem die X-Achse um die Z-Achse des globalen Koordinatensystems gedreht ist. Über das zusätzliche Koordinatensystem können die Randbedingungen für die Toprolle leichter definiert werden.

An den Rohrkanten und dem Symmetrieblock sind Randbedingungen für die Symmetrienausnutzung erforderlich. Am Symmetrieblock wird in Schweißrichtung entlang der Z-Achse die Schweißgeschwindigkeit definiert. Dadurch wird im Kontaktbereich das Rutschen verhindert. Die Freiheitsgrade in X- und Y-Richtung sind beim Symmetrieblock gesperrt.

Die Modellsymmetrie wird über die in Abbildung 6-47 grün markierten Oberflächenelemente durch das Sperren der Knoten an den Rohrkanten erfüllt.

Über die Schweißrolle erfolgt die Einbringung der Presskraft. Diese wird über eine zeitabhängige Kurve geregelt, damit das Konvergenzverhalten bei der stark nichtlinearen Berechnung verbessert wird. Konvergenzprobleme entstehen durch Nichtlinearitäten beim Kontakt oder große Verformungen. Diese können teilweise durch eine allmähliche Kraftaufbringung vermieden werden.

Die eingesetzte zeitabhängige Kurve für die Definition der Presskraft zeigt Abbildung 6-48. Der resultierende Kraftverlauf wird über die maximale Presskraft und dem Kraftaufbringungsfaktor bei der jeweiligen Zeit bestimmt. Die Presskraft wird dementsprechend nach 0,1 Sekunden eingeleitet und verbleibt auf den maximalen Wert bis zum Prozessende.

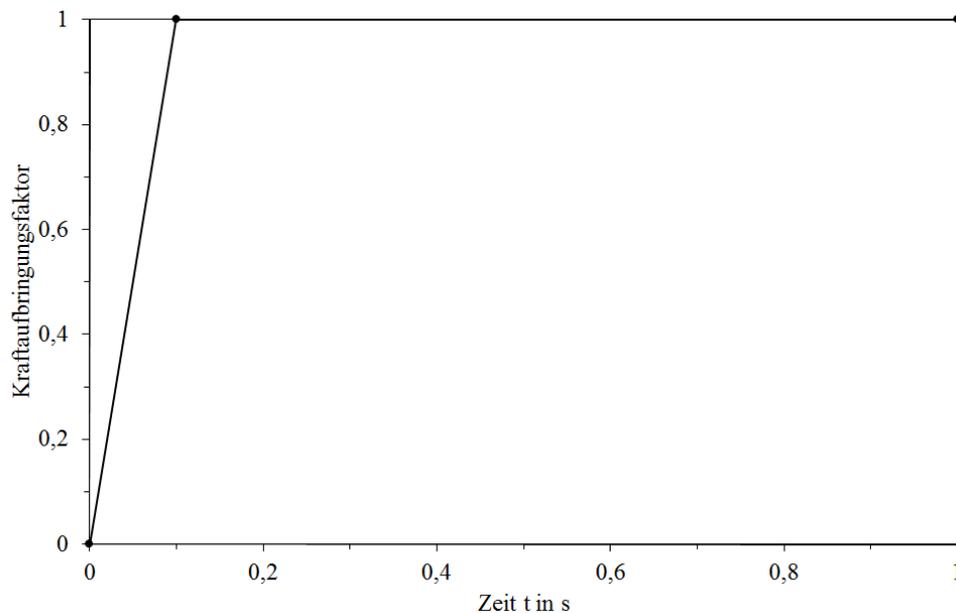


Abbildung 6-48: Kurvenverlauf zur Implementierung der zeitabhängigen Presskraft über den Kraftaufbringungsfaktor für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.

Zur Berücksichtigung der mechanischen Reibung wird das alternative Reibmodell in Abaqus verwendet. Zur Definition des Grenzwertes für die kritische Schubspannung wurde für Gleichung (2-43) (S. 50) die Fließspannung des S355J2+N Stahls bei 1300 °C definiert. Der Wert ist experimentell ermittelt worden und beträgt 28 MPa. Die festgelegten Kontaktflächen für das Reibmodell sind über Oberflächenelemente, die in Abbildung 6-49 ersichtlich sind, im CAD Modell definiert worden.

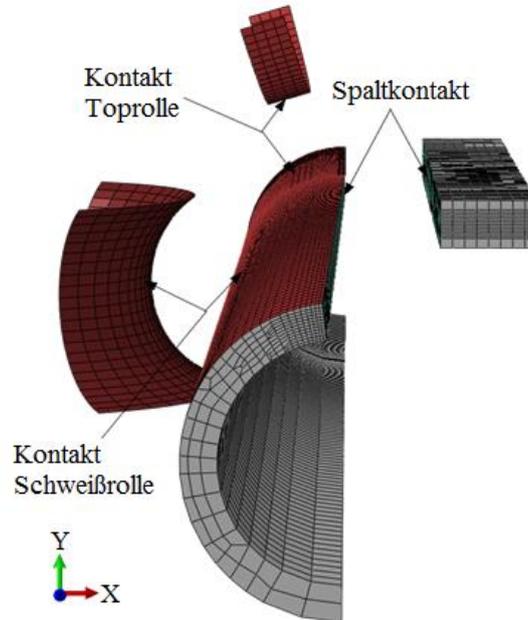


Abbildung 6-49: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit den markierten und beschrifteten Oberflächenelementen für die Kontaktdefinition bei der thermo-mechanischen Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.

6.2.2.2 Materialkennwerte

Die Ermittlung der erforderlichen thermo-physikalischen Materialkennwerte des S355J2+N Stahls für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses erfolgte mit der kommerziellen Software JMatPro. Die mittlere Korngröße von 11 μm (siehe Kapitel 2.3.1, ab S. 29) und die chemische Zusammensetzung (siehe Tabelle 2-3, S. 30) des untersuchten S355J2+N Stahls waren als Eingabewerte für die Berechnung der Kennwerte erforderlich. Für die thermo-mechanische Analyse ist die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ , der Wärmeausdehnungskoeffizient α , die spezifische Wärmekapazität c_p und Dichte ρ notwendig.

Die mit JMatPro berechneten thermo-physikalischen Materialkennwerte aus Abbildung 6-50 sind in die Materialkarte von Abaqus für die induktive HF-Schweißsimulation implementiert worden. Alle vier physikalischen Größen besitzen in den Temperaturbereichen der Phasenumwandlungen sprunghafte Änderungen im Kurvenverlauf. Die spezifische Wärmekapazität besitzt dabei die stärksten Sprünge, wie die Kurve mit runden Punkten in Abbildung 6-50 zeigt.

Mit experimentell gemessenen temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven wird das Verformungsverhalten des S355J2+N Stahls im mechanischen Teil der Analyse beschrieben. Die Temperaturabhängigkeit ist in 100 K Schritten von Raumtemperatur bis 1573,15 K (= 1300 °C) erfasst worden. Die Dehnratenabhängigkeit wurde mit zwei unterschiedlichen Werten beschrieben.

Die temperaturabhängigen visko-plastischen Fließkurven sind in Abbildung 6-51 und Abbildung 6-52 zusammengefasst. Die Fließkurven zeigen den Verlauf der wahren Spannung als Funktion der wahren Dehnung und beginnen vom Bereich der plastischen Werkstoffverformung, d.h. bei der Fließgrenze.

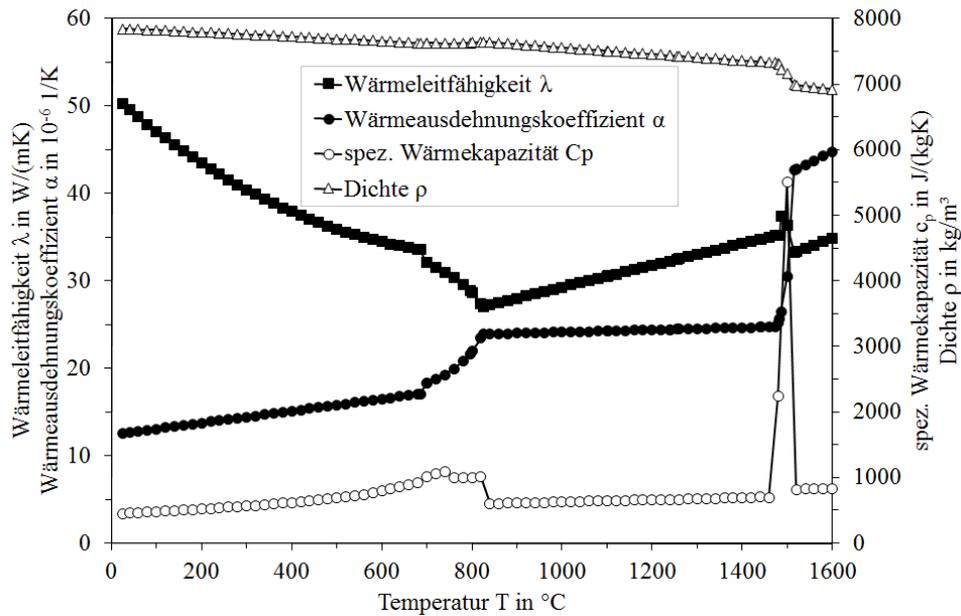


Abbildung 6-50: Thermo-physikalischen Materialkennwerte des S355J2+N Stahls für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit JMatPro berechnet.

An den gemessenen Fließkurven bei 200 °C und 300 °C ist gut zu erkennen, wie der Werkstoff in diesem Temperaturbereich infolge der Blausprödigkeit (siehe Kapitel 5.2.3, S. 112) verfestigt. Dabei hindert die Ansammlung von Stickstoffatomen die Versetzungen an deren Bewegung. Um diese zu lösen sind höhere Kräfte notwendig, wodurch die Spannung ansteigt und der Werkstoff bei diesen Temperaturen verfestigt. Bei höheren Prüftemperaturen nimmt die Werkstoffentfestigung zu, da die Hinderniswirkung der Fremdatome nachlässt und die hohe Festigkeit mit der Temperaturzunahme abnimmt [208].

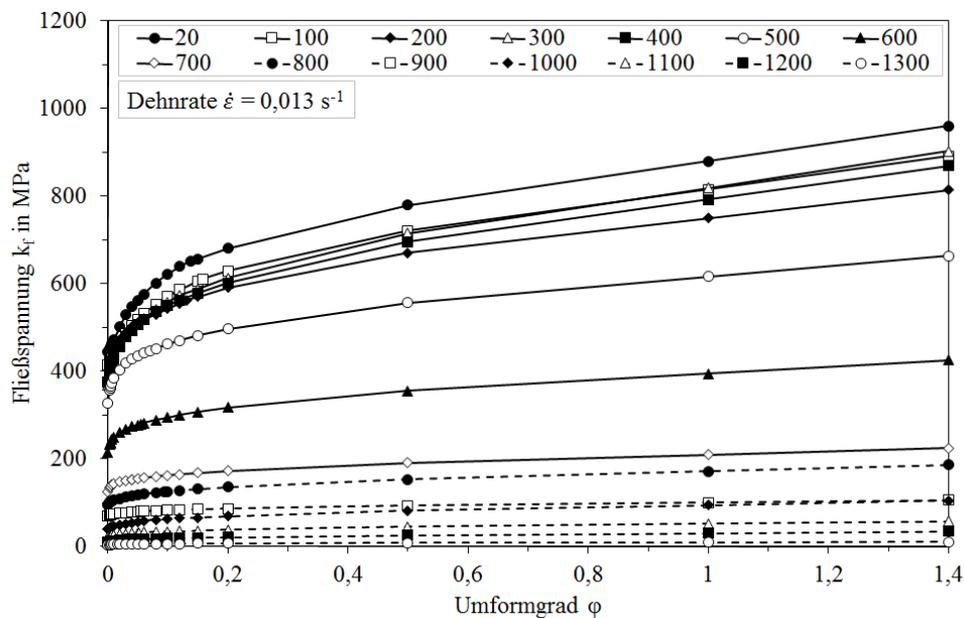


Abbildung 6-51: Fließkurven des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in 100 K Schritten von Raumtemperatur bis 1573,15 K (= 1300 °C) mit der Dehnrates von 0,013 s⁻¹.

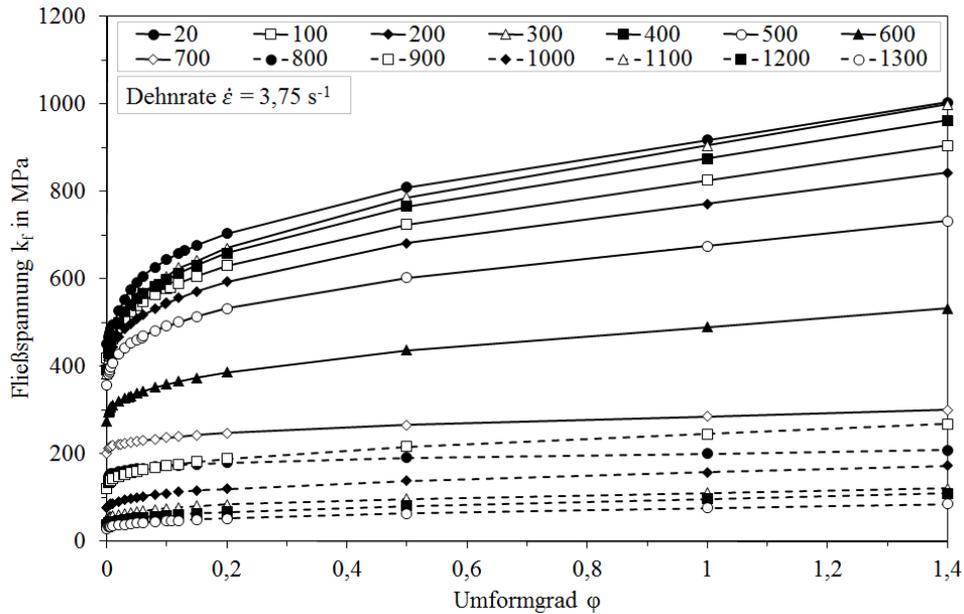


Abbildung 6-52: Fließkurven des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in 100 K Schritten von Raumtemperatur bis 1573,15 K (= 1300 °C) mit der Dehnrate von 3,75 s⁻¹.

Das linear-elastische Materialverhalten wird mit den elastischen Kennwerten, dem Elastizitätsmodul E und der Poissonzahl ν beschrieben. Die Materialkennwerte sind in Abbildung 6-53 ersichtlich. Der Elastizitätsmodul ist in 100 K Schritten experimentell ermittelt worden. Die Werte wurden aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven, deren Ermittlung auf der Gleeble 3800 mit Warmzugversuchen erfolgte (siehe Kapitel 5.2, ab S. 105), ermittelt. Die Temperaturabhängigkeit der Poissonzahl ist mit JMatPro berechnet worden. Mit dem Elastizitätsmodul und der Poissonzahl wird die elastische Nachgiebigkeit vom Werkstoff unter Spannungseinwirkung beschrieben. Die Materialkennwerte sind in der Materialkarte von Abaqus für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses temperaturabhängig implementiert worden.

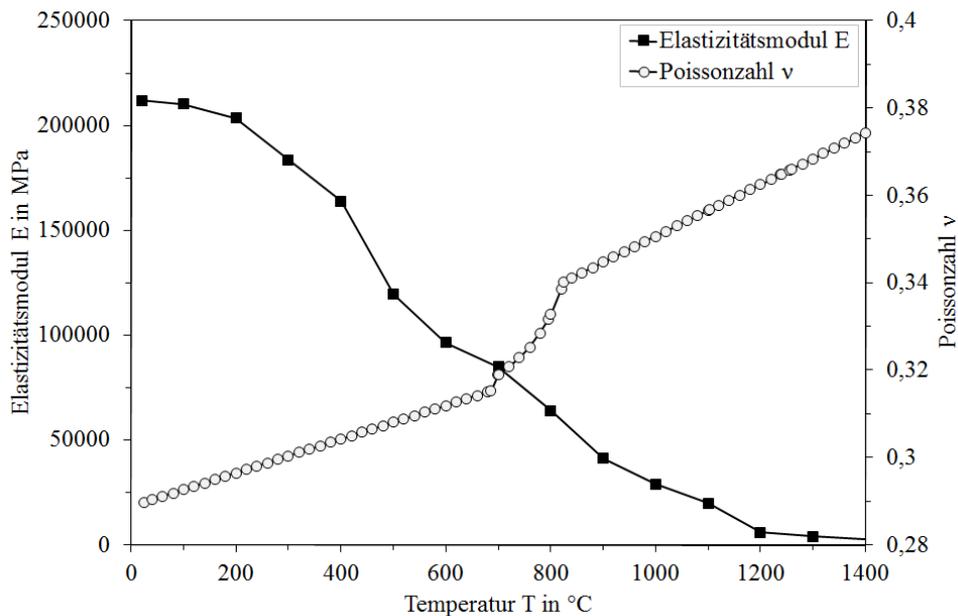


Abbildung 6-53: Elastische Materialkennwerte des S355J2+N Stahls als Funktion der Temperatur. Der Elastizitätsmodul wurde experimentell auf der Gleeble 3800 gemessen und die Poissonzahl mit JMatPro berechnet.

6.2.2.3 Modellverifizierung

Die Verifizierung der thermo-mechanischen Analyse vom induktiven HF-Rohrschweißprozess wurde mit einem makroskopischen Schliffbild durchgeführt. Am 3%igen Nital geätzten Schliff vom induktiv HF geschweißten Baustahlrohr in Abbildung 6-54a ist die Schweißnaht gut zu erkennen. Die hell sichtbare sanduhrförmige Schweißwulst ist der Stauchbereich, der durch die plastische Verformung entstand. Der Innendurchmesser vom Rohr beträgt 22 mm und die Dicke 3 mm.

Der Ergebnisvergleich erfolgt mit der Schweißzone aus der thermo-mechanischen Analyse (Abbildung 6-54b). Zur Berechnung der plastischen Verformung wurde ein Temperaturfeld im Schweißbereich definiert. Die gemessene Presskraft im Realprozess ist bei der thermo-mechanischen Analyse geringfügig erhöht worden. Zur besseren Darstellung der Wulstausbildung wurde beim Simulationsergebnis die Skalierung leicht erhöht. Infolge der getroffenen Vereinfachungen ist der konzentrierte Wärmeeintrag niedriger, wodurch der Stauchbereich etwas breiter als in der Realität ausfiel. Das Ergebnis von dem stark vereinfachten Modell zeigt eine Schweißnaht, deren Ausbildung gut dem realen Zustand entspricht. Ein genauer Ergebnisvergleich ist mit den stark vereinfachten Annahmen nicht möglich. Die thermischen Einflüsse durch Strahlung und Konvektion, sowie die elektromagnetische Kopplung wurden nicht berücksichtigt. Daher ist bei der Modellverifizierung auf die Temperaturfeldlegende verzichtet worden.

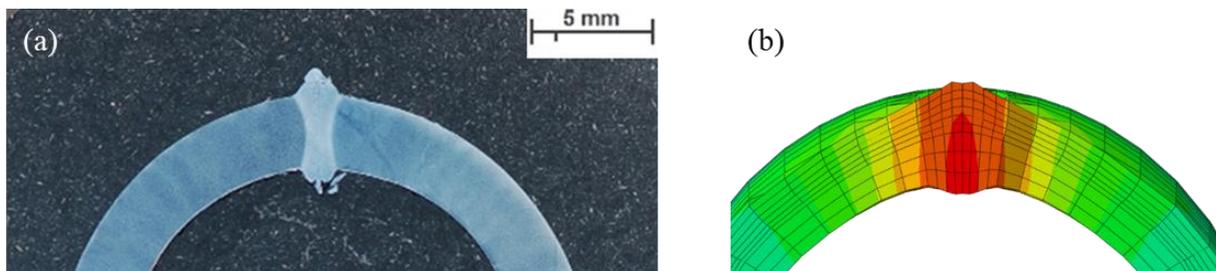


Abbildung 6-54: Thermo-mechanische Modellverifizierung der induktiven HF-Rohrschweißsimulation. Das Schliffbild stammt von einem HF geschweißten Baustahlrohr mit $\varnothing 22$ mm Innendurchmesser und 3 mm Dicke (a). Der Rohrausschnitt aus der thermo-mechanische Analyse wurde mit 165 kHz Basisfrequenz simuliert (b).

Zum Abgleich der WEZ wird aus der Literatur [46] die simulierte Temperaturverteilung vom induktiven HF-Rohrschweißprozess herangezogen. Das Simulationsergebnis in Abbildung 6-54b zeigt im Vergleich mit den Literaturergebnissen in Abbildung 6-55 ein zufriedenstellendes Ergebnis. Der detaillierte Vergleich der WEZ ist durch die unterschiedlichen Analysemethoden, Frequenzen und getroffenen Vereinfachungen nicht möglich.

Der Einfluss von unterschiedlichen Schweißfrequenzen ist in Abbildung 6-55 an den schwarzen Markierungen ersichtlich. Diese verjüngen sich zum Rohraußendurchmesser. Mit zunehmender Frequenz steigt die eingebrachte Wärme in der Schweißnaht. Bei niedriger Frequenz findet keine durchgehende Erwärmung der Fügeebene statt. Diese wird erst bei ausreichend hoher Schweißfrequenz erreicht.

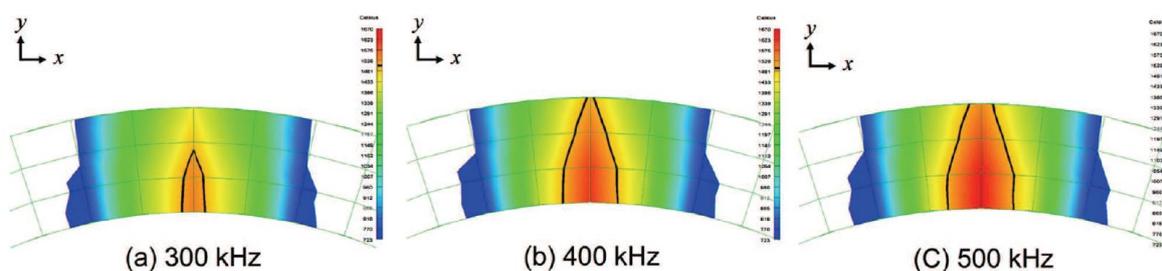


Abbildung 6-55: Simulierte Temperaturverteilung in der WEZ bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit unterschiedlichen Schweißfrequenzen aus der Literatur [46].

6.2.3 Ergebnisse und Diskussion

Die induktive HF-Rohrschweißsimulationen sind nach dem Flussdiagramm in Abbildung 6-40 (S. 146) durchgeführt worden. In Anlehnung an die experimentell gemessenen Daten erfolgte die Definition der Basisparameter für die FE Analysen. Die Modellierung ist mit der Frequenz von 165 kHz durchgeführt worden.

Für die FE Simulation wurde die Symmetrie vom CAD Modell ausgenutzt, um die Rechenzeit zu reduzieren und weniger Speicherplatz am Rechner zu belegen. Zur kompletten Ergebnisdarstellung ist das Modell nach der FE Berechnung um die Y-Z-Ebene gespiegelt worden. Abbildung 6-56a zeigt die gespiegelte Gesamtübersicht vom CAD Modell längs der Z-Achse entgegen der Schweißrichtung nach der induktiven HF-Rohrschweißsimulation. Dargestellt ist der Verformungszustand mit dem Temperaturfeld nach dem Schweißvorgang. Die Wulstbildung im Schweißnahtbereich ist in der Übersicht bereits erkennbar. Zur Veranschaulichung der Detailergebnisse wird die Schnittebene A-A im Schweißpunkt verwendet. Ihre Position in der XY-Ebene und Blickrichtung ist in Abbildung 6-56b ersichtlich.

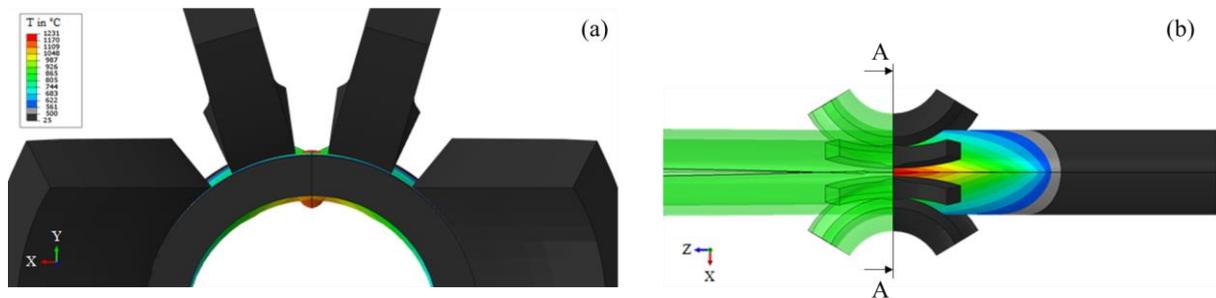


Abbildung 6-56: CAD Modell nach der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit Basisparametern. Die gespiegelte Gesamtübersicht in der axialen Blickrichtung ist entgegen der Schweißrichtung dargestellt (a). Die Schnittebene A-A für Ergebnisdarstellungen liegt im Schweißpunkt (b).

Das Temperaturfeld und die plastische Verformung im Bereich der Schweißwulst nach der induktiven HF-Rohrschweißsimulation zeigt Abbildung 6-57 im Detail. Die Ergebnisse sind in Form von Konturabbildungen dargestellt. Die Wulstausbildung liefert den erwarteten Verformungszustand.

Durch die plastische Verformung wurde das Material zu den Rohroberflächen verdrängt, da die maximalen Temperaturen im Kontaktbereich der Fügeebene (Abbildung 6-57a) auftreten. Die Eingabe der temperaturabhängigen Fließkurven ermöglichte die realitätsnahe Berechnung des Schweißprozesses.

In Abbildung 6-57b ist ersichtlich, dass der obere und untere Wulstaußenbereich nur gering an dem Stauchvorgang beteiligt ist. Aus diesem Grund wird die Schweißwulst in diesen Zonen am wenigsten belastet. In der Mitte der Fügeebene und in den Bereichen der Wulstradien ist die plastische Verformung am höchsten ausgefallen.

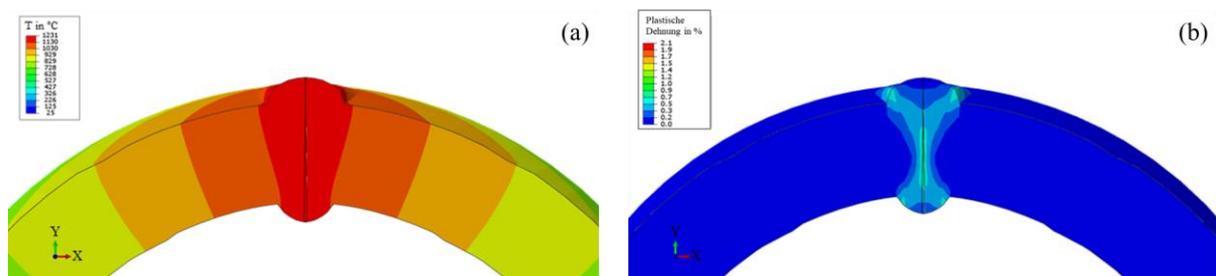


Abbildung 6-57: Ergebnisse aus der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit Basisparametern. Das Temperaturfeld (a) und die plastische Verformung (b) sind in der Schnittebene A-A vom Schweißpunkt dargestellt.

Die FE Analyse liefert eine Vielzahl von Ergebnissen. Es können Erkenntnisse über die Temperatur-Zeit-Verläufe an beliebiger Position und zu jedem Zeitpunkt, die Temperaturfelder, den Verformungszustand bzw. die Wulstausbildung gewonnen werden. Die experimentelle Erfassung der Temperatur-Zeit-Verläufe und plastischen Dehnung während dem Schweißvorgang ist nahezu unmöglich. Durch die hohe Schweißgeschwindigkeit und Schweißrollenposition kann die Temperatur am Rohr während der induktiven HF-Schweißung mit Thermoelementen nicht gemessen werden. Wegen der fehlenden Vergleichbarkeit mit dem Experiment können diese Größen nicht verifiziert werden.

In Abbildung 6-58 ist der simulierte und reale Verformungszustand der induktiven HF-Rohrschweißnaht gegenübergestellt. Die linke Seite zeigt die Konturabbildung vom Simulationsergebnis, den Endzustand der Verformung mit der plastischen Dehnung. Das Material ist wie erwartet zu den Rohraußenflächen verdrängt worden. Die größte plastische Dehnung tritt an den Schweißnahtradien und in der Nahtmitte auf. Der äußere Schweißnahtbereich wird nur wenig belastet, da an diesen Stellen das Material nur geringfügig am Stauchvorgang beteiligt ist. Auf der rechten Seite in Abbildung 6-58 ist der Makroschliff der Wulstausbildung von der induktiven HF-Rohrschweißung mit den Basisparametern ersichtlich. Der simulierte und reale Verformungszustand ist nahezu identisch. Die berechnete Wulstform entspricht sehr gut der tatsächlichen HF-Rohrschweißverbindung. Die Gegenüberstellung der Ergebnisse zeigt, dass das Simulationsmodell und der Simulationsprozess gut funktionieren. Bemerkenswert ist, dass die FE Berechnung ohne kalibrierende Maßnahmen durchgeführt wurde. Mit einer umfangreichen Kalibrierung könnten die Ergebnisse noch näher an die Realität verfeinert werden. Da die Ergebnissenauigkeit zufriedenstellend ist, wurden keine kalibrierenden Maßnahmen für weitere Analysen durchgeführt.

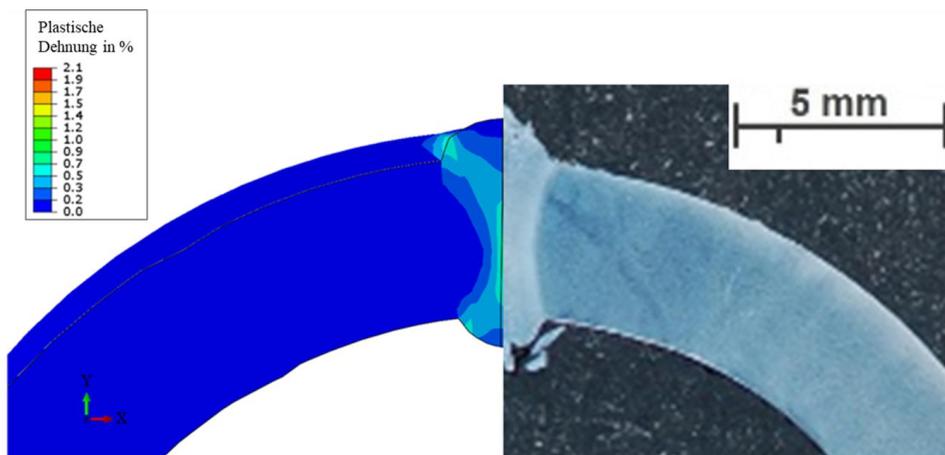


Abbildung 6-58: Vergleich des Verformungszustandes einer HF-Rohrschweißnaht - Simulierte Wulstausbildung (links) und Makroschliff der experimentellen Schweißung mit Basisparametern (rechts).

Um die Auswirkungen der Parameteränderungen bei der HF-Rohrschweißung zu untersuchen, wird nachfolgend eine numerische Parameterstudie durchgeführt. Mit der Variation der Schweißparameter soll festgestellt werden, welche Parameter den stärksten Einfluss auf den Schweißprozess haben und die Prozessempfindlichkeit überprüft werden.

Als Basis und Ausgangspunkt für die Parametervariationen in Tabelle 6-4 wird Simulation Nr. 1 verwendet, deren Schweißparameter basierend an den realen Prozessdaten für die numerischen Simulationen definiert wurden. In Anlehnung an diesen Parametersatz sind die weiteren Simulationen 2 bis 7 mit unterschiedlichen Prozessparametern durchgeführt worden. Dabei wurde ausgehend von den Basiswerten jeweils ein Parameter verändert. Bei Simulation 2 und 3 ist die maximale Stromdichte variiert worden. Simulation 4 und 5 hat unterschiedliche Werte bei der Presskraft. Bei Simulation 6 und 7 wurde die Schweißgeschwindigkeit verändert.

Simulation Nr.	Stromdichte (max.) j in A/mm ²	Variation in %	Presskraft F_p in N	Variation in %	Geschwindigkeit v_{Sch} in m/min	Variation in %		
1 (Basis)	295,1	-	15000	-	45	-		
2	309,9	+5						
3	280,3	-5						
4	295,1	-	15750	+5	49,5	+10		
5			14250	-5				
6			15000	-			40,5	-10
7			15000	-			40,5	-10

Tabelle 6-4: Parametervariationen bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation. Die maximale Stromdichte, Presskraft und Geschwindigkeit ist ausgehend von den Basisparametern variiert worden.

Die Parametervariationen sind gezielt in einem engeren Prozessfenster definiert worden, damit diese für die Praxis und den komplexen Simulationsprozess umsetzbar sind. Die Schweißfrequenz beträgt bei jeder FE Berechnung 165 kHz. In den folgenden Kapiteln werden die Ergebnisse der einzelnen Simulationen dargestellt und verglichen. Die vollständige induktive HF-Rohrschweißsimulation ist nur bei der Variation der Presskraft durchgeführt worden. Die restlichen Parameterstudien wurden ohne die mechanische Analyse umgesetzt.

6.2.3.1 Variation der Stromdichte

Zur Beurteilung des Einflusses von unterschiedlichen Stromdichten bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation werden die Ergebnisse der Temperaturfelder zum Vergleich herangezogen. Die Stromdichtevariation kann entweder durch die Veränderung der Materialdaten oder des Energieeintrags erfolgen. Letzteres wurde in dieser Arbeit durchgeführt, um die in Tabelle 6-4 definierten Stromdichten zu erreichen.

Die Auswirkungen der Stromdichtevariationen auf das Temperaturfeld am Rohr bei induktiven HF-Schweißsimulationen sind in Abbildung 6-59 ersichtlich. Die bemaßten 1000 °C Isothermen in Rohrlängsrichtung zeigen deutlich, dass die maximale Temperatur und die Größe des Temperaturfelds stark von der Stromdichte abhängig sind. Im Vergleich zu den Basiseinstellungen führt eine Stromdichteerhöhung von 5% bei der Simulation Nr. 2 zu einer 6 mm längeren Isothermen (Abbildung 6-59, oben) und 59 °C höherer Spitzentemperatur (Tabelle 6-5). Das Ergebnis der Simulation Nr. 3 zeigt, dass die Reduzierung der Stromdichte um 5 % die Isotherme um 5 mm verkürzt (Abbildung 6-59, unten) und zu 67 °C niedrigeren Spitzentemperatur im Rohr führt (Tabelle 6-5).

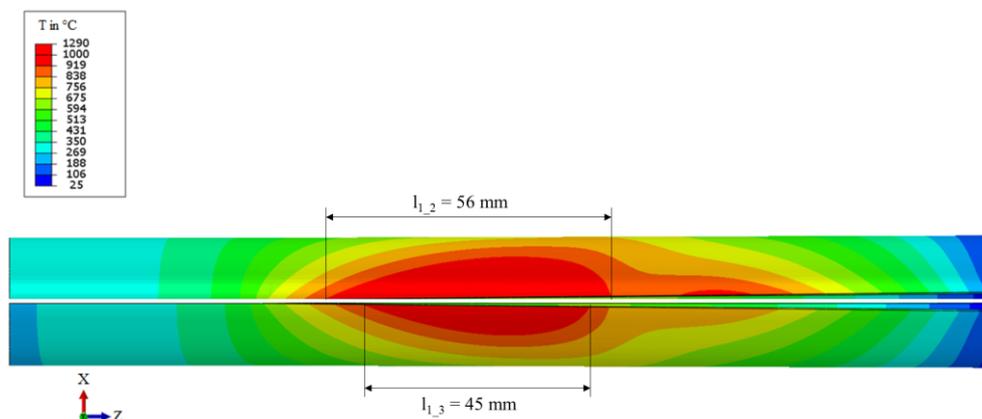


Abbildung 6-59: Vergleich des Temperaturfelds der induktiven HF-Rohrschweißsimulation Nr. 2 (oben) und Nr. 3 (unten) bei Variation der Stromdichte.

Simulation Nr.	Stromdichte (max.) j in A/mm ²	Variation in %	Länge $l_{i,j}$ in mm	Temperatur (max.) T_{max} in °C
1 (Basis)	295,1	-	50	1231
2	309,9	+5	56 (+6)	1290 (+59)
3	280,3	-5	45 (-5)	1164 (-67)

Tabelle 6-5: Auswirkung der Stromdichtevariation bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen auf die Länge und maximale Temperatur der Isothermen.

6.2.3.2 Variation der Presskraft

Basierend an die induktive HF-Rohrschweißsimulation mit den Basisparametern wurde die Presskraft bei der Simulation Nr. 4 um +5 % auf 15,75 kN erhöht und bei der Simulation Nr. 5 mit -5 % auf 14,25 kN reduziert. In Abbildung 6-60 ist der Vergleich des Verformungszustandes von beiden Simulationen nach dem Schweißvorgang ersichtlich. Dargestellt ist die axiale Verschiebung in X-Richtung. Der Spalt in der Schweißnahtmitte dient zur sichtbaren Trennung der beiden unterschiedlichen Simulationsergebnisse.

Die Variation der Presskraft führt zu Änderungen bei der Wulstausbildung. Die Wulsthöhe bzw. die Aufstauchung in vertikaler Richtung wird auf der Rohraußen- und -innenseite mit zunehmender Presskraft erhöht. Ihre Auswirkungen sind in Tabelle 6-6 in Form von Zahlenwerten zusammengefasst. Die Abmessungen werden dabei mit den Ergebnissen von der Simulation mit den Basisparametern verglichen. Die Schweißnaht besitzt demzufolge durch geringe Änderungen der Presskraft unterschiedliche Wulstabmessungen. Die Simulationsergebnisse verdeutlichen, dass die Presskraft einen Einfluss auf den Materialfluss in der Stauchzone und die Schweißnahtform besitzt.

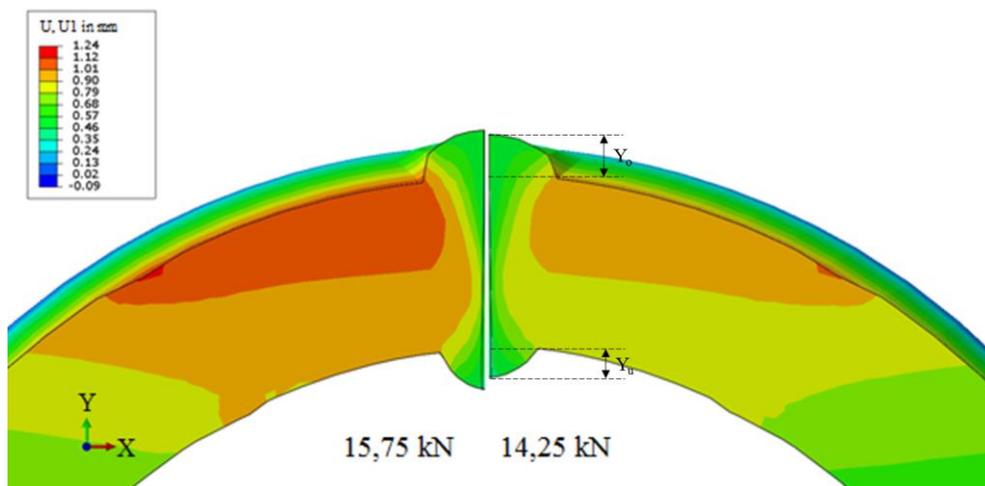


Abbildung 6-60: Vergleich der axialen Verschiebung in X-Richtung (U_1) der induktiven HF-Rohrschweißsimulation Nr. 4 (links) und Nr. 5 (rechts) bei Variation der Presskraft.

Simulation Nr.	Presskraft F_P in N	Variation in %	Y_o in mm	Y_u in mm
1 (Basis)	15000	-	0,67	0,73
4	15750	+5	0,74 (+0,07)	0,79 (+0,06)
5	14250	-5	0,60 (-0,07)	0,66 (-0,07)

Tabelle 6-6: Auswirkung der Presskraftvariation bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen auf die Aufstauchung in vertikaler Richtung.

6.2.3.3 Variation der Geschwindigkeit

Bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten verweilt das Rohr unterschiedlich lang im Induktionsbereich der Schweißanlage. Im Allgemeinen wird bei niedrigeren Geschwindigkeiten durch die längere Aufheizdauer mehr Energie in das Material induziert. Im Gegensatz dazu, führen höhere Geschwindigkeiten zu geringerem Energieeintrag.

Den Vergleich der Temperaturfelder bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen mit zwei unterschiedlichen Geschwindigkeiten zeigt Abbildung 6-61. Bei der Simulation Nr. 6 ist der Basiswert um +10 % erhöht und bei der Simulation Nr. 7 um -10 % reduziert worden. Es sind keine nennenswerten Veränderungen bei der Schweißgeschwindigkeitsvariation an den Isothermen des Temperaturfelds zu erkennen.

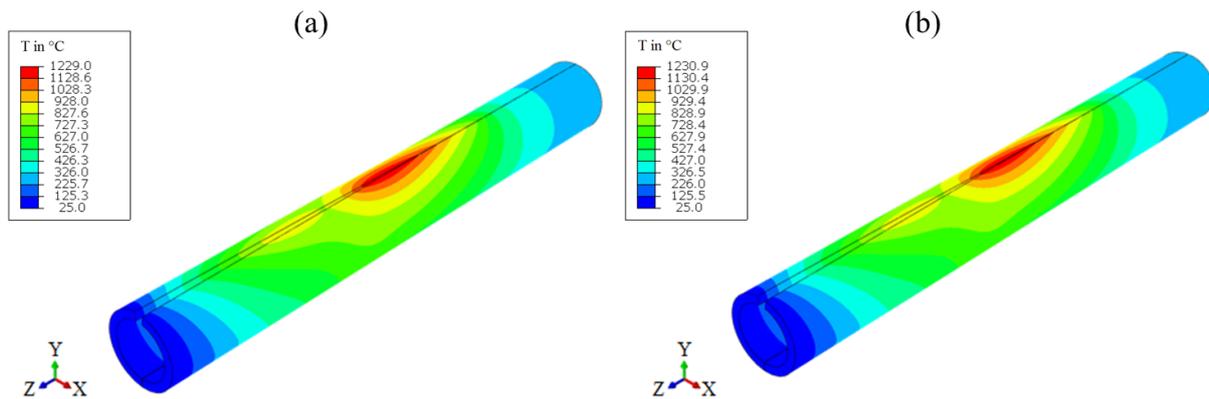


Abbildung 6-61: Vergleich des Temperaturfelds der induktiven HF-Rohrschweißsimulation Nr. 6 (a) und Nr. 7 (b) bei Variation der Geschwindigkeit.

In Tabelle 6-7 sind die Simulationsergebnisse zusammengefasst, die den Einfluss von unterschiedlichen Geschwindigkeiten auf die Länge der 1200 °C Isothermen in Z-Richtung und die Spitzentemperatur zeigen. Die Länge der Isotherme ändert sich nur geringfügig und die Spitzentemperatur bleibt nahezu identisch.

Die Variation der Geschwindigkeit bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation hat somit in den untersuchten Parameterbereich einen geringen Einfluss auf das Temperaturfeld und die Spitzentemperatur. Die Form und Größe der Isothermen, sowie die Spitzentemperatur bleiben nahezu unverändert.

Simulation Nr.	Geschwindigkeit v_{Sch} in m/min	Variation in %	Länge der 1200 °C Isothermen in mm	Temperatur (max.) T_{max} in °C
1 (Basis)	45	-	13,7	1230
6	49,5	+10	13,4 (-0,3)	1229 (-1)
7	40,5	-10	14,0 (+0,3)	1231 (+1)

Tabelle 6-7: Auswirkung der Geschwindigkeitsvariation bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen auf die Ausbreitung der 1200 °C Isothermen in Z-Richtung und maximale Temperatur.

Die FE Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses wurde beim Internationalen Seminar „Numerical Analysis of Weldability“ vorgestellt und im Konferenzbuch [209] veröffentlicht.

7 Zusammenfassung

Die in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen, physikalischen und numerischen Untersuchungen des konduktiven PS- und induktiven HF-Schweißprozesses führen zum besseren und tieferen Prozessverständnis. Das Verhalten des Werkstoffes unter Stauchbelastung ist ebenfalls ausführlich erforscht und charakterisiert worden.

Die wesentlichen Ergebnisse und Erkenntnisse dieser Arbeit können in drei Unterkapitel zusammengefasst werden. Nachfolgend werden die daraus gewonnenen Schlussfolgerungen, sowie Verbesserungs- und Optimierungsvorschläge als Empfehlungen zusammengefasst. Dabei werden auch die Fragestellungen aus dem ersten Kapitel mit unterschiedlichem Umfang beantwortet.

7.1 Experimentelle Schweißversuche

7.1.1 Pressstumpfschweißversuche

- Die Prozessparameterstudie zeigte, dass der konduktiven PS-Schweißprozess eine hohe Prozessstabilität und Reproduzierbarkeit besitzt. Dies bestätigten die gemessenen Schweißparameter und Abkühlverläufe. Für gute Schweißnahteigenschaften muss jedoch besonders auf die Schnittkantenqualität geachtet werden. Planparallele und saubere Stoßflächen führen zu besseren PS-Schweißnähten.
- Die Temperaturmessung während dem konduktiven PS-Schweißvorgang ist eine große Herausforderung. Mit Thermoelementen konnten, wegen dem lösen der Drähte und der elektrischen Signalüberlagerung mit der Schweißanlage nur einige Abkühlkurven hinreichend genau aufgezeichnet werden. Die Aufnahmen vom Temperaturfeld mit einer Wärmebildkamera konnten keine zuverlässigen Aussagen liefern. Ursache dafür war die erschwerte Zugänglichkeit, schlechte Bildqualität und unterschiedliche Emissionsgrade auf einem Messbild.
- Die Hot-Spots entstehen beim konduktiven PS-Schweißen durch die ungleichmäßige Stromdichteverteilung in der Fügezone, die durch unterschiedliche Breiten der Fügeile und Elektroden verursacht wird. Um eine gleichmäßige, über die gesamte Blechbreite fließende Stromdichte zu erreichen, sind weitere Untersuchungen notwendig.
- Im Parameterbereich mit optisch zufriedenstellenden Ergebnissen führen Parametervariationen zu keinen signifikanten Änderungen der Schweißnahteigenschaften. Der Backenanfangsabstand und der Stauchdruck beeinflussen maßgeblich die WEZ-Breite. Mit kleinerem Backenanfangsabstand und höheren Stauchdruck wird die WEZ-Breite kleiner.
- Die Schweißnahthärte wird hauptsächlich durch den Backenanfangsabstand beeinflusst. Bei kleinerem Abstand ist eine leichte Erhöhung der Härte festgestellt worden. Die Stromstärke in der Aufheizphase hat nur einen geringen Einfluss auf die Härte. Sie darf allerdings nicht zu niedrig sein, damit es zu einer ausreichenden Erwärmung kommt. Die Änderung des Fahrdrucks, Vorwärmwegs, Stauchdrucks und der Stromstärke während der Stauchphase hat keinen Einfluss auf das Härteprofil der PS-Schweißnähte.

Empfehlung

- Zur Vermeidung der Hot-Spots wird empfohlen, Bleche und Kupferelektroden mit gleicher Breite bei PS-Schweißungen zu verwenden. Mit dieser Maßnahme wird sich die Stromdichte vermutlich nicht mehr in der Nähe der Randbereiche konzentrieren und gleichmäßig über die gesamte Blechbreite fließen. Dadurch wird eine gleichmäßige Erwärmung des Fügebereichs erreicht.

7.1.2 Hochfrequenzschweißversuche

- Bei technologischen Prozessparametervariationen führte die Erhöhung der seitlichen Anpresskraft zu einer Verringerung der Schweißnahtbreite. Im Gegensatz dazu, wird durch Absenken des Messergerüsts die Schweißnahtbreite erhöht.
- Durch die Reduzierung der Generatorleistung und das Verstellen des Messergerüsts ist die Härte geringfügig erhöht worden. Alle anderen Prozessparametervariationen führten zu keiner Veränderung der Schweißnaht Härte.
- Während dem induktiven HF-Rohrschweißprozess ist die Generatorfrequenz, -leistung und -spannung, sowie die Schweißgeschwindigkeit und Presskraft über die Schweißlänge erfolgreich gemessen und aufgezeichnet worden.
- Die unterschiedlichen Verarbeitungszustände des 26MnB5 Stahls haben keinen signifikanten Einfluss auf die Schweißnahtausbildung hinsichtlich ihrer Form und Breite. Dementsprechend wird auch die Härte kaum verändert. Die unterschiedliche chemische Zusammensetzung führte ebenfalls zu keinen wesentlichen Veränderungen bei der Schweißnahtausbildung und deren Eigenschaften.
- Bei der Wärmenachbehandlung am Rohr ist die Anlasstemperatur sorgfältig auszuwählen. Mit zunehmender Anlasstemperatur wird gleichzeitig die Härte in der Schweißnaht und im GW reduziert. Es muss daher ein Kompromiss gefunden werden, damit die Grundwerkstoffhärte nicht zu stark beeinflusst wird, bei gleichzeitiger Reduzierung der Schweißnaht Härte und Auflösung von lokalen Härtespitzen.
- Die physikalische Nachbildung der induktiven HF-Rohrschweißung mit dem konduktiven PS-Schweißprozess ist auf Grund der unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten nicht möglich. Der Schweißnaht Härtevergleich zwischen den beiden Prozessen hat gezeigt, dass beim induktiven HF-Rohrschweißen durch Wasserkühlung die Härte höher ist als beim konduktiven PS-Schweißen, bei dem die Kühlung nur durch Kupferelektroden unterstützt wird.

Empfehlungen

- Zur Reduzierung des hohen Härtegradienten zwischen der Schweißnaht und dem GW, sowie für eine gleichmäßigere und homogene Härteverteilung ohne signifikante Härtespitzen ist eine Wärmenachbehandlung unabdingbar. Das Rohr muss dabei nicht komplett auf Raumtemperatur abkühlen. Die Wärmenachbehandlung kann daher direkt auf der Schweißanlage durchgeführt werden. Dazu wird der Einbau einer Induktionsspule an der Fertigungsanlage empfohlen. Durch diese kann die Anlassbehandlung direkt nach dem Schweißprozess mit hoher Prozessgenauigkeit und Reproduzierbarkeit erfolgen. Das Rohr sollte dabei mindestens unter der Martensitstarttemperatur abkühlen.
- Zur Untersuchung der Spaltbandqualität sollte die zerstörungsfreie Prüfung mit Ultraschall nach dem Fräsen der Bandkanten auf der HF-Schweißanlage durchgeführt werden. Die Ultraschallprüfung wird auch nach dem Schweißvorgang und der Wärmenachbehandlung empfohlen, um die Schweißnahtqualität direkt an der Produktionslinie zu bewerten.
- Neben der Schweißfrequenz, Presskraft und Wärmenachbehandlung hat auch die Blechdicke, -qualität, der Keilwinkel, Abstand zwischen der Induktionsspule und den Schweißrollen, Impeder, -größe, -position, sowie der Abstand zwischen der Induktionsspule und dem Rohr Einfluss auf die Schweißnahtqualität und Prozessausbeute. Es wird empfohlen, diese Parametervariationen und deren Einfluss mit statistischer Versuchsplanung zu erforschen. Der Einfluss von unterschiedlichen Bandkantenformen auf die WEZ und Schweißnahtqualität sollte ebenfalls untersucht werden.

7.2 Physikalische Simulationen

7.2.1 Dilatometerversuche

- Infolge höherer Austenitisierungstemperatur findet eine Kornvergrößerung und Homogenisierung des Gefüges statt.
- Eine höhere Austenitisierungstemperatur verschiebt die Phasenumwandlungsbereiche stark zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten. Das gleiche Phänomen tritt auch bei thermo-mechanischen Schweißzyklen auf. Die Verschiebungen sind dabei weniger stark ausgeprägt. Die Martensitstarttemperatur wird ebenfalls bei beiden Schweißzyklen durch die höhere Austenitisierungstemperatur reduziert.
- Durch mechanische Stauchung im Austenitgebiet und hoher Austenitisierungstemperatur finden Phasenumwandlungen bei höheren Temperaturen und kürzeren Zeiten statt. Diese Umwandlungsbeschleunigung wird durch Kornverfeinerung begünstigt, wodurch die Anzahl der Keimbildungsstellen und Keimbildungsgeschwindigkeit steigt. Nur die Martensitstarttemperatur wird durch den mechanischen Stabilisationseffekt gesenkt.
- Das Umwandlungsverhalten bei 1300 °C Austenitisierungstemperatur und mechanischer Stauchung bei 950 °C mit 90 MPa und 70 MPa ist annähernd gleich. Die mechanische Stauchung mit 50 MPa hat nahezu keinen Einfluss auf die Phasenumwandlungsbereiche und der Werkstoff verhält sich ähnlich wie beim thermischen Schweißzyklus. Zwischen 50 MPa und 70 MPa ist eine große Lücke zwischen den Umwandlungsbereichen vorhanden.
- Die mechanische Stauchung bei niedriger Austenitisierungstemperatur besitzt nahezu keinen Einfluss auf die Korngröße und Phasenumwandlungsbereiche, wodurch ihre Positionen im Schaubild nahezu unverändert bleiben.
- Die höhere Austenitisierungstemperatur führt, durch Verschiebung der Phasenumwandlungen zu längeren Zeiten, zum Härteanstieg.
- Durch Stauchung wird die Härte bei hoher Austenitisierungstemperatur reduziert, da die diffusionskontrollierten Phasenumwandlungen früher stattfinden. Bei niedriger Austenitisierungstemperatur wird die Härte durch die mechanische Stauchung kaum beeinflusst, da es zu keinen nennenswerten Verschiebungen der Phasenumwandlungsbereiche kommt.

Empfehlungen

- Die mechanische Stauchung sollte, falls sie Bestandteil vom Prozess ist, bei Beschreibungen des Phasenumwandlungsverhaltens immer berücksichtigt werden.
- Physikalische Simulationen mit Dilatometerversuchen deuten darauf hin, dass beim PS-Schweißen des S355J2+N Stahls optimale Schweißnahteigenschaften mit der $t_{8/5}$ -Zeit von etwa 5 s erreicht werden. Diese Abkühlgeschwindigkeit sollte bei der Schweißtemperatur von 1300 °C nicht überschritten werden, damit der kritische Härtegrenzwert von 350 HV10 nicht überschritten wird. Zur Vermeidung der Ferritbildung und somit der Entstehung eines weichen Gefüges sollte eine langsamere Kühlung ebenfalls vermieden werden.
- Bei Schmelzschweißverfahren ohne mechanische Stauchung ist eine $t_{8/5}$ -Zeit von etwa 8 s für ausgewogene Schweißnahteigenschaften des S355J2+N Feinkornbaustahls anzustreben.

7.2.2 Warmzugversuche

- Der komplette Satz von temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven, sowie die mechanischen Materialkennwerte vom Feinkornbaustahl S355J2+N, die unter typischen Versuchsbedingungen vom PS-Schweißprozess ermittelt wurden, sind in der Literatur nicht enthalten.

- Die recherchierten Fließgrenzen aus der Literatur und Materialdatenbank sind bis 600 °C kleiner als die gemessenen Fließgrenzen bei beiden getesteten Prüfgeschwindigkeiten.
- Aus Zug- und Warmzugversuchen mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten konnten gültige temperaturabhängige E-Modulverläufe ermittelt werden. Die Werte entsprechen bis 600 °C Spitztemperatur den Angaben aus der Literatur und Materialdatenbank. Darüber hinaus liegen die gemessenen E-Modulwerte über den recherchierten Werten.
- Die Prüfphase hat unter 500 °C Spitztemperatur einen signifikanten Einfluss auf die Zugfestigkeit. Die Abkühlphase hat infolge der vorangegangenen Austenitisierung und Abkühlung ein härteres Gefüge und höhere Festigkeit als die Aufheizphase, bei der das Material keine Gefügewandlungen durchläuft.

7.3 Numerische Simulationen

- Mit umfangreicher Literaturstudie wurde festgestellt, dass nur wenige Publikationen über die numerische Simulation des konduktiven PS- und induktiven HF-Schweißprozesses existieren. In recherchierten Veröffentlichungen kamen immer stark vereinfachte Modelle zum Einsatz und die mechanische Stauchbelastung und Wulstbildung konnte bisher für beide Schweißprozesse nicht erfolgreich umgesetzt werden.
- Die Materialkarten für die numerischen Schweißprozesssimulationen sind mit gemessenen, mit JMatPro berechneten, aus der Materialdatenbank von der Simulationssoftware und aus der Literatur stammenden Kennwerten erstellt worden.

7.3.1 Pressstumpfschweißprozess

- Der konduktive PS-Schweißprozess wurde rein physikalisch mit der Software SYSWELD unter Berücksichtigung der realen thermischen und mechanischen Belastungen mit der FE Methode simuliert. Die Simulationsergebnisse sind mit gemessenen Abkühlkurven und Schliffbildern, sowie mit der WEZ-Breite und dem Härteverlauf validiert und für gut befunden worden.
- Bei numerischen Simulationen des PS-Schweißprozesses ist neben der Temperaturabhängigkeit auch die Kristall- bzw. Phasenabhängigkeit der Materialkennwerte berücksichtigt worden.
- Die thermische und mechanische Analyse wurde zur Steigerung der Ergebnisgenauigkeit mit eigens programmierten Routinen in der SYSWELD eigenen Programmiersprache SIL stark gekoppelt.
- Mit dem ausgearbeiteten FE Modell in SYSWELD für die PS-Schweißsimulation kann u.a. das Temperaturfeld, die elektrische Stromdichte, der Verformungszustand, die axiale Verkürzung oder die Phasenumwandlungen in der Schweißnaht zu jedem Zeitpunkt und an jedem Ort berechnet werden. Mit der Simulation wird eine gute Annäherung an die Realität erzielt. Es ist jedoch eine Vielzahl an Materialdaten erforderlich, wodurch gleichzeitig auch die Rechenzeit um ein Vielfaches erhöht wird.
- Eine gute Ergebnisübereinstimmung zwischen der Simulation und dem Experiment hängt nicht allein von der numerischen Berechnung ab. Es können größere Ergebnisunterschiede zwischen dem realen und berechneten Ergebnis auftreten, wenn die Probenvorbereitung nicht berücksichtigt wurde.

Empfehlung

- Die Schnittkantenqualität ist auch bei der numerischen Simulation zu berücksichtigen, um die Ergebnisübereinstimmung mit experimentellen Versuchen zu verbessern.

7.3.2 Hochfrequenzschweißprozess

- Mit dem ausgearbeiteten FE Modell in Abaqus kann der induktive HF-Rohrschweißprozess unter Berücksichtigung der thermischen und mechanischen Belastung rein physikalisch modelliert werden. Im Vergleich zu den bisherigen Veröffentlichungen konnte der komplexe Prozess mit der elektromagnetischen, thermischen und mechanischen Analyse erfolgreich simuliert werden.
- Die elektromagnetische und thermische Analyse ist stark gekoppelt. Die mechanische Analyse wurde schwach gekoppelt durchgeführt, damit keine Konvergenzprobleme infolge des hohen Energieeintrages entstehen. Außerdem war die starke Kopplung mit dem impliziten Gleichungslöser bei der hohen Stauchgeschwindigkeit nicht umsetzbar.
- Die gesamte Simulation erfordert durch die sehr komplexen physikalischen Vorgänge beim Schweißprozess viel Rechenleistung. Mit den eingebrachten Anpassungen am Modell ist ein guter Kompromiss zwischen akzeptabler Rechenzeit und hinreichend genauer Schweißprozesssimulation erzielt worden.
- Bei der induktiven HF-Schweißsimulation vom Rohr sind temperatur- und dehnratenabhängige Materialkennwerte in die Materialkarten implementiert und für die numerischen Berechnungen verwendet worden.
- Das Stromdichtefeld aus der elektromagnetischen Analyse ist mit Literaturangaben verifiziert worden und zeigt zufriedenstellende Ergebnisse. Da die Messung der Schweißtemperatur und plastischen Dehnung vom Rohr während der laufenden Produktion an der HF-Schweißanlage nahezu unmöglich ist, konnten diese Größen mit den Simulationsergebnissen nicht verglichen werden. Die Modellverifizierung der gesamten Schweißprozesssimulation erfolgte über den realen und berechneten Verformungszustand. Der reale Schweißprozess wurde ohne Einsatz von Fitting-Parametern sehr gut mit der numerischen Simulation abgebildet.
- Die Schweißparameterstudien mit numerischen Simulationen gaben Aufschluss über die Prozessempfindlichkeit bei Variation der wichtigsten Parameter. Die Stromdichte hat einen signifikanten Einfluss auf die Temperaturfeldgröße und Spitzentemperatur. Die Presskraft beeinflusst den Materialfluss und die Wulstgröße. Die Geschwindigkeit hat nur einen geringen Einfluss auf die Temperaturfeldgröße und Spitzentemperatur. Der induktive HF-Rohrschweißprozess reagiert dementsprechend deutlich sensibler bei Änderungen der Stromdichte und Presskraft. Diese Schweißparameter haben demzufolge den größeren Einfluss auf den induktiven HF-Rohrschweißprozess und somit auch auf die Schweißnahtqualität.

Empfehlungen

- Zur weiteren Entwicklung des Simulationswerkzeugs für die Schweißprozessanalyse, sollten die HF-Simulationen noch mit genaueren Messwerten aus dem Experiment validiert und bei Bedarf kalibriert werden. Dazu wären insbesondere die elektromagnetischen Größen, wie die Stromdichte und die Magnetfeldintensität, sowie die Temperatur im Rohr erforderlich, um den Energieeintrag und die WEZ Ausbildung genau zu erforschen.
- Die Gesamtkopplung der einzelnen physikalischen Vorgänge kann mit geeignetem Verfahren und ausreichender Rechenleistung durchgeführt werden. Das implizite Berechnungsverfahren für die elektromagnetische Analyse und das explizite Verfahren für die thermo-mechanische Analyse wären dabei zu verknüpfen.
- Die Simulation sollte auch für unterschiedliche Rohrdurchmesser, Wandstärken und Kantenformen überprüft werden, damit die Simulationsergebnisse auch bei Variation dieser Parameter gut die Realität widerspiegeln.

- Damit die Rohrfertigung gesamtheitlich berücksichtigt werden kann, ist die induktive HF-Rohrschweißsimulation mit der Simulation der einzelnen Umformstufen zu erweitern. Mit einer Modellierung des gesamten Rohrproduktionsprozesses kann auch der Spannungszustand vom Umformprozess und dessen Einfluss auf den Schweißprozess berücksichtigt werden. Für dieses umfangreiche Modell sollten auch die Softwarepakete Copra® FEA RF und LS-Dyna in Betracht gezogen und bewertet werden.

8 Literaturverzeichnis

- [1] A. H. Fritz und G. Schulze, *Fertigungstechnik*, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2008.
- [2] R. Matteson, „Flash Welding and Upset Welding,“ *ASM Handbook - Welding Fundamentals and Processes*, Nr. 6A, pp. 448-455, 2011.
- [3] N. N., DVS 2931-Merkblatt: Pressstumpfschweißen von Stahl, Dez. 2008.
- [4] H. J. Fahrenwaldt und V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik - Werkstoffe, Prozesse, Fertigung*, Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2009.
- [5] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1*, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2006.
- [6] M. Leen, „Überall heiss begehrt - Stahlfelgenherstellung in Rekordzeit,“ *Industry Application*, pp. 28-31, 2013.
- [7] V. Robin und A. Sanchez, „Numerical Simulation of Spot Welding with Special Attention to Contact Conditions,“ *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, pp. 997-1013, 2002.
- [8] Q. Song, *Testing and Modeling of Contact Problems in Resistance Welding*, Technical University of Denmark: Department of Manufacturing Engineering and Management, PhD-Thesis, 2003.
- [9] E. Feulvarch, V. Robin und J. M. Bergheau, „Resistance spot welding simulation: a general finite element formulation of electrothermal contact conditions,“ *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 436-441, 2004.
- [10] R. Raoelison, A. Fuentes, P. Rogeon, P. Carrè, V. Robin und F. Dechalotte, „Effect of Coating on Interfacial Conditions in Numerical Simulation of Resistance Spot Welding Process,“ *5th European Thermal-Sciences Conference*, pp. 1-8, 2008.
- [11] N. Ma und H. Murakawa, „Numerical and Experimental Study on Nugget Formation in Resistance Spot Welding for High Strength Steel Sheets in Automobile Bodies,“ *Transactions of JWRI*, Bd. 38, Nr. 2, pp. 19-24, 2009.
- [12] P. V. Rymenant, *Mechanical Characterisation and Modelling of Resistance Welding*, Cranfield University: School of Applied Sciences, PhD-Thesis, 2011.
- [13] G. M. Eggert und P. R. Dawson, „Assessment of a thermoviscoplastic model of upset welding by comparison to experiment,“ *International Journal of Mechanical Sciences*, Bd. 28, Nr. 9, pp. 563-589, 1986.
- [14] H. A. Nied, „Finite Element Simulation of the Upset Welding Process,“ *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, pp. 184-192, 1993.

- [15] F. Wu, G. Zhang, S. Wang und Y. Shi, „Computational modeling of DC upset butt joint welding,“ *Hsi-An Chiao Tung Ta Hsueh*, pp. 28-32, 1998.
- [16] G. Naus, R. Meulenberg und R. v. d. Molengraft, „Modeling and Control of a DC Upset Resistance Butt Welding Process,“ *Proceedings of the 2007 American Control Conference*, pp. 5571-5576, 2007.
- [17] N. F. H. Kerstens und I. M. Richardson, „Heat distribution in resistance upset butt welding,“ *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 2715-2722, 2009.
- [18] N. F. H. Kerstens, Investigation and Control of Factors Influencing Resistance Upset Butt Welding, Delft University of Technology, Netherlands: Department of Materials Science and Technology, PhD-Thesis, 2009.
- [19] M. Hamed, H. Eisazadeh und M. Esmailzadeh, „Numerical simulation of tensile strength of upset welded joints with experimental verification,“ *Materials and Design*, Nr. 31, pp. 2296-2304, 2010.
- [20] H. H. Cerjak und P. R. Rohrmoser, „High Frequency Induction Welding of AlZnMgCu-Alloys,“ *IIW Asian Pacific welding Congress, Auckland, New Zealand*, pp. 497-514, 4-9 Februar 1996.
- [21] P. F. Scott, „Getting the Most from Your Thermatool CFI Solid State Welder,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-12, 1996.
- [22] T. Lienert, T. Siewert, S. Babu und V. Acoff, „High-Frequency Welding,“ *ASM Handbook - Welding Fundamentals and Processes*, Nr. Volume 6A, pp. 456-462, 2011.
- [23] R. K. Nichols, „Common HF Welding Defects,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-12, 2007.
- [24] J. Wright, „Optimizing Efficiency in HF Tube Welding Processes,“ *Tube & Pipe Technology*, pp. 12-15, 1999.
- [25] P. Yan, High Frequency Induction Welding & Post-Welding Heat Treatment of Steel Pipes, University of Cambridge: Department of Materials Science and Metallurgy, PhD-Thesis, 2011.
- [26] P. F. Scott, „An introduction to high-frequency solid-state pipe and tube welders,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-8, 1996.
- [27] P. F. Scott, „Making HF Welded Tube for Demanding Applications,“ *Tube & Pipe Technology*, pp. 127-130, 2005.
- [28] D. Gardiner, „Variable Frequency on Demand - The Ultimate in Flexibility for Today's Tube and Pipe Producers,“ *Tube & Pipe Technology*, pp. 82-83, 2003.
- [29] H. N. Udall und R. K. Nichols, „High frequency welding of stainless steel tubes,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-12, 1999.

-
- [30] P. F. Scott, „Welding Thick Wall, Small Diameter Tube - A Case Study,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-9, 1999.
- [31] P. F. Scott, „High Frequency Welding for Hydroforming Applications,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-10, 2005.
- [32] F. J. R. Agudo, „Manufacturing Tubes for Hydroforming Applications,“ *Tube & Pipe Technology*, pp. 114-119, 2003.
- [33] R. K. Nichols, „High frequency welding - The process and applications,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-8, 1999.
- [34] K. A. Babakri, „Improvements in flattening test performance in high frequency induction welded steel pipe mill,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 210, pp. 2171-2177, 2010.
- [35] DIN EN ISO 8493:2004-10: Metallische Werkstoffe - Rohr - Aufweitversuch, 2004.
- [36] DIN EN ISO 8492:2014-03: Metallische Werkstoffe - Rohr - Ringfaltversuch, 2014.
- [37] DIN EN ISO 8494:2014-03: Metallische Werkstoffe - Rohre - Bördelversuch, 2014.
- [38] R. K. Nichols, „Destructive testing of welded steel tubulars,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-8, 2005.
- [39] P. F. Scott, „Choosing the Right HF Welding Process for API Large Pipe Mills,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-5, 2005.
- [40] N. N., „Über Induktionserwärmung,“ *Ambrell - Precision Induction Heating Technical Paper*, pp. 1-4, 2015.
- [41] K. Küpfmüller, K. Mathis und A. Reibiger, *Theoretische Elektrotechnik - Eine Einführung*, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2013.
- [42] R. Schwab, *Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung für Dummies*, Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 2014.
- [43] H. Löbbe, „HFI Goes Offshore - The Influence of Welding Frequency in Production of Thick-Walled HFI Pipe,“ *Tube & Pipe Technology*, pp. 148-151, 2005.
- [44] J. Wright, „Principles of high frequency induction tube welding,“ *Electronic Heating Equipment*, pp. 1-8, 1997.
- [45] P. F. Scott, „Weld Area Design for High Frequency Induction Welding Pipe & Tube - A "System" Approach,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-13, 1998.

- [46] K. Hyun-Jung und Y. Sung-Kie, „Three Dimensional Analysis of High Frequency Induction Welding of Steel Pipes With Impeder,“ *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, pp. 51-57, 2008.
- [47] H. Löbbe, „Offshore Application of HFI-Pipes - Production and Properties,“ *Proceedings of the 1st Pipeline Technology-Conference, Hannover, Germany*, 25 April 2006.
- [48] P. F. Scott, „The Effects of Frequency in High Frequency Welding,“ *Transactions of Tube 2000 Toronto, Conference*, 1996.
- [49] R. K. Nichols, „The metallurgical effects of weld seam heat treating,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-8, 1998.
- [50] P. F. Scott, „Seam Annealing of HF Welded API Pipe,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-11, 2000.
- [51] R. K. Nichols, „The effects of steel mill practice on pipe and tube making,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, pp. 1-13, 2006.
- [52] P. Yan, Ö. E. Güngör, P. Thibaux und H. K. D. H. Bhadeshia, „Crystallographic Texture of Induction-welded and Heat-treated Pipeline Steel,“ *Advanced Materials Research*, Nr. 89-91, pp. 651-656, 2010.
- [53] P. Yan, Ö. E. Güngör, P. Thibaux und H. K. D. H. Bhadeshia, „Induction welding and heat treatment of steel pipes: evolution of crystallographic texture detrimental to toughness,“ *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 15, Nr. 2, pp. 137-141, 2010.
- [54] Ö. E. Güngör, P. Yan, P. Thibaux, M. Liebherr, H. K. D. H. Bhadeshia und D. Quidort, „Investigations into the microstructure–toughness relation in HFI welded pipes,“ in *Proceedings of 8th. International Pipeline Conference*, Calgary, Alberta, Canada, 2010.
- [55] P. Yan, Ö. E. Güngör, P. Thibaux, M. Liebherr und H. K. D. H. Bhadeshia, „Tackling the Toughness of Steel Pipes Produced by High Frequency Induction Welding and Heat–Treatment,“ *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 528, Nr. 29-30, pp. 8492-8499, 2011.
- [56] P. F. Scott und W. Smith, „A Study of the Key Parameters of High Frequency Welding,“ *Tube China 95', Conference*, 1995.
- [57] P. F. Scott, „High Frequency Welding of Low Carbon Steel Tube,“ *Thermatool Corporation Technical Paper*, 1996.
- [58] J. L. Asperheim und B. Grande, „Computation and analysis of temperature distribution in the cross-section of the weld Vee,“ *Tube International*, pp. 1-6, 1998.
- [59] J. L. Asperheim und B. Grande, „Temperature Evaluation of Welded Vee Geometry and Performance,“ *Tube International*, 2000.

- [60] B. Grande und J. I. Asperheim, „Factors Influencing Heavy Wall Tube Welding,“ *Tube & Pipe Technology*, pp. 86-88, 2003.
- [61] P. F. Scott, „Selecting a welding frequency,“ *The Tube & Pipe Journal*, pp. 1-6, 2003.
- [62] P. Groche, G. v. Breitenbach, K. J. Matthes und U. Semmler, Analyse unterschiedlicher Herstellungsverfahren längsnahtgeschweißter Rohre mit Optimierung für das Innenhochdruck-Umformen, Hannover: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB), 2006.
- [63] L. Wei, Z. Yufeng, H. Lixing und D. Caiyan, „Measuring and three-dimensional finite element numerical simulation of residual stress of high frequency electric resistance welded pipe,“ *Hanjie Xuebao / Transactions of the China Welding Institution*, Nr. 28, pp. 37-40, 2007.
- [64] A. Spahiu, „Experimental study of the induction heating in the manufacturing of metallic tubes by longitudinal welding process,“ *U.P.B. Sci. Bull, Series C*, Nr. 69, pp. 37-48, 2007.
- [65] DIN EN 10020: Begriffsbestimmungen für die Einteilung der Stähle, Juli 2000.
- [66] H. Yi und Y. Enlin, „Numerical Analysis of a High-Frequency Induction Welded Pipe,“ *Welding Journal*, pp. 270-277, 2012.
- [67] Y. Enlin, H. Yanbin und F. Yulin, „Simulation of coupling of electromagnetic and thermal fields for process of high-frequency induction heating of HFW pipe,“ *Hanjie Xuebao / Transactions of the China Welding Institution*, Nr. 31, pp. 5-8, 2010.
- [68] H. Yi, Y. Enlin, F. Yulin und Z. Yugian, „Effects of Opening Angle on Temperature Distribution of HFIW Pipe,“ *International Conference on Management Science and Artificial Intelligence, Henan, China*, pp. 1-4, 7-9 Nov. 2010.
- [69] H. Yi, Y. Enlin, Z. Hongliang und H. Daochen, „Numerical analysis on the medium-frequency induction heat treatment of welded pipe,“ *Applied Thermal Engineering*, pp. 212-217, 2013.
- [70] A. Nikanorov, E. Baake, H. Brauer und C. Weil, „Approaches for Numerical Simulation of High Frequency Tube Welding Process,“ *Proceedings of the International Conference on Heating by Electromagnetic Sources (HES-13)*, pp. 647-654, 21-24 May 2013.
- [71] A. Khalfallah, „Experimental and numerical assessment of mechanical properties of welded tubes for hydrofoming,“ *Materials and Design*, Nr. 56, pp. 782-790, 2014.
- [72] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2010.
- [73] ÖNORM EN ISO 643: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße, Nov. 2003.

- [74] N. Enzinger, Numerische und experimentelle Untersuchung verschiedener Einflüsse auf den Schweißbeigenspannungszustand, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren, Dissertation, 2002.
- [75] DIN EN 10025-2: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle, April 2011.
- [76] A. Kulmburg, Werkstoffkunde Stahl, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Skriptum zur Vorlesung 303.012, 2009.
- [77] H. J. Bargel und G. Schulze, Werkstoffkunde, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2012.
- [78] W. W. Seidel und F. Hahn, Werkstofftechnik, München: Carl Hanser Verlag, 2010.
- [79] N. N., Baustähle - Technische Lieferbedingungen, Linz: voestalpine Stahl GmbH, 2011.
- [80] U. Peil und M. Wichers, „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung - Werkstoffkennwerte für einen S355 J2G3 unter Temperaturen bis 1200 °C,“ *Stahlbau*, Bd. 73, Nr. 6, pp. 400-416, 2004.
- [81] N. N., Material Database Manager V3.110, Paris: ESI Group, 2011.
- [82] DIN EN 10083-1: Vergütungsstähle - Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen, Okt. 2006.
- [83] U. Diltthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Bd. 3, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2005.
- [84] P. Seyffarth, Schweiß-ZTU-Schaubilder, Bd. 75, Berlin: VEB Verlag Technik, 1982.
- [85] P. Pasquale, Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte, Universität Karlsruhe: Fakultät für Maschinenbau, Dissertation, 2001.
- [86] J. Hildebrand, Numerische Schweißsimulation - Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen, Bauhaus-Universität Weimar: Fakultät für Bauingenieurwesen, Dissertation, 2008.
- [87] X. Q. Yuan, Z. Y. Liu, S. H. Jiao, L. Q. Ma und G. D. Wang, „The Onset Temperatures of γ to α -Phase Transformation in Hot Deformed and Non-deformed Nb Micro-alloyed Steels,“ *ISIJ International*, Bd. 46, Nr. 4, pp. 579-585, 2006.
- [88] X. Wang, L. Du, H. Xie, H. Di und D. Gu, „Effect of Deformation on Continuous Cooling Phase Transformation Behaviors of 780MPa Nb-Ti Ultra-High Strength Steel,“ *Steel Research International*, Bd. 82, Nr. 12, pp. 1417-1424, 2011.
- [89] A. Gross, Experimentelle und theoretische Untersuchungen des Unterwasserschweißens unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlung, Düsseldorf: VDI-Verlag, 2005.

- [90] N. N., SYSWELD Reference Manual, Paris: ESI Group, Jan. 2014.
- [91] W. A. Johnson und R. F. Mehl, „Reaction kinetics in process of nucleation and growth,“ *Transactions of the American Institute of Mining Engineers*, Nr. 135, pp. 416-458, 1939.
- [92] M. Avrami, „Kinetics of phase change, 1: general theory,“ *Journal of Chemical Physics*, Nr. 7, pp. 103-112, 1939.
- [93] M. Avrami, „Kinetics of phase change, 2: transformation-time relations for random distribution of nuclei,“ *Journal of Chemical Physics*, Nr. 8, pp. 212-224, 1940.
- [94] M. Avrami, „Kinetics of phase change, 3: granulation, phase change and microstructure,“ *Journal of Chemical Physics*, Nr. 9, pp. 177-184, 1941.
- [95] J. B. Leblond und J. Devaux, „A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size,“ *Acta Metallurgica*, Nr. 32, pp. 137-146, 1984.
- [96] J. B. Leblond, G. Mottet, J. Devaux und J. C. Devaux, „Mathematical Models for Description of Anisothermal Phase Transformation in Steels and their Consequences on the Plastic Behaviour,“ *Proc. International Symposium on the Calculation of Internal Stresses in Heat Treatment of Metallic Materials*, Nr. 1, p. 191, 1984.
- [97] D. P. Koistinen und R. E. Marburger, „A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels,“ *Acta Metallurgica*, Nr. 7, pp. 59-60, 1959.
- [98] W. Ritz, „Über eine neue Methode zur Lösung gewisser Variations-Probleme der mathematischen Physik,“ *Journal für die reine und angewandte Mathematik*, Nr. 135, pp. 1-61, 1909.
- [99] K. O. Friedrichs, „Finite-difference schemes for the Neumann and Dirichlet problems,“ *Technischer Bericht*, 1962.
- [100] L. A. Oganjesjan, „Schodomost' raznostnyh schem pri ulucsennoj approksimacii granicy,“ *Dokl. AN SSSR 170, no. 1 (Russisch)*, pp. 41-44, 1966.
- [101] O. C. Zienkiewicz, „The finite element method in structural and continuum mechanics,“ *McGraw-Hill*, 1967.
- [102] M. J. Turner, R. W. Clough, H. C. Martin und L. J. Topp, „Stiffness and Deflection Analysis of Complex Structures,“ *Journal of the Aeronautical Sciences*, Nr. 23, pp. 805-823, 1956.
- [103] K. J. Bathe, *Finite-Elemente-Methoden : Matrizen und lineare Algebra, die Methode der finiten Elemente, Lösung von Gleichgewichtsbedingungen und Bewegungsgleichungen*, Berlin: Springer Verlag, 1986.

- [104] T. J. R. Hughes, The finite element method : linear static and dynamic finite element analysis, Englewood Cliffs, N. J.: Prentice Hall, 1987.
- [105] H. R. Schwarz, Methode der finiten Elemente : eine Einführung unter besonderer Berücksichtigung der Rechenpraxis, Bd. 2, Stuttgart: Teubner Verlag, 1984.
- [106] O. C. Zienkiewicz und R. L. Taylor, The finite element method, London: McGraw-Hill, 1991.
- [107] B. Klein, FEM : Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau, Bd. 7, Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag / GWV Fachverlage GmbH, 2007.
- [108] N. Trapp, Methoden und Strategien zur Simulation der Wärmebehandlung komplexer Bauteile aus 20 MnCr 5, Universität Karlsruhe (TH): Fakultät für Maschinenbau, Dissertation, 2010.
- [109] F. Boitout, D. Dry, P. Mourgue, H. Porzner und Y. Gooroochurn, Transient Simulation of Welding Processes - Thermal, Metallurgical and Structural Model, Paris: ESI Group, 2004.
- [110] J. Zeitler und G. Simon, Physik für Techniker, München: Carl Hanser Verlag, 2013.
- [111] C. Srikunwong, Modelisation du procede der soudage par points, Paris: Mines Paris Tech, PhD-Thesis, 2005.
- [112] O. Andersson, Process planning of resistance spot welding, Stockholm, Sweden: KTH Stockholm, Thesis, 2013.
- [113] E. Thieblemont, P. Conraux, J. M. Bergheau, P. Gobeze und J. C. Chevrier, „Couplage électrothermique - Application au soudage par resistance par point,“ *Actes Strucome*, pp. 143-156, 1991.
- [114] E. Thieblemont, Modélisation du soudage par points, Paris: L'Institut National Polytechnique de Lorraine, PhD-Thesis, 1992.
- [115] V. Robin, G. Bernauer, T. Akguen und T. Heubrandtner, „Spotweld performance under high strain rate loading conditions,“ *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7*, pp. 419-434, 2005.
- [116] R. Marek und K. Nitsche, Praxis der Wärmeübertragung: Grundlagen - Anwendungen - Übungsaufgaben, München: Carl Hanser Verlag, 2012.
- [117] H. D. Baehr und K. Stephan, Wärme- und Stoffübertragung, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2006.
- [118] H. Worch, W. Pompe und W. Schatt, Werkstoffwissenschaft, Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 2011.
- [119] H. Gräfen, Lexikon Werkstofftechnik, Düsseldorf: VDI Verlag, 1991.

-
- [120] E. Doering, H. Schedwill und M. Dehli, Grundlagen der Technischen Thermodynamik: Lehrbuch für Studierende der Ingenieurwissenschaften, Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2012.
- [121] K. H. Grote und J. Feldhusen, Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau, Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2011.
- [122] N. N., Heat Transfer Reference Manual, Paris: ESI Group, Jan. 2014.
- [123] R. Fortunier und J. M. Bergheau, „Modelling of Heat Transfers, Phase Changes and Mechanical Behaviour during Welding,“ *Revue Européenne des Éléments*, Nr. 13, pp. 231-245, 2004.
- [124] G. Fasching, Werkstoffe für die Elektrotechnik: Mikrophysik, Struktur, Eigenschaften, Wien, New York: Springer Verlag, 2005.
- [125] P. v. Böckh, Wärmeübertragung: Grundlagen und Praxis, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2006.
- [126] D. Labuhn und O. Romberg, Keine Panik vor Thermodynamik!, Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2011.
- [127] D. Radaj, Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Berechnungs- und Meßverfahren, Düsseldorf: DVS Verlag, 2002.
- [128] T. Loose, Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszylinderschalen aus Stahl, Karlsruhe: TH, Dissertation, 2008.
- [129] J. B. Leblond, G. Mottet und J. C. Devaux, „A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations - I. Derivation of general relations,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Nr. 4, pp. 395-409, 1986.
- [130] J. B. Leblond, G. Mottet und J. C. Devaux, „A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations - II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Nr. 4, pp. 411-432, 1986.
- [131] J. B. Leblond, J. Becaux und J. C. Devaux, „Mathematical modelling of transformation plasticity in steels, I: case of ideal-plastic phases, II: coupling with strain-hardening phenomena,“ *International Journal of Plasticity*, Nr. 5, pp. 551-591, 1989.
- [132] J. Pakkanen, R. Vallant und M. Kicin, „Experimental investigation and numerical simulation of resistance spot welding for residual stress evaluation of DP1000 steel,“ *Welding in the World*, pp. 1-10, 2016.
- [133] N. N., SYSWELD Manual: Reference Analysis Manual (Vol. 2), ESI Group, 2014.
- [134] N. N., Getting Started with Abaqus - Interactive Edition, Providence, RI, USA: Dassault Systèmes Simulia, 2010.

- [135] H. Steffen und H. Bausch, *Elektrotechnik - Grundlagen*, Wiesbaden: Teubner Verlag, 2007.
- [136] K. Küpfmüller und G. Kohn, *Theoretische Elektrotechnik und Elektronik*, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2005.
- [137] N. N., „Abaqus Analysis User's Guide,“ *Abaqus 6.13, Analysis Procedures, Solution, and Control, 6.7 Electromagnetic analysis*, 2015.
- [138] N. N., „Abaqus Analysis User's Guide,“ *Abaqus 6.13, Interactions, 37.1 Mechanical contact properties*, 2015.
- [139] S. Wipfler, *Numerische Simulation des HF-Längsnahtrohrschweißprozesses*, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Masterarbeit, 2015.
- [140] S. J. Spachinger, *Schweißparameterstudie für das PS-Schweißen an S355J2G3 und 26MnB5*, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Bericht, 2014.
- [141] K. Bergmann, *Elektrische Messtechnik*, Braunschweig, Wiesbaden: Vieweg Verlag, 2000.
- [142] N. A. Fouad und T. Richter, *Leitfaden Thermographie im Bauwesen*, Stuttgart: Fraunhofer IRB Verlag, 2008.
- [143] G. Mohapatra, F. Sommer und E. J. Mittemeijer, „A temperature correction procedure for temperature inhomogeneity in dilatometer specimens,“ *Thermochimica acta*, Nr. 453, pp. 57-66, 2007.
- [144] M. Krysl, *Experimentelle Ermittlung von Schweiß-ZTU-Diagrammen für einen thermomechanisch gewalzten Stahl S700MC*, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Diplomarbeit, 2012.
- [145] J. Orlich, A. Rose und P. West, *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1973.
- [146] S. Denis, E. Gautier, S. Sjöström und A. Simon, „Influence of stresses on the kinetics of perlitic transformation during continuous cooling,“ *Acta Metallurgica*, Nr. 35, pp. 1621-1632, 1987.
- [147] V. M. Khlestov, E. V. Konopleva und H. J. McQueen, „Kinetics of austenite transformation during thermomechanical processes,“ *Canadian Metallurgical Quarterly*, Nr. 37, pp. 75-89, 1998.
- [148] M. Maalekian, *Friction Welding of Rails*, Graz University of Technology: Institute for Materials Science, Welding and Forming, PhD-Thesis, 2007.
- [149] S. Chatterjee, H. S. Wang, J. R. Yang und H. K. D. H. Bhadeshia, „Mechanical stabilisation of austenite,“ *Materials Science and Technology*, Nr. 22, pp. 641-644, 2006.

- [150] W. C. Leslie und R. L. Miller, „The stabilisation of austenite by closely spaced boundaries,“ *ASM Transactions Quarterly*, Nr. 57, pp. 972-979, 1964.
- [151] J. R. Strife, M. J. Carr und G. S. Ansell, „The effect of austenite prestrain above the M_d temperature on the martensitic transformation in Fe-Ni-Cr-C alloys,“ *Metallurgical Transactions*, Nr. 8A, pp. 1471-1484, 1977.
- [152] K. Tsuzaki, S. Fukasaku, Y. Tomota und T. Maki, „Effect of prior deformation of austenite on the gamma-epsilon martensitic transformation in Fe-Mn alloys,“ *Materials Transactions*, Nr. 32, pp. 222-228, 1991.
- [153] V. Raghavan, „Kinetics of martensitic transformations,“ *ASM International*, Nr. 11, pp. 197-226, 1992.
- [154] H. S. Wang, J. R. Yang und H. K. D. H. Bhadeshia, „Characterisation of severely deformed austenitic stainless steel wire,“ *Materials Science and Technology*, Nr. 21, pp. 1323-1328, 2005.
- [155] L. F. Porter und P. G. Rosenthal, „Effect of applied tensile stress on phase transformations in steel,“ *Acta Metallurgica*, Nr. 7, pp. 504-514, 1959.
- [156] S. B. Singh und H. K. D. H. Bhadeshia, „Topology of grain deformation,“ *Materials Science and Technology*, Nr. 14, pp. 832-834, 1998.
- [157] H. K. D. H. Bhadeshia, „The bainite transformation: unresolved issues,“ *Materials Science and Engineering*, Nr. A273-275, pp. 58-66, 1999.
- [158] P. Cizek, B. P. Wynne, C. H. J. Davies, B. C. Muddle und P. D. Hodgson, „Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low-carbon and ultralow-carbon microalloyed steels,“ *Metallurgical and Materials Transactions*, Nr. 33A, pp. 1331-1349, 2002.
- [159] D. Jandova, L. W. Meyer, B. Masek, Z. Novy, D. Kesner und P. Motychla, „The influence of thermo-mechanical processing on the microstructure of steel 20MoCrS4,“ *Materials Science and Engineering*, Nr. A349, pp. 36-47, 2003.
- [160] R. Petrov, L. Kestens und Y. Houbaert, „Characterization of the microstructure and transformation behaviour of strained and nonstrained austenite in Nb-V-alloyed C-Mn steel,“ *Materials Characterization*, Nr. 53, pp. 51-61, 2004.
- [161] C. K. Yao, Y. M. Zhang, X. Y. Men und S. G. Zhang, „Transformation to pearlite from austenitized and recrystallized austenite,“ *Materials Science and Engineering*, Nr. 83, pp. L1-L6, 1986.
- [162] C. K. Yao, X. Y. Men und Y. M. Zhang, „Transformation to pearlite from hot-deformed and austenitized austenite,“ *Materials Chemistry and Physics*, Nr. 15, pp. 451-457, 1987.
- [163] N. N., AD 2000-Merkblatt HP 2/1: Verfahrensprüfung für Schweißungen, Nov. 2008.

- [164] DIN EN ISO 15614-1: Anforderungen und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung, Nov. 2004.
- [165] S. Hadžić, Ermittlung thermo-mechanischer Materialkennwerte von S355J2+N Stahl zur numerischen Pressstumpfschweißsimulation, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Masterarbeit, 2015.
- [166] B. Heine, Werkstoffprüfung, München: Carl Hanser Verlag, 2015.
- [167] A. Birkert, S. Haage und M. Straub, Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2013.
- [168] DIN EN ISO 16808: 2017-11: Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung der biaxialen Spannung/Dehnung Kurve durch einen hydraulischen Tiefungsversuch mit optischen Messsystemen, 2014.
- [169] D. Lemmerer, Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5 Stahl und Ermittlung von mechanisch-technologischen Eigenschaften, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Masterarbeit, 2014.
- [170] D. Lemmerer, M. Kičin, J. Wagner, N. Enzinger und C. Sommitsch, „Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5,“ *Tagungsunterlagen ASMET Forum für Metallurgie und Werkstofftechnik 2014*, pp. 100-107, 2014.
- [171] D. Lemmerer, M. Kičin, J. Wagner, N. Enzinger und C. Sommitsch, „Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5,“ *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Bd. 159, Nr. 7, pp. 298-299, Juli 2014.
- [172] S. J. Spachinger, Untersuchung der Entwicklung der mechanischen Eigenschaften und des Gefüges von 26MnB5 mittels WEZ-Simulation und Realschweißversuchen, Wels: Fachhochschule, Bachelorarbeit, 2012.
- [173] C. Böttcher, M. Reininghaus und U. Peil, Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das mechanische Verhalten von unlegiertem Baustahl - Teil 1, *Stahlbau* 72, Heft 11, 2003.
- [174] M. Kicin, Experimentelle Ermittlung thermisch-mechanischer Eigenschaften von verzinktem DP1000 Stahl als Input Dateien für die Simulation des Widerstandspunktschweißens, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Diplomarbeit, 2012.
- [175] N. Herzig, „E-Modul - Eine Werkstoffkonstante?,“ Fakultät für Maschinenbau, TU Chemnitz, 2009.
- [176] S. Münstermann, FAT Schriftenreihe Nr. 182: Einflußgrößen auf den Elastizitätsmodul von Stählen für den Fahrzeugbau, Frankfurt am Main: Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT), 2004.

- [177] E. Doege und B. A. Behrens, Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2007.
- [178] N. N., Strain Stress Calibration Manager SSCM_V1.000, Paris: ESI Group, 2012.
- [179] N. N., How to get material properties for a welding and heat treatment simulation with SYSWELD, Paris: ESI Group, 2013.
- [180] M. Kičín, N. Enzinger, R. Rauch und J. Wagner, „Numerische Simulation des Widerstandsschweißens in der Profilverstellung,“ *Tagungsband ASMET Forum 2013*, pp. 111-113, 2013.
- [181] J. Sakkittibutra und J. Rohbrecht, „Aufbereitung und Kalibrierung von Werkstoffdaten für die Schweißstruktursimulation von Stählen,“ *Simulationsforum 2013 Schweißen und Wärmebehandlung, Tagungsband*, pp. 51-58, 2013.
- [182] J. R. Davis, Copper and Copper Alloys, United States of America: ASM International, 2001.
- [183] G. K. White und S. J. Collocott, „Heat Capacity of Reference Materials: Cu and W,“ *J. Phys. Chem. Ref. Data*, Nr. 13, pp. 1251-1257, 1984.
- [184] G. Flegel, K. Birnstiel und W. Nerreter, Elektrotechnik für Maschinenbau und Mechatronik, München: Carl Hanser Verlag, 2009.
- [185] G. Johnson und W. H. Cook, „A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures,“ *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, pp. 541-547, 1983.
- [186] P. Ludwik, „Einfluss der Deformationsgeschwindigkeit mit besonderer Berücksichtigung der Nachwirkungerscheinungen,“ *Elemente der Technologischen Mechanik*, pp. 44-53, 1909.
- [187] J. Hollomon, „Tensile deformation,“ *Trans. Met. Soc. AIME*, Nr. 162, pp. 268-290, 1945.
- [188] H. W. Swift, „Plastic instability under plain stress,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Nr. 1, pp. 1-18, 1952.
- [189] W. Ramberg und W. R. Osgood, „Description of stress-strain curves by three parameters,“ *National Advisory Committee for Aeronautics*, Nr. 902, pp. 1-28, 1943.
- [190] V. Läßle, B. Drube, G. Wittke und C. Kammer, Werkstofftechnik Maschinenbau: Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen, Haan-Grutten: Europa-Lehrmittel Verlag, 2013.
- [191] A. Meinken, Finite Elemente in der Praxis, Renningen, Malmsheim: Expert Verlag, 2001.
- [192] C. Schwenk, FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche, TU Berlin: BAM, Dissertation, 2007.

- [193] U. Peil und M. Wichers, „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung – Werkstoffkennwerte zur Temperaturfeldberechnung für einen S 355 J2 G3,“ *Stahlbau*, Bd. 74, Nr. 4, pp. 249-257, 2005.
- [194] H. Czichos und M. Hennecke, *Hütte - Das Ingenieurwissen*, Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2008.
- [195] W. Demtröder, *Experimentalphysik 1 - Mechanik und Wärme*, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2008.
- [196] S. Hunklinger, *Festkörperphysik*, München: Oldenbourg Wissenschaftsverlag, 2014.
- [197] W. Demtröder, *Experimentalphysik 3 - Atome, Moleküle und Festkörper*, Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2005.
- [198] R. Poprawe, *Lasertechnik für die Fertigung*, Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2005.
- [199] C. Kittel, *Einführung in die Festkörperphysik*, München: Oldenbourg Verlag, 2013.
- [200] N. N., *Spot-welding Interface*, Paris: ESI Group, 2012.
- [201] M. Galler, *Investigation of Interfacial Contact Condition during Resistance Spot Welding of Automobile Sheet Steel*, Graz University of Technology: Institute for Materials Science and Welding, PhD-Thesis, 2011.
- [202] R. Holm, *Electrical Contact Handbook*, Bd. 4, Berlin: Springer Verlag, 1967.
- [203] N. Enzinger, „3. Fachlicher Halbjahresbericht (1.6.2012-30.11.2012),“ Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, TU Graz, 2013.
- [204] M. Kičín, R. Vallant, J. Wagner, R. Rauch und N. Enzinger, „Vergleich der schwach und stark gekoppelten Berechnung bei der Presstumpfschweißsimulation,“ *Schweiss- und Prüftechnik*, Nr. Sonderband, pp. 48-52, 2013.
- [205] M. Kičín, J. Wagner, R. Rauch, S. J. Spachinger und N. Enzinger, „Presstumpfschweißsimulation mit realen Schweißparametern und experimentellen Vergleich,“ *Tagungsband Schweißen und Wärmebehandlung Simulationsforum 2013*, pp. 159-168, 2013.
- [206] W. M. Maurer, *Untersuchung der Auswirkung einer Weichen Zone auf die Festigkeitseigenschaften von hochfesten Schweißverbindungen*, TU Graz: Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Dissertation, 2014.
- [207] C. Harlander, *Numerische Berechnung von Induktivitäten in dreidimensionalen Verdrahtungsstrukturen*, TU Wien: Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik, Dissertation, 2002.

- [208] R. Bürgel, H. J. Maier und T. Niendorf, *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2011.
- [209] S. Wipfler, M. Kičin und N. Enzinger, „Finite element simulation of high frequency induction tube welding,“ *Mathematical modelling of weld phenomena 11*, pp. 673-683, 2015.

9 Verzeichnisse

9.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Schematische Darstellung des konduktiven Widerstandspressstumpfschweißprozesses zur Verfahrenserklärung. Dabei wurden zwei Stäbe verschweißt, der rechte Stauchschlitten ist beweglich. [1]	5
Abbildung 2-2: PS-geschweißter zylindrischer Rohling, der während der Produktion von Stahlfelgen weiterverarbeitet wird. [6]	6
Abbildung 2-3: Temperaturprofile bei der PS-Schweißsimulation mit gleichmäßiger (a) und ungleichmäßiger (b) Stromdichteverteilung am einteiligen CAD Modell. [17]	8
Abbildung 2-4: Induktives Längsnahtrohrschweißen mit dem HF-Schweißprozess. Der umschließende Induktor erwärmt die Stoßflächen. Durch Schweißrollen wird die Stauchung ausgeführt. [25]	9
Abbildung 2-5: Nockenwellen als Anwendungsbeispiel des HF-geschweißten Rohres. Die Verbindung zwischen Nocken und Lagersitzen entstand durch den IHU. [voestalpine Stahl GmbH].....	11
Abbildung 2-6: Prinzip der Induktionserwärmung an einem Rohr. Die Stromflussrichtung ist mit weißen und die Magnetfeldlinien mit schwarzen Pfeilen dargestellt. [40].....	12
Abbildung 2-7: <i>Skin</i> -Effekt in einem elektrischen Leiter, beim Durchfluss des Wechselstroms mit drei unterschiedlichen Frequenzen. Die Stromeindringtiefe ist blau gefärbt. [24]	13
Abbildung 2-8: <i>Proximity</i> -Effekt bei zwei nahen angeordneten Leitern, durch die ein HF-Strom fließt (links). Beim Einzelleiter im Freiraum verteilt sich die elektrische Stromdichte (gelb) gleichmäßig im Oberflächennahen Bereich (rechts). Das Magnetfeld ist mit blauen, gestrichelten Linien skizziert. [24]	14
Abbildung 2-9: Stromverlauf (blaue Pfeile) im Rohr beim HF-Schweißen ohne (links) und mit (rechts) Induktor. Die Wärmeverteilung (rote Pfeile) ist ebenfalls skizziert. [24].....	14
Abbildung 2-10: Mögliche Anordnung der Schweißrollen auf der HF-Schweißanlage. Variante (a) besteht aus zwei Schweiß- und zwei Toprollen. Bei (b) ist zusätzlich eine dritte Schweißrolle auf der Rohrunterseite positioniert. Variante (c) ist mit drei Schweißrollen ausgestattet. Bei (d) sind die drei Schweißrollen invert angeordnet, mit einer gerillten auf der Rohroberseite. [44].....	16
Abbildung 2-11: Spitztemperatur und durchschnittliche WEZ-Breite als Funktion der Frequenz bei der Schweißgeschwindigkeit von 18 m/min. Die Ergebnisse sind numerisch berechnet. [46].....	17
Abbildung 2-12: Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Wanddicke und der erforderlichen Leistung im Frequenzbereich von 200 kHz bis 450 kHz beim induktiven HF-Rohrschweißen mit einem inneren Rohrdurchmesser von 25 mm. Für andere Rohrdurchmesser dient der Korrekturfaktor (rechts oben). [5]	18
Abbildung 2-13: Leistung als Funktion der Frequenz bei drei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten vom HF-Schweißprozess. Die experimentellen Werte (violette Kurven) sind mit numerischen Berechnungen (gelbe Kurven) verglichen worden. [48]	18
Abbildung 2-14: Zusätzliche Ausrüstung für die HF-Schweißanlage zur Wärmenachbehandlung des geschweißten Rohres (links). Die Schweißnaht wird Außenseitig über den Induktor-Stab gezielt wärmenachbehandelt (rechts). [49]	19
Abbildung 2-15: Geometrie des Keilbereichs für die thermische HF-Schweißsimulation. Der Strom fließt entlang der Stoßflächen, beginnend bei $y = 0$. [56]	21
Abbildung 2-16: Kritische Schweißgeschwindigkeit als Funktion des Rohraußendurchmessers für unterschiedliche Schweißfrequenzen des HF-Rohrschweißprozesses. Keillänge Y_0 ist mit dem Rohraußendurchmesser gleichgesetzt worden. [56]	22

Abbildung 2-17: Kritische Schweißfrequenz als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Rohraußendurchmesser des HF-Schweißprozesses. Keillänge Y_0 ist mit dem Rohraußendurchmesser gleichgesetzt worden. [56]	22
Abbildung 2-18: FEM Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses - (a) Temperaturfeld am CAD Modell am Ende des Aufheizprozesses, ohne Darstellung des Induktors und Impeders; (b) Vergleich der gemessenen und berechneten Temperaturverläufe im Schweißpunkt (Tps) und 20 mm vor dem Schweißpunkt (T1) während dem Aufheizprozess. [64]	24
Abbildung 2-19: HF-Simulation der induktiven Erwärmung am Rohr. Die elektromagnetische Analyse zeigt die Wirbelstromdichteverteilung (a). Die Temperaturverteilung ist das Simulationsergebnis der thermischen Analyse (b). [46].....	25
Abbildung 2-20: Wirbelstromdichte und Temperatur bei unterschiedlichen Rohrdicken. Bei diesem Beispiel beträgt die Schweißgeschwindigkeit 18 m/min. [46].....	25
Abbildung 2-21: Temperaturfeldverteilung im Rohrquerschliff mit der typischen Sanduhrform, die beim HF-Rohrschweißen entsteht. [66]	26
Abbildung 2-22: Zusätzliche Ausrüstung (schematisch) an der HF-Anlage für die induktive Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung am geschweißten Rohr. [69]	27
Abbildung 2-23: Temperaturverteilung im HF-geschweißten Rohr nach der ersten (a, b) und zweiten (c, d) induktiven Mittelfrequenz-Wärmenachbehandlung. [69].....	27
Abbildung 2-24: Geometrie und Vernetzung für die numerische Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses am gesamten (a) und lokalen (c) CAD Modell, mit dem jeweils berechneten quasistatischen Temperaturfeld an den Stoßflächen im Schweißpunktbereich des gesamten (b) und lokalen (d) Modells. [70]	28
Abbildung 2-25: Numerische Simulation des Zugversuchs an einer Probe vom induktiv HF-geschweißtem Rohr in Querrichtung, wobei die Schweißnaht in der Probenmitte liegt (a). Vergleich der experimentellen und simulierten Spannungs-Dehnungs-Kurve (b). [71]	29
Abbildung 2-26: Lichtmikroskopische Aufnahme des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N im Ausgangszustand (Ätzmittel – 3%iger Nital).	30
Abbildung 2-27: Lichtmikroskopische Aufnahme des borlegierten Vergütungsstahls 26MnB5 im walzharten Ausgangszustand (Ätzmittel – LePera).	32
Abbildung 2-28: Lichtmikroskopische Aufnahme des borlegierten Vergütungsstahls 26MnB5 im weichgeglühten Auslieferungszustand (Band A; Ätzmittel – 3%iger Nital).	34
Abbildung 2-29: Kontinuierliches SZTU-Schaubild des S355J2G3 Baustahls mit der Austenitisierungstemperatur von 1350 °C. [83]	36
Abbildung 2-30: Kontinuierliches ZTU-Schaubild mit den Phasenumwandlungsbereichen bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen ($T_A = 900$ °C und 1300 °C). [83]	36
Abbildung 2-31: Software Architektur von SYSWELD mit den einzelnen, zur Verfügung stehenden Modulen für die Analyse der physikalischen Phänomene, ihren Wechselwirkungen und Zusammenhängen. [109].....	40
Abbildung 2-32: Software Architektur von Abaqus mit dem Zusammenhang zwischen den einzelnen, zur Verfügung stehenden Produkten für die Analyse. [134].....	47
Abbildung 2-33: Mechanische Kontaktdefinitionen in Abaqus - (a) „harte“ und (b) exponentiell „weiche“ Kontaktverbindung. [138].....	50
Abbildung 2-34: Reibmodell mit der kritischen Schubspannung und dem Grenzwert. Der Haftbereich unter der Kurve ist grau markiert. [138]	50
Abbildung 3-1: Schematische Darstellung der wichtigsten Prozessschritte beim PS-schweißen: (a) Eingeklemmte und zusammengedrückte Fügeteile; (b) Erwärmung des Stoßbereichs; (c) Schweißvorgang durch Schubbewegung der Elektroden.....	52

Abbildung 3-2: Kernstück der IDEAL AS100/STS Schweißanlage, die für PS- und ABS-Schweißungen eingesetzt werden kann. Das Bild wurde nach einem konduktiven PS-Schweißversuch aufgenommen.....	52
Abbildung 3-3: Baugruppe der Kupferelektroden mit geometrischen Abmessungen von der IDEAL AS100/STS Schweißanlage. Die Elektrodenlänge beträgt 320 mm. Der Backenanfangsabstand a_B und Blechdicke d_B ist veränderbar.	53
Abbildung 3-4: Ausschnitt der Eingabemaske von der IDEAL AS100/STS Schweißanlage. Die Eingabewerte entsprechen den Grundeinstellungen der ersten PS-Schweißversuchsreihe.	53
Abbildung 3-5: Aufgezeichnete Parameter während einer PS-Schweißung (Vers_1). Der Prozess wurde in vier Bereiche (Stromloses Stauchen, Phase I, Stauchen und Abkühlen) unterteilt. Der Schweißvorgang findet im Bereich „Stauchen“ statt.	56
Abbildung 3-6: Position der angeschweißten Thermoelemente am S355J2+N Stahlblech zur Messung der Temperatur-Zeit-Verläufe während dem konduktiven PS-Schweißversuch.	57
Abbildung 3-7: Hochgeschwindigkeitskamera der Fa. Kodak mit der Modellnummer 4549 vor der IDEAL AS100/STS Schweißanlage.	59
Abbildung 3-8: Schweißstation als Herzstück der HF-Schweißanlage mit der Induktionsspule, den Schweiß- und Toprollen.....	60
Abbildung 3-9: Schematische Skizze vom Kernbereich der induktiven HF-Schweißanlage mit Abstandsmarkierungen zwischen den einzelnen Komponenten. [Jansen AG].....	61
Abbildung 4-1: Wiederholbarkeit der Schweißparameter Druck und Spannung bei den konduktiven PS-Schweißversuchen Vers_1 bis Vers_3 aus der ersten Versuchsreihe. Es handelt sich hierbei um eine Detailansicht aus dem Prozessbereich „Stauchen“.	65
Abbildung 4-2: Aufgezeichnete Parameter vom PS-Schweißversuch „Vers_2“, die zur Definition der mechanischen Versuchsparameter für die Warmzugversuche und Eingabeparameter für die numerische PS-Schweißsimulation eingesetzt werden.	66
Abbildung 4-3: Reproduzierbarkeit vom Stauchdruck bei konduktiven PS-Schweißversuchen PS_1, PS_2 und PS_3 (II. Versuchsreihe) mit dem Backenanfangsabstand von 12mm.....	66
Abbildung 4-4: Reproduzierbarkeit vom Stauchdruck bei konduktiven PS-Schweißversuchen PS_4, PS_6 und PS_7 (II. Versuchsreihe) mit dem Backenanfangsabstand von 18mm.....	67
Abbildung 4-5: Gemessener Temperatur-Zeit-Verlauf vom konduktiven PS-Schweißversuch „T5“ der dritten Versuchsreihe mit dem Thermoelement Nr. 2. Die Spitzentemperatur T_S ist markiert, ab der die Messwerte nach der Stromabschaltung gültig sind.	69
Abbildung 4-6: Vergleich der mit Thermoelementen gemessenen Abkühlkurven von „Vers_2“ und „Vers_3“ der ersten Versuchsreihe. Temp1 ist etwa 2 mm und Temp3 etwa 4 mm von der Fügeebene entfernt.....	70
Abbildung 4-7: Vergleich der mit Thermoelementen gemessenen Abkühlkurven von „T5“ und „T6“ der dritten Versuchsreihe. Temp1 ist etwa 1 mm, Temp2 etwa 2 mm und Temp5 etwa 5 mm von der Fügeebene entfernt.....	70
Abbildung 4-8: Hot-Spots beim konduktiven PS-Schweißschweißen von Blechen, die zentral beim Versuch „PS_4“ positioniert sind. Die Aufnahmen bei unterschiedlichen Zeiten stammen von der Hochgeschwindigkeitskamera Kodak 4549.....	72
Abbildung 4-9: Hot-Spots Stellen bei unterschiedlichen Positionierungen der Bleche in den Elektroden. Links – symmetrische / zentrale Position der Bleche beim Versuch „PS_4“; Rechts – unsymmetrische / verschobene Position der Bleche beim Versuch „PS_5“.....	73
Abbildung 4-10: Hot-Spots bei einer Probe mit Nut nach der numerischen Simulation. Dargestellt ist die Stromdichteverteilung. [140].....	73
Abbildung 4-11: Härteverläufe bei unterschiedlichen Backenanfangsabständen beim PS-Schweißen des S355J2+N mit (a) Standard- und (b) Hohen-Prozessparametern der dritten Versuchsreihe.	74

Abbildung 4-12: Härteverläufe bei unterschiedlichen Prozessparametern beim PS-Schweißen des S355J2+N mit dem Backenanfangsabstand von (a) 12 mm und (b) 18 mm der dritten Versuchsreihe.....	75
Abbildung 4-13: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Fahrdrücken und Backenanfangsabständen.	76
Abbildung 4-14: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Stromstärken während der Phase I und Backenanfangsabständen.....	77
Abbildung 4-15: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Vorwärmwegen und Backenanfangsabständen.....	77
Abbildung 4-16: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Stauchdrücken und Backenanfangsabständen.....	78
Abbildung 4-17: Härteverläufe von PS-Schweißnähten des mikrolegierten S355J2+N Feinkornbaustahls bei unterschiedlichen Stromstärken im Bereich Stauchen und Backenanfangsabständen.....	78
Abbildung 4-18: Gemessene Generatorfrequenz, -leistung und -spannung über die Schweißlänge beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres, mit Parameteränderung bei ~6400 m. [Jansen AG]	79
Abbildung 4-19: Gemessene Schweißgeschwindigkeit über die Schweißlänge beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres. [Jansen AG]	80
Abbildung 4-20: Gemessene Presskraft an den Schweißwalzen beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres. [Jansen AG]	80
Abbildung 4-21: Gemessene Generatorfrequenz als Funktion der Presskraft beim induktiven HF-Rohrschweißprozess eines Baustahlrohres. [Jansen AG]	81
Abbildung 4-22: Lichtmikroskopische Aufnahmen vom Rohrbereich mit der Schweißnaht der vier unterschiedlichen 26MnB5 Stahlbänder nach den großtechnischen induktiven HF-Schweißversuchen mit vermessenen Schweißnähten. [voestalpine Stahl GmbH]	82
Abbildung 4-23: Makroskopische Aufnahmen vom S460HC Baustahlrohr, der mit dem induktiven HF-Schweißverfahren geschweißt wurde. Positionen 1, 2 und 3 sind die Schnittebenen für die Schlifffherstellung. Pfeile beschreiben die Blickrichtung.....	82
Abbildung 4-24: Lichtmikroskopische Aufnahmen vom S460HC Rohr an den Schlifften 1- 3. (a) Position 3 befindet sich nach dem Außenschaben und zeigt die Naht ohne Außenwulst. (b) Position 2 zeigt die Wulstausbildung der Naht direkt nach den Schweißrollen. (c) Position 1 befindet sich vor den Schweißrollen und zeigt den Schweißspalt.....	83
Abbildung 4-25: Härtemapping an vier 26MnB5 Stahlbändern nach den großtechnischen induktiven HF-Schweißversuchen. Zu den Mittelwerten der Vickershärte HV _{0,3} sind auch Minimalwerte des Grundwerkstoffs und Maximalwerte der Schweißnaht angegeben. [voestalpine Stahl GmbH]	84
Abbildung 4-26: Nadelinduktor für die Wärmenachbehandlung längsnahtgeschweißter Rohre, die mit induktiven HF-Schweißprozess hergestellt wurden. [voestalpine Stahl GmbH]	85
Abbildung 4-27: Einfluss unterschiedlicher Spitzentemperaturen auf das Schweißnahtaussehen der induktiv HF-geschweißten Rohre des 26MnB5 Stahls (Band A). Die Dauer während der Wärmenachbehandlung mit dem Nadelinduktor betrug 1 s. [voestalpine Stahl GmbH].....	85
Abbildung 4-28: Einfluss unterschiedlicher Spitzentemperaturen auf die Härte der induktiv HF-geschweißten Rohre des 26MnB5 Stahls (Band A). Neben den Mittelwerten der Vickershärte HV _{0,3} sind auch Minimalwerte vom GW und Maximalwerte aus dem Schweißnahtbereich angegeben. [voestalpine Stahl GmbH].....	86
Abbildung 4-29: Härtemappings am geschweißten Rohr aus 26MnB5 mit dem induktiven HF-Schweißprozess. Die Positionen der Schlifffproben sind 2 m voneinander entfernt. Geprüft wurde die Vickershärte HV _{0,3} . [voestalpine Stahl GmbH].....	87

- Abbildung 5-1: Dilatometerproben zur Ermittlung der Schaubilder - links: Probe vor dem Dilatometerversuch für den thermischen (SZTU-Schaubild) und thermo-mechanischen (SUZTU-Schaubild) Schweißzyklus; rechts: Probe nach dem Dilatometerversuch beim thermo-mechanischen Schweißzyklus. Die Querschliffebene für Metallographie und Härteprüfungen ist ebenfalls eingezeichnet. 89
- Abbildung 5-2: Versuchskammer des Bähr 805 A/D Dilatometers im Abschreckmodus für die thermischen Versuchszyklen. Die Probe ist innerhalb der Induktionsspule zwischen zwei Quarzglasröhrchen positioniert. Die Versuchsregelung und -steuerung erfolgt über das angebrachte Thermolement. 90
- Abbildung 5-3: Schematische Darstellung der thermischen Versuchszyklen für die Dilatometerversuche im Abschreckmodus zur Ermittlung der SZTU-Schaubilder bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen - (a) 950 °C und (b) 1300 °C. 91
- Abbildung 5-4: Schematische Darstellung der thermo-mechanischen Versuchszyklen für die Dilatometerversuche im Umformmodus zur Ermittlung der SUZTU-Schaubilder bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen - (a) 950 °C und (b) 1300 °C. 92
- Abbildung 5-5: Dilatometerprobe nach dem Versuch im Abschreckmodus mit thermischen (oben) und im Umformmodus mit thermo-mechanischen (unten) Versuchszyklus. In der Mitte der Proben sind Thermolementreste erkennbar. 93
- Abbildung 5-6: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefügeentwicklung beim thermischen Schweißzyklus mit 1300 °C Austenitisierungstemperatur, 11 s Haltezeit bei 950 °C und unterschiedlichen Abkühlzeiten - (a) $t_{8/5} = 5$ s; (b) $t_{8/5} = 15$ s; (c) $t_{8/5} = 30$ s; (d) $t_{8/5} = 100$ s. 94
- Abbildung 5-7: SZTU-Schaubild des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C und einer Haltezeit von 11 s bei 950 °C. Die Parameter sind in Anlehnung an reale PS-Schweißversuche definiert worden. 94
- Abbildung 5-8: Vergleich der Schaubilder mit zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen bei - oben: thermischen Schweißzyklen (SZTU's); unten: thermo-mechanischen Schweißzyklen (SUZTU's). 95
- Abbildung 5-9: Korngröße nach dem thermischen Schweißzyklus bei langsamer Kühlung ($t_{8/5} = 100$ s). Die Austenitisierungstemperatur beträgt 1300 °C (a) und 950 °C (b). Bei beiden Proben hat sich ein Gefüge aus Ferrit und Perlit gebildet. 96
- Abbildung 5-10: Korngröße nach dem thermo-mechanischen Schweißzyklus mit niedriger Abkühlrate ($t_{8/5} = 100$ s) und unterschiedlicher Austenitisierungstemperatur - (a) 1300 °C; (b) 950 °C. Die Mikrostruktur setzt sich bei beiden Proben aus Ferrit und Perlit zusammen. 96
- Abbildung 5-11: Kontinuierliches ZTA-Schaubild von einem Baustahl aus der Literatur [145]. Die Legierung besitzt eine ähnliche chemische Zusammensetzung wie der mikrolegierte Feinkornbaustahl S355J2+N. Die Positionen der Austenitisierungstemperaturen sind mit zwei roten Punkten markiert. 97
- Abbildung 5-12: Vergleich der Schaubilder mit (SUZTU) und ohne (SZTU) Stauchung bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C, ohne Darstellung der Abkühlkurven und einigen Zusatzdaten. 98
- Abbildung 5-13: Lichtmikroskopische Aufnahmen von der Gefügeentwicklung beim thermischen (links) und thermo-mechanischen (rechts) Schweißzyklus mit 90 MPa bei gleicher Austenitisierungstemperatur (1300 °C), Haltetemperatur (950 °C), Haltezeit (11 s) und gleichen $t_{8/5}$ -Zeiten (5 s, 20 s & 100 s). 99
- Abbildung 5-14: Vergleich der Umwandlungsbereiche ohne und mit drei unterschiedlichen Stauchbelastungen (50 MPa, 70 MPa und 90 MPa) bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C und $t_{8/5}$ -Zeiten von 3 s bis 10 s. Der Anfangsbereich einer Phase wird durch die graue Linie angedeutet. 100

Abbildung 5-15: Vergleich der Schaubilder mit (SUZTU) und ohne (SZTU) Stauchung bei 950 °C Austenitisierungstemperatur, ohne Darstellung der Abkühlkurven und einigen Zusatzdaten.	101
Abbildung 5-16: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefügeentwicklung beim thermischen (links) und thermo-mechanischen (rechts) Schweißzyklus bei gleicher Austenitisierungstemperatur und Haltetemperatur (950 °C), Haltezeit (11 s) und gleichen $t_{8/5}$ -Zeiten (3 s, 10 s & 40 s).	102
Abbildung 5-17: Härteverlauf über die $t_{8/5}$ -Zeit bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen, die unterschiedliche Bereiche in der WEZ repräsentieren, sowie Belastungssituationen. Die gestrichelten Kurven wurden thermisch (ohne Stauchung) und die durchgezogenen thermo-mechanisch (mit Stauchung, 90 MPa) belastet. Im Diagramm ist zusätzlich die kritische Härte von 350 HV10 nach AD 2000-Merkblatt [163] eingetragen.	103
Abbildung 5-18: Härteverlauf über die $t_{8/5}$ -Zeit bei der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C ohne und mit Stauchbelastung. Die thermo-mechanische Belastung erfolgte bei 950 °C in etwa 10,9 s mit 50 MPa, 70 MPa und 90 MPa. Die kritische Härte von 350 HV10 geht aus dem AD 2000-Merkblatt [163] hervor.	104
Abbildung 5-19: Geometrische Abmessungen der Flachzugprobe für die Zugversuche bei Raumtemperatur auf der Zwick/Roell und Warmzugversuche auf der Gleeble 3800. [Vom Autor erstellt, entsprechend den Vorgaben von Dynamic Systems Inc.]	105
Abbildung 5-20: Versuchskammer vom Basismodul der Gleeble® 3800 für die Warmzugversuche vor einem Versuch. Die Flachzugprobe ist innerhalb der keilförmigen Einspannbacken aus Kupfer mit Bolzen eingelegt und mit Klemmbügeln eingespannt. Ein Thermoelementpaar und Dehnungsaufnehmer ist an der Probe angebracht. [165]	106
Abbildung 5-21: Gemessener Temperatur-Zeit-Verlauf vom Thermoelement TEMP 5 beim PS-Schweißversuch „Vers_2“ zur Definition der thermischen Versuchsparameter für die Warmzugversuche auf der Gleeble 3800.	108
Abbildung 5-22: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeit und obere Streckgrenze des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur. Die Messwerte der durchgezogenen Linien stammen von der Zwick/Roell und der einzelnen Messpunkte von der Gleeble 3800.	110
Abbildung 5-23: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf den Elastizitätsmodul und die Gleichmaßdehnung des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur. Die Messwerte der durchgezogenen Linien stammen von der Zwick/Roell und die einzelnen Messpunkte von der Gleeble 3800.	111
Abbildung 5-24: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeit und Fließgrenze des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in der Aufheizphase. Die Messpunkte bei Raumtemperatur mit leeren Symbolen stammen von der Zwick/Roell und die vollen Messpunkte von der Gleeble 3800. Zum Ergebnisvergleich sind Werte aus der Literatur [80] und Materialdatenbank von SYSWELD [81] eingetragen.	113
Abbildung 5-25: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf den Elastizitätsmodul des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in der Aufheizphase. Die Messpunkte bei Raumtemperatur mit leeren Symbolen stammen von der Zwick/Roell und die vollen Messpunkte von der Gleeble 3800. Zum Ergebnisvergleich sind Werte aus der Literatur [80] und der Materialdatenbank von SYSWELD [178] eingetragen.	114
Abbildung 5-26: Einfluss der Prüfphase auf die Zugfestigkeit des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen. Die Prüfgeschwindigkeiten in der Aufheiz- und Abkühlphase ist annähernd gleichen. Der Messpunkt bei Raumtemperatur mit leeren Symbolen stammt von der Zwick/Roell und die vollen Messpunkte von der Gleeble 3800.	115
Abbildung 6-1: Schematisches Flussdiagramm zur numerischen Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses mit SYSWELD.	118
Abbildung 6-2: 3D CAD Modell der Spanneinsätze von der konduktiven PS-Schweißanlage mit den Blechen. Die äußeren Backen sind aus Stahl, die inneren aus Kupfer.	118

Abbildung 6-3: Vereinfachtes und vernetztes 2D CAD Modell mit den Randbedingungen der thermischen und mechanischen Lastaufbringung für die FE Simulation des konduktiven PS-Schweißprozesses. Der Backenanfangsabstand a_B beträgt bei diesem Modell 30 mm.....	119
Abbildung 6-4: Definierte Randbedingungen für Strahlung und Konvektion an den rot markierten 1D Elementen am Umfang des 2D CAD Modells für die konduktive PS-Schweißsimulation. Über 1D Elemente an der Bohrung wurde die Wasserkühlung berücksichtigt.	120
Abbildung 6-5: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Spannung und des Drucks, der für die numerische Simulation des konduktiven PS-Schweißversuchs „Vers_2“ eingesetzt wurde. Die Schweißparameter wurden in Anlehnung an die Messwerte definiert.....	120
Abbildung 6-6: Thermo-physikalische Materialkennwerte des S355 Stahls für die PS-Schweißsimulation. Die Kristallabhängigen Werte der Wärmeleitfähigkeit und spezifischen Wärmekapazität stammen aus der SYSWELD Materialdatenbank [81].	121
Abbildung 6-7: Thermo-physikalische Materialkennwerte vom Kupfer für die PS-Schweißsimulation. Die Werte der Wärmeleitfähigkeit wurden aus der Literatur [182] und der spezifischen Wärmekapazität aus der Literatur [183] entnommen und für die Elektroden definiert.	122
Abbildung 6-8: Schematischer Fließkurvenverlauf zur Beschreibung der Verfestigung in SYSWELD für die konduktive PS-Schweißsimulation.	123
Abbildung 6-9: Elastizitätsmodul als Funktion der Temperatur und Kristallstruktur für die numerische PS-Schweißsimulation mit SYSWELD. Die Werte des S355J2+N (α -MK) Stahls wurden experimentell ermittelt.	124
Abbildung 6-10: Fließspannung als Funktion der Temperatur und Phase des S355J2+N Stahls. Bei den Verläufen wird zwischen Martensit, Bainit, Ferrit/Perlit (GW) und Austenit unterschieden.	125
Abbildung 6-11: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung des Grundwerkstoffs S355J2+N mit Ferrit/Perlit Gefüge.	125
Abbildung 6-12: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung vom Bainit des S355J2+N Stahls.	126
Abbildung 6-13: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung vom Martensit des S355J2+N Stahls.....	126
Abbildung 6-14: Temperaturabhängige wahre Verfestigungsspannung als Funktion der wahren plastischen Dehnung vom Austenit des S355J2+N Stahls.....	127
Abbildung 6-15: Thermische Dehnung als Funktion der Temperatur für das α -MK (Ferrit/Perlit, Bainit, Martensit) und γ -MK (Austenit) des S355J2+N Feinkornbaustahls. Die Verläufe wurden am Dilatometer experimentell gemessen.	128
Abbildung 6-16: Elektrische Leitfähigkeit als Funktion der Temperatur von Kupfer und S355 Baustahl für die numerische PS-Schweißprozesssimulation.	129
Abbildung 6-17: Thermischer und elektrischer Kontaktwiderstand des S355J2+N Stahls als Funktion der Temperatur aus der Datenbank [200] für die thermische Modellierung im Kontaktbereich der Bleche.	129
Abbildung 6-18: Definierter elektrischer Spannungs- und Druckverlauf für PS-Schweißsimulationen mit schwach und stark gekoppelter thermischer und mechanischer Analyse.	130
Abbildung 6-19: Vergleich der Verformungszustände mit dem Temperaturfeld der schwach (links) und stark (rechts) gekoppelter konduktiver PS-Schweißsimulation.	131
Abbildung 6-20: Numerisch berechnete Temperatur-Zeit-Verläufe in den Knotenpunkten P1 und P2 bei schwacher und starker Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse des PS-Schweißprozesses.	132
Abbildung 6-21: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Stromdichte bei schwach und stark gekoppelter thermischer und mechanischer Analyse bei der konduktiven PS-Schweißsimulation im Punkt P1. Die starke Kopplung wurde im Zeitraum der gleichzeitigen thermischen und mechanischen Belastung durchgeführt.....	132

Abbildung 6-22: Vergleich der Abkühlkurven beim konduktiven PS-Schweißen aus Experiment und Simulation von Versuch „Vers_2“. Ergänzend dazu ist auch der gemessene Abkühlverlauf von Versuch „Vers_3“ angegeben. Der Abstand von der Schweißnahtmitte beträgt 2 mm.	133
Abbildung 6-23: Verformungszustand und Temperaturprofile bei unterschiedlichen Prozesszeiten der numerischen PS-Schweißsimulation von Versuch „Vers_2“.	134
Abbildung 6-24: Vergleich des Verformungszustandes einer PS-Schweißnaht – Makroschliff der experimentellen Schweißung „Vers_2“ mit vorläufigen technologischen Parametern und Kantenvorbereitung (links) und simulierte Wulstausbildung (rechts).	135
Abbildung 6-25: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Spannung und des Drucks, der für die numerische Simulation des konduktiven PS-Schweißversuchs „T1“ definiert wurde. Die Eingabeparameter wurden aus den experimentellen Daten herangezogen.	136
Abbildung 6-26: Verformungszustand und Temperaturprofile bei unterschiedlichen Prozesszeiten der numerischen PS-Schweißsimulation von Versuch „T1“	136
Abbildung 6-27: Vergleich des Verformungszustandes einer PS-Schweißnaht – Makroschliff der experimentellen Schweißung „T1“ mit verbesserter Kantenvorbereitung (links) und simulierte Wulstausbildung (rechts).	137
Abbildung 6-28: SUZTU-Schaubild des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C, dessen Daten für die thermo-metallurgische Analyse des konduktiven PS-Schweißprozesses verwendet wurden.	138
Abbildung 6-29: Querschliff der PS-Schweißverbindung „T1“ mit dem Backenanfangsabstand von 12 mm (oben). Simulierter Phasenumwandlungsbereich mit der Skalierung des Grundwerkstoffs (Ferrit/Perlit), der die Breite der WEZ darstellt (unten).	139
Abbildung 6-30: Position der Knotenpunkte P1, P2 und P3 im PS-Schweißmodell mit der Phasenverteilung von Martensit vom konduktiven PS-Schweißversuch „T1“.	140
Abbildung 6-31: Verlauf der Martensitbildung in den Punkten P1, P2 und P3 des modellierten PS-Schweißversuchs „T1“.	140
Abbildung 6-32: Verlauf der Phasenumwandlungen im mittleren Knoten des Modells während der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T1“.	141
Abbildung 6-33: Phasenverteilung entlang der Schweißnaht nach der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T1“.	141
Abbildung 6-34: Zeitlicher Verlauf der elektrischen Spannung, der als Eingabeparameter für die thermo-metallurgische Simulation des PS-Schweißversuchs „T8“ definiert wurde. Die Daten basieren an experimentelle Messwerte.	142
Abbildung 6-35: Querschliff der PS-Schweißverbindung „T8“ mit dem Backenanfangsabstand von 18 mm (oben). Simulierter Phasenumwandlungsbereich mit der Skalierung des Grundwerkstoffs (Ferrit/Perlit), der die Breite der WEZ darstellt (unten).	143
Abbildung 6-36: Position der Knotenpunkte P1, P2 und P3 im PS-Schweißmodell mit der Phasenverteilung von Martensit vom konduktiven PS-Schweißversuch „T8“.	143
Abbildung 6-37: Verlauf der Martensitbildung in den einzelnen Punkten P1, P2 und P3 vom modellierten PS-Schweißversuch „T8“.	144
Abbildung 6-38: Verlauf der Phasenumwandlungen im mittleren Knoten des Modells während der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T8“.	144
Abbildung 6-39: Phasenverteilung entlang der Schweißnaht nach der thermo-metallurgischen Simulation des PS-Schweißversuchs „T8“.	145
Abbildung 6-40: Schematisches Flussdiagramm zur numerischen Simulation des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus. [139]	146
Abbildung 6-41: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit Umgebungselementen für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.	148

Abbildung 6-42: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit den Oberflächen zur Definition der Rand- und Symmetriebedingungen für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus.	150
Abbildung 6-43: Homogene Dirichlet-Randbedingungen für die antisymmetrische Spiegelung von Quellen bei der elektromagnetischen Analyse. [207]	150
Abbildung 6-44: Elektromagnetische Materialkennwerte des S355 Stahls für die induktive HF-Simulation des Rohrschweißprozesses. Die temperaturabhängigen Kennwerte der elektrischen Leitfähigkeit und relativen Permeabilität wurden mit JMatPro berechnet.	151
Abbildung 6-45: Elektromagnetische Modellverifizierung der induktiven HF-Rohrschweißsimulation über das Stromdichtefeld. Das Ergebnis aus Literatur [46] entspricht einem ähnlichen Prozess (a). Die elektromagnetische Analyse wurde mit 165 kHz durchgeführt (b).....	152
Abbildung 6-46: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit Symmetrieblock für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.	153
Abbildung 6-47: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit den einzelnen Komponenten zur Definition der Randbedingungen für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.....	154
Abbildung 6-48: Kurvenverlauf zur Implementierung der zeitabhängigen Presskraft über den Kraftaufbringungsfaktor für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.	155
Abbildung 6-49: Symmetrisch vereinfachtes und vernetztes 3D CAD Modell mit den markierten und beschrifteten Oberflächenelementen für die Kontaktdefinition bei der thermo-mechanischen Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.	156
Abbildung 6-50: Thermo-physikalischen Materialkennwerte des S355J2+N Stahls für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit JMatPro berechnet.	157
Abbildung 6-51: Fließkurven des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in 100 K Schritten von Raumtemperatur bis 1573,15 K (= 1300 °C) mit der Dehnrates von 0,013 s ⁻¹	157
Abbildung 6-52: Fließkurven des S355J2+N Stahls bei unterschiedlichen Prüftemperaturen in 100 K Schritten von Raumtemperatur bis 1573,15 K (= 1300 °C) mit der Dehnrates von 3,75 s ⁻¹	158
Abbildung 6-53: Elastische Materialkennwerte des S355J2+N Stahls als Funktion der Temperatur. Der Elastizitätsmodul wurde experimentell auf der Gleeble 3800 gemessen und die Poissonzahl mit JMatPro berechnet.	158
Abbildung 6-54: Thermo-mechanische Modellverifizierung der induktiven HF-Rohrschweißsimulation. Das Schlibbild stammt von einem HF geschweißten Baustahlrohr mit Ø22 mm Innendurchmesser und 3 mm Dicke (a). Der Rohrausschnitt aus der thermo-mechanische Analyse wurde mit 165 kHz Basisfrequenz simuliert (b).	159
Abbildung 6-55: Simulierte Temperaturverteilung in der WEZ bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit unterschiedlichen Schweißfrequenzen aus der Literatur [46].....	159
Abbildung 6-56: CAD Modell nach der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit Basisparametern. Die gespiegelte Gesamtübersicht in der axialen Blickrichtung ist entgegen der Schweißrichtung dargestellt (a). Die Schnittebene A-A für Ergebnisdarstellungen liegt im Schweißpunkt (b).	160
Abbildung 6-57: Ergebnisse aus der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit Basisparametern. Das Temperaturfeld (a) und die plastische Verformung (b) sind in der Schnittebene A-A vom Schweißpunkt dargestellt.	160
Abbildung 6-58: Vergleich des Verformungszustandes einer HF-Rohrschweißnaht - Simulierte Wulstausbildung (links) und Makroschliff der experimentellen Schweißung mit Basisparametern (rechts).	161
Abbildung 6-59: Vergleich des Temperaturfelds der induktiven HF-Rohrschweißsimulation Nr. 2 (oben) und Nr. 3 (unten) bei Variation der Stromdichte.	162

Abbildung 6-60: Vergleich der axialen Verschiebung in X-Richtung (U1) der induktiven HF-Rohrschweißsimulation Nr. 4 (links) und Nr. 5 (rechts) bei Variation der Presskraft.....	163
Abbildung 6-61: Vergleich des Temperaturfelds der induktiven HF-Rohrschweißsimulation Nr. 6 (a) und Nr. 7 (b) bei Variation der Geschwindigkeit.....	164
Abbildung A-1: SZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C. Die Haltezeit betrug 11 Sekunden bei 950 °C.	199
Abbildung A-2: SZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 950 °C und einer Haltezeit von 11 s bei 950 °C.	199
Abbildung A-3: SUZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C. Die Umformung mit der Druckspannung von 90 MPa erfolgte in der Abkühlphase während der 11 Sekunden langen Haltezeit bei 950 °C.	200
Abbildung A-4: SUZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 950 °C. Während der Haltezeit von 11 s bei 950 °C wurden die Proben im Austenitgebiet mit 90 MPa Druck gestaucht.	200

9.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Kurznamen für den in dieser Arbeit untersuchten S355J2+N Baustahl nach aktueller und älteren Norm Bezeichnungen. [72]	29
Tabelle 2-2: Maximalen Grenzwerte der Legierungselemente in Massenprozent für den S355J2+N Baustahl nach der Norm DIN EN 10025-2. [75]	30
Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung des S355J2+N Stahls in Massenprozent. [voestalpine Stahl GmbH]	30
Tabelle 2-4: Mechanischen Eigenschaften des S355J2+N Baustahls im Lieferzustand entsprechend den Angaben der voestalpine Stahl GmbH. [79]	31
Tabelle 2-5: Gegenüberstellung der mechanischen Materialkennwerte des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur aus unterschiedlichen Quellen.....	31
Tabelle 2-6: Grenzwerte der Legierungselemente in Massenprozent für den 20MnB5 und 30MnB5 nach der Norm DIN EN 10083-1. [82].....	32
Tabelle 2-7: Chemische Zusammensetzung vom 26MnB5 Stahl in Massenprozent für den Schweißprozessvergleich. [voestalpine Stahl GmbH]	33
Tabelle 2-8: Vier unterschiedliche Bänder des 26MnB5 Stahls für die großtechnischen induktiven HF-Schweißversuche zur Rohrherstellung bei der Firma Jansen AG. [voestalpine Stahl GmbH]	33
Tabelle 2-9: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent von den 26MnB5 Stahlbändern für die großtechnischen induktiven HF-Rohrschweißversuche. [voestalpine Stahl GmbH].....	33
Tabelle 2-10: Mechanisch-technologische Eigenschaften des 26MnB5 Stahls im weichgeglühten Zustand (Band A). [voestalpine Stahl GmbH].....	34
Tabelle 3-1: Überblick über die durchgeführten induktiven PS-Schweißversuche, deren Ergebnisse ausgewertet und für die physikalischen und numerischen Simulationen verwendet wurden.	51
Tabelle 3-2: Verwendete technologischen Prozessparameter bei den PS-Schweißversuchen zur Ermittlung der Eingabeparameter und Vergleichsdaten für die physikalischen und numerischen Simulationen.	54
Tabelle 3-3: Versuchsmatrix für die induktiven PS-Schweißversuche am S355J2+N zur technologischen Prozessparametervariationen mit zwei unterschiedlichen Backenanfangsabständen. Die grauen Felder stehen für den veränderten Parameter.....	55
Tabelle 3-4: Abstand der Thermoelemente von der Fügeebene in mm, die zum Messen der Temperaturverläufe während den PS-Schweißversuchen zum Einsatz kamen.	58

Tabelle 3-5: Abmessungen zwischen den einzelnen Komponenten vom Kernbereich der induktiven HF-Schweißanlage bei der Fa. Jansen AG in Oberriet, Schweiz. [Jansen AG]	61
Tabelle 3-6: Zusammenfassung der industriell durchgeführten induktiven HF-Schweißversuche zur Rohrherstellung mit Längsnähten.	62
Tabelle 4-1: Zusammenfassung der induktiven PS-Schweißversuche, bei denen die Temperatur mit Thermoelementen gemessen wurde, mit Angabe der Anzahl und Position der Thermoelemente, erfolgreichen und gültigen Messungen, sowie mit Anmerkungen zu jedem Versuch.	68
Tabelle 4-2: Vergleich der Vickershärte zwischen den induktiven HF- und induktiven PS-Schweißnähten aus dem 26MnB5 Stahl.....	88
Tabelle 5-1: Mechanische Versuchsparameter für die Zugversuche bei Raumtemperatur, mit Angabe der gültigen Versuchsanzahl und eingesetzten Prüfmaschine.....	108
Tabelle 5-2: Definierte thermische und mechanische Versuchsparameter für die Warmzugversuche auf der Gleeble 3800.	109
Tabelle 5-3: Gesamtübersicht der Warmzugversuche auf der Gleeble 3800 zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften vom S355J2+N für die numerischen Schweißprozesssimulationen.	109
Tabelle 6-1: Verwendete Einheiten für die physikalischen Größen bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation mit Abaqus.	147
Tabelle 6-2: Angaben zum vernetzten CAD Modell für die elektromagnetische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses mit Abaqus.	149
Tabelle 6-3: Angaben zu dem vernetzten CAD Modell für die thermo-mechanische Analyse des induktiven HF-Rohrschweißprozesses.....	153
Tabelle 6-4: Parametervariationen bei der induktiven HF-Rohrschweißsimulation. Die maximale Stromdichte, Presskraft und Geschwindigkeit ist ausgehend von den Basisparametern variiert worden.	162
Tabelle 6-5: Auswirkung der Stromdichteveriation bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen auf die Länge und maximale Temperatur der Isothermen.	163
Tabelle 6-6: Auswirkung der Presskraftvariation bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen auf die Aufstauchung in vertikaler Richtung.	163
Tabelle 6-7: Auswirkung der Geschwindigkeitsvariation bei induktiven HF-Rohrschweißsimulationen auf die Ausbreitung der 1200 °C Isothermen in Z-Richtung und maximale Temperatur.....	164

A SZTU- und SUZTU-Schaubilder

Es wurden vier Schaubilder des Feinkornbaustahls S355J2+N bei zwei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und Schweißzyklen experimentell erstellt. Abbildung A-1 zeigt das SZTU-Schaubild mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C und einer Haltezeit von 11 Sekunden bei 950 °C in der Abkühlphase. Das SZTU-Schaubild in Abbildung A-2 besitzt mit 950 °C nur eine andere Austenitisierungstemperatur. Mit den beiden Schaubildern wurde der thermische Schweißzyklus des PS-Schweißverfahrens simuliert.

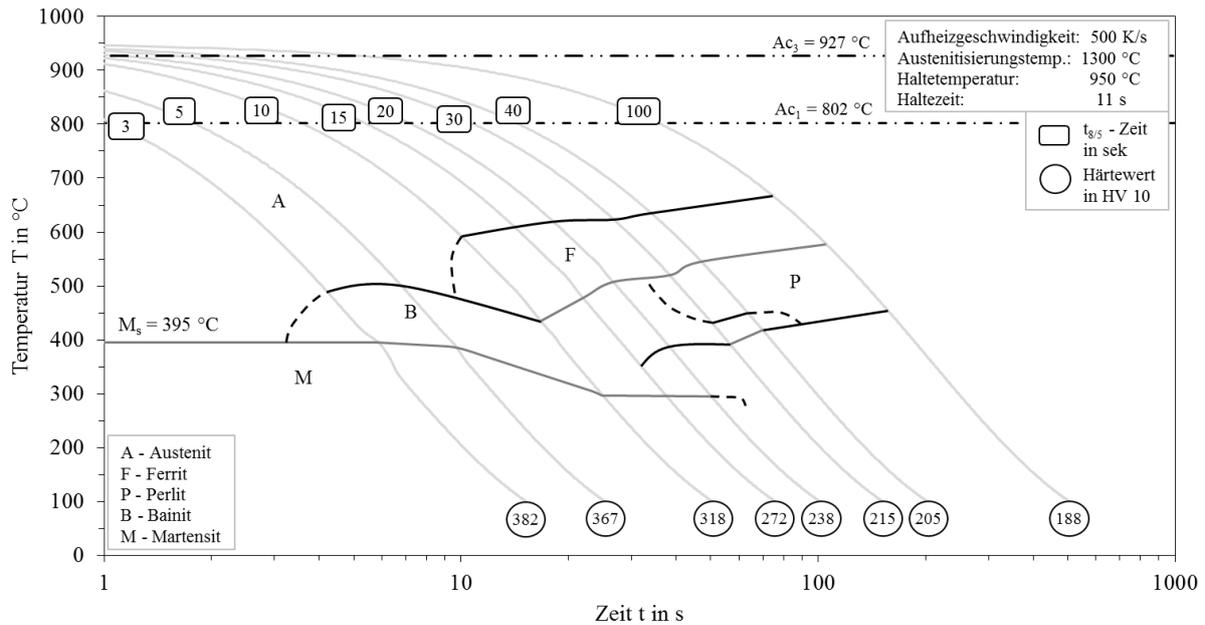


Abbildung A-1: SZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C. Die Haltezeit betrug 11 Sekunden bei 950 °C.

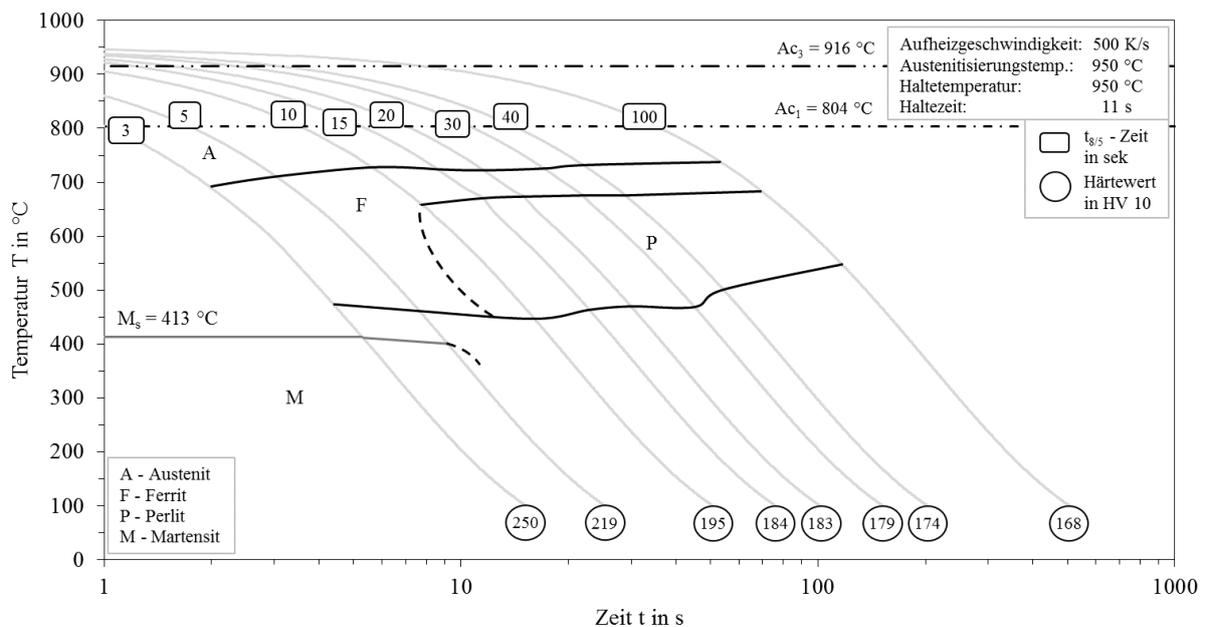


Abbildung A-2: SZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 950 °C und einer Haltezeit von 11 s bei 950 °C.

Der thermo-mechanische Schweißzyklus wurde an Hand der SUZTU-Schaubilder nachgestellt. In Abbildung A-3 ist das SUZTU-Schaubild mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C dargestellt. Die Umformung erfolgte mit einer Druckspannung von 90 MPa (=2919 N) bei 950 °C während der Haltezeit von 11 Sekunden in der Abkühlphase. Die Austenitisierungstemperatur vom SUZTU-Schaubild in Abbildung A-4 beträgt 950 °C. Die Umformung erfolgte bei diesem Schaubild im Austenitgebiet mit 90 MPa (=2919 N) Druckspannung während der Haltezeit von 11 s bei 950 °C.

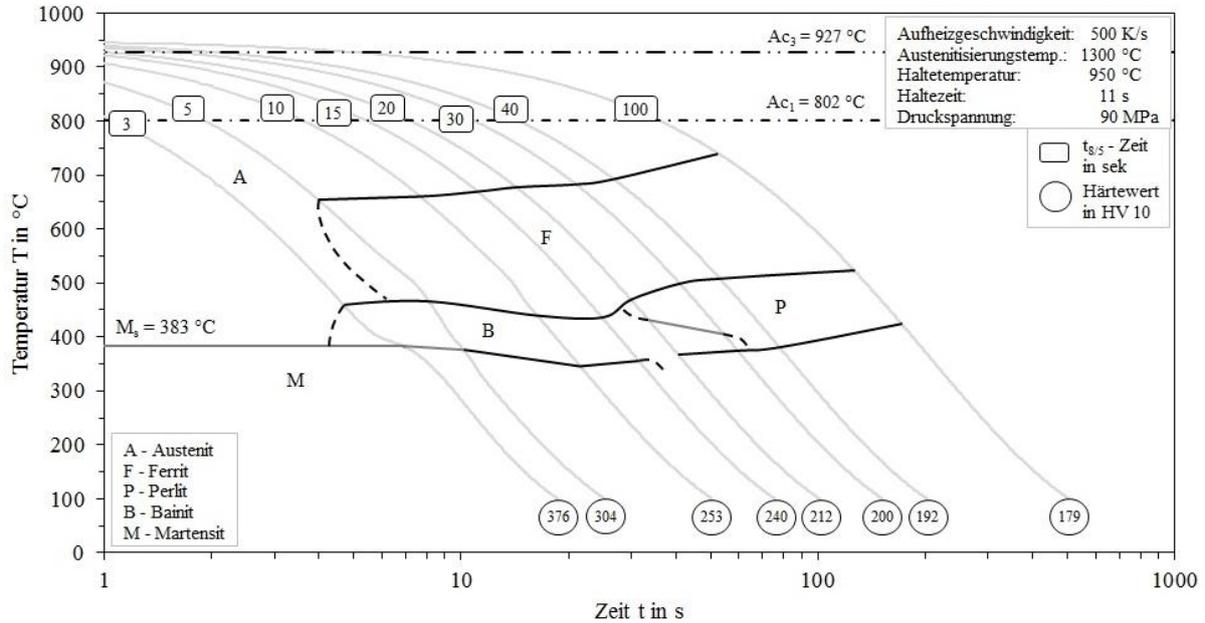


Abbildung A-3: SUZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 1300 °C. Die Umformung mit der Druckspannung von 90 MPa erfolgte in der Abkühlphase während der 11 Sekunden langen Haltezeit bei 950 °C.

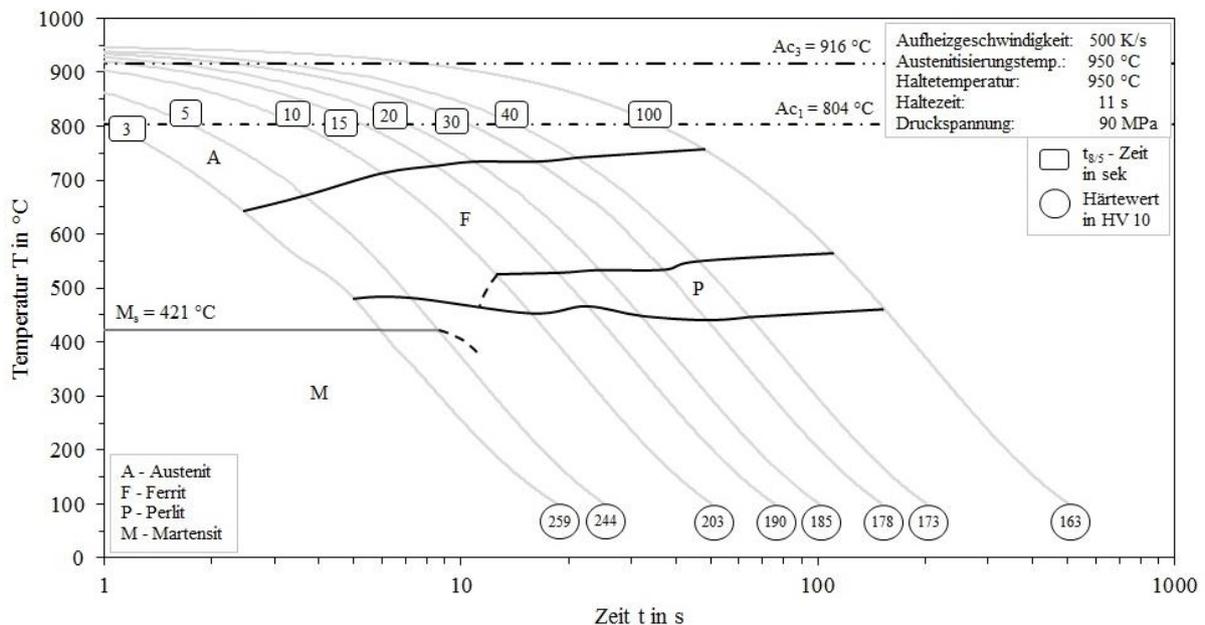


Abbildung A-4: SUZTU-Schaubild des Feinkornbaustahls S355J2+N mit der Austenitisierungstemperatur von 950 °C. Während der Haltezeit von 11 s bei 950 °C wurden die Proben im Austenitgebiet mit 90 MPa Druck gestaucht.

B Inputfiles für die Pressstumpfschweißsimulation

Thermo-mechanische Berechnung (.inp Datei)*

```
//thermal
DEFINITION
  Resistance Welding
OPTION ELECTROKINETIC THERMAL METALLURGY PLANE
RESTART GEOMETRY
$read thermal_properties.txt
CONSTRAINTS
ELEMENTS GROUP $SELECT_1_LE_SIDES$ $SELECT_1_RI_SIDES$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $SELECT_2_LE_SIDES$ $SELECT_2_RI_SIDES$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $SELECT_3_LE_SIDES$ $SELECT_3_RI_SIDES$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $SELECT_4_LE_SIDES$ $SELECT_4_RI_SIDES$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $SELECT_2_TOP$ $SELECT_4_TOP$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $SELECT_3_WAT$ / KT 3500.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_1_LE_TOP$ $$SHEET_1_LE_BOTTOM$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $$SHEET_1_RI_TOP$ $$SHEET_1_RI_BOTTOM$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $$SHEET_1_RI_SIDES$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $$SHEET_2_RI_TOP$ $$SHEET_2_RI_BOTTOM$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $$SHEET_2_LE_TOP$ $$SHEET_2_LE_BOTTOM$ / KT 1 VARIABLE -7
ELEMENTS GROUP $$SHEET_2_LE_SIDES$ / KT 1 VARIABLE -7
NODES GROUP $SELECT_1_BOTTOM_NOD$ / VV
NODES GROUP $SELECT_3_BOTTOM_NOD$ / VV
MEDIA
CNTG / SURA $$SHEET_1_LE_SIDES$ SURB $$SHEET_2_RI_SIDES$ SETPOINT 0.000100 H -3 R -
4 GRP 1 MATRIX 1
LOADS
1 heating - metallurgical step
ELEMENTS GROUP $SELECT_1_LE_SIDES$ $SELECT_1_RI_SIDES$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $SELECT_2_LE_SIDES$ $SELECT_2_RI_SIDES$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $SELECT_3_LE_SIDES$ $SELECT_3_RI_SIDES$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $SELECT_4_LE_SIDES$ $SELECT_4_RI_SIDES$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $SELECT_2_TOP$ $SELECT_4_TOP$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $SELECT_3_WAT$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_1_LE_TOP$ $$SHEET_1_LE_BOTTOM$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_1_RI_TOP$ $$SHEET_1_RI_BOTTOM$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_1_RI_SIDES$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_2_RI_TOP$ $$SHEET_2_RI_BOTTOM$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_2_LE_TOP$ $$SHEET_2_LE_BOTTOM$ / TT 20.00
ELEMENTS GROUP $$SHEET_2_LE_SIDES$ / TT 20.00
NODES GROUP $SELECT_1_BOTTOM_NOD$ / VV 1.00 FT 301
NODES GROUP $SELECT_3_BOTTOM_NOD$ / VV
$read thermal_tables.txt
RETURN
MEDIA EXTRACT
TRANSIENT NONLINEAR
BEHAVIOR METALLURGY 6 FILE METALLURGY.DAT FORCE -1
ALGORITHM OPTIMIZE 1 ITERATION 30
PRECISION ABSOLUTE DISPLACEMENT 20.0 FORCE 150 LARG 1*09 ENERGY 10*-15
METHOD iterative PRECISION ABSOLUTE 1*-4 NON-SYMMETRICAL
INITIAL CONDITION
NODES / TT 20
ELEMENT GROUP $$SHEET_1$ $$SHEET_2$ / P 1 0 0 0 0 0
```

```
TIME INITIAL time
  process time STEP time / STORE 1
RETURN
SAVE DATA TRAN number

//mechanical
DEFINITION
  Resistance Welding
OPTION TWO-DIMENSIONAL TRANS THERMO
RESTART GEOMETRY
$read mech_properties.txt
CONSTRAINTS
  LINE PSI 0 / UY
  NODES GROUP $PRESSURE_LE_NOD$ / UX
MEDIA
  SL2D / CONTACTOR $$SHEET_1_LE_SIDE$ TARGET $$SHEET_2_RI_SIDE$ MODEL 3 --
    PENAL 1.000000 EPSIL 1*-3 GRP 1
  SL2D / CONTACTOR $$SHEET_2_RI_SIDE$ TARGET $$SHEET_1_LE_SIDE$ MODEL 3 --
    PENAL 1.000000 EPSIL 1*-3 GRP 1
LOADS
  1 clamping
  ELEMENTS GROUP $PRESSURE_RI_EL$ / PX value FT 4 UNIT
RELATIONS
  NODE USER number number / UX UY
$read mech_tables.txt
RETURN
MEDIA
SEARCH TRAN number
TEMPERATURE TRANSIENT METALLURGY ELECTROKINETIC CARD
TRANSIENT NON LINEAR STATIC
BEHAVIOR PLASTIC METALLURGY 6 UPDATE
ALGORITHM OPTIMIZE 1 ITERATION 30
PRECISION ABSOLUTE DISPLACEMENT 1*-3 FORCE 150 LARG 1*09 ENERGY 10*-15
METHOD OPTIMIZED SYMMETRICAL PRECISION ABSOLUTE 1*-4
STRAIN GENERALISED DISPLACEMENT ROTX ROTY
INITIAL CONDITIONS
TIME INITIAL time
  process time STEP time / STORE 1
RETURN
SAVE DATA TRAN number
```

Thermo-metallurgische Berechnung (*.inp Datei)

Vorlage identisch mit dem ersten Teilabschnitt “//thermal” der oben gezeigten Inputdatei für die thermo-mechanische Berechnung.

Konfigurationsdateien der Kopplung (*.cmd Datei)

```

// update mesh
// find last mechanical card
systus("NAME RW_");
sprintf(command$,"OPEN TRAN %d",n_m_tran);
systus(command$);
initialize_list(icrd);
icrd #= tran_maps(1);
n_length = length(icrd);
n_m_card = icrd[n_length]; n_m_card?;
systus("DEASSIGN 19");
// prepare new thermal mesh
initialize_list(parameter$);
parameter$ = file_parameter("UPDATE_MESH.par");
initialize_list(par_value$);
sprintf(command$,"%d",n_m_tran); par_value$ #= command$; // par1-no. of mechanical DATA file
sprintf(command$,"%d",n_m_tran); par_value$ #= command$; // par2-no. of mechanical TRAN file
sprintf(command$,"%d",n_m_card); par_value$ #= command$; // par3-last mechanical card
sprintf(command$,"%d",new_data); par_value$ #= command$; // par4-no. of new mesh file
sprintf(filename$,"UPDATE_MESH.dat");
file_instanciation("UPDATE_MESH.PAR",parameter$,par_value$,"UPDATE_MESH.dat");

// welding cycle
compile("update_mesh","update_mesh","update_mesh",0,0);
load("update_mesh");
/*****
loop
*****/
t_lim = t_start;
while(t_lim < t_fin)
{
t_lim = t_lim + t_int;
//solve thermal microstep
initialize_list(parameter$);
parameter$ = file_parameter("RW_welding_THERMAL.par");
initialize_list(par_value$);
sprintf(command$,"%f",t_lim); par_value$ #= command$;
sprintf(filename$,"RW_welding_THERMAL.dat");
file_instanciation("RW_welding_THERMAL.par",parameter$,par_value$,filename$);
systus_file("RW_welding_THERMAL.dat");
//solve mechanical microstep
initialize_list(parameter$);
parameter$ = file_parameter("RW_welding_MECH.par");
initialize_list(par_value$);
sprintf(command$,"%f",t_lim); par_value$ #= command$;
sprintf(filename$,"RW_welding_MECH.dat");
file_instanciation("RW_welding_MECH.par",parameter$,par_value$,filename$);
systus_file("RW_welding_MECH.dat");
update_mesh();
systus_file("update_mesh.dat");
}
unload("update_mesh");

```


C Inputfiles für die Hochfrequenzschweißsimulation

Elektromagnetische Berechnung (.inp Datei)*

```

*NODE, nset=n_all Knotendefinition
*ELEMENT, TYPE=EMC3D6, ELSET=air_zwischen Elementdefinition
*ELEMENT, TYPE=EMC3D6, ELSET=Luftspalt Elementdefinition
. alle Elemente im Set definieren
. weitere Elemente
*SURFACE, NAME = surf_back, TYPE = ELEMENT Oberflächendefinition
*SURFACE, NAME = surf_front, TYPE = ELEMENT Oberflächendefinition
. weitere Oberflächendefinitionen
*ORIENTATION, NAME=CYL, DEFINITION=COORDINATES, SYSTEM=CYLINDRICAL
. zylindrisches Koordinatensystem für den Spulenstrom
*Elset, elset=e_all zusätzliche Setdefinitionen
*SOLID SECTION, elset=air_innen, material=air Eigenschaften
. weitere Eigenschaften
*MATERIAL, NAME=tube
*DENSITY Temperaturabhängige Dichte
*ELECTRICAL CONDUCTIVITY Temperaturabhängige elektrische Leitfähigkeit
*MAGNETIC PERMEABILITY, nonlinear, type=isotropic
*NONLINEAR BH, dir=1 Magnetische Permeabilität als BH Kurve
*CONDUCTIVITY Temperaturabhängige thermische Leitfähigkeit
*SPECIFIC HEAT Spezifische Wärmekapazität
. weitere Materialien
*AMPLITUDE, NAME =ramp_down Amplituden für Geschwindigkeit und Strom
*INITIAL CONDITION, type=temperature Temperaturanfangsbedingung
*PHYSICAL CONSTANTS, stefan boltzmann=5.67e-11, absolute zero=-273.15 Verschiebung der Temperaturskala auf °C
*STEP, name=electromagnetics, inc=1000 Start der Lastfalldefinition
*Electromagnetic, low frequency, time harmonic Lastfalldefinition
*CO-SIMULATION, name=cosim, program=multiphysics Initiierung der gekoppelten Simulation
*CO-SIMULATION REGION, type=volume, export Ergebnisaustausch für gekoppelte Simulation
*CO-SIMULATION REGION, type=volume, import Ergebnisaustausch für gekoppelte Simulation
*MOTION, ELEMENT, Translation, amplitude=velocity Bewegung des Rohres im elektrischen Feld
*D EM Potential Randbedingungen und Symmetriebedingungen
*DECurent, real, op=new Stromdefinition in der Spule
*Output, field, name=output_2
*Element Output, elset=tube Ergebnisausgabe
*Restart, write, frequency=9999 Restart File
*End Step Ende der Lastfalldefinition

```

Thermo-mechanische Berechnung (*.inp Datei)

```

*NODE, nset=n_all Knotendefinition
*ELEMENT, TYPE=C3D8T, ELSET=rolle Elementdefinition
*ELEMENT, TYPE=C3D8T, ELSET=toprolle Elementdefinition
. weitere Elemente
*COUPLING, REF NODE=456643, CONSTRAINT NAME=couplin_1, SURFACE=couplin_surf_1
. Starre Elemente
*KINEMATIC Eigenschaft der Starren Elemente
*SURFACE, NAME=surf_back, TYPE=ELEMENT Oberflächendefinition
*SURFACE, NAME=surf_front, TYPE=ELEMENT Oberflächendefinition
. weitere Oberflächendefinitionen
*TRANSFORM, TYPE=R, NSET=refnode_toprolle Drehung des Koordinatensystems (Toprolle)
*ELSET, ELSET=tube Elementsetdefinition
*ELSET, ELSET=e_all Elementsetdefinition
. weitere Elementsetdefinitionen
*NSET, NSET=refnode_toprolle Knotensetdefinition
*NSET, NSET=rb_front Knotensetdefinition
. weitere Knotensetdefinitionen
*SURFACE INTERACTION, NAME=int_spalt Einleitung der Kontaktdefinition
*SURFACE BEHAVIOR Allgemeine Kontakteigenschaften
*FRICTION Reibungsdefinition
*GAP HEAT GENERATION Wärmeentwicklung durch Reibung im Kontakt
. weitere Kontaktdefinitionen
*CONTACT PAIR, INTERACTION=int_spalt .... Definition der kontaktierten Flächen
. weitere Kontaktpaare
*AMPLITUDE, NAME=presskraft, DEFINITION= TABULAR Definition der Amplituden
*ORIENTATION, NAME=CYL, DEFINITION=COORDINATES, SYSTEM=CYLINDRICAL Defi-
nition des gedrehten Koordinatensystems
*SOLID SECTION, elset=e_tube_plastic, material=tube Eigenschaftenzuweisung
*SOLID section, ELSET=rollen, material=roll Eigenschaftenzuweisung
. weitere Eigenschaften
*MATERIAL, NAME=tube Materialdefinition
*DAMPING, beta=1 Materialdämpfungsfaktor
*DENSITY Temperaturabhängige Dichte
*SPECIFIC HEAT Temperaturabhängige spezifische Wärmekapazität
*INELASTIC HEAT FRACTION Faktor für Wärmegenerierung durch plastische Verformung
*ELASTIC, type=isotropic Temperaturabhängiger E-Modul und Poissonzahl
*PLASTIC, rate=0.013 Temperaturabhängige Fließkurve bei Dehnrate 0.013
*PLASTIC, rate=3.75 Temperaturabhängige Fließkurve bei Dehnrate 3.75
*MATERIAL, NAME=roll Materialdefinition
*DENSITY
*Specific Heat
600
*Conductivity
40
*ELASTIC, type=Isotropic
210000, 0.3
. weitere Materialdefinitionen
*Physical Constants, stefan boltzmann=5.67e-11, absolute zero=-273.15 Verschiebung der Tempera-
turskala auf °C
*Initial Conditions, type=temperature Temperaturanfangsbedingung
*STEP, name=temp_disp, inc=500000 Start der Lastfalldefinition
*Coupled Temperature-Displacement, DELTMX=1000, Stabilize Lastfalldefinition
*Controls, Parameters=Field, Field=Global numerische Parameter
*CO-SIMULATION, name=cosim, program=multiphysics Initiierung der gekoppelten Simulation

```

*CO-SIMULATION REGION, type=volume, import *Ergebnisaustausch für gekoppelte Simulation*
*CO-SIMULATION REGION, type=volume, export *Ergebnisaustausch für gekoppelte Simulation*
*Cload, op=new, amplitude=presskraft *Einbringung der Presskraft*
*Boundary, op=new *mechanische Randbedingungen (Einspannung)*
*Boundary, type=velocity, OP=new *Definition der Schweißgeschwindigkeit*
*SRADIATE, OP=NEW *Randbedingungen und Symmetriebedingungen*
*SFILM, OP=NEW *Randbedingungen und Symmetriebedingungen*
*DSFLUX, OP=NEW *Randbedingungen und Symmetriebedingungen*
*Output, field, name=output_1, time intervall=0.0001
*Node Output, variable=preselect *Ergebnisausgabe*
*Element Output, variable=preselect, elset=tube *Ergebnisausgabe*
*Contact Output, variable=preselect *Ergebnisausgabe*
*Output, history, name=output_2, time intervall=0.0001
*Node Output, nset=n_all, variable=preselect *Ergebnisausgabe*
*Restart, write, overlay *Restart File*
*End Step *Ende der Lastfalldefinition*

Konfigurationsdatei der Kopplung (*.xml Datei)

```
<?xml version="1.0" encoding="utf-8"?>  
<CoupledMultiphysicsSimulation>  
  <template_em_std_fixed>  
    <EM_Job>electromagnetic_v4</EM_Job>  
    <HeatTransfer_Job>thermomech_v4_rigidplane_solid</HeatTransfer_Job>  
    <constantDt>0.05</constantDt>  
    <duration>0.09</duration>  
  </template_em_std_fixed>  
</CoupledMultiphysicsSimulation>
```

In den oberen Vorlagen sind die, bei den numerischen Berechnungen eingesetzten Dateien stark vereinfacht beschrieben. Alle Informationen über das Modell und deren Randbedingungen sind in den SYSWELD [90] [133] und Abaqus [134] Handbüchern ausführlich beschrieben. Die Inputdateien, die Modellinformationen und Berechnungsparameter enthalten, werden zu Beginn der Simulationen zeitgleich gestartet. Die Verknüpfung der Dateien erfolgt anschließend mit den Daten für den Austausch der Ergebnisse und der Konfigurationsdatei, wodurch die Simulationskopplung realisiert wird.