

Baumgartner Alexander, BSc

Bewertung zweier Methoden der Schweißverzugssimulation am Beispiel eines Kranbauteils

MASTERARBEIT

zur Erlangung des akademischen Grades

Diplom – Ingenieur

Masterstudium Maschinenbau

eingereicht an der
Technischen Universität Graz

Betreuer:

Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger
Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik

Graz, September 2018

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

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 Masterarbeit identisch.

Ort, Datum

Unterschrift

Vorwort

Die vorliegende Arbeit ist in Kooperation mit der Firma Palfinger Europe GmbH und unter der ausgezeichneten Betreuung durch meine Kollegen am Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik der technischen Universität Graz entstanden. Dank dieser Zusammenarbeit konnte eine Aufgabenstellung aus der industriellen Praxis des Stahlbaus behandelt werden. Viele, der abgeleiteten Zusammenhänge und Erkenntnisse sind von allgemeiner Natur und folglich auf die schweißtechnischen Herausforderungen verschiedener Unternehmen übertragbar.

Im Rahmen der Zusammenarbeit mit der Firma Palfinger Europe GmbH hatte ich die wertvolle Möglichkeit die täglichen Herausforderungen in der Produktion schweißtechnisch gefertigter Baugruppen zu erfahren und mein Wissen im Bereich der Schweißtechnik und Simulation zu vertiefen. Mein herzlicher Dank gilt den Kollegen Wirnspenger F. und Wegscheider J. für die vortreffliche Unterstützung während des gesamten Projektes, besonders bei der Planung und Durchführung der Experimente.

Bei meinen akademischen Kollegen am Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik und besonders bei meinem Betreuer, Herrn Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger möchte ich mich herzlich für die fachliche Unterstützung und die unkomplizierte Arbeitsweise bedanken. Die Zusammenarbeit über die verschiedenen Standorte in Graz und Salzburg wurde dadurch maßgeblich erleichtert.

Abschließend möchte ich meinen Dank an meine Familie und Freunde richten. An meine Eltern, weil sie mir dieses Studium ermöglicht haben. An meine Geschwister und Freunde, weil Sie mich stets unterstützt und an mich geglaubt haben. Schließlich danke ich meiner lieben Freundin dafür, dass Sie mich durch alle Höhen und Tiefen auf diesem Weg begleitet hat.



Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	1
2.	Aufgabenstellung.....	2
3.	Literaturrecherche.....	3
3.1.	Das Temperaturfeld beim Schweißen	4
3.1.1.	Bedeutung des Temperaturfelds beim Schweißen.....	4
3.1.2.	Die Schweißwärmequelle	4
3.1.3.	Wärmeausbreitungsgesetze	7
3.1.3.1.	Wärmeleitungsgesetz.....	8
3.1.3.2.	Wärmeübergangsgesetz.....	8
3.1.3.3.	Wärmestrahlungsgesetz.....	9
3.1.3.4.	Die Feldgleichung der Wärmeleitung.....	9
3.1.4.	Schweißelastizitäten und Schweißverzug	11
3.1.4.1.	Elastizitäten infolge der Temperaturänderung	12
3.1.4.2.	Elastizitäten infolge der Gefügeumwandlung	14
3.1.5.	Schweißverzug	15
3.1.5.1.	Querschrumpfung und Fugenbewegung	16
3.1.5.2.	Längsschrumpfung und Biegeverzug	17
3.1.5.3.	Winkelschrumpfung und Torsionsverzug.....	18
3.1.6.	Zusammenfassung zum Temperaturfeld und dessen Wirkung	19
3.2.	Werkstoffkunde und Metallurgie des Schweißens	20
3.2.1.	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder	22
3.2.1.1.	Kontinuierliche ZTU-Schaubilder	22
3.2.1.2.	Isotherme ZTU-Schaubilder	23
3.2.1.3.	Anwendbarkeit der ZTU-Schaubilder für Schweißprozesse	24
3.2.2.	Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder	25
3.2.2.1.	Kontinuierliches ZTA-Schaubild	26
3.2.2.2.	Isothermes ZTA-Schaubild	27
3.2.3.	Spitzentemperatur-Schaubilder	28
3.2.4.	Schweißmetallurgie	29
3.2.4.1.	Metallurgische Beschreibung der Vorgänge im Schmelzbad	29
3.2.4.2.	Metallurgische Beschreibung der Vorgänge in der Wärmeeinflusszone	31
3.2.5.	Zusammenfassung zur Werkstoffkunde und Metallurgie	34

3.3.	Modellbildung und Simulation für Schweißprozesse	37
3.3.1.	Modelle für die transiente Berechnung.....	37
3.3.1.1.	Modelle für die bewegte Volumenwärmequelle.....	38
3.3.1.2.	Modelle zur Berechnung der Phasenumwandlungen im Werkstoffgefüge.....	39
3.3.1.3.	Modell zur Berücksichtigung des Kornwachstums	42
3.3.1.4.	Thermometallurgische Kopplung der Modelle.....	43
3.3.1.5.	Modelle für die mechanische Kopplung	44
3.3.1.6.	Zusammenfassung zur transienten Berechnung	46
3.3.2.	Mechanische Ersatzmodelle zur Berechnung des Schweißverzugs.....	47
3.3.2.1.	Schrumpfkraftmodelle	48
3.3.2.2.	Umsetzung der Schrumpfkraftmethode in Weld Planner®	52
3.3.3.	Vergleich zwischen transienter Simulation und Schrumpfkraftmethode.....	53
4.	Methodik	55
5.	Probenherstellung für die Schweißversuche.....	58
5.1.	Probenvorbereitung.....	59
6.	Experimentelle Untersuchung des Schweißverzugs	60
6.1.	Voruntersuchungen zum Schweißversuch	61
6.2.	Aufbau und Durchführung der Schweißversuche	63
6.3.	Auswertung der Schweißversuche	65
7.	Transiente Simulation des Schweißverzugs	70
7.1.	Diskretisierung der Geometrie mit Volumenelementen.....	70
7.2.	Modellbildung für die transiente Simulation	73
7.3.	Parameter der Wärmequelle.....	74
7.4.	Materialmodell für die transiente Simulation.....	75
7.5.	Anfangs-, und Randbedingungen für die transiente Simulation	79
7.6.	Ergebnisse der transienten Simulation	80
8.	Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell	85
8.1.	Diskretisierung der Geometrie mit Schalenelementen.....	85
8.2.	Modellbildung für das Schrumpfkraftmodell.....	87
8.3.	Ergebnisse der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell	88
9.	Diskussion der Ergebnisse.....	91
9.1.	Qualitativer Vergleich des Simulationsaufwandes.....	95
10.	Conclusio.....	98
11.	Literaturverzeichnis.....	100
12.	Anhang.....	105

Kurzfassung

Für Hersteller großer Stahlkonstruktionen ist es ein wichtiges Ziel, die Anzahl der erforderlichen Prototypen im Entwicklungsprozess von Schweißbaugruppen zu minimieren. Um Schweißverzug und thermisch induzierte Eigenspannungen möglichst gering zu halten, sind häufig mehrere Versuche notwendig, bis die beste Abstimmung von Konstruktion, Schweißparametern und Schweißsequenzen definiert werden kann.

Die Firma ESI GmbH[®] stellt Ingenieuren numerische Simulationswerkzeuge zur Verfügung, welche die Vorgänge und Auswirkungen beim Schweißen berechnen können. Das umfangreiche Schweißsimulationspaket *Sysweld*[®] verwendet die transiente Methode, welche die Berechnung von Schweißnähten unter Berücksichtigung zahlreicher, physikalischer Effekte ermöglicht. Dafür sind jedoch qualitativ hochwertige Netze und lange Berechnungszeiten erforderlich. Bei dem alternativ anwendbaren *Weld Planner*[®] wird das Schrumpfkraftmodell verwendet. Dieses ermöglicht bei deutlich reduziertem Aufwand eine schnelle Berechnung großer Baugruppen. Jedoch können die tatsächlich ablaufenden physikalischen Prozesse nicht beschrieben werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die beiden zur Verfügung gestellten Simulationswerkzeuge aus der praktischen Perspektive eines produzierenden Unternehmens, mit hohem Anteil an Schweißprozessen zu bewerten. Dazu werden beide angeführten Methoden an einer beispielhaft geschweißten Struktur eines Ladekranauslegers, einer Versteifungsplatte und einer Konsole implementiert.

Die simulierten Verzerrungen werden gegen Ergebnisse von Deformationen, die mit Hilfe von 3D-Punktmessungen vor und nach den Schweißversuchen derselben Komponente erfasst wurden, validiert. Basierend auf den validierten Simulationsergebnissen wird die zu bevorzugende Methode hinsichtlich erzielbarer Genauigkeit und minimalem Aufwand für die Modellbildung identifiziert.

Es ist zu klären, ob mit den genannten Simulationswerkzeugen ein praktisch relevanter Vorteil in der Fertigung erzielt werden kann.

Abstract

For manufacturers of heavy steel constructions, it is a major goal to minimize the number of required prototypes in the design process of welding assemblies. Distortion minimization of complex structures usually needs several tries until the best design, welding parameters and welding sequences can be defined experimentally.

ESI GmbH provide engineers with two numerical simulations tools which can predict the distortion of welded structures. One of them is the initially introduced and general purpose welding simulation package *Sysweld*[®]. It uses the transient method and thus allows calculations close to full physics on a global model. However, high quality meshes and long calculation times are required. In alternatively provided *Weld Planner*[®] the shrinkage model is used. It requires less effort for meshing and can be computed very quickly. However, real physics cannot be predicted.

The present work's objective is to figure out which of the two provided simulation tools is from a practical perspective of industrial heavy steel constructions engineers the more applicable one. Therefore, both methods are implemented on an exemplary welded structure of a loader crane boom, a stiffening plate and a console.

Simulated distortions are validated against results from deformations measured with the help of 3D point measurement before and after welding experiments of the same component. Based on the validated simulation results the preferential method with regards to attainable accuracy and minimum required effort for model detailing is identified. The question is raised, whether a practically relevant advantage can be achieved with the simulation tools.

Liste der Abkürzungen und Formelzeichen

A	$[mm^2]$	Querschnittsfläche
A_{C_1}	$[^\circ C]$	Temperatur beim Einsetzen der Austenitbildung
A_{C_3}	$[^\circ C]$	Temperatur beim Abschluss der Austenitbildung
a	$[mm^2/s]$	Temperaturleitzahl
α	$[1/K]$	Wärmeausdehnungskoeffizient
α_K	$[J/mm^2 s K]$	Wärmeübergangszahl
b	$[/]$	Faktor für die Charakteristik der Martensitumwandlung
b_{pl}	$[mm]$	Breite der plastischen Zone
b_u	$[mm]$	Breite der Umwandlungszone
β	$[^\circ]$	Drehwinkel in der Transformationsmatrix
c	$[kJ/kg K]$	Spezifische Wärmekapazität
C_0	$[J/mm^2 s K^4]$	Strahlungszahl des schwarzen Körpers
Δ	$[/]$	Deltasymbol für verschiedene Differenzen
∂	$[/]$	Symbol für partielles Differential
δ	$[mm]$	Dicke der Platte
δ_{ij}	$[/]$	Kroneckersymbol
E	$[N/mm^2]$	Elastizitätsmodul
ε	$[/]$	Dehnung
ε_{ij}^{tot}	$[/]$	Totale Dehnung
ε_{ij}^e	$[/]$	Elastische Dehnung
ε_{ij}^{th}	$[/]$	Thermische Dehnung
ε_{ij}^m	$[/]$	Metallurgische Dehnung
ε_{ij}^p	$[/]$	Plastische Dehnung
ε_{ij}^{tp}	$[/]$	Transformationsplastische Dehnung
ε^{thm}	$[/]$	Thermometallurgische Dehnung
ε_S	$[/]$	Emissionsgrad
ε_T^*	$[/]$	Faktor zur Berücksichtigung der Schrumpfdehnung
η_s	$[/]$	Wirkungsgrad der Wärmequelle
η	$[/]$	Wirkungsgrad
G	$[/]$	Temperaturgradient
\bar{H}	$[J]$	Phasenabhängige Enthalpie
I	$[A]$	Stromstärke
γ_{hom}	$[/]$	Homogener Austenit
γ_{inhom}	$[/]$	Inhomogener (technischer) Austenit
φ	$[^\circ]$	Endflächenverdrehung
k	$[/]$	Faktor zu Berücksichtigung der Wärmestromkonzentration
k	$[/]$	Proportionalitätsfaktor
k_n	$[/]$	Korrekturfaktor für Mehrlagenschweißen
l	$[mm]$	Längenmaß
l_{el}	$[mm]$	Elastische Längenänderung
l_{pl}	$[mm]$	Plastische Längenänderung
l_{st}	$[mm]$	Strichnahtlänge
l_u	$[mm]$	Abstand der Phasenumwandlungszone vom Schweißbad
l_{zw}	$[mm]$	Strichnahtzwischenlänge
λ	$[J/mmsK]$	Wärmeleitzahl
$\bar{\lambda}$	$[J/mmsK]$	Phasenabhängige Wärmeleitzahl
M_s	$[^\circ C]$	Martensit-Starttemperatur
μ_1	$[/]$	Steifigkeitsfaktor
ν	$[/]$	Querkontraktionszahl
P_S	$[N]$	Schrumpfkraft
P	$[W]$	Leistung
$p_i(T, t)$	$[/]$	Phasenanteil der Phase (i)
\bar{p}	$[/]$	Phasenanteil nach unendlich langer Haltezeit
\bar{p}_M	$[/]$	Phasenanteil des Martensit

q^*	[J/mm ² s]	Spezifische Wärmestromdichte
q_K^*	[J/mm ² s]	Spezifische Wärmestromdichte der Konvektion
q_{max}^*	[J/mm ² s]	Maximale spezifische Wärmestromdichte
q_S	[J/mm]	Streckenenergie
q_S^*	[J/mm ² s]	Spezifische Wärmestromdichte der Strahlung
Q_A	[J/mol]	Aktivierungsenergie
R	[J/Kmol]	Universelle Gaskonstante
R	[mm/min]	Kristallisationsgeschwindigkeit
r	[mm]	Mittenabstand der Wärmestromdichte
ρ	[kg/m ³]	Dichte
$\bar{\rho}$	[kg/m ³]	Phasenabhängige Dichte
s_x	[mm]	Transformationsmatrix x-Verschiebung
s_y	[mm]	Transformationsmatrix y-Verschiebung
σ	[N/mm ²]	Normalspannung
σ_d	[N/mm ²]	Druckspannung
σ_{ij}	[N/mm ²]	Spannungstensor
σ_m	[N/mm ²]	Mittlere Spannung
σ_f	[N/mm ²]	Fließspannung
σ_q	[N/mm ²]	Querspannung
σ_z	[N/mm ²]	Zugspannung
T	[°C]	Absolute Temperatur
T_A	[°C]	Austenitisierungstemperatur
T_{Li}	[°C]	Liquidus Temperatur
T_{So}	[°C]	Solidus Temperatur
T_u	[°C]	Untersuchungstemperatur
T_v	[°C]	Vorwärmtemperatur
T_0	[°C]	Umgebungstemperatur
t_{start}	[s]	Startzeit des Schweißvorgangs
t_{Ende}	[s]	Endzeit des Schweißvorgangs
t_{Trans}	[s]	Umsetzzeit zwischen zwei Nähten
t_{ges}	[s]	Gesamtzeit des Schweißvorgangs
$t_{8/5}$	[°C]	Abkühlzeit zwischen 800°C und 500°C
U	[V]	Elektrische Spannung
v_S	[cm/min]	Schweißgeschwindigkeit
v_{um}	[/]	Umwandlungsgeschwindigkeit des Gefüges

α	α -Ferrit
δ	δ -Ferrit
γ	γ - Austenit
WEZ	Wärmeeinflusszone
GW	Grundwerkstoff
SG	Schweißgut
trz	Tetragonal raumzentriertes Gitter
kfz	Kubisch flächenzentriertes Gitter
krz	Kubisch raumzentriertes Gitter
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
CCT	Continouos-Cooling-Transformation (engl. ZTU kontinuierlich)
TTT	Time-Temperature-Transformation (engl. ZTU isotherm)
STAZE	Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Eigenschafts-Schaubild

1. Einleitung

Die Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte ermöglicht bei sorgfältiger Modellbildung die Vorhersage resultierender Temperaturfelder, Schweißspannungen, sowie des Verzuges der Struktur infolge der Wärmeerbringung. Die zu berücksichtigenden, physikalischen Prozesse sind vielfältig und komplex, was zu entsprechend großem Aufwand bei der Erstellung von Modellen und der Berechnung führt. Bei der Betrachtung großer Baugruppen müssen häufig Vereinfachungen hingenommen werden um die Simulation wirtschaftlich darstellen zu können.

Obwohl das Schweißen zu den wichtigsten Füge-technologien gehört und die prozesssichere Anwendung bis heute eine Herausforderung darstellt, hat sich die Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte nur eingeschränkt etabliert. Die Gründe dafür sind vielfältig und reichen von der Komplexität der Modellbildung bis zur wirtschaftlichen Darstellung der notwendigen Investitionen.

Sind entsprechende Voraussetzungen gegeben, eröffnen sich dem kundigen Ingenieur völlig neue Möglichkeiten in der Auslegung, Fertigungsplanung und Prozessführung schweißtechnisch gefertigter Komponenten. Ob sich die Investition in die notwendige Infrastruktur und das Personal eines Unternehmens lohnt, muss im Kontext der Produkte und der bereits etablierten Prozesse diskutiert werden. Unter der Prämisse, dass die Fertigung mehrerer Prototypen dieselben Erkenntnisse liefert wie eine Simulation, bleibt nur zu klären welche Variante den geringeren Aufwand erzeugt.

Der Aufwand für die Modellierung des Schweißprozesses hängt mit der Anzahl der berücksichtigten, physikalischen Effekte zusammen. Vor diesem Hintergrund stellen die beiden, in dieser Arbeit betrachteten Simulationsmethoden einen markanten Unterschied dar. Die transiente Methode erlaubt eine detaillierte Modellierung der Schweißung. Verschiedenste Abhängigkeiten der Wärmequelle und des Materials können berücksichtigt werden. Dieser steht die Modellierung mit der Schrumpfkraftmethode gegenüber, welche auf jegliche Physik des Schweißprozesses verzichtet und die Reaktion der Struktur über ein mechanisches Ersatzsystem beschreibt.

Beide Methoden können Vorhersagen über den Schweißverzug eines Bauteils liefern. Der Aufwand zur Erstellung der Modelle und die Zeit für die Berechnung unterscheiden sich dabei deutlich. Gleiches gilt für die Qualität der Ergebnisse.

Um den optimalen Einsatz jeder Methode anschaulich darzustellen, wurde in dieser Arbeit eine Gegenüberstellung der Modellbildung und Simulation nach beiden Methoden vorgenommen und die Ergebnisse des berechneten Schweißverzugs mit Messungen an gefertigten Proben validiert. Die Diskussion der Ergebnisse im Kontext des Aufwandes für die Modellbildung, liefert schließlich eine Aussage zur Anwendbarkeit in der industriellen Praxis.

2. Aufgabenstellung

Infolge der thermischen Lasten beim Schweißen entsteht Verzug. Dem muss in der Bauteilfertigung so entgegengewirkt werden, dass die Fertigungstoleranzen möglichst ohne Nacharbeit, prozesssicher eingehalten werden können. Bei der Palfinger Europe GmbH soll künftig, Mithilfe von Schweißsimulationen, bereits in der Planungsphase der Verzug abgeschätzt und minimiert werden. In weiterer Folge soll die ideale Schweißreihenfolge und die notwendigen Vorspannungen für die Produktionsplanung ermittelt werden.

Breits getestet wurde die Simulationssoftware *Weld Planner*[®], welche den Schweißverzug auf Basis eines mechanischen Ersatzmodells durch aufbringen von Schrumpfungen im Nahtbereich berechnet. Diese Vereinfachung ermöglicht Berechnungen mit minimalen Materialdaten und liefert zudem schnelle Ergebnisse. Es können Berechnungen an großen Strukturen mit einer Vielzahl an Schweißnähten durchgeführt werden.

Eine Alternative zu dieser Methode der Berechnung von Schweißverzug, bietet die transiente Simulation mit der Software *Sysweld*[®]. Diese Variante wurde bei der Palfinger Europe GmbH noch nicht getestet. Derzeit ist nicht klar, welche Methodik am besten geeignet ist, um die gewünschten Funktionen abzubilden und die Anforderungen in der Produktionsplanung erfüllen zu können.

Im Zuge dieser Arbeit wurde zunächst eine Beschreibung der beiden Simulationsmodelle im Hinblick auf die Modellbildung und Simulation durchgeführt. Die übersichtliche Herausarbeitung der Unterschiede beider Methoden stand dabei im Fokus. Anschließend wurde anhand einer repräsentativen Probengeometrie je eine Simulation nach beiden Methoden durchgeführt und der Schweißverzug an der Struktur berechnet. Die Ergebnisse aus beiden Simulationen wurden schließlich mit Messungen an gefertigten Bauteilen verglichen. Ziel war es die Verformung zu erfassen um schließlich die gemessenen und simulierten Verzugswerte des Bauteils gegenüberzustellen.

Verglichen wurden die Form der Geometrieabweichung und die maximalen Werte des Verzugs. Um die Vor-, und Nachteile der jeweiligen Methode im industriellen Kontext bestmöglich beschreiben zu können, wurde der Fokus in der Diskussion der Ergebnisse neben der Ergebnisqualität, auf die praktische Anwendbarkeit, Aufwand zur Modellerstellung und Berechnung, sowie die notwendigen Datenbanken gelegt.

3. Literaturrecherche

Eine umfängliche Beschreibung der Vorgänge beim Schweißen, bedarf der Berücksichtigung mehrerer physikalischer Effekte. Der erste Teil der Literaturrecherche (Kapitel 3.1 – S.4) befasst sich mit der Wärmeeinbringung in das Bauteil und der Entwicklung des Temperaturfelds. Der überwiegende Teil der beim Schweißen eingebrachten Wärme, wird durch Wärmeleitung im Bauteil transportiert. Die mathematischen Grundlagen zur Beschreibung dieses Vorgangs wurden bereits 1822 von Jean Baptiste Joseph Fourier in „*The Analytical Theory of Heat*“ [1] niedergeschrieben. Die Anwendung auf die schweißtechnische Praxis zeigt Radaj in „*Wärmewirkungen des Schweißens*“ [2]. Der erste Teil der Literaturrecherche soll einen Überblick über die Einflussgrößen auf die Wärmeeinbringung, sowie der Temperatursausbreitung im Kontinuum geben und abschließend auf die resultierenden Effekte in der Bauteilstruktur eingehen.

Basierend auf den Kenntnissen über die örtliche und zeitliche Temperaturverteilung, können die Gefügeumwandlungen im Werkstoff beschrieben werden. Wie sich im Kapitel 3.2 (S.20) zeigen wird, sind die Vorgänge im Werkstoffgefüge vielschichtig und durchaus komplex. Aufgrund ihrer herausragenden Relevanz beim Schweißen wird der Metallurgie des Schweißens ein eigenes Kapitel 3.2.4 (S.29) gewidmet. Einen hervorragenden Einstieg in die Thematik, sowie zahlreiche Literaturverweise bietet „*Die Metallurgie des Schweißens*“ [3] von G. Schulze.

Der dritte Teil der Literaturrecherche (Kapitel 3.3 – S. 37) befasst sich mit den Unterschieden in der Modellbildung und Simulation im Kontext der beiden, in dieser Arbeit angewandten Methoden. Zunächst wird die transiente Methode erklärt, welche in der Simulationssoftware *Sysweld*[®] eingesetzt wird. Anschließend folgt eine Einführung in die mechanischen Ersatzmodelle und die Umsetzung des Schrumpfkraftmodells in der Simulationssoftware *Weld Planner*[®]. Der dritte Teil der Literaturrecherche (Kapitel 3.3.3 – S.53) wird durch die kompakte Gegenüberstellung der Möglichkeiten und Herausforderungen beider Methoden abgeschlossen.

3.1. Das Temperaturfeld beim Schweißen

Dieses Kapitel behandelt die Entstehung und Ausbreitung des Temperaturfelds, sowie seine mechanische Wirkung im Bauteil. Es werden grundsätzliche Zusammenhänge und Vereinfachungen für die Modellierung der Schweißwärmequelle, die Wärmeausbreitungsgesetze, sowie Anfangs-, und Randbedingungen vorgestellt. Abgeschlossen wird das Kapitel mit der Betrachtung verschiedener Verzerrungszustände im Bauteil, die infolge der Temperatursausbreitung auftreten können.

3.1.1. Bedeutung des Temperaturfelds beim Schweißen

Die örtliche und zeitliche Beschreibung des Temperaturfelds stellt die Grundlage für weitere schweißtechnisch relevante Betrachtungen dar. Änderungen im Spannungs-, und Verzerrungszustand sind gleichermaßen auf die konzentrierte Wärmeeinbringung und der daraus resultierenden Temperaturverteilung im Bauteil zurückzuführen. Es ist hervorzuheben, dass die Bauteilreaktionen nicht nur infolge thermischer Dehnungen auftreten, sondern auch die Umwandlungsdehnungen infolge der Gefügeänderungen des Werkstoffes einen relevanten Beitrag leisten. Beide Einflussgrößen sind vom Temperaturfeld abhängig.

Üblicherweise wird im Rahmen der Modellbildung eine Vereinfachung der physikalischen Gegebenheiten vorgenommen. Bei der Berechnung des Temperaturfelds betrifft dies insbesondere die folgenden Bereiche:

- Vereinfachung der Schweißwärmequelle (Kapitel 3.1.2)
- Modellvereinfachungen hinsichtlich Geometrie und Zeit (Kapitel 3.1.2)
- Annahmen bezüglich der Wärmeausbreitung (Kapitel 3.1.3)
- Definition von Anfangs-, und Randbedingungen (Kapitel 3.1.4)
- Umgang mit thermische Werkstoffkennwerten (Kapitel 3.1.4)

Die genannten Bereiche und ihre Einflussgrößen werden in den folgenden Kapiteln beschrieben und mögliche Vereinfachungen dargelegt.

3.1.2. Die Schweißwärmequelle

Abhängig vom betrachteten Schweißverfahren treten in der Schweißwärmequelle örtlich und zeitlich verschiedene Intensitätsverteilungen der Wärmestromdichte auf. Die spezifische Wärmestromdichte $[q^*]$, die Schweißgeschwindigkeit $[v]$, sowie die Streckenenergie $[q_s]$ und der Wirkungsgrad $[\eta_s]$ können sich verfahrensabhängig deutlich unterscheiden [2].

Unter der Annahme, dass die Vorgänge innerhalb der Schweißwärmequelle nicht Gegenstand der Untersuchung sind, kann auf eine exakte Beschreibung verzichtet werden. Stattdessen werden Annahmen über die Verteilung der Wärmestromdichte getroffen und entsprechend angewendet. Der

Grund für diese Vereinfachung liegt in der Komplexität der physikalischen Vorgänge, verbunden mit einem überschaubar kleinen Einfluss auf das globale Temperaturfeld [2].

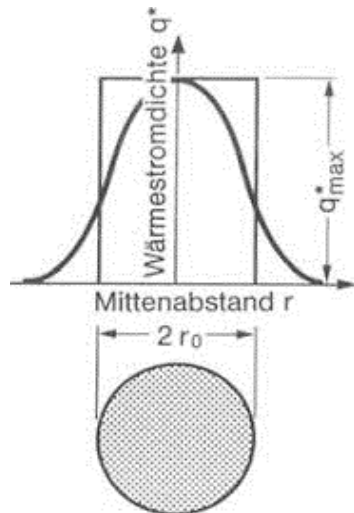
Die Komplexität lässt sich unter anderem, mit den extremen Temperaturen in diesem Bereich begründen. Der Werkstoff erfährt innerhalb kürzester Zeit thermische Zustandsänderungen über alle Aggregatzustände. Sowohl Wärmeleitung, als auch Konvektion und Strahlung treten auf. Neben den verschiedenen metallurgischen Zustandsänderungen wird auch die chemische Aktivität gesteigert. Strömungen und Massetransport in der Schmelze werden durch verschiedene, oberflächenaktive Elemente beeinflusst. Hohe elektrische Ströme bedingen starke Lorentz-Kräfte, welche bei einigen Schweißverfahren die Formgebung des Schmelzbades beeinflussen [3].

Gleichzeitig ist der Einfluss der genannten Parameter auf das globale Temperaturfeld verschwindend. Nach Radaj [2] beschränkt sich die Abhängigkeit des resultierenden Temperaturfelds von der Intensitätsverteilung der Wärmestromdichte auf Bereiche die den Abmessungen der Wärmequelle entsprechen. In größerer Entfernung sind nur mehr die geometrischen Verhältnisse des Bauteils maßgebend. Das bedeutet, dass eine Modellvereinfachung der Geometrie und Wärmeführung für den Großteil der Untersuchungen nicht nur notwendig, sondern auch sinnvoll ist.

Welche Vereinfachungen zulässig sind und welche Effekte gänzlich vernachlässigt werden können, muss stets im Rahmen der Modellbildung bewertet werden. Weitere Vereinfachungen können zeitlicher,- und örtlicher Natur sein.

Bei der zeitlichen Vereinfachung muss bewertet werden, ob es sich beim betrachteten Schweißprozess um einen kontinuierlichen, oder einen momentanen Prozess handelt. Für eine Punktschweißung bietet es sich an die gesamte Wärmemenge zu einem bestimmten Zeitpunkt einzubringen. Zur Beschreibung des Nahtschweißens ist diese Annahme im Allgemeinen nicht zulässig. Vielmehr muss bei kontinuierlichen Verfahren der Wärmestrom über die gesamte Wirkdauer verteilt und entlang der Schweißnaht eingebracht werden.

Für die räumliche Vereinfachung unterscheidet Radaj [2] zwischen Oberflächenquellen und Volumenquellen. Bei genauen Untersuchungen zum Schweißen mit Lichtbogen oder Gasflamme, kann eine Oberflächenquelle mit normalverteilter Wärmestromdichte verwendet werden. Die Verteilung entspricht der Gauß'schen Glockenkurve und wird nach [2] über den Zusammenhang in Gleichung (1, 2) beschrieben. Unterschreiten die Asymptoten der Funktion einen vereinbarten Wert, wird die Funktion Null gesetzt. Radaj führt hier, mit Verweis auf Rykalin [4], einen Grenzwert bei fünf Prozent der maximalen Wärmestromdichte an.



$$q^* = q_{max}^* e^{-kr^2} \quad (1)$$

$$q_{max}^* = \frac{k}{\pi} q \quad (2)$$

Abbildung 1: Wärmestromdichteverteilung [q^*] über Mittenabstand [r] in einer Kreisquelle mit Normalverteilung und leistungsgleiche Kreisquelle mit konstanter Größe der Wärmestromdichte. Entnommen aus [2]

Gleichung (1) beschreibt die Funktion der spezifischen Wärmestromdichte [q^*] in Abhängigkeit von der maximalen Wärmestromdichte [q_{max}^*], dem Mittenabstand [r] und einem Faktor [k] zur Berücksichtigung der Wärmestromkonzentration [2]. Volumetrische Wärmequellen werden bevorzugt bei wandernden Schweißprozessen mit Materialeintrag angewendet. Als Beispiele nennt Radaj [2] tief einbrennende Auftrag-, oder Stumpfnähte, welche durch eine halbovaloide Anordnung volumetrischer Wärmequellen in Form und Größe des Schweißbads modelliert werden. Ein bekanntes Beispiel solcher Wärmquellen ist die normalverteilte Wärmequelle über einem halbovaloiden Schweißbad nach Goldak [5], welche in Abbildung (2) zu sehen ist.

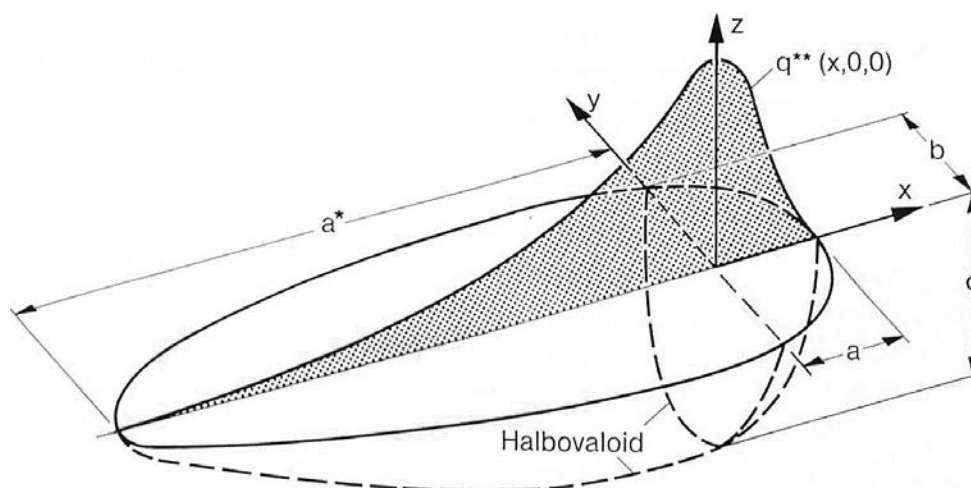


Abbildung 2: Wandernde Ovaloidquelle mit Normalverteilung der volumenspezifischen Wärmequellendichte [q] nach [5]. Darstellung entnommen aus [2]

Im Ovaloid wird die volumenspezifische Wärmequellendichte [q] normalverteilt angenommen. Sie nimmt von ihrem Höchstwert im Zentrum des Ovaloids exponentiell zu den Rändern hin ab [2]. Die Abmessungen des Ovaloids werden aus den Abmessungen des Schweißbads abgeleitet. Für die Ermittlung der Parameter können Schliffbilder des Nahtquerschnittes herangezogen werden.

Eine Weiterentwicklung der Ovaloidquelle ist die doppelelliptische Wärmequelle, welche ebenfalls von Goldak [6] vorgestellt wurde. Diese erhält man durch die Kombination von zwei verschiedenen, halbierten ellipsoiden Wärmequellen. Das erste Halbellipsoid dient der Modellierung des vorderen Teils der Wärmequelle. Das zweite Halbellipsoid beschreibt den hinteren Teil. Die Verteilung des Wärmestroms innerhalb der Wärmequelle wird durch eine Funktion je Halbellipsoid beschrieben. Die Form der beiden Halbellipsoide wird über die Geometrieparameter $[a_h, b_h, c_{hf}, c_{hb}]$ definiert.

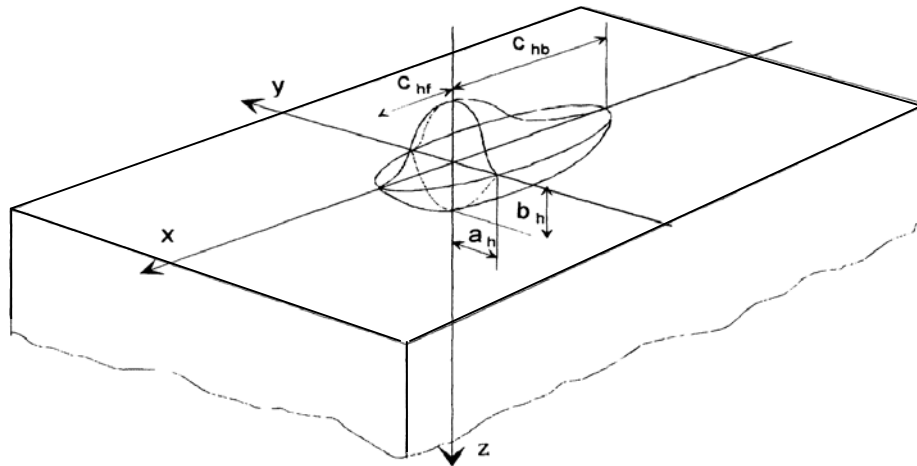


Abbildung 3: Normalverteilte Wärmequelle über einem doppelelliptischen Schweißbad nach Goldak [6]. Darstellung entnommen aus [7]

In modernen Simulationsprogrammen werden üblicherweise mehrere Wärmequellen zur Modellierung aller gängigen Schweißverfahren zur Verfügung gestellt. Meist können diese über wenige Parameter geometrisch angepasst werden. Die wandernde, doppelelliptische Wärmequelle steht beispielsweise auch in der Software *Sysweld*[®] zur Verfügung und wurde für die Modellbildung der Wärmequelle in dieser Arbeit verwendet. Eine genaue Beschreibung wird im Kapitel 3.3.1 vorgenommen.

Die Genauigkeitsanforderungen an das Wärmequellenmodell sind stets an die Fragestellung der Simulationsaufgabe gekoppelt. Es kann durchaus vorkommen, dass spezielle Modelle entwickelt werden müssen, um das Verhalten eines Prozesses abzubilden. In der Literatur findet man deshalb zahlreiche Wärmequellenmodelle für Sonderanwendungen.

3.1.3. Wärmeausbreitungsgesetze

Ausgehend von der Schweißwärmequelle wird unter Anwendung der Wärmeausbreitungsgesetze die Temperaturverteilung im Bauteil berechnet. Aufgrund der ausgezeichneten Wärmeleiteigenschaften von Metallen kommt es zu einer raschen Wärmeabfuhr von der heißen Wärmequelle in Richtung umliegenden, kalten Grundwerkstoff. Die rasche Abkühlung führt zu einer ungünstigen Wärmebehandlung im Bereich der WEZ.

3.1.3.1. Wärmeleitungsgesetz

Während bei der Wärmeeinbringung im Bereich der Schweißwärmequelle, Strahlung und Konvektion eine wichtige Rolle spielen, ist die Wärmeübertragung im Bauteil wesentlich von der Wärmeleitung geprägt. Nennenswerte Beiträge der Konvektion und Strahlung treten an der Bauteiloberfläche in der Form des Wärmeaustauschs mit der Umgebung in Erscheinung. Der Zusammenhang zwischen der momentanen, örtlichen Wärmestromdichte und dem resultierenden Temperaturfeld wird über das Fouriersche Wärmeleitungsgesetz [1] hergestellt.

$$q^* = -\lambda \frac{\partial T}{\partial n} \quad (3)$$

Die Gleichung (3) stellt den Zusammenhang zwischen der spezifischen Wärmestromdichte [q^*] und dem Produkt aus Wärmeleitfähigkeit [λ] und Temperaturgradienten senkrecht zur isothermischen Fläche [$\partial T / \partial n$] her [2]. Die Wärmeleitung in Metallen wird von der Bewegung freier Elektronen dominiert, weshalb eine Abhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von der chemischen Zusammensetzung, dem Gefügestand und der Temperatur vorherrscht. Da beim Schweißen von Stahl mehrere Aggregatzustände durchlaufen werden, tritt an den Umwandlungspunkten eine latente Wärmezufuhr auf.

In Abbildung (4, Seite 10) sieht man die Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit und Temperaturleitfähigkeit für unlegierte-, niedriglegierte Stähle und hochlegierte Stähle. Weiterführende Informationen zu den thermischen Eigenschaften von Stählen können den Untersuchungen von Richter [8] entnommen werden.

3.1.3.2. Wärmeübergangsgesetz

Der Wärmeübergang beschreibt den Wärmetransport durch Stofftransport und wird in natürliche und erzwungene Konvektion unterschieden. Die natürliche Konvektion ist dadurch gekennzeichnet, dass die treibende Kraft hinter der Stoffbewegung, einzig auf die temperaturbedingten Dichteunterschiede des bewegten Mediums zurückzuführen ist. Wird der Wärmeübergang gesteigert, indem die Stoffbewegung durch äußere Einflüsse erhöht wird, spricht man von erzwungener Konvektion.

Liegen keine prozessspezifischen Besonderheiten vor, so kann der Einfluss auf das Temperaturfeld beim Schweißen, durch den Wärmeaustausch zwischen Bauteiloberfläche und Umgebung auf natürliche Konvektion beschränkt werden.

$$q_K^* = \alpha_K (T - T_0) \quad (4)$$

Gleichung (4) besagt, dass die spezifische Wärmestromdichte, eines von einem Fluid umströmten festen Körpers, über die Wärmeübergangszahl $[\alpha_K]$, der Differenz zwischen der Oberflächentemperatur $[T]$ und der Fluidtemperatur $[T_0]$ proportional ist [2].

3.1.3.3. Wärmestrahlungsgesetz

Betrachtet man die lokalen Verhältnisse im Bereich der Schweißwärmequelle, so dominiert der Wärmetransport durch elektromagnetische Strahlung. Die hohen Temperaturen führen in Kombination mit günstigen Emissionsgraden¹ von metallischen Oberflächen zu beachtlichen spezifischen Wärmeströmen. Der Einfluss auf das globale Temperaturfeld kann nur unter Einbeziehung der Bauteilgröße seriös beurteilt werden. Für Bauteile, welche im Zuge des Schweißprozesses über einen Großteil ihres Grundmaterials erhitzt werden, ist die Wärmestrahlung ein bedeutender Faktor. Für große Konstruktionen, deren Nahtanteil nur einen Bruchteil des gesamten Werkstoffes ausmacht, ist der Einfluss auf das globale Temperaturfeld verschwindend.

$$q_S^* = \varepsilon_S C_0 T^4 \quad (5)$$

Gleichung (5) besagt, dass die spezifische Wärmestromdichte $[q_S^*]$ über den Emissionsgrad $[\varepsilon]$ und die Strahlungszahl des schwarzen Körpers $[C_0]$ der Temperatur der vierten proportional ist [2].

3.1.3.4. Die Feldgleichung der Wärmeleitung

In den vorhergegangenen Kapiteln wurde der Einfluss von Wärmeleitung, Wärmeübergang und Wärmestrahlung auf das Temperaturfeld erörtert. Es wurde gezeigt, dass für globale Betrachtungen über große Bauteile, der Einfluss von Konvektion und Wärmestrahlung eine untergeordnete Rolle spielt. Der überwiegende Teil der Wärme wird über Wärmeleitung transportiert. Für die Beschreibung der Wärmeleitung im dreidimensionalen Raum bietet sich die Feldgleichung der Wärmeleitung (6) an. Diese gilt in der dargestellten Form für homogene, isotrope Kontinua mit temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten [2]. Die Herleitung der Gleichung wird in [9] gezeigt.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{1}{c\rho} \frac{\partial Q_v}{\partial t} \quad (6)$$

In Gleichung (6) entspricht $[Q_v]$ der über die Schweißwärmequelle zugeführten Wärmeenergie. Diese Wärme erhöht die örtliche Temperatur in Abhängigkeit von der spezifischen Wärmekapazität $[c]$ und der Dichte $[\rho]$. Eine höhere, treibende Temperaturdifferenz bedingt einen größeren Wärmefluss.

¹ Nach [2] liegt der Emissionsgrad für raue, oxidierte Flächen von Stahl zwischen $\varepsilon = 0,6 - 0,9$.

Der Emissionsgrad steigt mit der Temperatur und erreicht im Bereich der Schmelztemperatur $\varepsilon = 0,90 - 0,95$

Üblicherweise werden die temperaturabhängigen Werkstoffparameter $[\lambda, c, \rho]$ zur Temperaturleitzahl $[a]$ zusammengefasst.

Die Temperaturabhängigkeit von Werkstoffparametern spielt beim Schweißen eine wichtige Rolle. Während sich die Dichte über weite Temperaturbereiche nur geringfügig ändert, erfahren die Wärmeleitzahl und die spezifische Wärmekapazität deutliche Änderungen [2]. Von besonderer Bedeutung ist in diesem Zusammenhang die Unstetigkeit der spezifischen Wärmekapazität an Umwandlungspunkten im Gefüge. Während der Gefügeumwandlung führt die latente Wärmezufuhr zu keiner Temperaturerhöhung. Aus dem Eisenkohlenstoffdiagramm können die Umwandlungspunkte für Reineisen beim Schmelzpunkt (1528°C), beim $[\delta/\gamma]$ -Umwandlungspunkt (1401°C) und beim $[\gamma/\alpha]$ -Umwandlungspunkt (906°C) abgelesen werden. In Abbildung (4) ist die Unstetigkeit der spezifischen Wärmekapazität deutlich dargestellt.

In der Simulationspraxis ist man häufig mit dem Problem konfrontiert, dass die thermischen Werkstoffkennwerte in entsprechender Auflösung über den betrachteten Temperaturbereich nicht verfügbar sind. Radaj macht auf dieses Problem bereits in [2] aufmerksam und hebt als positives Beispiel die Wertesammlung für Eisenwerkstoffe von Richter [8] hervor. Bis heute sind die Möglichkeiten der Simulation direkt an die Verfügbarkeit qualitativ hochwertiger Werkstoffdaten geknüpft.

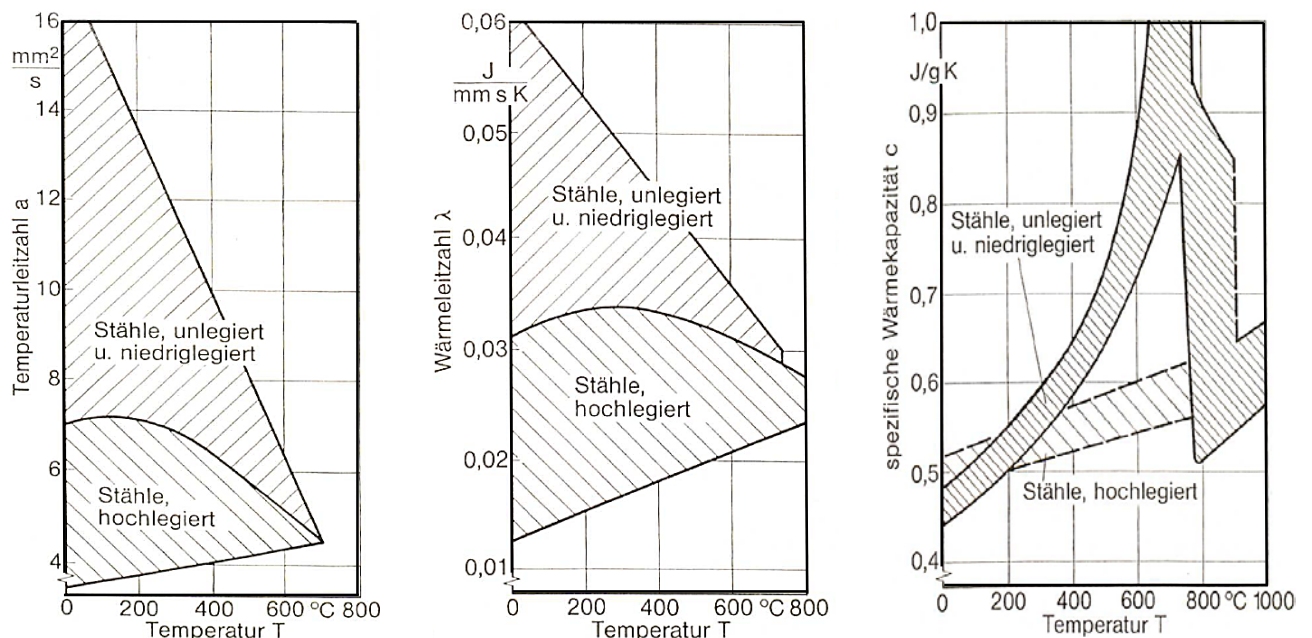


Abbildung 4: Wärmeleitzahl $[\lambda]$, Temperaturleitzahl $[a]$ und Dichte $[\rho]$ in Abhängigkeit von der Temperatur. Dargestellt für unlegierte, niedriglegierte, sowie hochlegierte Stähle. Entnommen aus [2], [8]

Die Lösung der Feldgleichung (6) erfordert die Definition Anfangs-, und Randbedingungen. Die Anfangsbedingungen beschreiben die örtliche Temperaturverteilung im Bauteil zu Beginn der Simulation. Diese entspricht meist der Umgebungstemperatur oder der Vorwärmtemperatur. Mit Randbedingungen wird der Wärmeaustausch mit den Begrenzungsflächen der Struktur berücksichtigt [2].

Um zu einer analytischen Lösung zu gelangen müssen Vereinfachungen für die Geometrie und eine räumliche-, und zeitliche Vereinfachung für die Wärmequelle vorgenommen werden. Die Temperaturleitzahl wird als gemittelte Größe im betrachteten Temperaturbereich konstant angesetzt und die bewegte Wärmequelle durch den eingefahrenen, quasistationären Zustand der gleichförmigen Bewegung ersetzt. Radaj verweist in diesem Zusammenhang unter anderem auf die Lösungen von Rykalin [4], Greenwood [10] und Rosenthal [11].

Einen aktuellen Ansatz zur effizienten Berechnung resultierender Temperaturfelder beim Schweißen schlägt Nasiri in [12] vor. Auf Basis einer adaptiven Funktion deren Parameter aus Temperaturmessungen an einigen beliebigen Punkten abgeleitet werden, kann bei geringen Rechenzeiten eine hohe Genauigkeit erreicht werden. Das vorgeschlagene Verfahren erfordert kein Wissen über die thermophysikalischen Eigenschaften des Materials und die Randbedingungen der Wärmequelle.

3.1.4. Schweißspannungen und Schweißverzug

Im ersten Teil dieses Kapitels (3.1) wurde die Entstehung und Einflussgrößen auf das Temperaturfeld behandelt. Es wurde darauf hingewiesen, dass die Kenntnis der örtlichen und zeitlichen Temperaturverteilung die Grundlage für weitere Betrachtungen der Mechanik und Metallurgie des Bauteils darstellt. Die Entkopplung der thermodynamischen Vorgänge von der mechanischen und metallurgischen Reaktion des Bauteils stellt jedoch bereits eine Vereinfachung dar, um die Komplexität der Phänomene zu vermindern [2]. Tatsächlich beeinflussen sich Temperaturfeld, Spannungs-, und Verzerrungsfeld, sowie das Gefügestandfeld gegenseitig. Die Abhängigkeiten der einzelnen Felder sind in Abbildung (5) dargestellt.

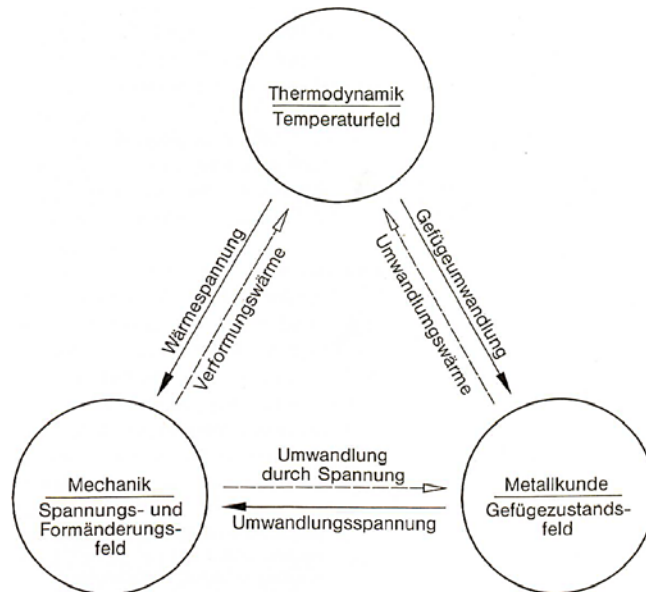


Abbildung 5: Entkopplung und wechselseitige Beeinflussung von Temperaturfeld, Spannungs-, und Formänderungsfeld und Gefügestandfeld nach [13]. Darstellung entnommen aus [2].

Da die Schweißformänderungen infolge der Schweißbeigenspannungen im Bauteil auftreten, wird zunächst ein kurzer Einblick über die Mechanismen im Eigenspannungsfeld gegeben. Anschließend werden die verschiedenen Ausprägungen von Schweißformänderungen behandelt.

3.1.4.1. Eigenspannungen infolge der Temperaturänderung

Schweißbeigenspannungen sind dadurch gekennzeichnet, dass sie ohne Einwirkung äußerer mechanischer Kräfte, oder Momente auftreten. Ihr Ursprung liegt in der lokalen inhomogenen plastischen Verformung im Bereich der Schweißnaht und der WEZ. Diese Verformung ist zum einen auf die inhomogene Temperaturverteilung beim Schweißen, und zum anderen auf die Gefügeumwandlungen im Bauteil zurückzuführen.

Die örtliche Temperaturdifferenz ist die wichtigste Ursache für das Auftreten der Schweißbeigenspannungen. Grundsätzliche Zusammenhänge können anhand eines Stabmodells erklärt werden, bedürfen jedoch einer genaueren Betrachtung, um die Unterschiede zwischen Eigenspannungen in Nahtlängsrichtung, Nahtquerrichtung und Nahtdickenrichtung zu erklären. Die folgenden Ausführungen berücksichtigen keinen thermometallurgischen Einfluss.

Zunächst betrachte man einen Stab der Länge $[l]$ mit dem Wärmeausdehnungskoeffizienten $[a]$. Dieser wird spannungsfrei und starr eingespannt angenommen. Wird nun durch Wärmezufuhr die Temperatur im Stab erhöht, so lässt sich die auftretende Temperaturspannung im linearelastischen Bereich über das Hooke'sche Gesetz (7) beschreiben.

$$\sigma = \frac{F}{A} = \varepsilon E = \frac{\Delta l}{l} E = \alpha \Delta T E \quad (7)$$

Bei gleichmäßiger Erwärmung, herrscht über die gesamte Länge des Stabes dieselbe Spannung. Bei erhöhter Temperatur, reduziert sich die Fließspannung des Werkstoffes, was bereits bei geringeren Dehnungen plastische Verformungen begünstigt. Die Formänderung besteht beim Überschreiten der Fließspannung aus einem elastischen und einem plastischen Anteil.

$$\Delta l = \Delta l_{el} + \Delta l_{pl} \quad (8)$$

Kühlt der Stab in weiterer Folge ab, verhindert der plastische Verformungsanteil eine Entspannung des Stabes bis zum spannungsfreien Ausgangszustand. Die bleibende Längendifferenz kann nur durch innere Spannungen, oder beim Lösen der Einspannung durch die bleibende Verformung des Stabes kompensiert werden. Überträgt man die ausgeführten Überlegungen auf eine Schweißnaht, so stellt man fest, dass die örtlich inhomogene Temperaturverteilung, lokal unterschiedliche Wärmedehnungen im Werkstoff hervorruft. Diese ungleichmäßige Verformungsverteilung ist die Ursache von Eigenspannungen in geschweißten Bauteilen [3].

Betrachtet man die qualitativen Verläufe der Eigenspannungen in Abbildung (6), so können einige Besonderheiten identifiziert werden. Man erkennt, dass sich die Längseigenspannungen im Bereich der Naht als Zugspannungen und im entfernteren Bereich Druckspannungen ausbilden, wobei die Zugspannungen nach [2] die Fließgrenze erreichen können. Die Zugspannungen entstehen aufgrund der starken Schrumpfung im Bereich des Schmelzbades. Der Ausgleich dieser Spannungen erfolgt über den angeschlossenen Druckspannungsbereich. Betrachtet man die Längseigenspannungen in Nahtrichtung, so stiegen diese vom spannungsfreien Ende rasch auf den maximalen Spannungswert und halten diesen annähernd konstant über die gesamte Nahtlänge.

Die Nahtquerspannungen treten bei eingespannten Platten auf, die in ihrer Querbewegung behindert werden. Das Spannungsfeld erstreckt sich hier über einen größeren Bereich, wobei die Höhe der erreichten Spannung von der Nachgiebigkeit der Einspannung abhängig ist. Nach [2] liegen die erreichten Spannungswerte üblicherweise unterhalb der Fließgrenze. An den freien Nahtenden treten aus Gleichgewichtsgründen Druckspannungen auf [14].

Nahtdickenspannungen bilden sich aus, wenn entsprechend dicke Platten vorliegen. Ihr Eigenspannungsverlauf wird zusätzlich von Abkühlbedingungen und von der Nahtform beeinflusst. Untersuchungen dazu wurden in [15] für Elektronenstrahl-, und Unterpulverschweißverbindungen durchgeführt.

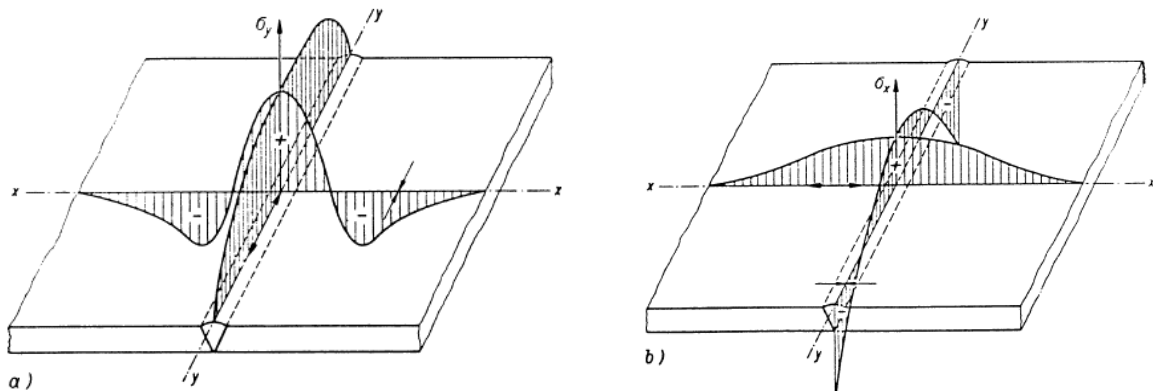


Abbildung 6: Verteilung der Eigenspannungen in einer Stumpfnah nach [15]. Darstellung entnommen aus [16]. Dargestellt sind die qualitativen Verläufe der Eigenspannungen in Längs (a)-, und Querrichtung (b).

Die Größe der Eigenspannungen ist weitgehend von der Werkstückdicke, der Verformbarkeit des Werkstoffes, sowie der Einspannsituation abhängig. So kann ein dünnes Blech durch Verformung die Eigenspannungen leichter abbauen, als eine dicke Platte. In einem zähen Werkstoff bauen sich Eigenspannungen über die Zeit leichter ab als in einem spröden Gefüge. Schließlich bestimmen auch die Randbedingungen in Form von Einspannungen und konstruktiv bedingten Steifigkeiten, ob das Bauteil seinen Spannungszustand durch Verformung abbauen kann oder nicht.

3.1.4.2. Eigenspannungen infolge der Gefügeumwandlung

Eingangs wurde bereits darauf hingewiesen, dass die Spannungs-, und Verformungsfelder mit dem Gefügestandfeld gekoppelt sind. Die Zusammenhänge werden dadurch deutlich komplizierter, da der resultierende Gefügestand selbst, von der Zeit-Temperaturführung des Prozesses abhängt. Insbesondere beim Schweißen kommt dieser Tatsache eine bedeutende Rolle zu. Die detaillierte Beschreibung der Gefügeumwandlungen im Bereich der Schweißnaht und WEZ erfolgt in Kapitel 3.2 (S.20). Im Folgenden werden zunächst die Auswirkungen auf den Spannungszustand behandelt.

Bei ferritischen Stählen kann bei einer Abkühlung aus dem Austenitgebiet eine Umwandlung in Ferrit, Zwischenstufengefüge (Bainit), oder Martensit erfolgen. Aufgrund ihrer individuellen, räumlich periodischen Anordnung der Atome benötigen die verschiedenen Phasen des Werkstoffes ein unterschiedliches Volumen. Da der Austenit mit dem kubischflächenzentrierten Gitter die dichteste Kugelpackung aufweist ist jede Umwandlung aus dem Austenitgebiet mit einer Volumenzunahme verbunden. Anhand von Dilatometerkurven kann das spitzentemperaturabhängige Umwandlungsverhalten ermittelt werden.

3.1.5. Schweißverzug

Unter Schweißverzug versteht man die, infolge der lokalen und inhomogenen Wärmeeinbringung, resultierende, geometrische Abweichung der Schweißkonstruktion. Allgemein sind diese Abweichungen nicht erwünscht und werden durch entsprechende Einspannungen oder durch geschickte Wahl von Vorspannung, Nahtanordnung, oder Nahtreihenfolge auf ein Minimum reduziert. Da beim Schweißverzug rein geometrische Größen von Interesse sind, ist es naheliegend die verschiedenen Ausprägungen nach Formänderungs- und Bauteilart zu klassifizieren.

Radaj [2] beschreibt fünf Formänderungen mit deren Hilfe die Gesamtheit von auftretenden Abweichungen innerhalb entsprechender Modellvereinfachungen beschrieben werden können.

- Verzug in der Ebene des geschweißten Bauteils,
Beispielsweise Längs- und Querschrumpfung von ebenen Blechen
- Verzug senkrecht zur Ebene des geschweißten Bauteils
Beispielsweise ebene oder rotationssymmetrische Winkelschrumpfung
- Biegeverzug von Trägern durch Längs- und Quernähte
- Torsionsverzug von Stäben mit Längsnaht
- Verzug an Rotationsschalen durch Längs- und Umlaufnähte

Schweißformänderungen treten unweigerlich in Kombination mit Schweißeigenspannungen auf, wobei ihre Ausprägung nach Radaj [2] weitgehend gegenläufig ist. Demnach treten hohe Eigenspannungen meist infolge blockierter Verformungen auf.

Man unterscheidet zwischen der in Abbildung (7) dargestellten Längsschrumpfung, Querschrumpfung, Biegeschrumpfung und Winkelschrumpfung. An komplizierten Baugruppen überlagern sich die resultierenden Verformungen mehrerer Schweißnähte meist, was eine eindeutige Zuordnung erschweren kann. Die Biegeschrumpfung ist genau genommen ein Resultat der Längsschrumpfung. Eine exzentrische Nahtanordnung bedingt ein resultierendes Biegemoment, welches die störende Krümmung von Trägern und Platten mit langen Nähten verursacht. Gleiches gilt für die Winkelschrumpfung, welche ein Resultat der Querschrumpfung im Fall exzentrischer Nahtanordnung darstellt. Bei dünnen Bauteilen können die eingebrachten Spannungen im Bauteil zu Verwerfungen führen.

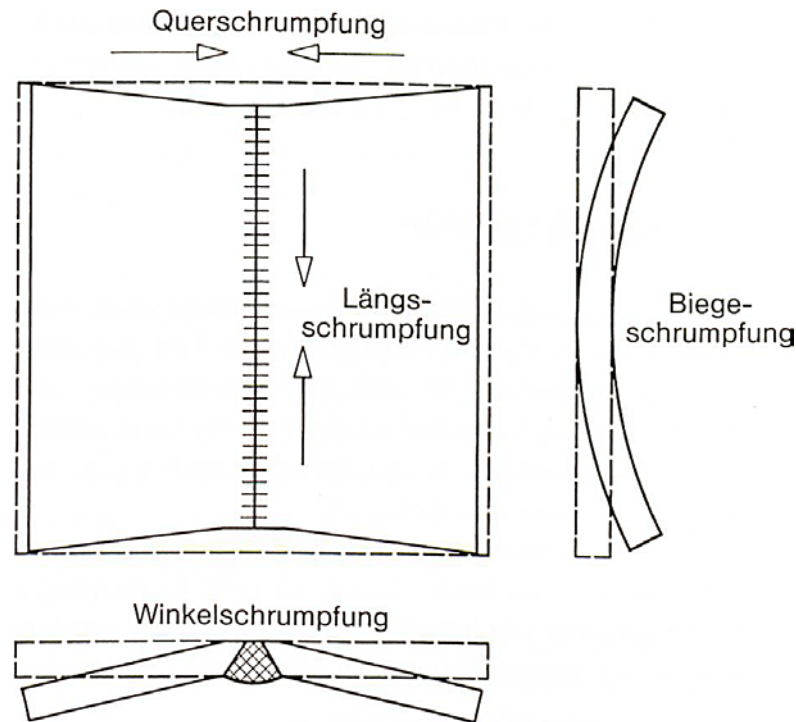


Abbildung 7: Längs-, und Querschrumpfung, Winkel-, und Biegeschrumpfung an einer Rechteckplatte mit einseitig geschweißter, ansonsten zentrischer Verbindungsnaht nach Radaj [2]

3.1.5.1. Querschrumpfung und Fugenbewegung

Die Querschrumpfung beschreibt die Längenänderung eines Bauteils normal zur Schweißtrajektorie infolge der Schweißung. Der Zusammenhang ist in Abbildung (8) dargestellt. Dabei ist zu beachten, dass nur ein Teil der Volumenänderung in eine Querbewegung umgesetzt wird. Unmittelbar hinter der Wärmequelle ist nach Radaj [2] keine hinreichende Festigkeit vorhanden. Die Temperatur ist in diesem Bereich noch so hoch, dass ein plastisches Querfließen des Werkstoffes auftritt. Erst ein Stück hinter der Wärmequelle setzt die Querschrumpfung ein und ist dann um diesen plastischen Anteil vermindert.

Eine wichtige Einflussgröße auf das Querschrumpfverhalten ist neben der eingebrachten Streckenergie, der Bauteilgeometrie und den thermomechanischen Werkstoffeigenschaften, die Spaltbreite vor der Schweißung. Diese entscheidet ob sich die Fugenränder frei bewegen können, oder die Bauteile gegenseitig blockieren. Radaj [2] weist in diesem Zusammenhang darauf hin, dass bei Schweißen ohne Spalt die Fugenränder vor der Quelle aufeinander pressen und erst elastische, dann elastoplastische Verformung auftritt. Nach [18] reduziert sich gleichzeitig das plastische Querfließen hinter der Quelle. Einen zusätzlichen Einfluss auf die Spaltbeweglichkeit haben Heftnähte, Fugenkeile, oder starre Einspannungen.

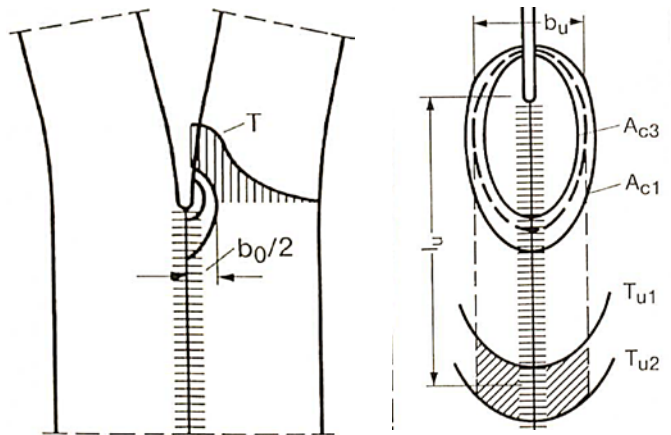


Abbildung 8: Fugenbewegung beim Nahtschweißen nach [18]. Darstellung entnommen aus [2]

Nach [2] tritt zunächst eine Aufweitung der Fuge auf, was auf inhomogene Wärmedehnungen in Nahrichtung zurückzuführen ist. Das Schließen der Fuge ist auf die Umwandlungsdehnungen hinter der Naht zurückzuführen. Die Abmessungen l_u und b_u geben jene Position an, welche eine γ - α Umwandlung aus dem Austenitgebiet, mit Volumenzunahme erfährt. Die positive Dehnung hinter dem Schmelzbad führt zu einem schließen der Fuge vor dem Schmelzbad. Der Verlauf der Querschrumpfung ist ausgenommen vom Plattenbeginn und dem Ende gleichmäßig.

3.1.5.2. Längsschrumpfung und Biegeverzug

Unter Längsschrumpfung versteht man die Längenänderung eines Bauteils entlang der Schweißtrajektorie infolge der Schweißung. Der Zusammenhang ist in Abbildung (9) dargestellt. Sie ist nach [2] abhängig von der Streckenenergie, Schweißnahtquerschnittsfläche, vom Elastizitätsmodul sowie den thermomechanischen Werkstoffeigenschaften. Liegt die Längsnaht außerhalb der neutralen Faser, so überlagert sich der Längsschrumpfung eine Biegeschrumpfung

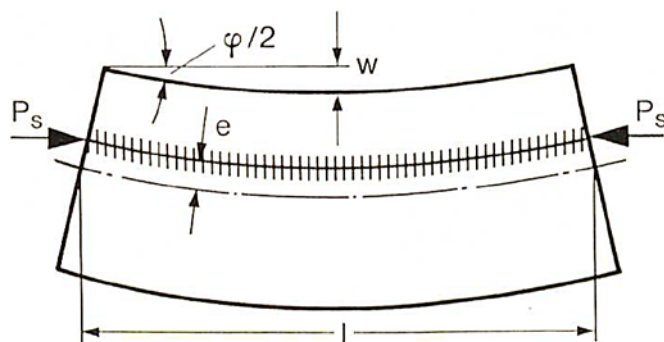


Abbildung 9: Biegeschrumpfung infolge einer exzentrischen Längsnaht und der auftretenden Längsschrumpfung. Darstellung entnommen aus [2]

Die Längsschrumpfkraft (Gl. 9) entspricht jener mechanischen Kraft, welche dieselbe Verformung an der Struktur verursachen würde, wie sie durch die thermische Last und den damit verbundenen Verformungen auftritt. Sie lässt sich für ein eindimensionales Problem wie folgt formulieren.

$$P_S = EA \frac{\Delta l}{l} \quad (9)$$

Die Längenänderung kann nach Radaj [2] für eine Platte, Stab oder Träger der Länge $[l]$ mit Gleichung (10) beschrieben werden. Dabei entspricht $[\mu_1]$ einem Steifigkeitsfaktor. (10)

$$\Delta l = \mu_1 \frac{\alpha q_s l}{c \rho A}$$

Die Längsschrumpfkraft führt aufgrund ihrer Lage außerhalb der neutralen Faser, zu einem Biegemoment welches zur dargestellten Endflächenverdrehung $[\varphi]$ und die Durchbiegung $[w]$ in Abbildung (9) führt. Die angeführten Gleichungen spielen für das Verständnis der mechanischen Ersatzmodelle, in Kapitel 3.3.2 (S.47) eine wichtige Rolle.

3.1.5.3. Winkelschrumpfung und Torsionsverzug

Winkelschrumpfung und Torsionsverzug, sind wie der Biegeverzug eine Folge von Längs-, und Querschrumpfung. Nach Radaj [2] tritt Winkelschrumpfung an Stumpf-, Überlapp-, T-, Kreuz-, und Eckstößen durch einseitiges, oder unsymmetrisches Schweißen auf. Die wichtigsten Einflussgrößen sind die Größe der Schmelzzone, thermomechanische Werkstoffeigenschaften, Streckenergie, Schweißgeschwindigkeit und die Bauteilgeometrie.

Abbildung (10) zeigt den Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Winkelschrumpfung für Baustähle mit einlagiger Naht. Die Untersuchungen dazu wurden in [18] durchgeführt.

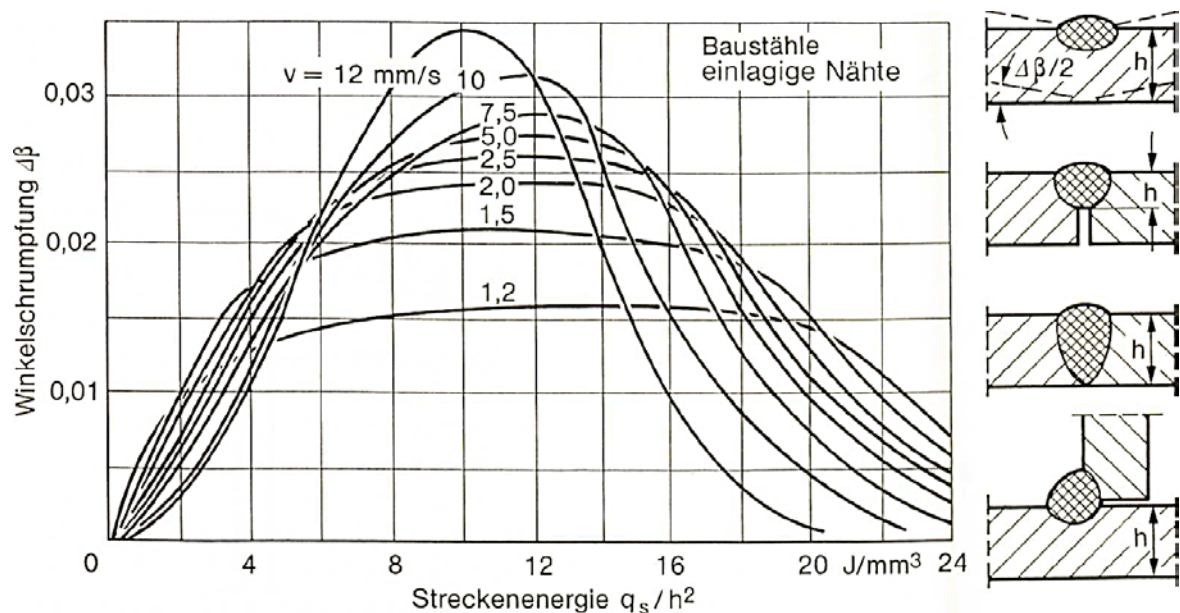


Abbildung 10: Abhängigkeit der Winkelschrumpfung von der Schweißgeschwindigkeit, Streckenergie und Nahthöhe nach [18]

Radaj hebt in seinen Ausführungen [2] den starken Einfluss von Mehrlagenschweißen auf die Winkelschrumpfung hervor. Diagramme die zur Abschätzung des Winkelverzugs dienen benötigen für Mehrlagen einen Korrekturfaktor, der in Abhängigkeit der Lagenummer gewählt wird.

Torsionsverzug tritt bevorzugt bei langen Trägern mit geschlossener Querschnittskontur auf. Als Ursache führt Radaj [2] die ungleiche Längsverformung an den Fugenrändern an, welche Schubspannungen indizieren und in weiterer Folge zu Schubverzug führen. Mit zunehmender Länge und abnehmender Querschnittsfläche nimmt der Torsionswinkel zu.

3.1.6. Zusammenfassung zum Temperaturfeld und dessen Wirkung

Im Kapitel 3.1 und den zugehörigen Unterkapiteln wurden die grundlegenden Zusammenhänge zwischen Temperaturfeld, Eigenspannungsfeld und Verzerrungsfeld erarbeitet. Dabei wurde ein besonderes Augenmerk auf die Einflüsse und Wirkung der Temperatúrausbreitung im Bauteil gelegt.

Ausgehend von den physikalischen Wirkprinzipien in der Schweißwärmequelle und dem Schmelzbad konnte abgeleitet werden, dass ihr Einfluss für globale Betrachtungen vernachlässigbar ist und ein entsprechend vereinfachtes Wärmequellenmodell eingesetzt werden kann. Für die Simulation bewegter Wärmequellen mit Materialeintrag empfiehlt Radaj in [2] eine volumetrische Wärmequelle, wie sie beispielsweise von Goldak vorgestellt wurde [6], [5].

Beim Schweißen treten alle drei Wärmetransportmechanismen auf, wobei die Wärmeleitung für die Betrachtung des Temperaturfelds in metallischen Werkstoffen eine übergeordnete Rolle einnimmt. Wärmeübergang und Wärmestrahlung sind an der Bauteiloberfläche zu berücksichtigen, um den Wärmeaustausch mit der Umgebung abbilden zu können. Die analytische Lösung der dreidimensionalen Feldgleichung der Wärmeleitung ist nur unter bestimmten Vereinfachungen möglich, wobei einige Beispiele in [2], [19] angeführt sind. Analytische Ergebnisse sind unter anderem für die Validierung numerischer Methoden eine wertvolle Grundlage.

Eine hohe Qualität der thermischen Werkstoffkennwerte ist eine Grundlage für die genaue Simulation des Schweißprozesses. Im anschließenden Kapitel 3.2 bildet dieses Thema einen Schwerpunkt. Bei detaillierten Betrachtungen müssen die erforderlichen Datenbanken deutlich mehr Informationen als temperaturabhängige Wärmeleitkoeffizienten, spezifische Wärmekapazität und Dichte enthalten. Einen tieferen Einblick dazu gibt Kapitel 3.3.1 – Modelle für die transiente Simulation (S.37).

Abschließend wurde die Wirkung des Temperaturfelds auf den Spannungs-, und Verzerrungszustand der Struktur betrachtet. Es konnte gezeigt werden, dass die Eigenspannungen im Bauteil sowohl auf thermische, als auch auf metallurgische Ursachen zurückzuführen sind. Die resultierenden Verformungen wurden nach Radaj [2] anhand typischer Muster zusammengefasst. Trotz der wechselseitigen Beeinflussung von Temperatur-, Spannungs-, und Formänderungsfeld wird üblicherweise eine Entkopplung der Betrachtungen vorgenommen um die Komplexität zu reduzieren.

3.2. Werkstoffkunde und Metallurgie des Schweißens

Eine Simulation setzt grundlegende Kenntnisse über das betreffende System und die Möglichkeiten der Modellbildung voraus. Ohne dieses Wissen können Anfangs-, und Randbedingungen, sowie Wechselwirkungsmechanismen des Systems nicht richtig eingeschätzt und implementiert werden. Bei schweißtechnischen Simulationen umfasst diese Kenntnis mitunter ein vertieftes werkstofftechnisches Wissen. Die richtige Deutung der vielfältigen Änderungen von Werkstoffeigenschaften im Bereich der Schmelze und der WEZ, sowie das Wissen um die starke Abhängigkeit des resultierenden Gefüges vom Verlauf der Temperatur über die Zeit, stellt eine wichtige Grundlage dar.

Dem Schweißen kommt eine Sonderstellung zu, weil der Zeit-, Temperaturverlauf deutlich von den üblichen technischen Wärmebehandlungen abweicht. Der Grund dafür liegt in den deutlich höheren Aufheiz-, und Abkühlgeschwindigkeiten², sowie der geringen Haltedauer von wenigen Sekunden.

Die intensive Temperaturänderung führt unweigerlich zu extremen Ungleichgewichtszuständen in der WEZ. Diese führen in weiterer Folge zu vielfältigen Effekten im Werkstoffgefüge, welche in den folgenden Kapiteln abgehandelt werden. In Abbildung (11) sieht man links den Temperaturverlauf über den Abstand zur Schweißnaht. Es sind exemplarisch zwei Positionen markiert, welche verschiedene Spitzentemperaturen erreichen. Die Darstellung in der Mitte zeigt den Verlauf der Temperatur über der Zeit und veranschaulicht die flacher werdenden Gradienten mit zunehmenden Abstand zur Schweißnaht. Rechts dargestellt ist die exemplarisch ausgeführte Position der Temperaturmessung [3].

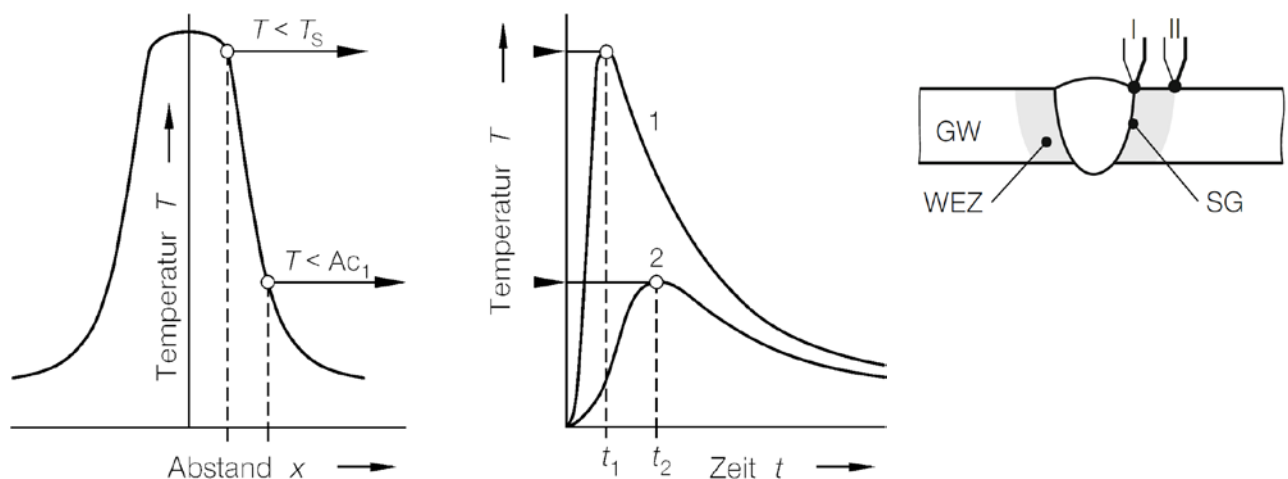


Abbildung 11: Temperaturverteilung in der Schweißverbindung. Die linke Darstellung zeigt den Verlauf der erreichten Maximaltemperatur über den Abstand zur Schweißnaht. Die Abbildung in der Mitte zeigt den Temperaturverlauf über die Zeit an der Position I und II. Rechts dargestellt ist die Messanordnung. Darstellung entnommen aus [3]

² Nach [3]: Aufheizgeschwindigkeit (400K/s – 1000 K/s), Abkühlgeschwindigkeit (einige 100K/s)

Abbildung (11) unterstreicht die beschriebene Problematik der lokal, hochgradig inhomogenen Temperaturverteilung. Während das vorhandene Werkstoffgefüge im Bereich der Naht über die Schmelztemperatur erwärmt wird, bleiben Bereiche außerhalb der WEZ unter $[Ac_1]$ und erfahren somit keine Gefügeumwandlung.

Innerhalb der WEZ sind infolge der örtlich unterschiedlichen Temperaturraten unterschiedlichste Gefüge zu beobachten. Generell hängt das Ausmaß der Gefügeänderungen vom Zeit-, Temperaturverlauf in den betroffenen Bereichen und von der Art des Nahtaufbaus ab. Einige Einflussgrößen werden von Schulze [3] wie folgt definiert.

Einflussgröße	Beschreibung
Nahtgeometrie	Einfluss der Materialdicke und Art der Schweißnaht
Schweißverfahren	Einfluss auf die Art der Energieeinbringung
Schweißparameter	Beeinflussen die Energieeinbringung
Vorschubgeschwindigkeit	Einfluss auf die Verweildauer der Wärmequelle
Höhe der Vorwärmtemperatur	Starttemperatur für die Wärmebehandlung
Art des Nahtaufbaus	Nachgelagerte Wärmebehandlung durch Mehrlagenschweißen

Tabelle 1: Einflussgrößen auf die Gefügeänderungen in der WEZ nach Schulze [3]

Die starke Abhängigkeit vom Zeit-, Temperaturverlauf führt unweigerlich dazu, dass die Zustandsschaubilder für thermodynamisches Gleichgewicht³ keine befriedigenden Aussagen über resultierende Gefüge im Wärmeeinflussbereich der Schweißnaht liefern können. Alternativ kommen Schaubilder zum Einsatz, die den Verlauf der Temperaturführung berücksichtigen.

Die Umwandlung während des Erhitzens erfolgt vom Ausgangsgefüge in das Austenitgebiet und wird in Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubildern (ZTA) abgebildet. Die im Zuge der Abkühlung resultierenden Gefügeanteile werden in Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) dargestellt. Um den Einfluss der kurzen Haltedauer im Austenitgebiet berücksichtigen zu können, gibt es eigene Darstellungsformen, welche speziell für das Schweißen entwickelt wurden (STAZE). Die verschiedenen Darstellungsformen werden in den folgenden Kapiteln vorgestellt.

³ Eisen-Kohlenstoff Diagramm - Gleichgewichtsschaubild für theoretisch unendlich langsame Abkühlzeit.

3.2.1. Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

Zur experimentellen Ermittlung der Umwandlungspunkte des Gefüges, in Abhängigkeit der Zeit-, Temperaturführung, wird üblicherweise ein Abschreckdilatometer eingesetzt. Da die Temperaturänderungen mit hohen Gradienten über den gesamten Probenquerschnitt erfolgen müssen, werden Proben mit geringer Masse eingesetzt. Dieser Tatsache ist, bei der Übertragung der Informationen aus einem ZTU-Schaubild auf ein reales Bauteil, Rechnung zu tragen⁴, da beim Schweißen nicht davon ausgegangen werden kann, dass die Wärmebehandlung über alle Bereiche der WEZ gleichmäßig abläuft. Es müssen einzelne Bereiche in Abhängigkeit des lokalen Temperaturverlaufs unterschieden werden (vergleiche. Kap. 3.2.4.2 – S.32)

Außerdem ist nach [3] zu beachten, dass zur Reduktion des versuchstechnischen Aufwandes die Umwandlungslinie für das Ende der voreutektoiden Ferritausscheidung nicht angegeben, und die Bainitbildung unterhalb der $[M_S]$ -Temperatur nicht festgestellt wird.

Da die exakte Messung des Temperaturverlaufs technisch aufwendig ist, hat es sich als zweckmäßig erwiesen anstelle der Abkühlgeschwindigkeit die erforderliche Abkühlzeit zwischen 800°C und 500°C (bzw. zwischen A_{c3} und 500°C) zu erfassen. Die $t_{8/5}$ -Zeit ist charakteristisch für die Bewertung des Abkühlverlaufs bei Schweißprozessen.

Die Austenitumwandlung kann je nach Temperaturverlauf durch kontinuierliche Abkühlung oder durch isothermisches Halten unter der Gleichgewichtstemperatur erfolgen. Folglich wird zwischen zwei verschiedenen Arten, dem isothermen und dem kontinuierlichen ZTU-Schaubild, unterschieden.

3.2.1.1. Kontinuierliche ZTU-Schaubilder

Das kontinuierliche ZTU-Schaubild stellt die Gefügebildung eines bestimmten Stahls in Abhängigkeit von unterschiedlichen Abkühlraten dar. Dazu wird der Werkstoff zunächst im Austenitgebiet gehalten, bis ein homogenes Gefüge vorliegt. Nach vollständiger Austenitbildung wird der kontinuierliche Abkühlprozess eingeleitet. Die Abkühlung kann dabei mit verschiedenen Medien (Luft, Wasser, Härte-Öl) erfolgen.

Üblicherweise werden die Umwandlungspunkte dilatometrisch und der prozentuelle Anteil entstehender Gefüge metallografisch ermittelt. Da die Umwandlungspunkte immer für eine bestimmte Abkühlkurve ermittelt werden, können kontinuierliche ZTU-Schaubilder ausschließlich entlang dieser Kurven gelesen werden. Verbindet man die Umwandlungspunkte eines Gefüges, erhält man die in Abbildung (12) gezeigte Darstellung des Umwandlungsverhaltes.

⁴ Bei der Wärmebehandlung großer Bauteile wird dazu der Abkühlparameter $[\lambda]$ im ZTU-Schaubild angegeben [3].

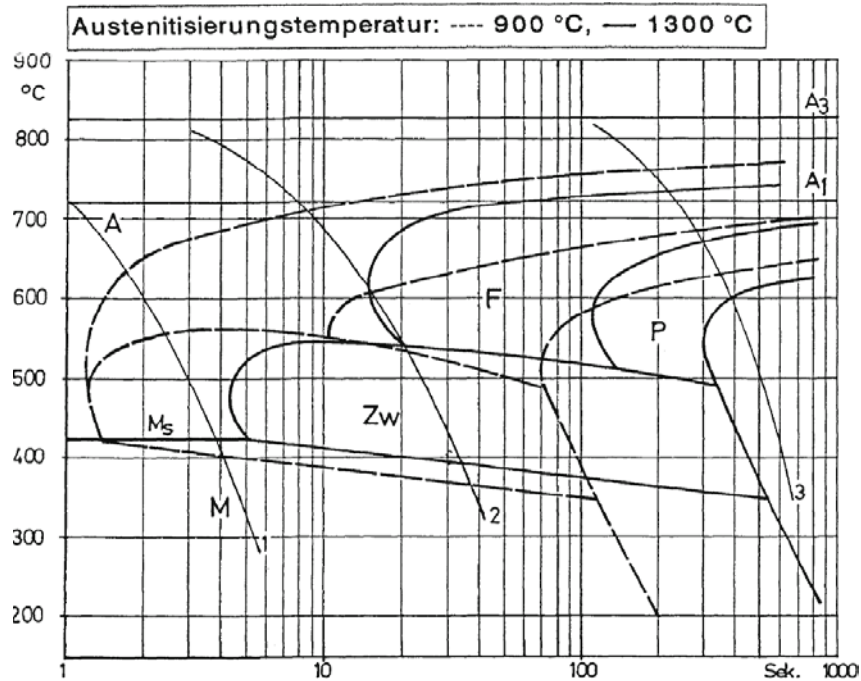


Abbildung 12: Kontinuierliches ZTU-Schaubild von S355. Entnommen aus [20].

Im Schaubild sind drei Abkühlkurven dargestellt (1, 2, 3). Häufig werden zusätzlich am Ende jeder Abkühlkurve die erreichte Härte des resultierenden Werkstoffgefüges eingetragen. Die dicken, durchgezogenen und gestrichelten Linien markieren den Beginn, beziehungsweise das Ende der Bildung des jeweiligen Gefüges. Der Unterschied zwischen den Kurven für 900 °C und 1300 °C veranschaulicht den Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das resultierende Gefüge.

3.2.1.2. Isotherme ZTU-Schaubilder

Ausgehend von der Austenitisierungstemperatur $[T_A]$ wird mit maximaler Abkühlrate auf eine gewünschte Untersuchungstemperatur $[T_u]$ abgekühlt. Ideal wird ein unendlich schnelles Abkühlen angenommen. In der Realität führt die thermische Trägheit der Probe zu einer langsameren Abkühlung. Ziel ist es die Untersuchungstemperatur zu erreichen, bevor die Austenitumwandlung einsetzt. Sobald $[T_u]$ erreicht ist wird die Probe auf dieser Temperatur gehalten, bis die Gefügeumwandlung vollständig abgeschlossen ist.

Nach Schulze [3] kann die Umwandlungsneigung mit der Umwandlungsgeschwindigkeit $[v_{um}]$ und die treibende Kraft hinter der Umwandlung über die Unterkühlung $[\Delta T_u]$ beschrieben werden.

Abbildung (13) zeigt das isotherme ZTU-Schaubild für den Stahl 41Cr4. Da die treibende Temperaturdifferenz der Umwandlung $[\Delta T_u]$ bei der isothermen Versuchsführung in der Regel am höchsten ist, finden die Umwandlungen im Vergleich zum kontinuierlichen ZTU-Schaubild früher und bei höheren Temperaturen statt.

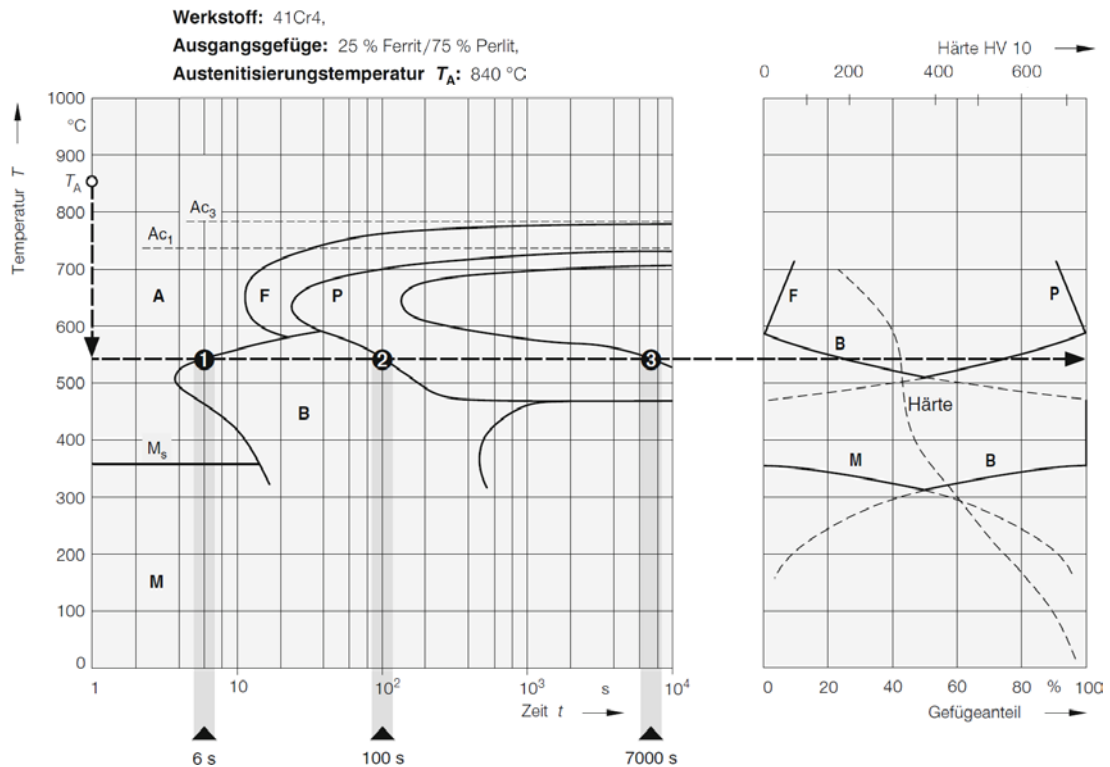


Abbildung 13: ZTU-Schaubild des Stahles 41Cr4 für isothermische Wärmeführung nach [3].

In Abbildung (13) ist zu Beginn die ideale Abkühlung von 840°C auf 545°C aus dem austenitischen Bereich dargestellt. Nach entsprechender Haltedauer bei T_u werden Gefügeanteile von etwa 23% Bainit und 77% Perlit erreicht. Im rechten Diagramm kann der Verlauf der Gefügeanteile und die erreichte Härte abgelesen werden.

3.2.1.3. Anwendbarkeit der ZTU-Schaubilder für Schweißprozesse

Die gewählten Abkühlraten in üblichen ZTU-Schaubildern liegen meist über jenen im Schmelzbad und der WEZ beim Schweißen. Die hohe Wärmeleitfähigkeit des Stahls und die kalte Werkstoffmasse in der Umgebung führen zu rasanten Abkühlraten. Eine Übertragung der Informationen aus dem ZTU-Schaubild ist folglich nur begrenzt und mit größter Sorgfalt, unter Einbeziehung schweißtechnischer Eigenheiten, möglich.

Aufgrund der kurzen Haltedauer im Austenitgebiet sind die Startbedingungen für die weiteren Umwandlungsprozesse höchst inhomogen. Schließlich muss noch berücksichtigt werden, dass die Abkühlraten positionsabhängig sind.

Trotzdem können einige Informationen aus klassischen ZTU-Schaubildern für die Schweißtechnik relevante Informationen liefern. Allgemein erleichtert die bildliche Darstellung der Umwandlungsprozesse das Verständnis der Vorgänge im Schmelzbad und der WEZ beim Abkühlen. Auf Basis von gemessenen $t_{8/5}$ -Zeiten kann auf die Härte in der WEZ geschlossen werden.

Nach Schulze [3] können weitere, für das Schweißverhalten entscheidende Eigenschaften, wie die Aufhärbarkeit⁵ und Einhärbarkeit⁶, aus der Martensithärte und der Inkubationszeit⁷ zuverlässig abgeschätzt werden. Bei höherlegiertem Stahl kann die Martensit-Starttemperatur [M_s] als Richtwert für die notwendige Vorwärmung des Bauteils herangezogen werden. [21]

3.2.2. Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder

Zu Beginn von Kapitel 3.2 wurde auf die Problematik der steilen Temperaturgradienten, welche beim Schweißen sowohl beim Erwärmen als auch beim Abkühlen auftreten, hingewiesen. Die Umwandlungsprozesse im Gefüge sind auch beim Aufheizen hochgradig vom Temperaturverlauf, sowie der Haltedauer abhängig. Da die für Wärmebehandlungen entwickelten ZTU-Schaubilder üblicherweise von einer entsprechend langen Haltedauer bei der Austenitisierungstemperatur [T_A] ausgehen, ergibt sich hier ein wesentlicher Unterschied zu den Vorgängen beim Schweißen.

Die Abhängigkeit von der Aufheizrate wird in Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubildern (ZTA-Schaubild) dargestellt. Schulze [3] unterscheidet zwischen den folgenden Arten:

- ZTA-Schaubilder
Sie zeigen in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit bzw. der Haltezeit die resultierenden Eigenschaften des Austenits
- ZTA-Kornwachstum-Schaubild
Sie zeigen den Einfluss der Aufheizrate auf das Kornwachstum.
- ZTA-Abschreckhärte-Schaubild
Der Grad der Homogenisierung des Austenits beeinflusst die erreichbare Abschreckhärte.
- ZTA-Martensitbeginn-Schaubild
Voreutektoide Ferritausscheidungen und die beginnende Umwandlung in der oberen Bainitstufe erhöhen die Kohlenstoffkonzentration und verursachen eine Abnahme der M_s -Temperatur.
- ZTA-Carbidauflösung-Schaubild
Die Austenitauflösung wird durch Carbide verzögert. Die gewünschte metallkundliche Homogenität wird häufig nicht erreicht.

Das Austenitisierungsverhalten wird von weiteren Einflüssen, wie dem chemischen Gleichgewicht des Startgefüges, der treibenden Temperaturdifferenz, und der Art der Temperaturführung

⁵ Aufhärbarkeit gibt den, an Stellen höchster Abkühlgeschwindigkeit erreichten, Härtewert an [21].

⁶ Einhärbarkeit beschreibt den Härtetiefenverlauf, abhängig von der kritischen Abkühlrate [21].

⁷ Bei einer Abkühlung mit kritischer Abkühlgeschwindigkeit, ist die Inkubationszeit die Zeit der geringsten Austenitstabilität.

beeinflusst. Aufgrund des letzten Aspekts unterscheidet man analog zu den ZTU-Schaubildern zwischen kontinuierliche und isothermische ZTA-Schaubildern.

3.2.2.1. Kontinuierliches ZTA-Schaubild

Analog zu den kontinuierlichen ZTU-Schaubildern beschreiben kontinuierliche ZTA-Schaubilder die Wirkung unterschiedlicher Aufheizraten auf die Vorgänge bei der Austenitbildung. Mit zunehmender Aufheizgeschwindigkeit verschieben sich die Umwandlungspunkte zu höheren Temperaturen. Dabei kann das Gefüge überhitzt werden, weil die für die Umwandlung notwendigen Diffusionsvorgänge in entsprechend kurzer Zeit nicht abgeschlossen werden können.

Die Korngröße ist maßgeblich von der Höhe der gewählten Untersuchungstemperatur $[T_u]$ abhängig. Begrenzt man diese zu niedrigen Temperaturen im Bereich von $[Ac_3]$, so erhält man ein feinkörniges Gefüge. Höhere Untersuchungstemperaturen begünstigen ein grobes Korn.

Abbildung (14) zeigt ein aus [3] entnommenes, kontinuierliches Abschreckhärte-ZTA-Schaubild. Folgt man der Linie für eine Aufheizgeschwindigkeit von $300 [K/s]$, so beginnt die Austenitbildung bei ca. $810 [^{\circ}C]$ und endet bei ca. $900 [^{\circ}C]$. Das härteste Gefüge von $900HV$ ergibt sich bei einer Austenitisierung bei ca. $1010 [^{\circ}C]$.

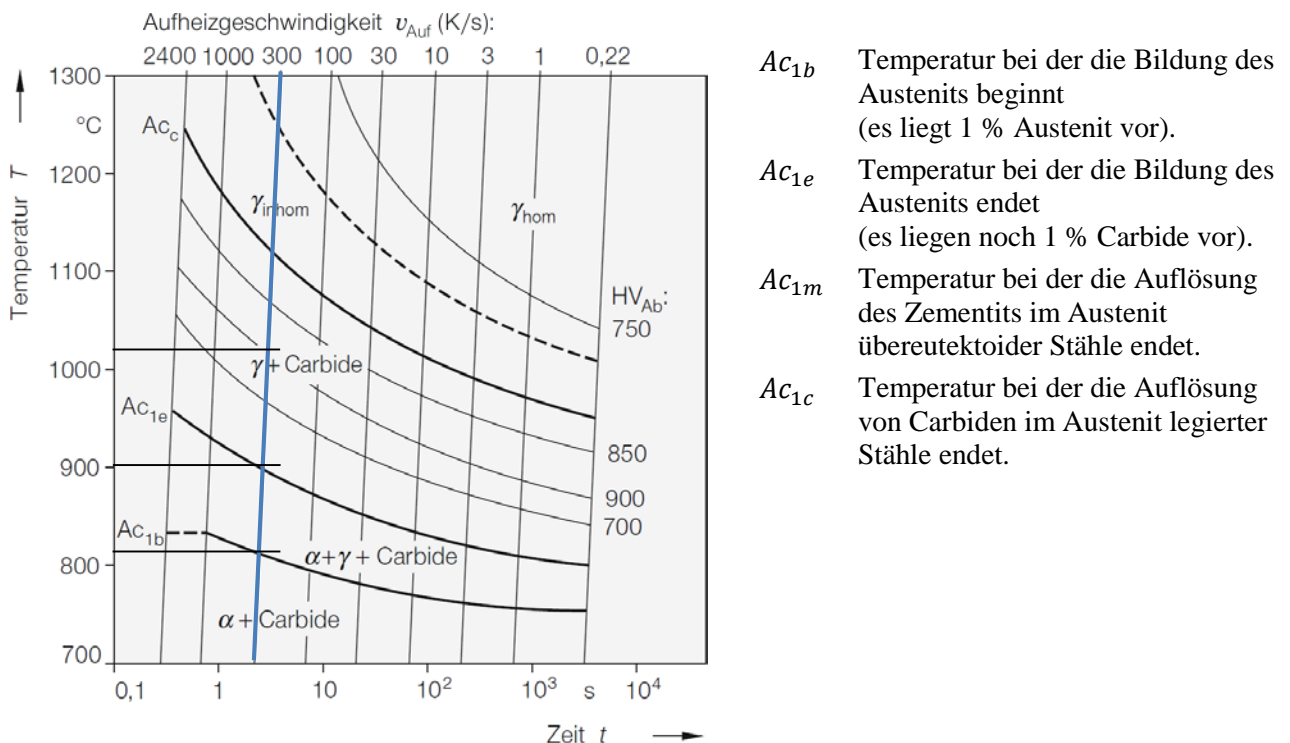


Abbildung 14: Kontinuierliches Abschreckhärte-ZTA-Schaubild des Wälzlagerstahles 100Cr6. HV_{Ab} = Härte von Proben, die von Temperaturen im Austenitgebiet in Salzwasser abgeschreckt wurden [3].

3.2.2.2. Isothermes ZTA-Schaubild

Analog zu den isothermen ZTU-Schaubildern, beschreiben die isothermen ZTA-Schaubilder die Wirkung unterschiedlicher Haltezeiten auf die Vorgänge bei der Austenitbildung. Zur Ermittlung der Verläufe werden die Proben zunächst möglichst schnell auf die gewünschte Untersuchungstemperatur $[T_u]$ erhitzt. Diese sollte erreicht werden, bevor die Austenitumwandlung beginnt. Die Proben werden anschließend auf der Untersuchungstemperatur $[T_u]$ gehalten und die Gefügeumwandlungen beobachtet.

Naturgemäß beeinflusst das Werkstoffgefüge vor dem Aufheizen das Verhalten bei der Austenitisierung. Die in Abbildung(15) dargestellten Verläufe wurden nach [3] aus martensitischen Proben ermittelt. Ein eingezeichnetes Beispiel zeigt die sprunghafte Erhitzung auf 800°C . Nach ca.0.6s beginnt die Austenitbildung, gekennzeichnet durch den ersten Schnittpunkt mit der Ac_{1b} -Linie. Bereits nach knapp 10s sind alle Carbide gelöst und die Ac_{1e} -Linie wird geschnitten. Der homogene Austenit wird in diesem Szenario nach etwas mehr als 10000s erreicht. Im Schaubild sind der homogene Austenit $[\gamma_{hom}]$ und der inhomogene Austenit $[\gamma_{inhom}]$ durch die gestrichelte Linie getrennt.

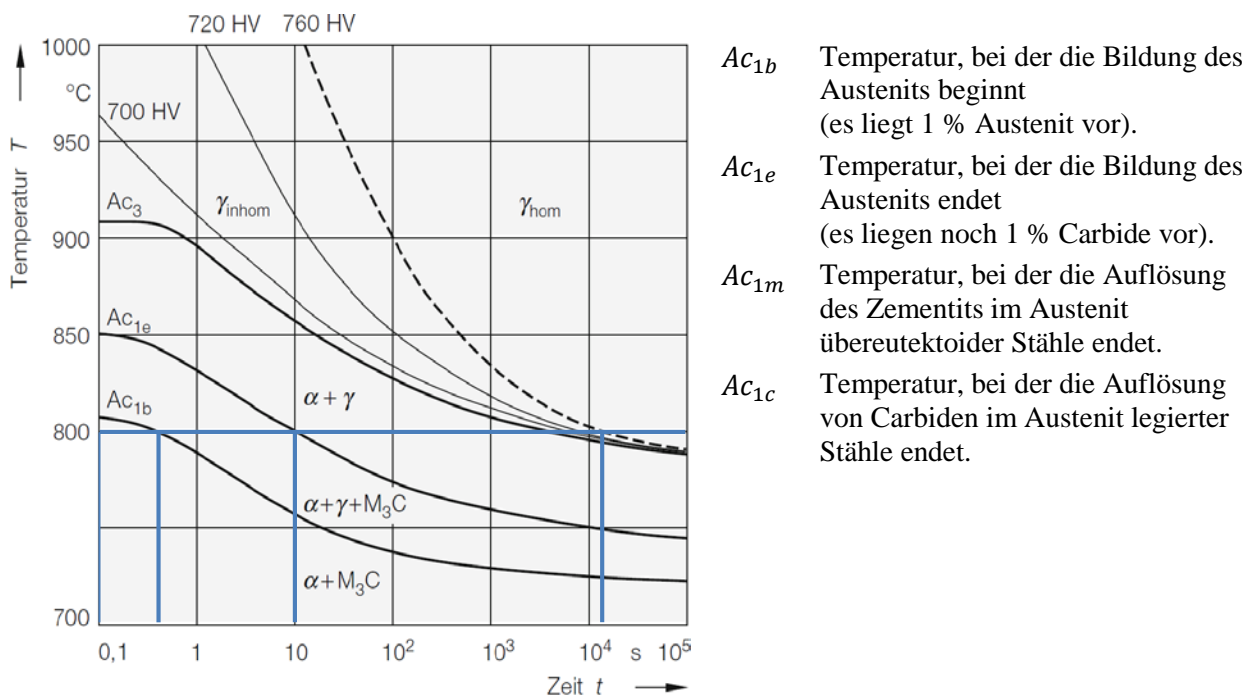


Abbildung 15: Isothermes ZTA-Schaubild eines Stahles C45E (Ck 45). Die gestrichelte Linie trennt die Bereiche des inhomogenen $[\gamma_{inhom}]$ und des homogenen $[\gamma_{hom}]$ Austenits. In Bereich des inhomogenen Austenits sind Linien gleicher Härte von Proben angegeben, die in Salzwasser abgeschreckt wurden. Darstellung entnommen aus [3] -original nach Hougardy [22]

3.2.3. Spitzentemperatur-Schaubilder

Um die Vorgänge beim Schweißen vollständig zu beschreiben, ist die Berücksichtigung von ZTA,- und ZTU Schaubildern notwendig, jedoch nicht ausreichend. Der Grund dafür liegt in der deutlich höheren Temperatur des Werkstoffes im Bereich der Schmelze. Nach Schulze [3] führen die hohen Temperaturen zur Auflösung keimwirksamer Ausscheidungen. Die dadurch reduzierte Anzahl an Keimen für die γ - α Umwandlung, verschiebt die Gefügeumwandlung im Schmelzbad zu längeren Zeiten und begünstigt ein grobes Korn.

Dieses Verhalten kann in spitzentemperaturabhängigen Abkühlzeit-Schaubildern berücksichtigt werden. Diese entstehen durch die Kombination mehrerer ZTU-Schaubilder, welche bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen aufgenommen werden. Zusätzlich werden die aus den Proben ermittelten mechanischen Eigenschaften im Schaubild eingetragen. Das Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Eigenschafts-Schaubild (STAZE-Schaubild) ist im Gegensatz zu den kontinuierlichen und isothermen Schaubildern immer entlang konstanter $[t_{8/5}]$ Zeiten zu lesen.

Abbildung (16) wurde aus [3] entnommen und zeigt ein STAZE-Schaubild für einen Feinkornbaustahl. Es sind neben dem erreichten Gefüge in Abhängigkeit der Spitzentemperatur, vor allem die Gefügegradienten von Interesse. Zusätzlich können Härte und Übergangstemperatur bei der jeweiligen Temperatur im Gefüge abgelesen werden.

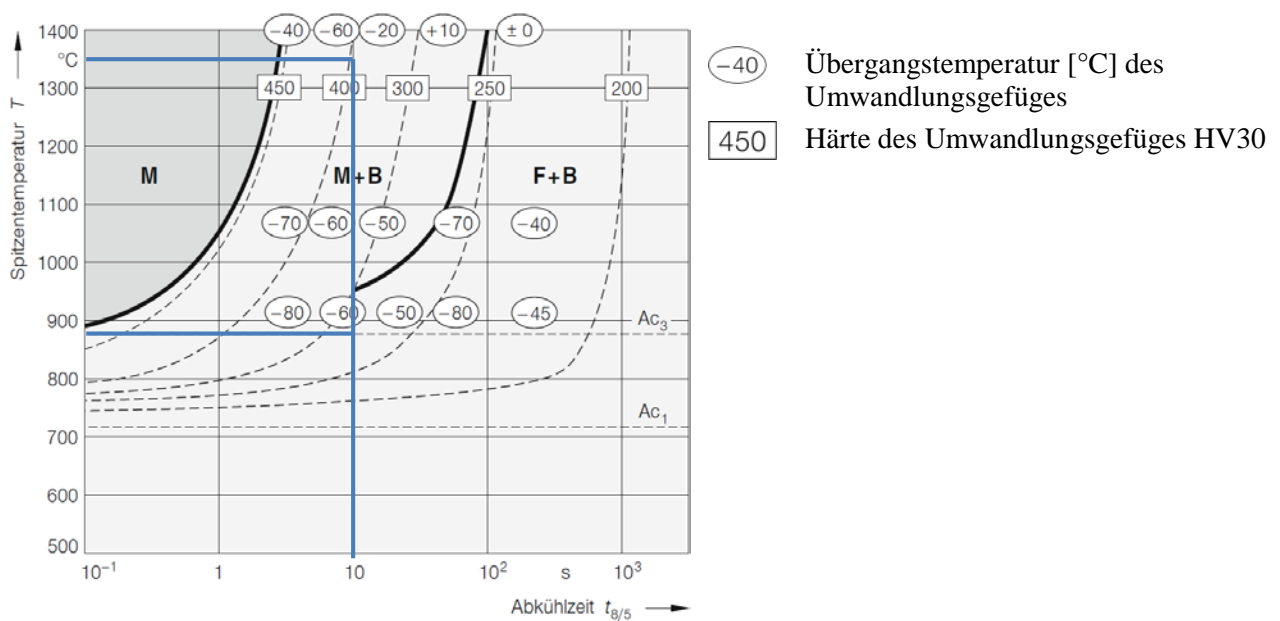


Abbildung 16: Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Eigenschafts- Schaubild (STAZE) eines FK-Baustahls. Entnommen aus [3]. Markiert ist die Ablesekurve für eine $[t_{8/5}]$ Zeit von 10 Sekunden. Übergangstemperatur und Härte des Gefüges sind am Schnittpunkt der Spitzentemperatur mit der $[t_{8/5}]$ Zeit abzulesen

3.2.4. Schweißmetallurgie

Dieses Kapitel behandelt, ausgehend von den bereits gesammelten Erkenntnissen, die metallurgischen Vorgänge im Schweißbad und der WEZ. Da das Umwandlungsverhalten stark vom Werkstoff und seinen Legierungselementen, sowie dem Kohlenstoffanteil abhängig ist, erfolgt eine Beschränkung auf den in dieser Arbeit angewendeten Probenwerkstoff⁸. Dabei handelt es sich um einen umwandlungsfähigen, niedrig legierten Stahl mit einem Kohlenstoffanteil $C \leq 0,2\%$. Das Kapitel behandelt, ausgehend vom Schmelzbad, über die WEZ, bis zum thermisch unbeeinflussten Werkstoff, die metallurgischen Umwandlungsprozesse.

Zu Beginn wird die Primärkristallisation der Schweißschmelze erörtert. Wesentliche Einflussgrößen in diesem Bereich sind die Schweißgeschwindigkeit [v_s], Kristallisationsgeschwindigkeit [R], Temperaturgradienten [G], Nahtform und die zugehörigen Erstarrungsmuster, Legierungselemente, sowie strömungsabhängige Massetransportmechanismen. Eine ausführliche Beschreibung der entstehenden Erstarrungsstrukturen, infolge der charakteristischen Entmischungsprozesse bei der Phasengrenze flüssig-fest, kann [3] entnommen werden.

Die Vorgänge in der Wärmeeinflusszone werden maßgeblich von der eingebrachten Wärmemenge [Q] gesteuert. Nach [3] müssen außerdem die Schweißparameter, Bauteilabmessungen, Geometrie der Nahtform, der Eigenspannungszustand und die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs berücksichtigt werden.

Bei polymorphen Metallen⁹ ist die Sekundärkristallisation in der WEZ zu beachten.

3.2.4.1. Metallurgische Beschreibung der Vorgänge im Schmelzbad

Allgemein besteht die Primärkristallisation aus Keimbildung und anschließendem Kristallwachstum. In Abhängigkeit von der thermischen-, und konstitutionellen¹⁰ Unterkühlung der Schmelze können die Erstarrungsvorgänge in der Schmelze, die Form des Schweißbads und die Art des entstehenden Primärgefüges variieren. Die maßgeblichen Parameter dafür sind die Schweißgeschwindigkeit [v_s], Kristallisationsgeschwindigkeit [R] und der Temperaturgradienten [G].

Diese Parameter stehen beim Schweißen in einer Beziehung und beeinflussen sich gegenseitig. Wird ein einzelner Parameter ohne Berücksichtigung der Anderen verändert, so erhöht sich die

⁸ Vollständige Werkstoffbezeichnung S355 J2C+N/ EN10025-2/2004. In dieser Arbeit wurden die Ausführungen, wenn möglich auf S355 eingegrenzt. Das Werkstoffzeugnis des Probenwerkstoffes befindet sich im Anhang A3 (S.108)

⁹ Polymorphismus beschreibt die Fähigkeit eines Werkstoffes, bei gleicher chemischer Zusammensetzung in verschiedenen Modifikationen vorzukommen.

¹⁰ Die konstitutionelle Unterkühlung beschreibt eine auf Schmelzenentmischung basierende Unterkühlung in einer dünnen Schmelzeschicht nahe der Phasengrenze.

Wahrscheinlichkeit von Heiß-, und Kaltrissen. Abbildung (17) gibt den Zusammenhang und die formale Beschreibung wieder.

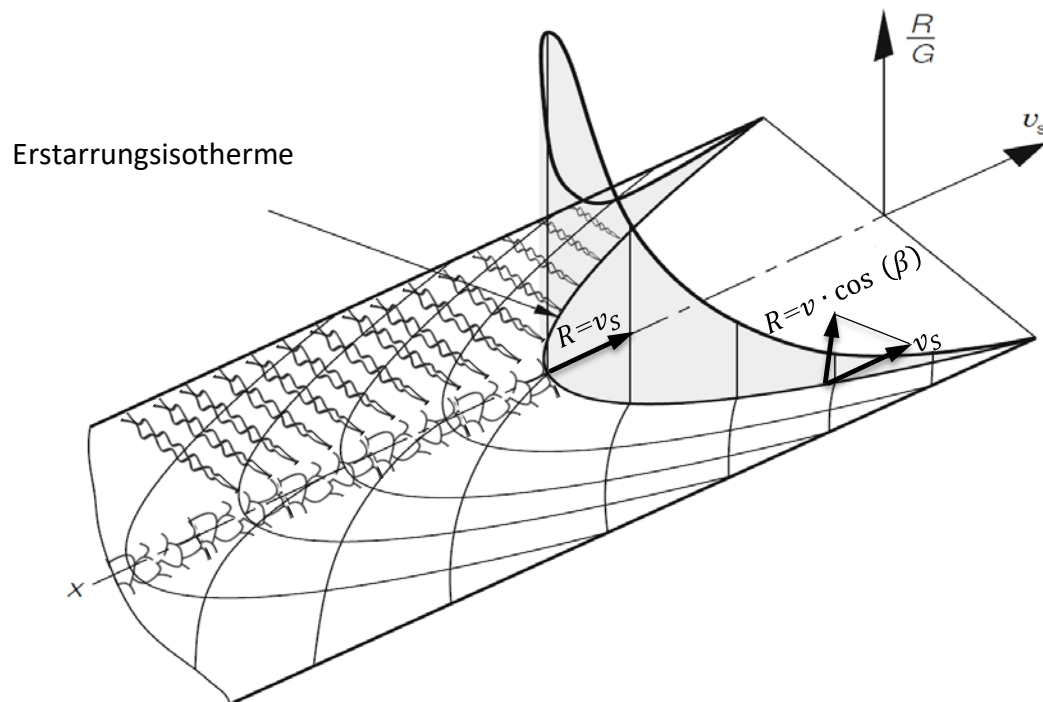


Abbildung 17: Verteilung des Parameters R/G entlang der Erstarrungsisotherme eines Schweißbads, nach Wittke [23]. Exemplarisch sind säulenförmigen Dendriten vom Randbereich und äquiaxiale Dendriten in der Nahtmitte dargestellt. Vorlage entnommen aus [3]

In Schweißrichtung ist $[R]$ groß und $[G]$ klein, was das Wachstum von symmetrisch angeordneten, äquiaxialen Dendriten begünstigt. Quer zur Schweißrichtung ist $[G]$ groß und $[R]$ um den Faktor der Winkelfunktion kleiner. Hier bilden sich säulenförmige Dendriten, welche normal zu den Temperaturisothermen wachsen [3].

Nach [3] lässt sich der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Form des Schweißbads, unter Einbeziehung der Kristallisationsgeschwindigkeit, erläutern. Wird die maximale Kristallisationsgeschwindigkeit überschritten, so eilt die erstarrende Schmelze der Wärmequelle hinterher.

Die Geometrie des Schmelzbads wird länglicher und gleicht einer Tropfenform. Die annähernd parallelen Schmelzgrenzen begünstigen das konzentrierte Ausscheiden von Verunreinigungen in der Nahtmitte. Eine erhöhte Heißrissanfälligkeit ist die Folge. [3].

Wird zusätzlich zur Schweißgeschwindigkeit auch die eingebrachte Wärmemenge erhöht, können sich im Bereich der Mittellinie durch heterogene Keimbildung feinkörnige Dendriten bilden [3]. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit, sowie die resultierende Form des Schmelzbads ist in Abbildung (18) zusammengefasst.

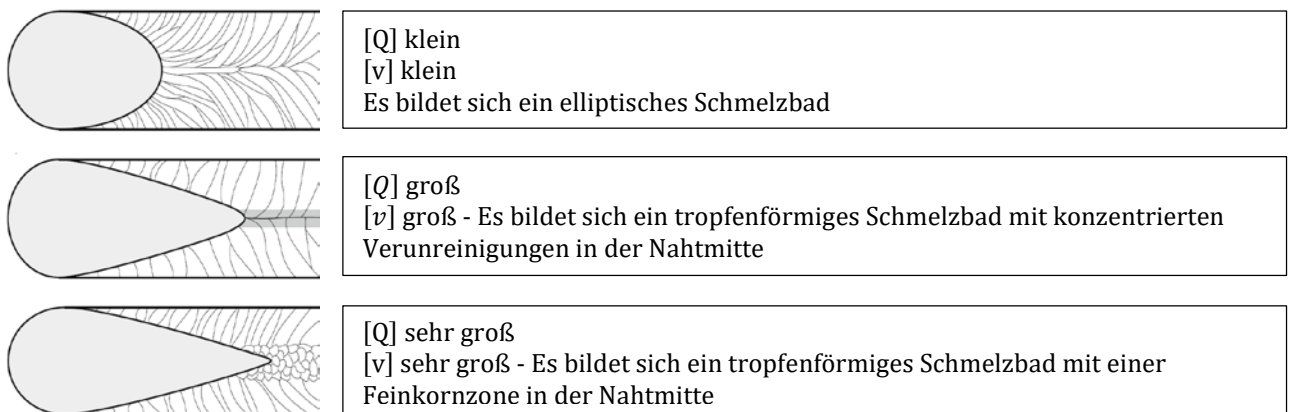


Abbildung 18: Das Erstarrungsgefüge ist abhängig von der Größe der konstitutionellen Unterkühlung und von der Größe des Parameters R/G (nach Abbildung 17). Darstellung entnommen aus [3].

3.2.4.2. Metallurgische Beschreibung der Vorgänge in der Wärmeeinflusszone

Tatsächlich sind die metallurgischen Prozesse in der WEZ jedoch von vielen weiteren Faktoren abhängig und die beschriebenen Vorgänge nicht allgemein auf jeden Stahl übertragbar. Bei detaillierten Betrachtungen müssen zumindest die genannten Einflüsse und ihr Zusammenspiel berücksichtigt werden. Weitere schweißspezifische Eigenschaftsänderungen in der WEZ und im Schweißgut werden in [3] behandelt.

Abbildung (19) wurde aus [3] entnommen und zeigt auf anschauliche Art die Zusammenhänge in der WEZ. Das Eisen-Kohlenstoff Schaubild dient zu Beginn einer groben Einteilung in fünf unterschiedliche Zonen. Die Zonen werden nacheinander, mit zunehmenden Abstand zum Schmelzbad, beschrieben. Die Einteilung erfolgt in Abhängigkeit der erreichten Austenitisierungstemperatur. Es sei darauf hingewiesen, dass das Eisen-Kohlenstoff Schaubild die Zusammenhänge nur unzureichend beschreiben kann, weil der Schweißvorgang weit entfernt vom thermodynamischen Gleichgewicht abläuft. Bei der Anwendung des ZTU-Schaubildes ist hingegen zu beachten, dass diese von einem vollständig austenitisierten Gefüge ausgehen, was in der WEZ im Allgemeinen nicht der Fall ist.

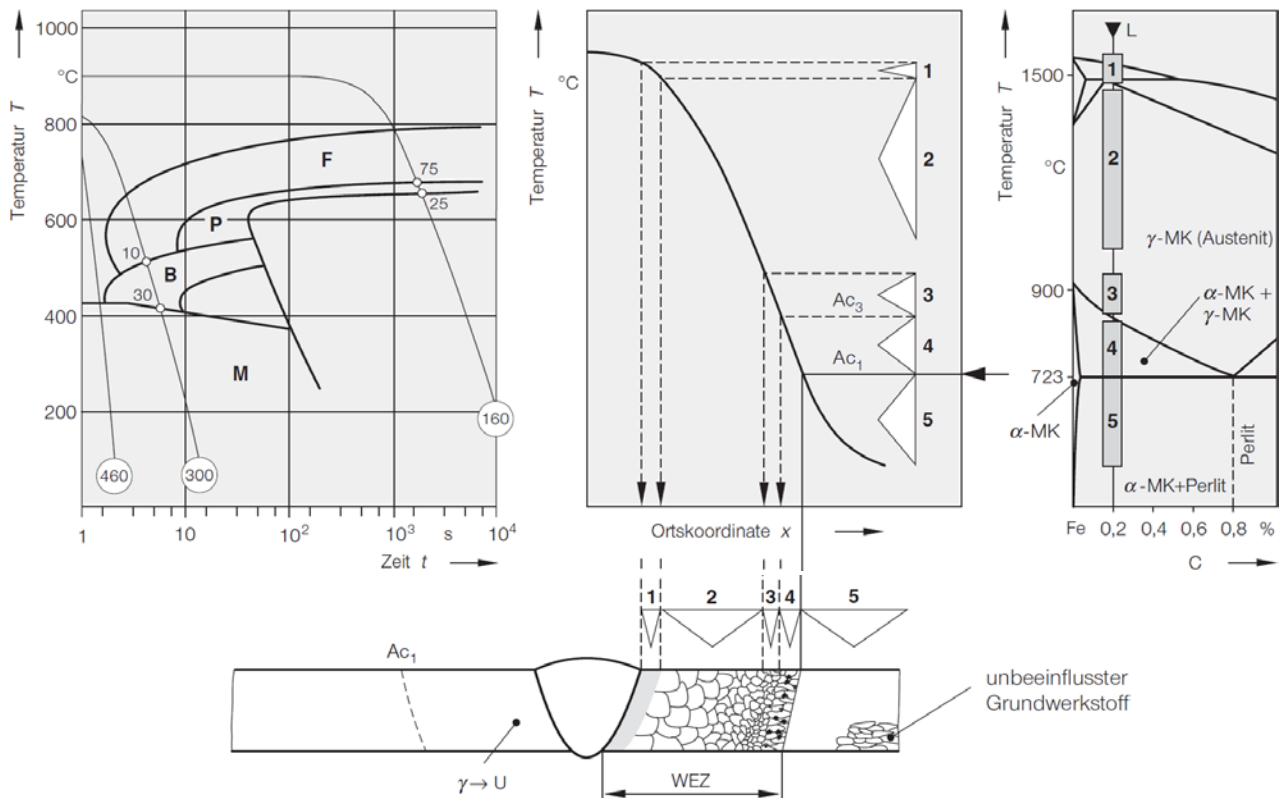


Abbildung 19: Vorgänge in der WEZ einer Schweißverbindung aus dem umwandlungsfähigen Stahl S355J2 + N (St 52) dargestellt in einem schematischen ZTU-Schaubild und dem Eisen-Kohlenstoff-Schaubild für eine Fe-C-Legierung mit 0,2 % Kohlenstoff. Darstellung entnommen aus [3].

Die erste Zone schließt unmittelbar an die Schmelzgrenze an und erreicht folglich die höchste Austenitisierungstemperatur. Die Ausgangstemperatur für die Gefügeumwandlung liegt hier zwischen der Liquidus-, und der Solidustemperatur [$T_{Li} \geq T \geq T_{So}$]. Trotz der geringen Breite von wenigen hundertstel Millimetern, ist diese Zone aus Sicht der Festigkeit von hohem Interesse. Die erstarrende Restschmelze enthält einen großen Anteil niedrigschmelzender Phasen, die sich in diesem Bereich konzentrieren [3].

Die zweite Zone wird als Grobkornzone bezeichnet. Aufgrund der hohen Temperatur reichen selbst kurze Haltezeiten, um ein deutliches Kornwachstum hervorzurufen. Die Austenitisierungstemperatur liegt in der Grobkornzone zwischen der Solidustemperatur und über Ac₃ [$T_{So} \geq T \gg Ac_3$]. Gleichzeitig ist die Abkühlgeschwindigkeit an der Phasengrenze am höchsten, was neben der erhöhten Korngröße auch das härteste Gefüge der WEZ bedingt. Der überwiegende Anteil in dieser Zone besteht aus Martensit und Bainit [3].

Anschließend an die Grobkornzone findet sich die Feinkornzone. Dieser Bereich wird während des Schweißvorgangs über Ac₃ erhitzt, bleibt aber deutlich unter der Solidustemperatur [$T \geq Ac_3$]. Der Temperaturbereich ist mit jenem beim Normalglühen vergleichbar und erreicht bei untereutektoiden Stählen maximal 950°C. Die doppelte Umkristallisierung führt zu einer Kornverfeinerung [3].

In weiterer Entfernung zum Schmelzbad befindet sich die vierte, teilaustenitisierte Zone. Die Ausgangstemperatur für die Gefügeumwandlung liegt hier zwischen Ac_3 und Ac_1 [$Ac_3 \geq T \geq Ac_1$]. Die Vorgänge sind hier stark von den Aufheiz-, und Abkühlbedingungen abhängig. Das teilaustenitisierte Gefüge wandelt sich bei langsamer Abkühlung erneut zu Perlit um. Wird schnell abgekühlt, kann aus dem austenitisierten Anteilen im Gefüge Martensit entstehen¹¹. Die metallurgischen Vorgänge ab und einschließlich der vierten Zone führen zu keiner negativen Beeinflussung der Bauteilsicherheit [3].

Die letzte Zone umfasst alle Bereiche, die während des Schweißprozesses nicht über Ac_1 erwärmt werden und nach dem Eisen-Kohlenstoff Schaubild keine Gefügeänderungen erfahren [$T \leq Ac_1$].

Mit Hilfe des ZTU Schaubildes in Abbildung (19) kann der zeitliche Einfluss auf die Gefügeumwandlung beschrieben werden. Für Bereiche, die sehr langsam Abkühlen [$t_{8/5} = 3000s$] kann näherungsweise von thermodynamisch ausgeglichenen Prozessen ausgegangen werden. Das resultierende Gefüge entspricht dem Gleichgewichtsgefüge aus dem Eisen-Kohlenstoffschaubild. Es entstehen 75% Ferrit und 25% Perlit.

Wie bereits erwähnt sind beim Schweißen deutlich schnellere Abkühlzeiten zu erwarten, was durch Abkühlkurve 2 veranschaulicht wird [$t_{8/5} = 6s$]. Die diffusionsgetriebenen Umwandlungsprozesse im Gefüge können bei dieser Abkühlkurve nicht abgeschlossen werden, was zur Bildung von 10% Ferrit, 30% Bainit und 60% Martensit führt.

Die dritte Abkühlkurve zeigt eine extrem schnelle Abkühlung [$t_{8/5} = 1s$]. Bei diesen Bedingungen entsteht theoretisch ein rein martensitischen Gefüge.

¹¹ Der in eine weiche Ferritmatrix eingebettete Martensit, ähnelt der Anordnung bei Dualphasen-Stählen, welche bemerkenswerte Festigkeits-, und Zähigkeitseigenschaften besitzen [3].

3.2.5. Zusammenfassung zur Werkstoffkunde und Metallurgie

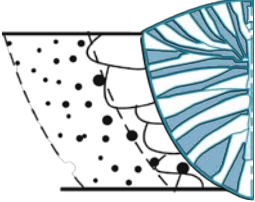
Im Kapitel 3.2 und den zugehörigen Unterkapiteln wurden die Vorgänge beim Kristallisieren der Schmelze, sowie die folgenden Gefügeumwandlungen im Schweißgut und der WEZ erörtert. Zu Beginn wurden die wesentlichen Unterschiede des Schweißens im Vergleich zu herkömmlichen Wärmebehandlungen gezeigt. Deren Ursprung liegt in den außergewöhnlich hohen Temperaturraten beim Erwärmen und Abkühlen des Werkstoffes im Bereich der Naht. Die Prozesse laufen fern vom thermodynamischen Gleichgewicht ab, weshalb das Eisen-Kohlenstoff Schaubild nur eingeschränkt Anwendung findet.

Die Zeit-, und Temperaturabhängigkeit der Prozesse wird in ZTU,- und ZTA-Schaubildern erfasst. Diese werden entweder für kontinuierliche-, oder isotherme Temperaturführung erstellt. Klassische ZTU-Schaubilder werden aus dem homogen austenitisierten Gebiet erstellt, was der schweißtechnischen Praxis widerspricht. Deutlich kürzerer Haltedauer und verschiedene Austenitisierungstemperaturen schränken die Anwendbarkeit der ZTU Schaubilder ein. Sie bieten jedoch ein hilfreiches Mittel zum allgemeinen Verständnis der Vorgänge im Werkstoff und zur Abschätzung der erreichten Härte im Schweißgut.

Mit ZTA-Schaubildern versucht man diese Lücke zu schließen. Dazu wird die Austenitbildung in Abhängigkeit von verschiedenen Aufheizraten und Spitzentemperaturen ermittelt. Die Schaubilder bieten also die notwendige Information bezüglich der Gefügezusammensetzung bevor die Abkühlung beginnt. Um den gesamten Wärmezyklus beim Schweißen beschreiben zu können, werden spitzentemperaturabhängige Abkühlzeit-Schaubilder eingesetzt, welche durch die Kombination mehrerer ZTU-Schaubilder erstellt werden. Die Verfügbarkeit dieser Schaubilder ist jedoch begrenzt.

Die im Kapitel 3.2 gezeigten Vorgänge in der WEZ wurden vorwiegend auf den in dieser Arbeit verwendeten Werkstoff ausgelegt. Eine komprimierte Darstellung des erarbeiteten Wissens ist in Tabelle (2) dargestellt. Es werden die metallurgischen Vorgänge im Schmelzbad und der WEZ gezeigt.

Aufbauend auf den Grundlagen hinter dem Werkstoffverhalten, wird im Kapitel 3.3 die Modellierung dieses Verhaltens behandelt. Es werden grundlegende Ansätze zur Erstellung metallurgischer Modelle gezeigt und anschließend die wichtigsten Prinzipien vorgestellt.

Metallurgischer Vorgang	Prozess/ Bereich	Einflussgröße/ Beschreibung
Primärkristallisation in der Schweißschmelze 	Keimbildung und Kornwachstum	Konstitutionelle und thermische Unterkühlung - Schweißgeschwindigkeit - Kristallisationsgeschwindigkeit - Temperaturgradient Kristallisationsgeschwindigkeit hängt von der Vorschubgeschwindigkeit ab (Abb.17 – S.30) Kristallisation beginnt bevorzugt an der Schmelzgrenze. Kristalle wachsen anschließend normal zu der Erstarrungsisothermen Legierungselemente - Schmelztemperatur - Oberflächenaktive Elementen - Niedrigschmelzende Ausscheidungen
	Schweißgutgefüge	Ausgangsgefüge - Gefügeverteilung - Chemische Zusammensetzung - Homogenisierung Temperaturführung beim Aufheizen und Abkühlen - Schweißparameter - Vorwärmen - Wärmetransport Erstarrungsisotherme - Schweißgeschwindigkeit - Temperaturgradient - Kristallisationsgeschwindigkeit Kristallwachstum - Säulenförmige Dendriten - Äquiaxiale Dendriten
	Schmelzbadgeometrie	Verhältnis von Wärmeeinbringung und Schweißgeschwindigkeit - Elliptisches Schmelzbad - Tropfenförmiges Schmelzbad Strömungen und Massetransport im Schmelzbad- Oberflächenaktive Elemente - Oberflächenspannungs-Temperaturgradient - Elektromagnetische Kräfte
	Erstarrungsmuster	Nahtform - Parallele Schmelzgrenze Schweißparameter - Tief einbrennende Verfahren Transport von Verunreinigungen - Nahtmitte (parallele Schmelzgrenze) - Decklage der Naht

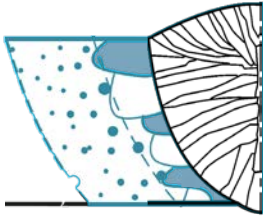
<p>Gefügeumwandlung in der WEZ</p> 	<p>Wärmeeinbringung und Vorwärmung</p>	<p>Schweißparameter</p> <ul style="list-style-type: none"> - Lichtbogenspannung - Schweißstrom - Schweißgeschwindigkeit <p>Werkstückgeometrie</p> <ul style="list-style-type: none"> - Wärmetransport - Masse des umliegenden kalten Werkstoffes - Richtungen für den Wärmetransport <p>Nahtform und Lagentechnik</p> <ul style="list-style-type: none"> - Einlagen-, oder Mehrlagentechnik - Tief einbrennende Verfahren - Schweißen mit Badstütze
	<p>Zone 1 Bereich des partiellen Schmelzes</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Breite meist nur einige hundertstel Millimeter - Konzentrierte Anlagerung von niedrigschmelzenden Ausscheidungen - Entmischungsvorgänge beim Phasenübergang können Heißrisse begünstigen
	<p>Zone 2 Grobkornzone</p>	<p>Gefüge von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig</p> <p>Langsam = Ferrit/Perlit</p> <p>Schnell = Ferrit/ Bainit/ Martensit</p> <p>In der Nähe zum Schmelzbad treten üblicherweise schnelle Abkühlraten auf.</p>
	<p>Zone 3 Feinkornzone</p>	<p>Doppelte Umkristallisierung bedingt feines Korn.</p> <p>Gefüge besteht abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit aus Ferrit/ feinstreifigem Perlit/ Bainit/ Martensit</p>
	<p>Zone 4 Teilaustenitisierter Bereich</p>	<p>Resultierendes Gefüge ist Abhängig von Abkühlgeschwindigkeit und Austenitisierungsgrad.</p> <p>Häufig Martensit /Bainit eingebettet in weichem Ferrit</p>
	<p>Zone 5</p>	<p>Unbeeinflusster Grundwerkstoff</p>

Tabelle 2: Zusammenfassung der metallurgischen Vorgänge im Schmelzbad und der WEZ

3.3. Modellbildung und Simulation für Schweißprozesse

Ziel der Modellbildung ist es ein vereinfachtes Abbild der Wirklichkeit zu erstellen. Dies ist notwendig, weil die Realität meist zu komplex ist, um sie vollumfänglich zu beschreiben. Außerdem ist es häufig der Fall, dass einzelne Parameter keinen wesentlichen Einfluss auf das Verhalten des simulierten Systems haben. Die Kunst ist es richtig zu entscheiden, welche Einflussgrößen vernachlässigt werden können und welche einen Einfluss auf das Simulationsergebnis haben. Zu einem erheblichen Teil liegt es an der Erfahrung und dem grundsätzlichen Verständnis der physikalischen Vorgänge in der Realität, ob man diesem Anspruch gerecht werden kann. Üblicherweise werden erstellte Modelle jedoch immer mit Experimenten verglichen und gegen Messwerte validiert.

In dieser Arbeit werden zwei grundsätzlich verschiedene Simulationsmethoden zur Berechnung von Schweißverzug mit den Ergebnissen aus Experimenten verglichen. Deshalb wird in diesem Kapitel der Fokus auf die Besonderheiten hinter beiden Methoden und den erforderlichen Modellen gelegt.

Der erste Teil des Kapitels befasst sich mit der transienten Modellierung des Schweißprozesses in der Software *Sysweld*[®]. Hier werden sowohl das thermomechanische Verhalten als auch die Umwandlung des Werkstoffgefüges berücksichtigt. Es handelt sich um ein physikalisch hochwertiges Modell, das die Realität möglichst genau abbildet. Die Anforderungen an die Netzqualität ist ausgesprochen hoch. Es werden meist Volumenmodelle mit kleiner Elementgröße eingesetzt, um physikalische Effekte auch in Bereichen hoher Gradienten entsprechend auflösen zu können. Transiente Berechnungen erlauben bei entsprechend feiner Auflösung der Geometrie, genaue Betrachtungen von Schweißeigenstressungen, Schweißverzug und Phasenumwandlungen.

Im zweiten Teil wird das Modell für die Simulation auf einem mechanischen Ersatzmodell in der Software *Weld Planner*[®] vorgestellt. Hier werden die Phasenumwandlungen vernachlässigt und die thermischen Lasten durch mechanische Lasten im Nahtbereich ersetzt. Das Modell kann mit wenigen Eingangsparametern, schnelle und qualitativ richtige Aussagen über die zu erwartenden Schweißverzüge liefern.

3.3.1. Modelle für die transiente Berechnung

Bei der transienten Berechnung bewegt sich eine Wärmequelle, die den realen Schweißprozess abbildet, entlang einer definierten Trajektorie im Raum. Die abgegebene Energie der Wärmequelle erzeugt die thermische Last, welche auf das Bauteil wirkt. Für entsprechend genaue Ergebnisse sind kleinste Zeitschritte erforderlich. Diese werden vom *Sysweld*[®]-Solver in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit und der Schmelzbadlänge automatisch festgelegt. Maximal wird die Wärmequelle pro Zeitschritt, um die halbe Schmelzbadlänge weiterbewegt [24].

Die transiente Berechnung ermöglicht die gekoppelte Betrachtung aller physikalisch relevanten Vorgänge während des Schweißens. Es ist die präziseste, aber auch zeitaufwändigste Art, um die Wärmeeffekte beim Schweißen zu simulieren. Abbildung (20) gibt einen Überblick der Phänomene die mit *Sysweld*[®] berücksichtigt werden können. Die thermometallurgische Berechnung bildet den Kern der Software. Daraus kann die mechanische Reaktion der Struktur, der Verlauf von Diffusionsprozessen (im speziellen Wasserstoffdiffusion) und der Einfluss elektromagnetischer Größen berechnet werden.

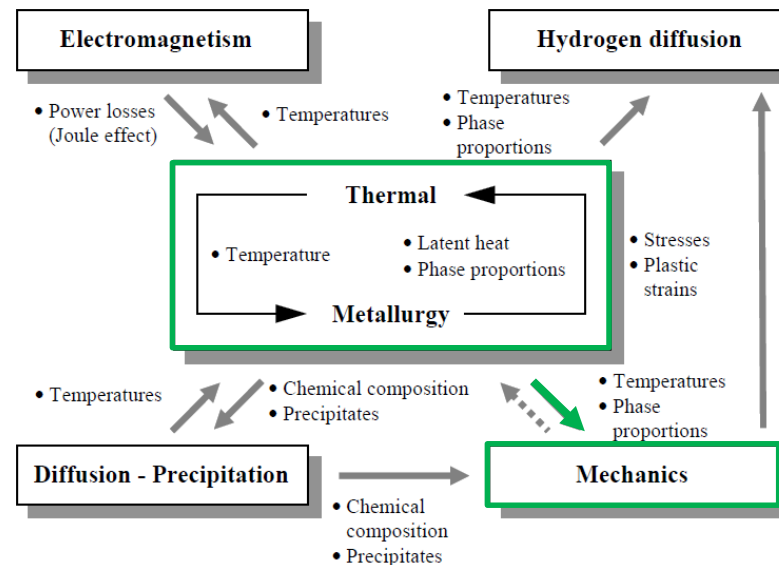


Abbildung 20: Aufbau der Modellarchitektur von *Sysweld*[®] [25]. Grün markiert sind die, in dieser Arbeit genutzten Funktionen.

Bei der transienten Berechnung werden alle relevanten, physikalischen Eigenschaften des Werkstoffes berücksichtigt. Die Wärmequelle wird als Oberflächen-, oder Volumenquelle modelliert. Thermometallurgische Prozesse werden umfänglich berücksichtigt. Zur mechanischen Kopplung werden elastische, plastische, thermische und umwandlungsbedingte Dehnungen berechnet. Die Beschreibung all dieser Eigenschaften erfordert eine Reihe an Modellen, welche in den folgenden Kapiteln vorgestellt werden.

3.3.1.1. Modelle für die bewegte Volumenwärmequelle

In *Sysweld*[®] steht standardmäßig neben der doppelelliptischen eine konische Volumenwärmequelle zur Verfügung. Die doppelelliptische Quelle wird für die Modellierung von Schweißprozessen mit Materialeintrag empfohlen [25]. Die konische Quelle dient der Modellierung von Schweißprozessen mit hochkonzentriertem Energieeintrag wie das Laserstrahl-, oder Elektronenstrahlschweißen. In Abbildung (21) ist die doppelelliptische Volumenwärmequelle und die erforderlichen Parameter zur Definition der Geometrie abgebildet. Die Verteilung der Wärmestromdichte innerhalb der

Wärmequelle wird auf Basis der angegebenen Schweißparameter und über eine Verteilungsfunktion angewendet.

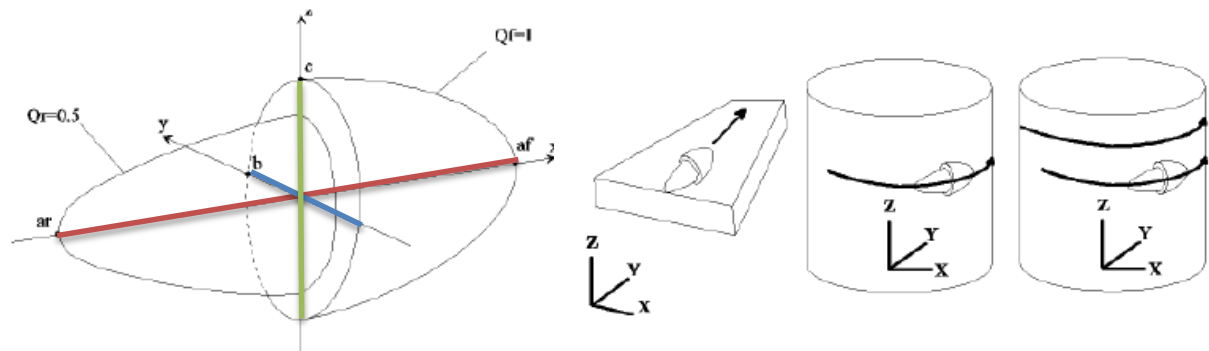


Abbildung 21: Doppelelliptische und konische Volumenwärmequelle in *Sysweld*[®]. Die Anpassung der Geometrie erfolgt über die Eingabe weniger Parameter, welche üblicherweise aus der Schmelzbadgeometrie abgeleitet werden.

Die vordefinierten Wärmequellen können in *Sysweld*[®] wie beschrieben konfiguriert werden. Als Anhaltspunkt für die Geometrieparameter dienen die Abmessungen des Schweißbades. Für die vollständige Beschreibung der Wärmequelle muss zusätzlich die Schweißtrajektorie definiert werden. Dies erfolgt manuell durch den Bediener, wobei transversale, rotatorische und helixförmige Bewegungen der Wärmequelle unterstützt werden.

Eine Besonderheit bei der Simulation von Schweißprozessen ist die Aktivierung und Deaktivierung von finiten Elementen im Bereich des Schmelzbades während der Berechnung. Dadurch kann der Nahtaufbau sowie der Materialeintrag durch Zusatzwerkstoffe mit der Wärmequelle modelliert werden.

3.3.1.2. Modelle zur Berechnung der Phasenumwandlungen im Werkstoffgefüge

Die Reaktion des Werkstoffes auf thermische, oder mechanische Lasten wird durch die momentane Phasenzusammensetzung beeinflusst. Um diese im Zuge der transienten Berechnung berücksichtigen zu können muss die Phasenverteilung für jeden Zeitschritt bestimmt werden. Dafür stehen in *Sysweld*[®] mehrere Modelle zur Verfügung.

Die Grundlagen für die Beschreibung der diffusionsgetriebenen Phasenumwandlung werden aus dem JMAK-Modell [26] abgeleitet. Zusätzlich wird für die Beschreibung der diffusionslosen Martensitbildung das Koistinen-Marburger Gesetz [27] herangezogen. Für die numerische Implementierung der physikalischen Phänomene beider Modelle, wird standardmäßig der empirische Ansatz nach Leblond [28] verwendet.

Die genannten Modelle werden in den folgenden Kapiteln vorgestellt. Auf eine mathematische Beschreibung der Zusammenhänge wird dabei weitgehend verzichtet und auf die entsprechende Dokumentation von *Sysweld*[®], sowie die angeführte Fachliteratur verwiesen.

Diffusionsgetriebene Phasenumwandlungen sind dadurch gekennzeichnet, dass ausreichend Zeit und Energie zur Neuordnung der Atome in der Kristallstruktur zur Verfügung steht. Dies setzt unter anderem entsprechend geringe Abkühlraten voraus. Der Idealfall ist durch die isotherme Umwandlung, also bei konstanter Temperatur gegeben. Diese Situation wird durch das Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov Modell (JMAK) beschrieben. Das Modell wird für die Umwandlungsvorgänge zwischen den Phasen Austenit, Ferrit, Bainit und Perlit angewendet. Gleichung (11) zeigt die integrierte Form der JMAK-Gleichung.

$$p_i(T, t) = \bar{p}(T) \left(1 - \exp \left(\left(\frac{-t}{\tau_R(T)} \right)^{n(T)} \right) \right) \quad (11)$$

Dabei entspricht $[\bar{p}]$ dem Phasenanteil, welcher bei isothermen Halten nach unendlich langer Zeit erreicht wird. Mit $[\tau_R(T)]$ und $[n(T)]$ wird die Kinetik der Umwandlung modelliert. Dabei dient $[\tau_R(T)]$ zur Modellierung der Inkubationszeit, also jener Zeit die bis zum Einsetzen der Umwandlung verstreicht. Der Beginn der Umwandlung wird üblicherweise bei Erreichen eines bestimmten prozentuellen Anteils an neugebildetem Gefüge festgemacht. Mit Hilfe dieses Parameters kann der Verlauf der Umwandlungskurven zu längeren Zeiten verschoben werden. Mit $[n(T)]$ lässt sich die Dynamik der Umwandlung modellieren. Die Parameter $[\tau_R(T)]$ und $[n(T)]$ sind temperaturabhängig. Deshalb kann mit Gleichung (11) nur die Wachstumskinetik für isotherme Verhältnisse berücksichtigt werden. Differenziert man die Gleichung bei konstanter Temperatur, so erhält man nach [25] den Ausdruck in Gleichung(12) für den Umwandlungsverlauf über der Zeit. Um zur dargestellten Form der Gleichung (12) zu gelangen ist ein Rückeinsetzen der Variablen erforderlich. Das Vorgehen ist im Anhang (A1 - Seite 105) dargestellt.

$$\frac{dp_i(T)}{dt} = n \left(\frac{\bar{p}(T) - p_i(T)}{\tau_R(T)} \right) \left(\ln \left(\frac{\bar{p}(T)}{\bar{p}(T) - p_i(T)} \right) \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \quad (12)$$

Trotz der zeitabhängigen Beschreibung der Phasenverteilung in Gleichung (12) kann die abgeleitete JMAK-Gleichung, die Gegebenheiten bei kontinuierlicher Abkühlung nicht ausreichend genau wiedergeben. In [19] wird dieser Sachverhalt damit begründet, dass die Parameter $[\tau_R]$ und $[n]$ zusätzlich zur Temperatur, auch von der Temperaturrate abhängig sind, was bei diesem Ansatz nicht berücksichtigt wird. Demnach ist die Einführung eines Korrekturfaktors, bei der Anwendung von rein temperaturabhängigen Parametern erforderlich [19], [29].

Diffusionslose Phasenumwandlungen sind dadurch gekennzeichnet, dass nicht genügend Zeit zur diffusionsgetriebenen Neuordnung der Atome in der Kristallstruktur zur Verfügung steht. Bei Stählen wird auf diese Art der Martensit gebildet. Der diffusionslose Umklappvorgang aus dem kfz-Gitter des Austenits in das trz-Gitter des Martensits, ergibt sich infolge der raschen Abkühlung unter die Martensitstarttemperatur [29].

$$p(T) = \bar{p}_M \left(1 - \exp(-b(M_S - T)) \right) \quad (13)$$

In Gleichung (13) entspricht $[\bar{p}_M]$ dem Anteil an Martensit der bei theoretisch unendlich schneller Abkühlrate maximal entstehen würde. Der Wert wird deshalb häufig mit Eins angenommen, wobei dies nur gültig ist solange keine anderen Phasen entstehen. $[M_S]$ steht für die Martensitstarttemperatur und $[b]$ charakterisiert die Entwicklung des Umwandlungsprozesses in Abhängigkeit der Temperatur. Das Koistinen-Marburger Gesetz ist nur von der Temperatur abhängig [25].

Um die für Schweißprozesses wesentliche Abhängigkeit der transienten Größen, insbesondere der Temperatur von der Zeit besser wiedergeben zu können, ist der Übergang von der isothermen Beschreibung zu einer kontinuierlichen Beschreibung erforderlich. Es wurde bereits darauf hingewiesen, dass die zeitliche Ableitung der JMAK-Gleichung, bei konstanter Temperatur, die Verhältnisse nicht ausreichend genau beschreibt. Einen alternativen Ansatz stellt das Leblond-Modell dar, welches einen halbempirischen Ansatz verfolgt.

Nach [25] wird für die Umwandlung zwischen zwei Phasen zunächst Gleichung (14) angesetzt.

$$\frac{dp_i}{dt} = \frac{\bar{p}_i(T) - p_i(T)}{\tau_{1 \rightarrow 2}(T)} \quad (14)$$

Man erkennt, dass der Ansatz für das Leblond Modell aus dem JMAK-Modell abgeleitet ist. Nach [19] erhält man Gleichung (14) für den Sonderfall $n(T) = 1$ aus Gleichung (12). Über diesen Ansatz lässt sich anschaulich die Umwandlung zwischen zwei beliebigen Phasen (1 und 2) darstellen.

$$\dot{p}_2 = \frac{\bar{p}_2(T) - p_2}{\tau_{1 \rightarrow 2}(T)} \quad (15)$$

In Gleichung (15) wird ist $[\dot{p}_2]$ die Phasenänderungsrate der Phase 2 in Abhängigkeit der Zeit. $[\bar{p}_2(T)]$ entspricht der Menge an Phase 2 nach unendlich langer Haltedauer bei konstanter Temperatur, also im thermodynamischen Gleichgewichtspunkt. $[p_2]$ ist der Phasenanteil der Phase 2 zum betrachteten Zeitpunkt. $[\tau_{1 \rightarrow 2}(T)]$ entspricht der Verzögerung der Phasenumwandlung. Aus Erhaltungsgründen muss stets gelten, dass die Summe aller Phasenanteile Eins ergibt.

$$p_1 + p_2 = 1 \quad (16)$$

In der Praxis treten mehrere Phasenumwandlungen parallel auf und es kommt zu einer gegenseitigen Beeinflussung der Vorgänge. Nach [19] wird dies im Leblond-Modell über die Definition von Umwandlungskonstanten berücksichtigt. Diese beschreiben den transformierten Phasenanteil aus einer anderen Phase in Abhängigkeit der Zeit. Die Umwandlungskoeffizienten werden wiederum durch je einen temperaturabhängigen, und einen temperaturratenabhängigen Koeffizienten beschrieben.

Setzt man die gefundene Formulierung in die differenzierte JMAK-Gleichung ein, so erhält man das verallgemeinerte Leblond Modell [19], [30]. Ein Materialmodell, welches die Phasenkinetik detailliert abbilden kann, ist bei schweißtechnischen Simulationen vor allem bei der Betrachtung der Vorgänge im Nahtbereich von großer Bedeutung.

3.3.1.3. Modell zur Berücksichtigung des Kornwachstums

Das Kornwachstum ist aus zwei Gründen relevant für die thermometallurgische Berechnung. Erstens ist die Korngröße des Werkstoffgefüges ein wichtiger Parameter, wenn es um die Beschreibung von Materialversagen geht. Sowohl Festigkeit, als auch Duktilität stehen bei Stählen in direkter Verbindung mit der Korngröße. Zweitens werden Gefügeumwandlungen durch die Korngröße ebenfalls beeinflusst [25]. Bei der Betrachtung von Schweißprozessen ist stets die Beschreibung der Korngrößenänderung des Austenits von Interesse, weil alle relevanten Erwärmungen in dieses, und alle Abkühlungen aus diesem, Gebiet stattfinden.

Das Kornwachstum ist von der Temperaturänderung und vom vorhandenen Austenitanteil im Gefüge abhängig. Ausgehend von der Arrhenius-Gleichung, kann das Kornwachstum in Abhängigkeit der genannten Größen beschrieben werden.

$$\frac{d}{dt} D^a = C \cdot \exp\left(-\frac{Q_A}{RT}\right) \quad (17)$$

In Gleichung (17) entspricht $[D]$ der Korngröße, $[Q_A]$ der Aktivierungsenergie, $[R]$ der universelle Gaskonstante. Die $[C]$ berücksichtigt die Anzahl möglicher Keimbildungsplätze und $[a]$ ist eine Konstante.

Für die Kopplung der Arrhenius-Gleichung mit dem Leblond-Modell, muss nach [19] eine mittlere Korngröße eingeführt werden, da durch die Phasenänderung keine absolute Ausgangsgröße angenommen werden kann. In der verallgemeinerten Arrhenius-Gleichung nach Leblond wird dazu eine Fallunterscheidung für den zunehmenden, oder abnehmenden Phasenanteil vorgenommen

3.3.1.4. Thermometallurgische Kopplung der Modelle

Da sich die Gefügeumwandlung und das Temperaturfeld gegenseitig beeinflussen und dieser Effekt in transienten Berechnungen berücksichtigt wird, muss eine gekoppelte Berechnung der physikalischen Vorgänge stattfinden. Die klassische Berechnung des Temperaturfelds nach der Feldgleichung für Wärmeleitung ist dafür nicht ausreichend, weil die latente Wärmezufuhr bei Phasenumwandlungen nicht berücksichtigt werden kann. Außerdem sind die thermophysikalischen Eigenschaften des Materials phasenabhängig, was ebenfalls berücksichtigt werden muss. Um beide Einflüsse erfassen zu können, muss der temperaturbasierte Ansatz der Wärmeleitgleichung, durch eine enthalpiebasierte Formulierung nach Gleichung (18) ersetzt werden [25].

$$\bar{\rho} \frac{\partial \bar{H}}{\partial t} - \text{div}(\bar{\lambda} \text{grad}(T)) - Q = 0 \quad (18)$$

Nach [25] wird in *Sysweld*[®] die Dichte $[\bar{\rho}]$, die Enthalpie $[\bar{H}]$ und die Wärmeleitfähigkeit $[\bar{\lambda}]$ in Abhängigkeit der aktuellen Phasenzusammensetzung eingesetzt. Diese wird über einen gewichteten Summenansatz über alle vorhandenen Phasen formuliert.

$$\bar{\rho} = \sum_{\text{phases}} p_i \bar{\rho}_i \quad (19)$$

$$\bar{H} = \sum_{\text{phases}} p_i \bar{H}_i \quad (20)$$

$$\bar{\lambda} = \sum_{\text{phases}} p_i \bar{\lambda}_i \quad (21)$$

In Abbildung (22) ist exemplarisch die Temperaturabhängigkeit zweier thermophysikalischer Größen dargestellt. Man erkennt den Sprung bei der γ - α Phasenumwandlung.

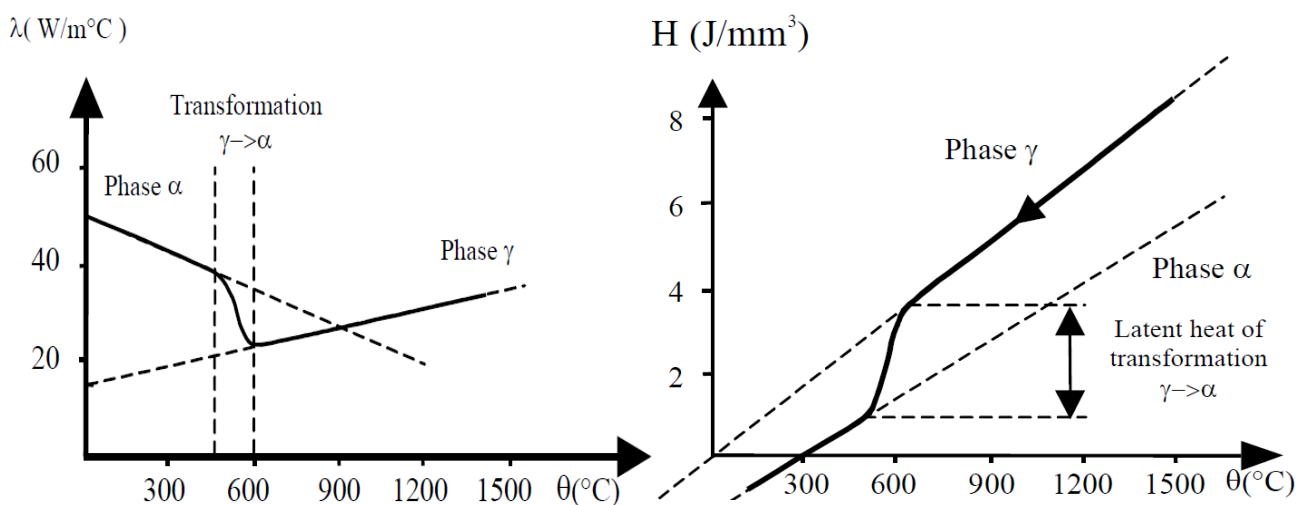


Abbildung 22: Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit und der Enthalpiesprung bei der Gefügeumwandlung nach [25]

3.3.1.5. Modelle für die mechanische Kopplung

Die Koppelung des Temperaturfelds und der Strukturmechanik wird vielfach nur in eine Richtung (einseitige Kopplung) vorgenommen. Dabei wird der Einfluss des Temperaturfelds infolge thermisch induzierter Dehnungen, sowie die Temperaturabhängigkeit verschiedener Werkstoffeigenschaften bei der Berechnung mechanischer Reaktionen berücksichtigt. Eine Rückkopplung der Verschiebungen ist nur erforderlich, wenn diese einen relevanten Einfluss auf das Temperaturfeld haben. Ein Beispiel hierfür wäre eine wesentliche Änderung des Abstandes zur Wärmequelle, infolge der Verschiebungen in der Struktur.

Wird eine einseitige Kopplung angewendet, so kann in einem ersten Analyseschritt die Berechnung des transienten Temperaturfelds erfolgen. Anschließend werden die berechneten Temperaturen des jeweiligen Zeitschrittes als Lastgrößen in der mechanischen Berechnung berücksichtigt [31]. Für die thermische Dehnung erfolgt dies über den Ausdehnungskoeffizienten und das Elastizitätsmodul.

Betrachtet man die Vorgänge im Detail, so können elastische, plastische, sowie thermometallurgische Dehnungen unterschieden werden [19]. Es sind mehrere Materialmodelle erforderlich, um den gesamten Prozess abzubilden. Die Herausforderung liegt nicht nur in der Implementierung dieser Modelle, sondern auch in der situationsabhängigen Auswahl des passenden Modells. In diesem Kapitel werden die Ansätze für die mechanische Kopplung erarbeitet. Die zugrundeliegenden Materialmodelle sind umfangreich und werden häufig individuell angepasst. Auf eine ausführliche Beschreibung wird mit dem Verweis auf [25], [30] verzichtet. Im Anhang A2 (S.106) befindet sich jedoch eine Zusammenfassung der implementierten Materialmodelle in *Sysweld*[®].

Die totale Dehnung setzt sich aus mehreren Dehnungsanteilen zusammen:

$$\varepsilon_{ij}^{tot} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^{th} + \varepsilon_{ij}^m + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^{tp} \quad (22)$$

In Gleichung (22) folgen der Reihe nach die Dehnungsanteile aus der elastischen, thermischen, metallurgischen, plastischen und transformationsplastischen Verformung.

Streng genommen beeinflusst der mechanische Zustand der Struktur wiederum das Umwandlungsverhalten des Gefüges und somit die Temperaturfeldrechnung. Diese Rückkopplung ist in Abbildung 20 (S. 38) mit einem punktierten Pfeil dargestellt und kann in *Sysweld*[®] berücksichtigt werden. In der transienten Simulation zu dieser Arbeit wurde auf diese Rückkopplung verzichtet.

Die elastische Dehnung beschreibt jenen Teil der Volumenänderung der im Bereich reversibler Verformungen stattfindet. Wird die Last entfernt, so kehrt die Struktur in ihren Ausgangszustand zurück. Das Materialverhalten wird nach dem Hook'schen Gesetz abgebildet. In *Sysweld*[®] kann sowohl lineare, als auch nicht lineare Elastizität modelliert werden (A2 - S.106).

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{(1 + \nu)\sigma_{ij} - \delta_{ij}\nu\sigma_m}{E} \quad (23)$$

Gleichung (23) beschreibt die elastische Dehnung $[\varepsilon_{ij}^e]$ nach dem Hook'schen Gesetz. Enthalten sind der Spannungstensor $[\sigma_{ij}]$, die Querkontraktionszahl $[\nu]$, das Kroneckersymbol $[\delta_{ij}]$, die mittlere Spannung $[\sigma_m]$ und der Elastizitätsmodul $[E]$.

Die thermometallurgische Dehnung beschreibt jenen Teil der Volumenänderung, der infolge der Gefügeumwandlung und der Temperaturzunahme auftritt. Die beiden Anteile werden meist zusammengefasst, weil ihre Messung im Dilatometerversuch ebenfalls zusammen erfolgt. Es ist zu berücksichtigen, dass jede Werkstoffphase ein eigenes Dehnungsverhalten in Abhängigkeit der Temperatur aufweist. In *Sysweld*[®] wird die gesamte thermometallurgische Dehnung über folgende Summenbildung beschrieben.

$$\varepsilon^{thm} = \sum_{phases} p_i \varepsilon_i^{thm} \quad (24)$$

In Gleichung (24) entspricht $[\varepsilon^{thm}]$ der thermometallurgischen Gesamtdehnung. Diese wird aus der Summe aller Phasenanteile $[p_i]$, multipliziert mit ihrer charakteristischen Dehnung $[\varepsilon_i^{thm}]$ gebildet. Nach [25] unterscheidet sich die thermische Dehnung phasenabhängig nicht nur in ihrer Steigung, sondern auch in ihren Ursprungskordinaten. Dieses Verhalten ist in Abbildung (23) dargestellt.

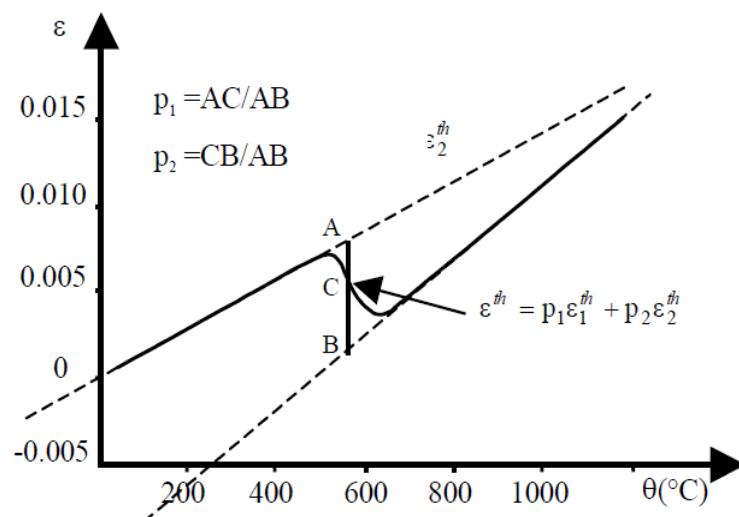


Abbildung 23: Abhängigkeit der thermischen Dehnung von Phase und Temperatur nach [25]

Die plastische Dehnung beschreibt jenen Teil der Volumenänderung, der infolge bleibender Verformungen auftritt. Da das plastische Verhalten nicht nur von statischen Größen, sondern weitgehend auch von der Dynamik der Änderung abhängig ist, wird für die Kopplung der verschiedenen Modelle ein Ansatz benötigt, der diesen Einfluss berücksichtigen kann.

In *Sysweld*[®] wird die plastische Dehnung des Kontinuums über die zeitabhängige Änderung von Spannung $[\dot{\sigma}]$, Temperatur $[\dot{T}]$ und Phasenzusammensetzung $[\dot{p}]$ beschrieben.

$$\varepsilon^p = a(\dots)\dot{\sigma} + b(\dots)\dot{T} + c(\dots)\dot{p} \quad (25)$$

Mit Hilfe dieses Ansatzes können ideale Plastizität, isotrope-, und kinematische Verfestigung, durch Variation der Parameter $[a, b, c]$ modelliert werden [25].

Bei der Betrachtung des plastischen Verhaltens spielt die Fließgrenze eine entscheidende Rolle. Bei mechanisch gekoppelten Berechnungen wird diese in Abhängigkeit der Gefügezusammensetzung berücksichtigt. In [25] wird dazu ein Modell für die lineare Abhängigkeit der Fließgrenze in ferritischen Phasen und nichtlineare Abhängigkeit für austenitische-, ferritische Mischphasen vorgestellt.

Eine Besonderheit, welche bei thermometallurgisch gekoppelten Berechnungen ebenfalls berücksichtigt wird, ist die Umwandlungsplastizität. In [10] wurde nachgewiesen, dass Vergleichsspannungen unterhalb der Streckgrenze, bei umwandlungsfähigen Werkstoffen plastische Verformungen hervorrufen können.

Nach dem Greenwood-Johnson Modell [10], führt die Volumenänderung infolge der Gefügeumwandlung zu mikroskopischen inneren Spannungen die ausreichen um plastische Dehnungen in der weicheren Phase zu induzieren.

Für die Martensitumwandlung kann das Modell nach Magee [32] eingesetzt werden. Nach [19] wird in diesem Modell die lokale anisotrope Deformation infolge der Bildung einer Martensitplatte, auf die makroskopische Deformation der Struktur umgelegt. Die numerische Umsetzung des Modells wird nur selten vorgenommen, weil die ausgeprägte Volumenänderung bei der Martensitumwandlung deutlich stärker in Erscheinung tritt und über das Greenwood Johnson Modell beschrieben werden kann. Beide Modelle sind in *Sysweld*[®] implementiert.

3.3.1.6. Zusammenfassung zur transienten Berechnung

In diesem Kapitel wurden die grundlegenden Zusammenhänge für die transiente Berechnung des Schweißprozesses gezeigt. Charakteristisch ist die Modellierung der bewegten Wärmequelle und die gekoppelte Berechnung des Temperatur-, und Gefügefilds. Die anschließende Kopplung mit der mechanischen Berechnung wird in dieser Arbeit nur in eine Richtung umgesetzt. Theoretisch kann auch eine Rückkopplung erfolgen, um die Einflüsse des mechanischen Zustandes auf das Gefüge-, und Temperaturfeld zu erfassen.

Es wird hervorgehoben, dass die angeführten Beispiele und Modelle keine vollständige Darstellung aller Möglichkeiten in der Software *Sysweld*[®] darstellen. Vielmehr wurde versucht einen Überblick

der relevanten Effekte beim Schweißen zu geben. Trotz der eingeschränkten Darstellung wird deutlich, dass eine transiente Berechnung hohe Anforderungen an die verfügbaren Modelle und Materialdaten stellt. Die folgende Abbildung fasst die berücksichtigten Effekte in dieser Arbeit zusammen.

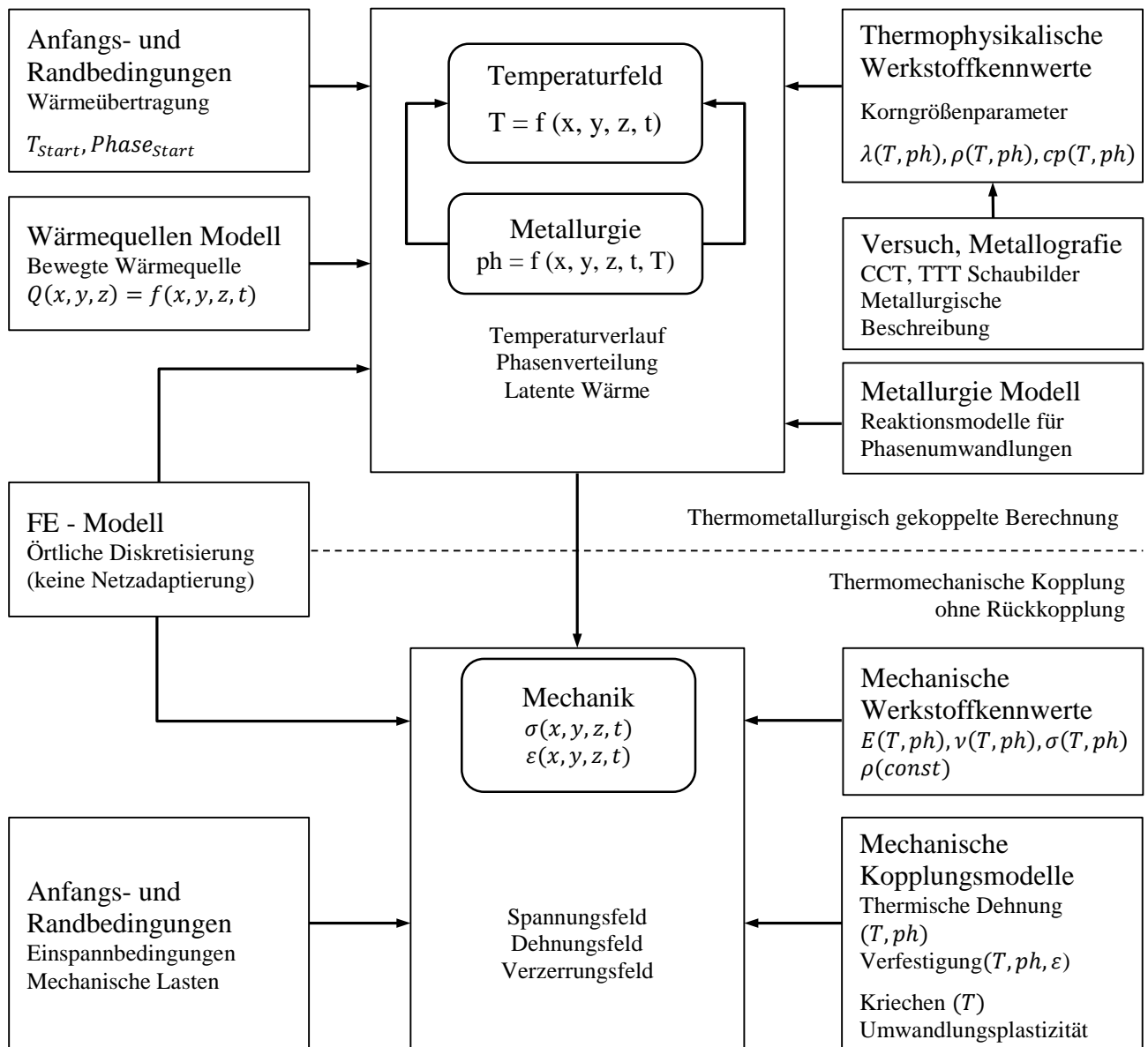


Abbildung 24: Übersicht der berücksichtigten physikalischen Einflüsse im Rahmen der transienten Berechnung.

3.3.2. Mechanische Ersatzmodelle zur Berechnung des Schweißverzugs

Mechanische Ersatzmodelle wurden entwickelt um die Wärmeeffekte beim Schweißen beschreiben zu können, ohne einen detaillierten Blick auf die zahlreichen physikalischen Vorgänge werfen zu müssen. Die transiente Berechnung liefert, bei korrekter Bedienung der Software hoch qualitative Ergebnisse. Die Modellbildung und Simulation ist jedoch mit erheblichen Aufwand verbunden. Vor allem im Bereich der Produktions-, und Prozessplanung wird jedoch eine schnelle Methode gefordert, die der Durchführung von Variationsrechnungen und Optimierungen dient.

Um diese Fähigkeit zu erreichen werden in mechanischen Ersatzmodellen weitreichende Vereinfachungen vorgenommen. Durch die Reduktion der angewendeten Modelle und gegenseitigen Abhängigkeiten, wird zunächst der Aufwand zum Aufsetzen einer Berechnung deutlich reduziert. In weiterer Folge können gröbere Rechennetze angewendet werden, was zu einer Zeitersparnis bei der örtlichen Diskretisierung der Geometrie führt. Schließlich wird die Anzahl der Berechnungsschritte massiv reduziert, was in Summe zu einer deutlichen Reduktion der Rechenzeit führt.

Die vereinfachte Beschreibung der physikalischen Zusammenhänge hinter den mechanischen Ersatzmodellen führt selbstverständlich zu einer starken Einschränkung der Aussagefähigkeit dieser Modelle. Sie liefern keine vollständige Beschreibung der Vorgänge, sondern werden auf spezifische Aussagen hin optimiert. Häufig werden deshalb eigene Modelle für die Berechnung des Schweißverzugs und andere Modelle für Spannungsberechnungen verwendet.

Der Fokus dieser Arbeit liegt auf dem Schweißverzug, also der Verformung der Struktur infolge der Schweißung. Die Software *Weld Planner*[®] ermöglicht die Berechnung dieser Verformungen mit Hilfe eines mechanischen Ersatzmodells.

Bei der Anwendung des Schrumpfkraftmodells verzichtet man auf die Berechnung des Temperaturfelds und kann mit elastisch-plastischen Materialmodellen arbeiten. In den folgenden Kapiteln wird zunächst das Prinzip hinter dem Schrumpfkraftmodell erläutert und anschließend die Anwendung in der Software *Weld Planner*[®] dargestellt. Es werden eigene Modelle für die Berechnung der Längsschrumpfkraft und der Querschrumpfkraft gezeigt.

3.3.2.1. Schrumpfkraftmodelle

In Kapitel 3.1.5 (S.14) wurde der Zusammenhang der Wärmeeinbringung beim Schweißen mit dem resultierenden Schweißverzug erarbeitet. Dabei wurde der Begriff der Schrumpfkraft bereits eingeführt und in Gleichung 9 (S.18) für eine Längsnaht formal beschrieben.

Zur Erklärung der Schrumpfkraftmethode führt Radaj [2] das anschauliche Beispiel von vorgespannten Drähten ein, welche die Schweißnaht ersetzen. Diese denkt man sich zunächst an einem unbelasteten Bauteil, gleichmäßig über die Länge der Naht verteilt. Unter der Nachgiebigkeit des Bauteils entspannen sich die Drähte schließlich zu einem gewissen Teil, bis sich der Gleichgewichtszustand einstellt.

Durch die Einführung rein mechanischer, virtueller Lasten können die, durch thermische Kontraktion hervorgerufenen Verformungen, über den zugeordneten Normalquerschnitt der Naht berechnet werden. Quantitativ lassen sich die Verhältnisse im Zuge einer eindimensionalen, elastischen Betrachtung an einem allseitig eingespannten Plattenstreifen mit mittiger Längsnaht erläutern. Diese Betrachtung wird im folgenden Kapitel für die Herleitung der Längs-, und Querschrumpfkraft herangezogen.

Schrumpfkraftmodelle setzen voraus, dass die resultierende Schrumpfkraft infolge des Schweißvorgangs bekannt ist. Deshalb ist es notwendig entsprechende Zusammenhänge zwischen dem betrachteten Schweißprozess und den resultierenden Schrumpfkraften abzuleiten. Die wichtigsten Einflussgrößen sind nach Radaj [2], in Tabelle (3) angeführt.

Einflussgröße	Berücksichtigung, Maßnahme
Art des Schweißprozesses Querschnittsfläche der Naht	Einfluss wird über einen Proportionalitätsfaktor $[k]$ berücksichtigt [2]
Schweißen mehrerer Lagen	Korrekturfaktor $[k_n]$ nach [33]
Einfluss unterbrochener Strichnähte	Strichnaht-, $[l_{st}]$, Strichnahtzwischenlänge $[l_{zw}]$ [2]
Einfluss auf die Breite der plastischen Zone	Streckenenergie und Geometrie werden berücksichtigt
Werkstoffparameter	Fließgrenze $[\sigma_f]$, Elastizitätsmodul $[E]$, Wärmeausdehnungskoeffizient $[\alpha]$
Berücksichtigung der elastisch entlastend aufnehmbaren Temperaturdifferenz	$[\Delta T_{el}]$ nach [34]
Einfluss der Schrumpfdehnung	$[\varepsilon_T^*]$ nach [33]
Einfluss der Steifigkeit der Struktur	Vergleiche [33]
Einfluss der Verteilung der Wärmeleistung auf verschieden dicke Platten	Vergleiche [18].

Tabelle 3: Einflussgrößen auf die Schrumpfkraft nach [2]

Zu Beginn dieses Kapitels wurde festgehalten, dass das Schrumpfkraftmodell bekannte Schrumpfkraft voraussetzt. Die Orientierung und Ausprägung dieser Kräfte muss nach der Vorgabe erfolgen, dieselbe Wirkung wie die tatsächliche Schweißung hervorzurufen. In der Praxis sind die auftretenden Eigenspannungen infolge der Schweißung, mehrachsig orientiert und höchst inhomogen verteilt. Die Auflösung aller zugeordneten Schrumpfkraft würde eine räumliche Betrachtung auf mikroskopische Ebene erfordern, was in diesem Kontext nicht zweckmäßig ist. Deshalb wird nach globalen Parametern gesucht, die eine Beschreibung der Schrumpfkraft ermöglichen, ohne eine detaillierte Betrachtung der Eigenspannungssituation zu erfordern. Dazu werden einfache Näherungsgleichungen eingesetzt, welche die Schrumpfkraft als Funktion der Streckenenergie definieren. Für unlegierte Baustähle wird in [18], [33] folgende Beziehung angewendet.

$$P_S \approx 170q_S \quad (26)$$

Nachdem die Schrumpfkraft festgelegt wurde, muss eine Annahme über die Spannungsverteilung im Nahtquerschnitt getroffen werden. Dazu kann auf zahlreiche Untersuchungen für typische Nahtanordnungen zurückgegriffen werden. Alternativ können thermometallurgische Simulationen

ebenfalls zur Bestimmung der Spannungsverteilung herangezogen werden. Abbildung (25) zeigt einige typische Verläufe von Längseigenstressen [35], [36], [15].

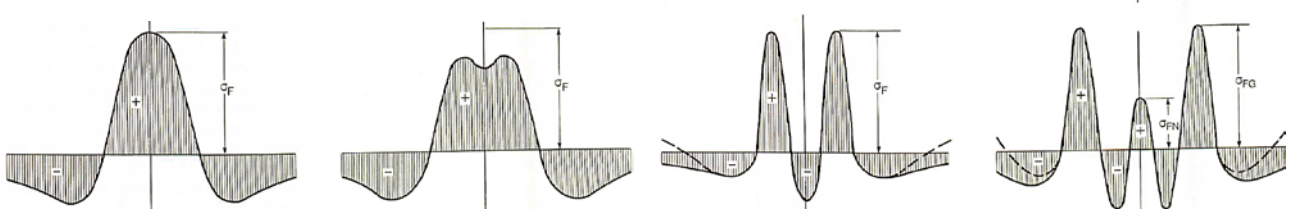


Abbildung 25: Verteilungsfunktionen der Längseigenstressen in einem Plattenstreifen mit zentraler Naht. Von links nach rechts für Baustahl, Aluminiumlegierung, hochlegierter Baustahl mit ferritischem Schweißgut, hochlegierter Baustahl mit austenitischem Schweißgut. Entnommen aus [2]

Für die vereinfachte Betrachtung an einer allseitig freien Platte aus niedrig legierten Baustahl wird die bereits idealisierte Spannungsverteilung in Abbildung (26) nochmals vereinfacht. Die Verteilung wird über die gemittelte Spannung im jeweiligen Bereich als konstant angenommen. Im Bereich der plastischen Zone $[b_{pl}]$ herrscht konstante Zugspannung, welche beidseitig, sprunghaft in den Druckspannungsbereich übergeht. In der plastischen Zone wird angenommen, dass die Zugspannung die Fließgrenze erreicht.

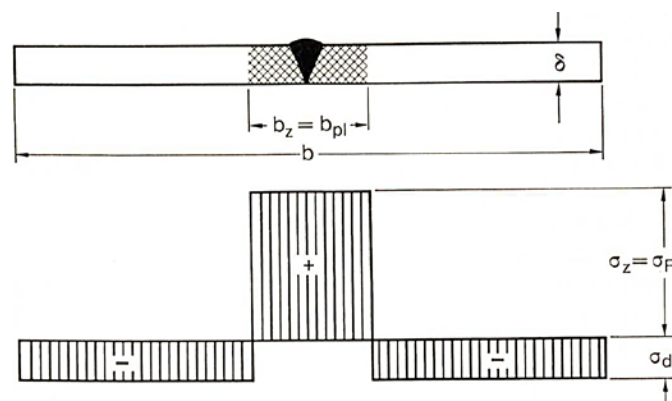


Abbildung 26: Vereinfachte Annahme der Verteilung von Längseigenstressen über den Nahtquerschnitt in einem allseitig freien Plattenstreifen mit zentraler Längsnaht nach [2]

Nach Radaj [2] wird angenommen, dass sich die bekannte Schrumpfkraft $[P_S]$ im Bereich der plastischen Zone niederschlägt.

$$P_S = (\sigma_z - \sigma_d) b_z \delta \quad (27)$$

Betrachtet man den Spannungsquerschnitt, so müssen sich positive und negative Spannungsanteile im Gleichgewicht halten. Daraus lässt sich der Zusammenhang in Gleichung (27) ableiten. Bei der eindimensionalen Betrachtung verschwindet die Plattendicke aus der Gleichung.

$$\sigma_d (b - b_z) = -\sigma_z (b_z) \quad (28)$$

Ferner wird vorausgesetzt, dass in der plastischen Zone der Werkstoff die Fließgrenze erreicht. Der Betrag der Zugspannung ist somit mit dem Betrag der Fließspannung festgelegt. Bezieht man diese Tatsache in Gleichung (28) ein so erhält man folgende Abhängigkeit.

$$\sigma_d = -\sigma_f \frac{b_{pl}}{(b - b_{pl})} \quad (29)$$

Führt man die gefundenen Erkenntnisse zusammen und setzt Gleichung (27) und (28), in (29) ein, so erhält man folgenden Zusammenhang zwischen der Schrumpfkraft und der Spannung im Querschnitt.

$$P_S = \sigma_z b_z \delta = \sigma_f b_{pl} \delta \quad (30)$$

Unter Anwendung entsprechender Materialmodelle erfolgt eine Umrechnung in Verzerrungen.

In Kapitel 3.1.5.1 wurde erläutert, dass Nahtquereigenspannungen primär von der Einspannung der durch das Schweißen verbundenen Teile abhängt. Je näher sich die Einspannung bei der Naht befindet, umso kleiner wird der Bereich der die thermisch induzierten Dehnungen elastisch aufnehmen kann. Radaj [2] führt für die Stumpfnah zwischen zwei fest eingespannten Platten die Querspannung $[\sigma_q]$ als Reaktionsspannung infolge der Querschrumpfung an $[\Delta q]$. Gleichung (31) ist nur bis zum Erreichen der Fließgrenze gültig.

$$\sigma_q = \frac{\Delta q E}{l} \quad (31)$$

Die Querschrumpfung kann aus Versuchen bestimmt werden, wobei die Bewegung der freien Plattenränder gemessen wird. Setzt man die Kenntnis der Querschrumpfung für eine charakteristische Naht voraus, so kann bei eindimensionaler Betrachtung ein einfacher Zusammenhang mit der Schrumpfkraft hergestellt werden.

$$P_S = \sigma_q A \quad (32)$$

Die angeführten Beschreibungen sind nur für den eindimensionalen Idealfall gültig. Radaj verweist in [2] auf zahlreiche weitere Einflüsse die in die Betrachtung einbezogen werden können. Es gelten zunächst alle Einflussgrößen die bereits für Längsnähte in Tabelle (3) angeführt wurden. Außerdem wurden die Modelle erweitert um spezielle Phänomene wie Unternaht-, Wurzel-, und Lamellenrisse nachbilden zu können. Auch der Einfluss von Mehrlagenschweißen ist einer Überschlagsrechnung zugänglich.

3.3.2.2. Umsetzung der Schrumpfkraftmethode in *Weld Planner*[®]

Der *Weld Planner*[®] ist ein Simulationsprogramm, das speziell für die Produktentwicklung und Produktionsplanung entwickelt wurde. Der Anwendungsfokus dieses Programms liegt in der raschen Bestimmung des Bauteilverzugs und Anwendung verschiedener Optimierungsmaßnahmen. Dafür sind häufig Variationsrechnungen erforderlich, welche mit transienten Methoden aufgrund der langen Berechnungsdauern häufig nicht wirtschaftlich umgesetzt werden können. Um dieser Anforderung innerhalb kurzer Simulationszeiten gerecht zu werden, wird bei der Modellbildung auf einen Großteil der Physik hinter dem Schweißprozess verzichtet. Alternativ kommt ein mechanisches Ersatzmodell zum Einsatz, welches die Wärmeeffekte des Schweißens durch Dehnungen im Nahtbereich ersetzt. Die Größe dieses Bereiches wird über einen Parameter eingestellt, welcher aus der Nahtgeometrie abgeleitet werden kann. Durch diese drastische Reduktion der Einflussgrößen kann mit wenigen Schritten ein Simulationsmodell aufgebaut werden.

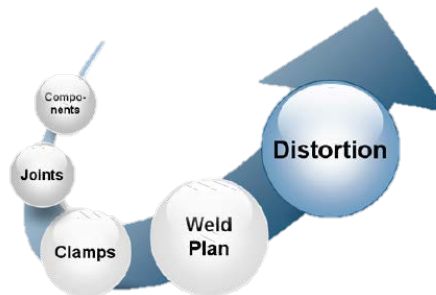


Abbildung 27: Arbeitsschritte beim Aufbau eines Modells in für die Simulation in *Weld Planner*[®] nach [24]

Es kann sowohl mit Schalenmodellen als auch Volumenmodellen gearbeitet werden. Häufig bieten Erstere aufgrund der reduzierten Elementanzahl einen deutlichen Vorteil hinsichtlich der Rechenzeit. Insbesondere für dünne Bauteile bietet es sich an, die örtliche Diskretisierung mit Schalenelementen vorzunehmen. Diese bringen zusätzlich den Vorteil, dass die Diskretisierung weitgehend automatisiert stattfinden kann und keine zeitintensiven, manuellen Eingriffe durch den Bediener der Software erforderlich sind.

Ein weiterer Unterscheid zur transienten Methode liegt im Nahtaufbau in der Simulation. Während dieser bei einer transienten Berechnung kontinuierlich mit fortschreitender Zeit erfolgt, wird bei Schrumpfkraftmodellen üblicherweise die gesamte Last einer Naht in einem Zeitschritt aufgebracht. Das bedeutet auch, dass der Einfluss der Schweißrichtung nur berücksichtigt werden kann, wenn die Naht in einzelne Segmente aufgeteilt und Schritt für Schritt berechnet wird.

Angelehnt an die Theorie hinter den Schrumpfkraftmodellen, wird im *Weld Planner*[®] zunächst ein Schrumpfbereich definiert. Dieser wird im Zuge der Simulation mechanischer Verformung infolge der Schrumpfkraft ausgesetzt. Der Bereich wird über einen Parameter „*Bead Width*“ eingestellt und

entspricht in etwa der Breite des Schmelzbads. Die Wahl dieses Parameters ist kritisch für die Beeinflussung der Ergebnisse einer solchen Berechnung und muss deshalb immer gegen Experimente, oder transiente Berechnungen validiert werden.

Der Zahlenwert, der für den Parameter „*Bead Width*“ definiert wird, entspricht dem Durchmesser einer virtuellen Röhre, die in der Trajektorie der Naht platziert wird. Alle Bereiche der Struktur die diese Röhre schneiden und innerhalb dieser liegen, werden mit Schrumpfkraft belastet. Deshalb ist die Wahl dieses Wertes essentiell für das Ergebnis. In Abbildung (28) ist ein T-Stoß mit eingeblendeter virtueller Röhre zu sehen. Rechts wird das Prinzip im Querschnitt dargestellt.

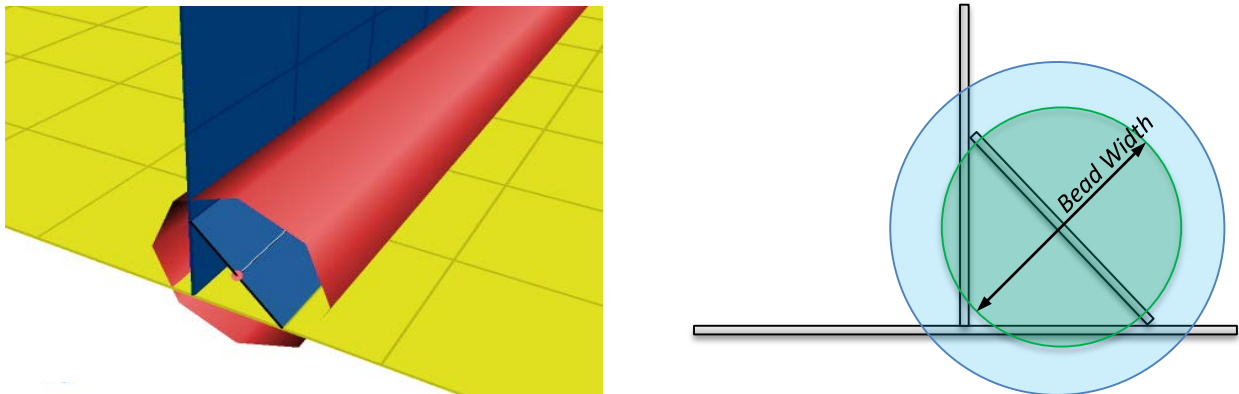


Abbildung 28: T-Stoß mit eingeblendeter, virtueller Röhre, welche den Bereich der angreifenden Schrumpfkraft definiert [30]. Rechts dargestellt ist exemplarisch der Einfluss des Parameters „*Bead Width*“, welcher den Durchmesser dieser Röhre definiert.

Für die Berechnung der Reaktion der Struktur wird ein elasto-plastisches Materialmodell hinterlegt. Im folgenden Kapitel werden die Vor-, und Nachteile der beiden Simulationstechniken in kompakter Form dargestellt.

3.3.3. Vergleich zwischen transienter Simulation und Schrumpfkraftmethode

Im Kapitel 3.3 Modellbildung und Simulation wurden zwei grundsätzlich unterschiedliche Methoden zur Berechnung des Schweißverzugs vorgestellt. In den einzelnen Kapiteln konnten bereits einige Vor-, und Nachteile der jeweiligen Vorgehensweise erörtert werden. Zusammenfassend werden in Tabelle (4) die Erkenntnisse in kompakter Form dargestellt.

Kriterium	Transiente Berechnung	Schrumpfkraftmodell
Wärmequellen Modell	Wandernde, modifizierbare Volumenwärmequellenmodelle Oberflächenwärmequellenmodelle	Keine Wärmequellenmodelle
Material Modell	Mehrere Modelle in jeder Gruppe: Elastizität Hyper-Elastizität Elasto-Plastizität Visko-Plastizität Visko-Elastizität Frei modellierbare Materialmodelle: Nichtlineare (Hyper-)Elastizität Elasto-Visko-Plastizität Elasto-Plastizität mit duktiler Schädigung Visko-Plastizität mit Kriechen	Elasto- Plastisches Materialmodell Keine Temperaturabhängigkeit
Thermische Analyse	Wärmeleitung Erzwungene und freie Konvektion Wärmestrahlung Phasenumwandlung Latente Wärmezufuhr Aktivierung und Deaktivierung von Elementen	Keine Berechnung des Temperaturfelds
Metallurgie	Phasentransformationskinetik Martensit Transformation Diffusionsgetriebene Transformation Kornwachstum und Größe Umwandlungsplastizität Härteberechnung Einfluss von Legierungselementen	Keine Berechnung der Phasentransformation
Mechanische Berechnung	Verschiedene Kopplungsmethoden Einseitige Kopplung berücksichtigt die thermische Dehnung und Änderung der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur	Keine Kopplung erforderlich
Elektromagnetismus	Für Details siehe [25]	Keine Berücksichtigung

Tabelle 4: Vergleich zwischen transienter Modellierung und der Schrumpfkraftmethode

4. Methodik

Um die Fragen in der Aufgabenstellung zu klären, wurde eine Probengeometrie definiert, die repräsentativ für die bei Palfinger Europe GmbH gefertigten Baugruppen angesehen werden kann. Typisch sind Ausschubrohre mit großen Abmessungen, Verstärkungsplatten an besonders hoch belasteten Positionen der Konstruktion, sowie Versteifungen und Verbindungskomponenten die schweißtechnisch gefügt werden. Aus diesem Anwendungsspektrum wurde die in Abbildung (30) dargestellte Geometrie für die Proben abgeleitet.

Die Proben wurden in der Fertigungslinie der Palfinger Europe GmbH gefertigt und anschließend für die Messungen vorbereitet. Dazu wurden eindeutig identifizierbare Punkte aufgebracht, welche vor und nach dem Schweißen mittels Tastmessung vermessen wurden. Aus der Differenz beider Messungen konnte schließlich der Verzugsvektor an jedem Messpunkt berechnet werden. Parallel wurde eine Simulation in der Software *Weld Planner*[®] unter Anwendung der Schrumpfkraftmethode und eine weitere Simulation in der Software *Sysweld*[®] unter Anwendung der transienten Methode durchgeführt. Dabei wurde der Fokus auf die Spezialgebiete der jeweiligen Software gelegt.

Für *Weld Planner*[®] wurde das Bauteil über ein Schalenmodell abgebildet. Dieses wurde ohne manuelle Nacharbeit direkt mit den in *Visual Mesh*^{®12} verfügbaren Tools vernetzt und anschließend berechnet. Details dazu finden sich im Kapitel 8.1 (S.85) – Diskretisierung der Geometrie mit Schalenelementen.

Für *Sysweld*[®] wurde das Bauteil über ein Volumenmodell abgebildet, um den vollen Mehrwert einer transienten Berechnung am dreidimensionalen Bauteil nachbilden zu können. Dies erforderte einen deutlichen Mehraufwand durch manuelles Vernetzen sensibler Bereiche, wie zum Beispiel die WEZ und Schweißnähte. Auch der Übergang von feinen Netzstrukturen auf grobe Bereiche wurde hier manuell durchgeführt. Details dazu finden sich im Kapitel 7 (S.70) – Transiente Simulation des Schweißverzugs.

Zur Verarbeitung der Simulationsergebnisse wurde zunächst für beide Simulationen die Software *Visual Viewer*^{®13} eingesetzt. Die Software ermöglicht eine zeitschrittabhängige Betrachtung der Vorgänge während der Simulation. Vor allem bei der transienten Berechnung lassen sich so die Verhältnisse während des Nahtaufbaus, bei der Ausbreitung des Temperaturfelds, sowie die resultierenden Spannungen und Verzerrungen der Struktur in Abhängigkeit der Zeit, anschaulich darstellen. Um die physikalischen Zusammenhänge im Detail zu verstehen, sowie etwaige

¹² Visual Mesh ist ein von ESI GmbH[®] angebotenes Vernetzungsprogramm zur Geometriediskretisierung. Es handelt sich um einen integralen Softwarebaustein in der Welding Solution, welcher im Zuge der Modellbildung benötigt wird.

¹³ Visual Viewer[®] ist das von ESI GmbH[®] angebotene Post Processing Programm. Es handelt sich um einen integralen Softwarebaustein in der Welding Solution, welcher im Zuge der Schweißsimulation benötigt wird.

Abhängigkeit zwischen den einzelnen Prozessschritten zu identifizieren ist diese Betrachtungsweise häufig notwendig.

Stehen die Ergebnisse des Verzugs der Struktur im Vordergrund, so genügt es meist, den Endzustand nach der Schweißung aller Nähte zu betrachten. Deshalb wurde in dieser Arbeit der Endzustand beider Simulationen einer zusätzlichen Auswertung in der Software Matlab® zugeführt. Vor allem der Vergleich zwischen den Ergebnissen aus Experiment und Simulation lässt sich so effizient durchführen und übersichtlich darstellen.

Zur Übersicht der Vorgehensweise im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Prozess-Flussdiagramm (Abbildung 29) erstellt. Dieses zeigt, ausgehend von der definierten Probengeometrie, dem Probenwerkstoff, den Randbedingungen und den festgelegten Schweißparametern, eine Unterteilung in drei Pfade. Der linke Pfad beschreibt das Vorgehen in der zur Bestimmung des Verzugs mithilfe des *Weld Planner*®. In der Mitte befindet sich der experimentelle Pfad, welcher das Vorgehen zur Bestimmung des tatsächlichen Schweißverzugs beschreibt. Schließlich zeigt der rechte Pfad das Vorgehen bei der transienten Simulation des Schweißprozesses. Abgeschlossen wird das Flussdiagramm durch das Feld für den Vergleich aller Ergebnisse.

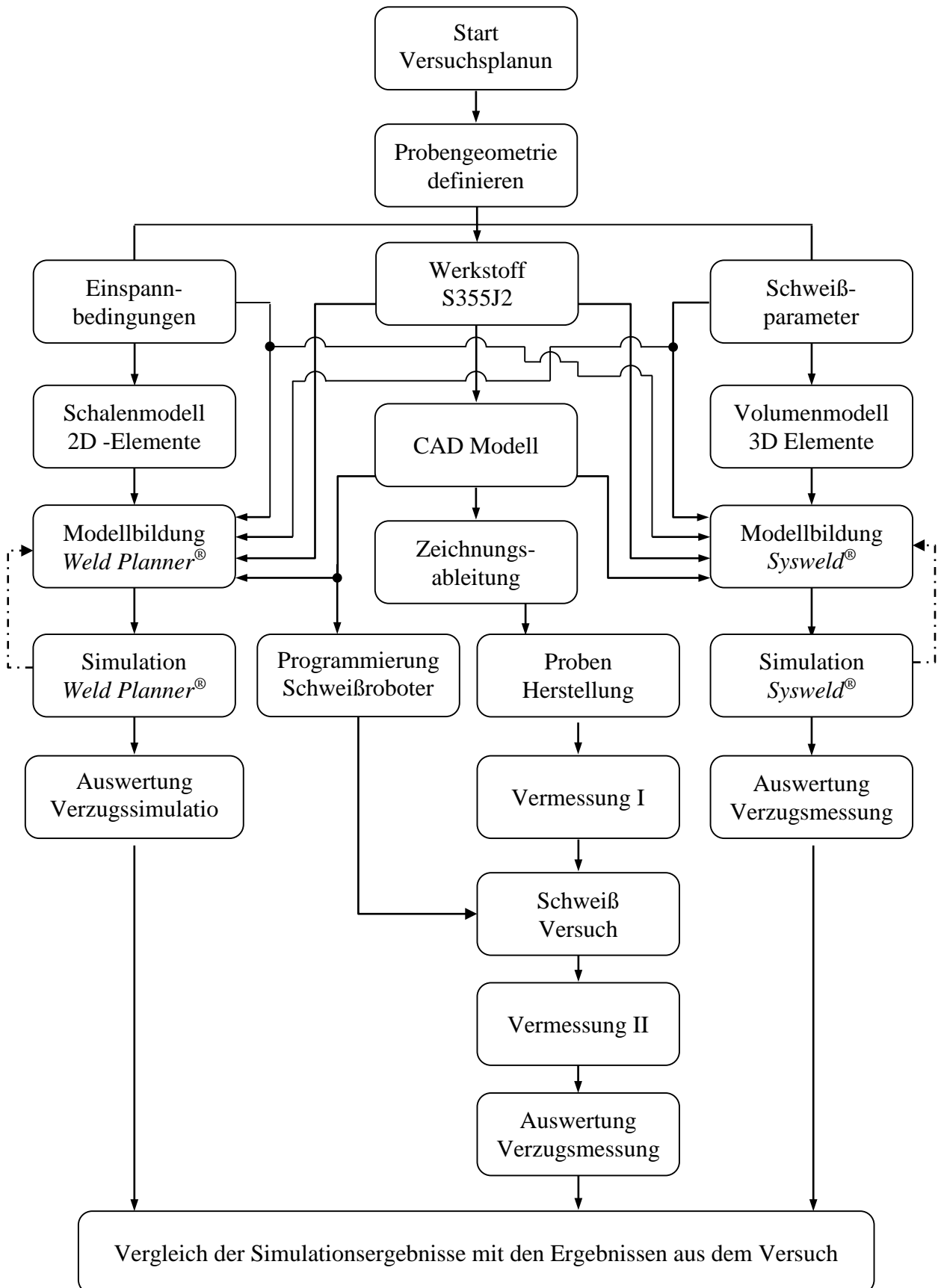


Abbildung 29: Flussdiagramm zum Vorgehen in dieser Arbeit. Ausgehend von definierten Anfangs-, und Randbedingungen wurden drei Pfade (Links, Mitte, Rechts) festgelegt. Die Ergebnisse wurden schließlich verglichen.

5. Probenherstellung für die Schweißversuche

Bei der Palfinger Europe GmbH werden neben zahlreichen anderen Produkten, die Komponenten für Ladekrane gefertigt. Ein charakteristisches Merkmal dieser Produktgruppe ist das Ausschubsystem, welches die hohe Reichweite und Tragfähigkeit, bei kompakter Bauweise ermöglicht. Das Ausschubsystem besteht üblicherweise aus mehreren, ineinander gelagerten Rohren, welche von Hydraulikzylindern auf Gleitpaketen verschoben werden. Ein Spannungsfeld bei der Entwicklung von Ladekränen ergibt sich aus dem gewünschten, geringen Eigengewicht bei möglichst hoher Reichweite und Tragfähigkeit. Ein Schlüssel zu geringerem Gewicht ist die Reduktion der Wandstärke der Ausschubrohre. Gleichzeitig ist an Stellen der Kräfteinleitung ein entsprechender Querschnitt gefordert, um die hohen Lasten aufnehmen zu können. Die Rohre werden an diesen Stellen üblicherweise durch das Aufschweißen von Platten verstärkt. Außerdem kommt es häufig vor, dass Versteifungen durch das Anbringen von Rippen realisiert werden. Es wurde eine Probengeometrie gesucht, welche die beschriebene Situation abbilden kann.

Definiert wurde die in Abbildung (30) dargestellte Geometrie. Es handelt sich um ein rechteckiges Rohr mit einer Wandstärke von 6mm, welches auf der Deckfläche durch eine Platte (8mm) verstärkt wurde. Auf der Platte wurde zusätzlich eine Rippe angebracht. Um eine exakte Positionierung der Komponenten über mehrere Proben sicherzustellen, wurde die Platte zum Rohr mit zwei Stiften, und die Rippe mit der Platte über eine Steckverbindung verbunden.

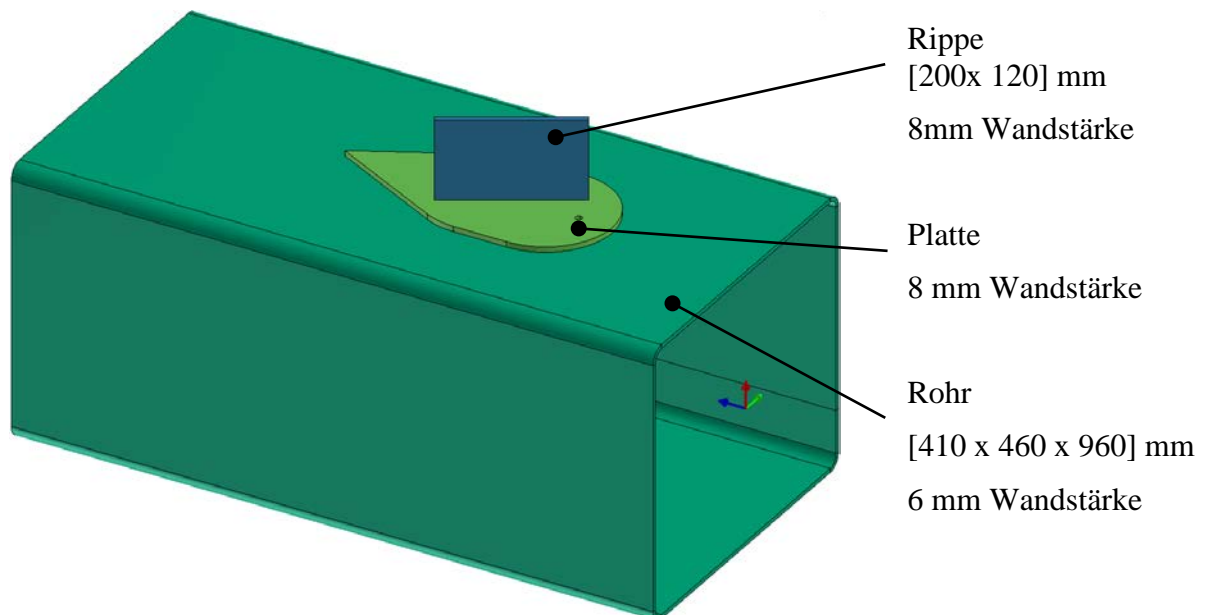


Abbildung 30: Probengeometrie bestehend aus Rohr, Platte und Rippe. Über Steckverbindungen wurde eine reproduzierbare Positionierung der Komponenten sichergestellt.

Der Probenwerkstoff wurde nach der Verfügbarkeit von Materialdaten für die thermometallurgische Simulation in *Sysweld*[®] ausgewählt. Als geeigneter Werkstoff wurde S355J2 definiert. Dabei handelt es sich um einen niedrig legierten Baustahl mit unter 0,2% Kohlenstoffanteil. Die genaue chemische Zusammensetzung, sowie die mechanischen Eigenschaften des verwendeten Probenwerkstoffes können dem Werkstoffzeugnis in Anhang A3 (S.108) entnommen werden. Die thermometallurgischen Eigenschaften, welche in der transienten Simulation berücksichtigt wurden, werden in der Modellbildung des Volumenmodells, in Kapitel 7.4 (S.75) beschrieben.

5.1. Probenvorbereitung

Die Probenvorbereitung umfasste zunächst die Fertigung der Platte und Rippe, sowie die Herstellung der Rohre. Alle Komponenten wurden aus Stahlblechen mittels Laserschnittverfahren bei der Palfinger Europe GmbH gefertigt. Die Platten und Rippen wurden aus 8mm dicken, und die Rohre aus 6mm dicken Blechen geschnitten. Die Rohre wurden anschließend auf Kantanlagen in die vorgesehene Form gebracht und mittels Laserhybridschweißen gefügt. Um eine reproduzierbare Positionierung der Komponenten über alle Versuche sicherzustellen, wurden entsprechende Steckverbindungen vorgesehen.

Die Probenrohlinge wurden nach ihrer Fertigung in weiteren Schritten für den Versuch vorbereitet. Diese Schritte umfassten neben dem Aufbringen eines Messrasters, das Entfernen der Zunderschicht im Bereich der Schweißnähte, sowie das Heften der Komponenten. Um jeden Messpunkt eindeutig, vor und nach dem Schweißen identifizieren zu können, wurde mit Hilfe einer Schablone mechanische Referenzpunkte aufgebracht, welche in Abbildung (31) dargestellt sind. Außerdem wurden am Rohrboden zwölf Referenzpunkte aufgebracht, welche im Zuge der Auswertung zur Bestimmung der Positioniergenauigkeit zwischen den Messungen angewendet wurden.

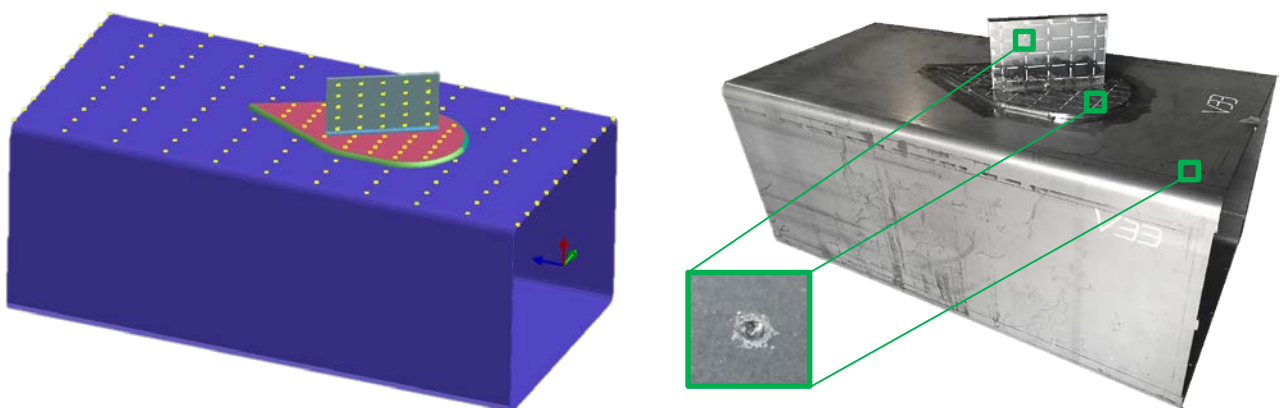


Abbildung 31: Links: CAD- Modell der Probe mit Markierung der Messpunkte auf den Komponenten
 Rechts: Probe mit Messpunkten (MP) auf der Rohroberseite (106 MP), Platte (43 MP) und Rippe (25 MP). Am Rohrboden wurden zwölf Referenzpunkte angebracht um die Positioniergenauigkeit zwischen beiden Messungen zu erfassen.

6. Experimentelle Untersuchung des Schweißverzugs

Ziel der Experimente war es den tatsächlichen Verzug der Probengeometrie infolge der Schweißung zu ermitteln. Dazu wurde ein Versuchskonzept entwickelt, das auf Basis von zwei aufeinander folgenden Messungen, die Berechnung der Verzugsvektoren an jedem Messpunkt auf der Probe ermöglicht. Die Herausforderung bestand darin, bei beiden Messungen gleiche Messbedingungen herzustellen. Insbesondere die exakte Positionierung bei beiden Messungen erforderte eine spezielle Lagerung der Proben. Im Vorfeld der Versuche wurden deshalb einige Proben Vermessen und ein optimaler Ablauf für den Versuch abgeleitet. Außerdem wurden im Zuge der Voruntersuchungen jene Bereiche der Probe identifiziert, die aufgrund ihrer starken Ausprägung von Verformungen am geeignetsten für Vergleiche zur Simulation erschienen. Durch das Schweißen mehrerer Proben bei konstanten Parametern sollte sichergestellt werden, dass die abgeleiteten Aussagen aus den Ergebnissen repräsentativ für den gewählten Versuchsablauf sind.

Für die Vermessung der Probengeometrie wurde ein Messsystem der Fa. Hexagon verwendet. Der „ROMER-Absolute Arm mit integriertem Scanner“ ist ein mobiles Universalmesssystem, das sowohl Tastermessungen als auch Scanningmessungen ermöglicht. Das verwendete Modell, sowie die Genauigkeitsklasse sind im Anhang A4 (S.109) angeführt. Da das System regelmäßig in der Qualitätssicherung der Palfinger Europe GmbH angewendet wird, wurde die erreichbare Messgenauigkeit, insbesondere die Einzelpunkt-Reproduzierbarkeit¹⁴ als ausreichend genau eingestuft.

Die Schweißungen wurden mit Hilfe eines Roboters durchgeführt um konstante Parameter über alle Proben, und einen repräsentativen Prozess sicherzustellen. Es wurden die gleichen Einspannbedingungen wie bei der Modellbildung beider Simulationen gewählt. Außerdem wurden die tatsächlichen Schweißparameter während der Versuche an der Stromquelle abgelesen und später für die Simulation angewendet.

Im Zuge der Versuche wurden auch Temperaturmessungen an ausgewählten Stellen durchgeführt. Die Ergebnisse der gemessenen Verläufe dienten zur Validierung der simulierten Temperaturfelder bei der transienten Simulation. Außerdem wurden Schliffbilder aller Nahtquerschnitte angefertigt, um die Nahtgeometrie in der Simulation entsprechend nachbilden zu können. Die Ergebnisse aus Temperaturmessung und Vermessung der Schliffbilder werden im Kapitel 7.1 (S.70) herangezogen.

¹⁴ Die Einzelpunkt-Reproduzierbarkeit liegt laut Hersteller beim angewendeten System bei 0,141mm. Bestimmung erfolgt durch das Tasten von drei Punkten auf einer Kugel und anschließender Berechnung des Kugelmittelpunktes.

6.1. Voruntersuchungen zum Schweißversuch

In der ersten Voruntersuchung wurde eine Vermessung mit der Scanningfunktion des Messsystems durchgeführt. Dazu wurde die Probe auf dem Messtisch platziert und ein lokales Koordinatensystem auf der Probe definiert. Anschließend wurde die unten abgebildete Fläche des Rohres, sowie Platte und Rippe mit Hilfe des Flächenscanners vermessen. Nach Abschluss der Messung wurde die Probe geschweißt. Anschließend folgte die zweite Messung nach demselben Prinzip. Abbildung (32) zeigt ein Ergebnis des Flächenscans vor und nach dem Schweißen der Proben.

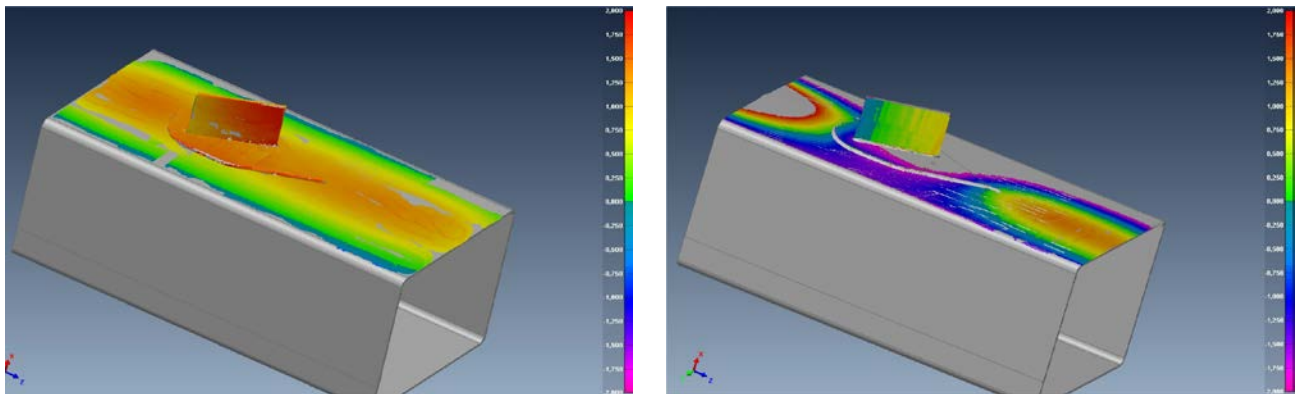


Abbildung 32: Messungen an einer Fläche des Rohres inklusive Platte und Rippe mit Hilfe der Scanfunktion des Messsystems. Links die geheftete Probe, rechts die Probe nach dem Schweißen der Bauteile. Wertebereich für beide Darstellungen -2mm (rot) bis +2mm (pink)

Während des Versuchs und bei der Auswertung der Messergebnisse konnten einige Verbesserungspunkte identifiziert werden die in folgender Auflistung zusammengefasst sind.

- Erstellen der Flächenscans ist auf großen Oberflächen mit hohem Aufwand verbunden. (Rohroberfläche ca. $2m^2$)
- Die Anzahl der Messpunkte ist sehr hoch, was eine Weiterverarbeitung der Punktwolke zeitaufwendig und anspruchsvoll macht
- Das lokale Koordinatensystem am Rohr ist für den Vergleich zwischen zwei Messungen ungeeignet, weil sich der Ursprung und die Ausrichtung des Koordinatensystems unter der Wirkung des Verzugs ebenfalls verändert.
- Einzelne Punkte sind vor und nach der Messung nicht mehr eindeutig identifizierbar. Es können nur gemittelte Werte aus den Punktwolken miteinander verglichen werden.

Als Konsequenz des großen Aufwandes beim Scannen der Oberflächen wurde ein Umstieg auf die Tastermessung vorgenommen. Dadurch wurde die Anzahl der zu verarbeitenden Punkte deutlich reduziert. Außerdem konnte dadurch eine eindeutige Identifikation jedes einzelnen Messpunktes sichergestellt werden, was einen zusätzlichen Vorteil beim Vergleich der Messergebnisse mit den Simulationsergebnissen brachte. Durch die Einführung von eindeutigen Messpunkten konnten eine,

vom Messprogramm unabhängige Auswerterroutine für alle Proben erstellt werden, was die Effizienz bei der Auswertung der Ergebnisse deutlich erhöhte.

Um die ungewünschte, und in ihrer Ausprägung unbekannte Transformation des Koordinatensystems infolge des Verzugs zwischen beiden Messungen zu vermeiden, wurde das lokale Koordinatensystem am Bauteil durch ein globales Koordinatensystem ersetzt. Dazu wurden drei Flächen des Messtisches verwendet. Abbildung (33) zeigt einen Auszug der Messergebnisse aus der zweiten Voruntersuchung. Erwartungsgemäß tritt an der Oberseite des Rohrs (TOP) die größte Verformung auf. Die annähernd konstante Verschiebung der Unterseite des Rohrs (BOTTOM), deutet auf eine Verschiebung in Richtung der z-Achse zwischen beiden Messungen hin. Die rot markierten Messpunkte in Abbildung 33 (rechts) wurden aufgrund ihrer starken Abweichung zu den Nachbarpunkten als Fehlmessung klassifiziert und bei der Auswertung nicht berücksichtigt.

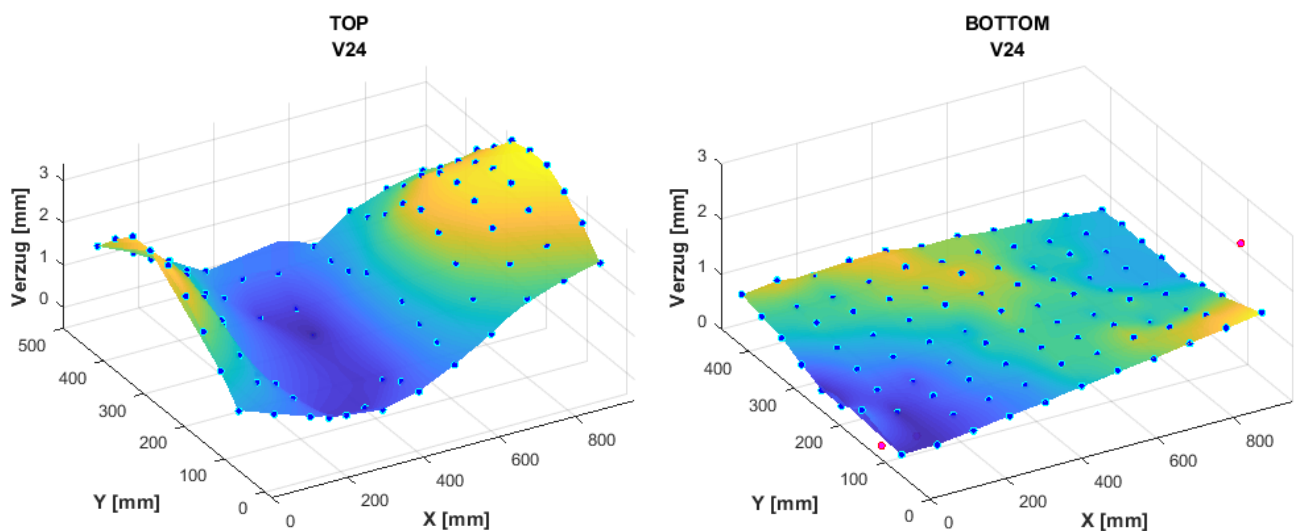


Abbildung 33: Messergebnisse der zweiten Voruntersuchung zum Versuchsaufbau. Die Erkenntnisse aus diesen Voruntersuchungen wurden gesammelt in das finale Versuchskonzept eingearbeitet.

Während des zweiten Versuchs und der Auswertung der Ergebnisse konnten weitere Erkenntnisse für den Versuchsaufbau und Ablauf gesammelt werden

- Reproduzierbare Positionierung der Proben bei beiden Messungen ist aufgrund der statisch unbestimmten Auflage des Rohrs am Messtisch nicht gegeben
- Die Messergebnisse enthalten deshalb einen Positionierungsfehler, welcher für eine seriöse Auswertung der Ergebnisse vermieden, oder zumindest erfasst werden muss
- Der geringe Verzug an der Seitenfläche und der Unterseite des Rohrs wird für weitere Versuche nicht mehr betrachtet
- Reproduzierbare Ergebnisse lassen sich für die Oberseite des Rohrs und die Platte ableiten.

Abgeleitet aus den Voruntersuchungen wurde schließlich ein optimiertes Versuchskonzept erstellt, welches im folgenden Kapitel vorgestellt wird.

6.2. Aufbau und Durchführung der Schweißversuche

Basierend auf den Erkenntnissen der beschriebenen Voruntersuchungen, wurde der Versuchsaufbau hinsichtlich der Genauigkeit, sowie der effizienten Durchführung und Auswertung der zahlreichen Messergebnisse optimiert. Die Betrachtungen wurden auf die Oberseite des Rohres, inklusive der Messpunkte auf der Platte und Rippe eingeschränkt, weil in diesem Bereich eindeutige und reproduzierbare Ergebnisse aus den Voruntersuchungen abgeleitet werden konnten.

Durch die Überführung in einen statisch bestimmten Lagerzustand konnte zunächst die Problematik der exakten Positionierung zwischen beiden Messungen beseitigt werden. Die Proben wurden dazu auf drei Punkten, anstatt auf der gesamten Unterseite des Rohrs gelagert. Dieser Lagerzustand wurde durch drei, in der Höhe verstellbare Kugeln realisiert. Die Positionierung in der x-y Ebene erfolgte durch vier mechanische Anschläge. Das Prinzip hinter der beschriebenen Positionierung ist in Abbildung (34) dargestellt.

Um die Genauigkeit der Positionierung auch Messtechnisch zu erfassen, wurden an der Unterseite des Rohres Referenzpunkte angebracht. Diese konnten aufgrund ihrer Distanz zu den Schweißnähten als Vergleichswert zwischen beiden Messungen herangezogen werden. Mit Hilfe dieser Punkte wurde die Schiebe-, und Drehmatrix zwischen beiden Messungen berechnet. Die berechnete Transformationsmatrix diente bei der Auswertung der Messergebnisse als Maß für die Genauigkeit der Positionierung. Für die automatisierte Auswertung der Messwerte wurde ein Matlab Skript erstellt, dessen Funktionsweise in der Auswertung kurz erklärt wird.

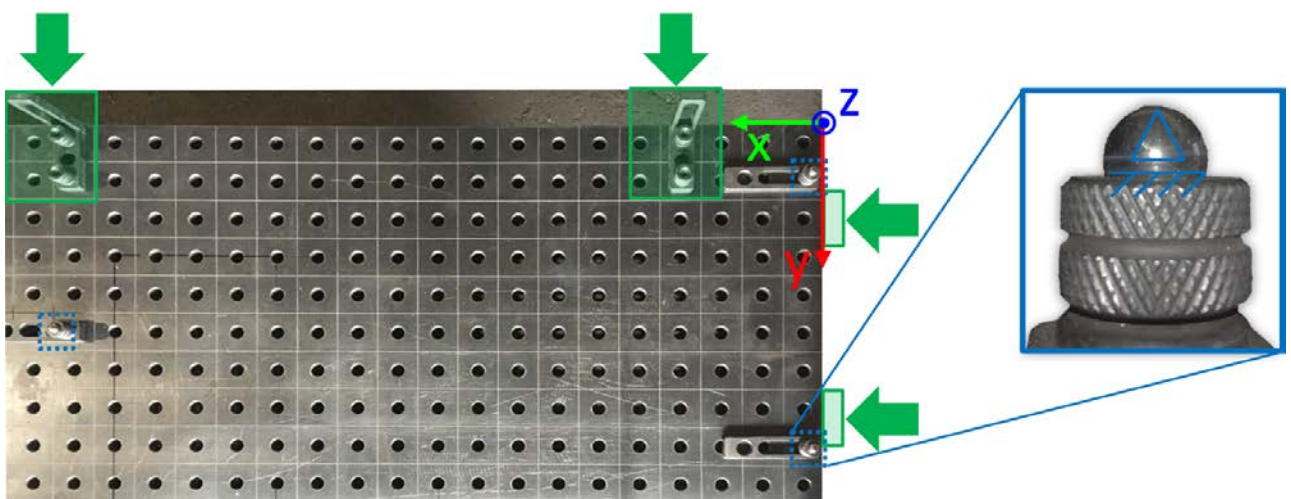


Abbildung 34: Lagerung der Proben für die Vermessung am Messtisch.
 Globales Messkoordinatensystem mit Ursprung in der rechten, oberen Kante des Messtisches (x, y, z)
 Blaue Markierungen: Lagerung der Proben in der z-Achse auf drei Punkten
 Grüne Markierungen: Lagerung der Proben in der x-y Ebene mittels mechanische Anschläge
 Rechts: Detaildarstellung der Lagerung in der z-Achse

Die Schweißversuche wurden an einem Schweißroboter durchgeführt, um konstante Parameter für alle Schweißungen zu garantieren. Die gewählte Schweißreihenfolge kann aus Abbildung (35) entnommen werden. Zwei fixe Einspannungen wurden an der Unterseite des Rohres am vorderen und hinteren Ende angebracht. Diese Einspannbedingung wurde später auch auf die Modelle für beide Simulationen angewendet. Die Schweißparameter wurden während der Fertigung jeder Probe aufgezeichnet und schließlich der gemittelte Wert über alle Proben für die Modellbildung verwendet. Auf dieselbe Art wurden die Schweißgeschwindigkeiten und die Zeiten für Positionswechsel des Schweißbrenners dokumentiert. In den Versuchsprotokollen wurden folgende Parameter für jede Schweißnaht und Probe erfasst:

- Position der Temperaturmessung (wenn durchgeführt)
- Start-, und Endzeit der Temperaturmessung [s] (wenn durchgeführt)
- Schweißspannung U [V]
- Schweißstrom I [A]
- Berechnete Leistung P [kW]
- Schweißgeschwindigkeit v_s [cm/min]
- Angenommener Wirkungsgrad $\eta = 0.85$
- Berechnete Streckenenergie mit einem angenommenen Wirkungsgrad P_s [kJ/cm]
- Schweiß-, und Umsetzzeiten $t_{start}, t_{Ende}, t_{Trans}, t_{ges}$ [s]

Die gemittelten Schweißparameter aller Proben sind in der Auswertung der Ergebnisse angeführt. Für die Temperaturmessungen wurde ein berührungsloser Infrarot-Tempersensor von Mirco Epsilon® eingesetzt. Das technische Datenblatt zum verwendeten System befindet sich im Anhang A5 (S. 110). Es wurde an drei Proben eine Temperaturmessung an verschiedenen Stellen durchgeführt, um diese bei der Diskussion der Ergebnisse gegen die Temperaturfeldrechnung der transienten Simulation vergleichen zu können.

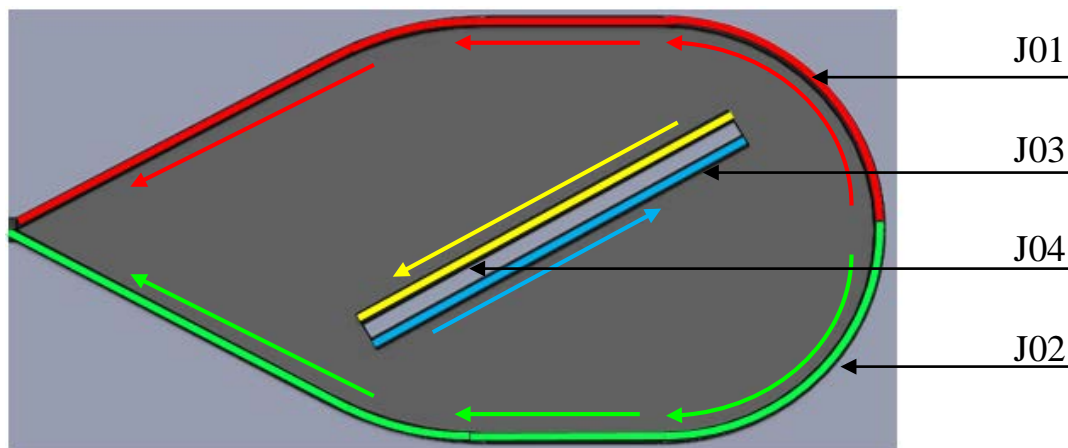


Abbildung 35: Für die Versuche und Simulationen festgelegte Schweißreihenfolge und Richtung der Schweißnähte

6.3. Auswertung der Schweißversuche

Am beschriebenen optimierten Versuchsaufbau wurden nach der angeführten Methodik sechs Versuche durchgeführt. Von jeder Probe wurde der Ausgangszustand vor und der Endzustand nach der Schweißung, über die Messung der Punktkoordinaten an der Oberseite des Rohres, der Platte und der Rippe erfasst. Die Auswertung und Darstellung der Messergebnisse wurden mit Hilfe eines Matlab Skripts durchgeführt, dessen wesentliche Funktionen an dieser Stelle erläutert werden.

Zu Beginn werden die Messwerte in Matlab importiert. Dabei werden diese in zwei Zellen aufgeteilt. Eine Zelle für die Koordinaten vor der Schweißung und eine für jene danach. Anschließend werden eigene Arrays für jede Achsrichtung (x, y, z) erzeugt.

Mit Hilfe der geordneten Koordinaten jedes Punktes vor und nach der Schweißung kann die Differenz in jeder Achsenrichtung durch Subtraktion gebildet werden. Überschreiten die berechneten Differenzen einen definierten Schwellwert, so werden sie im Datensatz markiert und für die weiteren Programmschritte nicht mehr berücksichtigt. Dieser Teil des Skripts dient dazu, Fehlmessungen automatisch zu erkennen und zu markieren.

An den korrekten Messstellen wird schließlich der Verzug normal zur Bezugsebene am zugeordneten Messpunkt aufgetragen. Die Werte werden anschließend für die Darstellung einer kontinuierlichen Oberfläche linear interpoliert. In der ausgegebenen Oberfläche werden neben diesen interpolierten Werten, die Position der originalen Messwerte und jene Messwerte, die aus dem Datensatz ausgenommen wurden dargestellt.

Durch die Anwendung einer Mustererkennung wird mit Hilfe der Referenzpunkte an jeder Probe eine Transformationsmatrix berechnet. Diese wird in den Ergebnissen ebenfalls angeführt, um die Genauigkeit der Positionierung zwischen beiden Messungen abzubilden. Eine Verschiebung in der z-Achse wurde durch den eindeutigen Lagerzustand unterbunden.

Die Abbildungen auf der folgenden Seite zeigen die Ergebnisse aller sechs Proben und die zugehörige Transformationsmatrix (Abbildung 36).

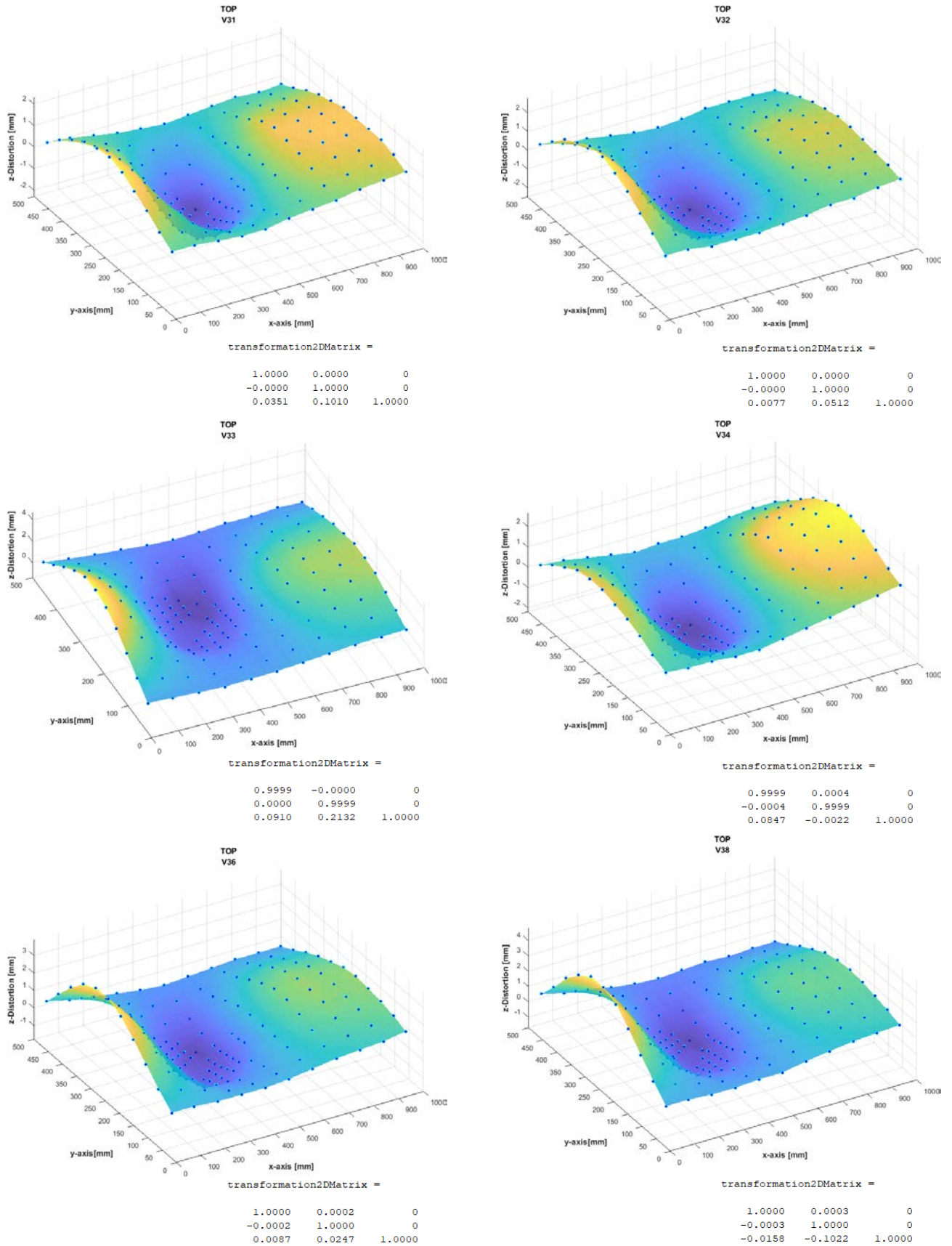


Abbildung 36: Darstellung des Verzugs an der Oberfläche aller sechs Proben, sowie die zugehörigen Transformationsmatrizen

Zunächst wird auf die berechneten Transformationsmatrizen eingegangen. Diese zeigen im Hinblick auf die erreichte Positioniergenauigkeit zwischen beiden Messungen für alle Proben gute Ergebnisse. Aus dem Vergleich der berechneten Zahlenwerte mit der allgemeinen 2D-Transformationsmatrix in Gleichung (33) lässt sich diese Aussage präzisieren.

$$Transformation_{2D} = \begin{pmatrix} \cos(\beta) & -\sin(\beta) & 0 \\ \sin(\beta) & \cos(\beta) & 0 \\ sx & sy & 1 \end{pmatrix} \quad (33)$$

Rundet man die berechneten Werte in den Einträgen für $\cos(\beta)$ auf drei Nachkommastellen, so erhält man für alle Proben den Wert Eins. Das gleiche Vorgehen liefert bei den Einträgen für $\sin(\beta)$ eine Null. Deshalb kann die Verdrehung um die z-Achse zwischen beiden Messungen vernachlässigt werden.

Die Einträge für die Verschiebung in der x-Achse erreichen bei Probe V33 einen Maximalwert von 0.0910 [mm]. Die maximale Verschiebung in der y-Achse findet man ebenfalls bei dieser Probe mit einem Wert von 0.2132 [mm]. Die Verschiebungen in der x-y Ebene sind im Vergleich zu den z-Verschiebungen so gering, dass ihre Auswirkung in den weiteren Betrachtungen vernachlässigt wird.

Die erreichte Positioniergenauigkeit ist auf die sorgfältige Positionierung mit Hilfe der vier mechanischen Anschläge, sowie der statisch bestimmten Lagerung auf den Kugeloberflächen zurückzuführen. In Anbetracht der auftretenden Verzüge liegt der Einfluss der Positioniergenauigkeit unter einem Prozent des maximalen Verzugs und wird deshalb in den weiteren Betrachtungen nicht mehr berücksichtigt.

Betrachtet man die berechneten Oberflächen aller Proben, so stellt man fest, dass sich ein einheitliches Verformungsmuster einstellt. An den Rohrenden tritt Verzug in positiver z-Richtung auf. Im Bereich der aufgeschweißten Platte verziehen sich alle Proben in negativer z-Richtung.

Da das Verhalten bei allen Proben zu beobachten ist, kann daraus geschlossen werden, dass es sich hierbei um eine charakteristische Verformung der Probengeometrie handelt. Um einige Details hervorheben zu können, wird in Abbildung (37) Probe V33 in Vergrößerung dargestellt.

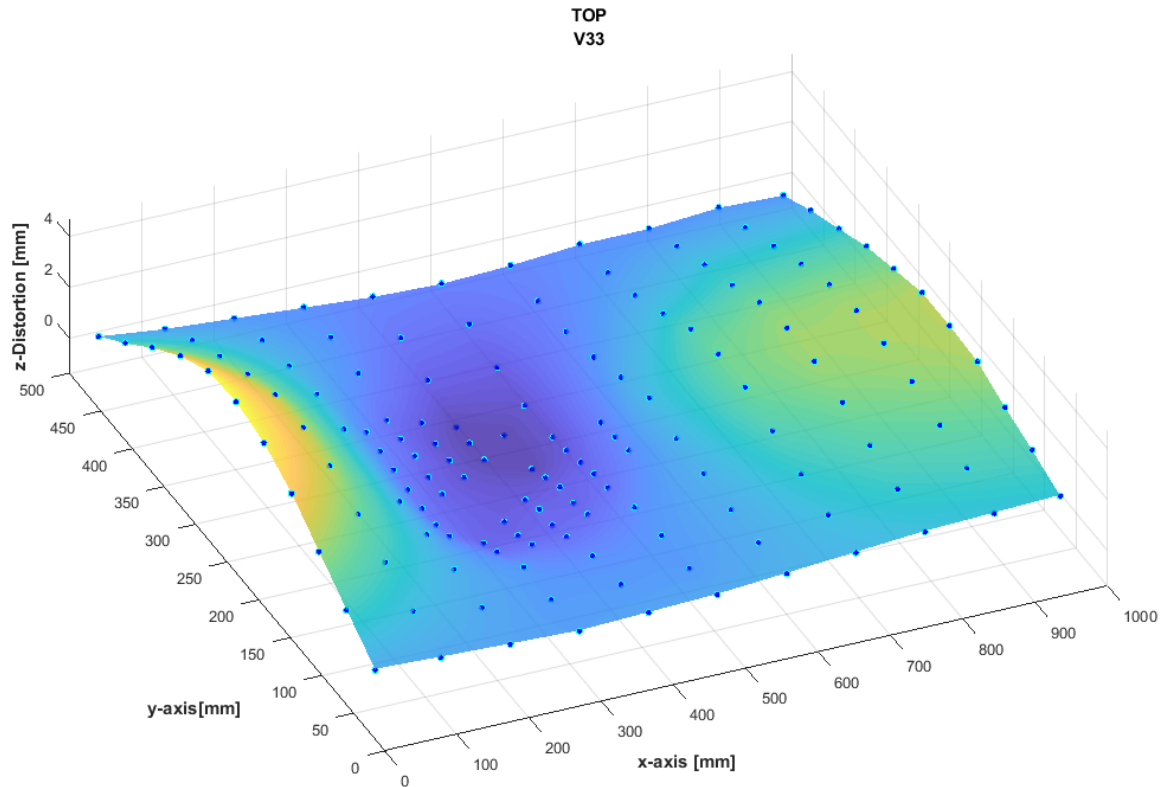


Abbildung 37: Vergrößerte Darstellung von Probe V33

Aufgrund der verbesserten Messroutine, welche auf Basis der Vorversuche erstellt wurde, konnte die Qualität der Messwerte soweit erhöht werden, dass keine Messpunkte in der Auswerteroutine aus dem Datensatz entfernt wurden. Es konnten folglich alle, blau markierten Messpunkte ausgewertet und ihr Normalverzug für die Interpolation der Oberfläche angewendet werden.

Trotz des einheitlichen Verformungsmusters aller Proben, ist bei genauer Betrachtung ein Unterschied festzustellen. Die absoluten Werte des Verzugs in z-Richtung schwanken zwischen den Proben. Folgende Tabelle enthält die Maximalwerte des Verzugs in positiver und negativer Z-Richtung, sowie das berechnete Delta für jede Probe. Auf die beobachteten Schwankungen der Ergebnisse wird in den Kapitel 9 und 10 näher eingegangen.

Probe	Positives Maximum	Negatives Minimum	Delta
V31	2.3 [mm]	-2.3 [mm]	4.6 [mm]
V32	2.8 [mm]	-2.5 [mm]	5.3 [mm]
V33	4.7 [mm]	-1.4 [mm]	6.1 [mm]
V34	2.7 [mm]	-2.2 [mm]	4.9 [mm]
V36	3.9 [mm]	-1.8 [mm]	5.7 [mm]
V38	4.8 [mm]	-1.7 [mm]	6.5 [mm]

Tabelle 5: Positive und negative Extremwerte und die daraus berechneten Differenzen des Verzugs.

Da sich die Verformung aller Proben entlang der x-Achse wie beschreiben ausbildet wird diese in den folgenden Abbildungen näher beleuchtet. Dazu werden die Ergebnisse der Messpunkte, entlang der Mitte des Rohres in Richtung der x-Achse separat in einem Diagramm dargestellt. Dieser Schnitt durch die Oberflächen in Abbildung (38) ermöglicht einen anschaulichen Vergleich der charakteristischen Verformungen entlang der x-Achse in einer zweidimensionalen Betrachtung.

Die maximalen Werte für die Verzüge weichen in dieser Darstellung etwas von jenen aus der Betrachtung der Oberflächen ab. Dies ist darauf zurückzuführen, dass das Maximum beziehungsweise Minimum des Verzugs nicht immer exakt in der Mitte des Rohres, sondern gelegentlich etwas daneben zu finden ist. Im Kapitel 9 - Diskussion der Ergebnisse (S. 91) werden die Dargestellten Kurven in einem Diagramm mit den Ergebnissen der beiden Simulationen gegenübergestellt.

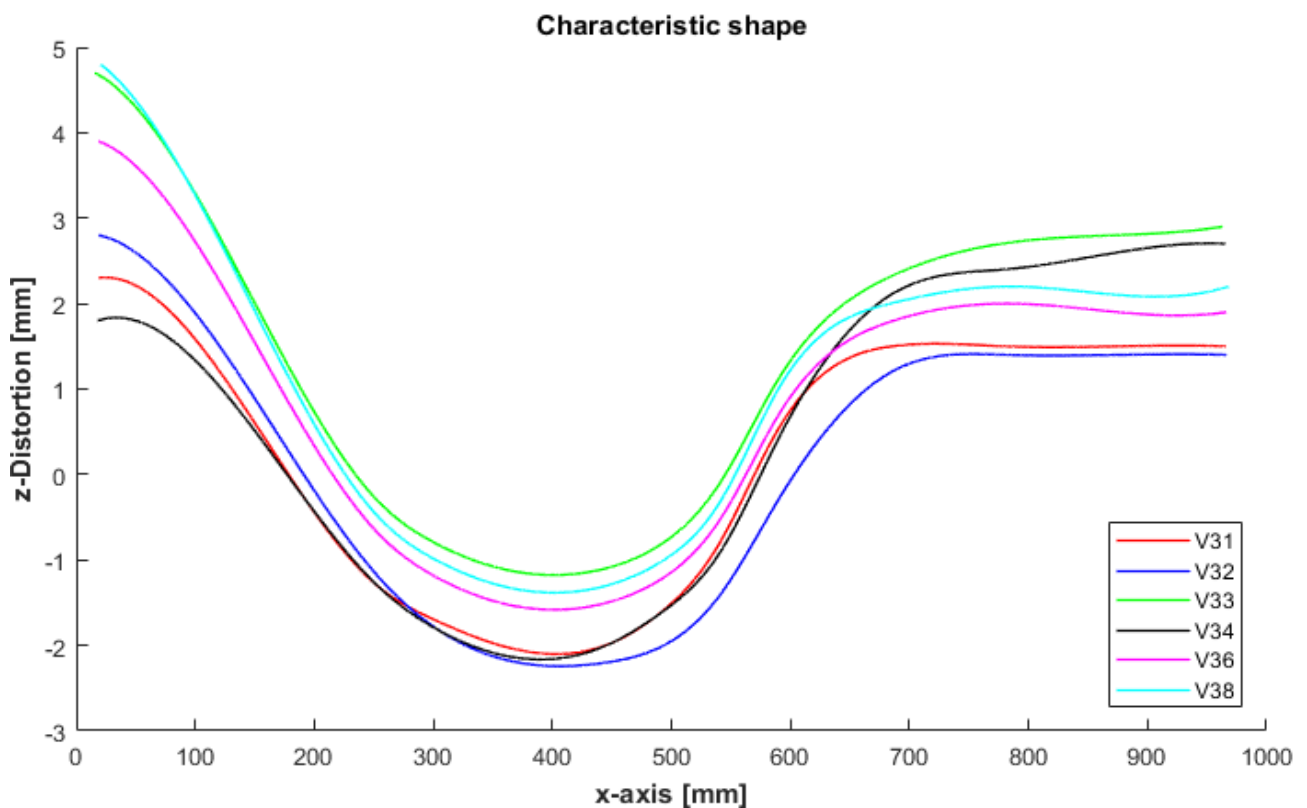


Abbildung 38: Charakteristische Verformung der Proben in der Mitte des Rohres, entlang der c-Achse

Bereits in dieser Abbildung kann man erkennen, dass die Versuche nicht eindeutig reproduzierbar sind. Die absoluten Verzugswerte weichen erreichen maximale Abweichungen von mehreren Millimetern. Trotzdem ist eine eindeutige Tendenz zu erkennen. Mögliche Ursachen und eine detaillierte Erörterung der Abweichungen werden in der Diskussion der Ergebnisse angeführt (Kapitel 9, S. 91).

7. Transiente Simulation des Schweißverzugs

Die Grundlagen für die Modellbildung und Simulation wurden im Kapitel 3.3 (S.37) erarbeitet. Dort wurden die Methodik und erforderliche Modelle auf einer allgemeinen Basis erläutert.

In diesem Kapitel werden die Schritte in der Modellbildung und Simulation an der gewählten Probengeometrie erläutert. Ausgehend von der Diskretisierung der CAD-Modelle und den Einflussgrößen die dabei beachtet wurden, erfolgt eine Beschreibung der angewandten Modelle für die Wärmequelle und das Material.

Abschließend werden die Ergebnisse der transienten Simulation nach dem bereits eingeführten Schema in Kapitel 6.3 (S. 65) dargestellt. An ausgewählten Positionen wird der Temperaturverlauf aus den Versuchen mit jenem aus der Simulation verglichen, um die Berechnung des Temperaturfelds zu validieren. Im Anschluss wird der Verzug dargestellt.

7.1. Diskretisierung der Geometrie mit Volumenelementen

Ausgehend von der vorhandenen CAD Geometrie der Proben wurde ein 3D-Volumenmodell erstellt. Dabei wurden einige Besonderheiten berücksichtigt, welche für die Diskretisierung von Geometrien bei Schweißsimulationen charakteristisch sind. Insbesondere im Bereich der Schweißnaht und der WEZ wurde auf eine hohe Elementdichte und Elementqualität geachtet. Die auftretenden, hohen Gradienten verschiedener Feldgrößen können sonst nicht entsprechend aufgelöst werden. Außerdem kann die Verwendung von Elementen mit schlechter Qualität zu numerischen Problemen führen.

Gleichzeitig steht man vor der Herausforderung die Gesamtanzahl der Elemente im Modell möglichst gering zu halten, da die Berechnungsdauer direkt an die Anzahl der Freiheitsgrade des resultierenden Gleichungssystems gekoppelt ist. Es ist also zwingend erforderlich, die hohe Elementdichte auf jene Bereiche einzuschränken, welche diese wegen der genannten Gründe benötigen. In weiterer Entfernung zur WEZ wird deshalb üblicherweise ein kontinuierlicher Übergang auf eine gröbere Netzstruktur vorgenommen.

Um die Diskretisierung der Geometrie übersichtlich darzustellen, wurde in Abbildung (39) die gesamte Probe und ausgewählte Bereiche im Detail dargestellt.

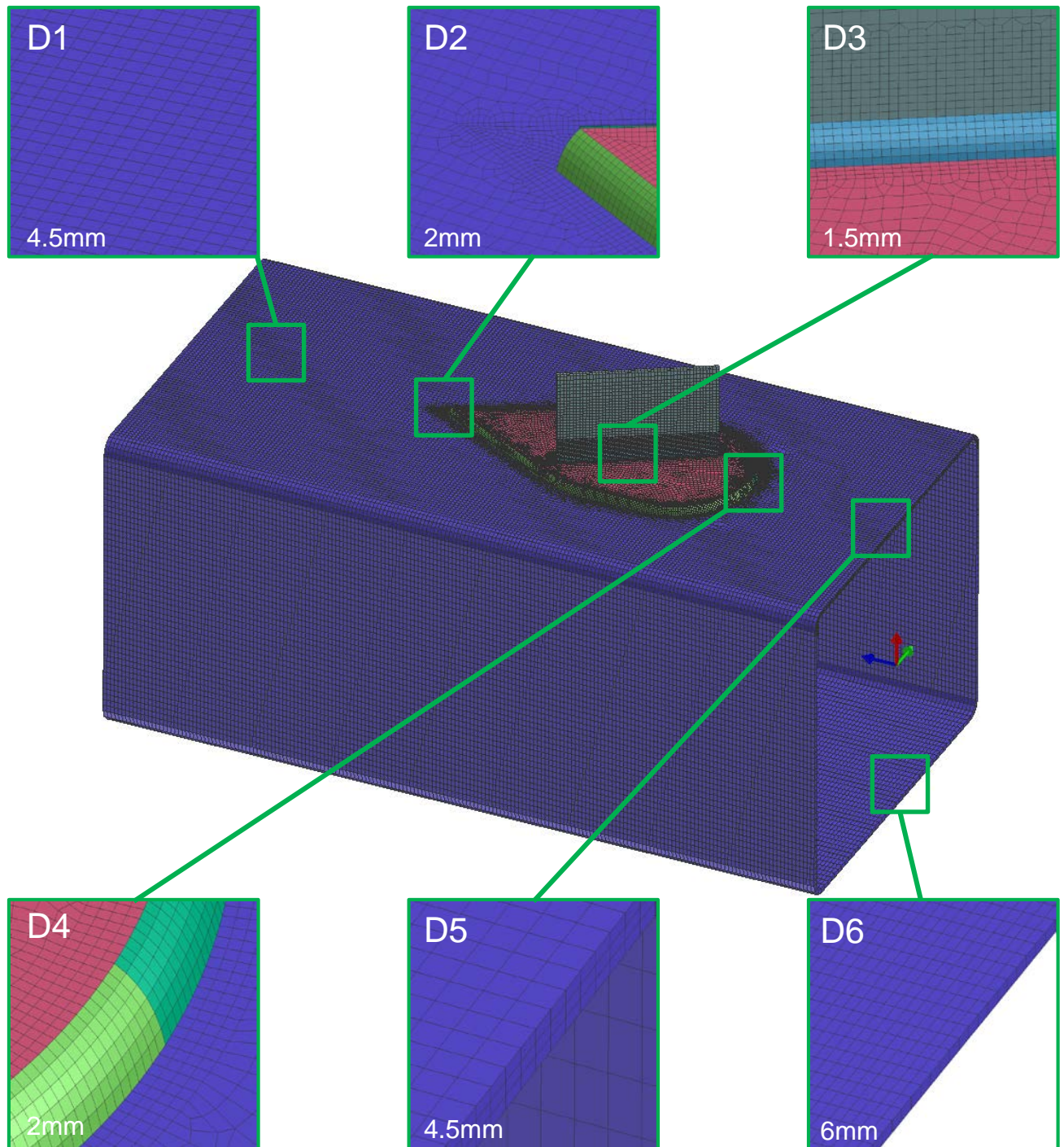


Abbildung 39: Diskretisierung der Probengeometrie und einzelne Auszüge, welche Details der Vernetzungsmethodik zeigen. Der Zahlenwert links Unten gibt in etwa die durchschnittliche Kantenlänge der Elemente in diesem Bereich an.

Detail 1 [D1] zeigt einen Bereich in großer Distanz zur WEZ an der Oberseite des Rohrs. Flächen wie diese können mit geringem Aufwand vernetzt werden. Dazu werden zunächst die Oberflächen mit einem 2D Netz diskretisiert und anschließend normal zur Bezugsfläche extrudiert. Dadurch können weite Bereiche, rasch und mit hoher Qualität vernetzt werden.

Detail 2 [D2] zeigt die Spitze der Platte, an der die beiden ersten Schweißnähte (J01, J02) auslaufen. Man erkennt den fein vernetzten Bereich der Schweißnähte und der WEZ. In einem Abstand von zehn Millimetern schließt der Übergangsbereich zu einer größeren Vernetzung an.

Detail 3 [D3] stellt den Bereich zwischen Rippe und Platte, sowie die dritte Schweißnaht (J03) dar. Sehr gut erkennbar ist hier der Unterschied zwischen dem regelmäßigen, manuell vernetzten Übergang auf der Rippe und dem unregelmäßigen, automatisierten Übergang auf der Platte. Beide Vorgehensweisen sind zulässig, solange die erforderliche Elementqualität eingehalten wird. Bei dreidimensionalen Netzen muss der Übergang auf gröber vernetzte Bereiche häufig in zwei Ebenen abwechselnd erfolgen, was bei strukturierten Netzen einfacher handzuhaben ist.

Detail 4 [D4] zeigt den Anfangsbereich der beiden ersten Nähte. Man erkennt, dass die Form der Naht von der vereinfachten Dreieckgeometrie abweicht. Stattdessen wurde die Nahtgeometrie des Modells an die Geometrie der Schliffbilder angepasst. Eine Gegenüberstellung dazu ist in Abbildung (40) zu sehen.,

Detail 5 [D5] bildet die Oberseite des Rohres ab und zeigt, dass die Dicke des Rohres durch drei Elemente diskretisiert wurde. Im Gegensatz dazu, sieht man im Detail 6 [D6] die Unterseite des Rohres. Dort wurde aufgrund der hohen Entfernung zur Wärmequelle auf eine feine Diskretisierung verzichtet und die Dicke des Rohres über die Höhe eines Elements abgebildet.

Abbildung (40) zeigt eine Detailaufnahme des Nahtbereichs beider Schweißnähte. Die diskretisierte Geometrie wurde der Probengeometrie in diesem Bereich nachempfunden. Außerdem erkennt man, dass die Kantenlänge der Elemente in diesem Bereich in etwa bei 1,5 mm liegt. Es wurde darauf geachtet, dass im Bereich der WEZ nur Hexa-Elemente mit hoher Elementqualität anhält.

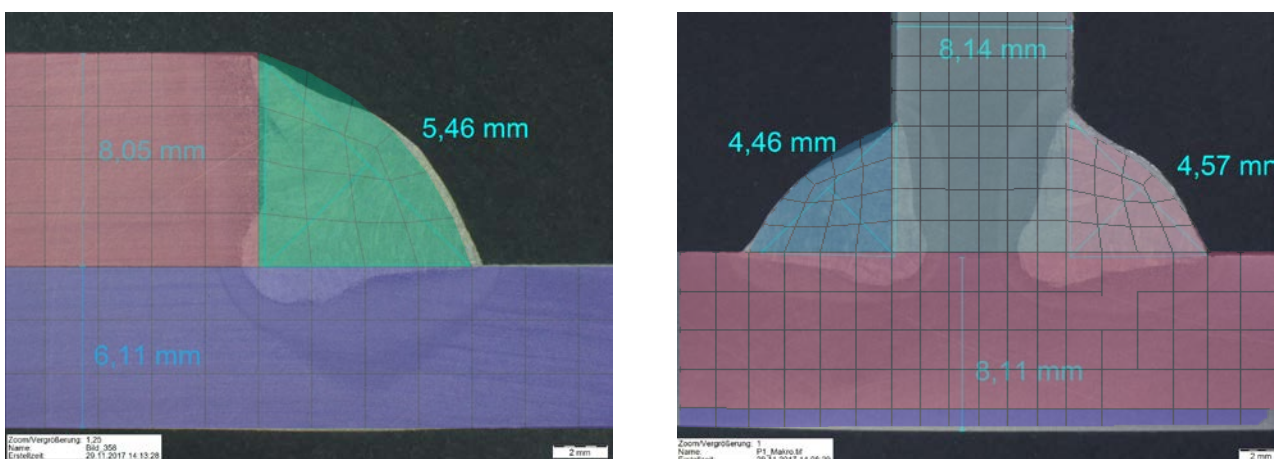


Abbildung 40: An die Nahtform angepasste Diskretisierung der Geometrie. Den Schliffbildern wurde in dieser Darstellung die modellierte Geometrie transparent überlagert.

7.2. Modellbildung für die transiente Simulation

Nachdem die Geometrie entsprechend den Vorgaben aus dem vorhergegangenen Kapitel diskretisiert wurde, mussten die Komponenten und Nähte, sowie die Bereiche der WEZ nach einem vorgegebenen Muster benannt werden. Dadurch konnten die weiteren Schritte der Modellbildung mithilfe eines automatisierten Ablaufs in der Software *Visual Weld*¹⁵ durchgeführt werden. Mithilfe dieser automatisierten Funktion in der Software, lassen sich die Schweißmodelle zügig vorbereiten, wobei folgende Schritte durchlaufen werden:

- Erzeugen einer 2D Oberfläche für den Wärmeaustausch mit der Umgebung
- Erzeugen der Schweißtrajektorie für jede Naht
- Festlegen der Projektstruktur und Verzeichnis
- Festlegen der Modellkategorie
- Zuweisung von Materialien an alle Komponenten und die Schweißnähte
- Definition des Schweißprozesses
- Parametrisierung der Schweißwärmequelle
- Einspannbedingungen
- Äußere Lasten und Deformationen (in dieser Arbeit nicht angewendet)
- Kontaktdefinitionen (in dieser Arbeit nicht angewendet)
- Vorgaben für die numerische Lösung

In den folgenden Kapiteln erfolgt eine genauere Betrachtung der Modellierung des Schweißprozesses, inklusive der Parametrisierung der Wärmequelle, sowie eine Beschreibung des verwendeten Materialmodells.

¹⁵ Visual Weld[®] ist ein von ESI GmbH[®] angebotenes Programm zur Modellbildung. Es handelt sich um einen integralen Softwarebaustein in der Welding Solution, welche im Zuge der Schweißsimulation benötigt wird. In der Software sind mehrere Programme integriert, die eine angeleitete Modellbildung ermöglichen.

7.3. Parameter der Wärmequelle

Die Wärmequelle wurde aus der Datenbank von *Visual Weld*® entnommen und an die Versuchparameter angepasst. Dazu musste zunächst die Schweißtrajektorie für jede Schweißnaht definiert und anschließend die Abmessungen und Parameter der entsprechenden Wärmequelle festgelegt werden. Als Grundlage dafür dienen die gemittelten Schweißparameter aus den Schweißversuchen, sowie die erstellten Schliffbilder der Nahtquerschnitte. Tabelle (6) beschreibt die gewählten Parameter für jede Naht.

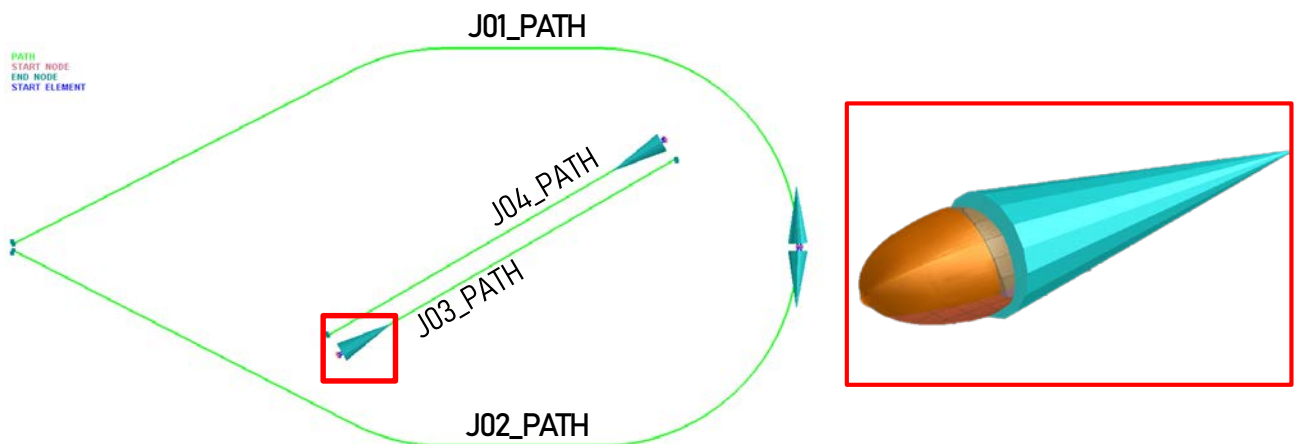


Abbildung 41: Definition des Schweißprozesses und der Schweißparameter. Im Detail erkennt man die doppelkegelförmige Wärmequelle und einen blauen Pfeil der die Richtung der wandernden Wärmequelle auf dem grünen Pfad angibt.

Naht	Start	Ende	Geschw. [cm/s]	Strecken Energie [kW/cm]	Wirkungs- grad [/]	Tiefe [mm]	Breite [mm]	Länge [mm]
J01_PATH	0	95.5	30.40	10.5	0.85	5.0	9.0	18.0
J02_PATH	107	203.0	30.40	10.5	0.85	5.0	9.0	18.0
J03_PATH	213	246.5	35.82	9	0.85	4.5	7.0	15.0
J04_PATH	254	287.5	35.82	9	0.85	4.5	7.0	15.0

Tabelle 6: Definierte Parameter jeder Schweißnaht und Wärmequelle für die transiente Simulation

Die in Tabelle (6) angegebenen Start-, und Endzeiten jeder Naht wurden ebenfalls während den Versuchen aufgenommen und auf das Modell angewendet.

Die Werte für die Ausdehnung der Wärmequelle in alle drei Raumrichtungen entsprechen einem Schätzwert, der aus den Abmessungen des Nahtquerschnitts abgeleitet wurde. Der Wirkungsgrad der Wärmeeinbringung wurde mit 0.85 festgelegt.

7.4. Materialmodell für die transiente Simulation

Das Materialmodell wurde aus der umfangreichen Datenbank von *Visual Weld*[®] entnommen und unverändert angewendet. Der Werkstoff S355J2 entspricht dabei dem angewandten Werkstoff in der Probenfertigung. Details können der Materialdatenbank der Software entnommen werden. Ein Auszug der angewendeten Materialdaten befinden sich im Anhang A9 (S.114)

Die chemische Zusammensetzung des Simulationswerkstoffes ergibt sich laut Datenbank zu:

Bezeichnung	C [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Si [%]
S355 J2G3	0.18	1.6	0.035	0.035	0.55

In diesem Materialmodell werden sechs verschiedene Werkstoffphasen, ihre thermometallurgischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur, die mechanischen Eigenschaften, sowie die Umwandlungskinetik berücksichtigt. Die Phasen des Modells sind in Tabelle (7) dargestellt.

Phasennummer/Bezeichnung	Ausgangs Proportion
Phase 1/ Ferrit	1
Phase 2/ Fiktive Phase	0
Phase 3/ Martensit	0
Phase 4/ Bainit	0
Phase 5/ Martensit (angelassen)	0
Phase 6/ Austenit	0

Tabelle 7: Berücksichtigte Werkstoffphasen im Materialmodell des S355J2G3 entnommen aus der Materialdatenbank der Software *Visual Weld*[®].

Die fiktive Phase in Tabelle (7) ist notwendig, um den Materialeintrag zu simulieren. Alle Elemente dieser Phase sind zu Beginn der Simulation deaktiviert und werden erst im Zuge des Nahtaufbaus aktiv geschaltet.

Die thermometallurgischen Eigenschaften des Materialmodells umfassen temperatur-, und phasenabhängige Größen, sowie einige konstant angenommenen Werte. Einen Überblick gibt die Tabelle (8).

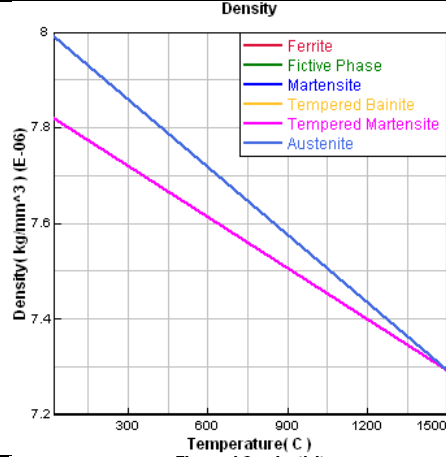
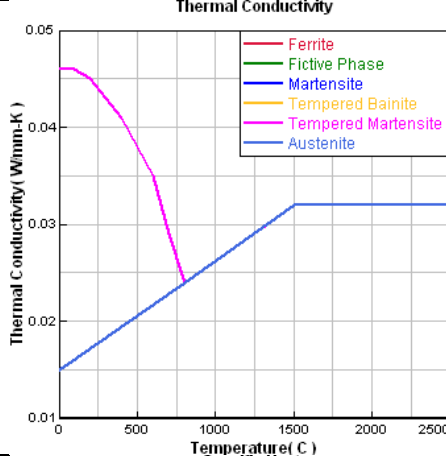
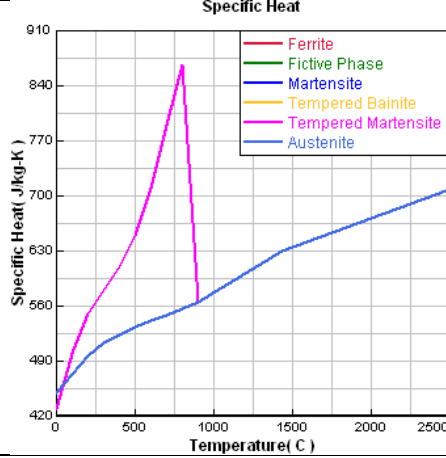
Materialeigenschaft	Einheit	Beschreibung/ Verlauf der Funktionen
Dichte	[kg/m ³]	
Wärmeleitfähigkeit	[W/mK]	
Spezifische Wärme	[J/kgK]	
Spezifische Enthalpie	[J/kg]	Konstante Durchschnittswerte für nicht-, und niedriglegierte Stähle. Keine Berücksichtigung der Schmelzenthalpie.
Korngrößen Parameter	[/]	Das Materialmodell enthält keine Funktionen zur Berücksichtigung von Einflüssen der Kornbeschaffenheit.

Tabelle 8: Thermometallurgische Eigenschaften des angewendeten Materialmodells

Tabelle (8) zeigt, dass die Phasenabhängigkeit nur über eine Unterscheidung zwischen Austenit und allen anderen Phasen erfolgt ist. Die Dichte wird dabei über eine lineare Funktion mit je einem Messpunkt bei 20 [°C] und bei 1500 [°C] abgebildet. Die Funktionen für Wärmeleitfähigkeit und

spezifische Wärme wurden aus Messwerten in 100 [°C] –Schrittweite zwischen 20 – 800 [°C] interpoliert. Die Wärmeleitfähigkeit wurde mit einem Messwert bei 1500 [°C] linear erweitert. Die spezifische Wärme wird nochmals bis 2500 [°C] linear erweitert.

Einige mechanischen Eigenschaften des Materials wurden temperatur-, und phasenabhängig definiert. Für die Härte-, und Kriechmodelle, wurden entweder Temperaturabhängigkeit, oder konstante Werte definiert. Die Tabelle (9) gibt einen Überblick.

Materialeigenschaft	Einheit	Beschreibung
Elastizitätsmodul	[N/mm ²]	<p>The graph shows Young's Modulus (N/mm²) on the y-axis (0 to 210) and Temperature (C) on the x-axis (0 to 1500). The modulus starts at approximately 210 N/mm² at 20°C and decreases steadily, reaching 0 at 1500°C. The phases shown are Ferrite (red), Fictive Phase (green), Martensite (blue), Tempered Bainite (yellow), Tempered Martensite (magenta), and Austenite (dark blue).</p>
Poisson Zahl	[N/mm ²]	Konstant für alle Phasen mit 0.33 angenommen.
Streckgrenze	[N/mm ²]	<p>The graph shows Yield Strength (N/mm²) on the y-axis (0 to 800) and Temperature (C) on the x-axis (0 to 1500). The yield strength starts at approximately 700 N/mm² at 20°C and decreases to 0 at 1500°C. The phases shown are Ferrite (red), Fictive Phase (green), Martensite (blue), Tempered Bainite (yellow), Tempered Martensite (magenta), and Austenite (dark blue).</p>
Dichte	[kg/m ³]	Konstant für alle Phasen mit 7820 [kg/m ³] angenommen

Thermische Dehnung	[/]	
Härte Eigenschaften	[/]	Eine Reihe von Funktionen, welche die Kaltverfestigung in jedem Gefüge infolge der plastischen Verformung beschreiben. Umwandlungsplastizität wird berücksichtigt.
Kriech Eigenschaften	[/]	Keine Abhängigkeiten im Modell definiert.

Tabelle 9: Mechanische Eigenschaften des angewendeten Materialmodells

Die Phasenkinetik berücksichtigt in Summe zehn Reaktionen, welche in Tabelle (10) aufgelistet sind. Mit der Ausnahme der Martensitbildung wird für alle Umwandlungen das JMAK-Modell [26] zugrunde gelegt. Die Umwandlung aus dem Austenitgebiet zum Martensit wird durch das Koistinen Marburger Modell [27] beschrieben.

Reaktion 1	Ferrit	→	Austenit
Reaktion 2	Fiktiv	→	Austenit
Reaktion 3	Martensit	→	Austenit
Reaktion 4	Bainit (angelassen)	→	Austenit
Reaktion 5	Martensit (angelassen)	→	Austenit
Reaktion 6	Martensit	→	Martensit (angelassen)
Reaktion 7	Bainit (angelassen)	→	Ferrit
Reaktion 8	Austenit	→	Ferrit
Reaktion 9	Austenit	→	Bainit (angelassen)
Reaktion 10	Austenit	→	Martensit

Tabelle 10: Reaktionskinetik des angewendeten Materialmodells

7.5. Anfangs-, und Randbedingungen für die transiente Simulation

Nachdem die Diskretisierung der Geometrie, die Parametrisierung des Wärmequellenmodells, sowie die Definition des Schweißprozesses und des entsprechenden Materialmodells durchgeführt wurden, erfolgte die Definition der Anfangs-, und Randbedingungen. Dieser Schritt, umfasst die eingangs angeführten Punkte:

- Wärmeaustausch mit der Umgebung
- Einspannbedingungen

Der Wärmeaustausch erfolgt über Schalenelemente die automatisiert aus der Oberfläche der Volumenelemente erzeugt werden. Es handelt sich dabei um eine Hülle, welche die Probe ummantelt und den Wärmetransport in die Umgebung modelliert. Es wurde eine vordefinierte Wärmeaustauschfunktion verwendet, die das Abkühlen an Luft bei der Umgebungstemperatur von 20 [°C] beschreibt. Diese Funktion berücksichtigt freie Konvektion und abgegebene Wärme durch Strahlung.

Die Einspannbedingung wurde an der Unterseite des Rohres durch das fixieren von einigen Elementen im Randbereich modelliert. Die in Abbildung (42) rot markierten Elemente wurden in allen Freiheitsgraden gesperrt. An den markierten Stellen wurden die Proben während des Schweißversuchs gespannt.

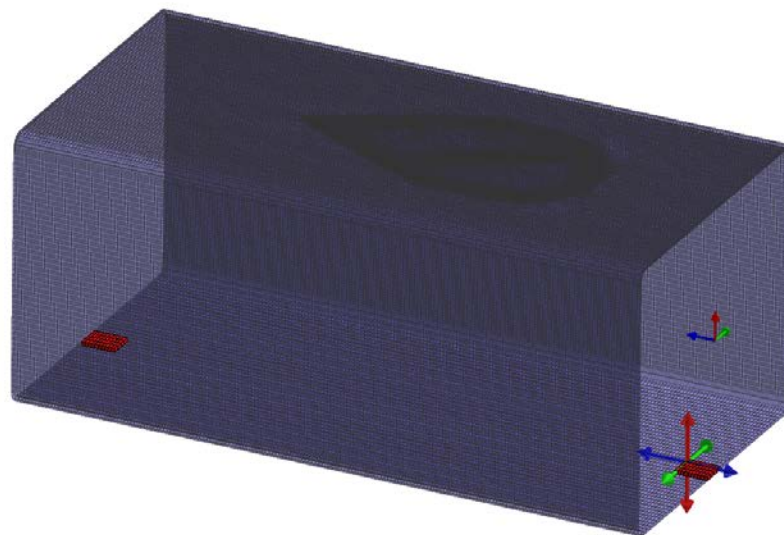


Abbildung 42: Einspannbedingungen für die Simulation, angelehnt an die Einspannung während der Schweißversuche

Es wurden keine zusätzlichen äußernden Lasten, Deformationen oder Kontaktbedingungen zwischen den Komponenten angewendet.

7.6. Ergebnisse der transienten Simulation

Die Ergebnisse der transienten Simulation werden für das thermometallurgisch berechnete Temperaturfeld und die infolge der mechanischen Kopplung berechneten Verzüge dargestellt. Ausgehend von den Temperaturmessungen während der Schweißversuche, wird das Temperaturfeld an ausgewählten Stellen mit den berechneten Temperaturverläufen aus der transienten Simulation verglichen. Dieser Vergleich dient der Validierung der Ergebnisse der thermometallurgischen Berechnung. Anschließend werden die Ergebnisse der Verzugssimulation dargestellt und diskutiert. Die Gegenüberstellung der Ergebnisse wird im Kapitel 9 (S. 91), im Zuge der Diskussion der Ergebnisse vorgenommen.

Es wurden drei verschiedene Positionen zur Messung der Temperatur ausgewählt. Die erste Messung erfolgte bei Probe [V31] auf der Rippe. An dieser Position konnte der Einfluss der dritten und vierten Schweißnaht erfasst werden. Probe [V36] und [V38] wurden an der Unterseite des Rohres gemessen, wobei einmal der Startpunkt und einmal der Endpunkt der ersten und zweiten Schweißnaht gewählt wurde. Die Messpositionen sowie die zugehörigen Temperaturverläufe aus der Messung und der Simulation sind in Abbildung (43) dargestellt.

Bei Probe [V31] tritt im Bereich zwischen 100 – 150[s] eine deutliche Abweichung zwischen der Messung und der Simulation auf. Der erste, dargestellte Peak in der Messkurve stellt einen Messfehler dar, der auf das verwendete optische Messsystem zurückzuführen ist. Im genannten Zeitraum wird die zweite Schweißnaht geschweißt. Die hohe Strahlung der Wärmequelle beeinflusst die optische Messtechnik, weil der optische Pfad des Messsystems in unmittelbarer Nähe zur zweiten Naht liegt. Derselbe Effekt ist bei dieser Probe bei der Temperaturmessung an der dritten Naht zu beobachten. Die hohe Strahlung verhindert eine Auflösung der Spitzentemperatur in der Nähe des Schmelzbades, weshalb die gemessene Temperatur deutlich unter dem Spitzenwert der Simulation liegt. Eine Konsequenz dieser negativen Beeinflussung der Messung war die Verlagerung der zwei weiteren Messungen auf die Unterseite der Rohrdeckfläche. Dadurch konnte die beschriebene Beeinträchtigung vermieden werden.

Auffallend ist außerdem die Abweichung der beiden Kurvenverläufe, bevor es zu einem Temperaturanstieg über 150 [°C] kommt. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Schwellwerte des Messsystems zwischen 150 – 1000 [°C] liegen (siehe Anhang A5 – S.110).

Die zeitliche Abfolge der Schweißungen wurde in der Simulation an die Messwerte aus den Versuchen angepasst. Dadurch kommt es zu einer guten zeitlichen Übereinstimmung der Verläufe.

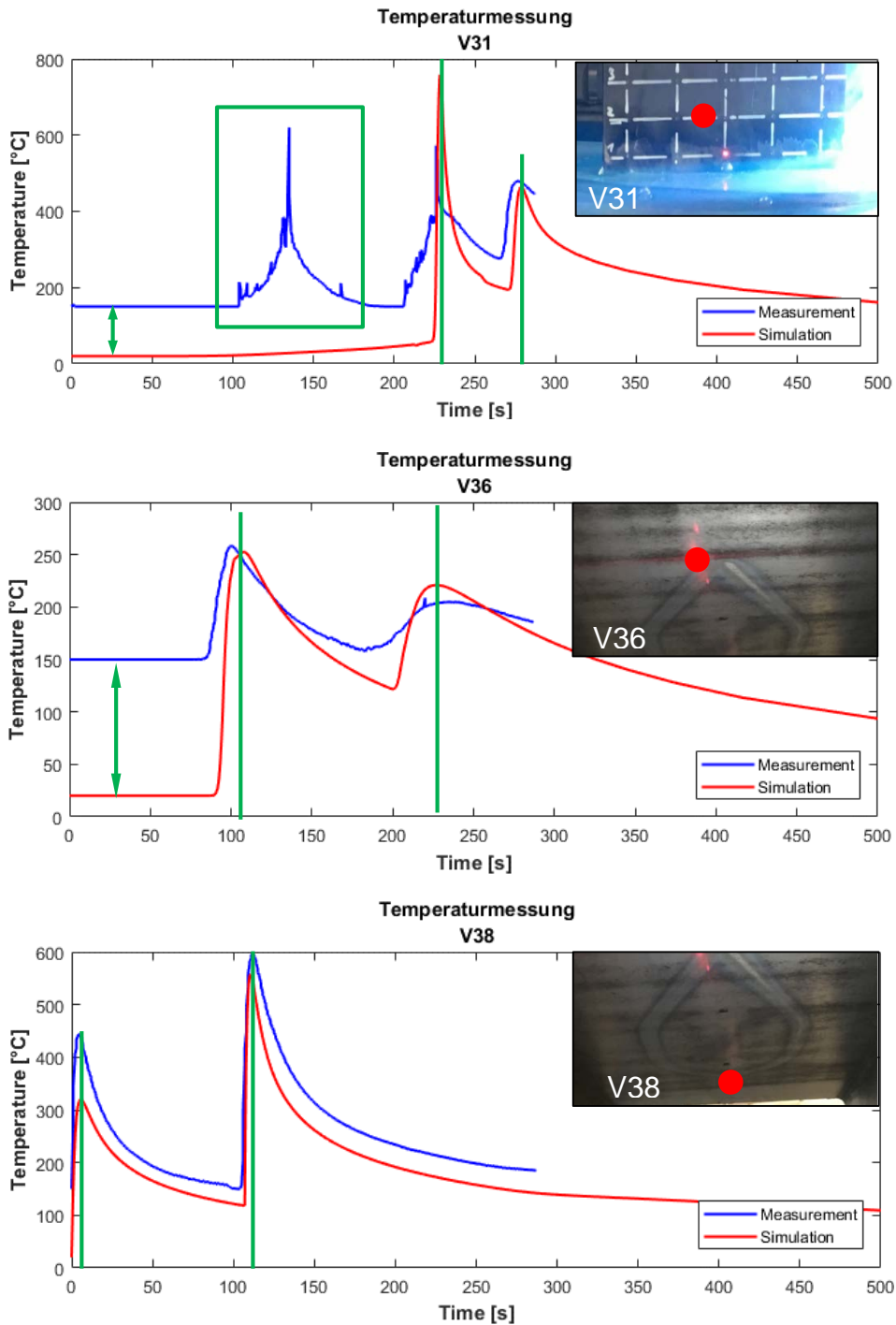


Abbildung 43: Vergleich der gemessenen und simulierten Temperaturverläufe an verschiedenen Positionen der Proben.

Einen guten Überblick über die Ausbreitung des Temperaturfelds bietet die im Anhang A6 (S.111) dargestellte Bildserie. Diese zeigt den Verlauf des Temperaturfelds in acht Bildern von Start-, bis zum Endpunkt der Simulation.

Die Ergebnisse der Verzugsberechnung werden zunächst global für die gesamte Probe dargestellt. Anschließend folgt, angelehnt an die Auswertung der Schweißversuche, eine detaillierte Betrachtung der Oberseite des Rohres und der charakteristischen Verformung an dieser Fläche. Zu Beginn zeigt

Abbildung (44) den Verlauf des Verzugs über die Zeit. Die Verformungen in den Sequenzen werden mit zehnfacher Verstärkung dargestellt. Die angegebenen Werte in der Legende entsprechen dem Verzug in Millimetern, normal zur ursprünglichen Oberfläche.

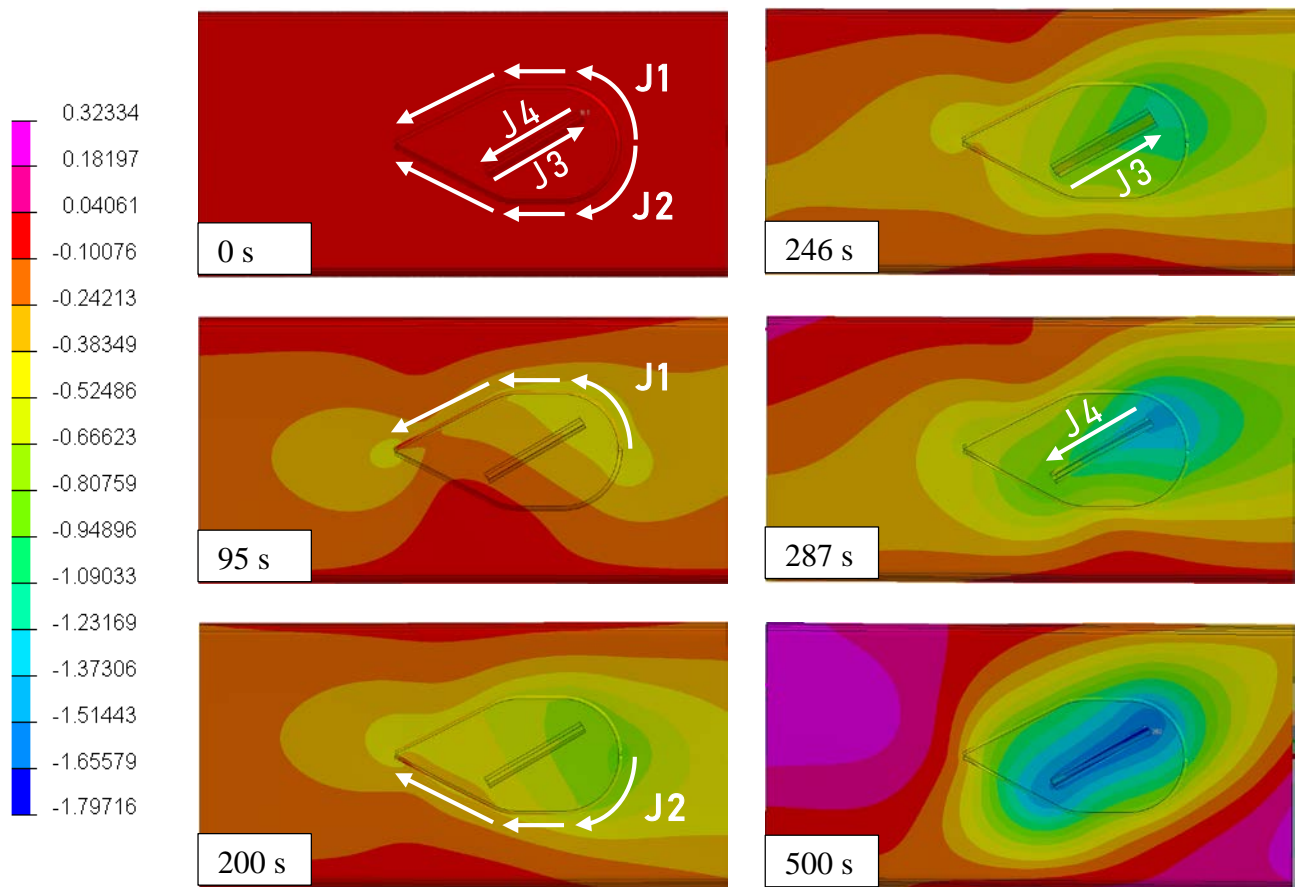


Abbildung 44: Das Ergebnis der transienten Simulation zeigt den Verzug der Probe in z-Richtung, im Verlauf der Zeit. Die vergrößert Legende gilt für alle sechs dargestellten Sequenzen. Ausgehend vom unverformten Zustand zeigt jede Sequenz den Verformungszustand nach dem einfügen einer neuen Naht, bis nach 500s der letzte Zeitschritt erreicht wird.

Bereits in dieser Übersichtsdarstellung erkennt man, dass sich die Proben infolge des Schweißprozesses im Bereich der Platte in die negative z-Richtung verformen. Die maximalen Verformungen treten dabei im Bereich der dritten und vierten Schweißnaht auf. Dort überlagern sich offensichtlich die Wirkung die ersten beiden Nähte mit jenen der letzten beiden.

Anhand der Rippe kann der Einfluss des doppelseitig gelegten T-Stoß anschaulich verfolgt werden. Nach ca. 246 Sekunden ist die dritte Naht abgeschlossen und die Rippe hat sich deutlich in diese Richtung verformt. Nach ca. 287 Sekunden ist auf der gegenüberliegenden Seite die vierte Naht fertig geschweißt, was zu einer rückstellenden Kraft auf die Rippe führt.

Da für den Vergleich mit den Messwerten nur der Endzustand des Verzugs von Interesse ist wird in weitere Folge nur noch dieser diskutiert. Betrachtet man die gesamte Probe von der Stirnseite des Rohres und von Oben, so kann festgestellt werden, dass die größten Verformungen erwartungsgemäß an der Oberseite des Rohres auftreten. Die Verformungen zeigen auch hier an den Rohrenden in die

positive z-Richtung, während der mittlere Bereich, an dem die Platte aufgeschweißt wurde, in negative z-Richtung verformt wird. Die Maxima und Minima sind in der linken Legende markiert.

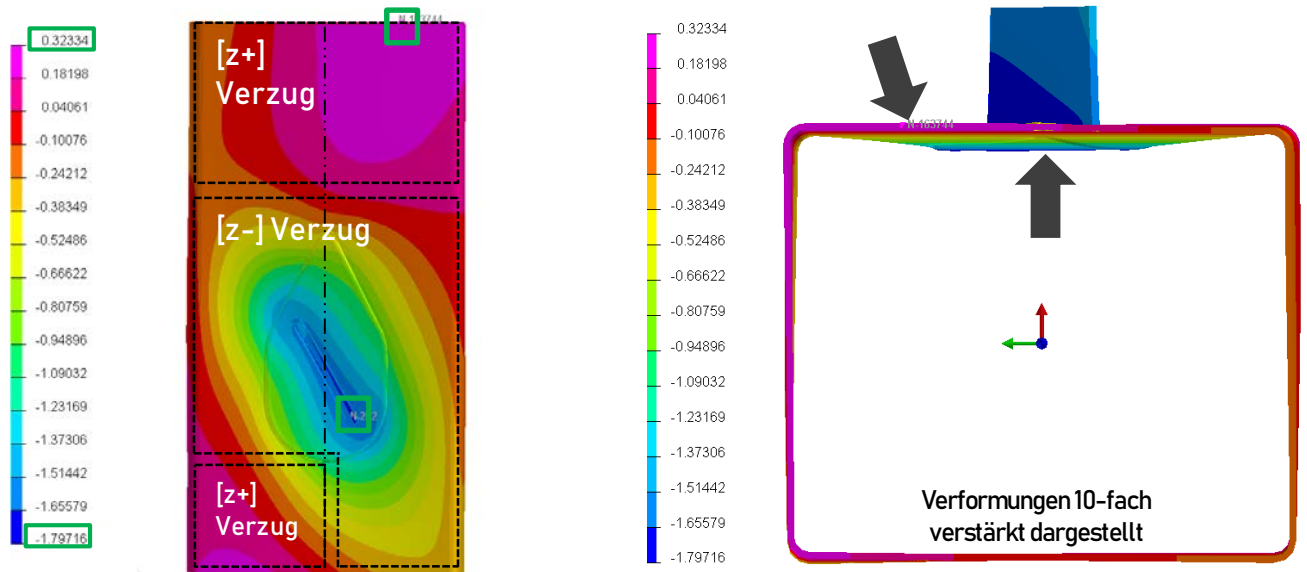


Abbildung 45: Verformung der Probengeometrie in z-Richtung nach den Ergebnissen der transienten Simulation. Die strichpunktierte Linie in der Draufsicht deutet die Schnittebene für die zweidimensionale Darstellung des Verzugs an.

Links dargestellt ist die Draufsicht auf die Oberseite des Rohres. Es sind die drei Bereiche des positiven und negativen Verzugs markiert. Die grünen Quadrate markieren das Maximum und Minimum des Verzugs auf der Probe.

In rechten Abbildung sieht man in der Vorderansicht der Probe, dass die größten Verformungen an der Oberseite des Rohres auftreten. In dieser Ansicht wird deutlich, dass der positive Verzug betragsmäßig geringer ausgeprägt ist, als der negative. An der Unterseite des Rohres bleiben die Verformungen aufgrund der Einspannbedingung erwartungsgemäß sehr klein. Gleiches gilt für die Seitenflächen des Rohres.

Stellt man die Verformung der Oberseite des Rohres in z-Richtung entlang der Mittelachse über die Länge des Rohres dar, so erhält man eine zweidimensionale Darstellung des Verzugs in dieser Ebene. Diese Form der Darstellung bietet sich für einen Vergleich der Ergebnisse aus dem Versuch und der Simulation an. Abbildung (46) zeigt diesen Verlauf für die transiente Simulation.

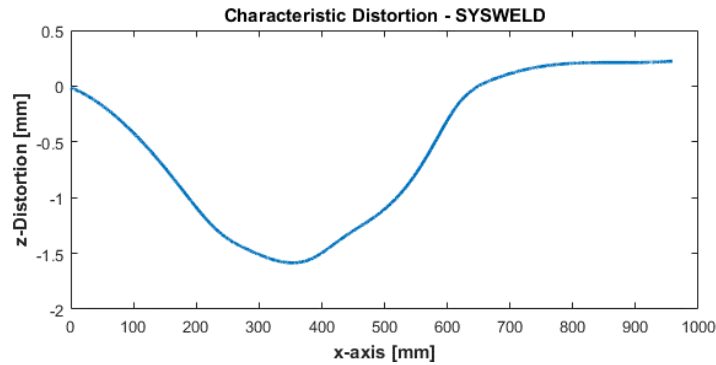


Abbildung 46: Verzug der Probe in der Rohrmitte entlang der x-Achse auf Basis der transienten Simulation

Anhand der Verformung der Rippe kann der Einfluss der wandernden Wärmequelle anschaulich beschrieben werden. Abbildung (47) zeigt den Verlauf der Verformung ab dem Beginn der dritten Schweißnaht, welche in dieser Ansicht auf der linken Seite nach unten geschweißt wird, bis zum Abschluss der vierten Schweißnaht, welche auf der rechten Seite nach oben verläuft. Die Pfeile neben jeder Abbildung deuten den Fortschritt des Nahtaufbaus an.

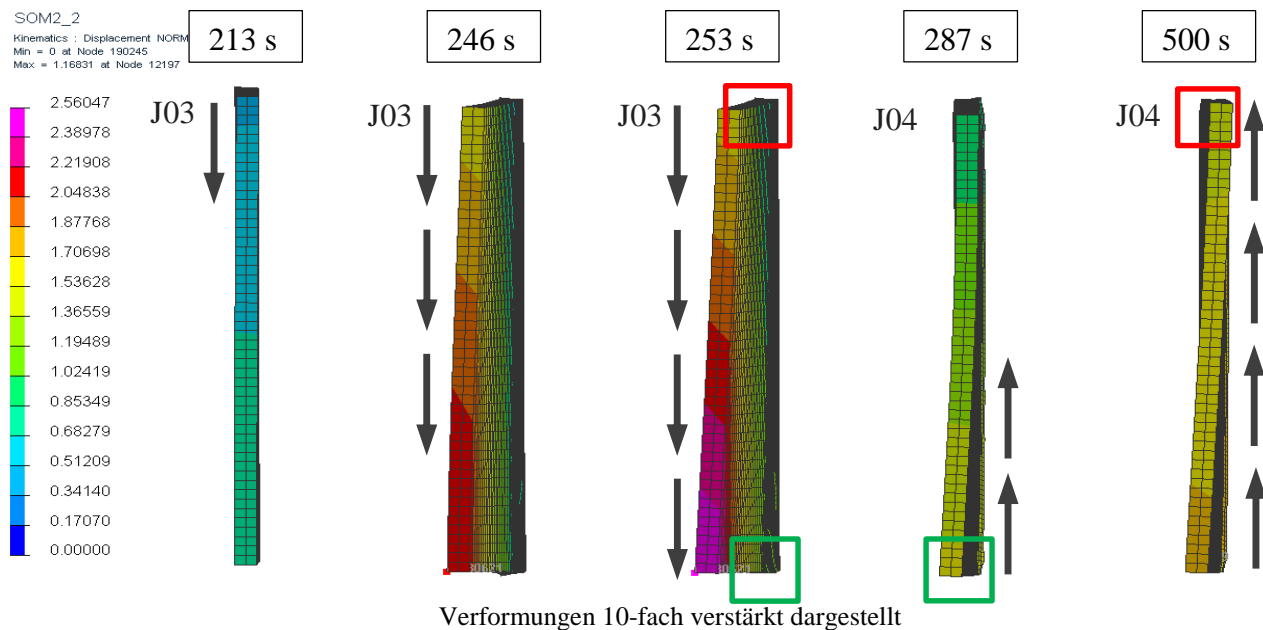


Abbildung 47: Einfluss der wandernden Wärmequelle auf die Verformung der Rippe im Verlauf der Zeit.

Im resultierenden Endzustand nach 500 Sekunden erkennt man einen leichten S-Schlag entlang der Rippe. Offenbar verhindert das noch heiße Material am Ende der dritten Naht, dass die vierte Naht am Beginn, die Rippe vollständig rückstellen kann (grüne Markierung). Richtung Ende der vierten Naht ist dieser Effekt nicht mehr zu beobachten (rote Markierung)

8. Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell

Angelehnt an das vorhergegangene Kapitel werden auch in diesem Kapitel zunächst die einzelnen Schritte der Modellbildung beschrieben, bevor die Ergebnisse präsentiert werden. Der erste Teil behandelt die Diskretisierung der Geometrie, wobei diese mit Schalenelementen vorgenommen wurde. Anschließend werden die weiteren Schritte der Modellbildung vorgestellt.

8.1. Diskretisierung der Geometrie mit Schalenelementen

Ausgehend von der vorhandenen CAD-Geometrie der Proben wurde für die zweite Simulation ein Schalenmodell erstellt. Generell bietet sich für dünnwandige Bauteile, welche in ihren Seitenabmessungen deutlich größer sind als in ihrer Dicke, diese Form der Diskretisierung an. Es ergibt sich eine Reihe von Vorteilen, welche vom Aufwand der Benetzung bis zur Anwendung der Modelle bei der Schrumpfkraftmethode reichen.

Allgemein ist die Diskretisierung mit Schalen einfacher umzusetzen, weil bei der Vernetzung der Geometrie die Dickenrichtung nicht berücksichtigt werden muss. Dies ermöglicht die effiziente Anwendung von automatisierten Vernetzungsalgorithmen. Außerdem kann die Elementqualität einfach kontrolliert und in vielen Fällen automatisiert, unter Zuhilfenahme von Korrekturalgorithmen, verbessert werden. Die fertiggestellten Modelle enthalten meist eine deutlich geringere Anzahl an Elementen, was sich zusätzlich positiv auf die Berechnungsdauer auswirkt.

Im Kontext der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell werden weitere Vorteile schlagend. Da kein Temperaturfeld berechnet, und im Grunde die gesamte Physik des Schweißens vernachlässigt wird, gibt es keinen Grund für eine besonders feine Diskretisierung der WEZ. Auch der Einfluss von Elementen mit schlechter Elementqualität ist deutlich reduziert.

In Summe führen die genannten Punkte zu einer deutlichen Aufwandsreduktion bei der Modellbildung. Die diskretisierte Geometrie ist in Abbildung (48) dargestellt und wird in weiterer Folge im Detail beschrieben.

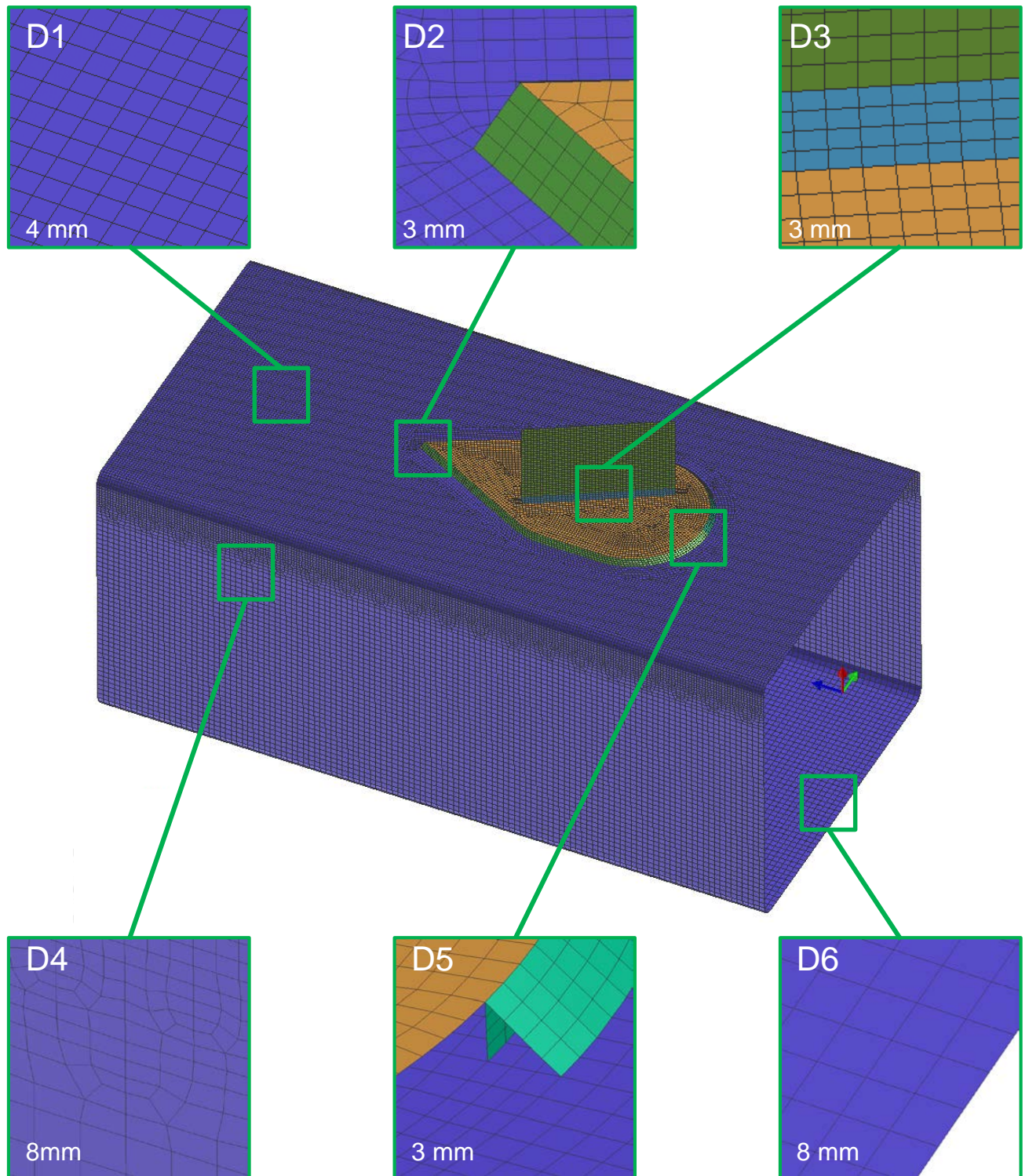


Abbildung 48: Diskretisierung der Probengeometrie und einzelne Auszüge, welche Details der Vernetzungsmethodik zeigen. Der Zahlenwert links Oben, gibt in etwa die durchschnittliche Kantenlänge der Elemente in diesem Bereich an.

Wie man den Details [D2], [D3] und [D5] entnehmen kann, wurde aus den bereits angeführten Gründen, auf eine besonders feine Diskretisierung im Nahtbereich verzichtet und eine durchschnittliche Elementkantenlänge von 3mm umgesetzt.

Detail vier [D4] zeigt den einfachen Übergang auf eine gröbere Netzstruktur bei Schalenelementen. Übergänge wie diese werden üblicherweise für ein Segment erstellt und anschließend über die gesamte Länge kopiert.

In der fünften Detailansicht [D5] sieht man dank der ausgeblendeten zweiten Naht den Querschnitt der ersten Schweißnaht. Man erkennt, dass das Schalenmodell der Schweißnaht aus einer vorderen und einer hintern Fläche besteht.

Das letzte Detail [D6] zeigt einen Ausschnitt der Unterseite des Rohres. Hier wurde eine grobe Vernetzung mit einer Elementkantenlänge von 8mm realisiert.

8.2. Modellbildung für das Schrumpfkraftmodell

Da bei der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell auf jegliche Physik des Schweißprozesses verzichtet wird und die Grundlagen des Modells bereits in Kapitel 3.3.2 (S. 47) erarbeitet wurde, kann hinsichtlich der Modellbildung keine weiterführende Information angeführt werden.

Nach dem importieren der Geometrie in die Software *Weld Planner*[®] müssen folgende Schritte vorgenommen werden:

- Definition des Materials
- Festlegen der Wandstärken der Komponenten und Schweißnähte
- Parameter „Bead Width“ festlegen
- Schweißparameter (Nahtfolge, Richtung) festlegen
- Berechnung starten

Die gewählten Parameter für die angeführten Punkte sind in Tabelle 11 zusammengefasst.

Schweißnaht Parameter	J01	J02	J03	J04	Platte	Rippe	Rohr
Bead Width	11	11	9	9	[/]	[/]	[/]
Thickness	5.5	5.5	4.5	4.5	8	8	6
Material	S355J2G3						
Reihenfolge	1	2	3	4	[/]	[/]	[/]

Tabelle 11: Parameter für die Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell in *Weld Planner*[®]

Nach der Eingabe dieser Parameter kann die Simulation gestartet werden. Die Ergebnisse werden anschließend wie bei der transienten Simulation in der Software *Visual Viewer*[®] ausgewertet.

8.3. Ergebnisse der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell

Die Ergebnisse der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell wurden direkt mit den Messergebnissen aus den Schweißversuchen verglichen. Bereits die ersten Vergleiche zeigten vielversprechende Ergebnisse. Durch die Variation des Parameters „*Bead Width*“ wurde schließlich innerhalb von drei Iterationen die in weiterer Folge dieses Kapitels diskutierte Lösung gefunden. Aufgrund des minimalen Aufwandes für die Modellbildung und der kurzen Berechnungsdauer konnte eine solche iterative Annäherung einfach umgesetzt werden.

Angelehnt an die bisherige Vorgehensweise wird der Verzug zunächst global für die gesamte Probe dargestellt. Anschließend folgt eine detaillierte Betrachtung der Oberseite des Rohres und der charakteristischen Verformung des Bauteils in der Mitte des Rohres entlang der x-Achse. Zu Beginn zeigt Abbildung (49) den Verlauf des Verzugs über die Zeit. Die Verformungen in den Sequenzen werden mit zehnfacher Verstärkung dargestellt. Die angegebenen Werte in der Legende entsprechen dem tatsächlichen Verzug in Richtung der z-Achse.

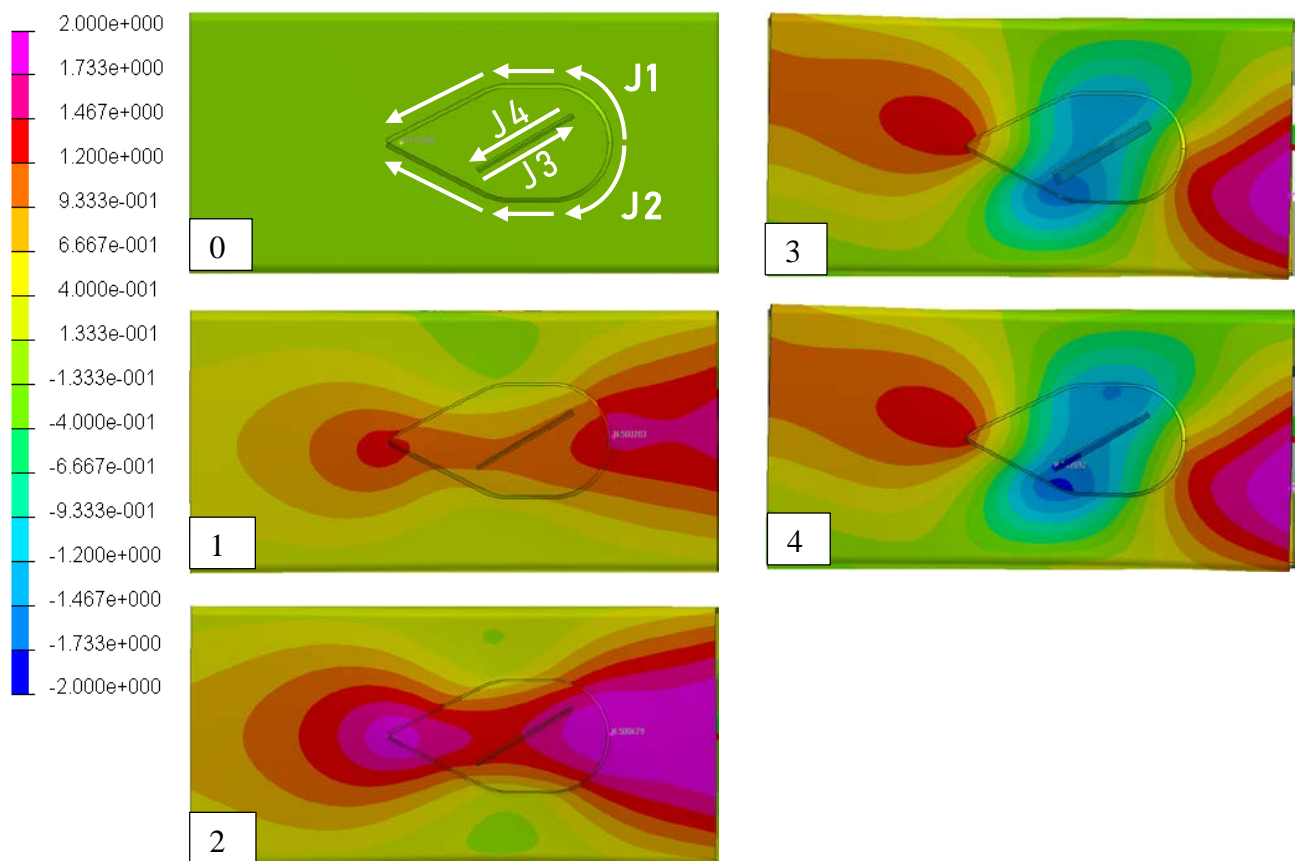


Abbildung 49: Verformung der Probe in Richtung der z-Achse, infolge der Schrumpfkräfte jeder Naht. Ausgehend vom unverformten Ausgangszustand wird mit fortlaufender Nummer stets eine neue Naht hinzugefügt. Bild 5 zeigt den Endzustand nach dem Aufbringen aller Schrumpfungen.

Die Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell zeigt in der Übersicht bereits ein ähnliches Verhalten wie die Schweißversuche. Im Bereich der aufgeschweißten Platte kommt es zu einer Verzerrung der Geometrie in negativer z-Richtung.

Auch das bei der transienten Simulation beschriebene Verhalten der Rippe, kann hier beobachtet werden. Diese wird zunächst im dritten Schritt in Richtung der dritten Naht ausgelenkt und anschließend wieder rückgestellt.

Die weiteren Betrachtungen werden wieder auf den Endzustand der verzerrten Probe bezogen. Betrachtet man die gesamte Probe von der Stirnseite des Rohres und von oben, kann festgestellt werden, dass die größten Verformungen erwartungsgemäß an der Oberseite des Rohres auftreten. Die Verformungen zeigen auch hier an den Rohrenden in die positive z-Richtung, während der mittlere Bereich an dem die Platte aufgeschweißt wurde in negative z-Richtung Verformt wird.

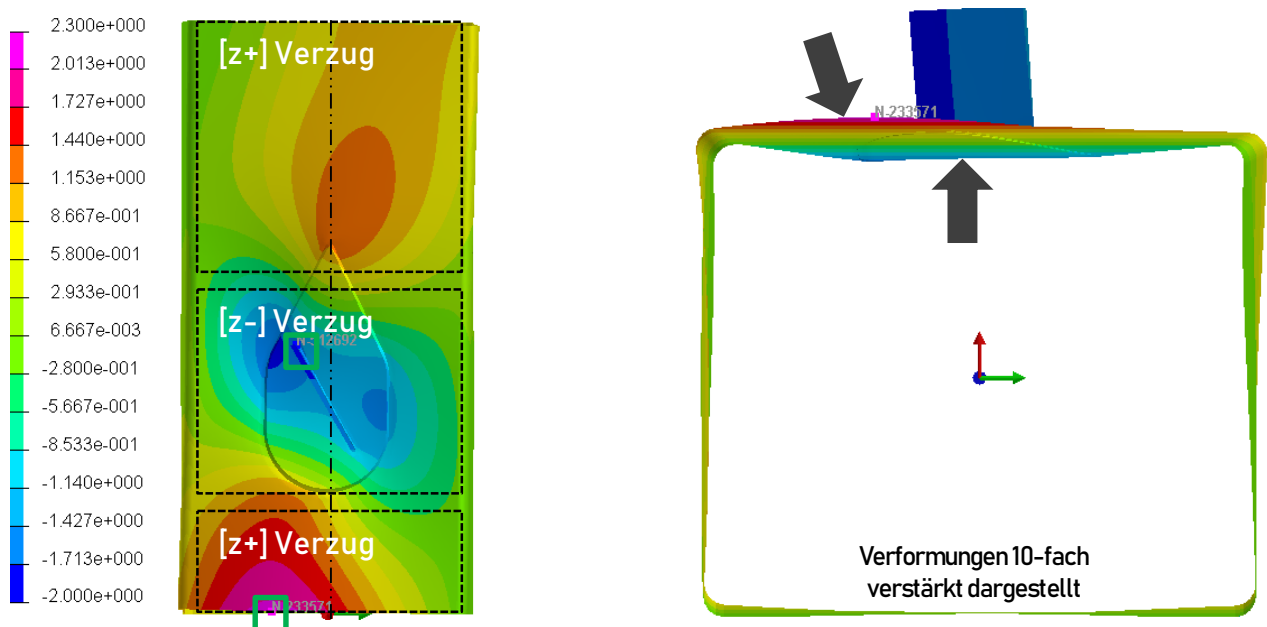


Abbildung 50: Verformung der Probengeometrie in z-Richtung nach den Ergebnissen der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell. Die strichpunktierte Linie deutet die Schnittebene für die zweidimensionale Darstellung des Verzugs an.

Links dargestellt ist die Draufsicht auf die Oberseite des Rohres. Es sind die drei Bereiche des positiven und negativen Verzugs markiert. Die grünen Quadrate markieren das Maximum und Minimum des Verzugs auf der Probe.

In rechten Abbildung sieht man in der Vorderansicht der Probe, dass die größten Verformungen an der Oberseite des Rohres auftreten. In dieser Ansicht wird deutlich, dass der positive Verzug betragsmäßig ähnlich ausgeprägt ist, wie der negative Verzug. An der Unterseite des Rohres bleiben die Verformungen aufgrund der Einspannbedingung erwartungsgemäß sehr klein. Gleiches gilt für die Seitenflächen des Rohres.

Stellt man die Verformung der Oberseite des Rohres in z-Richtung entlang der Mittelachse über die Länge des Rohres dar, so erhält man eine zweidimensionale Darstellung des Verzugs in dieser Ebene. Diese Form der Darstellung bietet sich für einen späteren Vergleich der verschiedenen Ergebnisse aus dem Versuch und der Simulation an. Abbildung (51) zeigt diesen Verlauf für die Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell.

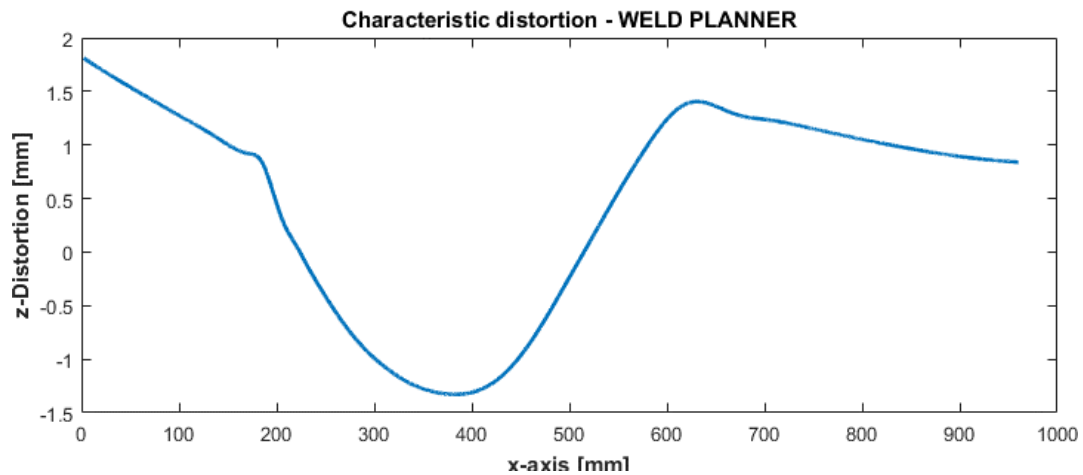


Abbildung 51: Verzug der Probe in der Rohrmitte entlang der x-Achse auf Basis der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell

Es wurde bereits bei der Diskussion der Ergebnisse aus der transienten Simulation darauf hingewiesen, dass die Rippe als anschauliches Beispiel zur Beschreibung des Einflusses der bewegten Wärmequelle herangezogen werden kann. Abbildung (52) zeigt die Verformung der Rippe nach der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell. Da hier die gesamte Naht in einem Schritt durch das Aufbringen der entsprechenden Schrumpfkkräfte modelliert wird, kann der in Kapitel 7.6 (S.80) beschriebene Einfluss des Nahtfortschrittes nicht abgebildet werden.

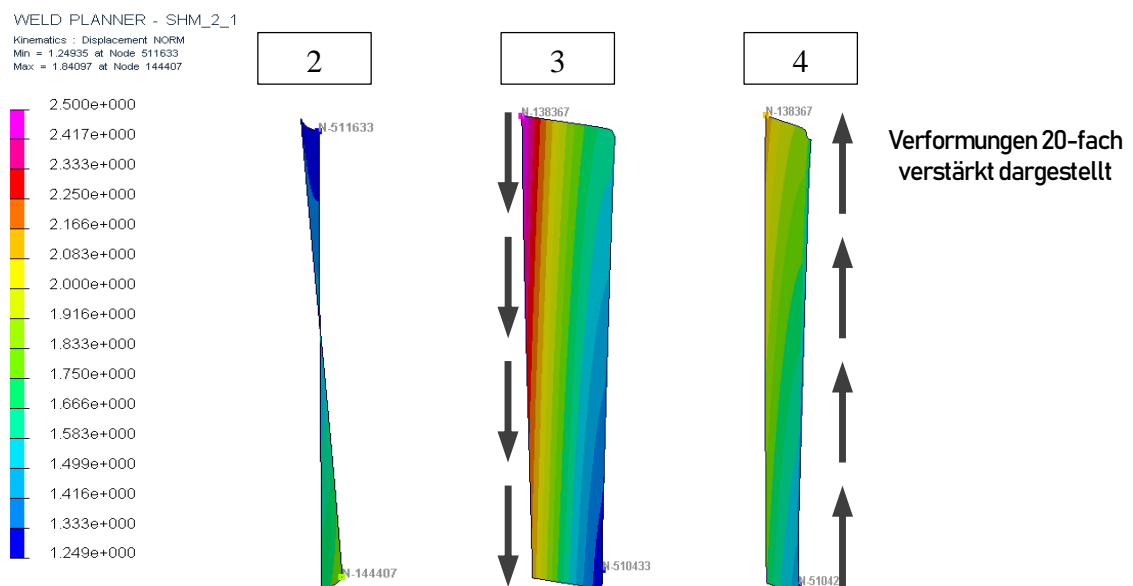


Abbildung 52: Ergebnis der Verformung der Rippe nach dem Schrumpfkraftmodell. Die Abbildungen zeigen das Verhalten ausgehend vom Zustand nach dem Aufbringen der Schrumpfkkräfte der ersten beiden Nähte.

9. Diskussion der Ergebnisse

In den Kapiteln 6 (S.60), 7 (S.70) und 8 (S.85) wurden die Ergebnisse aus den Schweißversuchen der transienten Simulation und der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell dargestellt und beschrieben. Für eine übersichtliche Vergleichbarkeit wurde bereits in der Auswertung der Ergebnisse ein einheitliches Schema eingeführt, welches in diesem Kapitel fortgesetzt wird. Deshalb werden zunächst die Ergebnisse der Oberseite des Rohres gegenübergestellt. Anschließend erfolgt eine detaillierte Betrachtung anhand der zweidimensionalen Darstellung des charakteristischen Verzugs in der mittleren Schnittebene des Rohres. Abschließen werden die aufgezeigten Abweichungen erörtert und mögliche Einflussfaktoren diskutiert.

Für den Vergleich werden in Abbildung (53) zunächst die Mittelwerte des maximalen und minimalen Verzugs der sechs Proben aus den Schweißversuchen mit den Ergebnissen aus der transienten Simulation und der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell gegenübergestellt.

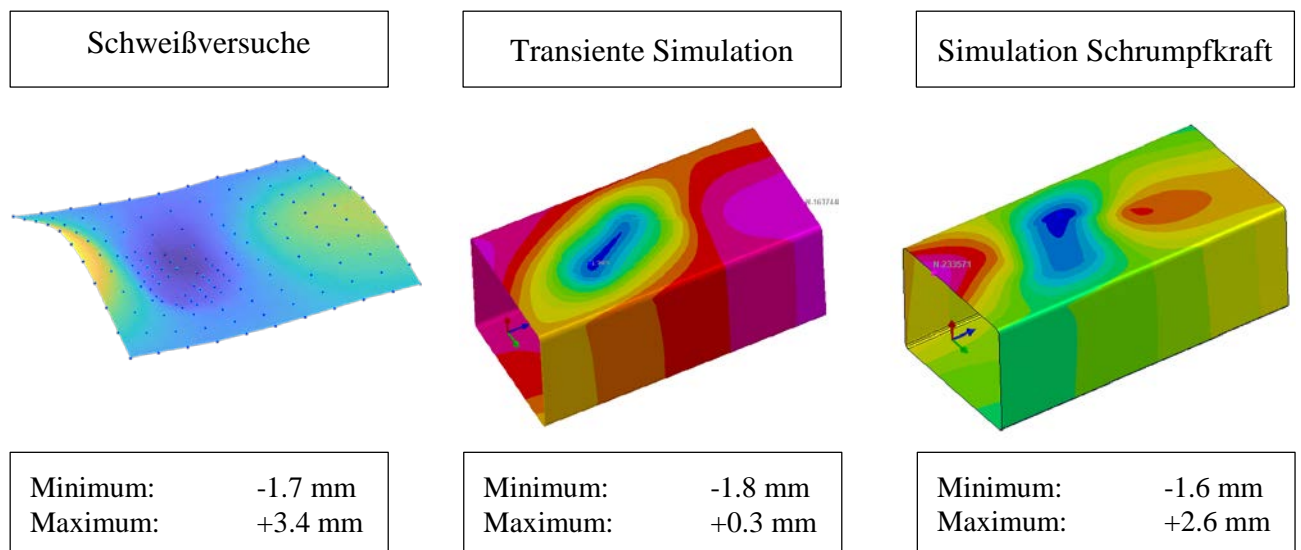


Abbildung 53: Vergleich des minimalen und maximalen Verzugs an der Oberseite des Rohres. Die angegebenen Werte der Schweißversuche stellen den Mittelwert aus allen Proben dar.

Anhand der Übersicht über die gesamte Probe lässt sich erkennen, dass beide Simulationen das gemessene Verhalten aus den Schweißversuchen abbilden können. Der charakteristische Verzug in die negative z-Richtung im Bereich der Platte tritt bei beiden Ergebnissen auf. Auch die absoluten Verzugswerte stimmten in diesem Bereich ausgesprochen gut überein.

Der positive Verzug an den Rohrenden tritt ebenfalls bei beiden Simulationen in Erscheinung, ist jedoch bei der transienten Simulation deutlich geringer ausgeprägt als bei den Versuchen und der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell. Für die Betrachtung im Detail bieten sich die zweidimensionalen Ergebnisse des Schnittes in der Rohrmitte an.

In Abbildung (54) wurden dazu die Kurven aller sechs gemessenen Verläufe mit jenen aus den beiden Simulationen überlagert. Zusätzlich ist die Kurve, welche den Mittelwert aller Proben darstellt eingezeichnet. Eine vergrößerte Version der Verläufe befindet sich im Anhang A7 (S.112).

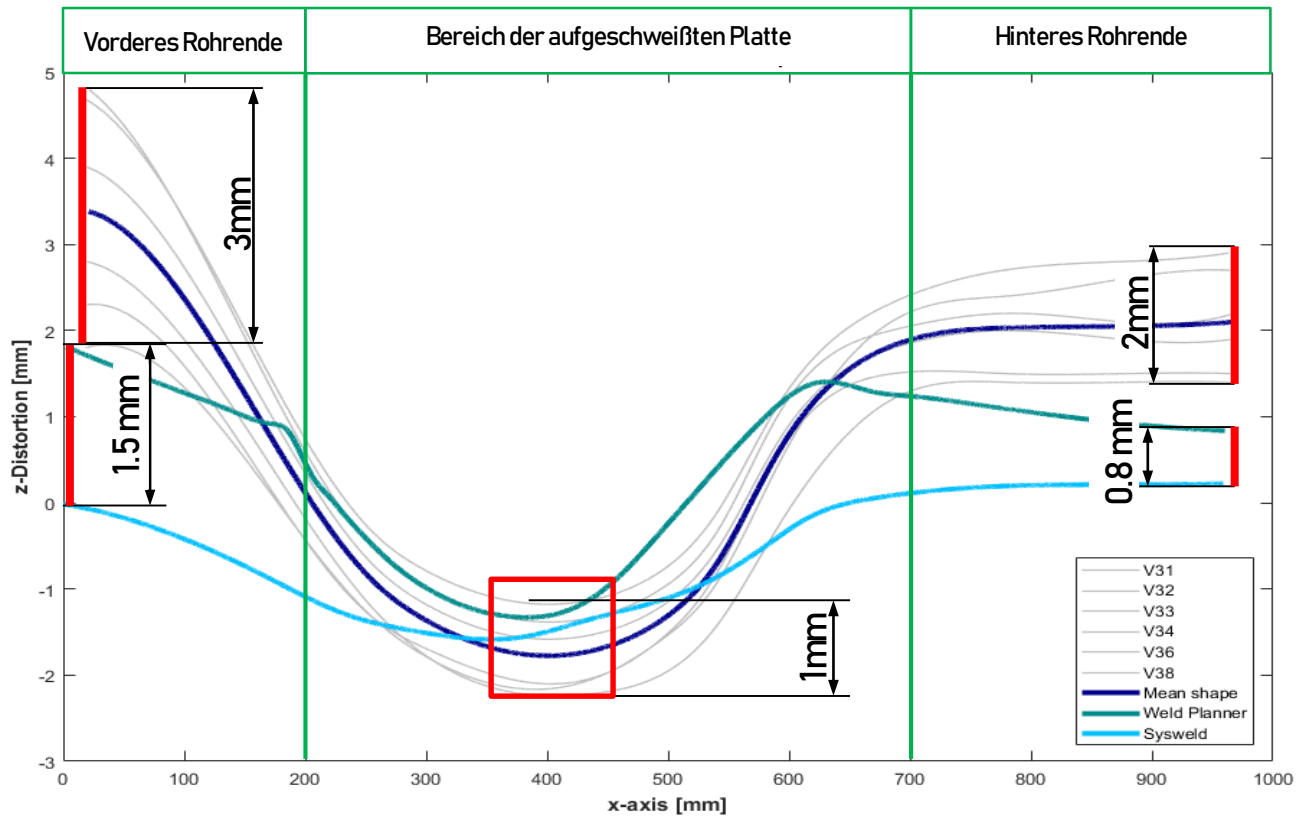


Abbildung 54: Zweidimensionale Darstellung des Verzugs entlang des Schnitts in der Rohrmittle. Dargestellt sind die Verläufe der sechs Proben aus den Schweißversuchen (grau), die berechnete Kurve aus den Mittelwerten (Mean shape), sowie die Kurve der transienten Simulation (*Sysweld*[®]) und der Simulation mit dem Schrumpfkraftmodell (*Weldplanner*).

Aus Abbildung (55) lassen sich mehrere wichtige Erkenntnisse ableiten. Auffallend ist zunächst die starke Streuung der grauen Kurven aus den Messwerten der sechs Schweißproben. Im Bereich der aufgeschweißten Platte [200mm – 700mm] liegen die Kurven in einer Bandbreite von etwa einem Millimeter. Zu den offenen Rohrenden hin weichen die Kurven jedoch deutlich mehr voneinander ab, bis zu einer maximalen Differenz von drei Millimetern am vorderen Rohrende.

Die Schwankung der Messwerte liegt somit in der Größenordnung der gemessenen Verzüge. Für weitere Diskussionen muss deshalb auf die aus den Mittelwerten aller Proben gebildete Kurve zurückgegriffen werden. Auf die Thematik der starken Abweichungen zwischen den Proben wird anschließend eingegangen.

Vergleicht man die Simulationen mit den Ergebnissen der Messungen, so sieht man, dass beide Simulationmethoden den Verzug in die Positive z-Richtung niedriger vorhersagen, als es in der Realität auftritt. Gleichzeitig stimmen die Ergebnisse im Bereich der Platte gut überein. Dort liegen

sowohl die Messwerte aller Kurven, als auch die Kurven der Simulationen in einem schmalen Band von unter einem Millimeter.

Der Vergleich der beiden Kurven aus den Simulationen zeigt zunächst, dass beide Simulationsmethoden die richtige Tendenz der Verformung abschätzen konnten. Es sind keine auffallenden Abweichungen in der Form des Verzugs zu sehen.

Die Ergebnisse aus der Simulation mit der Schrumpfkraftmethode erreichen Verzugswerte, welche näher bei den gemessenen Werten liegen, als jene der transienten Simulation. Der Verlauf liegt über weite Bereiche innerhalb der Ergebnisse der verschiedenen Schweißproben. Trotz der stark vernachlässigten Physik konnte hier ein genaueres Ergebnis erzielt werden.

Es gibt mehrere Ansätze um diese Beobachtung zu erklären. Bei der transienten Simulation gibt es eine Vielzahl von Maßnahmen im Bereich der Modellbildung, die einen Einfluss auf das Ergebnis haben:

- Diskretisierung der Geometrie kann weiter verfeinert werden
- Simulation mit Berücksichtigung der Kontaktbedingungen zwischen Komponenten
- Umfangreichere Materialmodelle
- Modellierung der Wärmequelle
- Simulation auf der tatsächlichen Ausgangsgeometrie
- Validierung der transienten Berechnung über Temperaturfeldmessungen, Vergleich der Härteverläufe, Phasenfeldvergleich.
- Iterative Verbesserung des Simulationsmodells

Insbesondere das Simulieren auf Basis der tatsächlichen Ausgangsgeometrie, könnte sich als ein vielversprechender Ansatz herausstellen. Beachtet man, dass der Schweißprozess über alle Proben weitgehend kontrolliert abgelaufen ist, bleibt für die Abweichung der Messkurven nur die Erklärung, dass die Ausgangsbedingungen (Toleranzen, Eigenspannungen, Blechentnahmerichtung, Anisotropie des Werkstoffes) variierten.

Um diese These zu stützen wurde in Abbildung (55) die Abweichung der Ausgangsgeometrie und die resultierende Verformung für drei Proben dargestellt. Die Anzahl wurde reduziert um eine übersichtliche Darstellung zu erhalten. Im Anhang A8 (S.113) kann diese Gegenüberstellung für alle Proben eingesehen werden.

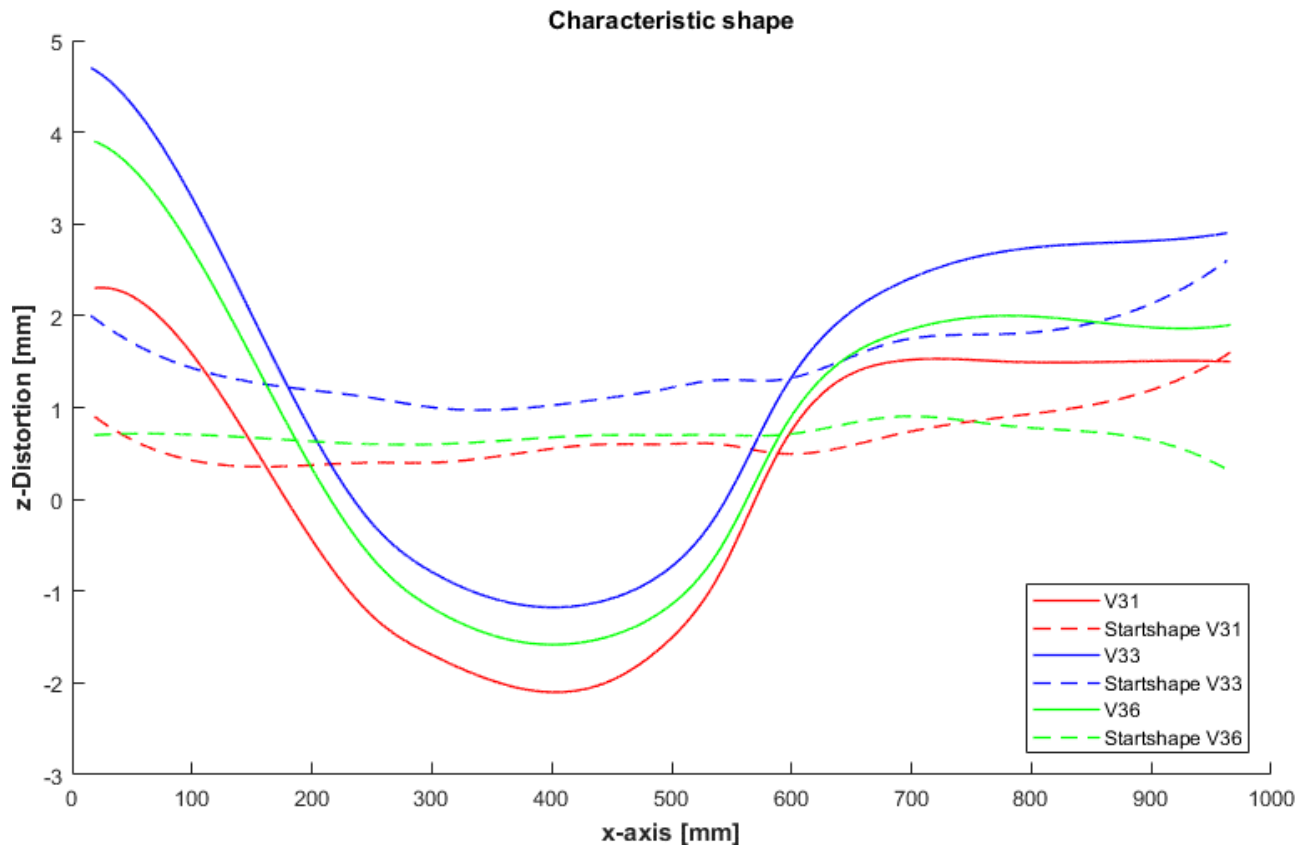


Abbildung 55: Zusammenhang zwischen Abweichungen der Ausgangsgeometrie und der resultierenden Probengeometrie nach dem Schweißen.

Betrachtet man die Gegenüberstellung der Ausgangsverformungen mit den resultierenden Verformungen infolge des Schweißens, wird die Korrelation der beiden Größen deutlich. Der Effekt scheint sich bei der gewählten Probengeometrie, insbesondere an den Rohrenden, nichtlinear zu verstärken. Um das Verhalten umfänglich zu beschreiben sind jedoch weitere Untersuchungen notwendig. Es ist in Anbetracht dieser Ergebnisse jedoch unbestreitbar, dass die Differenz zwischen idealer CAD-Geometrie und der tatsächlichen Geometrie einen wesentlichen Einfluss auf die Ergebnisse hat.

Dementsprechend muss für den Einsatz in der Prozess-, und Produktionsplanung auf diese Differenz Rücksicht genommen werden. Dazu können zwei Ansätze vorgeschlagen werden.

- Modellierung der Geometrie nach den tatsächlichen Abmessungen der Halbzeuge. Beispielsweise durch 3D Vermessung und anschließender Simulation auf der gemessenen Geometrie
- Simulation des Gesamtprozesses ausgehend vom Rohmaterial bis zur fertigen Baugruppe. Dazu müssen die vorgelagerten Fertigungsschritte ebenfalls simuliert werden.

Beide Maßnahmen sind mit einem erheblichen Mehraufwand verbunden. Welche Variante aus ökonomischer Sicht zu bevorzugen ist, muss unabhängig von dieser Arbeit untersucht werden. Dabei spielt die Anzahl an Fertigungsschritten, sowie die Komplexität der Bauteile eine wichtige Rolle.

9.1. Qualitativer Vergleich des Simulationsaufwandes

Ein Ziel dieser Arbeit war es, den Aufwand zur Modellerstellung und Simulation für beide Methoden gegenüberzustellen. Im Hinblick auf die erforderlichen Modelle, Datenbanken und die Geometriediskretisierung wurden die Grundlagen dafür in 7.2 – Modellbildung für die transiente Simulation (S.73) und 8.2 – Modellbildung für das Schrumpfkraftmodell (S.87) erarbeitet und eine Gegenüberstellung im Kapitel 3.3.2 (S.53) durchgeführt.

Zum Abschluss der Ergebnisdiskussion, wird ein qualitativer Vergleich der Anwendbarkeit einer Schweißsimulationssoftware als Werkzeug in der Fertigungsplanung vorgenommen. Dazu wird ein Überblick zum zeitlichen Aufwand der Diskretisierung und Berechnung sowie für die notwendigen Verbesserungen an den Modellen gegeben.

Es wird in diesem Zusammenhang darauf hingewiesen, dass die resultierenden Berechnungszeiten selbstverständlich von der zur Verfügung stehenden Rechenleistung sowie dem Funktionsumfang der Softwarelizenz abhängt. Die angeführten Zeiten sind keineswegs allgemein übertragbar.

Die Berechnungen wurde auf einem Computer mit Windows 10 - 64-Bit Betriebssystem durchgeführt. Mit der zur Verfügung stehenden Lizenz konnte ein Prozessorkern des verbauten Prozessors (Intel® Core™ i7-7700HQ CPU @2.8GHz) verwendet werden. Selbstverständlich werden bei Lizenzen höherer Preisklassen deutlich mehr Prozessorkerne unterstützt.

Tabelle 12 gibt einen Überblick zum Aufwand für die Geometriediskretisierung, Modellbildung, Berechnungszeit, Speicherbedarf und Aufbereitung der Ergebnisse. Die Aufwände für verschiedene Adaptionen oder Variantenvergleiche wurden auf Basis der gesammelten Erfahrung in dieser Arbeit zusammengefasst.

Transiente Simulation	Schrumpfkraft Simulation
Diskretisierung der Geometrie	
<p>Bei der Verwendung von Volumenmodellen ist ein hoher Aufwand notwendig um qualitativ hochwertige Netze sicherzustellen. Die Gestaltung von Übergängen auf grobe Netzbereiche gestaltet sich schwierig. Inzwischen gibt es einige neue Werkzeuge um den Aufwand zu reduzieren. Da die transiente Methode eine sehr feine Netzauflösung im Bereich der Naht erfordert, erhöht sich der Aufwand zusätzlich.</p>	<p>Bei der Verwendung von Schalenelementen ist eine rasche Diskretisierung möglich. Da die Schrumpfkraftmethode keine besonders feine Vernetzung benötigt reduziert sich der Aufwand zusätzlich</p>

Modellbildung	
Die Anwendung von Assistenzprogrammen erlaubt eine rasche und übersichtliche Modellbildung. Der zeitliche Aufwand für die angewendeten Proben lag bei etwa einer Stunde	Es ist eine kurze Routine zu durchlaufen, welche mit wenigen Klicks abgearbeitet ist. Blechdicken und „Bead Width“ müssen eingegeben werden. Der zeitliche Aufwand für die angewendeten Proben lag bei etwa zehn Minuten.
Berechnungszeit	
Bei der angeführten Rechenleistung und der Berechnung auf einem Prozessorkern bei ca. 200 Stunden.	Bei der angeführten Rechenleistung und der Berechnung auf einem Prozessorkern bei ca. 20 Minuten.
Speicherbedarf für die Ergebnisdateien	
Transientes Temperaturfeld und mechanische Berechnung 120 GB	Verzerrungen mit einem Zeitschritt je Naht 500 MB
Aufbereitung der Ergebnisse in <i>Visual Viewer</i> [®]	
Programmunabhängig	Programmunabhängig
Adaptionen der Netzqualität	
Meist sehr hoher Aufwand. Häufig mit einem Neustart der Diskretisierung verbunden.	Wird auf Schalenmodellen gearbeitet ist der Aufwand für die Netzerzeugung und Adaption meist deutlich geringer
Adaptionen bei der Modellbildung	
Assistenzprogramme in der Software erlauben eine rasche Modellbildung. Der Bediener wird Schrittweise durch ein Menü geführt und Änderungen könne einfach vorgenommen werden. Die Input-Dateien für den Solver müssen nach jeder Änderung neu erstellt werden.	Da nur eine geringe Anzahl an Parametern geändert werden kann, sind Adaptionen mit wenigen Klicks durchgeführt
Abschätzung der besten Nahtreihenfolge	
Sehr hoher Aufwand, da die Berechnungszeiten hoch sind. Variantenrechnungen müssen manuell durchgeführt werden.	Vergleichsweise geringer Aufwand, da die Berechnungszeiten kurz sind. Die Optimierung der Nahtreihenfolge ist in der Software bereits umgesetzt. Gesamtdauer ist von der Anzahl an zugelassenen Optimierungsschritten abhängig.

Abschätzung des Einflusses verschiedener Modellparameter	
Die hohe Anzahl an Parametern erschwert die Einschätzung. Abweichungen der Simulationsergebnisse von der Realität kann vielfältige Gründe haben. Diese reichen von der Qualität der Diskretisierung, über die verwendeten Materialdatenbanken, bis zur Modellbildung. Vergleichsrechnungen sind immer mit hohem Zeitaufwand verbunden.	Der Einfluss einzelner Parameter lässt sich besser abschätzen, da nur wenige Stellgrößen vorhanden sind. Netzqualität Schweißreihenfolge Breite der Schrumpfzone
Potential zur Verbesserung der Modelle	
Hohes Verbesserungspotential vorhanden. Netzqualität verbessern. Kontakt und Reibungsmodellierung zwischen den Bauteilen. Modellierung des Spaltes zwischen den Bauteilen. Modellvalidierung über Temperaturfeldmessungen und Vergleich des resultierenden Gefügefilds	Geringes Verbesserungspotential vorhanden. Parameterstudien liefern unter Umständen eine Verbesserung.
Aufwand zur Umsetzung der potentiellen Verbesserungen	
Abhängig von der verfügbaren Rechenleistung und von der Lizenz unterstützte Anzahl an Prozessorkernen. Allgemein jedoch hoch.	Deutlich geringer, da die Berechnungszeiten kurz sind. Abhängig von der Anzahl an Varianten die berechnet werden.
Einfluss der realen Bauteilgeometrie	
Wird nicht berücksichtigt. Üblicherweise wird die CAD Geometrie als Basis für die Diskretisierung herangezogen.	Wird nicht berücksichtigt. Üblicherweise wird die CAD Geometrie als Basis für die Diskretisierung herangezogen.

Tabelle 12: Qualitative Übersicht zur Anwendung der beiden Simulationsprogramme als Werkzeug zur Produktionsplanung

10. Conclusio

Ziel dieser Arbeit war es zwei verschiedene Methoden der Schweißverzugssimulation gegenüberzustellen. Die erste Simulation wurde in der Software *Sysweld*[®] unter Anwendung der transienten Methode, die zweite Simulation in der Software *Weld Planner*[®] unter Anwendung des Schrumpfkraftmodells durchgeführt. Dabei wurde der Fokus neben der Qualität der Ergebnisse auf die Theorie hinter den verwendeten Modellen gelegt und der Aufwand zur Modellbildung und Simulation beider Methoden aufgezeigt.

Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen vor allem, dass die vom restlichen Fertigungsprozess abgegrenzte Betrachtung eines einzelnen Fertigungsschrittes nur unter bestimmten Bedingungen sinnvoll ist. Gerade im Bereich der Produktionsplanung ist es wichtig den gesamten Prozess im Auge zu behalten, da vorgelagerte Fertigungsschritte die Ausgangsbasis für weitere Betrachtungen bilden.

Außerdem kann aus den Ergebnissen abgeleitet werden, dass eine transiente Simulation ausgezeichnete Modelle benötigt um die Realität bestmöglich abzubilden. Solche Modelle erhält man üblicherweise nicht in einem Schritt. Vielmehr muss eine kontinuierliche Annäherung an die Realität erfolgen, bis man den gewünschten Genauigkeitsgrad erreicht hat. Hat man ein solches Modell erst einmal erstellt, so können damit verschiedenste Untersuchungen durchgeführt werden. Entsprechend vollständige Materialbibliotheken sind vorauszusetzen.

Augenscheinlich liegt diese Tatsache im direkten Widerspruch einer Anwendung dieser Methode zur schnellen Abschätzung von Verzug an großen Baugruppen. Genau hier liegt die Stärke der Schrumpfkraftmethode. Es ist deshalb auch wenig überraschend, dass in einem ersten Schritt die Ergebnisse aus der Simulation mit *Weld Planner*[®] näher bei den Messwerten liegen. Der Einfluss der wenigen Parameter des Schrumpfkraftmodells kann aufgrund der kurzen Berechnungsdauer schnell abgeschätzt werden. Die Software eignet sich somit ausgezeichnet um eine schnelle Idee von den Vorgängen beim Schweißen zu bekommen.

Abgeleitet aus diesen Erkenntnissen bieten sich zwei Optionen an. Entweder verzichtet man auf die transiente Methode und gibt sich mit der eingeschränkten Aussagekraft der Schrumpfkraftmodelle zufrieden, oder man verwendet beide Methoden um das breite Feld der Schweißsimulation vollumfänglich abzudecken. *Sysweld*[®] wird seinen Mehrwert bestimmt nicht in der schnellen Abschätzung von verschiedenen Nahtreihenfolgen und Schweißrichtungen zeigen. Im Gegenzug können komplexe Zusammenhänge und detaillierte Untersuchungen von resultierendem Gefüge in der WEZ, Schweißeigenstressungen und Härte nicht mit dem *Weld Planner*[®] berücksichtigt werden. Welches Szenario das geeignete ist, muss in einer Wirtschaftlichkeitsbetrachtung geklärt werden.

Im Kontext des Einsatzes einer solchen Software in der Produktionsplanung, muss die in dieser Arbeit den Vordergrund getretene Abweichung der Probengeometrie, von der idealen CAD Geometrie

berücksichtigt werden. Hier befindet sich mit Sicherheit ein großer Hebel für die Verbesserung der Ergebnisse einer Simulation, unabhängig von der gewählten Methode.

Speziell bei der Anwendung von Simulationen in der Fertigungsplanung muss für diese Problematik Abhilfe geschaffen werden. Hersteller von Simulationssoftware bewegen sich mit ihren Produkten bereits in diese Richtung und bieten Werkzeuge für die vollständige Abbildung der Fertigungskette, vom Spannen der Bauteile, über das Umformen bis hin zum Anwenden verschiedener Fügeverfahren. Ein Beispiel hierfür ist das Softwarepaket *Visual Assembly*^{® 16}, welches ebenfalls von der Fa. ESI GmbH[®] angeboten wird.

Der Tatsache geschuldet, dass die Software *Weld Planner*[®] von der Fa. ESI GmbH[®] nicht mehr weiterentwickelt wird, muss jedenfalls die Empfehlung ausgesprochen werden, auf ein anderes Produkt zurückzugreifen. Die Funktionalitäten des *Weld Planner*[®] sind in *Visual Assembly*[®] bereits weitgehend integriert und die Software wird aktuell halbjährlich aktualisiert. Im Sinne einer zukunftsorientierten Lösung, sollte ein Test mit einer Software die den gesamten Umform-, und Fügeprozess abdecken kann, durchgeführt werden.

¹⁶ *Visual Assembly*[®] ist ein von der Fa. ESI GmbH[®] angebotenes Softwarepaket zur umfangreichen Beschreibung verschiedener Fertigungsschritte auf Basis vereinfachter Modelle.

11. Literaturverzeichnis

- [1] J. Fourier, *The Analytical Theory of Heat*, Cambridge: Cambridge University Press, 1878.
- [2] D. Radaj, *Wärmewirkungen des Schweißens*, Berlin: Springer Verlag, 1988.
- [3] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*, 4., neu bearbeitete Auflage Hrsg., Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2010.
- [4] N. Rykalin, *Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen*, Berlin: VEB Verlag Technik, 1957.
- [5] J. Goldak, A. Chakravarti und M. Bibby, „New Finite Element Model for Welding Heat,“ *Metallurgical Transactions B*, pp. 299-305, Juni 1984.
- [6] J. Goldak, A. Chakravarti und M. Bibby, „A Double Ellipsoid Finite Element Model for Welding Heat Sources,“ *Metallurgical Transactions*, Bd. Volume 15 B, pp. 299-305, Juni 1984.
- [7] N. Nguyen, Y.-W. Mai und A. Ohta, „Analytical solution for a new hybrid doubleellipsoidal heat source in semi-infinite body,“ in *Advances in Composite Materials and Structures VII*, © 2000 WIT Press, 2000, p. 11.
- [8] F. Richter, „Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit,“ Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1983.
- [9] L. F. C. Gaul, *Methode der Randelemente in Statik und Dynamik*, Berlin; Heidelberg: Springer, 2013.
- [10] G. Greenwood und R. Johnson, „The deformation of metals under small stresses during phase transformations,“ *Proc. R. Soc. Lond. A*, pp. 403-422, 19 January 1965.
- [11] D. Rosenthal, „Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting,“ *Welding Journal*, Nr. vol.20,no.5, pp. 220-234, 1941.
- [12] L. Karlsson, „Thermal stresses in welding,“ in *Thermal stresses Bd.1*, R. Hetnarski, Hrsg., Amsterdam: North-Holland, 1986, pp. 299-389.

- [13] H. Wohlfahrt und E. Macherauch, „DIE URSACHEN DES SCHWEISSEIGENSPANNUNGSZUSTANDES,“ *Materialpruefung/Materials Testing*, Bd. 19, Nr. 8, pp. 272-280, 08 1977.
- [14] R. Poje, Schweißspannungen in Elektronenstrahl- und Unterpulverschweißverbindungen von Stählen bei verschiedenen Blechdicken., Aachen: Doktorarbeit, 1984.
- [15] H. Rappe, „Betrachtungen zu Schweißspannungen,“ *Schweiß und Schneid H.2*, pp. 45-50, 1974.
- [16] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Bde. %1 von %23., bearbeitete Auflage, Berlin Heidelberg : Springer-Verlag Berlin Heidelberg , 2005.
- [17] T. Nitschke-Pagel und H. Wohlfahrt, „Residual Stress Distributions After Welding as a Consequence of the Combined Effect of Physical, Metallurgical and Mechanical Sources,“ *Karlsson L., Lindgren LE., Jonsson M. (eds) Mechanical Effects of Welding*, pp. 123-134, 1992.
- [18] V. Vinokurov, Welding stresses and distorsion, Wetherby: British Library, 1977.
- [19] P. Pasquale, Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte, Fraunhofer IWM, 2001.
- [20] H. J. Fahrenwaldt und V. Schuler, Praxiswissen Schweißtechnik, 4. Auflage Hrsg., Springer Fachmedien Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2011.
- [21] H.-W. Zoch und E. Macherauch, Praktikum in Werkstoffkunde, 11., vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage Hrsg., Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag | Springer, 2011.
- [22] H. Hougardy, „Die Darstellung des Umwandlungsverhaltens,“ *Härterei-Tech.*, pp. 63-70, 1978.
- [23] K. Wittke, Gesetzmäßigkeiten der Primärkristallisation, Berlin: Schweißtechn.16 H.4,S.158/164, 1966.
- [24] G. ESI, „SYSWELD® 2008 - Welding Simulation - Users Guide,“ ESI Group, 2007.
- [25] ESI Group©, Tecnical description of capabilities, ESI Group©, 2016.
- [26] M. Avrami, „Kinetics of Phase Change. I General Theory,“ *The Journal of Chemical Physics*, Nr. 7, pp. 1103-1112, December 1939.

- [27] D. Koistinen und R. Marburger, „A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels,“ *Acta Metallurgica*, pp. 59-60, January 1959.
- [28] J. Leblond und J. Devaux, „A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 32, pp. 137-146, 1984.
- [29] W. Dahl, „Eigenschaften und Anwendungen von Stählen; Materialsammlung zum Praktikum Werkstoffkunde der Stähle, Band 1: Grundlagen, Institut für Eisenhüttenkunde,“ RWTH Aachen, Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen, 1993.
- [30] ESI Group©, Sysweld-Reference Manual, ESI Group©, 2017.
- [31] C. Groth und G. Müller, FEM für Praktiker - Temperaturfelder, Renningen-Malmsheim: Expert Verlag, 1995.
- [32] C. L. Magee, Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni, Carnegie Inst. Tech., Pittsburgh, PA.: PhD Thesis .
- [33] A. Hänsch, Schweißspannungen und Formänderungen an stabartigen Bauteilen, Berlin: VEB Verlag Technik u. Düsseldorf, 1984.
- [34] K. Buttenschön, Beulen von dünnwandigen Kastenträgern aufgrund von Schweißspannungen, Schweiß und Schneid: Schweiß und Schneid 24, 1972, pp. 217-221.
- [35] K. H., „Beiträge zu den Fragen der Formabweichung und Eigenspannungen bei Schmelzschweißen,“ *Schweißen und Schneiden, Fortschritte in den Grundlagen und in der Anwendung*, pp. 130-135, 1966.
- [36] M. Watanabe und K. Satoh, „Thermal stress and residual stress of circular plate heated at its center,“ *Nav. Archit. Jap.*, pp. 185-197, 1954.
- [37] H. Altenbach, Kontinuumsmechanik - Einführung in die materialunabhängigen und materialabhängigen Gleichungen, 3. Auflage Hrsg., Otto-von-Guericke Universität, Magdeburg: © Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1994, 2012, 2015, 2015.
- [38] L. Nasdala, FEM-Formelsammlung Statik und Dynamik, 1. Auflage Hrsg., München: © Vieweg+Teubner I GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden 2010, 2010.

- [39] L. VALENTA und L. MOLNÁR, „Vergleich des Neo-Hooke'schen und des Moonley-Rivlin'schen Materialmodells in der FEM-Berechnung,“ *Periodica polytechnica. Mechanical engineering - Mašinstroenie* , Nr. 1, pp. 95-100, 1 Jänner 2001.
- [40] P. D.-I. W. Rust, Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen, 1. Auflage Hrsg., Wiesbaden: © Vieweg+Teubner | GWV Fachverlage GmbH, 2009.
- [41] X. Wang und J. Shi, „Validation of Johnson-Cook plasticity and damage model using impact experiment,“ *International Journal of Impact Engineering*, pp. 67-75, 28 February 2012.
- [42] O. R.W., „Large Deformation Isotropic Elasticity: On the Correlation of Theory and Experiment for Incompressible Rubberlike Solids,“ *Proc. Royal Society*, Nr. Vol A, pp. 565-584, 1972.
- [43] G. Rousselier, „Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture,“ *Nuclear Engineering and Design*, pp. 97-111, 27 November 1987.
- [44] M. Jung und U. Langer, Methode der finiten Elemente für Ingenieure, Wiesbaden: Springer-Vieweg, 2013.
- [45] N. Okerblom, Schweißspannungen in Metallkonstruktionen, Halle: VEB Marhold, 1959.
- [46] E. Roos und K. Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure Grundlagen, Anwendung, 5. Auflage Hrsg., Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag , 2015.
- [47] W. Weißbach, M. Dahms und C. Jaroschek, Werkstoffkunde Strukturen, Eigenschaften, Prüfung, 19. Auflage Hrsg., Wiesbaden: © Springer Fachmedien, 2015.
- [48] G. Hanswalter, Phänomenologische Rheologie: eine Einführung, Berlin: Springer, 1994.
- [49] A. Karwietz, Materialtheorie, Düsseldorf: VDI-Verlag, 1986.
- [50] R. Ogden, „Elastic deformations in Rubberlike Solids,“ *Mechanics of Solids*, pp. 499-537, 1982.
- [51] R. Ogden, „Large Deformation Isotropic Elasticity: On the Correlation of Theory and Experiment for Incompressible Rubberlike Solids,“ *Proceedings of the Royal Society*, pp. 565-584, 1972.
- [52] R. Ogden, Non linear Elastic Deformations, Ellis Horwood Ltd., 1984.

- [53] J. Bauschinger, „Über die Veränderung der Elastizitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen, durch Erwärmen und Abkühlen und durch oftmal wiederholte Beanspruchung,“ Theodor Ackermann - Königlicher Hof Buchmacher, München, 1886.
- [54] D. Gross und T. Seelig, Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik, 6.Auflage Hrsg., Berlin Heidelberg: Springer Vieweg, 2016.
- [55] A. Birkert, S. Haage und M. Straub, Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile, Berlin Heidelberg: © Springer-Vieweg, 2013.
- [56] J. Chaboche, „A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories,“ *International Journal of Plasticity*, p. 1642–1693, 1 October 2008.
- [57] L. Taleba und F. Sidoroffb, „A micromechanical modeling of the Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity,“ *International Journal of Plasticity* 19, pp. 1821-1842, 2003.
- [58] M. Avrami, „Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei,“ *The Journal of Chemical Physics*, Nr. 8, pp. 212-224, February 1940.
- [59] M. Avrami, „Kinetics of Phase Change III - Granulation, Phase Change, and Microstructure,“ *The Journal of Chemical Physics*, Bd. 9, February 1941.
- [60] A. Kolmogoroff, „Zur Statistik der Kristallisationsvorgänge in Metallen,“ *Izv. Akad. Nauk SSSR Ser. Mat.*, Bd. 1, pp. 355-359, 1937.
- [61] W. Johnson und R. Mehl, „Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth,“ *Trans. AIME*, Bd. 135, pp. 416-580, 1939.
- [62] M. Hunkel, T. Lübben, F. Hoffmann und P. Mayr, „Modellierung der bainitischen und perlitischen,“ IWT Bremen, Bremen, 1999.

12. Anhang

A1 – Differentiation der JMAK-Gleichung mit Rückeinsetzen der Variablen

Die JMAK-Gleichung beschreibt die diffusionsgetriebenen Gefügeumwandlungen bei isothermischen Bedingungen [25]

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

Zunächst wird der Exponentielle Anteil der Gleichung isoliert

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

Anschließend wird die Zeitvariable durch Anwendung der Logarithmus-, und Potenzfunktion freigestellt

$$(III) \quad \left[\ln \left(\frac{p_i(T, t) - \bar{p}(T)}{\bar{p}(T)} \right) \right]^{\frac{1}{n(T)}} = - \left(\frac{1}{\tau_R(T)} \right) \cdot t$$

Es erfolgt die Differentiation von (I) nach der Zeit bei konstanter Temperatur

$$(I) \quad \frac{dp_i(T)}{dt} = \bar{p}(T) \cdot \left(-\exp \left(\left(\frac{-t}{\tau_R(T)} \right)^{n(T)} \right) \right) \cdot n(T) \cdot \left(\frac{-t}{\tau_R(T)} \right)^{n(T)-1} \cdot \left(\frac{-1}{\tau_R(T)} \right)$$

Durch Umformulierung von (II) und (III) kann in das Ergebnis der Differentiation Rückeingesetzt werden

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

$$(III) \quad = \left(\frac{-t}{\tau_R(T)} \right) = \left[\ln \left(\frac{p_i(T, t) - \bar{p}(T)}{\bar{p}(T)} \right) \right]^{\frac{1}{n(T)}}$$

Man erhält schließlich die in [25] angeführte Form der differenzierten JMAK-Gleichung

$$(IV) \quad \frac{dp_i(T)}{dt} = n \left(\frac{\bar{p}(T) - p_i(T)}{\tau_r(T)} \right) \left(\ln \left(\frac{\bar{p}(T)}{\bar{p}(T) - p_i(T)} \right) \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}}$$

A2 – In Sysweld[®] implementierte Materialmodelle mit Kurzbeschreibung

Elastizität	Isotrope Lineare Elastizität	Materialverhalten richtungsunabhängig und skleronom Linearer Zusammenhang von Spannungen und Verzerrungen Steifigkeitsmatrix $[D]$ mit 2 unabhängigen Materialparametern $[E], [\nu]$ Thermische Dehnung wird über einen linearisierten Wärmeexpansionskoeffizienten ε^{th}
	Anisotrope Lineare Elastizität	Materialverhalten richtungsabhängig und skleronom Linearer Zusammenhang von Spannungen und Verzerrungen Steifigkeitsmatrix $[D]$ mit 21 unabhängigen elastischen Materialparametern und 3 verschiedenen Parametern für die thermischen Dehnungen. Thermische Dehnungen werden über linearisierte Wärmeexpansionskoeffizienten berücksichtigt.
	Verallgemeinertes Nicht lineares Elastizitätsmodell	Materialverhalten frei vom Benutzer definierbar. Es gelten die Grundlegenden Zusammenhänge für ein elastisches Material [37]. Verallgemeinerung des Hooke'schen Gesetzes unter der Annahme vollkommener Reversibilität.
Hyperelastizität	Neo-Hooke Modell	Einfaches Stoffgesetz für große Verzerrungen in Elastomere [38], [25], [39]
	Mooney-Rivlin Modell	Allgemeines Materialmodell für große Verzerrungen in Elastomere [38], [25], [39]
	Ogden Modell	Allgemeines Materialmodell für große Verzerrungen in Elastomere [38], [25]
Elasto- Plastizität	Von Mises Kriterium	Hypothese zur Bildung der Vergleichsspannung im mehrachsigen Spannungszustand, geeignet für metallische Werkstoffe [37] [25]
	Drucker-Prager Kriterium	Hypothese zur Bildung der Vergleichsspannung im mehrachsigen Spannungszustand, geeignet für Polymere, Böden und für granulare Stoffe. [38] [25]
	Tsai-Hill Kriterium	Hypothese zur Bildung der Vergleichsspannung im mehrachsigen Spannungszustand, geeignet für anisotrope Materialien. [38] [25]
	Hill Kriterium	Erweiterung der Von Mises Hypothese zur Bildung der Vergleichsspannung im mehrachsigen Spannungszustand, geeignet für anisotrope Materialien. [38] [25]
Kaltverfestigung	Isotrope Verfestigung	Berücksichtigt die Erhöhung der Fließgrenze nach vorhergegangener plastischer Verformung
	Kinematische Verfestigung	Berücksichtigt den Bauschinger-Effekt. Nach plastischer Verformung im Zugbereich, vollständiger Entlastung und anschließender Druckbelastung, treten unterschiedliche Fließgrenzen für Zug-, und Druckbereich auf [37], [40], [38], [25]
Dehnrateneffekt	Johnson-Cook Modell	Berücksichtigt den Einfluss der Verzerrungsgeschwindigkeit auf den Spannungszustand. [25], [41]
	Zyklisches Model Marquis-Chaboche Modell	Speziell für zyklische Belastungen geeignet. Ermöglicht die Abbildung zyklisch stabilisierender Material kurven (nicht lineare kinematische Verfestigung) [38], [25]
Duktile Schädigung	Gurson Tvergaard Modell	Beschreibung isotroper Schädigungswirkung beim Fließen des Materials [42]
	Leblond-Perrin Modell	Variante des Gurson-Tvergaard Modells welches Kaltverfestigung berücksichtigt [17]
	Rousselier Modell	Beschreibung duktiler Schädigungsmechanismen über Hohlraumwachstum im Gefüge [25], [43]
Visko- Plastizität	Kriechmodelle	Beschreibung von Kriechvorgängen, sowohl zeitabhängig (Ramses Gesetz, Norton Gesetz), als auch dehnungsabhängig (Norton Gesetz) [25]

	Vereinheitlichtes Elasto-visko-plastisches Modell	Beschreibung der Belastung im mehrachsigen Spannungsraum über die Definition eines rein elastischen Bereichs, welcher mathematisch über eine skalare Grenzfunktion zum viskoplastischen Bereich abgegrenzt wird. [25]
	Thermo-elasto-viskoplastisches Modell	Erweiterung des vereinheitlichten elasto-visko-plastischen Modells um den Einfluss der freiwerdenden Energie der viskoplastischen Arbeit. Wärme Dissipation in das Material und Energie zum umordnen der Materialstruktur werden getrennt betrachtet [25].
	Viskoplastisches Steifigkeitsmodell	Materialmodell, welches jegliche elastische Dehnung vernachlässigt. Speziell für Warmumformung von Metallen geeignet. [25]
Visko Elastizität	Verallgemeinertes Maxwell Modell	Allgemeines visko-elastisches Modell basierend auf rheologischen Grundelementen. Beschrieben in [37] [40], [38], [25]
	Nicht lineares, visko-elastisches Modell	Nicht lineares visko-elastisches Modell basierend auf rheologischen Grundelementen. Viskositätskonstanten werden Dehnratenabhängig beschrieben. Insbesondere für die Beschreibung von Polymeren im visko-elastischen Zustand [25].
	Thermo-visko-elastisches Modell	Modifiziertes Maxwell Modell zur Beschreibung des thermomechanischen Verhaltens von Gläsern, Kunststoffen und Keramiken [25]
	Benutzerdefiniertes Material	Frei definierbares Modell zur Kombination beschriebener Effekte und unterschiedlichen Materialverhaltens. Basierend auf rheologischen Grundelementen. Definition erfolgt in SYSTUS® über eine Subroutine der Software

A3 – Werkstoffzeugnis des verwendeten Probenwerkstoffes

HBIS GROUP Serbia Iron & Steel d.o.o. Beograd *
Balkanska 2a, 3 floor, apartment 3301,
Belgrade-Stari grad, 11000 Serbia
Republic of Serbia

14573/17

Erhalten am:



13

0045-CPR-0761

INSPECTION CERTIFICATE 3.1 EN 10204:2004
AD 2000-Merkblatt W 0/AD 2000-Merkblatt W 1-6. Sep. 2017
-uverenje o ispitivanju-

PURCHASER:
(kupac)

CERTIFICATE No: 65593
(uverenje broj)

TRADING CO:
(izvoznik, primalac)

UGOVOR KUPCA 1231366-S
CONTRACT No. WEYL1087AT
(ugovor broj.)

PRODUCT: HOT ROLLED COILS
(proizvod)

T: HR+N+ADW+CE
- EN 10051/2010

DIMENSIONS: 6,000 X 2000 X
(dimenzije, mm)

PAGE No: 1
(strana br)

QUALITY: S355J2C +N / EN 10025-2/2004
(kvalitet)

DATE OF ISSUE 25/08/2017
(dat.izdavanja)

Net Weight (kg): 35600

Transport: SPAP DE 16243

DELIVERY CONDITIONS : N
(STANJE ISPORUKE)

MECHANICAL PROPERTIES - MEH. TEH. OSOBINE															
COIL No,	Heat No														
PACK No,	Šarža	Re	Rm	Re/	A	Impact test			Cold	Hardness	Re/	Melt			
(kotur br.)				Rm	Elo	(Žilavost)			bend	test	tvrdoca	Elevat			
					ing.	Sr.	vr.	1	2	3	S	temp	inac.		
		MPa	MPa		%	J	T°C	J	J	J	180°	HRB	HV10	MPa	°C
7G20134	145173	467	567	,82	28	194	-20	192	199	192	+				Y
7G20135	145173	431	565	,76	24	214	-20	216	209	216	+				Y

CHEMICAL COMPOSITION - HEMIJSKI SASTAV (%)															
HEAT No	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Nb	N	Cev
Šarža	X 100			X 1000			X 100			X 1000			X 100		
br															
145173	15	142	18	13	4	35	3	2	2	5	12	6	25	5	40
145173	15	142	18	13	4	35	3	2	2	5	12	6	25	5	40

Measured values of alpha and beta/gamma surface contamination of the examined goods are for alpha emitters lower than 4 Bg/100cm², as well as for beta/gamma emitters lower than 40 Bg/100cm²

We hereby declare that above mentioned products were manufactured in accordance with specifications and contract requirements.

The manufacturer has a certified QA-system and has undergone a specific assesment as per PED 2014/68/EU Annex I, sec.4.3.

QUALITY ASSURANCE
OBEZBEDJENJE KVALITETA

S. M. M. M. M. M.

HBIS GROUP Serbia
Iron & Steel d.o.o. Beograd
Odeljenje za ateste
AO-02

* formerly known as Hesteel Serbia Iron & Steel d.o.o. Beograd

A4 – Informationen zum verwendeten Messsystem

Weitere Informationen sind auf der Website des Herstellers der Geräte verfügbar.

Website abgerufen am: 21.06.2018 um 19:00 Uhr MEZ

<https://www.hexagonmi.com/de-AT>

73er REIHE		7320 (2,0 m)	7325 (2,5 m)	7330 (3,0 m)	7335 (3,5 m)	7340 (4,0 m)	7345 (4,5 m)
	Einzelpunkt-Reproduzierbarkeit	0,030 mm / 0,0012 in	0,038 mm / 0,0015 in	0,059 mm / 0,0023 in	0,079 mm / 0,0031 in	0,099 mm / 0,0039 in	0,120 mm / 0,0047 in
	Volumetrische Genauigkeit	± 0,042 mm / 0,0017 in	± 0,051 mm / 0,0020 in	± 0,075 mm / 0,0030 in	± 0,100 mm / 0,0039 in	± 0,125 mm / 0,0049 in	± 0,150 mm / 0,0059 in
Armgewicht	7,4 kg / 16,3 lbs	7,7 kg / 17,0 lbs	8,0 kg / 17,6 lbs	8,3 kg / 18,3 lbs	8,6 kg / 19,0 lbs	8,9 kg / 19,6 lbs	
75er REIHE		7520 (2,0 m)	7525 (2,5 m)	7530 (3,0 m)	7535 (3,5 m)	7540 (4,0 m)	7545 (4,5 m)
	Einzelpunkt-Reproduzierbarkeit	0,016 mm / 0,0006 in	0,020 mm / 0,0008 in	0,030 mm / 0,0012 in	0,040 mm / 0,0016 in	0,055 mm / 0,0022 in	0,070 mm / 0,0028 in
	Volumetrische Genauigkeit	± 0,023 mm / 0,0009 in	± 0,029 mm / 0,0011 in	± 0,044 mm / 0,0017 in	± 0,057 mm / 0,0022 in	± 0,069 mm / 0,0027 in	± 0,082 mm / 0,0032 in
Armgewicht	7,7 kg / 17,0 lbs	8,0 kg / 17,6 lbs	8,3 kg / 18,3 lbs	8,6 kg / 19,0 lbs	8,9 kg / 19,6 lbs	9,2 kg / 20,3 lbs	
77er REIHE			7725 (2,5 m)	7730 (3,0 m)	7735 (3,5 m)	7740 (4,0 m)	7745 (4,5 m)
	Einzelpunkt-Reproduzierbarkeit		0,017 mm / 0,0007 in	0,026 mm / 0,0010 in	0,034 mm / 0,0013 in	0,047 mm / 0,0019 in	0,060 mm / 0,0024 in
	Volumetrische Genauigkeit		± 0,026 mm / 0,0010 in	± 0,040 mm / 0,0016 in	± 0,051 mm / 0,0020 in	± 0,062 mm / 0,0024 in	± 0,074 mm / 0,0029 in
Armgewicht		8,0 kg / 17,6 lbs	8,3 kg / 18,3 lbs	8,6 kg / 19,0 lbs	8,9 kg / 19,6 lbs	9,2 kg / 20,3 lbs	



A5 – Informationen zum verwendeten Temperaturmessgerät-

Berührungsloser Infrarot Temperatursensor mit Laservisier

Messbereich 50-1800°C (Modellabhängig)

Erfassungszeit bis 1ms

Nähere Infos beim Hersteller oder unter der Website:

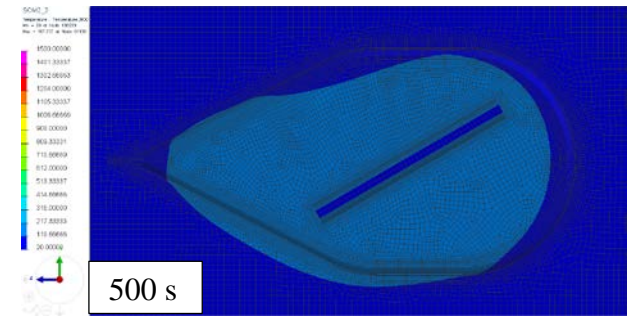
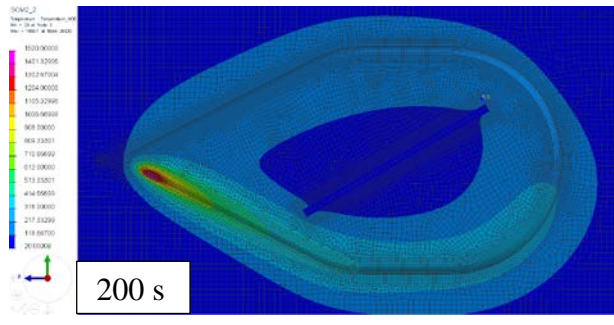
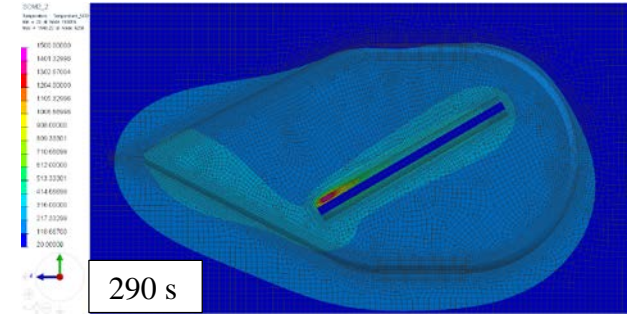
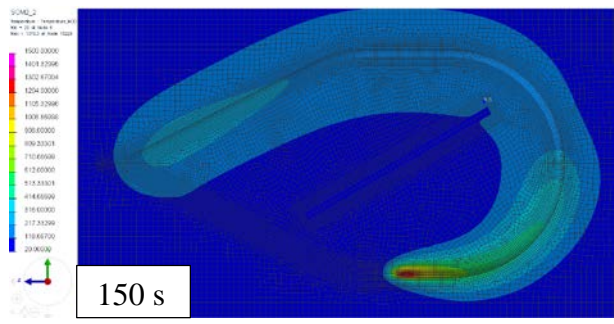
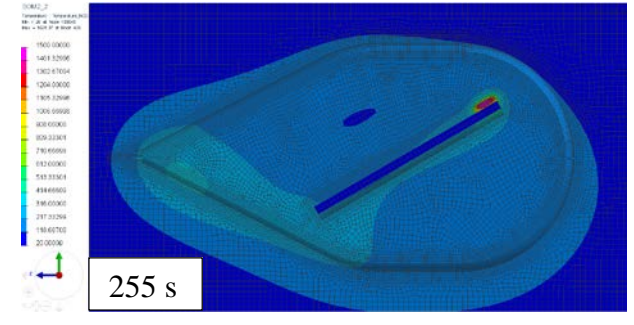
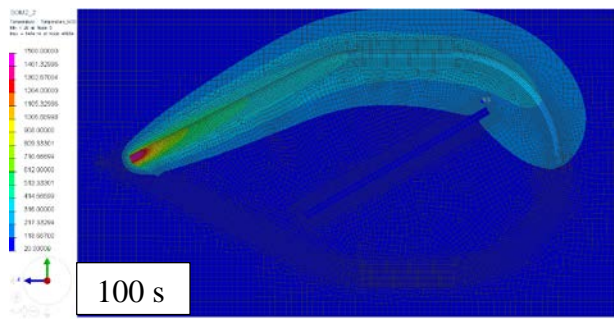
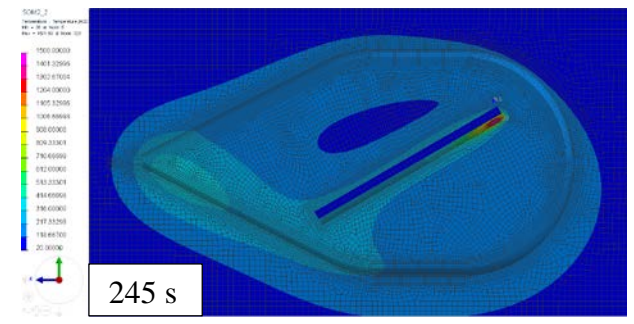
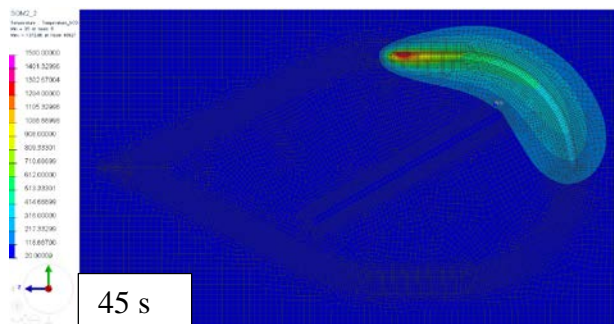
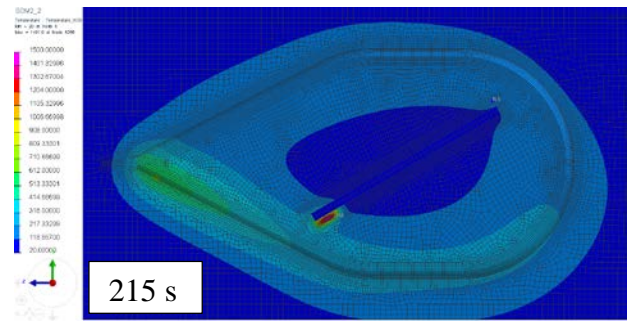
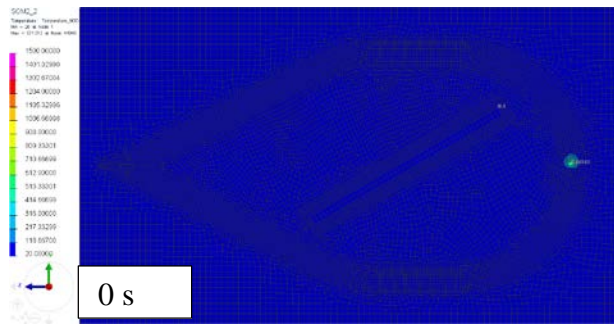
Website abgerufen am: 01.07.2018 um 19:32 Uhr MEZ

<https://www.micro-epsilon.de/download/products/cat--thermoMETER-Infrarot--de.pdf>

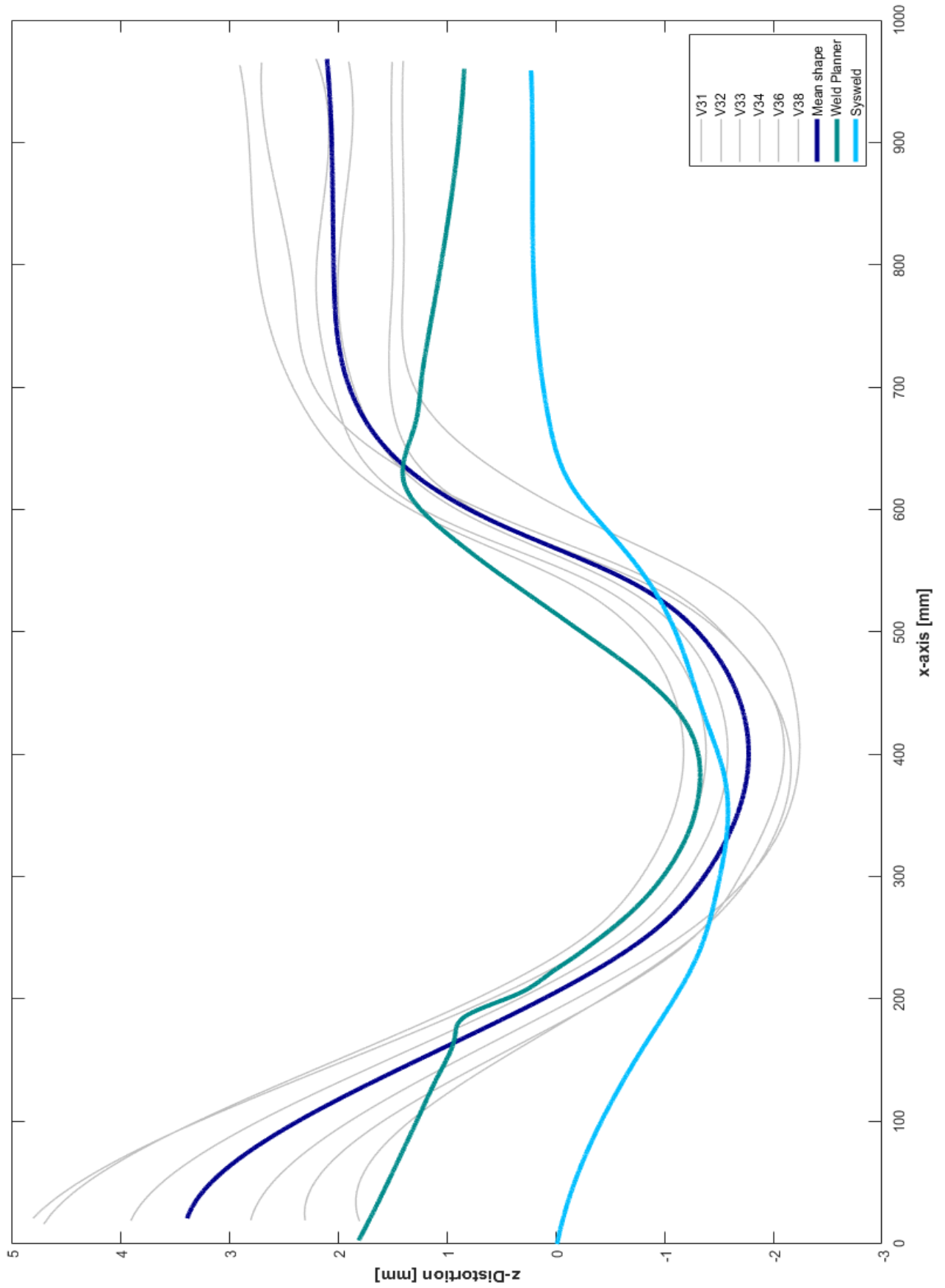
Modell	CTLM-3LSF60-C3	CTLM-3HSF100-C3	CTLM-3H1SF300-C3	CTLM-3H2SF300-C3	CTLM-3H3SF300-C3
Optische Auflösung	60:1	100:1	300:1		
Temperaturbereich ^{1,4}	50 bis 400 °C	100 bis 600 °C	150 bis 1000 °C	200 bis 1500 °C	250 bis 1800 °C
Spektralbereich	2,3 µm				
Systemgenauigkeit ²	±(0,3 % T _{mess} + 2 °C)				
Reproduzierbarkeit ²	±(0,1 % T _{mess} + 1 °C)				
Temperaturaufösung (digital)	0,1 °C				
Erfassungszeit (90% Signal) ⁴	1 ms				
Emissionsgrad/Verstärkung ¹	0,100 bis 1,100				
Transmissionsgrad/Verstärkung ¹	0,100 bis 1,100				
Signalverarbeitung ¹	Maximal-, Minimalwerthaltung, Mittelwert; erweiterte Haltefunktionen mit Threshold und Hysteresis				
Kalibrierzertifikat	optional				
Ausgänge/analog	Kanal 1	0/4 bis 20 mA, 0 bis 5/10 V, Thermoelement J, K			
Ausgänge/analog	optional	Relais: 2 x 60 VDC / 42 VAC; 0.4 A; potentialfrei			
Alarmausgang		Open-collector (24 V / 50 mA)			
Ausgänge/digital		USB, RS232, RS485, CAN, Profibus DP, Ethernet			
Ausgangsimpedanzen	Stromausgang	Bürde max. 500 Ω (mit 5 - 36 VDC)			
	Spannungsausgang	min. 100 kΩ Ladungsimpedanz; Thermoelement 20 Ω			
Eingänge		programmierbare Funktionseingänge für externe Emissionsgradeinstellung, Hintergrundstrahlungskompensation, Trigger (Rücksetzen der Haltefunktionen)			
Kabellänge		3 m (Standardlänge), 6 m, 15 m			
Versorgung		8 bis 36 VDC; max. 160 mA			
Laser		Laserkategorie II, 635 nm, 1mW, Laser ON/OFF über Controller oder Software			
Schutzart		IP65 (NEMA-4)			
Umgebungstemperatur		Sensor: -20 °C bis 85 °C (50 °C bei Laser ON) Controller: 0 °C bis 85 °C			
Lagertemperatur		Sensor: -40 °C bis 85 °C Controller: -40 °C bis 85 °C			
Relative Luftfeuchtigkeit		10 bis 95 %, nicht kondensierend			
Vibration	Sensor	IEC 68-2-6: 3 G, 11-200 Hz, jede Achse			
Schock	Sensor	IEC 68-2-27: 50 G, 11 ms, jede Achse			
Gewicht		Sensor: 600 g; Controller: 420 g			

¹ Einstellbar über Controller oder Software² Temperatur Objekt > Temperatur Sensor + 25°C³ ε=1, Erfassungszeit 1s; bei Umgebungstemperatur: 23 ±5°C⁴ mit dynamischer Anpassung bei geringen Signalpegeln

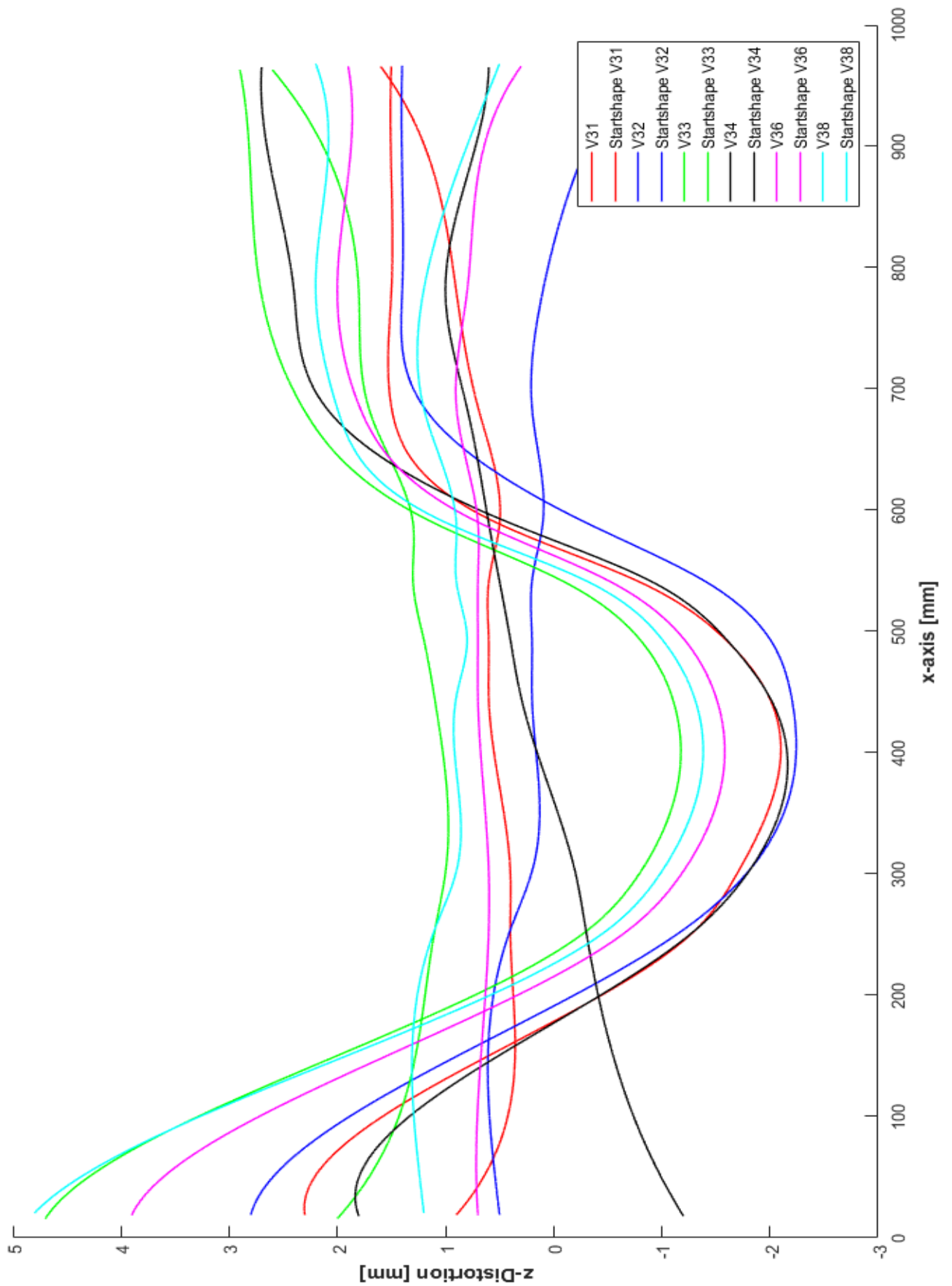
A6- Verlauf der Temperatureausbreitung



A7 – Charakteristischer Verzug im Schnitt der Rohrmitte



A8 – Gegenüberstellung der Ausgangsverformung mit den resultierenden Verformungen in entsprechender Farbkombination.



A9 – Auszug aus der verwendeten Materialdatenbank

Generic Info			Thermo-Physical	Mechanical	Metallurgy	CCT/TTT	+/-
Property	Value	Recommended Range					
Material Type	Weld(W)						
Number of Phases	6	2 ~ 6					
Phase Details 1							
Phase Name	Ferite						
Phase Description	Ferite / Pearlite & Initial Material						
Initial Phase Proportions	1	0 ~ 1					
Initial Phase Proportions if wire	0	0 ~ 1					
Initial Hardness							

Allgemeine Information zu den berücksichtigten Phasen (exemplarisch Ph1)

Generic Info			Thermo-Physical	Mechanical	Metallurgy	CCT/TTT	+/-
Property	Type	Value	Value Unit				
Physical Properties							
Density	F(T,Phase)		kg/mm ³				
Thermal Properties							
Thermal Conductivity	F(T,Phase)		W/mm-K				
Thermal Conductivity X	Const.		W/mm-K				
Thermal Conductivity Y	Const.		W/mm-K				
Thermal Conductivity Z	Const.		W/mm-K				
Specific Heat	F(T,Phase)		J/kg-K				
Enthalpy	Const.		J/kg				
Grain Size Parameters							
Tmin	Const.		C				
C	Const.						
Power	Integer						
Q	Const.						
Fortran Code							
STATUS		FORTRAN:FUNCTION F(X);DIMENSI...					
Electrical Conductivity							
Electrical Conductivity X	Const.		S/mm				
Electrical Conductivity Y	Const.		S/mm				
Commentaires							
Comments		;Disclaimer: ; Whilst this database ha...					

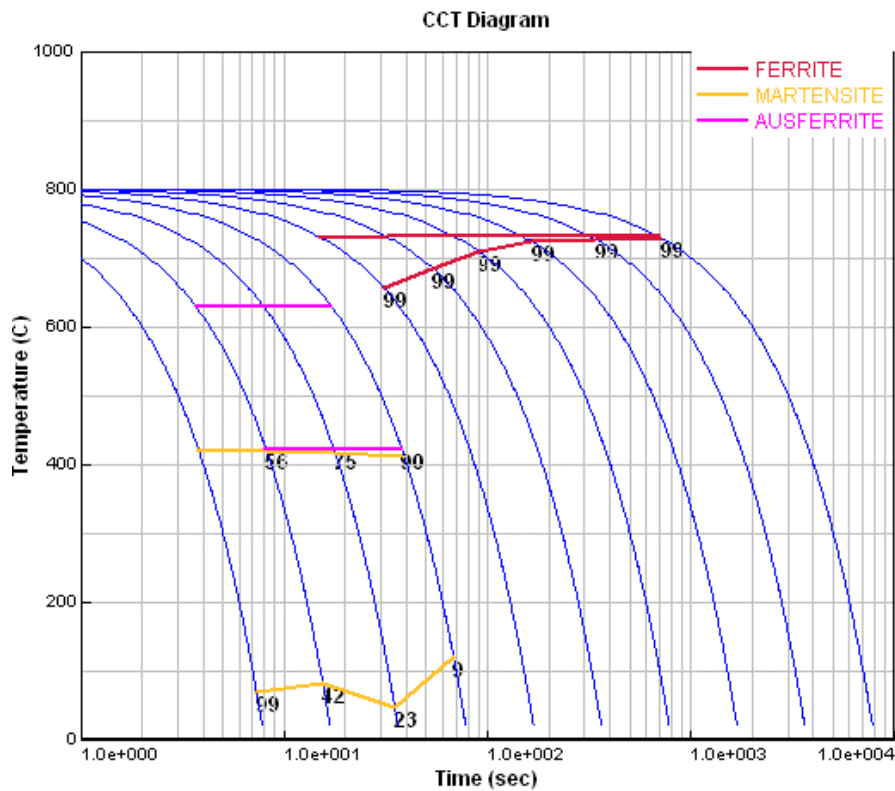
Materialeigenschaften

Generic Info			Thermo-Physical	Mechanical	Metallurgy	CCT/TTT	+/-
Property	Type	Value	Value Unit				
Young's Modulus	F(T,Phase)		N/mm ²				
Poisson's Ratio	F(T,Phase)						
Yield Strength	F(T,Phase)		N/mm ²				
Density	Const.	7.82e-006	kg/mm ³				
Strain Properties							
Thermal Strains(%)	F(T,Phase,StrainType)						
Hardening Properties							
Hardening Model	Isotropic						
Hardening Slope	F(Strain,Phase,T)		N/mm ²				
Transformation Plasticity	Yes						
Hardening recovery during cooling	Always						
Fusion temperature	Const.	1300	C				
Heat Affected Zone temperature	Const.		C				
Austenite Phase Number	Integer	6					
Martensite Phase Number	Integer						
Creep Model							
Hardening Coeff(log K)	F(T)		N/mm ²				
Sensitivity Exponent(n)	F(T)		1/sec				
H	F(T)						
log C	F(T)						
P	F(T)						
Strain Carbon Dependency							
CStrain	F(Phase,Const Type)						
Yield Carbon Dependency							
CYield	F(Phase,Const Type)						
Special Properties							
Special Element							
Normal/Penalty Method							
Slide Plane Level							
Proportional Constant							
Constraint Stiffness	Const.		kg/m				
Initial Gap							
Friction Properties	F(Const Type)						
Fortran Code							
STATUS		FORTRAN:FUNCTION F(X);DIM...					
Commentaires							
Comments		;Disclaimer: ; Whilst this databa...					

Mechanische Eigenschaften

Generic Info		Thermo-Physical		Mechanical		Metallurgy		CCT/TTT		+/-	
Property	Type	Value		Value Unit							
Number of Reactions	Count	10									
Reaction 1											
Reaction Name	Fenite To Austenite By Heating										
Parent phase	Fenite										
Product phase	Austenite										
Thermal path	Heating										
Reaction Model	KJMA										
Isothermal parameters	PEQ,TAU										
PEQ table	Curve100										
TAU table	Curve110										
F table	Curve120										
FP table	F(dT/dt)										
N table	F(T)										
FCA	F(%C)										

Metallurgie
Umwandlungsreaktion
(exemplarisch 1)



Berechnetes
CCT Diagramm