BAM
Bundesanstalt für
Materialforschung
und -prüfung

Christopher Schwenk

FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche

Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte

BAM-Dissertationsreihe Band 26

Dissertation

FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche

Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte

von Diplom-Ingenieur
Christopher Schwenk

von der Fakultät V - Verkehrs- und Maschinensysteme
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender:	Univ.-Prof. Dr.-Ing. J. Herrmann
Gutachter:	Univ.-Prof. Dr.-Ing. M. Rethmeier
Gutachter:	Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. V. Michailov
Gutachter:	Univ.-Prof. Prof. h.c. Dr.-Ing. K. Dilger

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 17. April 2007

Berlin 2007
D 83

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich meinem Doktorvater, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier von der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung BAM, Berlin, für die Betreuung meiner Promotion danken. Ebenso danke ich Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Vesselin Michailov vom Lehrstuhl Fügetechnik LFT, BTU Cottbus, sowie Herrn Univ.-Prof. Prof. h.c. Dr.-Ing. Klaus Dilger vom Institut für Füge- und Schweißtechnik ifs, TU Braunschweig, für die Betreuung und ihre Funktion als Gutachter. Sie alle haben durch ihre Mithilfe maßgeblich zum erfolgreichen Abschluss dieser Arbeit beigetragen. Außerdem danke ich Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Joachim Herrmann vom Fachgebiet Qualitätswissenschaften am Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb IWF, TU Berlin, für die Übernahme des Vorsitzes des Promotionsausschusses.

Die vorliegende Dissertationsschrift entstand während meiner dreijährigen Zeit als Doktorand in der Abteilung Forschung Fahrzeug der Volkswagen AG Konzernforschung in Wolfsburg. Weiterer Dank geht daher an Herrn Dr.-Ing. Andreas Hillebrand aus der Unterabteilung CAE-Anwendungen, der mich vor Ort betreut hat. Durch eine Vielzahl an Diskussionen und Fragen hat er maßgeblich zur Qualität der Arbeit beigetragen. Schließlich geht mein Dank noch an alle Kollegen am Institut für Füge- und Schweißtechnik, am Lehrstuhl Fügetechnik sowie in der Volkswagen AG Konzernforschung, die mich in Laufe der Zeit tatkräftig unterstützt haben. Sie alle haben ihren Beitrag zum erfolgreichen Abschluss dieser Dissertationsschrift geleistet.

Widmung

Ich widme diese Doktorarbeit meiner Familie, die mich in meinen beruflichen und privaten Bestrebungen jederzeit voll unterstützt und ohne deren Rückhalt ich heute nicht an diesem Punkt stünde. Speziell hervorheben möchte ich dabei meinen Vater, der in mir schon von Kindesbeinen an das Interesse an der Naturwissenschaft und Technik geweckt und gefördert hat.

ZUSAMMENFASSUNG

Der Hauptaspekt der vorliegenden Dissertation ist die Sensitivitätsanalyse der FE-Schweißsimulation, basierend auf einer Variation der Werkstoffkennwerte, sowie deren Einfluss auf das transiente Temperaturfeld und die Verzüge. Dabei wird das Streuband der Werkstoffkennwerte für den gesamten Temperaturbereich sowie für diskrete Temperaturintervalle, die aus der Metallurgie und den experimentellen Randbedingungen abgeleitet sind, betrachtet. Die Untersuchung findet an drei verschiedenen Legierungen statt, welche zurzeit gebräuchliche Werkstoffe im Automobilbau innerhalb der folgenden Hauptlegierungsgruppen darstellen:

- hochfester Dualphasenstahl
- austenitischer Chrom-Nickel-Stahl
- aushärtbare Aluminiumlegierung

Die betrachteten Kennwerte sind Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität und Dichte sowie E-Modul, Dehngrenze, thermische Dehnung, Querkontraktionszahl und Verfestigungsverhalten. Die Untersuchungen zeigen den großen Einfluss der spezifischen Wärmekapazität und der Dichte auf das berechnete Temperaturfeld und die anschließend ermittelten Verzüge. Mit Blick auf die thermomechanischen Kennwerte werden die Verzüge hauptsächlich von der thermischen Dehnung, dem E-Modul und der Dehngrenze beeinflusst.

Die wichtigen thermophysikalischen und thermomechanischen Kennwerte werden für alle drei Legierungen gemessen. Diese sehr genauen Daten werden für eine Simulation ohne die möglichen Fehlerquellen der Streuung der Werkstoffkennwerte verwendet. Die Daten der Werkstoffkennwerte werden dann entsprechend der bekannten Streubänder variiert um die Sensitivität der simulierten Temperaturzyklen und Verzüge zu ermitteln. Die Berechnungsergebnisse werden über Schweißversuche an ebenen Platten mit Laserstrahl-Blindnähten validiert (Thermoelementmessungen, Nahtquerschliffe und Wegaufnehmermessungen der Verzüge). Darüber hinaus werden die Ergebnisse anhand einer Schweißsimulation und Verzugsoptimierung eines industriell relevanten Bauteils überprüft.

Die Ergebnisse, Meinungen und Schlüsse dieser Dissertation sind nicht notwendigerweise die der Volkswagen AG.

Abstract

The primary focus of this dissertation is the analysis of the sensitivity of FE welding simulation depending on material property values variation and their influence on the transient temperature field and distortions. The scatter band of material property values for the complete temperature range and for discrete temperature intervals, derived from the metallurgy and the experimental boundary conditions, is considered. Three different alloys for the main material groups are examined which represent some of the currently most widely used materials in automotive engineering:

- high strength dual phase steel
- austenitic chromium-nickel steel
- precipitation hardening aluminium alloy

The investigated properties are heat conductivity, specific heat capacity and density as well as Young's modulus, yield strength, thermal expansion, Poisson's ratio and strain hardening. The analyses show the great impact of the specific heat capacity and density on the calculated temperature field and subsequently acquired distortions. Looking at the thermomechanical properties, the distortions are mostly affected by thermal expansion, Young's modulus and yield strength.

The main thermophysical and thermomechanical properties for all three alloys are measured. This very accurate data is used to generate a simulation without the possible error sources from the scattering of material properties. The data of the material properties is then varied according to the known scatter band in order to extract the sensitivity of the simulated thermal cycles and distortions. The calculated results are validated with welding experiments of flat plates with laser beam-bead-on-plate welds (thermocouple measurements, macrosections of the weld seam and transducer measurements of distortions). Furthermore, the results are cross-checked for the welding simulation and distortion optimisation of an industrially relevant part.

The results, opinions and conclusions expressed in this thesis are not necessarily those of Volkswagen AG.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung und Ziele **1**

2 Stand der Technik **3**
2.1 Teilbereiche der Schweißsimulation . . . 4
2.1.1 Werkstoffsimulation . . . 5
2.1.2 Prozesssimulation . . . 6
2.1.3 Struktursimulation . . . 7
2.2 Allgemeine Vorgehensweise bei der FE-Struktursimulation . . . 10
2.2.1 Vereinfachungen und Annahmen . . . 11
2.2.2 Werkstoffkennwerte . . . 14
2.2.3 Berechnung des Temperaturfeldes . . . 25
2.2.4 Berechnung der Verzüge . . . 27

3 Versuchsdurchführung **29**
3.1 Verwendete Werkstoffe . . . 29
3.1.1 Hochfester Dualphasenstahl . . . 30
3.1.2 Austenitischer Chrom-Nickel-Stahl . . . 32
3.1.3 Aushärtbare Aluminiumlegierung . . . 35
3.1.4 Nickel-legierter Einsatzstahl . . . 36
3.2 Experimentelle Versuchsdurchführung . . . 38
3.2.1 Werkstoffkennwertbestimmung . . . 38
3.2.1.1 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte . . . 38
3.2.1.2 Thermomechanische Werkstoffkennwerte . . . 39
3.2.2 Schweißversuche ebene Platten . . . 42
3.2.2.1 Probengeometrie . . . 42
3.2.2.2 Schweißwärmequelle . . . 42
3.2.2.3 Transiente Temperaturfeldmessung . . . 43
3.2.2.4 Ermittlung der Nahtgeometrie . . . 43
3.2.2.5 Transiente Verzugsmessung . . . 43
3.2.3 Industriell relevantes Demonstratorbauteil . . . 46
3.3 Numerische Versuchsdurchführung . . . 47
3.3.1 Berechnung ebene Platten . . . 47
3.3.1.1 Vereinfachungen und Annahmen . . . 47
3.3.1.2 Werkstoffkennwerte . . . 48

3.3.1.3 Transiente Temperaturfeldberechnungen . . . 52
3.3.1.4 Transiente Verzugsberechnungen . . . 52
3.3.1.5 Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte . . . 52
3.3.1.6 Visualisierung der Sensitivitäten . . . 54
3.3.2 Industriell relevantes Demonstratorbauteil . . . 54
3.3.2.1 Vereinfachungen und Annahmen . . . 55
3.3.2.2 Temperaturfeld- und Verzugsberechnungen . . . 55
3.3.2.3 Einfluss der Werkstoffkennwerte . . . 56
3.3.2.4 Optimierung des Schweißverzuges . . . 56

4 Ergebnisse **59**
4.1 Experimentelle Ergebnisse . . . 59
4.1.1 Werkstoffkennwertbestimmung . . . 59
4.1.2 Ebene Platten . . . 67
4.1.3 Industriell relevantes Demonstratorbauteil . . . 73
4.2 Numerische Ergebnisse . . . 74
4.2.1 Ebene Platten . . . 74
4.2.1.1 Berechnete Temperaturfelder . . . 74
4.2.1.2 Berechnete Bauteilverzüge . . . 76
4.2.1.3 Globaler Einfluss thermophysikalische Werkstoffkennwerte . . . 78
4.2.1.4 Globaler Einfluss thermomechanische Werkstoffkennwerte . . . 80
4.2.1.5 Einfluss wichtiger Werkstoffkennwerte in Temperaturintervallen . . . 82
4.2.2 Industriell relevantes Demonstratorbauteil . . . 84
4.2.2.1 Validierung der aktuellen Serienlösung . . . 84
4.2.2.2 Einfluss der Werkstoffkennwerte . . . 90
4.2.2.3 Verzugsanalyse und -optimierung . . . 91

5 Diskussion der Ergebnisse **95**
5.1 Werkstoffkennwertbestimmung . . . 95
5.1.1 Analyse der Messergebnisse . . . 95
5.1.1.1 Legierungszusammensetzung . . . 95
5.1.1.2 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte . . . 96
5.1.1.3 Thermomechanische Werkstoffkennwerte . . . 99
5.1.2 Einordnung der Simulationswerkstoffkennwerte in Streubänder . . . 105
5.1.2.1 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte . . . 105
5.1.2.2 Thermomechanische Werkstoffkennwerte . . . 111
5.2 Sensitivität der Variation der Werkstoffkennwerte . . . 115
5.2.1 Experimentelle Validierung der Berechnungsergebnisse . . . 115
5.2.2 Einflüsse auf Temperaturfeld und Verzug . . . 122
5.2.2.1 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte . . . 122
5.2.2.2 Thermomechanische Werkstoffkennwerte . . . 126
5.2.3 Übersicht der ermittelten Sensitivitäten . . . 131

5.3 Industriell relevantes Demonstratorbauteil 133
5.3.1 Validierung der Simulation des Demonstrators 134
5.3.2 Einfluss der Werkstoffkennwerte 136
5.3.3 Verzugsanalyse und -optimierung 138

6 Zusammenfassung und Ausblick **143**

Abkürzungen und Formelzeichen **147**

Abbildungsverzeichnis **151**

Tabellenverzeichnis **155**

Literaturverzeichnis **157**

Eigene Veröffentlichungen **173**

1 Einleitung und Ziele

Die Simulation realer physikalischer Vorgänge mit Hilfe moderner Computertechnik hat heutzutage einen festen Stellenwert in allen Bereichen der Naturwissenschaften, insbesondere aber in den Ingenieurwissenschaften. Eine ergebnis-, zeit- und kostenoptimierte Konstruktion und Entwicklung eines Bauteils oder Verfahrens ist ohne eine computerunterstützte Berechnung, beispielsweise mit Hilfe der Finite Element Methode (FEM), kaum noch denkbar.

Das langfristige Ziel der Simulation in der Automobilindustrie ist die vollständige virtuelle Abbildung der realen Fertigungsschritte vom Rohteil bis zum Endprodukt. Dafür ist eine Kopplung der Einzelergebnisse und deren Übergabe an nachfolgende Berechnungen notwendig. Mit Hilfe der gekoppelten numerischen Abbildung der jeweiligen Prozessschritte sind umfangreiche computerunterstützte Optimierungen des derzeitigen Produktentstehungsprozesses (PEP), der meist eine Vielzahl zeit- und kostenintensiver Iterationsschleifen beinhaltet, möglich. Mit der virtuellen Prozesskette kann diese Vorgehensweise durch Simultaneous Engineering deutlich verbessert und die Anzahl notwendiger Iterationsschleifen verringert werden.

Auf lange Sicht ist die Integration der virtuellen Prozesskette in die Digitale Fabrik geplant [1, 2], womit hohe Einsparpotentiale bezüglich Entwicklungszeit und -kosten sowie ein großer Qualitätsgewinn möglich sind. Diese durchgehende Digitalisierung des PEP ist nach Ansicht des Bundesministeriums für Bildung und Forschung BMBF [3] der Schlüssel zur zukünftigen Steigerung der deutschen Wettbewerbsfähigkeit.

Ein zentraler Bestandteil der virtuellen Prozesskette ist die Fügesimulation. DIN 8593-0 [4] teilt das Fügen in die einzelnen Untergruppen Zusammensetzen, Füllen, An- und Einpressen, Fügen durch Urformen, Fügen durch Umformen, Fügen durch Schweißen, Fügen durch Löten, Kleben und textiles Fügen ein. In der vorliegenden Arbeit liegt der Fokus der Untersuchungen auf einer Untergruppe des Fügens durch Schweißen, und zwar auf der Struktursimulation des Schmelzschweißprozesses. Schweißen ist heute das am Häufigsten eingesetzte Fügeverfahren im Automobilbau. Es stellt aufgrund ausgeprägter Nichtlinearitäten (u.A. Zeit-, Temperatur- und Phasenabhängigkeit) besondere Anforderungen an die mathematische Beschreibung sowie an die Anwender entsprechender Berechnungssoftware [5, 6, 7, 8].

Eine erfolgreiche und aussagekräftige Simulation des Schweißprozesses kann bisher nur von Experten durchgeführt werden, die eine langjährige Erfahrung auf diesem Gebiet aufweisen. Das Wissen über die Auswirkungen der Eingabeparameter auf das Berechnungsergebnis, beispielsweise der verwendeten Werkstoffkennwerte, beruht auf individuellen Erfahrungen einzelner Anwender und ist nur in den seltensten Fällen dokumentiert und frei verfügbar. Das langfristige Ziel ist jedoch eine Nutzung der Schweißsimulation auch von Berechnungsingenieuren ohne spezielle Erfahrungen mit der Simulation des Schweißverfahrens. Aus diesem Grund be-

steht ein hoher Bedarf an gesicherten Aussagen über die Einflüsse von Parametern aller Art auf die Ergebnisse der numerischen Simulation des Schweißprozesses. Dabei sind, aufgrund ihres starken Einflusses, die Werkstoffkennwerte besonders hervorzuheben.

In der Literatur sind die für die Schweißsimulation benötigten Werkstoffkennwerte für einzelne Legierungen normalerweise nicht verfügbar. Da eine experimentelle Bestimmung äußerst aufwändig und teuer ist, wird in der Regel mit vorhandenen Daten für Legierungen der selben Werkstoffgruppe gerechnet. Die Auswirkungen der damit verbundenen Abweichungen auf die Berechnungsergebnisse bleiben unbekannt. Ohne eine genaue Kenntnis dieser Sensitivität sind Abschätzungen der erreichbaren Ergebnisgüte, beispielsweise des Verzugs, jedoch nicht möglich. Ebenso lassen sich keine Aussagen über die notwendigen Genauigkeiten der Kennwerte im Hinblick auf eine geforderte Ergebnisgenauigkeit treffen, so dass eine zielgerichtete experimentelle Bestimmung nur der wichtigen Werkstoffkennwerte nicht stattfinden kann.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Durchführung einer detaillierten Sensitivitätsanalyse der Simulationsergebnisse numerisch berechneter schweißbedingter Verzüge durch eine Variation der Werkstoffkennwerte sowie begleitende experimentelle Validierungen. Die Untersuchungen werden auf den Bereich des Bauteilverzugs begrenzt, da dieser in der Regel das primäre Qualitätsmerkmal in der industriellen Fertigung darstellt. Die Einflüsse der Werkstoffkennwerte werden dabei sowohl für den gesamten Temperaturbereich als auch für einzelne diskrete Temperaturintervalle ermittelt, abhängig von der Metallurgie und den Randbedingungen der Messtechnik. Um ein breites Anwendungsspektrum sicherzustellen werden drei verschiedene Legierungen aus unterschiedlichen Werkstoffgruppen betrachtet. Diese numerisch durchgeführte Sensitivitätsanalyse wird mit Laserstrahlschweißungen an ebenen Platten experimentell validiert.

Die gewonnenen Erkenntnisse werden im Anschluss für die numerische Berechnung eines industriell relevanten Demonstratorbauteils aus der Automobilindustrie genutzt. Dabei wird eine gezielte Optimierung ausgewählter wichtiger Einflussgrößen (Temperaturfeld, Verzug) vorgenommen. Auf diese Weise werden die Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf Realbauteile sowie der zulässige Bereich der Aussagen geprüft.

2 Stand der Technik

Eine Vielzahl physikalischer Begebenheiten in den Natur- und Ingenieurwissenschaften lässt sich mathematisch durch Differentialgleichungen beschreiben. Für einfache Sachverhalte liegen dazu meist analytische Formeln vor, für komplexere Aufgaben sind diese jedoch oft nicht verfügbar. Eine mögliche Umgehung dieses Problems ist eine Näherungslösung mit Hilfe einer der drei gängigsten numerischen Methoden:

- Finite Element Methode FEM[1]
- Finite Differenzen Methode FDM[2]
- Randelementemethode REM[3]

Die Finite Element Methode (FEM) hat dabei heutzutage den mit Abstand größten Anteil an den eingesetzten numerischen Berechnungsverfahren. Ihr Hauptvorteil liegt in der universellen Anwendbarkeit, besonders bei komplexen Geometrien. Der Grundgedanke der FEM besteht darin, das zu berechnende Bauteil in eine endliche (finite) Anzahl einzelner Teilbereiche (Elemente) zu diskretisieren. Für jedes Teilelement ist dabei eine einfache mathematische Beschreibung möglich.

Durch die Kopplung der einzelnen Elemente mit Hilfe von Übergangs- und Randbedingungen erhält man ein lösbares Differentialgleichungssystem, welches das reale Problem näherungsweise beschreibt. Mit einer Erhöhung der Elementanzahl oder der mathematischen Ordnung der Elementansatzfunktionen lässt sich die Genauigkeit der numerisch ermittelten Näherungslösung steigern. Ausführliche Informationen zu den Grundlagen der FEM finden sich u.A. in [9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16].

Die Wärmewirkungen des Schweißens auf die gefügten Bauteile wurden bereits Mitte des letzten Jahrhunderts in Form mathematischer Gleichungen beschrieben. Wegbereiter waren Rosenthal [5, 6] und Rykalin [7], welche unabhängig voneinander durch analytische Wärmeleitungsmodelle für quasistationäre Prozesse den Grundstein der modernen Berechnung schweißtechnischer Phänomene legten. Durch eine konsequente Linearisierung der Wärmeleitungsgleichung erhält man ein funktionsanalytisches Modell, dessen Lösungen superponierbar sind. Mit diesen Formeln lässt sich eine Vielzahl von Schweißprozessen an einfachen Geometrien beschreiben, die Berechnung komplizierter Bauteile ist jedoch nicht vorgesehen. Darüber hinaus ist laut Radaj [8] eine Kalibrierung der Modelle am Experiment aufgrund der starken Vereinfachungen zwingend nötig.

[1] engl. Finite Element Method FEM bzw. Finite Element Analysis FEA
[2] engl. Finite Differences Method FDM
[3] engl. Boundary Element Method BEM

Aufbauend auf diesen analytischen Ansätzen haben sich mittlerweile mehrere fortgeschrittene Berechnungsmethoden entwickelt, die sich hauptsächlich mit der Strukturtemperaturfeldberechnung befassen. Sie werden vor Allem von Grong [17], Buchmayr [18,19] und Michailov [20] ausführlich beschrieben. Vergleichbare Anwendungsbeispiele finden sich auch bei Nguyen [21]. Mittlerweile liegen von Poorhaydari [22] Erweiterungen dieses Ansatzes vor um die Einschränkungen der Methode auf dünne oder dicke Platten zu beseitigen. Eine Übertragung auf komplexere Strukturen und ein transientes, instationäres Temperaturfeld ist jedoch auch mit diesen erweiterten Modellen bisher nicht veröffentlicht worden.

Im Zuge der stetigen Steigerung verfügbarer Rechenleistung haben sich die Anwendungen der Schweißsimulation, insbesondere in den letzten Jahren, immer mehr in Richtung der numerischen Methoden verlagert. Heutzutage wird, bis auf wenige Ausnahmen, auf die Finite Element Methode FEM zurückgegriffen. Sie ist für nahezu beliebige Geometrien einsetzbar und lässt sich durch die vorhandene leistungsfähige Computertechnik auf äußerst vielschichtige Aufgabenstellungen anwenden. Die Einschränkungen der klassischen analytischen Modelle wie z.B. Linearisierung, Geometrie oder quasistaionärer Zustand, liegen bei der FE-Schweißsimulation nicht mehr vor.

Die Vielzahl aktuell vorhandener Veröffentlichungen zum übergeordneten Thema der Schweißsimulation verdeutlicht das enorme Interesse an einer gesicherten Berechnungsmöglichkeit dieses Fügeverfahrens. Eine Übersicht über verfügbare Untersuchungsberichte gibt Mackerle [23, 24]. Die Mehrzahl der aktuell vorhandenen Berechnungssoftware für Schweißen und verwandte Verfahren dokumentiert Seyffarth [25]. Die Ergebnisse einer Industrieumfrage zum aktuellen Stand der Fügeprozesssimulation und zu den Anforderungen für eine umfassende Nutzung wurde von Stadtaus [26] zusammengetragen. Auch bei Radaj [27, 8] finden sich thematisch sortierte Literaturquellen.

2.1 Teilbereiche der Schweißsimulation

Der Begriff Schweißsimulation wird von Radaj [8] in drei miteinander verknüpfte Bereiche unterteilt. Die drei Eckpunkte

- Werkstoffsimulation
- Prozesssimulation
- Struktursimulation

stehen über verschiedene Ein- und Ausgabegrößen miteinander in Verbindung, siehe Abbildung 2.1. Für die industrielle Anwendung der Schweißsimulation ist kurz- und mittelfristig vor Allem die Struktursimulation von Interesse, um schweißbedingte Bauteilverzüge sowie Schweißeigenspannungen vorhersagen zu können. Mittel- und langfristig sind darüber hinaus auch die Prozesssimulation im Hinblick auf vereinfachte und schnelle Temperaturfelderstellung sowie die Werkstoffsimulation zur Gefüge- und Härteberechnung gefragt. In den folgenden Abschnitten wird der aktuelle Stand der Technik in den einzelnen Teilbereichen erläutert.

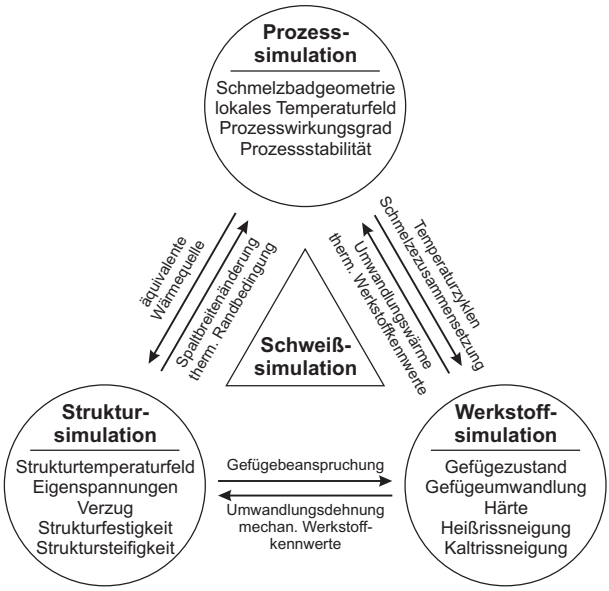

Abbildung 2.1: Teilbereiche der Schweißsimulation mit den wichtigsten Ziel- und Koppelgrößen, in Anlehnung an Radaj [8]

2.1.1 Werkstoffsimulation

Die Werkstoffsimulation behandelt in der Mehrzahl Fragestellungen auf mikroskopischer Ebene. Hier werden die verschiedenen metallurgischen Besonderheiten, die während eines Schweißprozesses auftreten, untersucht. Sie umfasst folgende Unterpunkte:

- Gefügezustand und Härte
- Gefügeumwandlung
- Heiß- und Kaltrissneigung

Berechnungen zum Gefügezustand und zur Härte finden sich bei DebRoy [28], Grong [29], Plochikhine [30, 31, 32], Michailov [33, 34], Michaleris [35] sowie bei Anderen [36, 37, 38, 39]. Die Rissbildung beim Schweißen (Heiß- bzw. Kaltrisse) wird unter Anderem von Radaj [40], Plochikhine [30, 32, 41, 31] und Anderen [42, 43, 44] behandelt. Eine Vielzahl numerischer Untersuchungen zu wasserstoffinduzierten Rissen in metallischen Werkstoffen sind von Böllinghaus [45, 46, 47] und Viyanit [48] veröffentlicht. Umfangreiche Simulationen zur Diffusion von Wasserstoff und Stickstoff in Metallen wurden von Michailov [49, 50, 51, 52] durchgeführt.

Eine weit verbreitete mathematische Beschreibung der Umwandlungskinetik bei Phasenübergängen wurde von LeBlond [53, 54] entwickelt. Sein Modell stellt zurzeit den aktuellen Stand der Technik dar und ist in verschiedenen kommerziellen FE-Programmen implemen-

tiert. Es basiert im Wesentlichen auf dem Johnson-Mehl-Avrami-Gesetz [55] zur Beschreibung der Gefügekinetik sowie dem Gesetz von Koistinen-Marburger [56] zur Beschreibung der martensitischen Umwandlung. Weitere Untersuchungen zur Gefügeumwandlung sind von Buchmayr [19] und Den Uijl [57] veröffentlicht.

Ein relativ neuer Aspekt der Werkstoffsimulation befasst sich mit der Vorhersage der thermophysikalischen und thermomechanischen Kennwerte von Legierungen. Eine frei zugängliche Plattform zur Veröffentlichung von Algorithmen für die Werkstoffkennwertberechnung wird von Cardie [58] vorgestellt. Darüber hinaus gibt es kommerzielle Programme [59, 60, 61], welche für die Kennwertberechnung verschiedener Legierungen, vor Allem Stahl und Aluminium, nutzbar sind. Unter Angabe von Daten wie der chemischen Zusammensetzung in Gew.-% werden die temperaturabhängigen Kennwerte basierend auf thermodynamischen Ansätzen berechnet.

2.1.2 Prozesssimulation

Der Teilbereich der Prozesssimulation wird hauptsächlich in öffentlichen Forschungseinrichtungen und Universitäten untersucht, teilweise auch in den Forschungsabteilungen großer Konzerne. In der Mehrzahl werden rein wissenschaftliche Fragestellungen beantwortet, Veröffentlichungen zu industriell nutzbaren Anwendungen sind selten. In die Prozesssimulation sind folgende Aspekte einzuordnen:

- Schmelzbadgeometrie und lokales Temperaturfeld
- Prozesswirkungsgrad
- Prozessstabilität

Die Berechnungen der Schmelzbadgeometrie und des lokalen Temperaturfeldes stellen den mit Abstand größten Anteil der aktuell veröffentlichten Forschungsergebnisse zur Prozesssimulation dar. Hierbei ist primär die Entwicklung und Verbesserung selbstkonsistenter Wärmequellen zu nennen. Diesen liegt, im Gegensatz zu Ersatzwärmequellen, eine direkte Beschreibung der physikalischen Zusammenhänge zugrunde, als Eingabedaten dienen reale Schweißparameter. Eine weitreichende Übersicht des Themas Schweißprozesssimulation wurde von Radaj [27] erstellt. Ausführliche Vergleiche verschiedener Modellierungs- und Komplexitätsstufen finden sich bei Sudnik [62]. Weitere Veröffentlichungen zu diesem Teilbereich kommen von Radaj [63, 64], Dilthey [65, 66, 67], Mazumder [68, 69, 70] und Mahrle [71] sowie [72, 73, 74, 75, 76]. Die Berechnung der Schmelzbadströmungen findet sich ausführlich bei DebRoy [28], Pavlyk [77], Zacharia [78, 79], Limmaneevichitr [80, 81] und [82, 83, 84]. Untersuchungen zum Prozesswirkungsgrad und zur Prozessstabilität wurden von Bonifaz [85] und Ramirez [86] durchgeführt.

Eine Analyse des Einflusses der Werkstoffkennwerte auf die Simulation des Schmelzbades wurde von Mundra [87] vorgenommen. Dabei wird gezeigt, dass die Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit und der Oberflächenspannung wichtig für die korrekte Berechnung der realen Schmelzzonengeometrie ist. Die Auswirkungen der numerischen Abbildung der latenten Wärme auf die Schmelzbadabmessungen wurden von Karkhin [88] geprüft. Eine Vernachlässigung der latenten Wärme führt demnach zu einem breiteren und kürzeren Schmelzbad. Je

höher die latente Wärme ist, desto geringer ist das Breite-zu-Länge-Verhältnis des Schmelzbades. Auswirkungen dieser Effekte auf den Bauteilverzug wurden dabei nicht betrachtet.

Berechnungen der Schmelzbadgeometrie mit Hilfe temperaturkonstanter Werkstoffkennwerte finden sich bei Cao [89] und bei Pittner [90], Untersuchungen zur Wärmeleitung und zur Fluiddynamik im Schmelzbad sind von De [91] veröffentlicht. Darin wird deutlich, dass die Zuverlässigkeit einer Prozesssimulation stark von der Güte der verschiedenen Eingabeparameter abhängt.

Sudnik [92] hat die Einflüsse der temperaturabhängigen thermophysikalischen Werkstoffkennwerte, der gemessenen Prozessparameter, der numerischen Approximation sowie der Modellvereinfachungen auf die Schmelzbadgeometrie (Tiefe sowie Breite) eines Laserstrahlschweißprozesses ermittelt. Zum Einsatz kommt eine quasistationäre Temperatursimulation mit der Software DC-LASIM für den Werkstoff 16MnCr5. Es werden nur reine Einschweißungen, keine Durchschweißungen betrachtet. Die Ermittlung der Abweichungen basiert auf der Annahme des Fehlerfortpflanzungsgesetzes nach Gauß und ist angelehnt an DIN 1319 [93,94,95,96]. Abbildung 2.2 zeigt die grundsätzlichen Zusammenhänge der Abweichungen und Ungenauigkeiten der computerunterstützten numerischen Simulation. Die notwendige Genauigkeit einer Simulation muss demnach auf der Basis eines Kompromisses zwischen Komplexität und Genauigkeit des Modells definiert werden.

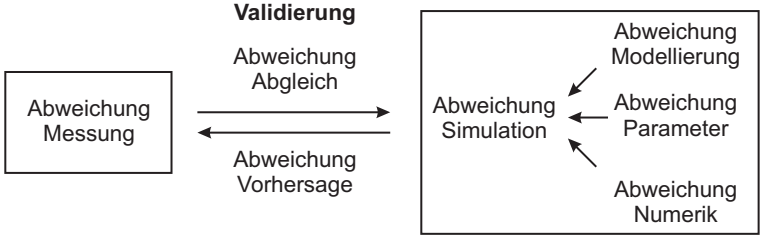

Abbildung 2.2: Struktur der Abweichungen und Ungenauigkeiten bei der computerunterstützten numerischen Simulation, in Anlehnung an Sudnik [92]

2.1.3 Struktursimulation

Schweißbedingte Bauteilverzüge lassen sich an einem geometrisch einfachen Bauteil in die Grundformen Längs-, Quer- und Biegeverzug unterteilen. Mit steigender Komplexität der Geometrie überlagern sich diese immer mehr, es entstehen Mischformen wie beispielsweise Beul- und Torsionsverzug. Damit wird eine überschlagsmäßige Abschätzung des zu erwartenden Schweißverzuges auch für Experten oftmals unmöglich. Da unerwünschter Bauteilverzug einer der häufigsten Qualitätsmängel in der Schweißtechnik ist, bildet dessen rechnerische Vorhersage einen zentralen Aspekt der Anwendung der Schweißsimulation in der Industrie. Die Struktursimulation als übergeordneter Bereich der Verzugssimulation stellt aus diesem Grund

kurz- und mittelfristig den wichtigsten Teilbereich der Schweißsimulation dar. Sie umfasst die folgenden Unterpunkte:

- Strukturtemperaturfeld
- Eigenspannungen und Verzug
- Strukturfestigkeit und Struktursteifigkeit

Die Berechnung des Strukturtemperaturfeldes ist mit den heute verfügbaren Simulationsprogrammen für FE-Experten sicher und eindeutig möglich. Dabei verbleibt unter Verwendung von Ersatzwärmequellen jedoch ein großer Aufwand hinsichtlich Abgleich und experimenteller Validierung der Ergebnisse [97]. Ein verbreitetes mathematisches Modell einer Ersatzwärmequelle für Schmelzschweißverfahren wurde von Goldak [98] entwickelt, siehe Abbildung 2.3 rechts. Die Anwendung bei der Berechnung des Unterpulverschweißens und des Elektronenstrahlschweißens wird untersucht und die Eignung der Quellenmodellierung geprüft und bewertet.

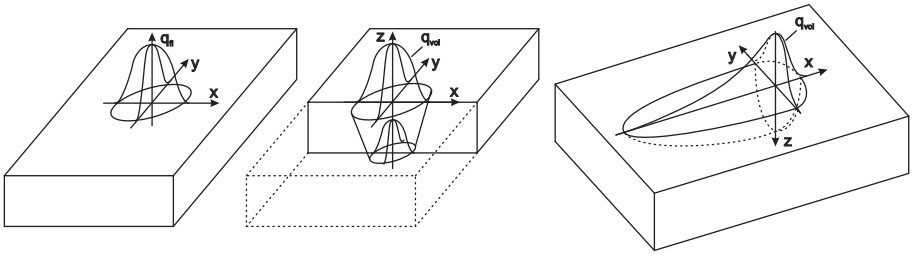

Abbildung 2.3: Verteilte Flächen- und Volumenwärmequellen für die numerische Schweißsimulation, links: gauß-normalverteilte Oberflächenwärmequelle, Mitte: konisch gauß-normalverteilte Volumenwärmequelle, rechts: gauß-normalverteilte doppeltellipsoide Volumenwärmequelle (Goldak-Quelle), nach Radaj [8]

Berechnungen zum Strukturtemperaturfeld bei Verwendung einer Goldak-Wärmequelle sowie Analysen zu den Parametern der Quellenjustierung sind von Nguyen [21] veröffentlicht. In der Regel wird die Goldak-Quelle für die Simulation des Lichtbogenschweißprozesses verwendet, während für Strahlschweißverfahren auf eine konisch volumenverteilte Gaußquelle zurückgegriffen wird, siehe Abbildung 2.3 links. Vorschläge für alternative Definitionen einer Ersatzwärmequelle macht Lu [99]. Sein Ziel ist dabei eine Verringerung des Rechenaufwandes, was über größere Zeitschritte und eine mögliche gröbere Modellvernetzung erreicht wird. Von Weiss [100, 101] sind Ergebnisse zur Verwendung einer neuen Methode zur automatisierten Erstellung des Strukturtemperaturfeldes veröffentlicht. Dabei wird auf ein Hybridmodell, bestehend aus analytischen Formeln und einem neuronalen Netz, zurückgegriffen. Weitere Strukturtemperaturfeldberechnungen finden sich bei Brown [102], Norris [103] und Hillebrand [104].

Im Hinblick auf die numerische Ermittlung der Eigenspannungen und des Verzugs zeigt sich eine andere Problematik als bei der Strukturtemperaturfeldberechnung. Dieser Teilausschnitt der Struktursimulation stellt aufgrund der Definition der mechanischen Randbedingungen hohe

Anforderungen an den Anwender und die Berechnungsmethoden, insbesondere bei nahtnaher Einspannung. Die Mehrheit der veröffentlichten Berechnungsergebnisse zur Struktursimulation konzentriert sich bisher auf die Simulation der Verzüge. Die untersuchten Bauteile sind häufig klein, die Modellierung der Randbedingungen oft stark vereinfacht. Der Einfluss der Werkstoffkennwerte auf die Berechnungsergebnisse wird in der Regel nicht geprüft. Vereinzelt sind darauf aufbauende Untersuchungen zum Einfluss der Spanntechnik und der Schweißfolge auf den berechneten Verzug zu finden.

Die Analyse der Schweißeigenspannungen wurde ausführlich von Ueda [105, 106, 107] vorgenommen. Von ihm wird unter Anderem der Einfluss temperaturabhängiger Werkstoffkennwerte und verschiedener Parameter (z.B. Schweißreihenfolgen) und Grundzustände der Probe (z.B. eigenspannungsfrei, eigenspannungsbehaftet, mit Vorverformung) geprüft. Weitere Untersuchungsergebnisse zum Thema Eigenspannungen finden sich auch bei Lindgren [108], Karlsson [109] und Webster [110]. Berechnungen der Schweißeigenspannungen unter Berücksichtigung eines vorherigen Umformprozesses hat Wikander [111] durchgeführt. Untersuchungen zur Nutzung der Umwandlungsplastizität für eine gezielte Einstellung bevorzugter Spannungs- und Dehnungsfelder sind von Bhadeshia [112] und Mochizuki [113] veröffentlicht.

Anwendungen der Struktursimulation auf komplexe Realbauteile sind nur in geringer Anzahl verfügbar. Die Schweißverzugsberechnung einer Fahrwerkskomponente wurde von Hackmair [114] gezeigt. Zum Einsatz kam das FE-Programm Sysweld unter Anwendung des so genannten „Local-Global-Ansatzesæ [115]. Ziel der Arbeit war es, durch eine Variation der Schweißreihenfolgen und Schweißrichtungen sowie Einspannbedingungen den auftretenden Gesamtverzug zu minimieren. Verzugsberechnungen laserstrahlgeschweißter Einspritzventile sind von Rethmeier [116, 117] veröffentlicht. Berechnungen zu Schweißverzügen an großen Bauteilen, hauptsächlich einfache Platten, wurden von Birk-Sørensen [118], Lightfoot [119] und Mehmert [120] durchgeführt. Van der Aa [121] hat durch numerisch unterstütze Analysen zur gezielten aktiven Kühlung der Naht die Verzüge eines umwandelnden Stahles optimiert. In Untersuchungen von Kadivar [122] wird eine kommerziell verfügbare Optimierungssoftware zur Minimierung der Verzüge und Eigenspannungen eines Prinzipbauteils eingesetzt. Weitere Schweißverzugsberechnungen finden sich in [123, 124, 36, 125].

Grundlegende Untersuchungen über den Einfluss der Spanntechnik auf das experimentelle und numerische Schweißergebnis sind von Voß [126] veröffentlicht. Hier wird darauf hingewiesen, dass eine Veränderung der Einspannung beim Experiment in jedem Fall eine erneute Kalibrierung der numerischen Berechnung erzwingt. Ergebnisse von Hackmair [114] zeigen, dass bei hohen Einspanngraden die Spannbedingungen einen starken quantitativen und auch qualitativen Einfluss auf die transienten Verzüge haben. Eine vereinfachte Abbildung durch die Sperrung der Freiheitsgrade führt zu tendenziell richtigen Ergebnissen. Für eine realitätsgetreue Abbildung sind komplexe Kontaktbedingungen nötig, welche jedoch die Rechenzeit um zirka den Faktor 4 erhöhen. Untersuchungen zum Einfluss der Spannposition und der numerischen Definition der Spanntechnik sind von Roeren [127] veröffentlicht. Dabei wird deutlich, dass eine Einspannung im Bereich der WEZ der gefügten Bauteile das Potential zur gezielten Verzugsbeeinflussung besitzt. Leisten [128] hat Arbeiten zur automatisierten Ermittlung der

Randbedingungen, hier Wärmeübergang und Reibung, bei der Simulation des Umformprozesses veröffentlicht.

Die Sensitivität einzelner Eingabeparameter auf den berechneten Verzug und die Eigenspannungen wurde bereits verschiedentlich untersucht, eine ganzheitliche Betrachtung fehlt bisher jedoch. Dilthey [129] hat den Einfluss der Wärmequellenmodellierung und der Werkstoffkennwerte bei der Berechnung von Schweißeigenspannungen betrachtet. Untersuchungen zum Einfluss der Werkstoffkennwerte auf die berechneten Eigenspannungen und Verzüge beim Schweißen finden sich auch bei Bru [130]. Dort wird gezeigt, dass die Werkstoffkennwerte bei hohen Temperaturen einen deutlichen Einfluss auf die Bauteilverzüge nach vollständiger Abkühlung haben. In einer Veröffentlichung von Michaleris [131] wird der Einfluss der Dehngrenze auf die rechnerische Vorhersage des Schweißverzugs geprüft. Von Mikami [132] liegen umfangreiche Untersuchungen zum Einfluss der Gefügeumwandlung auf den numerisch ermittelten Schweißverzug vor. Ergebnisse von Ferro [133] zeigen, dass der größte Einfluss auf die simulierten Spannungen durch eine Variation der Dehngrenze hervorgerufen wird. Bei Rethmeier [116, 117] wird die Größe und Form des aufgeschmolzenen Werkstoffvolumens sowie die Menge und Verteilung der eingebrachten Energie als Haupteinflussparameter auf den Verzug ermittelt.

Die in dieser Arbeit veröffentlichten Untersuchungen zur Sensitivität der Werkstoffkennwerte fallen sämtlich in den Teilbereich der Strukturmodellierung. Im folgenden Abschnitt wird daher die allgemeine Vorgehensweise bei der FE-Strukturmodellierung detailliert erläutert. Dabei wird näher auf die einzelnen Schritte der Berechnungsdurchführung und die angewandten Einstellungen eingegangen.

2.2 Allgemeine Vorgehensweise bei der FE-Strukturmodellierung

Die allgemeine Vorgehensweise bei der FE-Strukturmodellierung lässt sich in vier Schritte einteilen, siehe Abbildung 2.4.

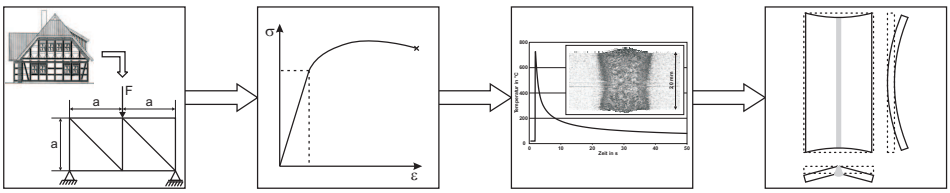

Abbildung 2.4: Einzelschritte bei der transienten FE-Schweiß-Strukturmodellierung

Aufbauend auf den Fragestellungen, die mit Hilfe der Simulation beantwortet werden sollen, findet zunächst die Definition der Vereinfachungen und Annahmen statt. Der folgende Schritt befasst sich mit den benötigten Werkstoffkennwerten. Der Abgleich des Temperaturfeldes mit experimentellen Messdaten ist der erste eigentliche Berechnungsschritt, hier werden die Ergebnisse in der Regel mit Hilfe von Schweißversuchen validiert. Die mit der Temperaturfeldberechnung ermittelten thermischen Dehnungen dienen schließlich im letzten Schritt als Last für die Verzugsberechnung.

2.2.1 Vereinfachungen und Annahmen

Meist sind die Ausgangsdaten eines realen Prozesses und damit die Eingabeparameter einer Simulation nicht vollständig bekannt, die Modellierung bleibt laut Radaj [27] unvollkommen und ungenau. Hinzu kommen die Grenzen der aktuell verfügbaren Rechenleistung, so dass es auch in naher Zukunft kaum möglich sein wird den kompletten Prozess des Schweißens in seinen Einzelheiten gesamtheitlich und selbstkonsistent abzubilden. Daher müssen eine Reihe von Vereinfachungen und Annahmen bei der Modellerstellung getroffen werden. Nur so ist es möglich, den nötigen Aufwand im Hinblick auf das zu erzielende Ergebnis gering zu halten und die Grenzen der verfügbaren Computertechnik nicht zu überschreiten. In den folgenden Absätzen werden alle für die vorliegende Untersuchung relevanten Vereinfachungen und Annahmen näher erläutert.

Die Werkstoffkennwerte werden als ideal homogen und isotrop für das gesamte jeweilige Bauteil betrachtet. Eine Berücksichtigung von Seigerungen oder Texturen findet nicht statt. Ebenso wird der Einfluss vorhergehender Prozessschritte wie z.B. Urform-, Umform- und Wärmebehandlungsverfahren vernachlässigt. Damit sind die Bauteile zu Beginn der Schweißsimulation ideal eigenspannungsfrei und besitzen keinerlei kumulierte plastische Dehnungen oder Vorverfestigungen. Weiterhin ist die Bauteilgeometrie in der Schweißsimulation ideal laut Konstruktionsstand im CAD; die in der Realität auftretenden Abweichungen von dieser Sollgeometrie werden in der Simulation nicht berücksichtigt.

Die zu berechnenden Bauteile werden für die FE-Schweißsimulation entsprechend schweißgerecht vernetzt. Dabei spielt das Berechnungsziel, hier die Vorhersage der Verzüge, eine wichtige Rolle. Für eine korrekte Berechnung der durch den Schweißprozess hervorgerufenen Verformungen ist nach Lindgren [108] eine dreidimensionale Vernetzung notwendig. Nach Untersuchungen von Faure [124] ist das berechnete Temperaturfeld bei korrekter Vernetzung prinzipiell unabhängig von der mathematischen Ordnung der Elementansatzfunktionen, weshalb normalerweise Elemente mit Einsatzfunktionen vom Typ erster Ordnung verwendet werden. Bei der Schweißsimulation sind außerdem lokal sehr hohe Gradienten z.B. der Temperatur, Spannung, Dehnung oder Gefügeänderung vorhanden. Diese Gradienten sind in direkter Nähe der Wärmequelle sehr hoch, mit zunehmendem Abstand und sinkendem Temperaturniveau fallen sie jedoch stark ab. Daher wird eine Vernetzung angewendet, die im Bereich der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone sehr fein ist, in den Randbereichen des Bauteils aber vergröbert wird um Rechenzeit zu sparen.

Die minimalen Kantenlängen der Elemente im Nahtbereich ergeben sich aus den Abmessungen des zu simulierenden Schmelzbades. Die Kantenlänge in Schweißrichtung kann laut Lindgren [108] bis zu doppelt so lang wie die Kantenlänge quer und senkrecht zur Naht sein. Vor Allem bei Strahlschweißverfahren ist aufgrund der sehr hohen Energiedichte jedoch eine möglichst gleichmäßige Vernetzung im Schmelzbadbereich zu bevorzugen. In Abbildung 2.5 sind beispielhaft eine schweißgerechte Vernetzung für eine Laserstrahlschweißung sowie die zugehörige reale Naht in der Draufsicht gezeigt.

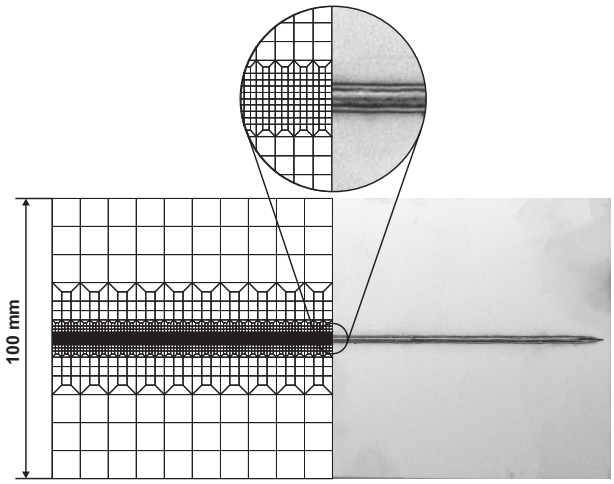

Abbildung 2.5: Gegenüberstellung von schweißgerechter FE-Vernetzung (links) und realem Bauteil mit Schweißnaht (rechts), Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm

Eine adaptive Netzverfeinerung wird bei der Schweißverzugssimulation nicht angewendet, da die Berechnung der Bauteilverzüge äußerst sensibel auf eine Vergröberung der Elemente hinter dem Schmelzbad reagiert. Weitere Informationen hierzu finden sich bei Goldak [134], Radaj [8] und [36, 124, 135].

Die reale Schweißwärmequelle wird in der FE-Simulation nur phänomenologisch über ihre Wärmewirkungen, sprich das Temperaturfeld, abgebildet. Dazu wird eine Wärmequelle mit konstanter Wärmestromdichte für den Transfer der Energie in das Bauteil genutzt. Eine Simulation des eigentlichen Schweißprozesses und dessen physikalischer Eigenschaften findet nicht statt. Nähere Informationen zu den verwendeten Wärmequellen finden sich in Abschnitt 2.2.3.

Der Wärmeübergang zwischen Bauteil und Umgebung ist in der Simulation auf allen Bauteilaußenflächen gleich. Das Kontrollvolumen beinhaltet dabei nur die zu fügenden Bauteile, eine thermische Modellierung der Spanntechnik oder der Messapparaturen findet nicht statt. Damit reduziert sich der Wärmeübergang auf Strahlung und Konvektion, eine Wärmeleitung über die Systemgrenze hinweg wird vernachlässigt. Die Strahlung wird temperaturabhängig nach dem Gesetz von Stefan-Boltzmann berücksichtigt, die Konvektion als konstanter Wert addiert.

Werkstoff- und oberflächenabhängige Angaben zum Emissionskoeffizienten ε sowie zur überschlägigen Berechnung der Konvektion finden sich z.B. im VDI-Wärmeatlas [136]. Die mechanische Lagerung der Bauteile wird idealisiert, eine aufwändige Modellierung der Spannstellen inklusive Normal- und Reibkräfte findet nicht statt. Stattdessen werden die einzelnen Knoten im Bereich der Lagerungen fixiert um die Bewegung der Bauteile zu verhindern. Dabei können entweder ideal steife Bedingungen, so genannte „rigid constraints“, oder auch Fixierungen mit einer definierten Federsteifigkeit, so genannte „elastic constraints“, verwendet werden.

Bei der Simulation der Bauteilmechanik kommt ein vereinfachter Berechnungsablauf mit schwacher Kopplung zum Einsatz, siehe Abbildung 2.6. Die mit dem Temperaturfeld ermittelten thermischen Dehnungen werden dem mechanischen Modell als transiente Last aufgeprägt. Die temperaturbedingten Gefügeveränderungen werden dabei entweder vernachlässigt (nur waagerechter Pfeil, selten) oder aus dem Temperaturfeld abgeleitet (waagerechter und diagonaler Pfeil, Standard).

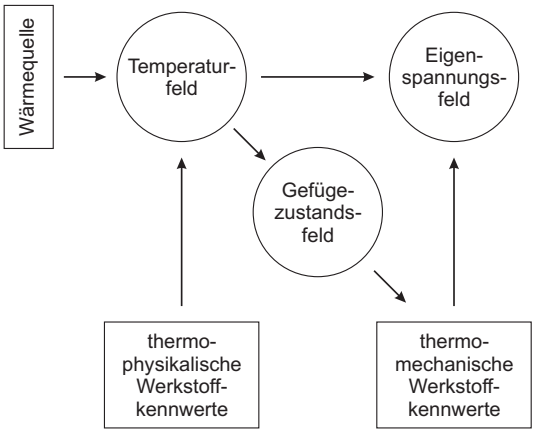

Abbildung 2.6: Vereinfachter Berechnungsablauf mit schwacher Kopplung der thermophysikalischen und thermomechanischen Teilmodelle, nach Radaj [8]

Die vereinfachte Kopplung ist laut Radaj [8] zulässig, wenn der Einfluss der mechanischen Energie gegenüber der von außen zugeführten Energie der Schweißwärme vernachlässigbar klein ist. Lindgren [108] zufolge reicht eine schwache Kopplung aus, solange die Wärmeleitung nicht durch Kontakt von Spannelementen oder Anschlägen beeinflusst wird. Die Anwendung und Validierung der schwachen Kopplung findet sich auch bei Michaleris [131], Karlsson [109] und Anderen [137, 138, 139]. Ein erster Ansatz zur Rückkopplung der einzelnen Simulationen liegt von Doynov [140] vor.

Eine Zusammenfassung der oben beschriebenen und für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Berechnungen maßgeblichen Vereinfachungen und Annahmen ist in Tabelle 2.1 aufgeführt.

- temperatur- und phasenabhängige, homogene und isotrope Werkstoffkennwerte
- keine Berücksichtigung vorhergehender Prozessschritte, Bauteile zu Beginn eigenspannungsfrei
- ideale Probengeometrie
- phänomenologischer Temperaturfeldabgleich mit Ersatzwärmequellen konstanter Wärmestromdichte
- Vernachlässigung von Schmelzbadströmungen und Dampfkapillare
- Wärmeübergang auf allen Bauteilaußenflächen gleich mit temperaturabhängiger Wärmestrahlung und konstanter Konvektion
- idealisierte mechanische Lagerung der Bauteile mit „rigid constraints“ bzw. „elastic constraints“
- schwache Kopplung zwischen Temperaturfeld und Mechanik

Tabelle 2.1: Verwendete Vereinfachungen und Annahmen für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Simulationsrechnungen

2.2.2 Werkstoffkennwerte

Die numerische Berechnung schweißbedingter Temperaturfelder und Verzüge setzt das Vorhandensein entsprechender Werkstoffkennwerte voraus, siehe Tabelle 2.2.

Kategorie	*Kennwert*	*Einheit*
thermophysikalisch	Wärmeleitfähigkeit λ	$[W/m^2K]$
	spez. Wärmekapazität c_p	$[J/kgK]$
	Dichte ρ	$[kg/m^3]$
thermomechanisch	Elastizitätsmodul E	$[GPa]$
	Dehngrenze $R_{p0,2}$	$[MPa]$
	Wärmedehnung ε_{th}	$[-]$
	Querkontraktionszahl ν	$[-]$
	Verfestigungsverhalten	$[-]$

Tabelle 2.2: Übersicht der nötigen Werkstoffkennwerte für die numerische Schweißsimulation

Diese Daten müssen von der Temperatur und, bei Werkstoffen mit Gefügeumwandlungen, auch von der Werkstoffphase abhängig sein [8]. In diesem Fall ist zusätzlich die Kenntnis des Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhaltens notwendig. Über entsprechende Dilatometerkurven, beispielhaft dargestellt in Abbildung 2.7, lässt sich ein ZTU-Schaubild des Werkstoffes ableiten. Vor Allem die thermomechanischen Kennwerte weisen deutliche Unterschiede zwischen den jeweiligen Gefügezuständen auf, siehe Abbildung 2.8.

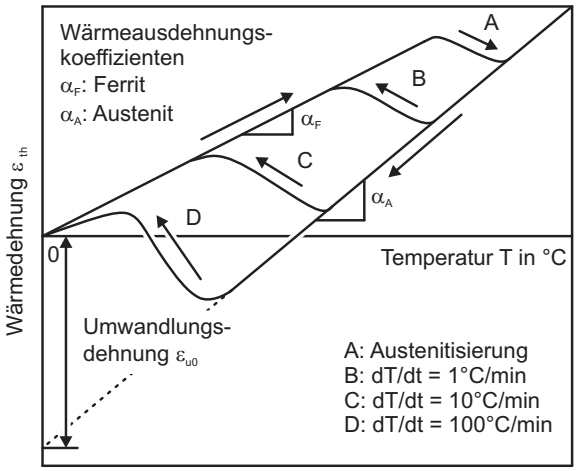

Abbildung 2.7: Schematische Dilatometerkurven für un- und niedriglegierten Stahl mit Gefügeumwandlung bei unterschiedlichen Temperaturen, nach Andrieux [141]

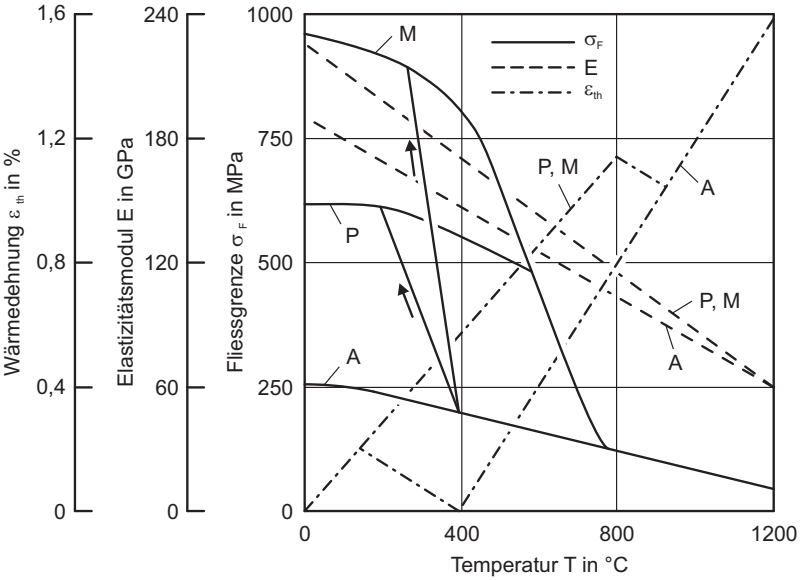

Abbildung 2.8: Typischer Verlauf der Fließgrenze und des Elastizitätsmoduls für Austenit (A), Ferrit und Perlit (P) und Martensit (M) sowie typische Dilatometerkurven eines umwandelnden Stahles in Abhängigkeit der Temperatur, nach Michailov [142]

Weiterhin kann, besonders bei Strahlschweißverfahren aufgrund der extrem hohen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten von mehreren 1000°C/s, bei den thermomechanischen Kennwerten die Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit wichtig sein. Die benötigte Datenbasis der Werkstoffkennwerte für die Schweißsimulation ist daher in der Regel sehr umfangreich, womit eine Vielzahl möglicher Einflüsse auf die Berechnungsergebnisse einhergeht.

Aufgrund der erforderlichen Temperaturabhängigkeit der benötigten Werkstoffkennwerte ist die Anzahl frei verfügbarer geeigneter Kennwertdatensätze gering. Dem Anwender stehen grundsätzlich drei verschiedene Möglichkeiten offen um die benötigten Daten zu beschaffen: Literaturrecherche aller benötigten Kennwerte, Nutzung bereits vorhandener gemessener Daten einer ähnlichen Legierung sowie experimentelle Neubestimmung. Oft kommt auch eine Kombination dieser Möglichkeiten zum Einsatz.

Die in der Literatur veröffentlichten Werkstoffkennwerte sind in den meisten Fällen nur bedingt geeignet für eine FE-Schweißsimulation, da häufig Kennwerte fehlen oder die Temperatur- und Phasenabhängigkeit nicht dokumentiert ist. Untersuchungen von Lundbäck [143] bestätigen, dass die benötigten Daten für seltene und neue Legierungen kaum in der Literatur zu finden sind. Auch die Werkstoffdatenblätter der Lieferanten und Hersteller von Stahl- und Nichteisenlegierungen beinhalten in der Regel nur Raumtemperaturwerte. Die Auswahl der wenigen geeigneten Literaturquellen ist sehr klein und enthält zumeist nur seit langer Zeit etablierte Legierungen. Von Radaj [8] werden für mehrere Stahl- und Aluminiumlegierungen Diagramme mit temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten aufgeführt. Weitere Quellen sind Veröffentlichungen von Richter [144, 145], Touloukian [146] und Anderen [147, 148, 149, 150, 126]. Eine Vielzahl an ZTU-Schaubildern für verschiedene Stähle wurde von Seyffarth [151] zusammengestellt. Daten zu Leichtmetallen und deren Legierungen sind in [152, 153, 154, 155, 156] zu finden.

Sofern dem Anwender bereits vollständige Werkstoffkennwertdatensätze vorliegen besteht die Möglichkeit, auf die vorhandenen Daten einer vergleichbaren Legierung zurückzugreifen. Mögliche Informationsquellen für Standardlegierungen sind beispielsweise Werkstoffdatenbanken der FE-Schweißsimulationsprogramme. Da sich die thermophysikalischen Kennwerte innerhalb einer Legierungsgruppe nur geringfügig ändern ist diese Vorgehensweise hauptsächlich für die Berechnung des Temperaturfeldes geeignet. Demgegenüber sind die thermomechanischen Kennwerte sehr spezifisch für einzelne Legierungen, so dass in der Regel starke Abweichungen zwischen den Kennwerten der im Validierungsexperiment verwendeten Legierung und den Daten einer für die Simulation gewählten Ersatzlegierung vorliegen. Damit ist jedoch die Ergebnisgenauigkeit von Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen nicht abschätzbar, eine Aussage bezüglich der Vorhersagequalität der Berechnungen lässt sich nicht tätigen.

Die experimentelle Bestimmung der benötigten Kennwerte liefert im Vergleich mit den beiden zuvor beschriebenen Möglichkeiten die mit Abstand besten Werkstoffkennwerte. Der notwendige Aufwand hinsichtlich Kosten und Zeit ist jedoch ausgesprochen groß, für die vollständige Charakterisierung eines durchschnittlichen umwandelnden Werkstoffes fallen Kosten in der Höhe einiger 10.000€ und ein Zeitbedarf an mehreren Monaten an. Dies liegt primär an den benötigten Werten bei hohen Temperaturen, bei denen die Messtechnik an ihre Grenzen stößt.

Bei Temperaturen oberhalb von Ac_1 sind die Streuungen der Messwerte oft in der gleichen Größenordnung wie die zu messenden Kennwerte.

Umfangreiche Untersuchungen zur Streubreite der experimentell ermittelten Werkstoffkennwerte sind von Richter [144, 145] veröffentlicht worden, Tabelle 2.3 zeigt die entsprechenden Werte. Hier sind thermophysikalische und thermomechanische Kennwerte un- und niedriglegierter sowie hochlegierter Stähle zusammengefasst. Demnach sind die maximalen Messfehler bei einer experimentellen Kennwertbestimmung in der Regel sehr klein.

Werkstoffkennwert	*max. Messfehler*
Wärmeleitfähigkeit	$\pm$ 7%
Dichte	$\pm$ 0,01%
Wärmekapazität	$\pm$ 3%
Querkontraktionszahl	$\pm$ 3%
E-Modul	$\pm$ 0,3%
Wärmeausdehnungskoeffizient	$\pm$ 2-3%

Tabelle 2.3: Maximale Messfehler der Werkstoffkennwertbestimmung, nach Richter [144, 145]

Die temperaturabhängigen thermophysikalischen Kennwerte der Wärmeleitfähigkeit, Dichte und Wärmekapazität von Stählen nach Richter [144, 145] sind in den Abbildungen 2.9 bis 2.11 dargestellt. Zusätzlich zeigen die Diagramme die entsprechenden Daten für Aluminium nach Radaj [27]. Die Wärmekapazität und die Dichte der Werkstoffe lassen sich zum Einfluss der Enthalpie zusammenfassen, die wie folgt berechnet wird:

$$\begin{aligned} \Delta H &= \rho \cdot V \cdot c_p \cdot \Delta T \\ [J] &= \left[\frac{kg}{m^3}\right] \cdot \left[m^3\right] \cdot \left[\frac{J}{kg \cdot K}\right] \cdot [K] \end{aligned} \tag{2.1}$$

Weitere Untersuchungen von Richter [157, 158] haben gezeigt, dass die spezifische Enthalpie des Eisens durch die üblichen Gehalte an C, Si, Mn, P, S, Al, V und N sowie zusätzliche Gehalte von bis zu 24% Cr, 9% Ni und rund 1% Mo nur geringfügig angehoben wird. Darüber hinaus wird nur der pauschale gemeinsame Einfluss sichtbar, ohne dass einem Element eine besondere Wirkung nachzuweisen ist. Nach den veröffentlichten Untersuchungsergebnissen weichen die Werte der wahren und spezifischen Wärmekapazität für die ferritischen, umwandlungsfähigen Stähle insbesondere im unteren und mittleren Temperaturbereich von denen des reinen Eisens nur im Rahmen der Größenordnung des Messfehlers ab. Darüber hinaus findet man auch bei den CrNi-Stählen einen einheitlichen Verlauf der temperaturabhängigen Enthalpie.

Aus den Messungen von Richter geht weiterhin hervor, dass die Wärmekapazität aller untersuchten Stähle - mit Ausnahme des zweiphasigen Stahles X20CrNiSi25 4 - den gleichen charakteristischen Temperaturverlauf wie reines Eisen zeigen, wobei die Messwerte nur gering oberhalb der Werte des reinen Eisens liegen. Die chemische Zusammensetzung ist somit von untergeordneter Bedeutung.

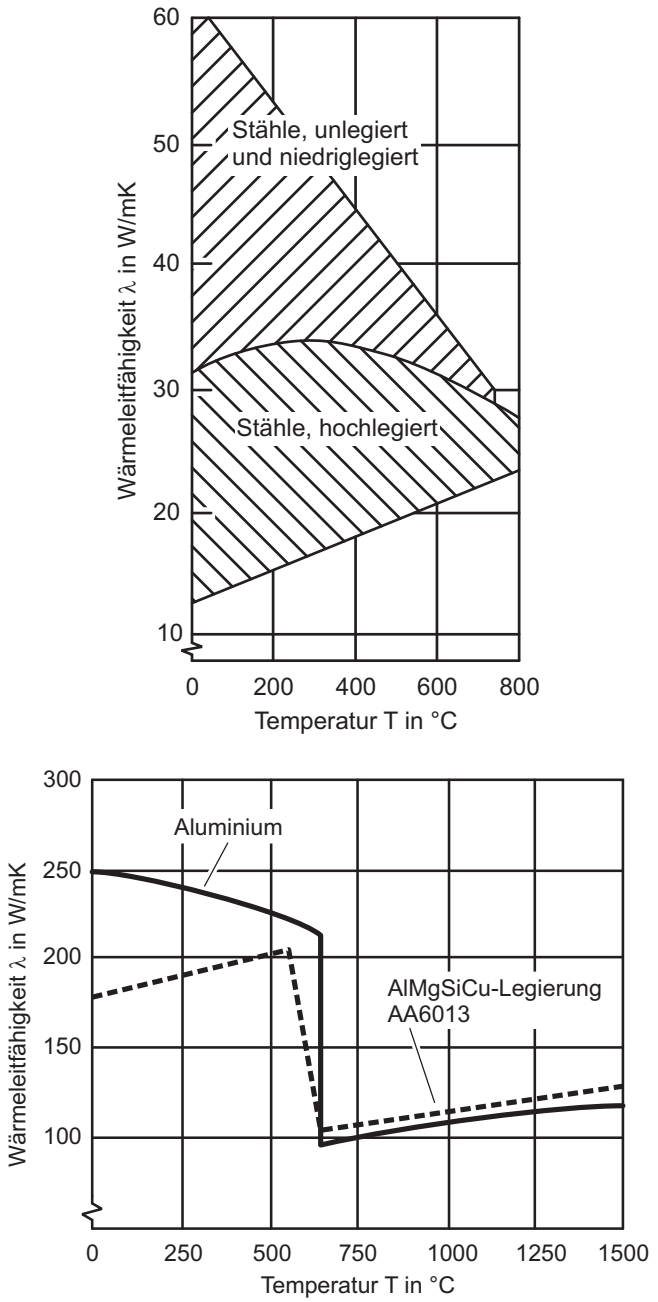

Abbildung 2.9: Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit, oben: Verläufe für Stähle nach Richter [144, 145], unten: Werte für reines Aluminium und eine AlMgSi-Legierung nach Radaj [27]

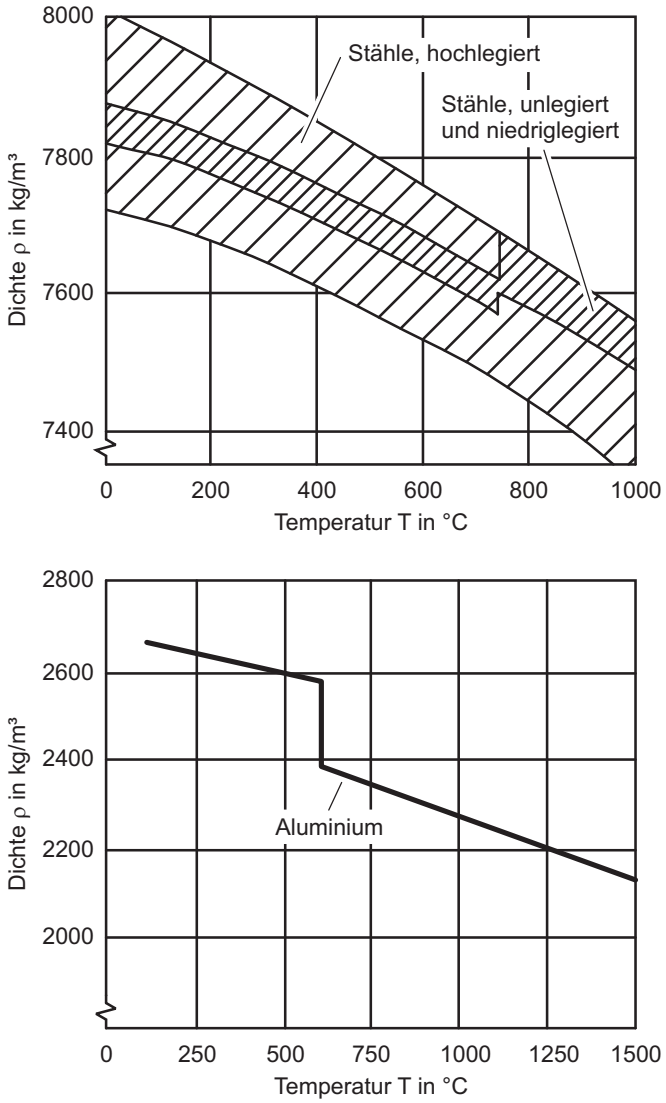

Abbildung 2.10: Temperaturabhängigkeit der Dichte, oben: Verläufe für Stähle nach Richter [144, 145], unten: Werte für reines Aluminium nach Radaj [27]

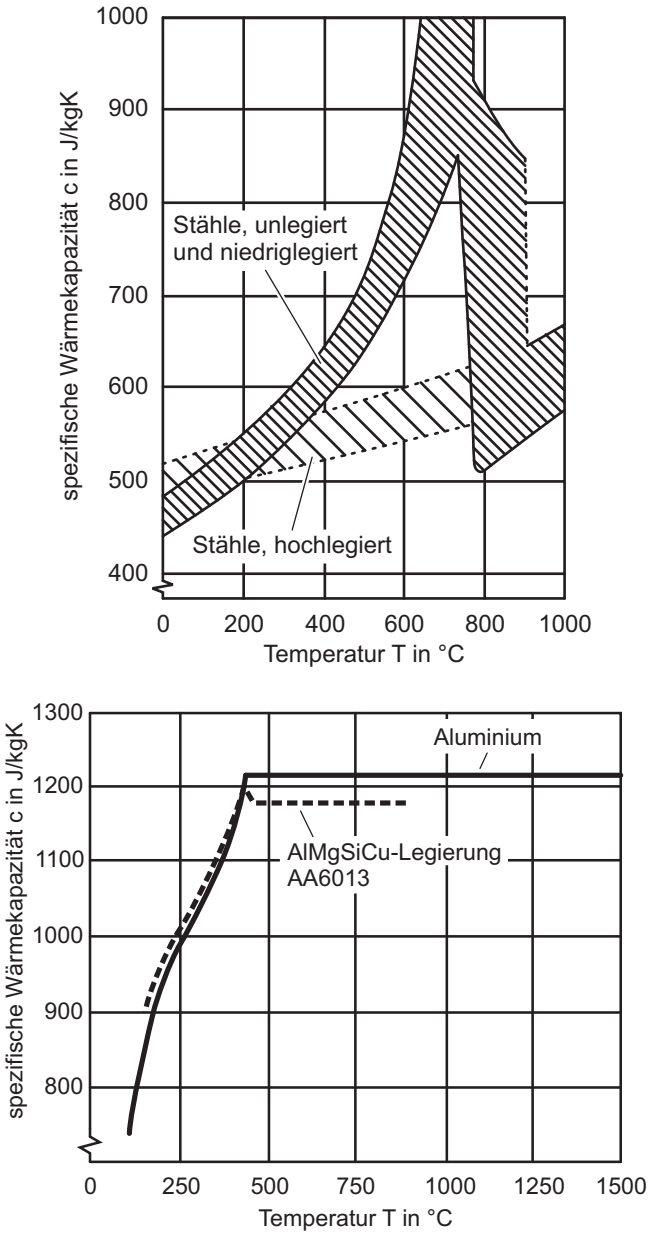

Abbildung 2.11: Temperaturabhängigkeit der wahren spezifischen Wärmekapazität, oben: Verläufe für Stähle nach Richter [144, 145], unten: Werte für reines Aluminium und eine AlMgSi-Legierung nach Radaj [27]

Veröffentlichungen der zu erwartenden Streuungen der temperaturabhängigen thermomechanischen Werkstoffkennwerte sind von Richter [144, 145], Makhnenko [159] sowie Gatovskij und Karkhin [160] bekannt. In Abbildung 2.12 sind Streubänder für den E-Modul von Stählen dargestellt, in Abbildung 2.13 analog für die temperaturabhängige Querkontraktion und den Schubmodul.

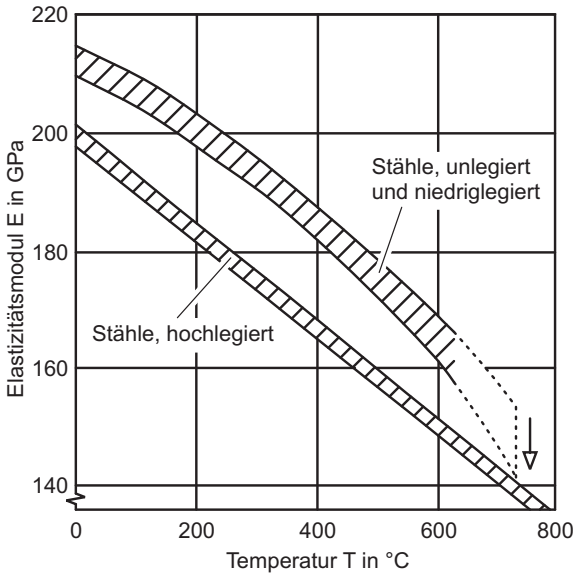

Abbildung 2.12: Temperaturabhängigkeit der Elastizitätsmoduln verschiedener Stähle, nach Richter [144, 145]

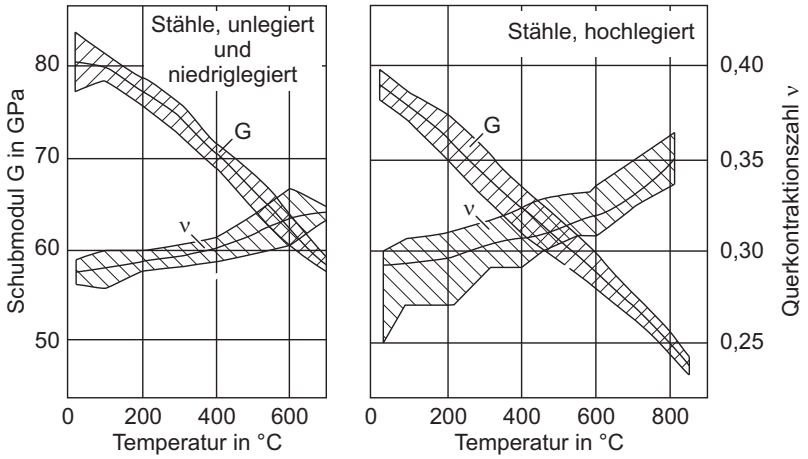

Abbildung 2.13: Temperaturabhängigkeit der Querkontraktion ν und des Schubmoduls G, nach Makhnenko [159]

Abbildung 2.14 zeigt die Streubänder der temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten für Stähle nach Richter [144, 145].

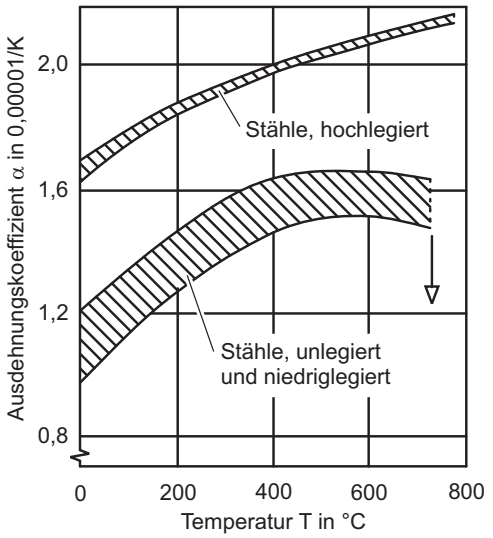

Abbildung 2.14: Temperaturabhängigkeit des differentiellen Wärmeausdehnungskoeffizienten verschiedener Stähle, nach Richter [144, 145]

Die Temperaturabhängigkeit dieses Kennwertes wurde auch von Gatovskij und Karkhin [160] intensiv untersucht. In Abbildung 2.15 ist der Verlauf der Volumenausdehnungszahl

$$\frac{\alpha}{c \cdot \gamma} \tag{2.2}$$

für verschiedene Werkstoffe dargestellt.

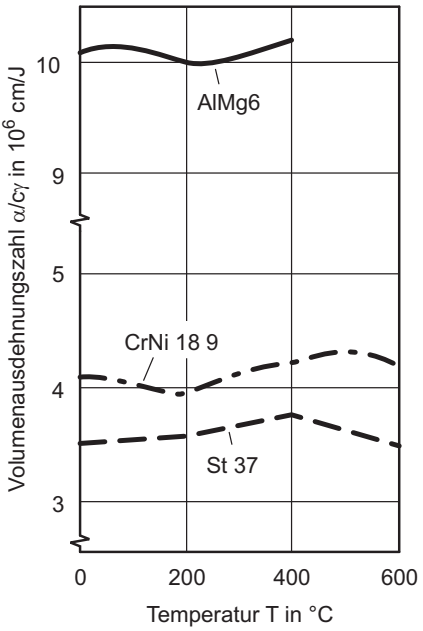

Abbildung 2.15: Temperaturabhängigkeit der normierten Volumenausdehnungszahl für verschiedene Werkstoffe, nach Gatovskij und Karkhin [160]

Um eine einheitliche Darstellung des Temperatur- und Dehnrateneinflusses auf die Dehngrenze zu erhalten wurde von Makhnenko [159] der folgende mathematische Zusammenhang zwischen Dehngrenze, Temperatur und Dehnrate formuliert:

$$\frac{\sigma_y(T)}{\sigma_{y,0}(T)} = \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon_0}}\right)^{m(T)} \tag{2.3}$$

mit $\sigma_y(T)$ als Dehngrenze bei einer bestimmten Temperatur T und Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ sowie der Dehngrenze $\sigma_{y,0}(T)$ bei der quasistatischen Dehnrate $\dot{\varepsilon_0}$. Der temperatur- und werkstoffabhängige Exponent $m(T)$ ist dabei ein Maß für die Empfindlichkeit der Dehngrenze $\sigma_y(T)$ gegenüber einer Änderung der Dehnrate. Große Werte für $m(T)$ sind gleichbedeutend mit einer hohen

Abhängigkeit der Dehngrenze von der Dehngeschwindigkeit, siehe auch Abbildung 2.16. Diese mathematische Beschreibung wurde von Ossenbrink [161] für Untersuchungen über den Einfluss der Dehnraten genutzt.

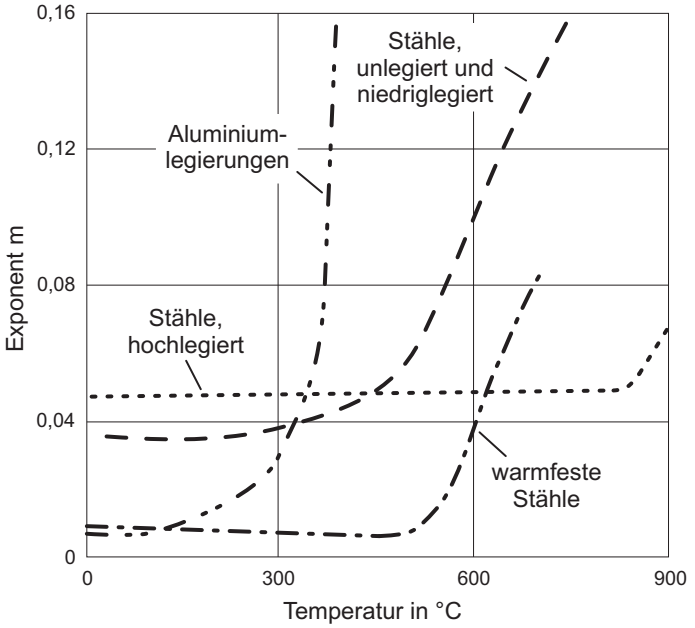

Abbildung 2.16: Dehnratenabhängigkeit der Dehngrenze, nach Makhnenko [159]

Es gibt verschiedene Ansätze für so genannte konsistente Werkstoffmodelle, beispielsweise nach Miller [162] oder Steck [163], die im Gegensatz zu konventionellen Vorgehensweisen viele Effekte, die zurzeit meist nur einzeln beschrieben werden, konsistent und durchgängig abbilden. Problematisch ist dabei die Ermittlung der für numerische Simulationen benötigten Kennwerte aus den gemessenen Daten. Dies stellt häufig ein invers zu lösendes Problem dar.

Veröffentlichungen zur Sensitivität der Berechnungsergebnisse aufgrund der Streuungen der Werkstoffkennwerte sind selten. Von Lindgren [108] werden die Einflüsse der thermomechanischen Kennwerte betrachtet. Auch bei Voß [126] finden sich Untersuchungen zu den Auswirkungen der Werkstoffkennwerte auf das Berechnungsergebnis. Sudnik [92] zeigt, dass die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte sehr ausgeprägt auf das Berechnungsergebnis wirken und spezifisch für die verwendeten Werkstoffe sind. Sensitivitäten einzelner Werkstoffkennwerte unter Berücksichtigung verschiedener Temperaturintervalle veröffentlicht Grieb [164]. Von Rethmeier [165] sind Ergebnisse zum Einfluss der Enthalpie auf die berechneten Temperaturfelder MIG-geschweißter Magnesiumstrangpreßprofile bekannt.

Die Kombination aus lückenhaften Datensätzen in Zusammenhang mit den unbekannten Auswirkungen experimentell bedingter Streuungen führt dazu, dass in vielen Anwendungsfällen mit unzureichenden Werkstoffkennwertdatensätzen gerechnet wird. Eine fundierte Abschätzung der damit verbundenen Abweichungen der Simulationsergebnisse bezüglich Temperaturfeld und Verzug kann nicht stattfinden. Untersuchungen von Bru [130] zeigen jedoch gerade im Hinblick auf die mechanischen Berechnungen der Verzüge und später auch Eigenspannungen einen starken Einfluss der Werkstoffkennwerte. Die beiden grundsätzlichen Fragen der Simulation, zum Einen nach der möglichen Ergebnisqualität bei bekannter Genauigkeit der Eingabeparameter und zum Anderen nach der notwendigen Genauigkeit der Eingabeparameter bei geforderter Ergebnisqualität bleiben somit ohne Kenntnis der Sensitivität unbeantwortet.

2.2.3 Berechnung des Temperaturfeldes

Der zentrale Aspekt bei der Struktursimulation des Schweißprozesses ist die Modellierung des Temperaturfeldes, da das anschließend berechnete mechanische Verhalten direkt auf diesen Ergebnissen aufbaut. Um die beim Schweißprozess eingebrachte Wärme numerisch genau abbilden zu können ist nach Lindgren [108] eine zeitlich veränderliche sowie nichtlinear bewegte Wärmequelle notwendig. Für die mathematische Beschreibung der Wärmequelle im Berechnungsmodell stehen dem Anwender grundsätzlich vier verschiedene Methoden zur Verfügung:

- klassische analytische Wärmequellen
- äquivalente Wärmequellen
- selbstkonsistente Wärmequellen
- verteilte Wärmequellen

Eine Nutzung der klassischen analytischen Modelle für die Schweißverzugsberechnung findet, mit wenigen Ausnahmen, heutzutage nicht mehr statt. Mit einer äquivalenten Wärmequelle lassen sich laut Radaj [27] prinzipiell sehr genaue Ergebnisse in der Struktursimulation erzielen. Da die hier erforderliche dreidimensionale Solidusfläche des Schmelzbades im quasistationären Prozess normalerweise aber unbekannt ist kommt die äquivalente Wärmequelle selten zum Einsatz. Die Eigenschaften selbstkonsistenter Wärmequellen wurden bereits in Abschnitt 2.1.2 erläutert. In der Praxis werden sie, aufgrund ihres Entwicklungsstandes und ihrer geringen Verbreitung, nur vereinzelt genutzt. Die mit Abstand wichtigste Gruppe der Wärmequellen für eine Schweißstruktursimulation stellen daher aktuell die verteilten kontinuierlichen Wärmequellen dar [8]. Dabei kommt eine der folgenden mathematischen Geometriebeschreibungen bzw. eine Kombination aus diesen zum Einsatz (siehe auch Abbildung 2.3 auf Seite 8):

- 2D-Flächenquelle: Gaußverteilung in der Ebene
- 3D-Volumenquelle:
  - konisch volumenverteilte Gaußquelle
  - doppeltellipsoide Volumenquelle (Goldak-Quelle)

Die 2D-Flächenquelle eignet sich nur für die Simulation des Wärmeleitungsschweißens ohne Zusatzwerkstoff, beispielsweise bei Verwendung eines Laserstrahls mit geringer Leistung. Sie wird heutzutage nur selten eingesetzt. Die konisch gauß-normalverteilte Volumenwärmequelle kommt standardmäßig für die Berechnung aller Strahlschweißverfahren mit Tiefschweißeffekt zum Einsatz, da sie sich besonders gut für die entsprechende numerische Einkopplung der Wärmeenergie im Volumen eignet [135]. Ihr Vorteil liegt weiter darin, dass sich ihre geometrische Form durch wenige Parameter beschreiben lässt, was auch einen effizienten Einsatz bei der Berechnung der Lichtbogenschweißverfahren ermöglicht. Die bereits in Abschnitt 2.1.3 näher beschriebene Goldak-Quelle wurde speziell entwickelt, um die Schmelzbadmaße beim Schweißen durch die Form der Wärmequelle realitätsnah abbilden zu können. Aufgrund der vielen Einstellparameter wird sie jedoch vergleichsweise selten genutzt. Für den eigentlichen Transfer der Wärmeenergie in das Bauteil wird bei allen verteilten Wärmequellen eine zeitlich konstante Wärmestromdichte mit der geometrischen Verteilung laut der Quellencharakteristik eingesetzt.

Eine grundlegende Schwierigkeit der Temperaturfeldsimulation ist der in der Regel unbekannte Wirkungsgrad der realen Schweißwärmequelle. Abhängig von der Kombination aus Verfahren, Parametern, Werkstoff, Bauteilgeometrie etc. können starke Schwankungen der effektiv in das Werkstück eingebrachten Wärmeenergie auftreten. Detaillierte Untersuchungen zu Wirkungs- bzw. Einkopplungsgraden finden sich bei Mazumder [69], Dausinger [166] und Anderen [73, 75, 167, 168]. Aufgrund der Unsicherheit des Wirkungsgrades ist nach aktuellem Stand der Technik, unabhängig von dem verwendeten Wärmequellenmodell, eine Validierung der Berechnungsergebnisse mit experimentell ermittelten Daten unerlässlich [8, 126, 123]. Ausschlaggebend für eine realistische Temperaturfeldsimulation ist die dreidimensionale Form des Schmelzbades, dargestellt durch die isotherme Fläche des auf Solidustemperatur befindlichen Materials. Eine experimentelle Ermittlung der Schmelzbadform ist nur mit hohem Aufwand möglich, so dass statt dessen auf Messungen zurückgegriffen wird, welche die Form indirekt beschreiben. Dies sind im Allgemeinen Makroschliffe des Nahtquerschnittes sowie Temperaturzyklusmessungen in Nahtnähe mit Thermoelementen.

Der Wärmeübergang zwischen Bauteil und Umgebung wird in der Simulation durch temperaturabhängige Strahlung und konstante Konvektion abgebildet. Dabei werden die experimentell ermittelten Abkühlbedingungen für die Simulation iterativ angepasst. Eine Wärmeableitung, wie sie im Experiment beispielsweise durch die Spanntechnik oder durch Auflager entsteht, wird in der numerischen Berechnung normalerweise nicht explizit abgebildet, siehe auch Abschnitt 2.2.1. Wenn sowohl der Querschnitt des Schmelzbades als auch die Temperaturzyklen in der Simulation innerhalb des experimentell ermittelten Streubandes liegen ist das Temperaturfeld validiert.

Bei einer transienten FE-Temperaturfeldsimulation ist neben der korrekt definierten Wärmequelle vor Allem die Zeitschrittweite der einzelnen Berechnungsschritte wichtig. Während der Lastaufbringungsphase des Temperaturfeldes kommen konstante Zeitschrittweiten zum Einsatz, in denen die Wärmequelle knotenweise vorwärtsbewegt wird um ein schnelles Konvergenzverhal-

ten sicherzustellen [108]. Nach Untersuchungen von Goldak [169] darf die Wärmequelle sich während eines Lastschrittes nicht weiter als etwa die halbe Schmelzbadlänge vorwärts bewegen, um eine punktuelle Energieeinbringung zu verhindern. Für die Abkühlphase gibt Radaj [8] den Anhaltspunkt, dass zwischen zwei Zeitschritten eine Temperaturdifferenz von 50 K nicht überschritten werden darf. Hier wird oft auf eine automatische Zeitschrittermittlung („Automatic Time Stepping“) übergegangen, welche die Zeitschritte entsprechend der Genauigkeitsvorgaben automatisch vergrößert.

Wie bereits angesprochen ist ein validiertes Temperaturfeld die notwendige Grundlage für eine qualitativ und quantitativ hochwertige Berechnung der Verzüge und Eigenspannungen. Aus diesem Grund nimmt der von Hand durchgeführte Abgleich des Temperaturfeldes den Großteil der benötigten Zeit für eine Schweißsimulation in Anspruch. Die Berechnung der Verzüge und Eigenspannungen, die im folgenden Abschnitt erläutert wird, benötigt normalerweise keine solchen aufwändigen Abgleiche.

2.2.4 Berechnung der Verzüge

Für die Berechnung schweißbedingter Bauteilverzüge dienen die Ergebnisse des zuvor simulierten Temperaturfeldes als Eingabedaten. Es wird eine schwache Kopplung zwischen Temperaturfeld und Mechanik zugrunde gelegt, so dass eine Rückwirkung des Eigenspannungs- und Gefügezustandes auf das Temperaturfeld, z.B. über Spaltöffnung, latente Wärme bei der Gefügeumwandlung oder Wärmeenergie durch mechanische Verformung, nicht möglich ist. Der größte Vorteil dieser Methode liegt in den geringen Anforderungen an die Hard- und Software und den damit verbundenen kürzeren Rechenzeiten im Vergleich zu einer starken Kopplung, welche aufgrund einer schrittweisen Verknüpfung der Temperaturfeld- und Verzugsberechnungen einen hohen Berechnungsaufwand erfordert. Weitere Vorteile sind die getrennte Handhabbarkeit der Ergebnisse, was vor Allem für Sensitivitätsanalysen der Mechanikberechnungen vorteilhaft ist. Bei einer Variation der Werkstoffkennwerte der mechanischen Berechnung wird auf das bereits vorhandene Temperaturfeldergebnis zurückgegriffen.

Analog zur maximalen Zeitschrittweite in der Temperaturfeldberechnung gibt es eine Beschränkung der maximalen Zeitschrittweite beim thermomechanischen Teil. Während der Lastaufbringungsphase in der Mechanik darf sich innerhalb eines Lastschrittes die Wärmequelle nicht mehr als die volle Schmelzbadlänge (vgl. Temperaturfeld: halbe Schmelzbadlänge) vorwärts bewegen. In der Regel wird hier jedoch die gleiche Zeitschrittweite wie bei der Temperaturfeldberechnung verwendet. Bei der Abkühlung gilt wie bei der Temperaturfeldberechnung, dass eine maximale Temperaturdifferenz von 50 K je Zeitschritt nicht überschritten werden sollte.

Die softwareseitige Definition der Lagerung bzw. Einspannung der Probe kann auf unterschiedliche Arten realisiert werden. Häufig werden die translatorischen und rotatorischen Freiheitsgrade der Knoten im Bereich der Einspannung und etwaiger Auflagerpunkte komplett gesperrt. Diese Formulierung entspricht einer mechanisch ideal steifen Lagerung. Um numerische Probleme wie Singularitäten oder extrem hohe Elementspannungen in Bereichen mit hohen

thermischen Dehnungen zu verhindern wird in einem solchen Fall auf eine elastische Fixierung der Knoten zurückgegriffen. Dabei wird eine minimale Knotenbewegung unter Verwendung einer sehr hohen Federsteifigkeit im Bereich von 10^6 bis 10^9 N/mm erlaubt. Aufgrund der Größenordnung der Federsteifigkeit sind keine Einflüsse auf die berechneten Bauteilverzüge sichtbar.

Die Formulierung komplexer Randbedingungen inklusive Kontaktflächen der Spannwerkzeuge oder auch vollständiger Abbildung der Spanner als vernetztes FE-Modell kommt normalerweise nicht zum Einsatz. Gründe dafür sind einerseits der hohe Rechenaufwand aufgrund der numerischen Kontaktdefinition und der zusätzlichen Knoten und Elemente sowie andererseits die unbekannten Randbedingungen wie der Reibkoeffizient und die Spannkraft realer Spanntechnik.

Der Einfluss der Definition der Spanntechnik auf den berechneten Schweißverzug ist bisher unbekannt. Einzelne Untersuchungen wurden von Voß [126] und Hackmair [114] vorgenommen. Spezielle Untersuchungen dazu sind in der aktuellen Literatur nicht zu finden, meist kommt bei den untersuchten Bauteilen ein möglichst geringer Einspanngrad oder eine vollständig kraftfreie Lagerung zum Einsatz um die thermischen und mechanischen Einflüsse auf die Berechnung zu minimieren. Der Einfluss vor- und nachgelagerter Prozesse auf den Bauteilverzug wird meist nicht berücksichtigt. Die prinzipielle Machbarkeit dieser Kopplung wurde beispielsweise von Zäh [170] für die Prozessschritte Umformen - Schweißen gezeigt.

3 Versuchsdurchführung

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen lassen sich in zwei Kategorien einordnen. Am Anfang stehen die Experimente, in denen die Werkstoffkennwerte bestimmt und die notwendigen Messdaten für die spätere Kalibrierung und Validierung der Simulation aufgezeichnet werden. Darauf aufbauend sind die numerischen Analysen angesiedelt, mit denen die Sensitivität der Berechnungsergebnisse in Abhängigkeit der Eingabeparameter ermittelt wird.

Bei den betrachteten Bauteilen handelt es sich um ebene Platten, die sich aufgrund ihrer Größe und der einfachen Geometrie besonders gut für die Sensitivitätsanalyse eignen. Darüber hinaus werden die Erkenntnisse anhand der Berechnung eines industriell relevanten Demonstratorbauteils, eines elektronenstrahlgeschweißten Getriebezahnrades, überprüft und zur numerischen Verzugsoptimierung genutzt.

3.1 Verwendete Werkstoffe

Die für die Experimente und Simulationen verwendeten Werkstoffe stellen den Kern der Sensitivitätsanalyse dar. In diesem Kapitel wird genauer auf die Auswahlkriterien der Legierungen, ihre Zusammensetzung und die typischen Eigenschaften sowie die experimentelle Bestimmung der Werkstoffkennwerte eingegangen.

Die Entscheidung für die einzelnen Legierungen lässt sich in zweierlei Hinsicht begründen. Für die Simulation und die anschließende Sensitivitätsanalyse einerseits ist es von Vorteil, wenn die Ergebnisse verschiedener Werkstoffe bzw. Werkstoffgruppen miteinander vergleichbar sind. Die gewählten Legierungen innerhalb dieser Gruppen werden andererseits durch die momentanen und geplanten Anwendungen im Automobilbau bestimmt.

Bei den betrachteten Werkstoffgruppen (umwandelnder ferritischer Stahl, nicht umwandelnder austenitischer Stahl, aushärtbare Aluminiumlegierung) bieten sich verschiedene Vergleichsmöglichkeiten. Zunächst können die beiden Stahlwerkstoffe untereinander verglichen werden, wobei zum Einen der Unterschied zwischen umwandelndem und nicht umwandelndem Stahl interessant ist. Zum Anderen lassen sich Stähle grob in die zwei Gruppen hoch- und niedriglegierte Stähle unterteilen. Da sich die thermophysikalischen Eigenschaften einzelner Legierungen, im Gegensatz zu den thermomechanischen Eigenschaften, innerhalb einer solchen Gruppe nur geringfügig ändern, können die vorhandenen Werkstoffdaten für die Temperaturfeldsimulation auch als Näherungswerte für Folgegenerationen der Legierungen benutzt werden. Weiterhin ist ein Vergleich der nicht umwandelnden Stahl- und Aluminiumwerkstoffe mit dem umwandelnden Stahl möglich. Schließlich ist noch das unterschiedliche Verhalten der Stähle und der Aluminiumlegierung von Interesse.

Der untersuchte Werkstoff für niedriglegierte, umwandelnde Stähle ist DP-W 600, ein typischer Vertreter für hochfeste Stähle. Da der Trend im Automobilbau zu immer festeren Werkstoffen geht um Crash- und Leichtbauanforderungen gleichermaßen erfüllen zu können, ist hier eine umfangreiche zukünftige Anwendung vorgesehen. Für den nicht umwandelnden, hochlegierten Stahl wird Nirosta H400 verwendet. Die Legierung wurde speziell für die Fahrzeugindustrie als kostengünstige Alternative des gängigen Stahles 1.4301 (X5CrNi 18 10) entwickelt. Bei weitgehend gleich bleibenden mechanischen Eigenschaften ist er aufgrund seines geringeren Nickelgehaltes kostengünstiger in der Herstellung. Außerdem besitzt er durch Zulegierung erhöhter Mengen Stickstoff als teilweisen Ersatz für Nickel eine hervorragende Kaltverfestigung. Die Aluminiumlegierung Ecodal 608 wurde gewählt, weil es sich um einen Standardwerkstoff für eine Vielzahl innenliegender Teilen handelt, bei denen die Kriterien Leichtbau und Festigkeit eine große Rolle spielen. In den folgenden Abschnitten werden die einzelnen Werkstoffe sowie deren Legierungszusammensetzung und typische mechanische Eigenschaften näher erläutert.

Der Werkstoff für das Demonstratorbauteil stellt eine Standardlegierung für den Einsatzbereich im Antriebsstrang von PKW dar. Es ist der Nickel-legierte Einsatzstahl 20NiMoCrS6 (1.6757), der sich sehr gut für eine Randschichthärtung eignet um die notwendige Verschleißbeständigkeit zu erreichen.

3.1.1 Hochfester Dualphasenstahl

Der Werkstoff DP-W 600 mit der Werkstoffnummer 1.0936 ist ein warmgewalzter, thermomechanisch behandelter Dualphasenstahl. Er ist hochfest, gut kaltumformbar und besitzt aufgrund seines geringen Kohlenstoffgehaltes eine exzellente Schweißbarkeit. Die chemische Zusammensetzung ist Tabelle 3.1 zu entnehmen, eine Auflistung der mechanischen Eigenschaften findet sich in Tabelle 3.2.

C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*	$Al_{ges.}$	*Cr+Mo*	*B*	
$\leq$ 0,12	$\leq$ 1,50	$\leq$ 1,50	$\leq$ 0,060	$\leq$ 0,010	$\geq$ 0,015	$\leq$ 1,0	$\leq$ 0,005	
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*	*Al*	*Cr*	*Mo*	*B*
0,0086	0,104	1,573	0,017	< 0,001	1,16	0,452	0,009	0,0003
Ni	*Ti*	*Nb*	*Zr*	*V*	*W*	*Co*	*Cu*	*Ca*
0,02	0,009	0,005	0,005	0,006	0,042	0,008	0,019	0,0012
N	*Pb*	*Sn*	*As*	*Sb*	*Te*	*Zn*	*Mg*	
0,006	0,01	0,004	0,004	0,01	0,002	0,014	0,003	
Kohlenstoffäquivalent PCM [171, 172]						0,117 Gew.-%		
Kohlenstoffäquivalent CET[1] [173, 174]						0,191 Gew.-%		

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung DP-W 600 (in Gew.-%), oben: Grenzbereiche laut Herstellerangaben [175], unten: eigene Messergebnisse

[1] Berechnung nach CET zum Vergleich (Legierungsanteile außerhalb des Definitionsbereiches)

$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A_5 in %	A_{80} in %
330-450	580	24	20

Tabelle 3.2: Mechanische Eigenschaften DP-W 600, Lieferzustand bei Raumtemperatur (Längsproben nach DIN EN 10002) laut Herstellerangaben [175]

Der gemessene Aluminiumgehalt des verwendeten Probenwerkstoffes beträgt 1,16% und liegt über dem Grenzwert laut Herstellerangaben. Das ZTU-Schaubild der Legierung laut Herstellerangaben ist in Abbildung 3.1 gezeigt. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm in Abbildung 3.2 zeigt die zu erwartenden Gefügezustände von DP-W 600. Das mit den Messwerten errechnete Kohlenstoffäquivalent PCM beträgt zirka 0,117%.

In der Anwendung weist der Stahl besondere Vorteile bei der gewichtssparenden Herstellung kalt umgeformter Bauteile im Fahrzeugbau, z.B. Fahrwerksteile, Karosserieverstärkungen und Profile, auf. Sein hohes Verfestigungsvermögen führt bereits bei geringen Verformungsgraden zu einer starken Anhebung der Streckgrenze.

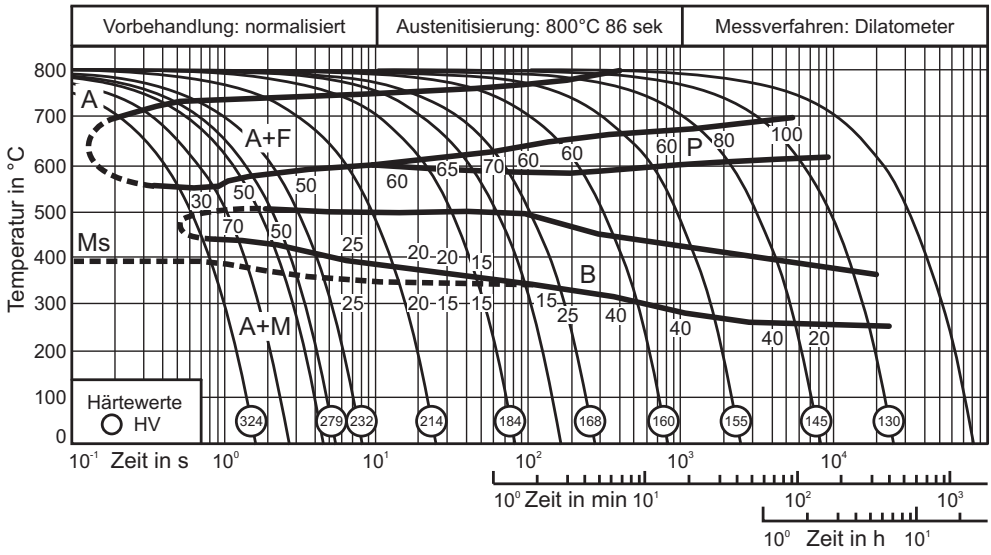

Abbildung 3.1: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung des Dualphasenstahles DP-W 600 laut Herstellerangaben [175]

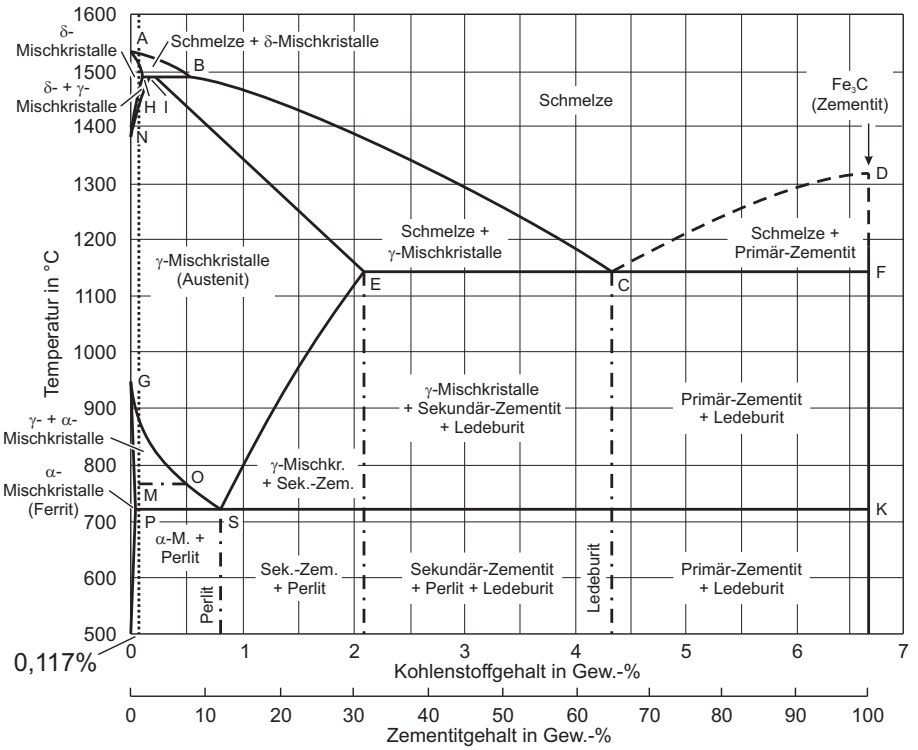

Abbildung 3.2: Metastabiles Fe-C-Diagramm nach [176], eingetragen ist das Kohlenstoffäquivalent PCM [171, 172] für die Legierung DP-W 600 ($C_{eq,PCM}$ = 0,117%)

3.1.2 Austenitischer Chrom-Nickel-Stahl

Der Werkstoff Nirosta H400 mit der Werkstoffnummer 1.4376 gehört zur Gruppe der hochfesten, rost- und säurebeständigen Edelstähle. Er ist mit allen gängigen Verfahren schweißbar und weist aufgrund des metastabilen austenitischen Gefüges ein günstiges Verhältnis von Festigkeit zu Umformbarkeit auf. In der Verarbeitung zeigt er jedoch, bedingt durch die Kaltverfestigung, höhere Verformungskräfte und somit ein stärkeres Rückfedern als typische Cr-Ni-Stähle. Seine typischen mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 3.3 aufgelistet.

$R_{p0,2}$ *in MPa*	$R_{p1,0}$ *in MPa*	R_m *in MPa*	A_5 *in %*
400	420	600-900	$\geq$ 41

Tabelle 3.3: Mechanische Eigenschaften H400, Lieferzustand bei Raumtemperatur, laut Herstellerangaben [177]

Die chemische Zusammensetzung verdeutlicht Tabelle 3.4. Der Nickelanteil liegt mit 3,8% über dem spezifizierten Grenzwert von $\leq$ 3,5%.

C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*	*Cr*	*Ni*	*N*	
$\leq$ 0,10	$\leq$ 1,0	6,90-9,0	$\leq$ 0,045	$\leq$ 0,015	17,0-19,5	$\leq$ 3,5	$\leq$ 0,30	
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*	*Cr*	*Ni*	*N*	*Mo*
0,03	0,469	7,129	0,027	0,003	17,5	3,795	0,25	0,298
Al	*Ti*	*Nb*	*Zr*	*V*	*W*	*Co*	*B*	*Ca*
< 0,001	0,012	0,013	0,013	0,06	0,015	0,093	< 0,0	0,0007
Cu	*Pb*	*Sn*	*As*	*Sb*	*Te*	*Zn*	*Mg*	
0,195	0,011	0,006	0,007	< 0,001	0,004	0,012	0,003	
Kohlenstoffäquivalent PCM [171, 172]						1,376 Gew.-%		
Kohlenstoffäquivalent CET[1] [173, 174]						1,752 Gew.-%		

Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung H400 (in Gew.-%), oben: Grenzbereiche laut Herstellerangaben [177], unten: eigene Messergebnisse

Abbildung 3.3 zeigt das Schaeffler-Diagramm für Cr-Ni-Stähle. Der Bezugspunkt für H400 mit dem Chrom- und Nickeläquivalent nach Schuster [178] ist in die Darstellung eingefügt.

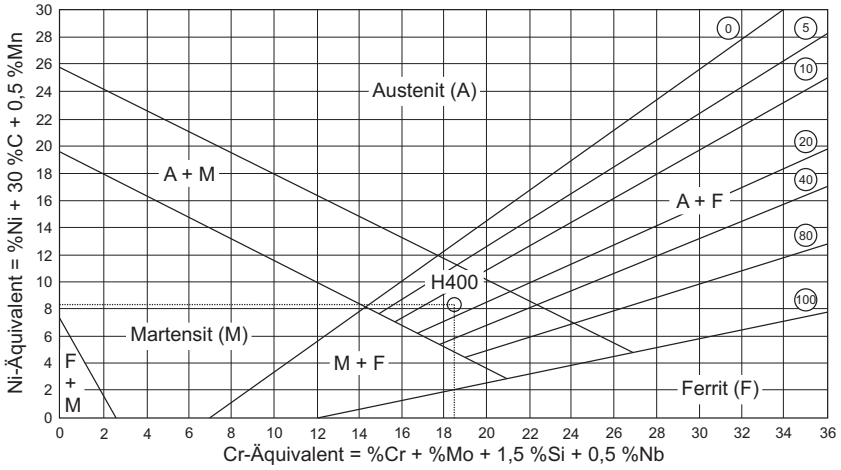

Abbildung 3.3: Schaeffler-Diagramm für Chrom-Nickel-Stähle mit Angabe des Ferritanteils in %, markiert ist der Punkt für H400 ($Cr_{äq}$ = 18,5% und $Ni_{äq}$ = 8,3%), nach Schuster [178]

[1] Berechnung nach CET zum Vergleich (Legierungsanteile außerhalb des Definitionsbereiches)

Die Legierung liegt nicht vollständig im austenitischen Bereich, sondern im Austenit-Ferrit-Mischbereich. Abbildung 3.4 zeigt einen Mikroschliff der ungeschweißten Legierung, in dem neben dem Austenit vereinzelte Karbide sowie geringe Anteile an zeiligem Deltaferrit sichtbar sind. In Abbildung 3.5 ist das Fe-Cr-Ni-Zustandsschaubild mit dem Eintrag für das Verhältnis des Chrom- und Nickeläquivalents für H400 dargestellt.

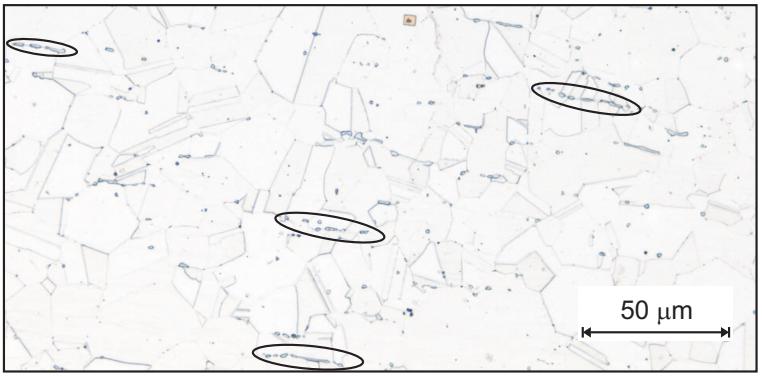

Abbildung 3.4: Gefügebild von H400 im Mikroschliff (Blechmitte), Grundwerkstoff (Austenit) mit Karbiden, geringe Anteile an zeiligem Deltaferrit (siehe beispielhafte Markierungen), Ätzung mit V2A-Beize

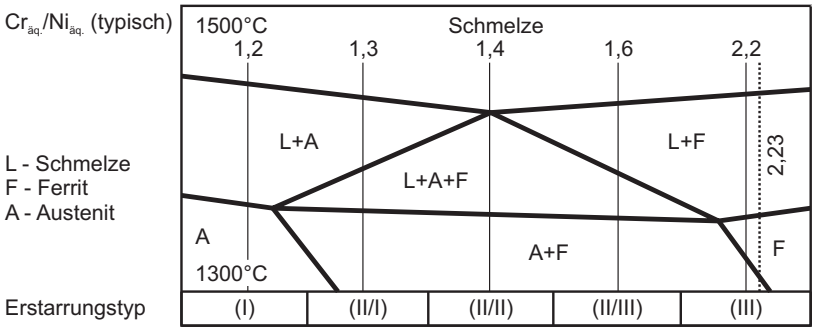

Abbildung 3.5: Schematisches Fe-Cr-Ni-Zustandsschaubild, gestrichelt eingetragen ist der Bereich für H400 ($Cr_{äq}$ / $Ni_{äq}$ = 2,23), nach Schuster [178]

Wegen seiner positiven Eigenschaften wie Korrosionsbeständigkeit, guter Bruchdehnung und, aufgrund der starken Kaltverfestigung, hohen Energieaufnahme im Crash ist H400 besonders für den Einsatz in Schienen- und Straßenfahrzeugen geeignet. Anwendungsbeispiele sind unter Anderem Spaceframe-Strukturteile oder Fahrwerkskomponenten.

3.1.3 Aushärtbare Aluminiumlegierung

Die Aluminiumlegierung Ecodal 608 mit der Werkstoffnummer EN AW-6181 [179] ist eine nicht umwandelnde, kupferfreie AlMgSi-Legierung mit sehr guten Umformeigenschaften und Verfestigungsmöglichkeiten. Sie ist kalt und warm aushärtbar, bildet bei Verformung keine Lüdersbänder und besitzt eine geringe Korrosionsneigung. Darüber hinaus ist sie speziell für das Recycling verschiedener Aluminiumlegierungen entwickelt worden um Energie- und Materialeinsparungen in der Herstellung zu ermöglichen. Die typischen mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 3.5 zusammengefasst. Die chemische Zusammensetzung verdeutlicht Tabelle 3.6. Der mit den Messwerten errechnete Mg_2Si-Gehalt von Ecodal 608 liegt bei zirka 0,38%, in Abbildung 3.6 ist dieser Wert in das quasibinäre Al-Mg_2Si-Diagramm eingetragen.

Die Anwendungsgebiete von Ecodal 608 sind hauptsächlich innenliegende Bleche und Verstärkungen im Fahrzeugbau wie z.B. Teile der Motorhaube, Heckklappe oder Türen, welche nicht die hohen Oberflächengüten außen liegender Bleche erfüllen müssen. Somit kann eine gewichtsoptimierte Bauweise bei gleichzeitig guten Recyclingeigenschaften erreicht werden.

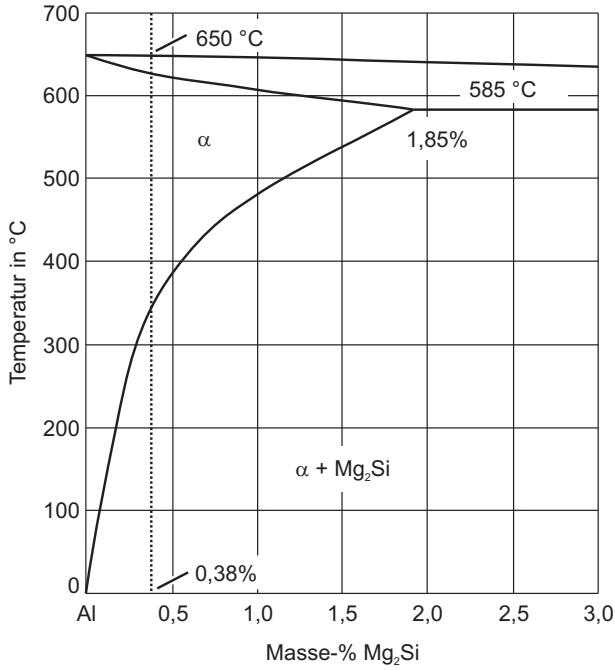

Abbildung 3.6: Quasibinäres Al-Mg_2Si-Diagramm nach Merkel [180], eingetragen ist der Mg_2Si-Gehalt von Ecodal 608 (0,38%)

$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A_{gl} in %	A_{80} in %
105	215	22	24

Tabelle 3.5: typische mechanische Eigenschaften Ecodal 608 laut Herstellerangaben [181]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	And. ges.
0,7-1,1	$\leq$ 0,5	$\leq$ 0,25	$\leq$ 0,4	0,6-1,0	$\leq$ 0,15	$\leq$ 0,3	$\leq$ 0,25	$\leq$ 0,15
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,812	0,244	0,045	0,017	0,757	0,012	0,02	0,028	98
Ni	Zr	V	Co	B	Ca	Pb	Sn	
0,003	< 0,001	0,007	< 0,001	0,0001	0,0025	< 0,001	0,001	

Tabelle 3.6: Chemische Zusammensetzung Ecodal 608 (in Gew.-%), oben: Grenzbereiche laut Herstellerangaben [181], unten: eigene Messergebnisse

3.1.4 Nickel-legierter Einsatzstahl

Der Werkstoff für das industriell relevante Demonstratorbauteil ist ein Nickel-legierter Einsatzstahl mit der Bezeichnung 20NiMoCrS6 (1.6757). Diese Legierung ist speziell für die Verwendung im Antriebsstrang konzipiert. Durch die Eignung zur Randschichthärtung ist die notwendige Verschleißbeständigkeit der Bauteile sichergestellt.

Die chemische Zusammensetzung findet sich in Tabelle 3.7. Das zugehörige Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung ist in Abbildung 3.7 dargestellt.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,15 bis 0,23	$\leq$ 0,12	0,50 bis 0,80	$\leq$ 0,035	0,025 bis 0,035	0,65 bis 0,85	0,28 bis 0,38
O_2	Ni	Ti	Al	Ca	Cu + 10xSn	N
$\leq$ 0,0025	1,5 bis 1,9	$\leq$ 0,0050	0,015 bis 0,040	+	$\leq$ 0,5	$\leq$ 0,015

Tabelle 3.7: Chemische Zusammensetzung des Ni-legierten Einsatzstahles 20NiMoCrS6 (in Gew.-%)

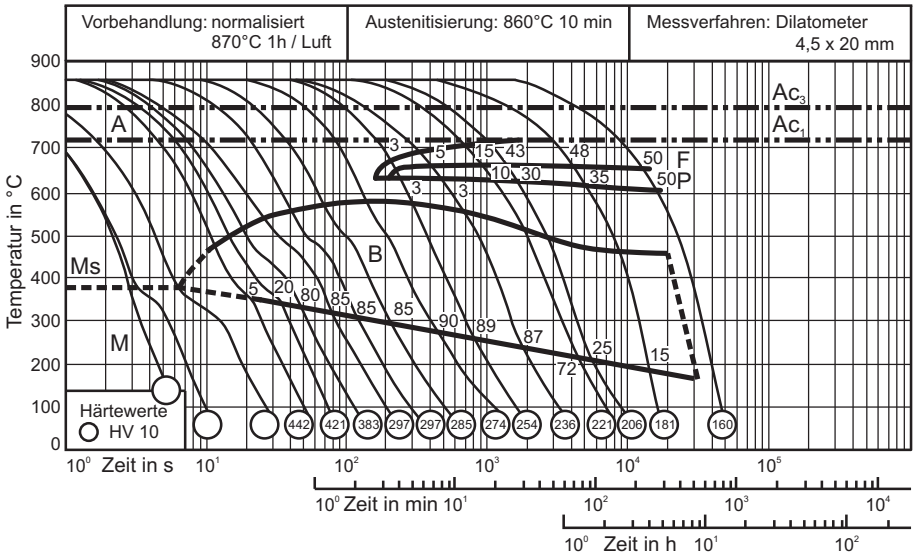

Abbildung 3.7: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung des Nickel-legierten Einsatzstahles 20NiMoCrS6, nach VW-Konzernnorm [182]

3.2 Experimentelle Versuchsdurchführung

3.2.1 Werkstoffkennwertbestimmung

Für die numerischen Berechnungen und die Sensitivitätsanalyse werden genaue Daten der verwendeten Werkstoffe benötigt. Abweichungen bei der Bestimmung der Eingabeparameter werden so weit wie möglich vermieden. Es werden umfangreiche Versuche durchgeführt, um die benötigten Daten der drei verwendeten Werkstoffe DP-W 600, H400 und Ecodal 608 temperatur- und phasenabhängig zu ermitteln. Die Durchführung der Bestimmungsexperimente wird in den folgenden Abschnitten erläutert.

3.2.1.1 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte

Die thermophysikalischen Werkstoffkennwerte der drei verwendeten Legierungen charakterisieren das Temperaturverhalten der Proben unter thermischer Belastung. Folgende Kennwerte werden jeweils experimentell ermittelt:

- Dichte ρ
- spezifische Wärmekapazität c_p
- Temperaturleitfähigkeit a

Die Bestimmung dieser Kennwerte wird innerhalb folgender Temperaturintervalle durchgeführt:

DP-W 600	20°C bis 1200°C	(= 0,02 bis 0,83 $T_{Solidus}$)
H400	20°C bis 1200°C	(= 0,02 bis 0,88 $T_{Solidus}$)
Ecodal 608	20°C bis 600°C	(= 0,03 bis 0,92 $T_{Solidus}$)

Alle Experimente finden unter einer Atmosphäre aus hochreinem Argon (99,998%) nach mehrmaligem Spülen und Evakuieren der Messkammer statt, um Oxidschichtbildung bei hohen Temperaturen zu verhindern. Die konstante Durchflussrate des Argons während der Messungen beträgt 75 ml/min. Für die Untersuchungen werden folgende Geräte der Firma Netzsch genutzt:

- Schubstangendilatometer DIL 402C: thermische Dehnungen zur Dichtebestimmung
- Hochtemperatur-Kalorimeter DSC 404C Pegasus: spezifische Wärmekapazität
- Laser-Flash-Anlage LFA 427: Temperaturleitfähigkeit

Die Vorbereitung der Messproben geschieht wie folgt. Die bei DP-W 600 vorhandene Zinkschicht wird durch Abschleifen entfernt, um Verfälschungen der Ergebnisse zu verhindern. Für die Dilatometermessungen werden zylindrische Probekörper mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 25 mm aus dem Blechmaterial durch Walzen hergestellt. Die Messungen der spezifischen Wärmekapazität werden an scheibenförmigen Probekörpern mit einem Durchmesser von 5 mm durchgeführt. Für die Experimente mit der Laser-Flash-Anlage kommen ebenso scheibenförmige Proben zum Einsatz, die jedoch einen Durchmesser von 12,7 mm aufweisen und beidseitig sandgestrahlt werden.

Dichte Zunächst wird die Messapparatur zur Bestimmung der thermischen Dehnungen mit einem Al_2O_3-Zylinder gleicher Abmessungen und unter identischen Bedingungen kalibriert. Insgesamt ist eine gute Reproduzierbarkeit der Messungen sichtbar. Die Messungen erfolgen mit einer Aufheizrate von 5 K/min. Aus den aufgezeichneten Längenänderungen erfolgt die Berechnung der Dichte unter Nutzung des Referenzwertes bei 20°C laut Herstellerangaben [175, 177, 181]. Dieser liegt für die jeweilige Legierung bei

DP-W 600	$\rho = 7700\ kg/m^3$
H400	$\rho = 7900\ kg/m^3$
Ecodal 608	$\rho = 2700\ kg/m^3$

Spezifische Wärmekapazität Die Messungen der spezifischen Wärmekapazität werden unter Verwendung eines mit Al_2O_3 ausgekleideten Platintiegels durchgeführt. Die verwendete Aufheizgeschwindigkeit beträgt 20 K/min. Die Aufnahme der Basislinie und der Referenzversuch mit einer Aluminiumoxidscheibe finden unter identischen Bedingungen wie die Versuche der Proben statt. Wiederholmessungen zeigen eine sehr gute Reproduzierbarkeit der Ergebnisse.

Temperaturleitfähigkeit Die Laser-Flash-Messungen zur Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit finden in Temperaturintervallen von 50 K statt. Nach Erreichen stationärer Bedingungen werden für jede Temperatur mehrere Messungen durchgeführt, deren Ergebnisse gemittelt werden um Streuungen zu eliminieren. Der für die Simulation benötigte Wärmeleitkoeffizient λ lässt sich anschließend aus den Messdaten der Dichte, der Wärmekapazität und der Temperaturleitfähigkeit rechnerisch mit folgender Formel ermitteln:

$$\lambda(T) = a(T) \cdot \rho(T) \cdot c_p(T) \tag{3.1}$$

3.2.1.2 Thermomechanische Werkstoffkennwerte

Die thermomechanischen Kennwerte der drei Werkstoffe bestimmen deren mechanisches Antwortverhalten unter thermischer Belastung. Es werden die folgenden Kennwerte aus den experimentellen Untersuchungen ermittelt:

- Verfestigungsverhalten
- 0,2%-Dehngrenze
- Zugfestigkeit
- Wärmedehnung
- Umwandlungstemperaturen

Im Folgenden werden die Voraussetzungen und die Durchführung der Bestimmungsexperimente beschrieben.

Spannungs-Dehnungs-Verhalten in Abhängigkeit der Temperatur Es wird eine einheitliche Probengeometrie für alle drei untersuchten Werkstoffe gewählt. Dabei handelt es sich aufgrund des blechförmigen Ausgangsmaterials um Flachzugproben, siehe Abbildung 3.8, welche quer zur Walzrichtung entnommen werden. Die Zinkschicht bei DP-W 600 wird vor Versuchsbeginn beidseitig durch Abschleifen entfernt. Die Messlänge beträgt 5 mm, vor dem Versuch wird für jede Probe der Nennquerschnitt für die spätere Auswertung bestimmt.

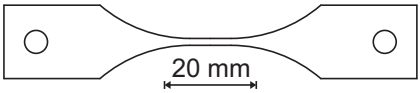

Abbildung 3.8: Geometrieskizze der Flachzugproben für Warmzugversuche, die effektive Messlänge beträgt 5 mm

Die Aufnahme der Spannungs-Dehnungs-Kurven erfolgt mit einer elektromechanischen Zugprüfmaschine der Marke INSTRON. Für die Kraftmessungen kommt je nach untersuchter Legierung eine 2 kN (Aluminium) bzw. 5 kN Lastzelle (Stähle) zum Einsatz. Mit Hilfe eines Hochtemperatur-Extensiometers der Firma Maytec (Auflösung im Submikrometerbereich, Genauigkeitsklasse 0,1) werden die Probenverlängerungen erfasst. Diese Messapparatur arbeitet mit zwei Keramikschneiden, durch welche die aufgenommene Probenverlängerung auf einen integrierten induktiven Wegaufnehmer übertragen wird, siehe Abbildung 3.9.

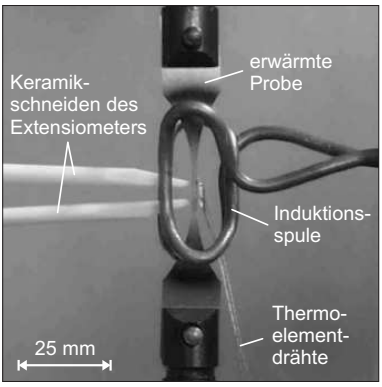

Abbildung 3.9: Beispielhafter Versuchsaufbau für die Warmzugversuche

Die Prüfmaschine wird weiterhin mit einer induktiven Erwärmungsvorrichtung bestückt um die Prüftemperaturen zu generieren. Diese besteht aus einem regelbaren Hochfrequenzgenerator (300 - 450 kHz) und einer Induktionsspule. Die Kontrolle der Prüftemperaturen geschieht über an der Probenoberfläche befestigte Thermoelemente. Die Warmzugversuche werden dehnungsgeregelt durchgeführt, so dass eine konstante und definierte Verformungsgeschwindig-

keit während der Experimente sichergestellt ist. Alle Werkstoffe werden mit zwei verschiedenen Dehnraten geprüft, einer quasistatischen Dehnrate sowie einer erhöhten Dehnrate. Die Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ ist eine direkte Funktion der Temperaturänderungsrate $\dot{T}$ und lässt sich mit folgender Formel abschätzen:

$$\dot{\varepsilon} = \alpha(T) \cdot \dot{T} = \alpha(T) \cdot \frac{dT}{dt} = \alpha(T) \cdot \frac{\Delta T}{\Delta t} \tag{3.2}$$

Die maximalen Temperaturänderungsraten im Schweißprozess treten während der Erwärmung auf. Beim Laserstrahlschweißen dünner Bleche kann dieser Wert mehrere $1000°C/s$ betragen. Bei einer durchschnittlichen Temperaturänderungsrate von $\dot{T} = 4000°C/s$ und einem mittleren temperaturunabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten von $\alpha_{St} = 1,3 \cdot 10^{-5}/°C$ für einen Standardstahl sowie $\alpha_{Al} = 2,5 \cdot 10^{-5}/°C$ für Aluminiumlegierungen ergeben sich erhöhte Dehnraten von $\dot{\varepsilon}_{St} = 0,05/s$ bzw. $\dot{\varepsilon}_{Al} = 0,1/s$ in Übereinstimmung mit Literaturangaben [130, 126].

Unter den verwendeten Legierungen nimmt der Stahl DP-W 600 eine Sonderstellung ein. Durch seine auf der mikroskopischen Ebene stattfindenden Phasenänderungen infolge der Temperatureinwirkungen ändern sich auch die makroskopischen thermomechanischen Werkstoffeigenschaften. Dieser Vorgang ist reversibel und eindeutig, bei gleicher Ausgangssituation und gleicher Temperaturvorgeschichte erhält man identische Werkstoffeigenschaften. Mit einer definierten Prozessführung lassen sich diese sehr gezielt einstellen, wie es beispielsweise bei der Gefügematrix von DP-W 600 der Fall ist. Im Hinblick auf die Schweißverzugssimulation sind insbesondere die temperaturabhängigen Kennwerte der Dehngrenze und der Zugfestigkeit im Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) zu nennen, welche sich zum Teil erheblich von denen des Grundwerkstoffes unterscheiden.

Um für die Bestimmungsexperimente einen Gefügezustand entsprechend der WEZ einer realen Laserstrahlschweißung herzustellen werden die Proben zunächst mit einem Gleeble 2000-System von Dynamic Systems physikalisch schweißsimuliert. Mit dieser Anlage werden die Proben geregelten und definierten Aufheiz- und Abkühlzyklen unterzogen, die mit einem Thermoelement überprüft werden. Dabei wird das Material durch Joule'sche Wärme erhitzt, die anschließend benötigten hohen Abkühlgeschwindigkeiten erreicht man durch die Wärmeableitung in die Spannbacken oder bei sehr kleinen $t_{8/5}$-Zeiten durch eine aktive Kühlung mittels Gasen oder Flüssigkeiten. Die Proben befinden sich während der Messungen in einer geschlossenen Arbeitskammer, welche zuvor evakuiert und mit dem Schutzgas Argon gespült wird.

Zur Sicherstellung der korrekten Reproduktion der Gefügestruktur in der WEZ werden die Härtewerte der schweißsimulierten Proben mit denen der realen Schweißungen abgeglichen. Im vorliegenden Fall werden die nötigen sehr hohen Abkühlraten nur über eine aktive Kühlung der Probekörper mit Wasser erreicht. Aus den physikalisch schweißsimulierten Probeblechen werden anschließend per Drahterosion die Zugproben für die Warmzugversuche herausgetrennt.

Wärmedehnung und Umwandlungsverhalten Mit der bereits beschriebenen Gleeble-2000 Anlage lassen sich die Wärmedehnung und das Umwandlungsverhalten der Legierungen er-

mitteln. Hierbei werden die Wärmedehnungen als Funktion der Abkühlgeschwindigkeit, so genannte Dilatometerkurven, aufgenommen. Die Dehnungen in Längsrichtung werden mit der Gleeble-Anlage direkt gemessen, während ein Laserscanner die auftretenden Querdehnungen ermittelt. Dieser detektiert mit einer Abtastrate von 400 Hz die Ausdehnung der Proben, die sich im Strahlengang des Lasers befinden. Für Ecodal 608 findet, aufgrund fehlender Phasenumwandlungen, nur eine Messung der Ausdehnung bei der Aufheizphase bei einer Erwärmung von 5 K/s statt. Bei den Stählen werden die Dehnungen der Aufheiz- und der Abkühlphase untersucht, hierbei kommen die hohen Aufheiz- und Abkühlraten der Gleeble-Maschine zum Einsatz.

Analog zum Vorgehen bei der Herstellung eines physikalisch schweißsimulierten Gefüges wird auch hier mit einer aktiven Kühlung gearbeitet. Um die benötigten sehr kurzen $t_{8/5}$-Zeiten zu erreichen werden die Proben in der Arbeitskammer mit gasförmigem Argon abgeschreckt. Um eine Beeinflussung der Temperaturmessungen zu verhindern wird in diesem Fall die Kontaktstelle der Thermoelemente mit Thermokleber abgedeckt. Die Versuchsserie für den umwandelnden Stahl DP-W 600 umfasst eine Reihe von Versuchen mit verschiedenen $t_{8/5}$-Zeiten, um das Umwandlungsverhalten der Legierung zu charakterisieren.

3.2.2 Schweißversuche ebene Platten

Für die in Abschnitt 3.3.1 durchgeführte numerische Sensitivitätsanalyse werden entsprechende experimentell bestimmte Daten des Temperaturfeldes und des Verzugs benötigt. Dafür finden zunächst instrumentierte Versuche mit Blindnahtschweißungen an ebenen Platten statt.

3.2.2.1 Probengeometrie

Aus den Blechplatinen werden rechteckige Proben mit einer Länge von 200 mm und einer Breite von 100 mm spanend hergestellt, die längste Kante liegt dabei in Walzrichtung. Die Blechdicke beträgt 2,0 mm für DP-W 600 sowie 1,5 mm für H400 und Ecodal 608. Um für die Verzugsmessungen eine definierte Kantengeometrie zu erhalten werden alle Blechkanten senkrecht abgefräst.

Vor den Schweißversuchen werden die in den Blechen vorhandenen Eigenspannungen mittels Röntgenbeugungsverfahren ermittelt. Die Messungen finden punktuell auf der Oberseite der ungeschweißten Proben statt und werden an verschiedenen Probekörpern wiederholt, die anschließende Auswertung der Daten geschieht nach dem $sin^2\Psi$-Verfahren. Die gemessenen Gitterebenen $\{hkl\}$ sind $\{211\}$-Ferrit für DP-W 600, $\{220\}$-Austenit für H400 und $\{511\}$ sowie $\{333\}$ für Ecodal 608.

3.2.2.2 Schweißwärmequelle

Als Schweißwärmequelle wird ein lampengepumpter Nd:YAG Festkörperlaser der Firma Trumpf mit einer maximalen Ausgangsleistung am Laserbearbeitungskopf von 3 kW im Dauerstrichbetrieb eingesetzt. Die Optik mit dem Glasfaserkabel zur Strahlführung ist an einem 6-Achsen-

Industrieroboter der Firma Kuka montiert, der eine Wiederholgenauigkeit von ±0,15 mm besitzt. Es werden ausschließlich Blindnähte ohne Schutzgas und mit konstanter maximaler Laserstrahlleistung geschweißt, wobei die höchste mögliche Schweißgeschwindigkeit unter Berücksichtigung eines einwandfreien Schweißergebnisses verwendet wird. In Tabelle 3.8 sind die zugehörigen Schweißparameter zusammengestellt.

Werkstoff (Markenname)	*Blech-dicke*	*Strahl-leistung*	*Fokus-lage*	*Start-/End-rampe Leistung*	*Schweiß-geschw.*
1.0936 (DP-W 600)	2,0 mm	3 kW	±0 mm	20 ms / 20 ms	4,0 m/min
1.4376 (H400)	1,5 mm				6,5 m/min
EN AW-6181 (Ecodal 608)			-0,5 mm		4,0 m/min

Tabelle 3.8: Verwendete Schweißparameter bei den Laserstrahlschweißungen an ebenen Platten

3.2.2.3 Transiente Temperaturfeldmessung mit Thermoelementen

Die einzelnen Bleche werden mit Thermoelementdrähten bestückt, um das transiente Temperaturfeld während des Schweißvorganges zu messen. Dabei werden Ni/CrNi-Thermoelemente (Typ K) mit einem Drahtdurchmesser von 0,1 mm und einem zulässigen Temperaturmessbereich von -270°C bis +1300°C verwendet. Auf den Probeblechen werden je vier Elementpaarungen auf der Ober- und Unterseite durch einen Schweißpunkt fixiert. Die Messposition ist in der Mitte der Probenlängsachse senkrecht zur späteren Naht in möglichst geringem Nahtabstand. Die genaue Position der Messpunkte wird nach den Versuchen mit einem Stereomikroskop mit Skalenteilung bestimmt. Während des Schweißvorganges und der folgenden Abkühlung wird mit einer Frequenz von 200 Hz gemessen.

3.2.2.4 Ermittlung der Nahtgeometrie mit Querschliffen

Um die Ausdehnung des Schmelzbades zu erfassen werden nach den Schweißungen Makroschliffe des Nahtquerschnitts der einzelnen Proben vorgenommen. Die Entnahmestellen in der Mitte der Naht sowie in 10 mm Abstand zum Anfangs- und Endbereich der Platten liegen im Bereich der Schweißnaht mit quasistationärem Temperaturfeld.

3.2.2.5 Transiente Verzugsmessung mit induktiven Wegaufnehmern

Eine Messung der zeitabhängigen Verzüge der Proben findet mit induktiven Wegaufnehmern statt, die in einem Messrahmen befestigt sind. Es kommt eine Dreipunktauflage zum Einsatz,

bei der eine kraftfreie Lagerung eine unbehinderte Ausdehnung der Bleche in alle drei Raumrichtungen erlaubt. Durch die Messanordnung können Verzüge in Längs- und Querrichtung sowie Winkelverzüge aufgenommen werden. Abbildung 3.10 zeigt den schematischen Aufbau der Messvorrichtung in der Draufsicht.

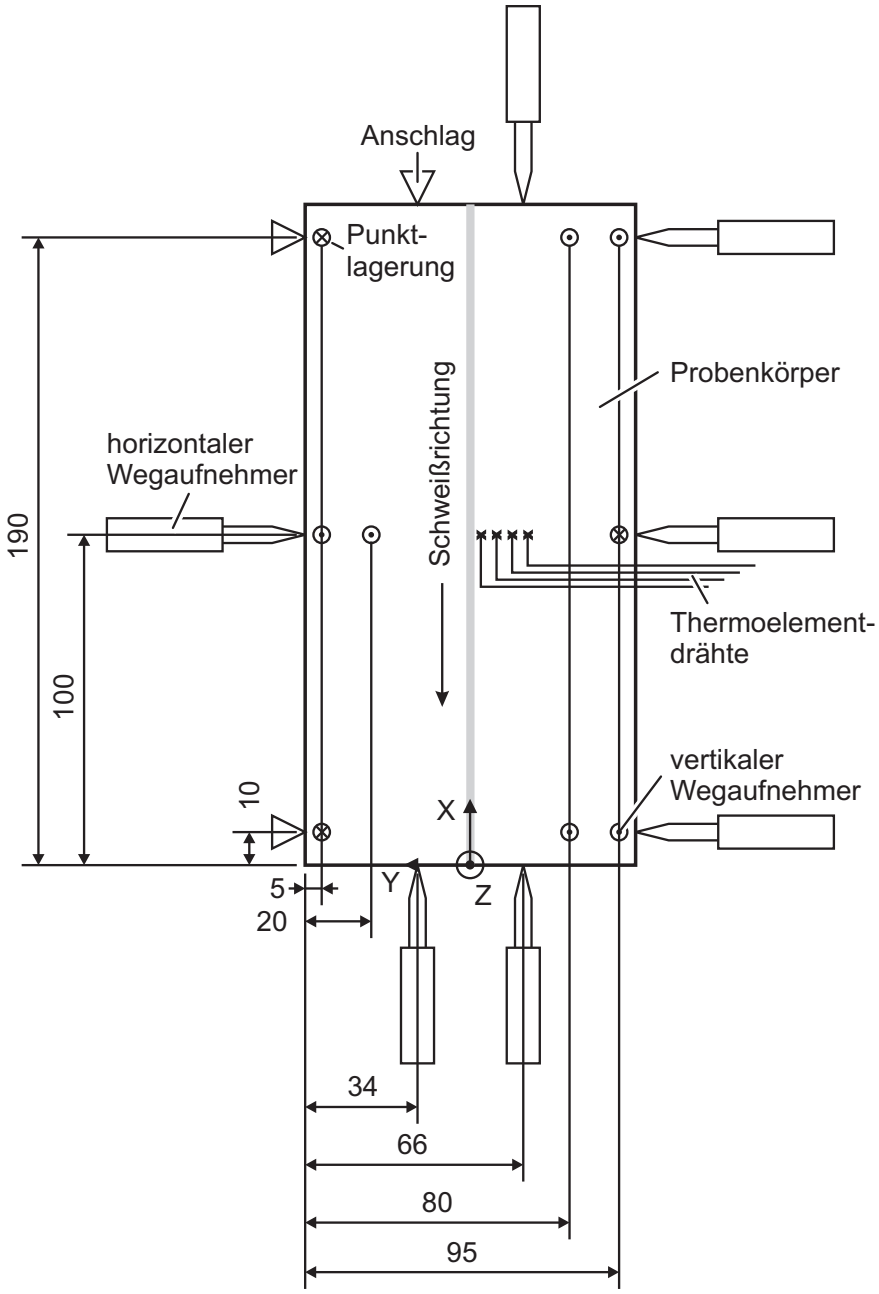

Abbildung 3.10: Schematischer Aufbau der Messvorrichtung für die Durchführung der Validierungsexperimente, Draufsicht

3.2.3 Industriell relevantes Demonstratorbauteil

Bei dem industriell relevanten Demonstratorbauteil handelt es sich um ein Zahnrad aus einem PKW-Getriebe. Es besteht aus zwei Teilen, dem Schaltrad und dem Synchronring, die mit Hilfe eines Elektronenstrahles zum Kupplungskörper verschweißt werden. Um die Bauteileigenschaften nach dem Fügeprozess weiter zu optimieren soll der auftretende Schweißverzug durch die Erkenntnisse aus der Anwendung der numerischen Simulation verringert werden.

Beide Bauteile werden aus dem Nickel-legierten Einsatzstahl 20NiMoCrS6 (1.6757) gefertigt. Der aktuelle Fertigungsprozess für den Kupplungskörper ist wie folgt. Zunächst wird der Synchronring auf das Zahnrad gepresst. Danach werden die beiden Bauteile unter Vakuum in der Elektronenstrahlschweißanlage mittels Dreistrahltechnik gefügt. Die Nähte beginnen dabei am Ende der Nuten und werden im Uhrzeigersinn bis zum Beginn der folgenden Nut geschweißt, siehe Abbildung 3.11.

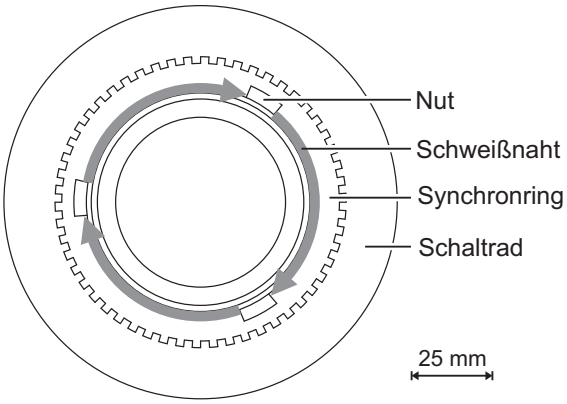

Abbildung 3.11: Skizze zum Fertigungsprozess des Kupplungskörpers: es werden drei Nähte gleichzeitig im Uhrzeigersinn geschweißt

Zuerst findet ein Heftvorgang mit geringerer Leistung und höherer Schweißgeschwindigkeit statt, um die Bauteile zu fixieren. Anschließend wird mit voller Leistung und normaler Geschwindigkeit die eigentliche Verbindungsnaht erzeugt. Um die für die Simulation benötigten Validierungsdaten zu erhalten werden transiente Temperaturfeldmessungen während des laufenden Schweißprozesses durchgeführt. Dabei kommen Ni/CrNi-Thermoelemente (Typ K) mit einem Drahtdurchmesser von 0,1 mm zum Einsatz. Im Bereich der Temperaturmessstelle werden anschließend Makroschliffe der Schweißnaht quer zur Schweißrichtung angefertigt. Eine parallele transiente Messung der Bauteilverzüge findet nicht statt. Der Verzug des Synchronringes, charakterisiert durch den Rundlauf und die Teilung der Verzahnung, wird nach vollständiger Abkühlung ermittelt. Die verwendeten Parameter des gesamten Fügevorganges sind Tabelle 3.9 zu entnehmen.

1. Vorgang: Heften	
Spannung	U = 80 kV
Strahlstrom	I = 50 mA
Heftgeschwindigkeit	v_h = 60 mm/s
2. Vorgang: Schweißen	
Spannung	U = 80 kV
Strahlstrom	I = 85 mA
Schweißgeschwindigkeit	v_s = 30 mm/s
Druck Vakuumkammer	$p_{Vac} = 1{,}8 \cdot 10^{-7}$ bar

Tabelle 3.9: Verwendete Schweißparameter der Elektronenstrahlschweißung am Kupplungskörper

3.3 Numerische Versuchsdurchführung

3.3.1 Berechnung ebene Platten

Aufbauend auf den in Abschnitt 3.2.2 experimentell ermittelten Daten wird eine numerische Simulation der Schweißversuche an den ebenen Platten mit Hilfe der FE-Software Sysweld durchgeführt. Dabei wird nach der in Abschnitt 2.2 beschriebenen allgemeinen Vorgehensweise gearbeitet.

3.3.1.1 Vereinfachungen und Annahmen

Für die Simulation der Laserstrahl-Blindnähte auf den ebenen Platten werden zusätzlich zu den in Abschnitt 2.2.1 genannten grundsätzlichen Aspekten folgende Vereinfachungen und Annahmen getroffen:

- konisch volumenverteilte Gaußwärmequelle mit konstantem Wärmestrom
- Vernachlässigung der Nahtüberhöhungen und Nahtdurchhänge

Das FE-Modell der ebenen Platten wird entsprechend der experimentell ermittelten Temperaturgradienten schweißgerecht vernetzt. Der Schmelzbadbereich wird von mindestens 4 Elementen abgedeckt. Die Elementkantenlängen betragen hier 0,37 mm in der X-Y-Ebene sowie 0,5 mm in Z-Richtung. In Richtung der Blechlängsseiten wird das Netz über drei Stufen schrittweise auf eine Elementkantenlänge von 10 mm in der Ebene gebracht. Die verwendete Vernetzung ist beispielhaft für eine Probendicke von 1,5 mm in Abbildung 3.12 zu sehen. Das verwendete Vollmodell besteht aus zirka 30.000 Knoten und 40.000 Elementen.

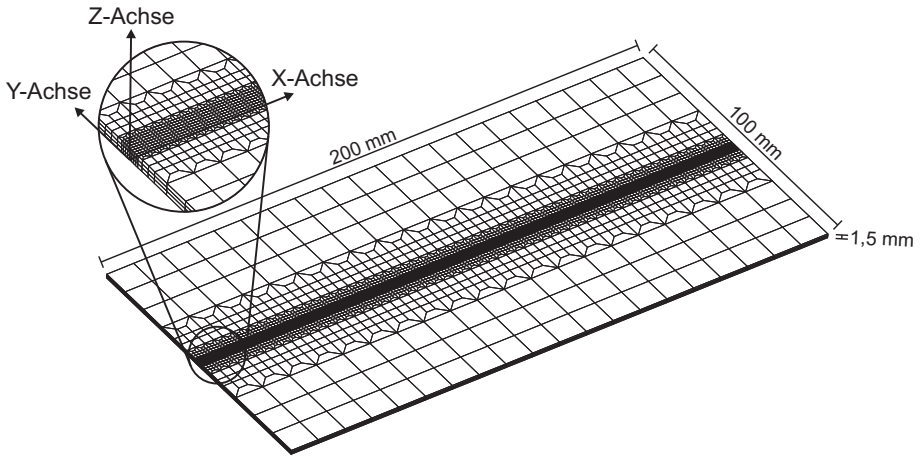

Abbildung 3.12: Beispielhafte FE-Vernetzung für eine ebene Platte der Blechdicke 1,5 mm, Vollmodell mit zirka 30.000 Knoten und 40.000 Elementen

3.3.1.2 Werkstoffkennwerte

Bei den Simulationen kommen die in Kapitel 3.1 beschriebenen Werkstoffkennwerte zum Einsatz. Für die Temperaturintervalle im Schmelzbereich und darüber werden die Daten mit Kennwerten aus der Literatur ergänzt. Für DP-W 600 werden die Hochtemperaturdaten der Legierung S355J2G3 [126, 183] genutzt, für H400 die Werte von X5CrNi 18 10 [126, 183]. Die Aluminiumlegierung Ecodal 608 wird durch Kennwerte von AlMgSi1 [183] vervollständigt. Das Umwandlungsverhalten von S355J2G3 nach [183] wird zusammen mit den Ergebnissen der Dilatometermessungen kombiniert um das ZTU-Verhalten von DP-W 600 abzubilden.

Die Software berechnet intern mit den Daten der Dichte und der Wärmekapazität die Enthalpie. Der in der Realität auftretende Enthalpiesprung im Schmelzbereich der Legierungen entsteht bei der Simulation der Stähle durch den Peak der latenten Wärme der Wärmekapazität, bei der Aluminiumlegierung wird er durch den Dichtesprung im Schmelzbereich modelliert. Die Dichte und die Wärmekapazität gehen mit gleicher mathematischer Gewichtung in die Berechnung ein, siehe Gleichung 2.1 auf Seite 17. Daher ist es für die numerische Berechnung möglich, den Enthalpiesprung sowohl über die Dichte als auch alternativ über die Wärmekapazität abzubilden. Die Datensätze der thermophysikalischen und thermomechanischen Kennwerte für die Simulation sind in den Abbildungen 3.13 bis 3.15 auf den folgenden Seiten gezeigt.

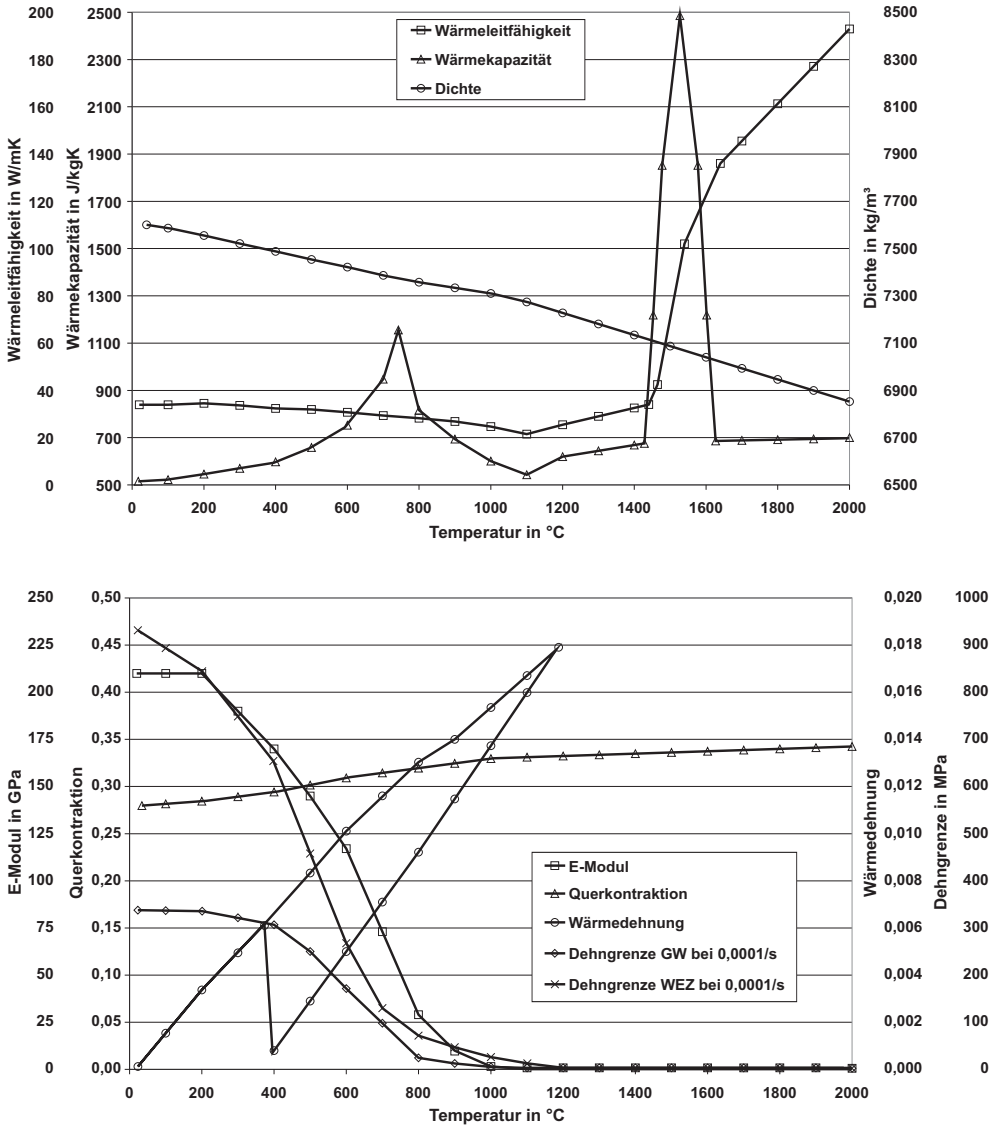

Abbildung 3.13: Thermophysikalische und thermomechanische Werkstoffkennwerte von DP-W 600, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation

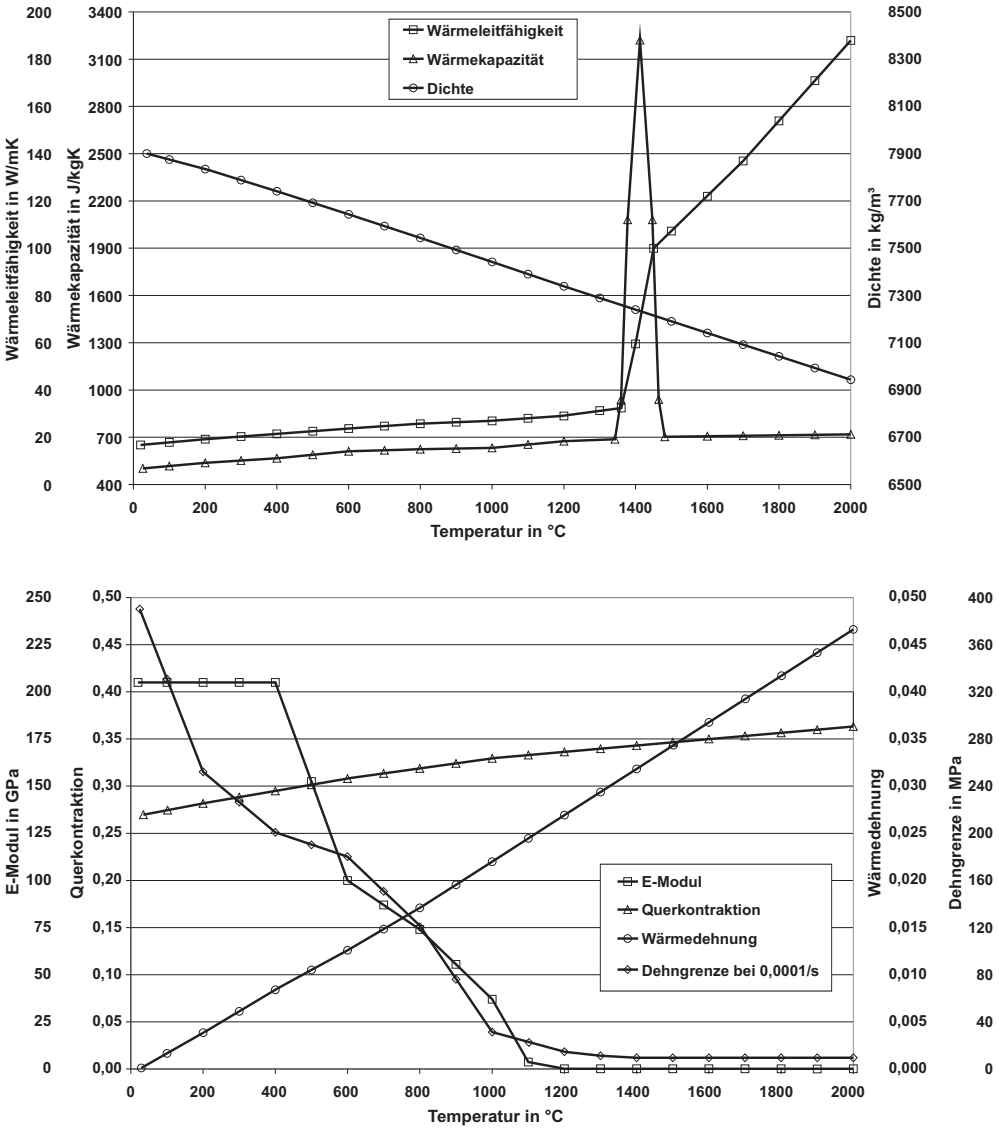

Abbildung 3.14: Thermophysikalische und thermomechanische Werkstoffkennwerte von H400, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation

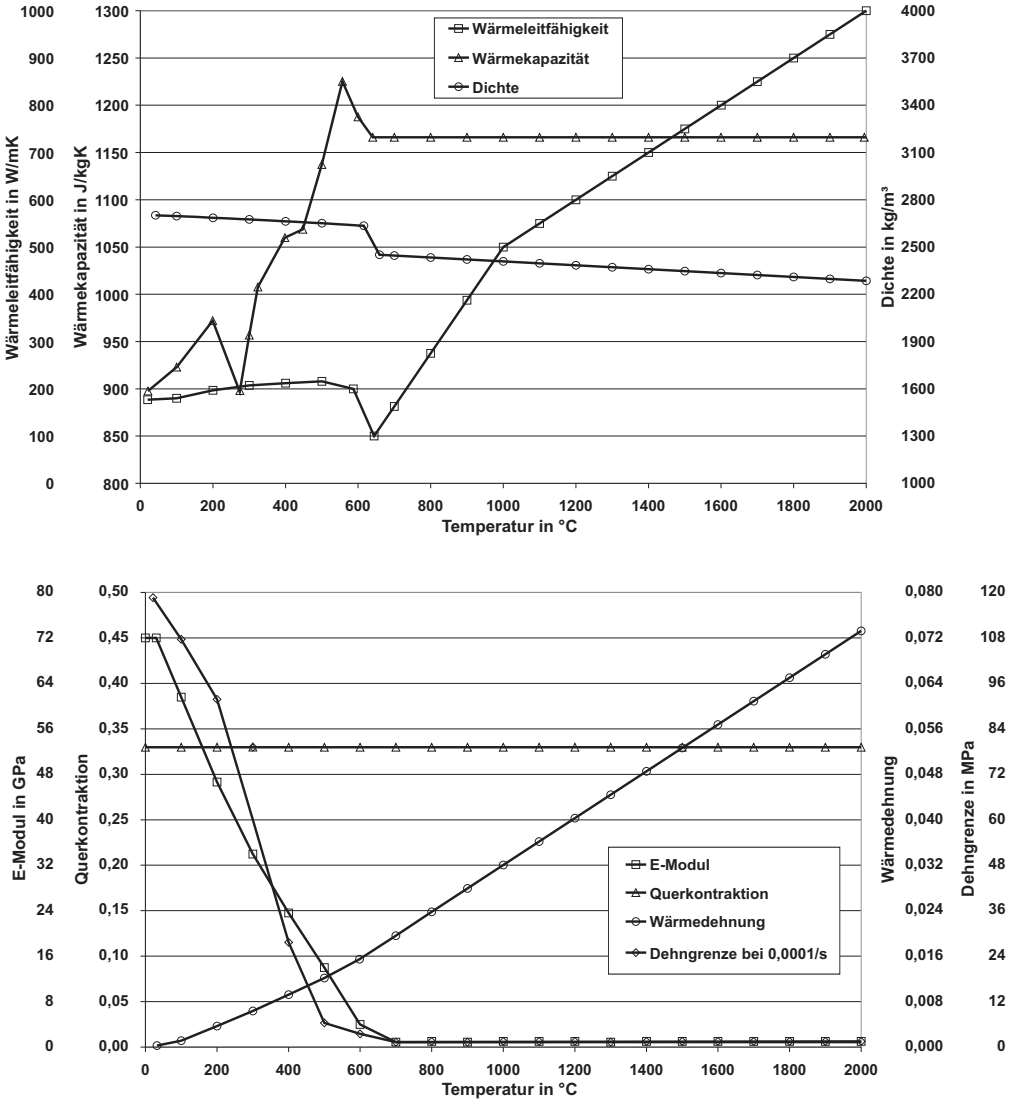

Abbildung 3.15: Thermophysikalische und thermomechanische Werkstoffkennwerte von Ecodal 608, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation

3.3.1.3 Transiente Temperaturfeldberechnungen

Die transiente Temperaturfeldberechnung wird mit einer konisch volumenverteilten Gaußquelle als Ersatzwärmequelle durchgeführt. Anhand der experimentell bestimmten Temperaturzyklen und Makroschliffe wird das Temperaturfeld validiert. Die verwendeten thermischen Randbedingungen sind in Tabelle 3.10 aufgeführt, eine Berücksichtigung des Wärmeüberganges durch Strahlung geschieht temperaturabhängig über das Gesetz von Stefan-Boltzmann.

Werkstoff (Markenname)	*Umgebungs-temperatur*	*Anfangstemp. FE-Modell*	*Emissions-koeffizient ε*	*konvektiver Wärmeübergang*
1.0936 (DP-W 600)	25°C	25°C	0,8	20 W/mm^2
1.4376 (H400)				
EN AW-6181 (Ecodal 608)			0,7	

Tabelle 3.10: Thermische Randbedingungen für die Simulation der ebenen Platten mit Laserstrahl-Blindnaht

3.3.1.4 Transiente Verzugsberechnungen

Die transiente Verzugsberechnung erfolgt mit schwacher Kopplung zwischen Temperaturfeld und Mechanik, wobei die zuvor mit dem Temperaturfeld berechneten thermischen Dehnungen als Last für die Verzugsberechnungen dienen. Die Lagerung des FE-Modells entspricht dem Experiment. Die Knoten werden über einen „rigid constraintæ in ihrer Bewegung entlang der jeweiligen Raumrichtung des Anschlags ideal steif festgehalten, vergleiche Abbildung 3.10.

3.3.1.5 Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte

Die Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte wird für alle drei Legierungen auf eine grundsätzlich identische Weise in zwei Stufen durchgeführt. In der ersten Stufe werden die Kennwerte jeweils über den gesamten Temperaturbereich der verwendeten Daten hinweg variiert. In der zweiten Stufe findet eine Anpassung der wichtigsten Werkstoffkennwerte in diskreten Temperaturintervallen statt. Die Ermittlung der einzelnen Intervalle und der zugehörigen Streubreiten ist in Abschnitt 5.1.2 ausführlich diskutiert.

Die erste Stufe der Sensitivitätsanalyse behandelt den Einfluss der Streuungen, die sich über den gesamten Temperaturbereich konstant erstrecken. Dabei wird der experimentell ermittelte Datensatz der Werkstoffkennwerte als Basis verwendet. Diese Daten werden für den jeweils zu untersuchenden Kennwert mit den Faktoren 0,9 sowie 1,1 multipliziert und als neue Inputdatensätze gespeichert. Es wird immer nur ein Kennwert zur Zeit variiert, um die Wechselwirkungen auf die Berechnungsergebnisse zu minimieren. Auf diese Weise ist der generelle Einfluss aller

Kennwerte sichtbar und die Parameter mit dem größten Einfluss auf die Verzugsberechnung lassen sich identifizieren.

In Stufe zwei findet eine nähere Betrachtung derjenigen Werkstoffkennwerte statt, die während der Variationen in der ersten Stufe einen nennenswerten Einfluss auf das Berechnungsergebnis zeigen. Hierzu werden die ermittelten diskreten Temperaturintervalle inklusive der jeweiligen maximal zu erwartenden Streuungen eingesetzt, die unter Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte und der Randbedingungen der benötigten Messtechnik festgelegt sind. Innerhalb der auf diese Weise definierten Temperaturintervalle wird, analog zur ersten Stufe der Sensitivitätsuntersuchung, der Basis-Datensatz mit den Faktoren entsprechend der Streubreite multipliziert und als neuer Datensatz verwendet. Zusätzlich wird der Volumenanteil des Werkstoffes, der sich während des laufenden Schweißprozesses innerhalb bestimmter Temperaturintervalle befindet, berechnet [184] und berücksichtigt. In den Tabellen 3.11 und 3.12 sind die angewandten Faktoren für die einzelnen Temperaturintervalle zusammengefasst. Die Ermittlung der Intervalle und der Streubreiten wird ausführlich in Abschnitt 5.2.1 diskutiert.

Intervall $T_{Solidus}$	DP-W 600	H400	Ecodal 608
< 0.35	+/- 15%	+/- 15%	+/- 5%
0.35 bis 1.0	+/- 25%	+/- 15%	+/- 15%
> 1.0	+/- 10%	+/- 10%	+/- 10%

Tabelle 3.11: Angewandte Faktoren zur Ermittlung der Sensitivität der Wärmekapazität in diskreten Temperaturintervallen

Kennwert	Intervall $T_{Solidus}$	DP-W 600	H400
E-Modul	< 0.3	+/- 10%	+/- 25%
	0.3 bis 0.6	+/- 20%	+/- 25%
	> 0.6	+/- 50%	+/- 50%
Dehngrenze	< 0.35	+/- 20%	+/- 10%
	0.35 bis 0.7	+/- 50%	+/- 50%
	> 0.7	+/- 50%	+/- 10%

Kennwert	Intervall $T_{Solidus}$	Ecodal 608
E-Modul	< 0.3	+/- 25%
	0.3 bis 0.8	+/- 50%
	0.8 bis 1.0	+/- 50%
	> 1.0	+/- 10%
Dehngrenze	< 0.5	+/- 50%
	> 0.5	+/- 50%

Tabelle 3.12: Angewandte Faktoren zur Ermittlung der Sensitivität des E-Moduls und der Dehngrenze in diskreten Temperaturintervallen

Die Variation der thermophysikalischen Kennwerte beeinflusst das Temperaturfeld direkt, woraus sich indirekte Einflüsse auf die Verzüge ergeben. Demgegenüber wird durch die Variation der thermomechanischen Daten nur die Mechanikberechnung beeinflusst, so dass hier auf das bereits vorliegende Temperaturfeldergebnis der Basisversion zurückgegriffen wird. Aufgrund der schwachen Kopplung zwischen Temperaturfeld und Mechanik ist diese Vorgehensweise ohne Einfluss auf das Berechnungsergebnis möglich. Auf diese Weise lassen sich erhebliche Einsparungen der benötigten Rechenzeiten realisieren. Damit kann eine vollständige Versuchsmatrix der einzelnen Eingabeparameter abgearbeitet werden, so dass auf eine gleichzeitige Änderung mehrerer Parameter, die immer die Problematik der statistischen Abschätzung der Wechselwirkungen beinhaltet (vgl. Design of Experiment DOE), verzichtet werden kann.

3.3.1.6 Visualisierung der Sensitivitäten

Um eine einfache und leicht verständliche Darstellung zu erhalten werden die Auswirkungen der Variationen mit Piktogrammen veranschaulicht, siehe Abbildung 3.16. Die Einflüsse der Kennwerte für die berechneten Varianten werden dafür mit dem verwendeten Faktor normiert, um die Ergebnisse verschieden breiter Streubänder direkt miteinander vergleichen zu können. So führen beispielsweise Abweichungen im Ergebnis von +3% bei einem verwendeten Faktor von +15% (welcher die Streubreite repräsentiert) zu einem Einfluss von (+3%) / (+15%) = 20%. Die Auswirkungen des angewandten Faktors betragen also 20%, sprich ein Fünftel des Faktors wird im Ergebnis sichtbar.

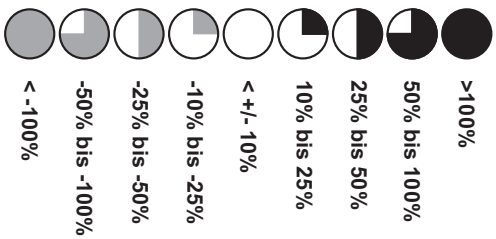

Abbildung 3.16: Legende der Symbole zur Visualisierung der Einflüsse der Sensitivität der Werkstoffkennwerte

3.3.2 Industriell relevantes Demonstratorbauteil

Für den betrachteten Kupplungskörper werden sowohl das transiente Temperaturfeld als auch die schweißbedingten Bauteilverzüge berechnet. Dementsprechend ist die Durchführung der Berechnungen auf diese Analysen ausgerichtet.

3.3.2.1 Vereinfachungen und Annahmen

Die folgenden Vereinfachungen und Annahmen kommen zusätzlich zu den in Abschnitt 2.2.1 allgemein formulierten Annahmen zum Einsatz:

- homogene und isotrope Werkstoffkennwerte von S355J2G3
- ideale Bauteilgeometrie mit bereits zu Beginn verbundenen Bauteilen
- Vernachlässigung des Heftvorganges[1]
- konisch volumenverteilte Gaußwärmequelle mit konstantem Wärmestrom

Das Bauteil wird schweißgerecht als Volumenmodell vernetzt, siehe Abbildung 3.17. Das fertige FE-Modell enthält zirka 47.000 Knoten und 75.000 Elemente, die minimale Elementkantenlänge im Schmelzbadbereich beträgt 0,75 mm bei Schmelzbadabmessungen von 1,5 mm Breite sowie 5 mm Tiefe.

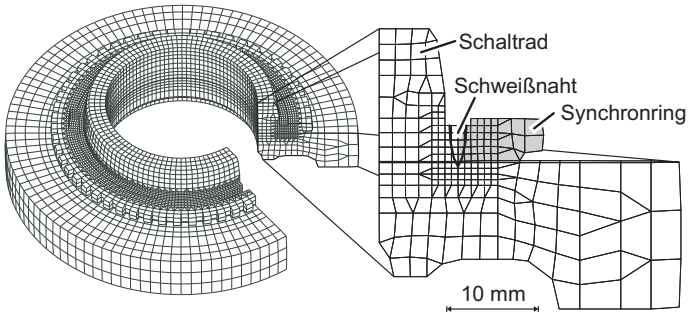

Abbildung 3.17: FE-Netz des Kupplungskörpers, links: Übersicht, rechts: Detailvergrößerung des Nahtbereiches quer zur Schweißrichtung, Gesamtmodell besteht aus zirka 47.000 Knoten und 75.000 Elemente

3.3.2.2 Temperaturfeld- und Verzugsberechnungen

Die Simulation des Temperaturfeldes und des Verzuges wird wie in Abschnitt 2.2 beschrieben durchgeführt und mit den experimentell ermittelten Temperaturzyklen und Makroschliffen validiert. Die Lagerung des Modells geschieht über die Festsetzung einzelner Knoten mit ideal steifem Verhalten („rigid constraintsæ).

Die Teilungsänderung der Zähne wird über den gesamtem Umfang hinweg aus den Abständen der Zahnflanken an den äußeren Ecken der Zähne ermittelt. Die Überlagerung der Teilungsänderung durch den Radialverzug wird rechnerisch eliminiert, um beide Effekte getrennt voneinander bewerten zu können. Typische Berechnungszeiten für das Bauteil auf einem 32 Bit Intel Xeon-Prozessor mit 2,4 GHz und 2 GB RAM unter MS Windows XP Professional betragen zirka 13 Stunden für das Temperaturfeld sowie zirka 25 Stunden für die Mechanik.

[1] Einfluss wird zunächst rechnerisch überprüft, siehe auch Abschnitt 4.2.2

3.3.2.3 Einfluss der Werkstoffkennwerte

Die Übertragbarkeit der Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse findet anhand des Demonstratorbauteils statt. Die laut Analyse wichtigsten Werkstoffkennwerte werden, analog zur Vorgehensweise an den ebenen Platten, mit einem Faktor von $\pm 10\%$ versehen. Anschließend wird die Berechnung des Kupplungskörpers nach aktuellem Serienstand mit den variierten Daten durchgeführt und die Ergebnisse ausgewertet und diskutiert. Folgende Kennwerte werden untersucht:

- Wärmekapazität
- E-Modul und Dehngrenze
- thermische Dehnung

Weiterhin werden Vergleichsrechnungen mit Variationen des Umwandlungsverhaltens durchgeführt. Es findet eine Berechnung ohne Phasenumwandlung sowie eine Berechnung mit Phasenumwandlung, jedoch ohne Umwandlungsplastizität statt.

3.3.2.4 Optimierung des Schweißverzuges

Zu Beginn der Variationen steht eine Ermittlung der Einflusses des Heftvorganges. Dazu werden drei verschiedene Simulationen durchgeführt, die auf dem zuvor abgeglichenen Temperaturfeld aufbauen. Zunächst wird nur der Heftvorgang allein mit anschließender Abkühlung bis auf Raumtemperatur berechnet. Danach wird der reale Prozess, bestehend aus Heftvorgang und Schweißvorgang inklusive Abkühlung bis auf Raumtemperatur, simuliert. Zuletzt findet eine alleinige Berechnung des Schweißvorganges mit Abkühlung bis auf Raumtemperatur ohne vorherigen Heftvorgang statt.

Die durchgeführte numerische Optimierung des Bauteils gliedert sich in drei verschiedene Abschnitte. Zuerst findet eine Abbildung des realen Prozesses entsprechend den Anforderungen an das Ergebnis statt. Im voliegenden Fall sind qualitativ richtige Ergebnisse ausreichend, um verschiedene Varianten vergleichen und Trendaussagen machen zu können. In diesem Zuge werden auch das transiente Verhalten des Bauteils während des Schweißens und der Einfluss der Phasenumwandlung analysiert.

Im zweiten Abschnitt werden drei Varianten mit ansteigendem Komplexitätsgrad untersucht, um die zugrunde liegenden Verzugsursachen und die Einflüsse einzelner Parameter auf den Verzug zu ermitteln. Ausgehend von einer möglichst einfachen Kombination aus Geometrie und Wärmeeinbringung wird die Komplexität schrittweise bis zum Serienstand erhöht. Die einfachste Variante besteht aus einem Bauteil ohne Nuten, bei dem mit drei gleichzeitigen Wärmequellen auf dem gesamten Umfang ohne Lücke geschweißt wird, Abbildung 3.18 links. Die folgende Variante nutzt die selbe Geometrie ohne Nuten, wobei die Schweißnahtlänge jedoch geringer ist, Abbildung 3.18 Mitte. Diese so genannte „thermische Lücke“ befindet sich auf der exakten Position der Nuten des Serienstandes. Zuletzt wird der Serienstand mit den geometrischen Lücken (hier Nuten) und den thermischen Lücken im Nutbereich betrachtet, Abbildung 3.18 rechts.

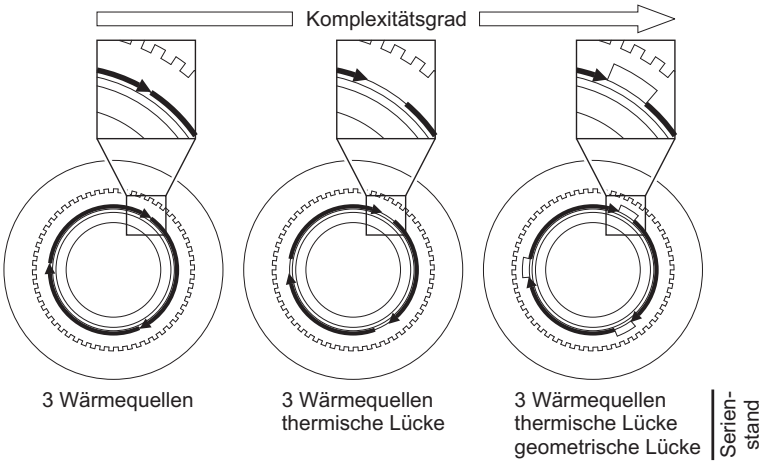

Abbildung 3.18: Varianten des Kupplungskörpers für die Einflussanalyse

Im dritten Abschnitt werden die Erkenntnisse zur Ermittlung eines hinsichtlich Verzug optimierten Schweißplanes verwendet. Die Untersuchung beinhaltet drei Varianten, siehe Abbildung 3.19. Die erste Anordnung besteht aus sechs gleichzeitig im Uhrzeigersinn laufenden Wärmequellen, Abbildung 3.19 links. In der zweiten Anordnung werden ebenso sechs gleichzeitige Quellen genutzt, welche jedoch gegenläufig vom Mittelpunkt der jeweiligen Sektion in Richtung der Nuten laufen, Abbildung 3.19 Mitte. Die dritte Anordnung ist das Gegenstück der vorhergehenden, hier wandern die Quellen von den Nuten aufeinander zu, Abbildung 3.19 rechts.

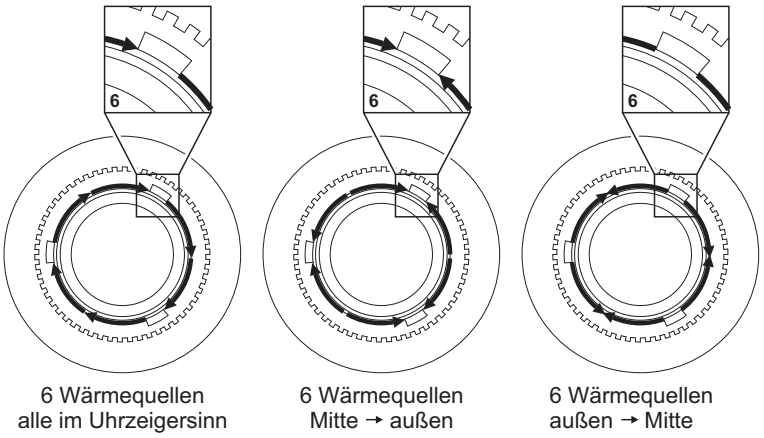

Abbildung 3.19: Schweißplanvarianten für den Kupplungskörper mit sechs Wärmequellen

4 Ergebnisse

4.1 Experimentelle Ergebnisse

Gegenstand dieses Kapitels sind die Ergebnisse der Untersuchungen hinsichtlich der Bestimmung der Werkstoffkennwerte sowie der experimentellen Validierung der Simulationen.

4.1.1 Werkstoffkennwertbestimmung

Im Folgenden sind die Ergebnisse der experimentellen Werkstoffkennwertbestimmung als Rohdaten der Versuche dargestellt. Gezeigt werden die thermophysikalischen Kennwerte, die Dilatometermessungen und die Warmzugkurven für die drei Legierungen DP-W 600, H400 und Ecodal 608. Die in den Übersichten verwendeten Symbole markieren dabei keine diskreten Messpunkte, sondern dienen allein zur optischen Unterscheidung der einzelnen Verläufe.
Aus der Auswertung der vorliegenden Daten der Legierungen ergeben sich, in Übereinstimmung mit den Angaben aus den Werkstoffdatenblättern der Hersteller [175, 177, 181], folgende Solidustemperaturen für die drei betrachteten Legierungen:

DP-W 600	$T_{Solidus}$	=	1440°C
H400	$T_{Solidus}$	=	1360°C
Ecodal 608	$T_{Solidus}$	=	650°C

Die Temperaturabhängigkeit der thermophysikalischen Kennwerte von DP-W 600 ist in Abbildung 4.1 zusammengefasst. Auffällig sind die lokalen Extrema der Temperaturleitfähigkeit (Minimum) und der Wärmekapazität (Maximum) bei zirka 750°C. Die Wärmekapazität besitzt darüber hinaus noch ein lokales Minimum bei zirka 1100°C. Der Verlauf der Dichte in Abhängigkeit der Temperatur ist bis zirka 750°C linear. Oberhalb dieser Temperatur ist eine von der Linearität abweichende relative Zunahme der Dichte bis zirka 1050°C zu beobachten.

Abbildung 4.2 zeigt die temperaturabhängigen thermophysikalischen Kennwerte von H400. Der Verlauf der Temperaturleitfähigkeit ist nahezu linear, auch die Wärmekapazität lässt sich im Messbereich derart annähern. Analog zu den anderen Werkstoffen ist der Dichteverlauf ebenso linear, wobei für H400 die Abnahme der Dichte im Vergleich am stärksten ausgeprägt ist.

Für Ecodal 608 sind in Abbildung 4.3 die temperaturabhängigen thermophysikalischen Kennwerte dargestellt. Die Temperaturleitfähigkeit zeigt im experimentell ermittelten Bereich ein globales Maximum bei zirka 250°C. In der Kurve der Wärmekapazität findet sich ein lokales Minimum ebenfalls bei zirka 250°C. Der Verlauf der Dichte in Abhängigkeit von der Temperatur ist im gesamtem Messbereich nahezu linear.

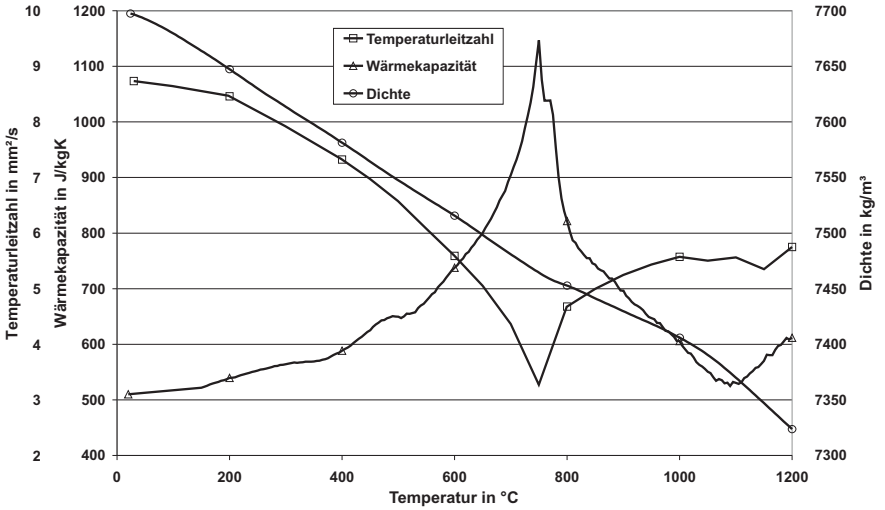

Abbildung 4.1: Experimentell bestimmte thermophysikalische Werkstoffkennwerte für DP-W 600, Symbole markieren nicht die diskreten Messpunkte

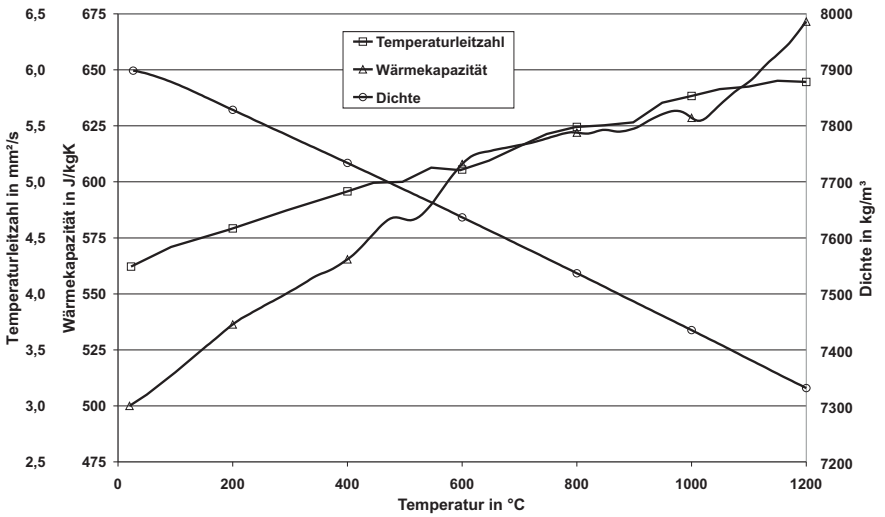

Abbildung 4.2: Experimentell bestimmte thermophysikalische Werkstoffkennwerte für H400, Symbole markieren nicht die diskreten Messpunkte

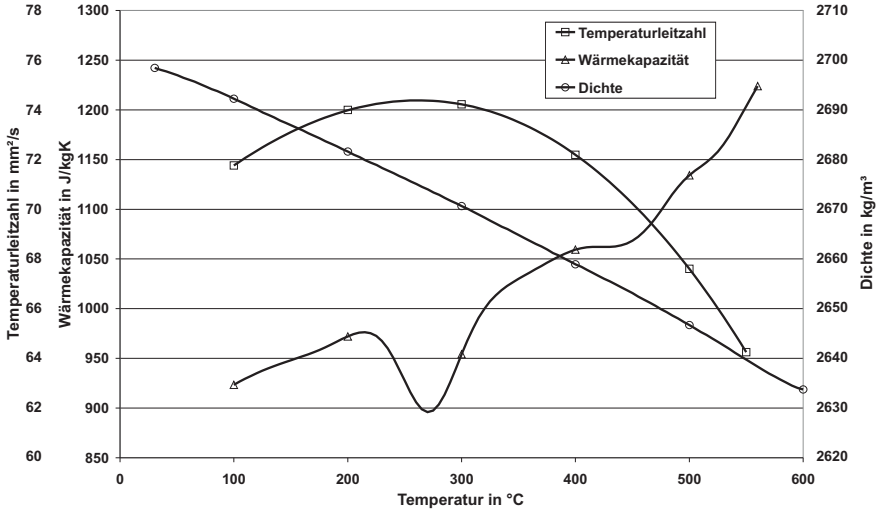

Abbildung 4.3: Experimentell bestimmte thermophysikalische Werkstoffkennwerte für Ecodal 608, Symbole markieren nicht die diskreten Messpunkte

In Abbildung 4.4 sind die Dilatometerkurven von DP-W 600 bei verschiedenen $t_{8/5}$-Zeiten zu sehen. Die Messung für $t_{8/5}$ = 3,1 s erfolgte ohne aktive Kühlung, während die anderen Messungen mit kürzeren $t_{8/5}$-Zeiten alle mit aktiver Kühlung durchgeführt wurden. In Abhängigkeit von der $t_{8/5}$-Zeit ändert sich der Verlauf der Kurven derart, dass sich das lokale Minimum der Wärmedehnung mit kleineren Abkühlzeiten zu geringeren Temperaturen verschiebt. In der Darstellung der drei bei aktiver Kühlung aufgenommenen Kurven fällt auf, dass im Abkühlbereich ab einer Temperatur von zirka 900°C der Verlauf der Messwerte nach oben hin abweicht. Je kleiner die erreichte $t_{8/5}$-Zeit ist desto ausgeprägter ist diese Abweichung.

Die gemessenen Dilatometerwerte für H400 finden sich in Abbildung 4.5. Es liegen Messergebnisse mit zwei verschiedenen $t_{8/5}$-Zeiten vor. Die Verläufe von $t_{8/5}$ = 3,6 s ohne aktive Kühlung und von $t_{8/5}$ = 1,2 s mit aktiver Kühlung sind im Rahmen der Messgenauigkeit identisch. Auch hier ist für die Messergebnisse mit der hohen Abkühlrate bei zirka 1000°C eine Verschiebung der Verläufe zu leicht höheren Werten sichtbar. Insgesamt lässt sich die Temperaturabhängigkeit als linear annähern. In Abbildung 4.6 ist das Ergebnis der Dilatometermessungen an Ecodal 608 dargestellt. Im betrachteten Temperaturintervall zwischen 20°C und 600°C ist der Verlauf nahezu linear.

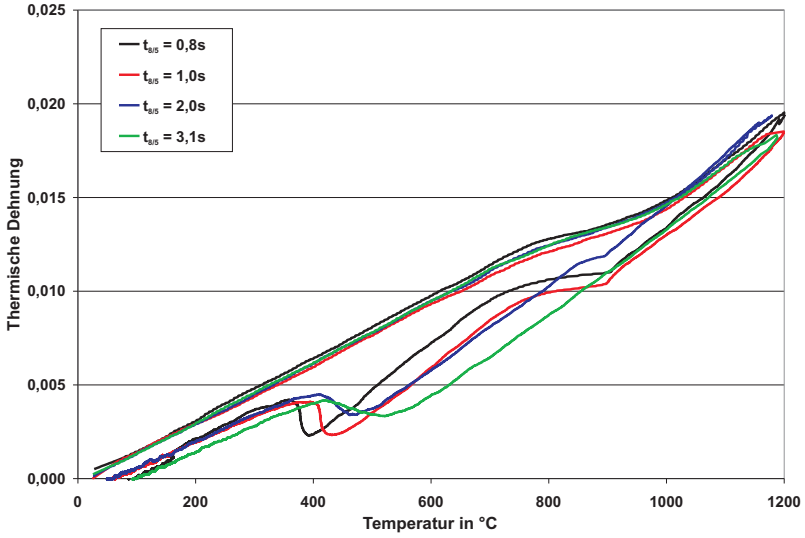

Abbildung 4.4: Experimentell ermittelte Dilatometerkurven für DP-W 600

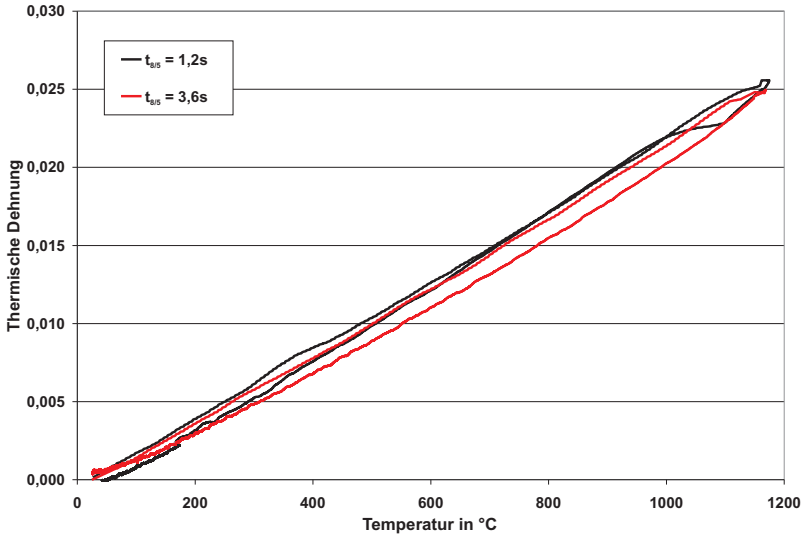

Abbildung 4.5: Experimentell ermittelte Dilatometerkurven für H400

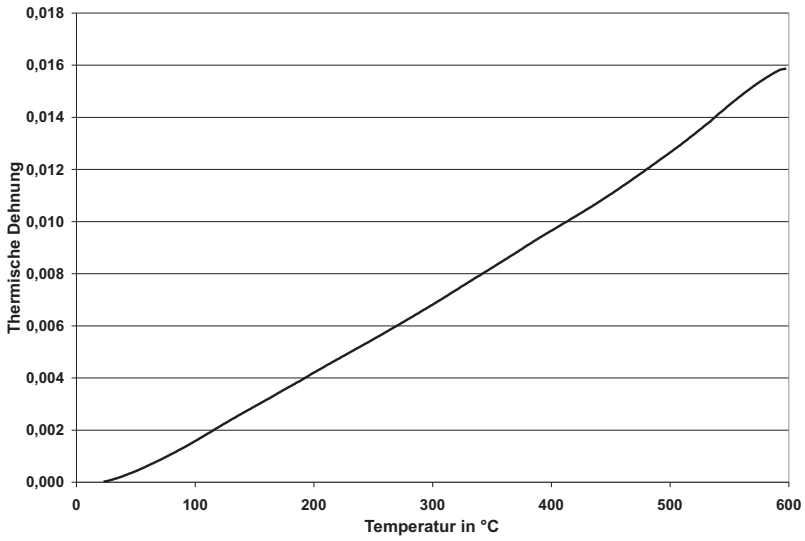

Abbildung 4.6: Experimentell ermittelte Dilatometerkurven für Ecodal 608[1]

Die Messkurven der Warmzugversuche werden für die Bestimmung der Dehngrenze und des Verfestigungsverhaltens benötigt. In den Abbildungen 4.7 bis 4.9 sind die Ergebnisse für die erhöhten Dehnraten von $\dot{\varepsilon}_{St} = 0,05/s$ beziehungsweise $\dot{\varepsilon}_{Al} = 0,1/s$ angegeben.

Die Warmzugkurven des Dualphasenstahles DP-W 600 sind in Abbildung 4.7 dargestellt. Für den Grundwerkstoff sind bis zu Temperaturen von 600°C Verfestigungen sichtbar, bei einer Erhöhung der Dehnungen über 0,2% nimmt die Spannung noch deutlich zu. Eine ausgeprägte Streckgrenze ist für keine Prüftemperatur zu erkennen. Auffällig ist der geringe Festigkeitsverlust bei Temperaturen bis zu 500°C. Erst für höhere Temperaturen sinkt die Dehngrenze deutlich ab, bei 800°C beträgt sie noch zirka 30% des Raumtemperaturwertes. An den Kurven des Grundwerkstoffes fällt auf, dass der Verlauf für 400°C die Kurve für 200°C schneidet und höhere Festigkeiten erreicht. Dieses Verhalten ist nicht messbedingt und wurde durch wiederholte Versuche bestätigt. Die Kurven der physikalisch schweißsimulierten Proben offenbaren insbesondere im Temperaturintervall bis 400°C deutlich höhere Festigkeiten als der Grundwerkstoff. Mit erreichten Zugfestigkeiten von bis zu R_m = 1200 MPa sind die Werte fast doppelt so hoch wie die des Grundwerkstoffes. Bei der Dehngrenze $R_{p0,2}$ treten sogar bis zu 2,5-fach höhere Werte des WEZ-Gefüges auf. Erst ab 600°C zeigt sich ein deutlicher Festigkeitsverlust. Auch hier schneiden sich die Verläufe zweier Messkurven, bei 200°C Messtemperatur wird teilweise eine höhere Festigkeit ermittelt als bei Raumtemperatur. Insgesamt wird bei diesen Proben die Gleichmaßdehnung bereits bei sehr geringen Dehnungen von zirka $0,0002 = 0,02\%$ erreicht.

[1] keine Messung des Abkühlverhaltens, siehe hierzu auch Abschnitt 5.1.1.3

In Abbildung 4.8 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abhängigkeit der Temperatur für H400 zu sehen. Die Verläufe visualisieren eine deutliche Verfestigung des Werkstoffes bis zu einer Prüftemperatur von 800°C. Dabei ist zu beachten, dass die Gleichmaßdehnungen aufgrund der hohen Duktilität und der Grenzen der Messtechnik nicht erreicht werden. Bei einer Temperatur von 1000°C ist keine Verfestigung der Proben mehr messbar, das Verhalten ist nahezu ideal-plastisch. Im Temperaturintervall bis 200°C kommt es zu einer Dehngrenzenverminderung um mehr als 30%.

Die Warmzugkurven der Aluminiumlegierung Ecodal 608 sind in Abbildung 4.9 aufgeführt. Aus den Verläufen lassen sich bis zu einer Prüftemperatur von 300°C deutliche Verfestigungen ablesen, bei höheren Temperaturen liegt ein nahezu ideal-plastisches Verhalten vor. Bei 300°C weist der Werkstoff nur noch eine Dehngrenze in Höhe von zirka 50% des Raumtemperaturwertes auf, bei 500°C liegt sie bei unter 10% des Raumtemperaturwertes.

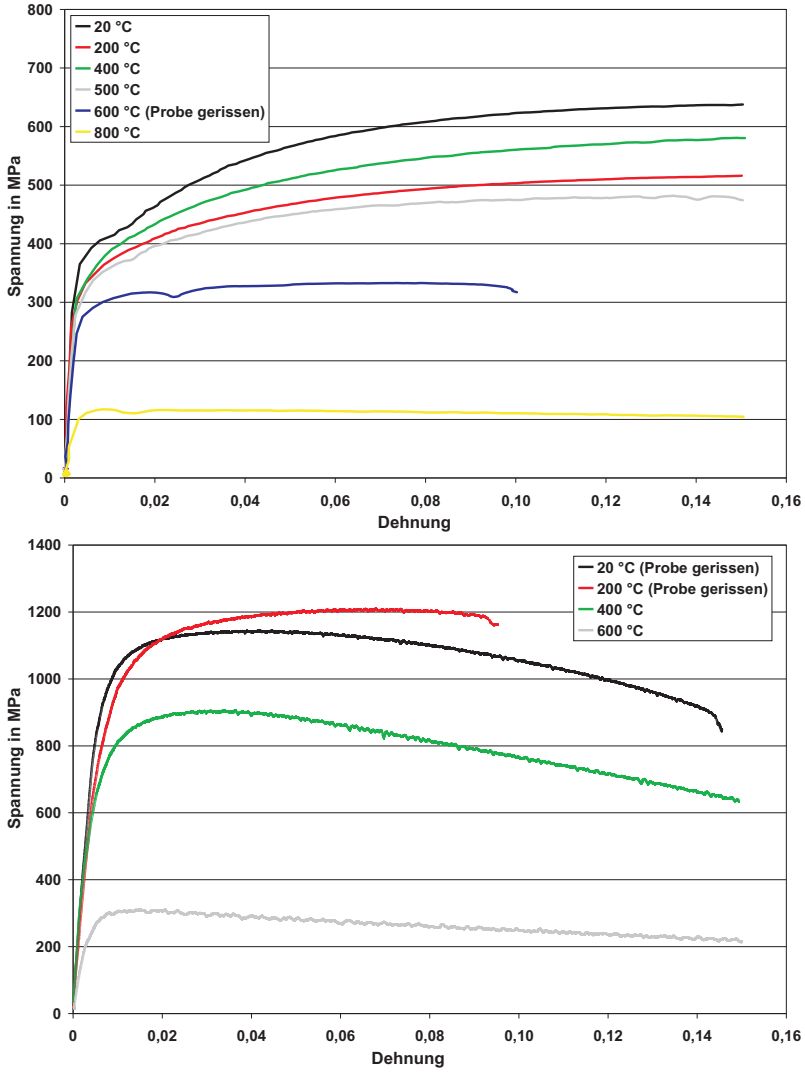

Abbildung 4.7: Experimentell ermittelte Warmzugkurven für DP-W 600 für Grundwerkstoff (oben) sowie physikalisch schweißsimulierte Proben (unten), gemessen mit einer Dehnrate von 0,05/s

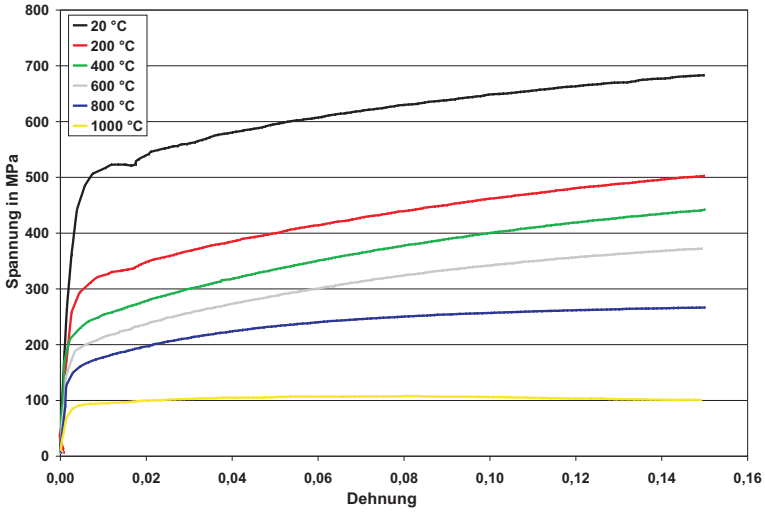

Abbildung 4.8: Experimentell ermittelte Warmzugkurven für H400, gemessen mit einer Dehnrate von 0,05/s

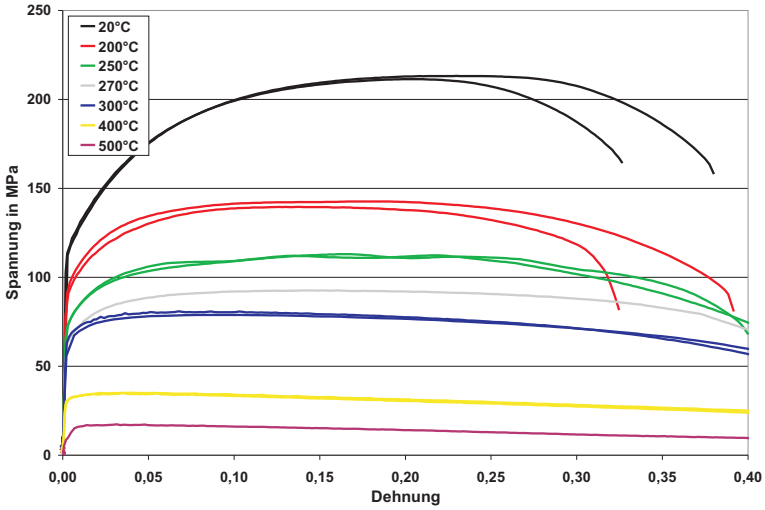

Abbildung 4.9: Experimentell ermittelte Warmzugkurven für Ecodal 608, gemessen mit einer Dehnrate von 0,1/s

4.1.2 Ebene Platten

Die vor den Schweißungen durchgeführten Eigenspannungsermittlungen an den Probeblechen ergeben unabhängig vom betrachteten Werkstoff nur sehr geringe Spannungsniveaus, die alle im Bereich der Streubreite der Messungen liegen, siehe Tabelle 4.1. Die gemessenen Eigenspannungen des Austenits bei H400 sind doppelt so groß wie die Ferrit-Eigenspannungen von DP-W 600. Die Streuung der H400-Werte ist mehr als drei mal so hoch wie die Abweichungen bei DP-W 600. Der negative Eigenspannungswert für Ecodal 608 entsteht durch die statistische Auswertung der einzelnen Messungen. Für die Beurteilung des Eigenspannungszustandes ist er als Null anzusehen.

Werkstoff	$R_{p0,2}$ *in MPa*	*Eigenspannungen in MPa*
DP-W 600	350	30 ± 20
H400	400	60 ± 66
Ecodal 608	105	-5 ± 15

Tabelle 4.1: Gemessene Eigenspannungen der ungeschweißten Probebleche

Als Ergebnisse der Schweißexperimente liegen die zeitabhängigen Daten des Temperaturfeldes und des Verzugs für alle drei Werkstoffe vor. Weiterhin sind eine Vielzahl von Makroschliffen der Schweißnaht quer zur Schweißrichtung vorhanden. Für die Simulationen ist es wichtig, dass sich der Schweißprozess möglichst lange im quasistationären Zustand befindet. Die Streuungen in der Schmelzbadgeometrie über die Länge der Schweißnaht sind dafür ein guter Indikator.

In den Abbildungen 4.10 bis 4.12 sind Makroschliffe der Nahtquerschnitte 10 mm hinter dem Anfang der Schweißnaht (C), in der Mitte der Naht (A und B) und 10 mm vor dem Ende der Schweißnaht (D) dargestellt. Schliff A, der an der Stelle der Temperaturmessungen entnommen ist, wird auf 100% gesetzt, die anderen Schliffe sind zu diesem in Relation ausgewertet. Für DP-W 600 sind keine Abweichungen der Schmelzbadfläche im Querschnitt vorhanden, für die Makroschliffe von H400 betragen sie maximal zirka 7%. Bei Ecodal 608 liegen die maximalen Abweichungen bei zirka 12%.

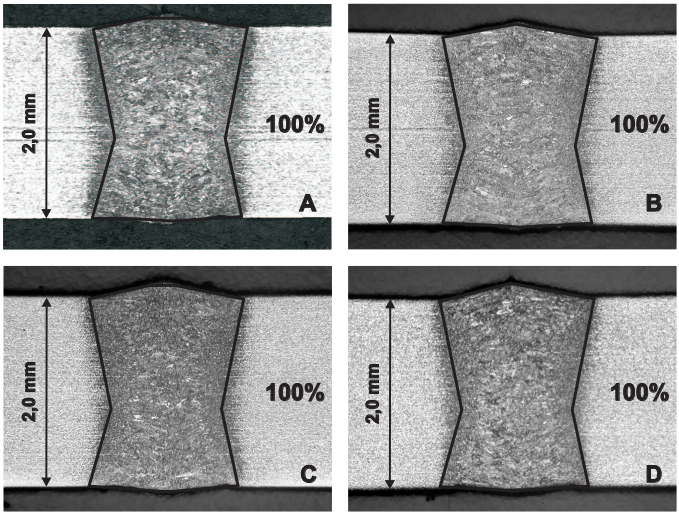

Abbildung 4.10: Vergleich der Makroschliffe für DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_s = 4,0 m/min

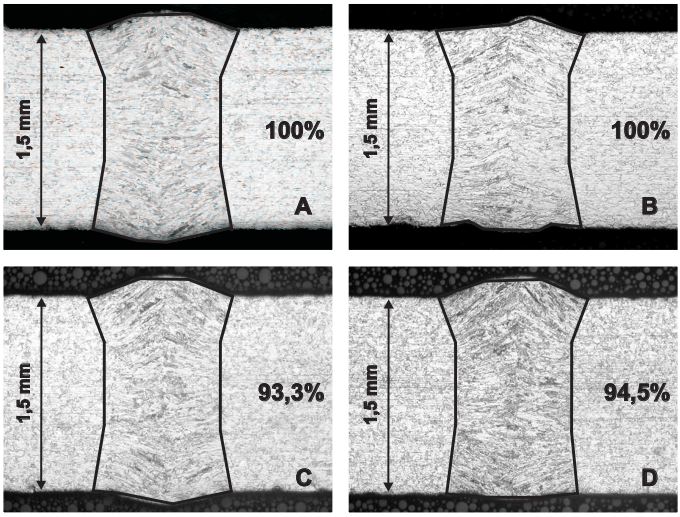

Abbildung 4.11: Vergleich der Makroschliffe für H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 6,5 m/min

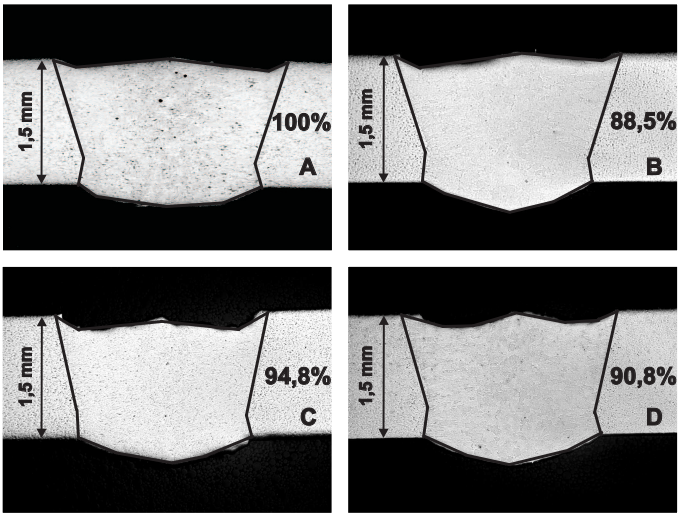

Abbildung 4.12: Vergleich der Makroschliffe für Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 4,0 m/min

Die experimentell bestimmten Temperaturzyklen der Schweißnähte sind in den Abbildungen 4.13 bis 4.15 angegeben. Der Peak zu Beginn der Messungen ist sehr ausgeprägt und deutet auf extrem kurze $t_{8/5}$-Zeiten hin, siehe Tabelle 4.2. Der abgebildete Makroschliff der Schweißnaht wurde direkt neben den Temperaturmessstellen quer zur Schweißrichtung entnommen.

Werkstoff (Markenname)	*$t_{8/5}$-Zeit*	*Schmelzbadfläche im Querschnitt*
1.0936 (DP-W 600)	0,70 s	2,61 mm²
1.4376 (H400)	0,64 s	1,52 mm²
EN AW-6181 (Ecodal 608)	0,28 s ($t_{5/3}$-Zeit)	3,88 mm²

Tabelle 4.2: Experimentell ermittelte Temperaturfeldkennwerte für Laserstrahl-Blindnähte an ebenen Platten aus DP-W 600, H400 und Ecodal 608

Parallel zu den Temperaturmessungen werden experimentell die Bauteilverzüge bestimmt. In den Abbildungen 4.16 bis 4.18 sind die Verzüge mehrer identischer Versuche in Abhängigkeit der Messzeit aufgetragen. Dabei ist jeweils die Summe der Messwerte zweier gegenüberliegender Wegaufnehmer gezeigt. Bei der Messzeit von 800 s sind die Platten aller drei Legierungen auf unter 30°C abgekühlt, damit beträgt die Differenz zur Raumtemperatur weniger als 5K.

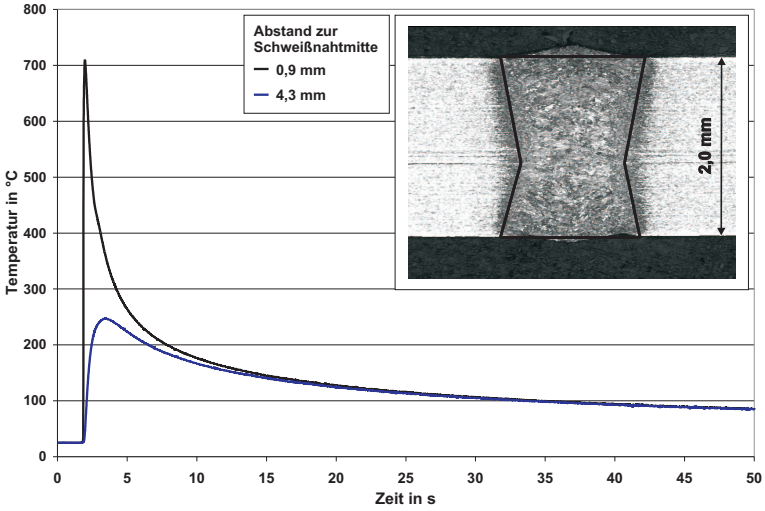

Abbildung 4.13: Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff für DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_S = 4,0 m/min

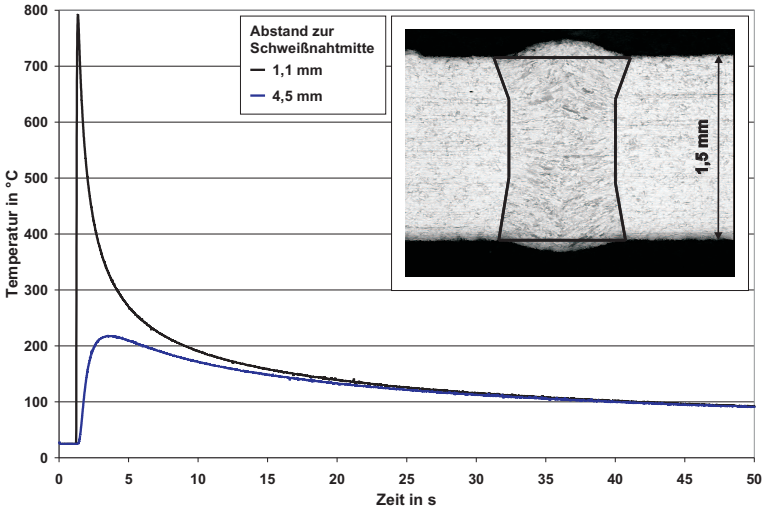

Abbildung 4.14: Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff für H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_S = 6,5 m/min

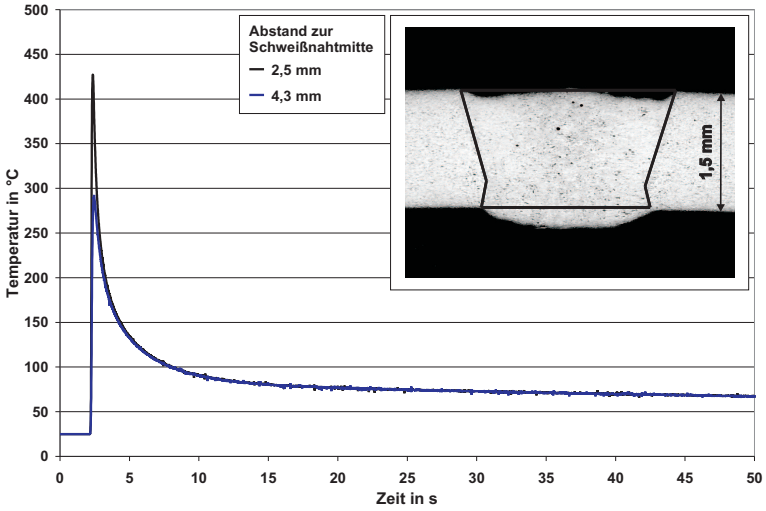

Abbildung 4.15: Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff für Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_S = 4,0 m/min

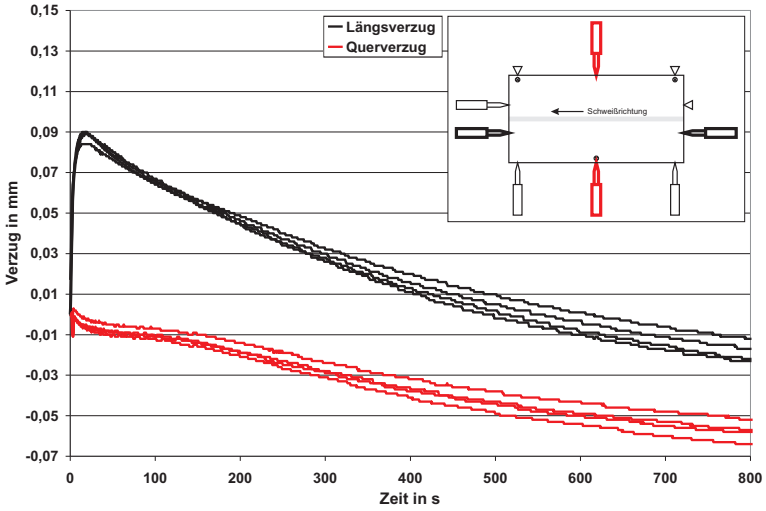

Abbildung 4.16: Experimentell bestimmter Verzug für DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_S = 4,0 m/min, Daten von 4 Versuchen

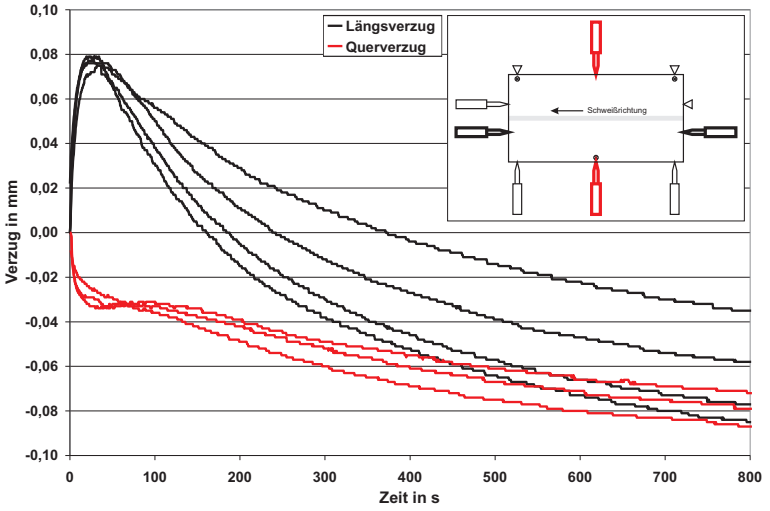

Abbildung 4.17: Experimentell bestimmter Verzug für H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_S = 6,5 m/min, Daten von 4 Versuchen

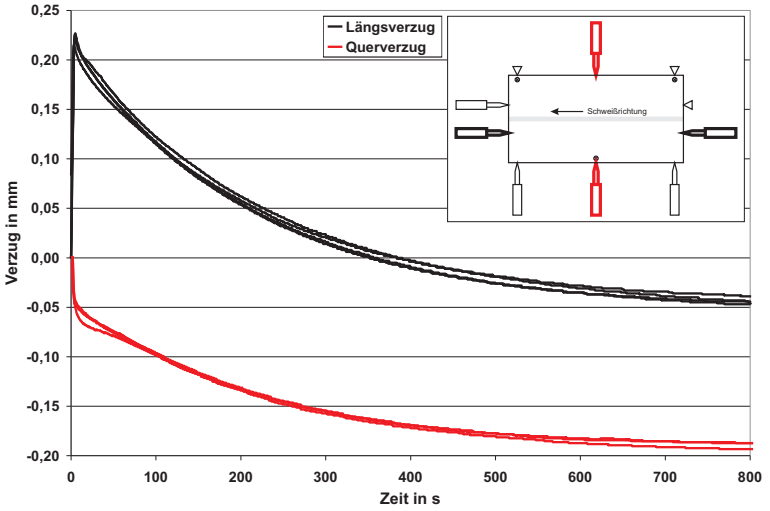

Abbildung 4.18: Experimentell bestimmter Verzug für Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_S = 4,0 m/min, Daten von 4 Versuchen

4.1.3 Industriell relevantes Demonstratorbauteil

Für die Simulation des Kupplungskörpers sind die experimentellen Ergebnisse des transienten Temperaturfeldes wichtig. Die gemessenen Temperaturzyklen zeigen den für Strahlschweißverfahren typischen Verlauf, siehe Abbildung 4.19. Der Peak hat einen steilen Anstieg und ist sehr ausgeprägt und schmal. Die $t_{8/5}$-Zeiten sind ausgesprochen kurz und liegen bei zirka 1 s.

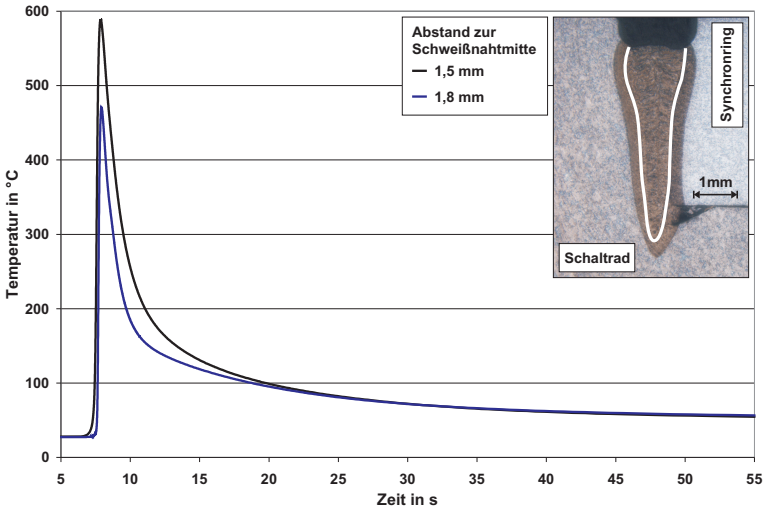

Abbildung 4.19: Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff am Kupplungskörper, Elektronenstrahlschweißung mit U = 80 kV, I = 85 mA, p = 0,00018 mbar, v_s = 30 mm/s

Der quer zur Schweißnaht angeordnete Makroschliff wurde an der Position der Temperaturfeldmessung entnommen. Die Nahtkontur zeigt die erwartete, für Strahlschweißverfahren typische Form mit einem großen Verhältnis von Tiefe zu Breite. Man erkennt deutlich die drei Bereiche Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone (WEZ) und Schweißnaht. Die markierte Schmelzbadfläche im Querschnitt beträgt zirka 4,1 mm^2. In der Lebensdaueranalyse im eingebauten Zustand zeigen die Bauteile häufig schon nach kurzer Zeit starken Verschleiß einzelner Zähne bis hin zum Zahnbruch. In Abbildung 4.20 ist beispielhaft ein Ausschnitt eines beschädigten Zahnrades aus einer Lebensdaueranalyse gezeigt. Speziell im Bereich vor den Nuten treten demnach die höchsten Belastungen an den Zähnen auf.

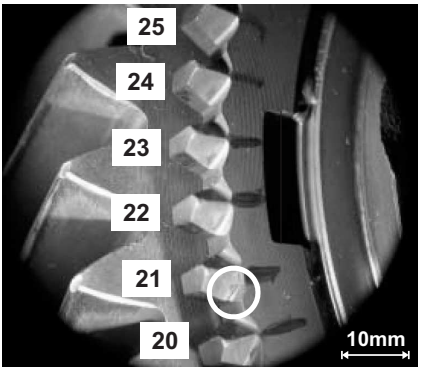

Abbildung 4.20: Typisches Verschleißbild des Kupplungskörpers nach einer Lebensdaueranalyse, Zahn Nummer 21 ist nahezu vollständig gebrochen

4.2 Numerische Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der numerischen Berechnungen der Temperaturfelder sowie der darauf aufbauenden Verzüge dargestellt. Abschließend werden die Ergebnisse der numerischen Sensitivitätsanalyse gezeigt.

4.2.1 Ebene Platten

Die folgenden Abschnitte behandeln die numerischen Berechnungsergebnisse der ebenen Platten. Dabei werden sowohl die Daten der validierten Basisversionen als auch der Einfluss der Werkstoffkennwerte auf die Temperaturfelder und Verzüge dargestellt.

4.2.1.1 Berechnete Temperaturfelder

Die numerisch berechneten Temperaturfelder der drei Werkstoffe sind mit den experimentell bestimmten Thermoelementmessungen und den Makroschliffen der Schweißnaht validiert. Die Berechnungsergebnisse sind in den Abbildungen 4.21 bis 4.23 zu sehen. Die Darstellungen der Konturplots zeigen rot markiert das jeweils oberhalb der Solidustemperatur befindliche Material, welches der Schmelzbadgeometrie entspricht. Der Volumenanteil des Schmelzbades beträgt im quasistationären Bereich bei allen drei Werkstoffen weniger als 0,05% des Gesamtvolumens der ebenen Platten. Anhand der eng zusammenliegenden Isothermen erkennt man die extrem hohen Temperaturgradienten in der Nähe der Naht. Dies wird auch im steilen und engen Verlauf der berechneten Temperaturzyklen nahe der Naht deutlich. Die Ergebnisse der Temperaturfeldsimulationen liegen alle bis zu einer Abkühlung des gesamten Bauteils bis auf Raumtemperatur vor. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind jedoch nur die Daten der ersten 50 s gezeigt.

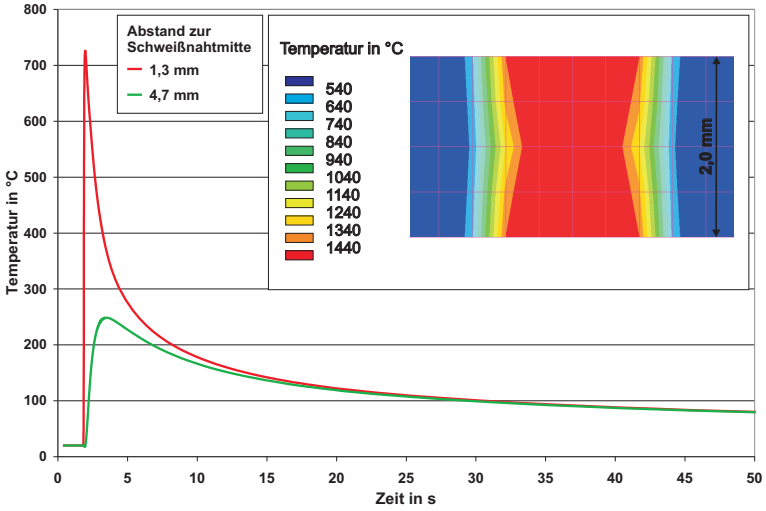

Abbildung 4.21: Berechnete Temperaturzyklen und Schmelzbadquerschnitt für DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_S = 4,0 m/min

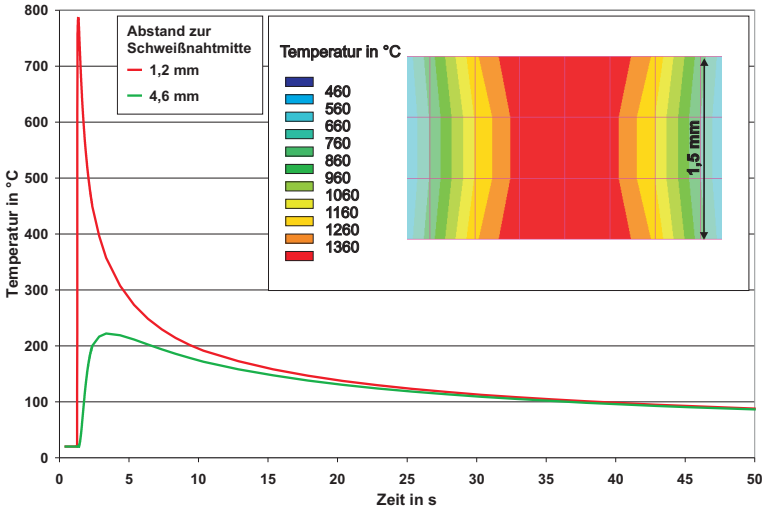

Abbildung 4.22: Berechnete Temperaturzyklen und Schmelzbadquerschnitt für H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_S = 6,5 m/min

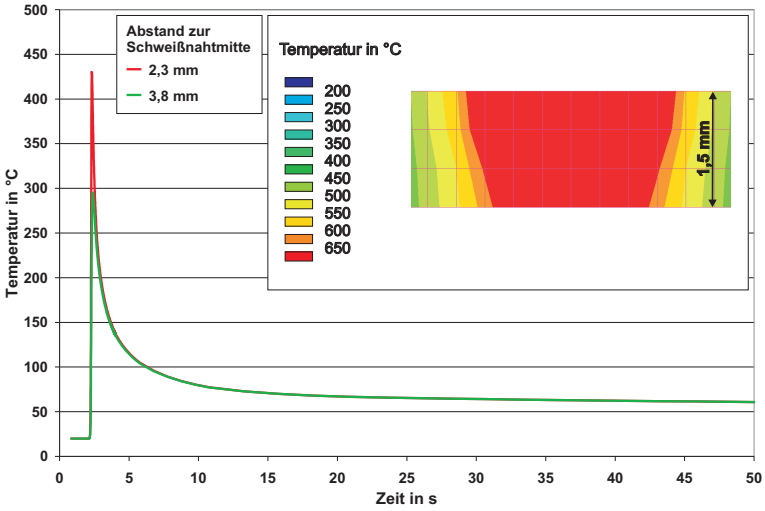

Abbildung 4.23: Berechnete Temperaturzyklen und Schmelzbadquerschnitt für Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_S = 4,0 m/min

4.2.1.2 Berechnete Bauteilverzüge

Aufbauend auf den validierten Temperaturfeldberechnungen lässt sich der Verzug der ebenen Platten numerisch ermitteln. In den Abbildungen 4.24 bis 4.26 sind die berechneten Verzüge in Längs- und Querrichtung angegeben. Analog zu den Temperaturfeldberechnungen liegen auch für die Bauteilverzüge alle Werte bis zur Abkühlung der Platten auf Raumtemperatur vor, gezeigt werden nur die ersten 800 s um die Übersichtlichkeit zu gewährleisten. Bis zum Ende der Simulationszeit fällt der Gradient der berechneten Verzüge auf Null ab.

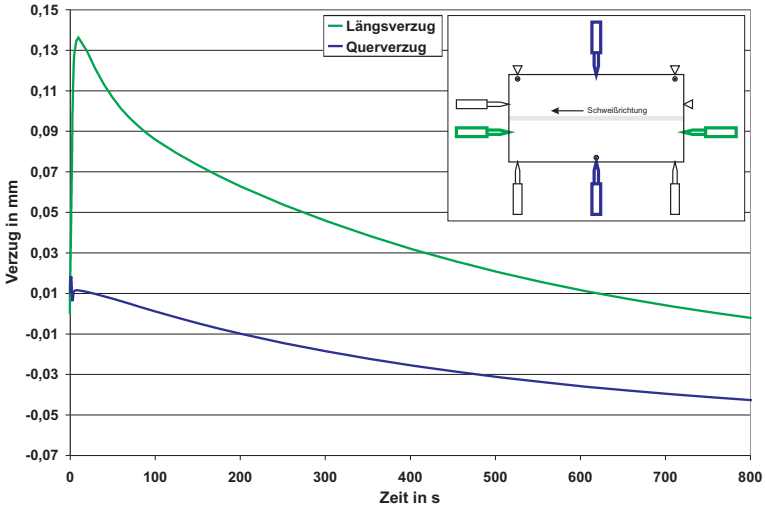

Abbildung 4.24: Berechneter Längs- und Querverzug für DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_s = 4,0 m/min

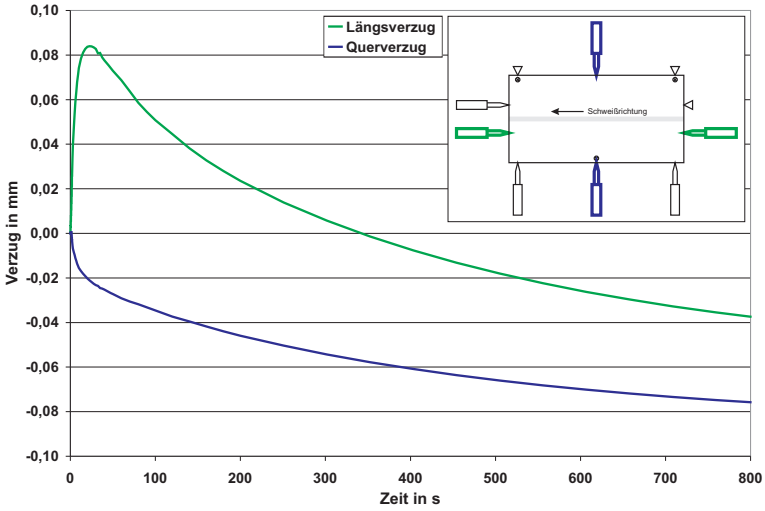

Abbildung 4.25: Berechneter Längs- und Querverzug für H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 6,5 m/min

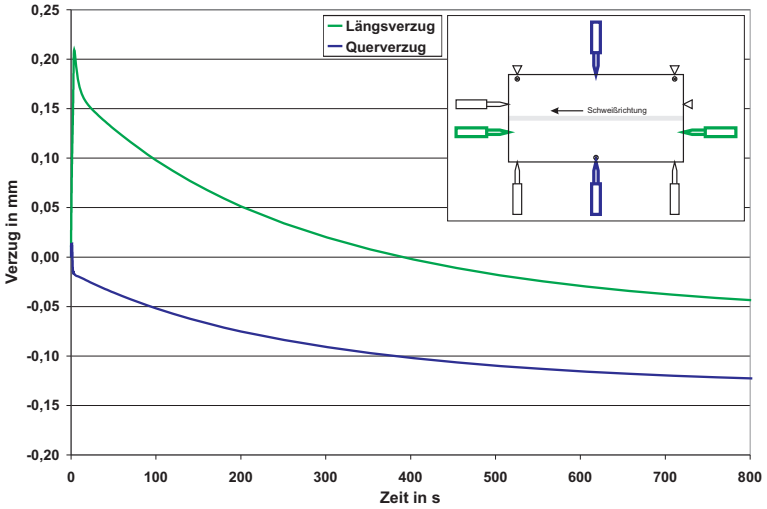

Abbildung 4.26: Berechneter Längs- und Querverzug für Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 4,0 m/min

4.2.1.3 Globaler Einfluss der thermophysikalischen Werkstoffkennwerte

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse durch die Variation der Werkstoffkennwerte gezeigt. Die Darstellung erfolgt wie in Abschnitt 3.3.1.6 beschrieben.

Wärmeleitfähigkeit Die Wärmeleitfähigkeit zeigt ihre Haupteinwirkung auf das berechnete Temperaturfeld bei den Abkühlzeiten, deren Veränderungen nahezu direkt proportional zu dem angewandten Faktor sind. Der Einfluss auf die Schmelzbadfläche im Querschnitt ist ebenfalls deutlich zu sehen. Bei den beiden Stählen hat ein Faktor von < 1,0 eine geringere Wirksamkeit, während ein Faktor > 1,0 eine höhere Einflussnahme ermöglicht. Dieser Trend ist für Ecodal 608 gegenläufig. Die Spitzentemperatur der beiden Stähle ist nahezu unabhängig von der Variation der Wärmeleitfähigkeit, während bei Ecodal 608 ein geringer Effekt erkennbar ist, siehe Abbildung 4.27.

Der Einfluss der Wärmeleitfähigkeit auf die berechneten Verzüge ist sehr gering, siehe Abbildung 4.28.

Werkstoff	Faktor	Spitzen-temperatur	$t_{8/5}$-Zeit *$t_{8/3}$-Zeit	Querschnitt Schmelzbadfl.
DP-W 600	0.9			
	1.1			
H400	0.9			
	1.1			
Ecodal 608	0.9		*	
	1.1		*	

Abbildung 4.27: Einfluss der Wärmeleitfähigkeit auf das numerisch berechnete Temperaturfeld

Werkstoff	Faktor	Längsverzug	Querverzug
DP-W 600	0.9		
	1.1		
H400	0.9		
	1.1		
Ecodal 608	0.9		
	1.1		

Abbildung 4.28: Einfluss der Wärmeleitfähigkeit auf den numerisch berechneten Verzug

Wärmekapazität und Dichte Die beiden Werkstoffkennwerte Wärmekapazität und Dichte werden, in Kombination mit einem Temperaturgradienten, softwareintern zur Berechnung der Enthalpie der Werkstoffe verwendet. Dieser mathematische Zusammenhang ist linear und beide Kennwerte sind gleich stark gewichtet. Die Auswirkungen auf die berechneten Temperaturfelder und damit auch auf die Verzüge sind daher identisch. Die folgenden Ergebnisse beziehen sich aus diesem Grund auf die Effekte der Wärmekapazität, da diese messtechnisch aufwändiger zu bestimmen ist und deutlich höhere Streuungen zu erwarten sind. Alle Aussagen gelten ohne Einschränkungen ebenso für die Dichte.

Der Einfluss der Wärmekapazität auf das berechnete Temperaturfeld ist sehr ausgeprägt, siehe Abbildung 4.29. Alle drei betrachteten Kriterien zeigen eine starke Abhängigkeit von den angewandten Faktoren.

Werkstoff	Faktor	Spitzen-temperatur	$t_{8/5}$-Zeit *$t_{5/3}$-Zeit	Querschnitt Schmelzbadfl.
DP-W 600	0.9			
	1.1			
H400	0.9			
	1.1			
Ecodal 608	0.9		*	
	1.1		*	

Abbildung 4.29: Einfluss der Wärmekapazität auf das numerisch berechnete Temperaturfeld

Diese Veränderung des Temperaturfeldes führt zu entsprechend großen Folgen für die berechneten Verzüge, siehe Abbildung 4.30. Die Wirkung der latenten Wärme ist für die beiden Stähle vergleichbar, ihre Nichtberücksichtigung führt zu 2-4% größerem Längsverzug sowie 6-7% größerem Querverzug. Analog zur latenten Wärme ist bei Ecodal 608 die sprunghafte Änderung der Dichte im Schmelzbereich zu sehen. Wird dieser Sprung vernachlässigt, ändern sich die berechneten Verzüge um weniger als 1%. Der unterschiedliche Einfluss in Längs- und Querrichtung ist jedoch auch hier sichtbar. Aufgrund der ausgeprägten Folgen bei einer Variation wird die Wärmekapazität in Abschnitt 4.2.1.5 detailliert in einzelnen Temperaturintervallen untersucht.

Werkstoff	Faktor	Längsverzug	Querverzug
DP-W 600	0.9		
	1.1		
H400	0.9		
	1.1		
Ecodal 608	0.9		
	1.1		

Abbildung 4.30: Einfluss der Wärmekapazität auf den numerisch berechneten Verzug

4.2.1.4 Globaler Einfluss der thermomechanischen Werkstoffkennwerte

Querkontraktionszahl Eine Variation der Querkontraktionszahl (Poisson-Zahl) zeigt nur sehr geringe Auswirkungen auf die berechneten Verzüge. Veränderungen dieses Kennwertes um $\pm$ 10% rufen ein um weniger als 1% abweichendes Ergebnis hervor. Bei Verwendung einer kon-

stanten, temperaturunabhängigen Querkontraktionszahl werden die Querverzüge in der Größenordnung von 2-3% verändert. Für den Längsverzug sind die Variationsrechnungen ohne Auswirkung.

Verfestigungsverhalten Eine Variation des Verfestigungsverhaltens zeigt ebenso einen sehr geringen Einfluss auf die berechneten Verzüge. Ein Faktor von $\pm$ 10% führt zu Abweichungen im berechneten Verzug von 1-2%. Trotz der geringen absoluten Werte fällt jedoch auf, dass bei DP-W 600 ein gleich großer Einfluss in beide Raumrichtungen zu beobachten ist, der auch bei vernachlässigen der Umwandlungsplastizität bestehen bleibt. Der Einfluss bei den Werkstoffen H400 und Ecodal 608 ist in Längsrichtung größer ist als in Querrichtung. Berechnungen für DP-W 600 ohne Phasenumwandlungen zeigen wiederum ein zu den anderen beiden, nicht umwandelnden Werkstoffen vergleichbares Verhalten.

E-Modul und Dehngrenze Die Auswirkungen einer Variation des E-Moduls und der Dehngrenze sind in den Abbildungen 4.31 sowie 4.32 dargestellt. Bei beiden Kennwerten ist in den Ergebnissen eine Auffälligkeit im Verzugsverhalten von DP-W 600 zu beobachten. Variationen der Faktoren haben hier nur Einfluss auf den berechneten Längsverzug, während der Querverzug sich nicht ändert. Bei den anderen beiden Werkstoffen H400 und Ecodal 608 ist der Einfluss jeweils in beide Richtungen gleich. Weiterhin ist erkennbar, dass die Veränderung der Dehngrenze bei H400 nahezu keinen Einfluss auf die Verzugsergebnisse zeigt. Eine Variation des E-Moduls wirkt sich demgegenüber sowohl auf die Längs- als auch auf die Querverzüge aus.

Der normierte Einfluss des E-Moduls und der Dehngrenze auf den Bauteilverzug liegt hauptsächlich im Bereich von 25-50%. Aufgrund der hohen möglichen Streubreite bei der Auswertung von Zugversuchen ergeben sich jedoch in der Folge hohe mögliche Absolutwerte der Abweichungen. Aus diesem Grund werden beide Kennwerte in Abschnitt 4.2.1.5 für einzelne diskrete Temperaturintervalle ausgewertet.

Werkstoff	Faktor	Längsverzug	Querverzug
DP-W 600	0.9		
	1.1		
H400	0.9		
	1.1		
Ecodal 608	0.9		
	1.1		

Abbildung 4.31: Einfluss des E-Moduls auf den numerisch berechneten Verzug

Werkstoff	Faktor	Längsverzug	Querverzug
DP-W 600	0.9		
	1.1		
H400	0.9		
	1.1		
Ecodal 608	0.9		
	1.1		

Abbildung 4.32: Einfluss der Dehngrenze auf den numerisch berechneten Verzug

Thermische Dehnung Die thermische Dehnung hat die ausgeprägtesten Effekte aller untersuchten Werkstoffkennwerte auf den Verzug. Eine Variation der Daten des Wärmeausdehnungskoeffizienten verursacht ein verändertes Verzugsverhalten, welches direkt proportional zu dem verwendeten Faktor ist. Beispielsweise verursachen 10% größere Werte der Simulationsdaten ebenso 10% größere Bauteilverzüge in allen Raumrichtungen.

Auch das Umwandlungsverhalten des Stahles DP-W 600 verändert die thermischen Dehnungen qualitativ und quantitativ. Berechnungen ohne Phasenumwandlung ergeben 6-7% geringere Bauteilverzüge in Längs- und Querrichtung. Eine Simulation mit Phasenumwandlung ohne Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität verringert die Bauteilverzüge in Längsrichtung um 3%, während in Querrichtung 2% höhere Verzüge auftreten.

4.2.1.5 Einfluss der wichtigsten Werkstoffkennwerte in diskreten Temperaturintervallen

Der Einfluss folgender Werkstoffkennwerte wird innerhalb bestimmter Temperaturintervalle untersucht:

- spezifische Wärmekapazität
- E-Modul
- Dehngrenze

Die Auswirkungen der variierten Wärmekapazität in einzelnen Temperaturintervallen auf die berechneten Verzüge ist für die drei betrachteten Werkstoffe vergleichbar. Abbildung 4.33 zeigt die ermittelten Auswirkungen auf die Berechnungsergebnisse. Ein Faktor < 1,0 resultiert in größeren Verzügen, während ein Faktor > 1,0 zu kleineren Verzügen führt. Die Darstellung zeigt daher, in Abweichung zu den vorherigen Darstellungen, nur die Größenordnung des Einflusses und nicht, ob die jeweiligen Werte größer oder kleiner ausfallen.

Die temperaturdiskrete Auswertung der Ergebnisse zeigt verschiedene Effekte der Sensitivität. Für Temperaturen bis zu zirka 0,35 $T_{Solidus}$ ist der Einfluss in Längsrichtung größer als in Querrichtung. Im Bereich von 0,35 $T_{Solidus}$ bis 1,0 $T_{Solidus}$ kehrt sich dieser Trend um, hier ist der

Einfluss in Querrichtung zirka um den Faktor 10 höher als in Längsrichtung. Alle Variationen der Daten oberhalb von $T_{Solidus}$ zeigen keine nennenswerten Effekte auf die Berechnungsergebnisse.

Intervall $T_{Solidus}$	Längsverzug	Querverzug
< 0.35		
0.35 bis 1.0		
> 1.0		

Abbildung 4.33: Einfluss der Wärmekapazität in diskreten Temperaturintervallen auf den numerisch berechneten Verzug

In den Abbildungen 4.34 sowie 4.35 sind die Ergebnisse der temperaturdiskreten Variationen des E-Moduls und der Dehngrenze dargestellt. Auch hier sind, wie bereits bei der Wärmekapazität, nur die Größenordnungen der Verzugsveränderungen aufgeführt. Beide zeigen einen temperaturabhängigen Verlauf ihrer Auswirkungen auf den Verzug, der dem Verhalten der Wärmekapazität ähnlich ist. Vor allem bei der Dehngrenze ist zu sehen, dass Veränderungen im niedrigen Temperaturintervall hauptsächlich Folgen für den Längsverzug haben, während im hohen Temperaturbereich fast nur der Querverzug verändert wird.

Die Temperaturbereiche sind dabei für die Stähle und für die Aluminiumlegierung leicht unterschiedlich. Während sich bei den Stählen bereits bei zirka 0,35 $T_{Solidus}$ der Einfluss vom Längs- auf den Querverzug verlagert, ist dies bei der betrachteten Aluminiumlegierung erst bei zirka 0,5 $T_{Solidus}$ der Fall. Berechnungen für H400 mit den Dehngrenzenwerten bei 200°C und 400°C laut Herstellerdatenblatt [177], welche zirka 13-14% niedriger als die Messwerte ausfallen, zeigen ein zu den variierten Daten für Temperaturen unterhalb zirka 0,35 $T_{Solidus}$ analoges Verhalten.

Kennwert	Intervall $T_{Solidus}$	Längsverzug	Querverzug
E-Modul (Stahl)	< 0.3		
	0.3 bis 0.6		
	> 0.6		
Dehngrenze (Stahl)	< 0.35		
	0.35 bis 0.7		
	> 0.7		

Abbildung 4.34: Einfluss des E-Moduls und der Dehngrenze in diskreten Temperaturintervallen auf den numerisch berechneten Verzug, Stähle

Kennwert	Intervall $T_{Solidus}$	Längsverzug	Querverzug
E-Modul (Aluminium)	< 0.3		
	0.3 bis 0.8		
	0.8 bis 1.0		
	> 1.0		
Dehngrenze (Aluminium)	< 0.5		
	> 0.5		

Abbildung 4.35: Einfluss des E-Moduls und der Dehngrenze in diskreten Temperaturintervallen auf den numerisch berechneten Verzug, Aluminiumlegierung

Bei den Ergebnissen der Variation des E-Moduls ist zu beachten, dass sich im Temperaturintervall bis 0,3 $T_{Solidus}$ für DP-W 600 der Effekt der Umwandlung deutlich bemerkbar macht. Bei Berechnungen mit Phasenumwandlung ist in diesem Intervall für DP-W 600 ein starker Einfluss in Längsrichtung vorhanden, während in Querrichtung nur geringe Veränderungen auftreten. Wenn man die Phasenumwandlung bei DP-W 600 berücksichtigt, den metallurgischen Effekt der Umwandlungsplastizität jedoch vernachlässigt, so bleibt die Auswirkung des E-Moduls auf den berechneten Verzug qualitativ gleich (hoher Einfluss in Längsrichtung), ändert sich jedoch leicht in der Quantität. Berechnungen ohne Phasenumwandlung zeigen dagegen eine gleichmäßige Wirksamkeit in beide Richtungen, wie sie auch bei H400 und Ecodal 608 vorkommt.

Der Einfluss der Dehngrenze des umgewandelten Nahtwerkstoffes von DP-W 600 auf den berechneten Bauteilverzug ist sehr gering. Eine Variation um $\pm$ 25% ergibt Veränderungen der Verzüge von deutlich weniger als 1%. Bei Berechnungen nur mit Dehngrenzenwerten des Grundwerkstoffes treten Abweichungen im Verzug von bis zu 5% auf.

4.2.2 Industriell relevantes Demonstratorbauteil

4.2.2.1 Validierung der aktuellen Serienlösung

Die Berechnungsergebnisse des Temperaturfeldes des Kupplungskörpers sind in Abbildung 4.36 gezeigt. Die in Nahtnähe betrachteten Temperaturzyklen zeigen das für Strahlschweißverfahren typische Aussehen mit einem steilen und sehr schmalen Peak. Das Schmelzbad ist in der Darstellung der Isothermen im Schnitt quer zur Naht sichtbar. Der rote Bereich markiert den Teil des Materials mit einer Temperatur oberhalb von $T_{Solidus}$ für den verwendeten Werkstoff. Das Schmelzbad hat die für Strahlschweißverfahren typische schmale und tiefe Form.

Aufbauend auf den generierten Temperaturfeldergebnissen findet die entkoppelte Berechnung der schweißbedingten Verzüge statt. Da zwischen der Teilung an der linken und der rechten Zahnflanke prinzipiell keine Unterschiede bestehen, werden alle Angaben auf die Teilung der rechten Zahnflanke bezogen. Durch die sehr kleinen absoluten Werte der Verzüge ist eine

optisch-qualitative Beurteilung der Berechnungsergebnisse ohne Skalierungsfaktor nicht möglich, siehe Abbildung 4.37 links. Aus diesem Grund werden die Radialverzugsergebnisse mit dem Faktor 250 skaliert um den qualitativen Verlauf der Verzüge deutlich sichtbar zu machen. Durch diesen hohen Faktor verschieben sich die berechneten radialen Positionen des durch die Schweißwärme geschrumpften Synchronringes Richtung Bauteilmitte, siehe Abbildung 4.37 rechts. Die Auswerteposition bleibt jedoch identisch.

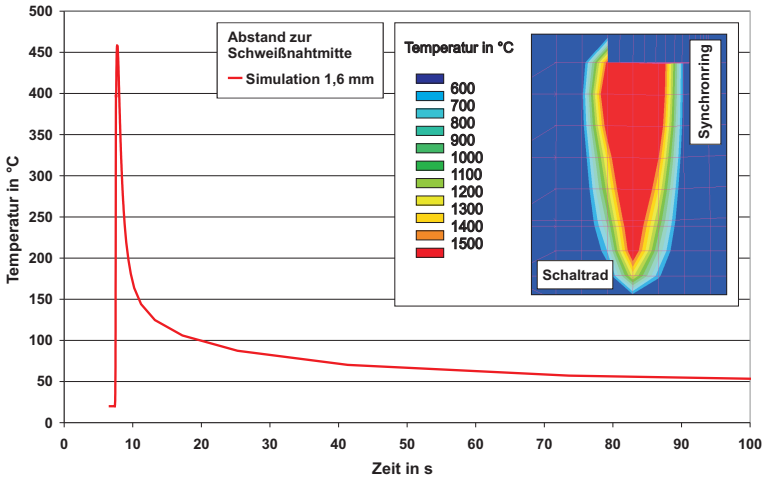

Abbildung 4.36: Berechnete Temperaturzyklen des Kupplungskörpers und Querschnitt des Schmelzbades quer zur Nahtrichtung, Elektronenstrahlschweißung mit U = 80 kV, I = 85 mA, p = 0,00018 mbar, v_s = 30 mm/s

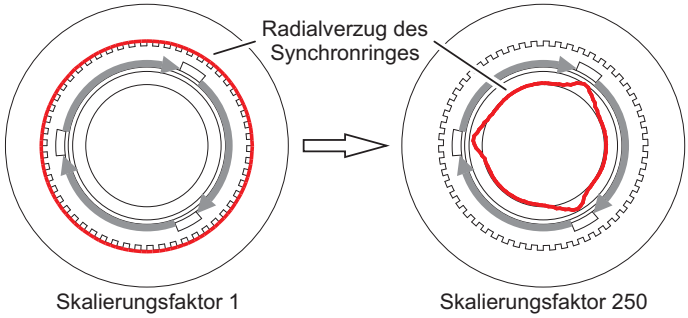

Abbildung 4.37: Berechneter Radialverzug des Kupplungskörpers nach aktuellem Schweißplan (Standardversion), links: normale Darstellung (Skalierungsfaktor 1), rechts: überhöhte Darstellung (Skalierungsfaktor 250)

Abbildung 4.38 zeigt das transiente Verhalten des Radialverzugs für die aktuelle Serienlösung in der Übersicht für verschiedene Zeitpunkte. Man erkennt, dass in der Phase der Wärmeeinbringung drei Ausbeulungen auf der Außenseite des Synchronringes entstehen, die sich mit den Wärmequellen mitbewegen. In der anschließenden Abkühlphase schrumpft das Bauteil und der Endverzug bei Raumtemperatur entsteht. Die Ausbeulungen bleiben dabei erhalten.

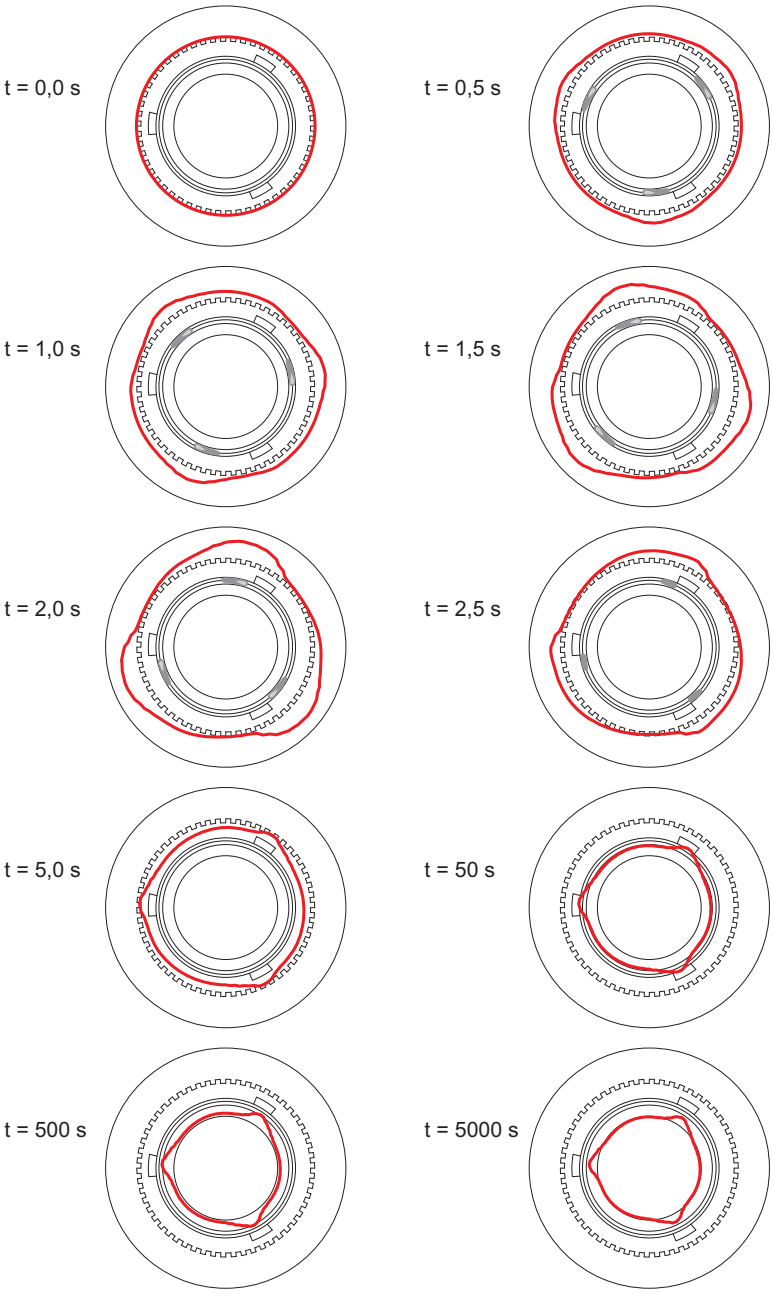

Abbildung 4.38: Visualisierung des transienten Radialverzuges des Kupplungskörpers, Schweißprozess ist nach 2,1 s beendet, danach Abkühlung bis auf Raumtemperatur, alle Verzüge 250-fach überhöht dargestellt

In den Abbildungen 4.39 bis 4.41 sind die ausgewerteten Teilungsänderungen nach vollständiger Abkühlung für drei Varianten als Abwicklung des Umfanges auf einer Geraden dargestellt. Gezeigt sind die Teilungsänderung für eine Berechnung nur des Heftvorganges, für eine Berechnung des Heftvorganges mit anschließendem Schweißvorgang und für eine Berechnung nur des Schweißvorganges. Den insgesamt geringen qualitativen und quantitativen Einfluss des Heftvorganges auf den berechneten Verzug zeigt Abbildung 4.39.

Die berechnete Teilungsänderung bei Berücksichtigung des Heftvorganges und des Schweißvorganges, Abbildung 4.40, weist ausgeprägte Peaks mit größerer Teilung im Bereich der Nuten auf. In den Zwischenbereichen sind nur geringe Abweichungen zu sehen. In Abbildung 4.41 ist schließlich die Teilung nach Berechnung nur des Schweißvorganges gezeigt. Auch hier sind im Nutbereich die Teilungen stark vergrößert, während dazwischen eine kleinere Teilung aus dem Schweißvorgang hervorgeht. Der maximale Sprung der Teilung erstreckt sich demnach über drei Zähne und beträgt zirka 0,0135 mm, siehe Abbildung 4.42. Aufgrund des abschnittsweise symmetrischen Verhaltens der Verzüge wird für alle folgenden Ergebnisse das in Abbildung 4.41 schraffiert unterlegte Drittel der Verzüge dargestellt.

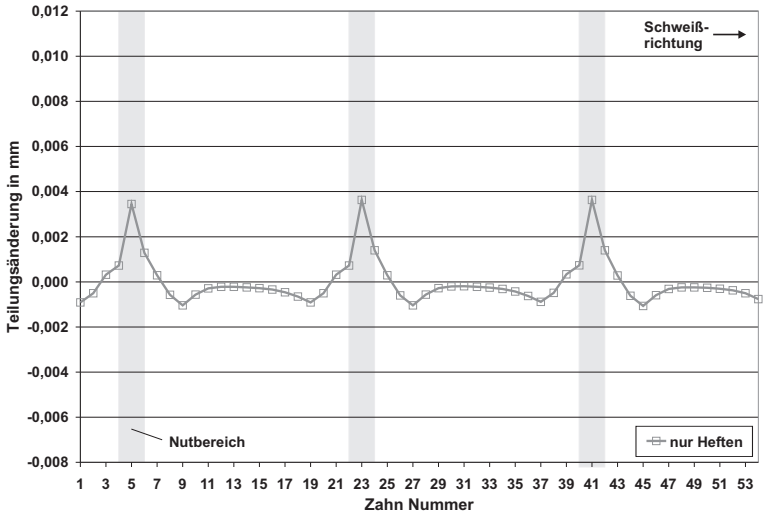

Abbildung 4.39: Alleiniger Einfluss des Heftvorganges auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung am Synchronring nach vollständiger Abkühlung

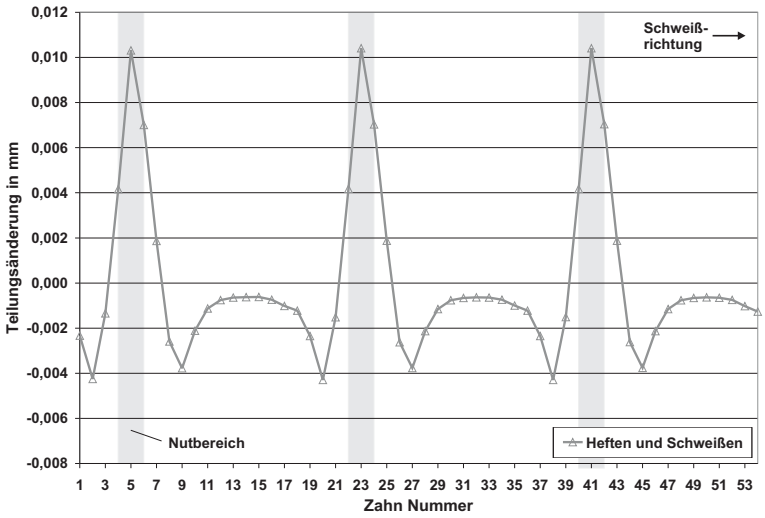

Abbildung 4.40: Einfluss des Heftvorganges mit anschließendem Schweißvorgang auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung am Synchronring nach vollständiger Abkühlung

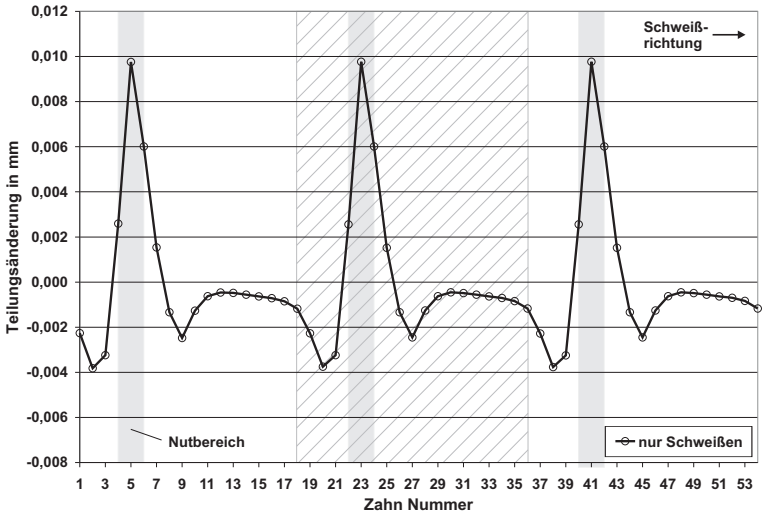

Abbildung 4.41: Alleiniger Einfluss des Schweißvorganges auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung am Synchronring nach vollständiger Abkühlung

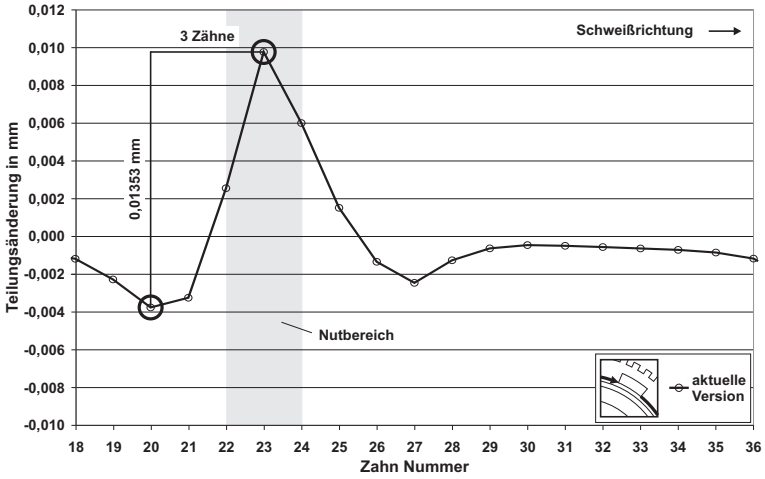

Abbildung 4.42: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes bei der Standardschweißung nach vollständiger Abkühlung, detaillierte Auswertung eines Abschnittes

4.2.2.2 Einfluss der Werkstoffkennwerte

Die Berechnungsergebnisse des Kupplungskörpers mit variierten Werkstoffkennwerten zeigen ein zur Basisversion analoges qualitatives Verzugsverhalten. Die berechneten Teilungsänderungen unterscheiden sich nur quantitativ, eine Änderung der Anzahl der vom maximalen Teilungssprung überdeckten Zähne stellt sich nicht ein. Damit ist die Höhe des maximalen Sprunges, hier die Differenz der Teilungsänderung zwischen Zahn Nummer 20 und 23, das zu betrachtende Merkmal für die Sensitivität.

Wärmekapazität Bei der genannten Variation der spezifischen Wärmekapazität um $\pm$10% ergeben sich sowohl Einflüsse auf das berechnete Temperaturfeld als auch auf den Bauteilverzug. So wird bei der geringeren Wärmekapazität die Querschnittsfläche des Schmelzbades um 33% größer, gleichzeitig steigert sich die Spitzentemperatur an der Thermoelementmessstelle in Nahtnähe um 9%. Der maximale Teilungssprung wird um 12% erhöht. Demgegenüber sinkt bei einer höheren Wärmekapazität die Querschnittsfläche des Schmelzbades um 18%, ebenso verringert sich die Spitzentemperatur um 7%. Der maximale Teilungssprung fällt 10% geringer aus. Die $t_{8/5}$-Zeit zeigt keinerlei Änderungen bei beiden Variationen.

E-Modul und Dehngrenze Die Höhe des maximalen Teilungssprunges verringert sich bei einer Variation des E-Moduls mit einem Faktor <1,0 sowie vergrößert sich mit einem Faktor >1,0. Gegenteilig verhält es sich mit dem Einfluss der Dehngrenze, ein Faktor <1,0 (>1,0) sorgt

hier für einen größeren (kleineren) maximalen Teilungssprung. Für beide Werkstoffkennwerte ist der Einfluss auf das Ergebnis bei einer Variation von ±10% im Bereich von 3-4%.

Thermische Dehnung Eine Änderung der thermischen Dehnung führt direkt zu einem Einfluss auf die berechneten maximalen Teilungssprünge, wobei Faktoren <1,0 geringere Verzüge hervorrufen und Faktoren >1,0 mehr Verzug erzeugen. Für Variationen von ±10% sind jeweils Auswirkungen auf den maximalen Teilungssprung von knapp 14% zu verzeichnen.

Umwandlung und Umwandlungsplastizität Die Vernachlässigung der Umwandlungsplastizität und der Phasenumwandlung zeigt einen deutlichen Einfluss auf die berechnete Teilungsänderung des Bauteils. Wenn die Umwandlungsplastizität in der Berechnung nicht berücksichtigt wird ergibt sich ein qualitativ gleiches Ergebnis, der maximale Sprung der Teilungsänderung ist jedoch zirka 6% größer. Wenn ohne Phasenumwandlung berechnet wird zeigen sich auch qualitative Einflüsse auf die Teilungsänderung, siehe Abbildung 4.43. Hier ist das globale Minimum der gezeigten Kurve im Bereich des Nahtanfangs bei Zahn Nummer 27. Weiterhin sind die Unterschiede zwischen Anfangs- und Endbereich sehr gering, für die Zähne Nummer 20 und 27 sind die Teilungsänderungen nahezu gleich.

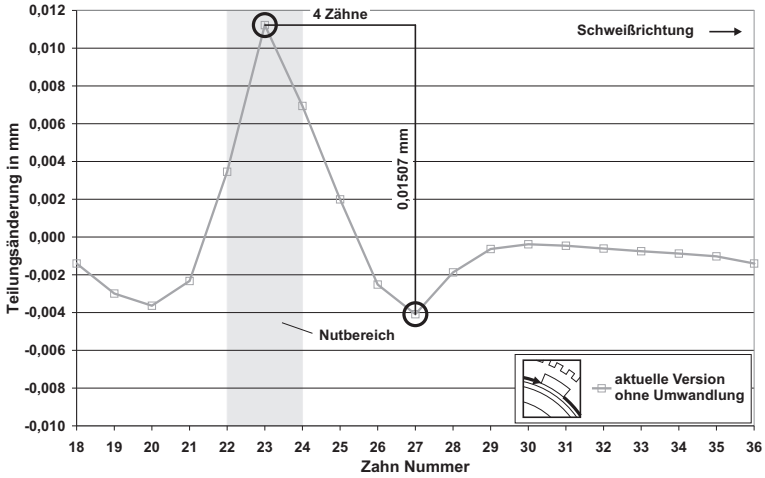

Abbildung 4.43: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung, keine Berücksichtigung der Phasenumwandlung

4.2.2.3 Verzugsanalyse und -optimierung

Der Einfluss der Geometrie (hier: geometrische Lücken in Form der Nuten) und der Energieverteilung (hier: thermische Lücken im Bereich der Nuten) auf die berechnete Teilungsänderung des Kupplungskörpers zeigt sich in den Abbildungen 4.44 und 4.45.

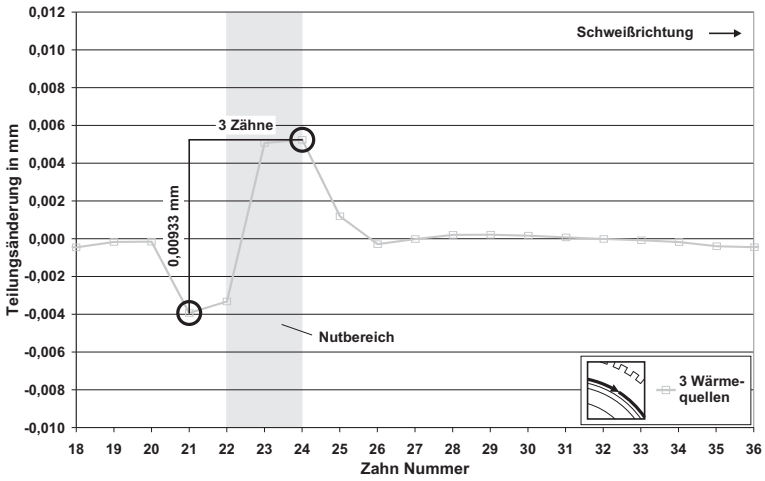

Abbildung 4.44: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung, ohne thermische und geometrische Lücke

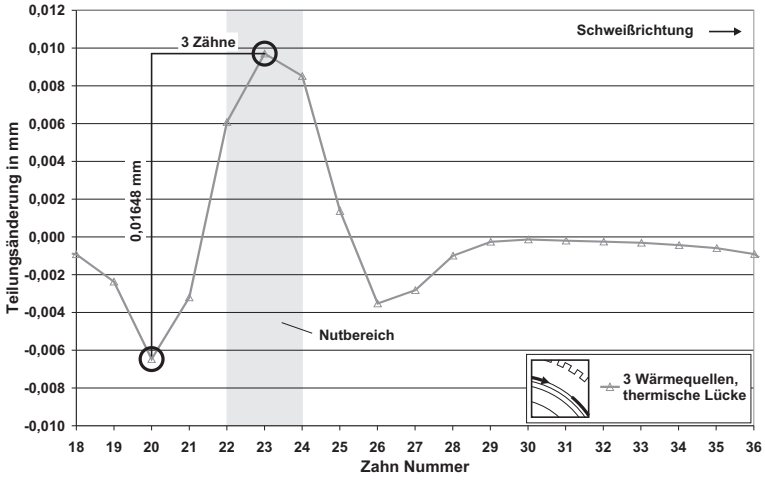

Abbildung 4.45: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung, mit thermischer Lücke

Die Variante ohne thermische und geometrische Lücke zeigt nur im Bereich der Start-/Endpunkte der Schweißnähte eine deutliche Änderung der Zahnteilung, siehe Abbildung 4.44. Im Startbereich der Naht, beginnend bei Zahn Nummer 23 und in der Darstellung nach rechts wei-

tergehend, ist die Teilung vergrößert und passt sich im weiteren Verlauf dem Nullniveau nahezu an. Demgegenüber entsteht im Endbereich, von links kommend, eine geringere Zahnteilung.

Abbildung 4.45 zeigt die berechnete Teilung bei Vorhandensein einer thermischen Lücke, wobei die geometrische Lücke jedoch noch nicht existiert. Durch die Schweißung entsteht ein Peak der Teilung, der über den Bereich der thermischen Lücke hinausgeht. Sowohl im Start- als auch im Endbereich der Nähte ist die Teilung geringer, erst in direkter Nähe zum Start- und Endpunkt zeigt sich eine größere Teilung, die sich über den gesamten Bereich der thermischen Lücke erstreckt.

Die folgenden Grafiken zeigen die Berechnungsergebnisse zur Optimierung des Bauteilverzuges. In Abbildung 4.46 ist die berechnete Teilungsänderung bei Verwendung von sechs gleichzeitigen Wärmequellen mit Schweißrichtung im Uhrzeigersinn dargestellt. Diese Anordnung führt zu einem zusätzlichen Peak im Bereich zwischen den Zähnen 29 und 35.

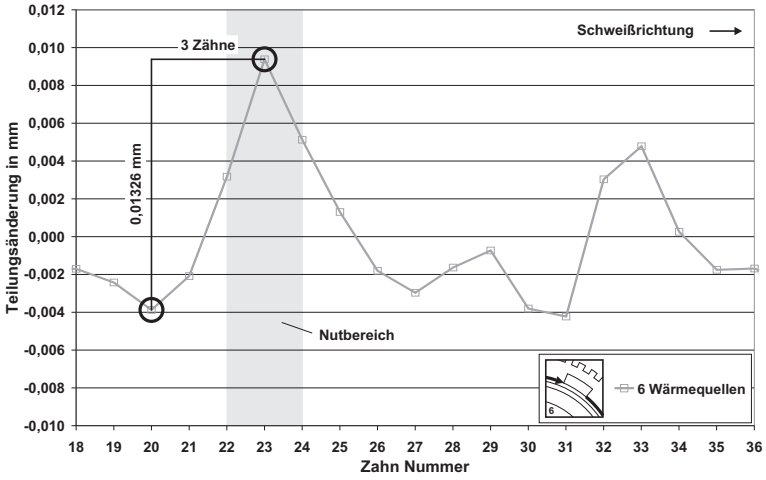

Abbildung 4.46: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung bei Verwendung von sechs zeitgleichen Wärmequellen und einer Schweißrichtung im Uhrzeigersinn

In Abbildung 4.47 und 4.48 sind die berechneten Teilungsänderungen bei der Schweißung mit sechs zeitlich parallel laufenden Wärmequellen von der Mitte nach außen sowie von außen zur Mitte aufgezeigt. Die hier entstehenden zusätzlichen Teilungssprünge liegen zwischen den Zähnen 30 und 34. Die Variante mit der Schweißrichtung von der Mitte nach außen erzeugt bei der Teilungsänderung einen maximalen Peak von zirka 0,0133 mm, der sich auf eine Breite von drei Zähnen verteilt, siehe Abbildung 4.47. Der Verlauf zeigt hohe Gradienten der Teilungsänderung im Bereich des Peaks. Der Verlauf der Teilung bei der Variante mit Schweißrichtung von außen zur Mitte hat einen relativ breiten maximalen Peak mit eine Höhe von zirka 0,0118 mm, der sich über vier Zähne erstreckt, siehe Abbildung 4.48. Die Gradienten an den Peakflanken

sind moderat.

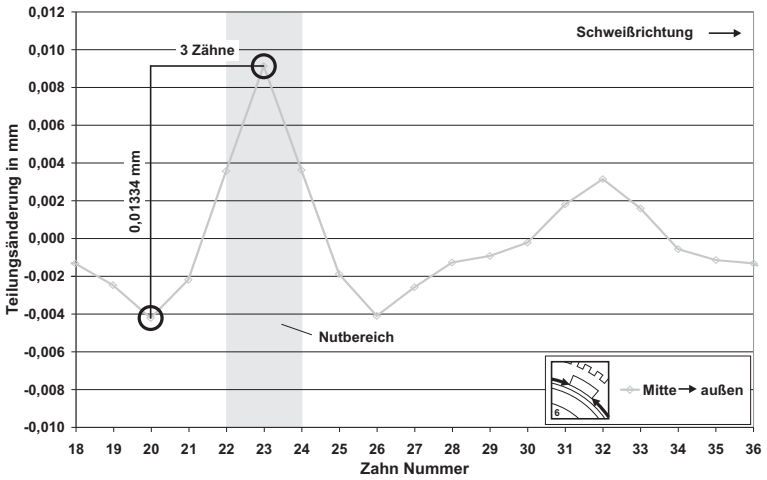

Abbildung 4.47: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung bei Verwendung von sechs zeitgleichen Wärmequellen und einer Schweißrichtung von der Mitte nach außen

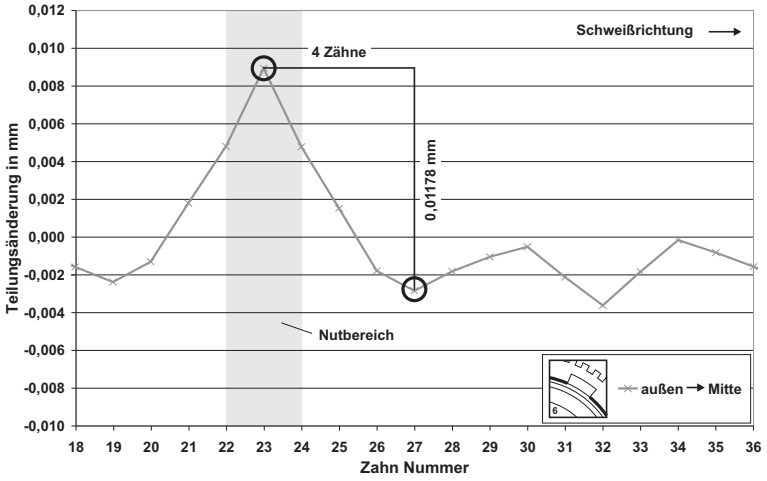

Abbildung 4.48: Berechnete Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung bei Verwendung von sechs zeitgleichen Wärmequellen und einer Schweißrichtung von außen zur Mitte

5 Diskussion der Ergebnisse

5.1 Werkstoffkennwertbestimmung

Zentraler Aspekt der Sensitivitätsanalyse ist die numerische Simulation zur Untersuchung der Einflüsse der Werkstoffkennwerte auf die berechneten Temperaturfelder und Verzüge. Um die quantitative Aussagekraft der Simulationsergebnisse sicherzustellen ist eine detaillierte Prüfung der Plausibilität und der Genauigkeit der experimentell bestimmten Werkstoffkennwertdaten unerlässlich. Darüber hinaus ist eine Bewertung der Streuungen aller Kennwerte notwendig, um die Basis für die in der Berechnung anzuwendenden Skalierungsfaktoren der Eingabedaten zu erarbeiten.

5.1.1 Analyse der Messergebnisse

Sowohl für die thermophysikalischen als auch für die thermomechanischen experimentell bestimmten Werkstoffkennwerte wird eine Analyse der Daten vorgenommen. Dabei werden die Messergebnisse auf Plausibilität geprüft und die Besonderheiten der Messwertverläufe diskutiert.

5.1.1.1 Legierungszusammensetzung

Der bei DP-W 600 mit zwei verschiedenen Methoden gemessene hohe Aluminiumgehalt von 1,16% liegt deutlich oberhalb der herstellerseitigen Spezifikation [175] des Werkstoffes. Aluminiumgehalte von bis zu 10 Gew.-% werden seit einigen Jahren vor Allem bei Karosserieblechen in zunehmendem Maße als Legierungsbestandteil verwendet. Ein allgemeines Ziel dieser hohen Beimengungen ist die Reduzierung der Dichte. Darüber hinaus lagert sich das Aluminium in den oberflächennahen Bereichen der Halbzeuge und Bauteile an und fördert so die Haftung von Beschichtungsmaterialien wie beispielsweise Lacken, was für die durchgeführten Berechnungen jedoch keinen Einfluss hat. Im aktuellen Fall ist die Herstellung des Dualphasengefüges der primäre Aspekt, welche durch die thermomechanische Behandlung beim Walzprozess gezielt eingestellt wird. Durch die Zulegierung von Aluminium wird die Bainitnase im ZTU-Schaubild zu höheren Abkühlzeiten hin verschoben, womit die teilmartensitische Umwandlung des Werkstoffes während des Walzprozesses sichergestellt und die Bildung des unerwünschten Bainits verhindert wird.

Bei H400 liegt der gemessene Nickelgehalt von 3,8% geringfügig über der Herstellerspezifikation [177]. Mit steigendem Nickel-Äquivalent der Legierung wird der zu erwartende Anteil des

meist unerwünschten Delta-Ferrits laut Schaeffler-Diagramm verringert, so dass keine negativen Auswirkungen dieser Zusammensetzung zu erwarten sind.

Messungen der Legierungszusammensetzung von Ecodal 608 ergeben keine Legierungsanteile außerhalb der Grenzwerte laut Herstellerangaben. Es sind keine Besonderheiten der Zusammensetzung zu erkennen.

Insgesamt zeigt die Analyse der Legierungsbestandteile, dass die für die Sensitivitätsanalyse verwendeten Materialien den gewünschten Legierungen entsprechen. Damit ist sichergestellt, dass die Zuordnung der gemessenen Kennwerte zu den gewählten Legierungen korrekt ist.

5.1.1.2 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte

Solidustemperatur Für den Temperaturfeldabgleich der FE-Berechnung ist die Isotherme der Solidustemperatur $T_{Solidus}$ notwendig, deren Verlauf mit den vorhandenen Makroquerschliffen der realen Schweißnähte verglichen wird. Die Solidustemperatur ist spezifisch für die einzelnen Legierungen und abhängig von deren chemischer Zusammensetzung.

Mit Hilfe des Kohlenstoffäquivalents lässt sich für den Stahl DP-W 600 die Solidustemperatur aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm abschätzen. Mit dem laut gemessener Legierungszusammensetzung bestimmten Wert ergibt sich eine Solidustemperatur von $T_{Solidus} = 1440^{\circ}C$.

Der austenitische CrNi-Stahl H400 eignet sich nicht für eine Ermittlung der Solidustemperatur mit Hilfe des Kohlenstoffäquivalents, da die Berechnung dieses Wertes nur für un- und niedrig legierte Stähle gültig ist. Hier sind vielmehr das Chrom- und Nickeläquivalent ausschlaggebend. Die laut Schaeffler-Diagramm zu erwartenden geringen Anteile an Deltaferrit sind im Mikroschliff sichtbar und bestätigen so die Abschätzung, aufgrund des Nickelgehaltes der Legierung lässt sich die Entstehung von Deltaferrit im Herstellungsprozess nicht verhindern. Anhand des Fe-Cr-Ni-Zustandsschaubildes wird für H400 eine Solidustemperatur von $T_{Solidus} = 1360^{\circ}C$ ermittelt.

Analog zu H400 wird für Ecodal 608 ein Aluminium-Magnesium-Silizium-Diagramm verwendet, in dem der Anteil der Al-Mg_2Si-Phase eingetragen ist. Die Solidustemperatur des Werkstoffes beträgt demnach $T_{Solidus} = 650^{\circ}C$.

Wärmeleitfähigkeit Die gemessene Temperaturleitfähigkeit von DP-W 600 nimmt bis zu einer Temperatur von zirka 750°C ab. Hier beginnt die Gefügeumwandlung von der ferritischen α-Phase in die austenitische γ-Phase. Die α-Phase lässt sich in ihrem temperaturabhängigen Verhalten mit reinem Eisen vergleichen, welches eine Abnahme der Temperaturleitfähigkeit bei steigender Temperatur zeigt. Die Eigenschaften des γ-Mischkristalls sind demgegenüber analog zu dem Verhalten des austenitischen Stahles H400 und zeigen im Bereich über 800°C einen entsprechenden Verlauf mit steigenden Werten bei zunehmender Temperatur.

Der Vergleich der Werte von Ecodal 608 mit denen der Stähle verdeutlicht die um zirka eine Größenordnung höhere Temperaturleitfähigkeit der Aluminiumlegierung. Ihr Maximum in der Messkurve bei 250°C ist durch eine temperaturbedingte Zunahme der Mg-Si-Ausscheidungen

bedingt. Damit geht eine Abnahme der Fremdatomanzahl im Mischkristall einher, wodurch sich die Temperaturleitfähigkeit erhöht. Oberhalb von 250°C gehen diese Ausscheidungen wieder in Lösung, so dass die Mischkristalle sich erneut mit den Fremdatomen anreichern und die Temperaturleitfähigkeit der Legierung sinkt.

In Abbildung 5.1 ist der temperaturabhängige Verlauf der nach Gleichung 3.1 auf Seite 39 ermittelten Wärmeleitfähigkeit für die drei betrachteten Werkstoffe gezeigt. Aufgrund der linearen mathematischen Zusammenhänge bei der Berechnung ist der qualitative Verlauf analog zu dem der Temperaturleitfähigkeit. Die Daten oberhalb des in den Messungen abgedeckten Temperaturbereiches sind mit Literaturwerten ergänzt. Der starke Anstieg der Werte bei Temperaturen oberhalb $T_{Solidus}$ bildet indirekt den konvektiven Wärmetransport durch die Schmelzbadströmungen in realen Schweißungen ab.

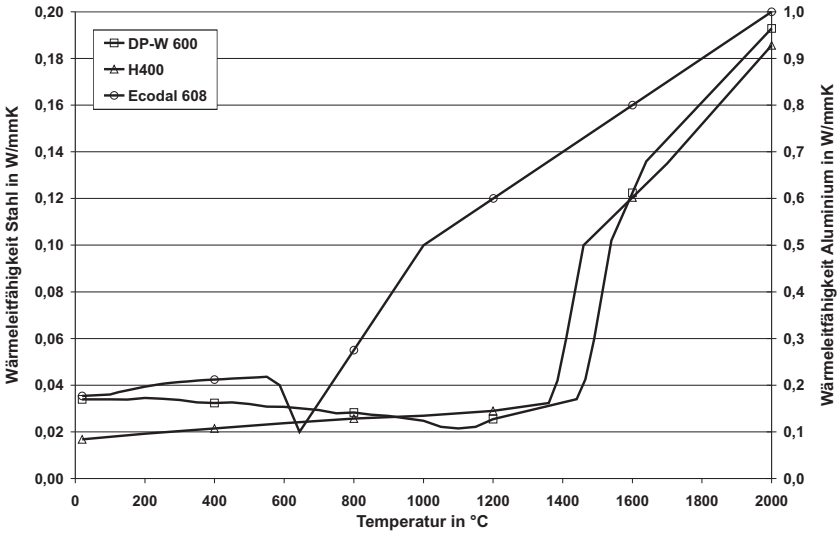

Abbildung 5.1: Aus der gemessenen Temperaturleitfähigkeit ermittelte temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit für DP-W 600, H400 und Ecodal 608, Symbole markieren nicht die diskreten Messpunkte

Wärmekapazität In den Messdaten der Wärmekapazität von DP-W 600 ist, ebenso wie bei der Temperaturleitfähigkeit, der Einfluss der Umwandlungsvorgänge sichtbar. Für die Phasenumwandlung von der α-Phase in die γ-Phase wird zusätzliche Energie benötigt, wodurch die Wärmekapazität steigt. Bei 1100°C ist diese Umwandlung vollständig abgeschlossen, so dass die durch die Temperaturerhöhung zugeführte Wärmeenergie nicht mehr für die metallurgischen Vorgänge benötigt wird. Zusätzlich wird der Peak der Wärmekapazität im Bereich von zirka 750°C bis 800°C durch die Curie-Temperatur von 769°C verstärkt. Die anomale Erhö-

hung der spezifischen Wärmekapazität ist zur Überwindung der Austauschkräfte, die die magnetischen Eigenschaften bewirken, erforderlich. Dieser Effekt wird von Merkel [180] als magnetische Anomalie der Wärmekapazität bezeichnet.

Im Gegensatz zu DP-W 600 ist der Stahl H400 auch bei Raumtemperatur austenitisch und damit nicht magnetisch. Ebenso findet keine Gefügeumwandlung während der Aufheiz- und Abkühlphase statt, so dass der Verlauf der Wärmekapazität im Messbereich linear ist. Laut Richter [158] treten bei Cr-Ni-Stählen bei rund 200°C und rund 600°C lokale Maxima im Verlauf der Wärmekapazität auf. Diese stellen sich reproduzierbar, reversibel und ohne Hysterese ein und stimmen hinsichtlich ihrer Temperaturlage mit dem Verhalten der wahren spezifischen Wärmekapazität überein, wie sie bereits von Bendick [185,186,187,188] an kubisch-flächenzentrierten Fe-Cr-Ni-Legierungen nachgewiesen wurden. Als Ursache werden thermisch angeregte Elektronenübergänge angesehen, die zu Anomalien im Temperaturverhalten bei verschiedenen physikalischen Eigenschaften führen können (so genannte Exzeßwärme). Dieses Verhalten zeigt sich in den Messwerten von H400 nur in geringem Maße und nur für den Bereich bei 600°C, da der genannte Effekt durch die verwendete Darstellung der mittleren spezifischen Wärmekapazität in der Regel überdeckt wird.

Das lokale Minimum im Verlauf der Wärmekapazität von Ecodal 608 wird durch den bereits bei der Wärmeleitfähigkeit beschriebenen Effekt verursacht. Im Temperaturbereich zwischen 200°C und 300°C diffundieren Magnesium- und Siliziumatome aus dem Mischkristall heraus. Der dann folgende Abbau der Übersättigung und die Rückdiffusion der Atome in den Mischkristall verbraucht wiederum Energie und lässt so die Wärmekapazität ansteigen.

Die Messdaten der temperaturabhängigen Wärmekapazität sind damit in allen charakteristischen Verlaufspunkten erklärbar, so dass die numerische Sensitivitätsanalyse dieses wichtigen Werkstoffkennwertes gesichert durchgeführt werden kann.

Dichte Der temperaturabhängige Verlauf der Dichte von DP-W 600 zeigt eine umwandlungsbedingte Eigenschaft. Bei zirka 750°C wandelt der Werkstoff von der kubisch raumzentrierten α-Phase mit einer Raumerfüllung von 68% in die kubisch flächenzentrierte γ-Phase mit höherer Packungsdichte und einer Raumerfüllung von 74% um. Zusammen mit der konstant bleibenden Masse ergibt sich so eine geringfügige relative Erhöhung der Dichte. Aufgrund der Kornstruktur und der mikroskopischen Inhomogenitäten wird der theoretische Wert von 6% Differenz jedoch nicht erreicht, die gemessene reale Veränderung liegt bei zirka 0,5%.

Der Dichteverlauf der beiden Werkstoffe H400 und Ecodal 608 ist demgegenüber mit ansteigender Temperatur linear. Da keinerlei Phasenumwandlung stattfindet wird dieser Kennwert bis zum Schmelzbereich nur durch die Temperatur selber beeinflusst. Der bei Ecodal 608 sichtbare Sprung im Dichteverlauf hat seine Ursache in der geringeren molekularen Packungsdichte einer Flüssigkeit im Vergleich zum Festkörper und ist bei nahezu allen Legierungen und reinen Materialien sichtbar. Bei den beiden Stählen ist dieser Dichtesprung nicht berücksichtigt. Vielmehr ist hier die latente Wärme in Form des Peaks bei der Wärmekapazität modelliert. Da die Dichte und die Wärmekapazität softwareintern gleichrangig zur Berechnung der Enthalpie die-

nen ist es für die numerische Simulation unerheblich, ob der Enthalpiesprung durch den Verlauf der temperaturabhängigen Dichte oder der Wärmekapazität hervorgerufen wird.

Die experimentelle Bestimmung der temperaturabhängigen Dichte geschieht über die Messung der thermischen Dehnung, welche zusammen mit dem Raumtemperaturwert der Dichte verrechnet wird. Die geringe zu erwartende Streuung der Daten von zirka 0,01% [144, 145] erklärt sich mit den geringen Aufheizraten, mit denen die Dilatometermessungen durchgeführt werden. Aus diesem Grund wird die Dichte, deren Einfluss wie bereits in Abschnitt 4.2.1 beschrieben identisch zum Einfluss der Wärmekapazität ist, nicht zusätzlich für die Sensitivitätsanalyse herangezogen.

5.1.1.3 Thermomechanische Werkstoffkennwerte

Warmzugkurven Die Warmzugkurven von DP-W 600 zeigen das typische Verhalten eines hochfesten Stahles. Der Übergang vom linear-elastischen in den elastisch-plastischen Bereich der Kurven ist fließend ohne Streckgrenze und lässt sich nur durch die Angabe einer Dehngrenze charakterisieren. Die hohe Verfestigung des Grundwerkstoffes bei 400°C ist durch Fremdatome bedingt. Bei dieser Kombination aus Werkstofftemperatur und Dehnrate können die Fremdatome der Versetzungsbewegung gerade folgen (Portevin-Le Chatelier-Effekt). Damit ergibt sich eine Erhöhung der Zugfestigkeiten, da die in die Probe eingebrachten Spannungen sowohl zur Bewegung der Fremdatome als auch der Versetzungen benötigt werden.

Bei der Auswertung der physikalisch schweißsimulierten Proben aus DP-W 600 muss beachtet werden, dass bei Messtemperaturen oberhalb von 400°C in den durchgeführten Zugversuchen nicht immer das real während der Schweißung vorliegende Gefüge abgebildet wird. Wie in Abbildung 4.4 auf Seite 62 anhand der Wärmedehnungskurven deutlich wird, befindet sich der Werkstoff bei kleinen $t_{8/5}$-Zeiten noch bis zu einer Temperatur von knapp 400°C im unterkühlten austenitischen Zustand, bevor er dann diffusionslos in den martensitischen Gefügezustand umwandelt. Die in den Warmzugversuchen verwendeten schweißsimulierten Proben werden zwar mit der korrekten Prüftemperatur, jedoch im martensitischen Zustand getestet. Aufgrund der Probleme und des technischen Aufwandes einer in-situ-Messung, siehe z.B. [189], wird für die aktuelle Untersuchung keine Messung des bei den genannten Bedingungen real vorliegenden austenitischen Zustandes durchgeführt. Es ist jedoch davon auszugehen, dass sich im Bereich der Phasenumwandlung auch die thermomechanischen Kennwerte sprunghaft ändern.

Die bei den Zugversuchen der physikalisch schweißsimulierten Proben früh erreichte Gleichmaßdehnung wird durch den angesprochenen martensitischen Gefügezustand verursacht. Eine Verfestigung der Proben ist kaum möglich, sie fangen daher früh an sich einzuschnüren und verursachen so einen dreiachsigen Spannungszustand. Durch diesen Umstand wird das Reißen der Proben des Nahtwerkstoffes bei Temperaturen von 20°C und 200°C begünstigt. Der Verlauf der 200°C-Messkurve lässt sich analog zu den Messungen des Grundwerkstoffes bei 400°C erklären. Die maximalen Messtemperaturen des WEZ-Gefüges von 600°C sind ausreichend, da oberhalb dieser Temperatur durch die Gefügeumwandlung bereits ein austenitischer Gefügezustand vorliegt.

Die Ergebnisse der Warmzugversuche aus den H400-Proben zeigen die erwarteten Ergebnisse. Die vom Hersteller angegebenen hohen Verfestigungsraten werden in den Experimenten bestätigt. Die Legierungselemente Mangan, Nickel und Molybdän sorgen für eine hohe Warmfestigkeit des Werkstoffes bis zu Temperaturen von 800°C.

Die Warmzugkurven von Ecodal 608 zeigen insgesamt den zu erwartenden Verlauf. Die abnehmende Warmfestigkeit bei Temperaturen über zirka 300°C wird analog zu den thermophysikalischen Kennwerten durch die Mg-Si-Ausscheidungen hervorgerufen. Ab 350°C erhöht sich die Löslichkeit der als kohärente Ausscheidungen vorliegenden Mg_2Si-Partikel deutlich, so dass diese wieder in Lösung gehen, siehe Abbildung 3.6 auf Seite 35. Die ausscheidungsbedingten Gitterverzerrungen des Aluminiums, die für die hohen Festigkeitswerte bei Raumtemperatur verantwortlich sind, nehmen damit schnell ab und der Werkstoff erweicht. Dies wird durch das nahezu ideal plastische Verhalten im Zugversuch bei Prüftemperaturen von 400°C und 500°C bestätigt.

Aus den Warmzugversuchen der drei Legierungen werden die temperaturabhängigen Dehngrenzen ausgewertet. Das Ergebnis dieser Analyse ist in Abbildung 5.2 zusammengefasst. Bei den Messtemperaturen 200°C und 400°C liegen die experimentell ermittelten Dehngrenzen von H400 um 14% bzw. 13% niedriger als die im Datenblatt des Herstellers [177] angegebenen Mindestwerte. Dies wird in der Sensitivitätsanalyse separat berücksichtigt.

Die Dehnratenabhängigkeit der Dehngrenze, die im Allgemeinen bei höheren Dehnraten zu größeren Werten führt, wird mit den Ergebnissen der Warmzugversuche bestätigt. Um den Einfluss genauer zu untersuchen werden die experimentellen Daten nach der Methode von Makhnenko [159] ausgewertet, siehe Abbildung 5.3. Die Messwerte liegen alle im Bereich der Literaturangaben.

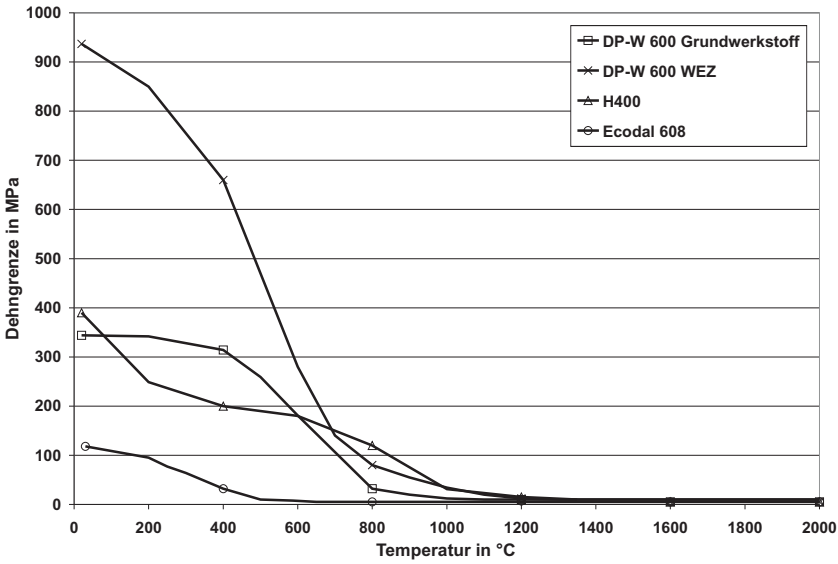

Abbildung 5.2: Aus den gemessenen Warmzugkurven ermittelte temperaturabhängige Dehngrenze für DP-W 600 (Grundwerkstoff und WEZ), H400 und Ecodal 608, Symbole markieren nicht die diskreten Messpunkte

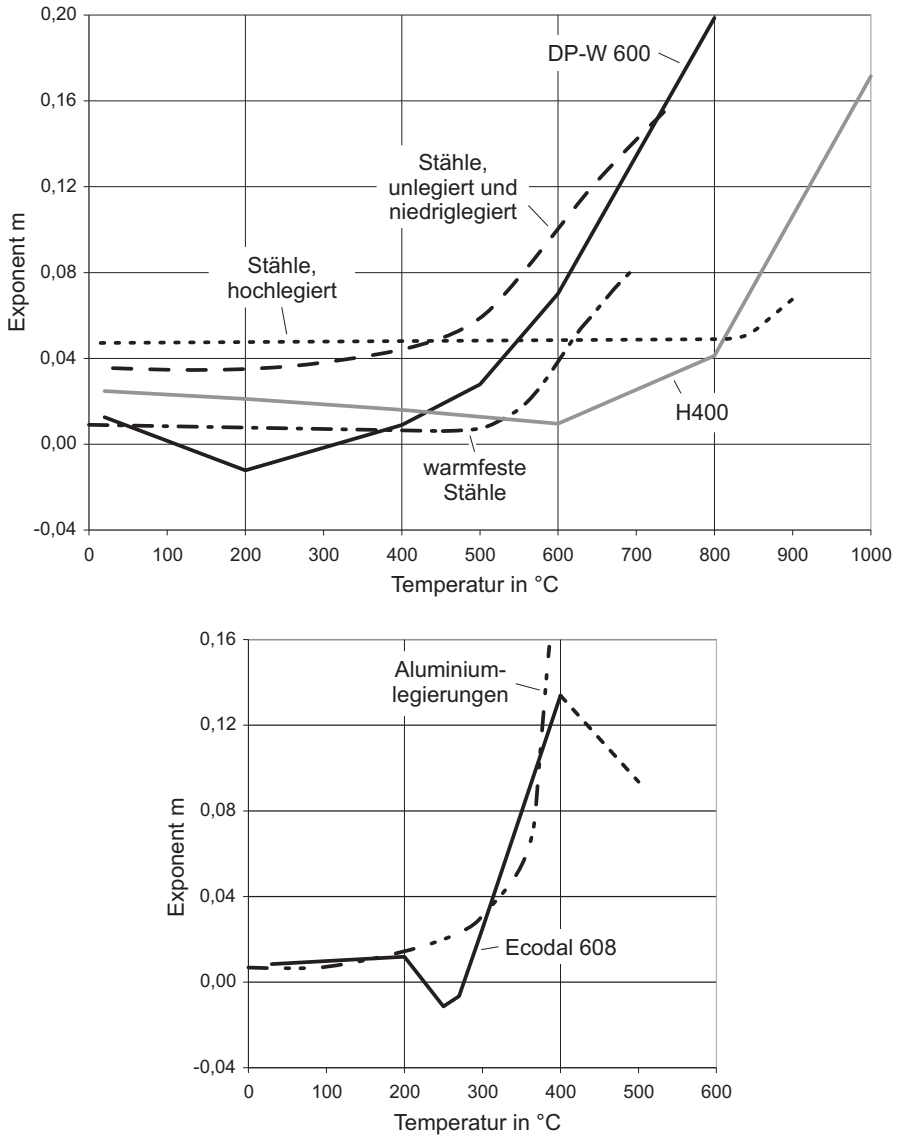

Abbildung 5.3: Exponent $m(T)$ als Maß für die Abhängigkeit der Dehngrenze von der Dehnrate, oben: Verläufe für Stähle, unten: Verläufe für Aluminiumlegierungen, nach Makhnenko [159], Daten für DP-W 600, H400 und Ecodal 608 nach eigenen Messungen

Speziell für Ecodal 608 zeigen sich hier die Vorteile dieser Darstellung im Vergleich zur klassischen Auswertung. Eine alleinige Betrachtung der Dehngrenzen aus den Warmzugkurven von Ecodal 608 lässt vermuten, dass die Dehngrenze im gesamten betrachteten Temperaturbereich kaum von einer Veränderung der Dehnrate abhängt. Durch die Auswertung nach Makhnenko wird diese Interpretation widerlegt. Bei Temperaturen über 300°C steigt der Wert für den Exponent $m(T)$, welcher die Abhängigkeit der Dehngrenze von der Dehnrate beschreibt, stark an. In diesem Temperaturbereich ist die Ermittlung der Dehngrenze sehr fehleranfällig, da die Werte insgesamt sehr klein sind und die Auswertung zum Teil stark durch Streuungen überdeckt wird. Daher ist die Abhängigkeit der Dehngrenze von der Dehnrate in der klassischen Darstellung oft nicht direkt sichtbar.

Eine Auswertung des E-Moduls aus den Warmzugversuchen findet nicht statt. Die Verwendung von Zugversuchsergebnissen zur Bestimmung des E-Moduls ist aufgrund der hohen zu erwartenden Streuungen der Messwerte bei steigender Prüftemperatur nicht zielführend. Für die vorliegenden Untersuchungen ergeben sich die Kennwertdatensätze, die in Abschnitt 3.3.1 für die numerische Simulation der ebenen Platten verwendet werden, aus der Literatur.

Die experimentell ermittelten Warmzugkurven liefern die benötigten Daten der Dehngrenze und des Verfestigungsverhaltens der drei betrachteten Legierungen. Die Besonderheiten in den Verläufen wie auch in der Temperaturabhängigkeit sind plausibel und erklärbar. Damit sind die Daten für die numerische Sensitivitätsanalyse geeignet.

Thermische Dehnung Die Dilatometermessungen von DP-W 600 zeigen messbedingte Abweichungen der Abkühlkurven bei den aktiv gekühlten Versuchen. Bei einer Temperatur von zirka 900°C wird die aktive Argonkühlung zugeschaltet, um die notwendigen kleinen $t_{8/5}$-Zeiten zu erreichen. Dieser Gasstrom beeinflusst die Messung der thermischen Längenänderung mittels Laserscanner, aufgrund der optischen Effekte des einströmenden Kühlgases erscheint die Probe in den Messungen verzerrt. Mit Hilfe der Dilatometermessung einer passiv gekühlten Probe mit einer $t_{8/5}$-Zeit von 3,1 s lässt sich der ursprüngliche Verlauf der Messschriebe rekonstruieren, siehe Abbildung 5.4. Diese korrigierten Werte werden für die Simulation verwendet. Die nach Stahl-Eisen-Prüfblatt [190] ermittelten zugehörigen Rückumwandlungstemperaturen sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst.

$t_{8/5}$-Zeit in s	A_{r1} in °C	A_{r3} in °C
0,8	346	397
1,0	351	407
2,0	364	482
3,1	377	600

Tabelle 5.1: Aus den korrigierten Dilatometerkurven ermittelte Rückumwandlungstemperaturen für DP-W 600 bei verschiedenen $t_{8/5}$-Zeiten

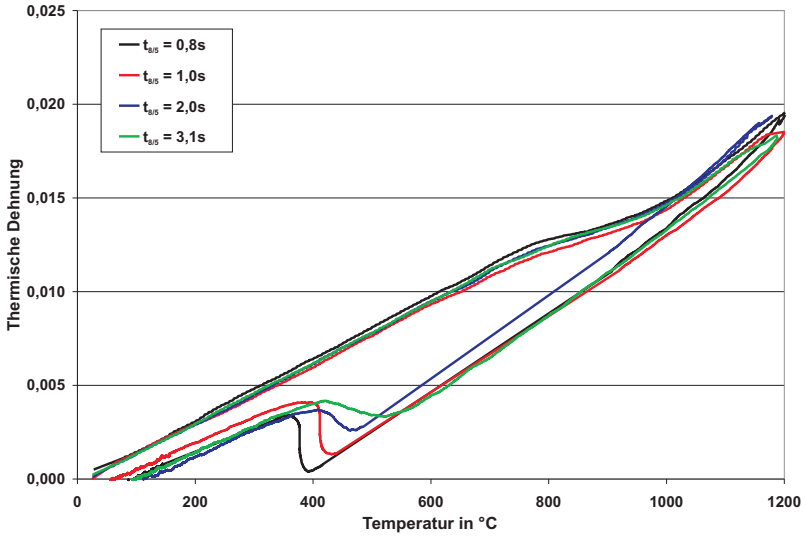

Abbildung 5.4: Korrigierte experimentell ermittelte Dilatometerkurven von DP-W 600 für verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten

Das nahezu ideal lineare Verhalten der gemessenen Dilatometerkurven von H400 und auch Ecodal 608 kommt durch das Fehlen der Gefügeumwandlungen zustande. Dies wird für H400 noch einmal mit einer Gleeble-Messung mit aktiver Kühlung und einer damit einher gehenden sehr kleinen $t_{8/5}$-Zeit von zirka 1 s bestätigt, es ist keine Umwandlungsaktivität sichtbar. Die bei den Stählen zu beobachtende geringfügige Hysterese der Messkurven ist durch die Messtechnik bestimmt. Im Zuge der Ausdehnung und der Abkühlung regelt die Maschine die fest eingespannten Proben jeweils auf die anliegende Kraft von 0 N. Durch die minimale Trägheit dieser Regelung wird die Probe während des Aufheizens minimal gestaucht und während des Abkühlens minimal gedehnt. Für Ecodal 608 werden die im Zuge der Dichtebestimmung während des Aufheizens gemessenen Dilatometerwerte verwendet, eine Messung während der Abkühlung ist aufgrund der fehlenden Phasenumwandlung nicht notwendig.

Die Messergebnisse von DP-W 600 zeigen den deutlichen Einfluss der Umwandlungsvorgänge auf die thermischen Dehnungen. Weiterhin wird die Änderung der Umwandlung bei einer Variation der $t_{8/5}$-Zeit sichtbar. Der messtechnische Aufwand ist dabei enorm. Im Gegensatz dazu können die thermischen Dehnungen der nicht umwandelnden Werkstoffe H400 und Ecodal 608 mit weniger Aufwand bestimmt werden und lassen sich im Verlauf als ideal linear annähern.

5.1.2 Einordnung der Simulationswerkstoffkennwerte in Streubänder

Problematischer als die eigentlichen Messfehler im Experiment sind meist die Streuungen, die durch die häufig subjektive Auswertung der aufgenommenen Rohdaten entstehen. Beispielhaft sei an dieser Stelle die Ermittlung der 0,2% Dehngrenze aus Messschrieben der Warmzugversuche genannt. Trotz vorhandener Normen [191, 192, 193] ist die Auswertung oft schwierig und nicht immer objektiv und eindeutig. Damit ist die effektiv erzielbare Genauigkeit bei der Kennwertbestimmung meist deutlich geringer als die theoretische Messgenauigkeit bei optimalem Einsatz der Messmittel. In den beiden folgenden Abschnitten werden die Abweichungen der thermophysikalischen und thermomechanischen Kennwerte der drei Legierungen im Vergleich zu den im Stand der Technik gezeigten Verläufen und Streubändern diskutiert.

5.1.2.1 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte

Wärmeleitfähigkeit Die Streubänder der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit von Stählen sind in Abbildung 5.5 oben zusammen mit den eigenen Simulationsdaten für DP-W 600 und H400 gezeigt. Beide Legierungen liegen wie erwartet innerhalb der Streubänder. Trotz des verhältnismäßig hohen Aluminiumgehaltes bei DP-W 600 von 1,16% liegt die Wärmeleitfähigkeit im unteren Bereich des Streubandes für un- und niedriglegierte Stähle.

In Abbildung 5.5 unten sind die Simulationsdaten für Ecodal 608 im Vergleich zu Literaturwerten gezeigt. Für Temperaturen bis zum Schmelzbereich stimmen die Verläufe sehr gut überein. Bei zunehmenden Temperaturen steigen die eigenen Werte deutlich schneller an als die Vergleichskurven. In diesem Temperaturbereich sind keine Messwerte für Ecodal 608 mehr vorhanden, die Daten sind mit der Sysweld-Datenbank für AlMgSi-Legierungen ergänzt. Die hohen Werte für die Wärmeleitfähigkeit oberhalb des Schmelzbereiches bilden die stark erhöhte Konvektion der Schmelze ab, die ansonsten aufgrund der Vereinfachungen und Annahmen nicht berücksichtigt werden würde.

Insgesamt liegen die für die Simulation verwendeten Daten innerhalb der Streubänder der Literatur, es sind keine deutlichen Abweichungen vorhanden. Die Messung der Wärmeleitfähigkeit ist jedoch, wie anhand der breiten Streubänder laut Literatur vor Allem bei den Stählen sichtbar wird, insgesamt mit starken Streuungen behaftet.

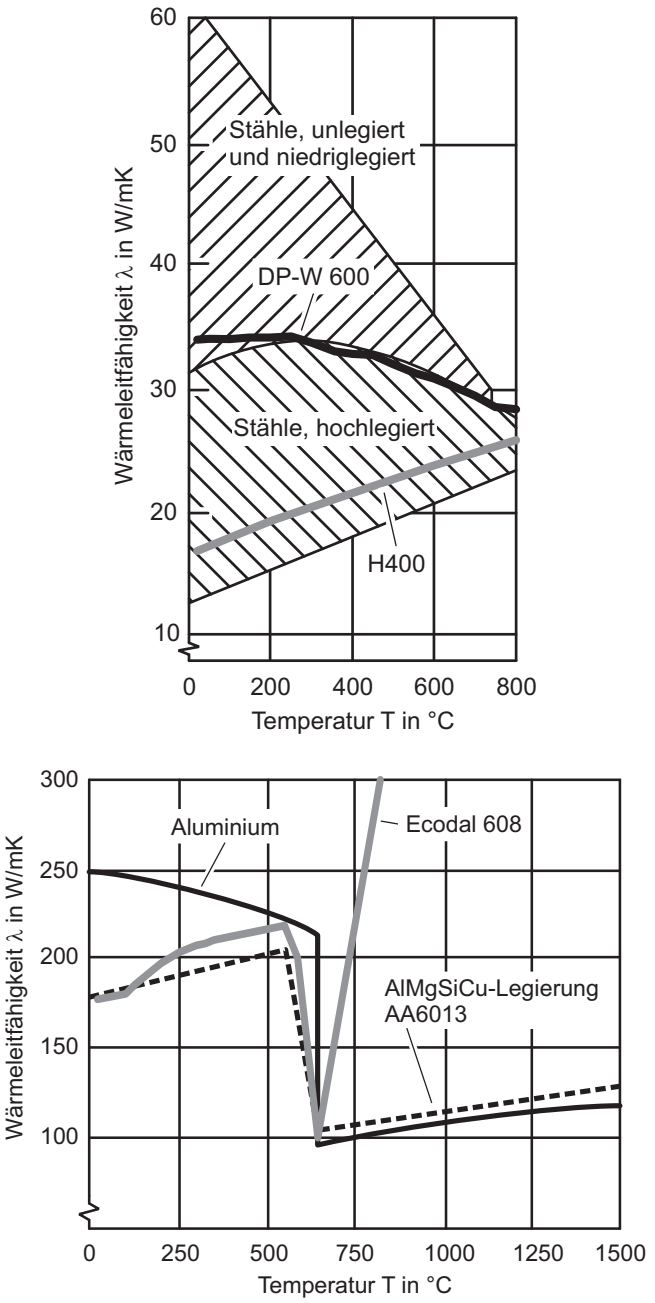

Abbildung 5.5: Vergleich der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit mit eigenen Messdaten, oben: Verläufe für Stähle nach Richter [144, 145], unten: Werte für reines Aluminium und eine AlMgSi-Legierung nach Radaj [27]

Wärmekapazität In Abbildung 5.6 oben sind die Streubänder für die temperaturabhängige Wärmekapazität dargestellt. Der Peak im Verlauf der un- und niedriglegierten Stähle zeigt den Bereich der Phasenumwandlung. Hier wird zusätzliche Wärmeenergie benötigt um den Umwandlungsvorgang zu ermöglichen. Die Streubänder sind, bis auf den Peak, verhältnismäßig schmal, es sind keine großen Abweichungen innerhalb der Werkstoffgruppen zu erwarten. Die Verläufe für DP-W 600 und H400 zeigen die gemessenen und für die Simulation aufbereiteten Daten. Beide Kurven liegen innerhalb der jeweiligen Streubänder ihrer zugehörigen Werkstoffgruppen und sind damit in Übereinstimmung mit der Literatur.

Ein Vergleich von Literatur- und Simulationswerten für Ecodal 608 ist in Abbildung 5.6 unten gezeigt. Für Temperaturen bis zu 200°C weicht der Verlauf von den Literaturwerten in der Steigung ab. Im Temperaturbereich zwischen 200°C und 500°C sind die Messwerte teilweise zirka 10-15% geringer als die Literaturwerte.

Die Verläufe der Werkstoffe liegen innerhalb der Streubänder (Stähle) sowie im Bereich des reinen Aluminiums (Ecodal 608) und passen in den Standardverlauf ihrer jeweiligen Legierungsgruppe. Im Zuge der Sensitivitätsanalyse innerhalb definierter Temperaturintervalle werden folgende Faktoren angewandt. Bis zu Temperaturen von $0{,}35T_{Solidus}$ wird für die Stähle aus den Streubändern nach Richter ein Faktor von $\pm$15% abgeleitet, für Aluminium wird aufgrund der genauen Messmöglichkeiten und der geringen Abweichungen bei Wiederholmessungen ein Faktor von $\pm$5% verwendet.

Im Intervall zwischen 0,35 $T_{Solidus}$ und 1,0 $T_{Solidus}$ werden folgende Faktoren berücksichtigt. Für DP-W 600 ist aufgrund des hohen Peaks ein Faktor von $\pm$25% notwendig, während bei H400 $\pm$15% zur Berücksichtigung der Streuungen ausreichend sind. Bei Ecodal 608 wird ebenso ein Faktor von $\pm$15% genutzt, hier jedoch um die maximale Abweichung durch das lokale Minimum bei 260°C zu berücksichtigen. Für Temperaturen oberhalb von 1,0 $T_{Solidus}$ kommt bei allen drei Legierungen ein Standardfaktor von $\pm$10% zum Einsatz.

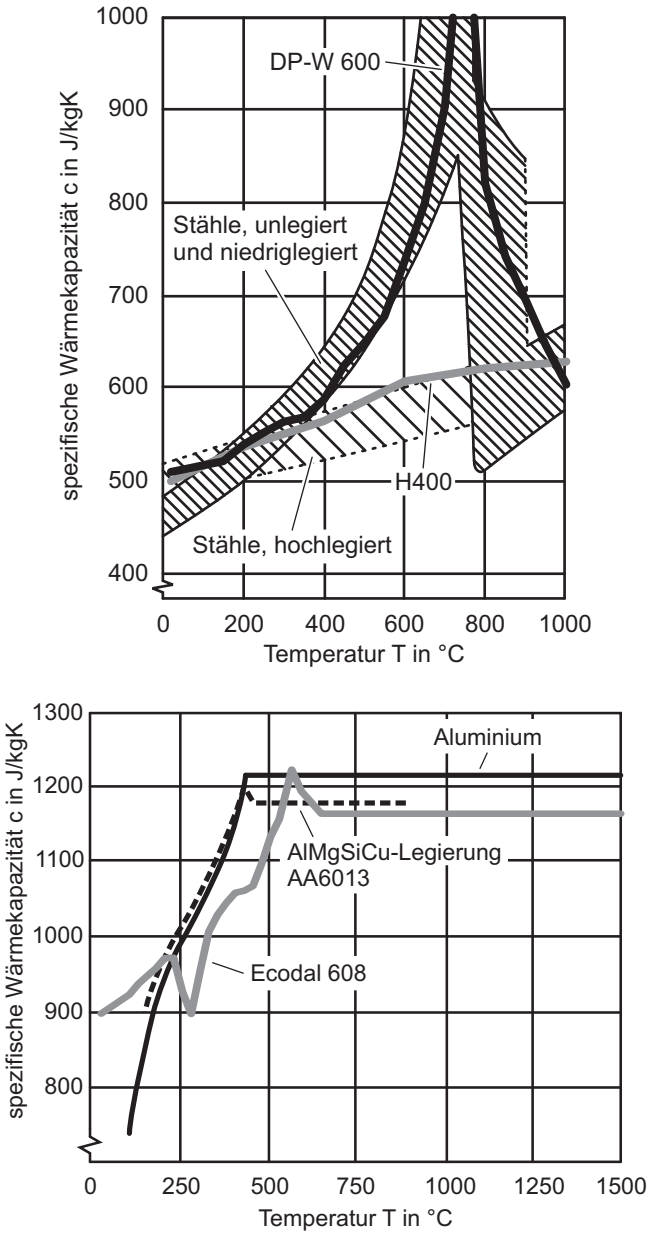

Abbildung 5.6: Vergleich der temperaturabhängigen wahren spezifischen Wärmekapazität mit eigenen Messdaten, oben: Verläufe für Stähle nach Richter [144, 145], unten: Werte für reines Aluminium und eine AlMgSi-Legierung nach Radaj [27]

Dichte Das entsprechende Diagramm mit den Streubändern der temperaturabhängigen Dichte ist in Abbildung 5.7 dargestellt. Auch hier sind im oberen Diagramm die Verläufe der Simulationsdaten für DP-W 600 und H400 eingezeichnet. Die Dichte von DP-W 600 liegt leicht unterhalb der Streubreite für un- und niedriglegierte Stähle, die Werte bei Raumtemperatur weichen um zirka 2% von der unteren Grenze des Streubandes ab. Mitverantwortlich dafür ist der ungewöhnlich hohe Aluminiumgehalt von 1,16%, der zu einer zirka 0,75% geringeren Dichte der Legierung führt. Weiterhin sind die Streubänder von Richter [144, 145] ermittelt worden, bevor die aktuellen hoch- und höchstfesten Stähle (DP, TRIP, TWIP etc.) entwickelt wurden, so dass diese Legierungen durch die veröffentlichten Daten nicht abgedeckt werden. Die minimale relative Zunahme der Dichte bei Temperaturen ab zirka 750°C deckt sich mit dem qualitativen Verlauf des Streubandes, welches in diesem Temperaturbereich ebenfalls einen Sprung zeigt. Die Daten für H400 liegen nahezu ideal in der Mitte des Streubandes für die hochlegierten Stähle, hier sind keine Abweichungen zu verzeichnen.

Abbildung 5.7 unten zeigt die Werte für Aluminium. Aufgrund der zulegierten Anteile schwerer Elemente ist die Dichte von Ecodal 608 leicht höher als bei reinem Aluminium. Der qualitative Verlauf, der durch das Hauptlegierungselement Aluminium bestimmt wird, zeigt eine sehr gute Übereinstimmung.

Die aus Messwerten und der Literatur ermittelten Daten der Dichte fügen sich sehr gut in die bekannten Streubänder der Literatur ein. Die maximal zu erwartende Streuung der Dichtemessungen von deutlich unter 1% laut Richter [144, 145] wird durch die Ergebnisse der eigenen Messungen tendenziell bestätigt. Aufgrund der Messmethode mittels Dilatometer und der geringen Aufheiz- und Abkühlraten sind kaum Streuungen zu erwarten.

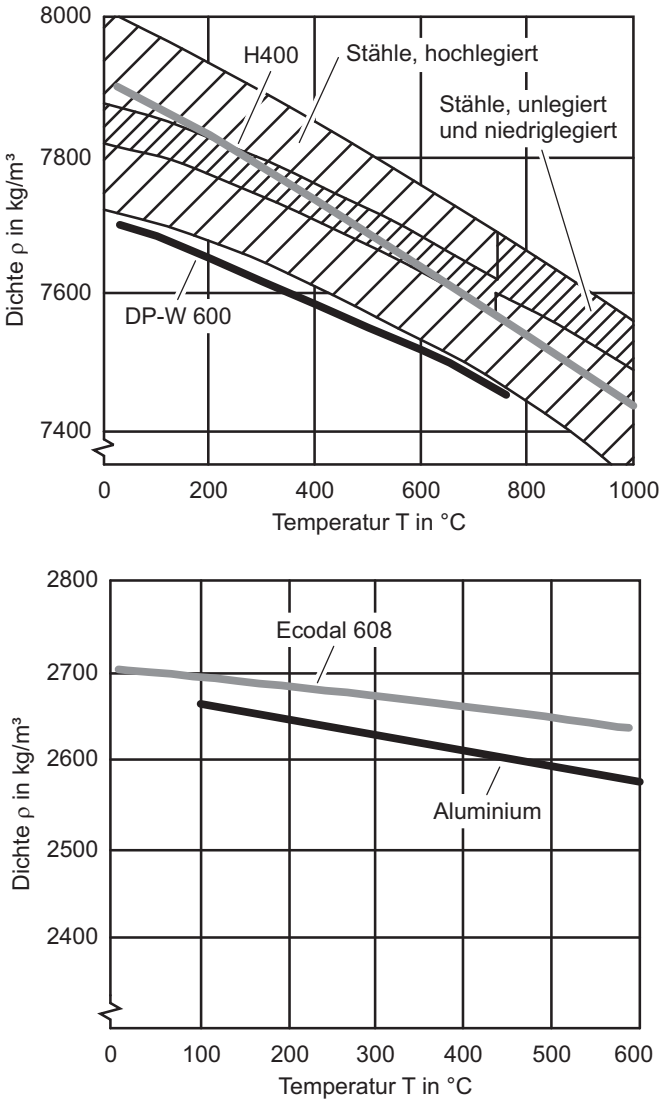

Abbildung 5.7: Vergleich der temperaturabhängigen Dichte mit eigenen Messdaten, oben: Verläufe für Stähle nach Richter [144, 145], unten: Werte für reines Aluminium nach Radaj [27]

5.1.2.2 Thermomechanische Werkstoffkennwerte

Querkontraktion und E-Modul Das Streuband der temperaturabhängigen Querkontraktion und des temperaturabhängigen Schubmoduls nach Untersuchungen von Makhnenko [159] ist in Abbildung 5.8 gezeigt. In die Diagramme sind zusätzlich die gemessenen und für die Simulation aufbereiteten Daten für DP-W 600 und H400 eingefügt. Die für die Simulation verwendete Querkontraktion von DP-W 600 liegt innerhalb des Streubandes für legierte Stähle und verhält sich wie erwartet. Der Verlauf der Daten für H400 weicht demgegenüber von dem gezeigten Streuband ab. Während die Werte zwischen Raumtemperatur und zirka 400°C noch innerhalb liegen, sind die Daten bei steigender Temperatur unterhalb der Streubänder.

Die Verläufe der Schubmoduln in Abbildung 5.8 sowie analog der E-Moduln in Abbildung 5.9 weisen größere Unterschiede zwischen den eigenen Daten und den bekannten Streubändern auf. Der Gradient der Messkurven ist signifikant höher als der Gradient aus den Streubändern der Literaturquellen. Hier zeigt sich sehr deutlich die hohe mögliche Streuung der Daten, die im Zuge der Sensitivitätsanalyse untersucht wird.

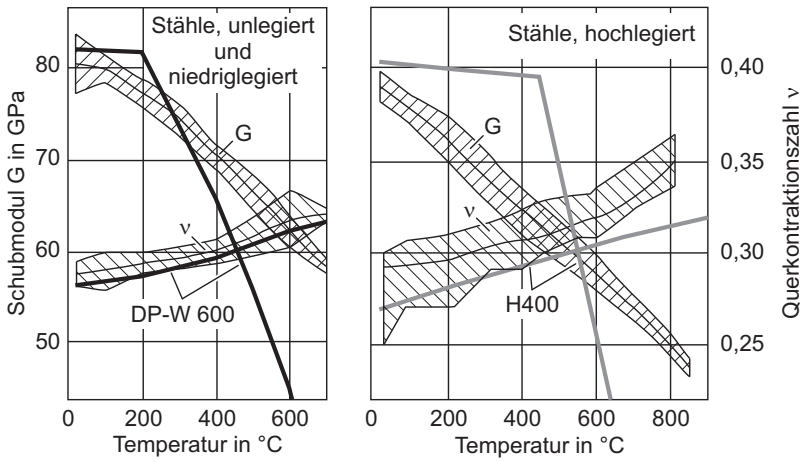

Abbildung 5.8: Vergleich der temperaturabhängigen Querkontraktion ν und des temperaturabhängigen Schubmoduls G mit eigenen Messdaten, nach Makhnenko [159]

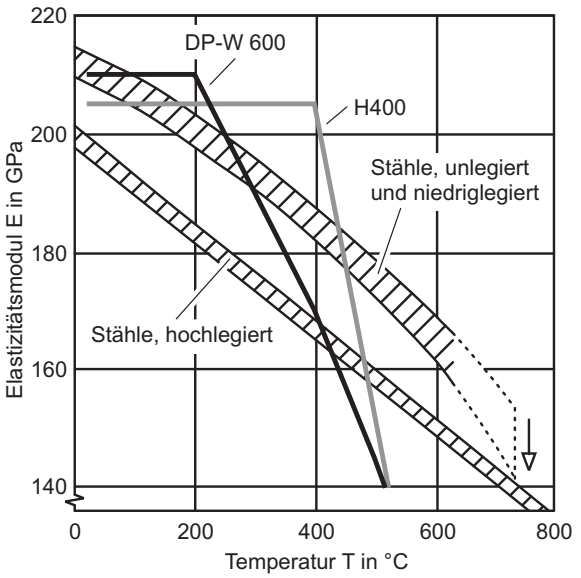

Abbildung 5.9: Vergleich des temperaturabhängigen Elastizitätsmoduls verschiedener Stähle mit eigenen Messdaten, nach Richter [144, 145]

Das erste Temperaturintervall bis zu 0,3 $T_{Solidus}$ zeigt für DP-W 600 eine Streubreite des E-Moduls, die von einem Faktor von $\pm$10% abgedeckt wird. Für H400 ist aufgrund der stärkeren Abweichungen, siehe Abbildung 5.9, ein Faktor von $\pm$25% notwendig. Im Temperaturbereich zwischen 0,3 und 0,6 $T_{Solidus}$ sind für beide Stähle die Abweichungen zwischen den Simulationsdaten und den Streubändern nach Richter relativ stark, so dass für DP-W 600 ein Faktor von $\pm$20% sowie für H400 ein Faktor von $\pm$25% eingesetzt wird. Aufgrund der hohen Streuungen bei gleichzeitig sehr kleinen absoluten Werten für Temperaturen oberhalb 0,6 $T_{Solidus}$ wird in diesem Intervall für beide Stähle ein Faktor von $\pm$50% angesetzt.

Für die Streubreiten des E-Moduls der Aluminiumlegierungen konnten keine Literaturquellen ausfindig gemacht werden. Aus diesem Grund werden die Faktoren für die Sensitivitätsanalyse aus den eigenen Messungen der Warmzugkurven abgeleitet. Im Temperaturintervall bis zu 0,3 $T_{Solidus}$ ist ein moderates Streuband der Warmzugkurven sichtbar, weshalb ein Faktor von $\pm$25% ausreichend ist um die Abweichungen abzudecken. In den beiden Intervallen von 0,3 bis 0,8 $T_{Solidus}$ sowie 0,8 bis 1,0 $T_{Solidus}$ sind starke Abweichungen sowie sehr kleine absolute Werte des E-Moduls vorhanden, so dass ein Faktor von $\pm$50% nötig ist. Oberhalb von 1,0 $T_{Solidus}$ sind die Daten für den E-Modul sehr klein, so dass eine Standardstreubreite von $\pm$10% angewandt wird.

Dehngrenze Veröffentlichungen zu Streuungen der experimentell bestimmten Dehngrenze konnten nicht ermittelt werden. Aus diesem Grund werden die in der Sensitivitätsanalyse angewandten Faktoren für die einzelnen Temperaturintervalle aus den Erfahrungen der eigenen Messungen abgeleitet.

Für die Stähle ergeben sich im ersten Temperaturintervall bis 0,35 $T_{Solidus}$ folgende Faktoren. Für DP-W 600 ist ein Bereich von $\pm$20% notwendig um das experimentelle Streuband abzudecken, für H400 sind aufgrund der geringeren Abweichungen $\pm$10% ausreichend. Im Intervall 0,35 bis 0,7 $T_{Solidus}$ werden für beide Stähle hohe Streubreiten von $\pm$50% verwendet. Bei DP-W 600 liegt der Grund in den starken Abweichungen aufgrund der Phasenumwandlung, während bei H400 die Messung mit quasistatischer Dehnrate durch Kriecheffekte erschwert wird. Ähnliche Kriecheffekte treten bei DP-W 600 bei Temperaturen oberhalb von 0,7 $T_{Solidus}$ auf, weshalb hier ebenfalls ein Faktor von $\pm$50% verwendet wird. Für H400 kommt bei Temperaturen oberhalb von 0,7 $T_{Solidus}$ aufgrund des nahezu ideal-plastischen Verhaltens, vgl. Abschnitt 4.1.1, eine Standardstreubreite von $\pm$10% zum Einsatz.

Die Messungen an Ecodal 608 zeigen im gesamten Temperaturbereich starke Streuungen der ermittelten Dehngrenze, so dass sowohl für das niedrige Temperaturintervall bis hin zu 0,5 $T_{Solidus}$ als auch für das hohe Intervall oberhalb 0,5 $T_{Solidus}$ ein Faktor von $\pm$50% verwendet wird.

Thermische Dehnung In Abbildung 5.10 sind Streubänder laut Literatur und die gemessenen Daten des temperaturabhängigen differentiellen Wärmeausdehnungskoeffizienten für Stähle gezeigt. Der Verlauf von DP-W 600 liegt dabei im Temperaturbereich bis zu 400°C maximal zirka 10% oberhalb des Streubandes für un- und niedriglegierte Stähle. Im weiteren Verlauf bei steigenden Temperaturen liegen die Messdaten innerhalb des Streubandes. Das Maximum im Kurvenverlauf des Wärmeausdehnungskoeffizienten bei zirka 500°C bis 600°C, der auf das Umwandlungsverhalten der Stähle zurückzuführen ist, wird von den eigenen Messwerten bestätigt.

Im Gegensatz dazu liegen die experimentell bestimmten Daten für H400 zirka 10% oberhalb des entsprechenden Streubandes. Der qualitative Verlauf ist jedoch analog zu den Literaturwerten. Dieses Verhalten ist anteilig durch die Legierungszusammensetzung von H400 bedingt. Der Werkstoff enthält im Gegensatz zu den Standardvertretern seiner Werkstoffgruppe, z.B. X5CrNi 18 10, einen geringeren Nickelgehalt (H400: 3,8%; X5CrNi 18 10: 8-10,5% [194]) bei einem gleichzeitig relativ hohem Mangangehalt (H400: 7,1%; X5CrNi 18 10: max. 2% [194]). Durch den hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Mangan, der zirka $2,3 \cdot 10^{-5}/K$ beträgt (vgl. Nickel: zirka $1,3 \cdot 10^{-5}/K$), ist das gesamte Wärmedehnungsverhalten der Legierung um 3-4% höher als das von X5CrNi 18 10. Darüber hinaus beziehen sich die Literaturwerte auch hier hauptsächlich auf ältere Legierungen, so dass aktuelle Werkstoffe mit neuen Werkstoffkonzepten in dem Streuband nicht berücksichtigt sind.

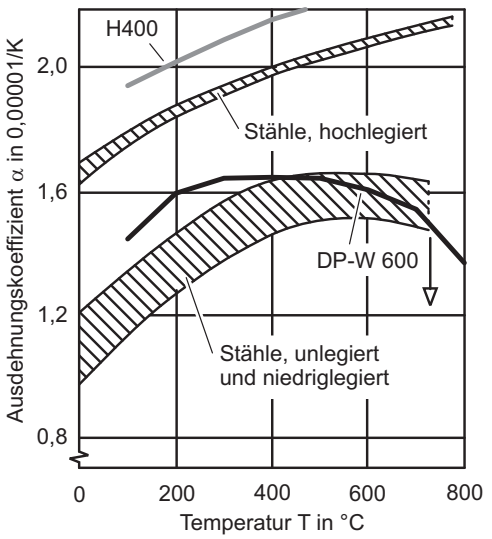

Abbildung 5.10: Vergleich des temperaturabhängigen differentiellen Wärmeausdehnungskoeffizienten verschiedener Stähle mit eigenen Messdaten, nach Richter [144,145]

Die Temperaturabhängigkeit der thermischen Dehnungen wurde auch von Gatovskij und Karkhin [160] intensiv untersucht. In Abbildung 5.11 ist der Verlauf der Volumenausdehnungszahl laut Gleichung 2.2 für verschiedene Werkstoffgruppen dargestellt. Die bereits diskutieren qualitativen Abweichungen für H400 und DP-W 600 sind auch in dieser Darstellung sichtbar und sind analog zu Abbildung 5.10. Der experimentell bestimmte Verlauf für Ecodal 608 zeigt im Vergleich mit den Literaturwerten Abweichungen von maximal 6% im Temperaturbereich bis 300°C. Bei weiter steigender Temperatur sind die Unterschiede deutlich geringer, das qualitative Verhalten ist vergleichbar.

Aus den diskutierten Ergebnissen für die thermischen Dehnungen wird deutlich, dass dieser Werkstoffkennwert unabhängig von der betrachteten Legierung mit teilweise hohen Streuungen der Messwerte behaftet ist. Eine sorgfältige Durchführung der Bestimmungsexperimente ist daher unabdingbar. Auf eine Variation der Kennwerte innerhalb diskreter Temperaturintervalle wird verzichtet. Dies würde bei DP-W 600 zu einem veränderten ZTU-Verhalten führen und soll in der vorliegenden Untersuchung vermieden werden. Für H400 und Ecodal 608 wird eine Aufteilung in Temperaturintervalle aufgrund der linearen Kurvenverläufe und der fehlenden metallurgischen Besonderheiten nicht weiter verfolgt.

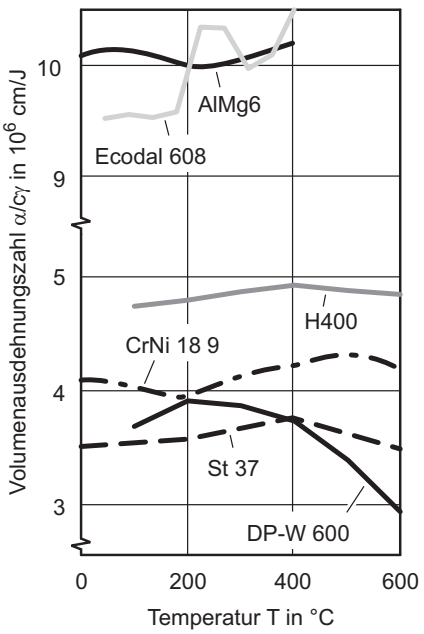

Abbildung 5.11: Vergleich der Temperaturabhängigkeit der normierten Volumenausdehnungszahl für verschiedene Werkstoffgruppen mit eigenen Messdaten, nach Gatovskij und Karkhin [160]

5.2 Sensitivität der Variation der Werkstoffkennwerte

Die numerische Analyse des Einflusses der Werkstoffkennwerte auf die berechneten Temperaturfelder und Verzüge ist der Hauptaspekt der vorliegenden Arbeit. In den folgenden Abschnitten werden die durchgeführten Validierungsexperimente sowie die numerisch ermittelten Einflüsse der einzelnen Werkstoffkennwerte auf das Temperaturfeld und den Verzug der drei betrachteten Legierungen diskutiert.

5.2.1 Experimentelle Validierung der numerischen Berechnungsergebnisse

Die zur Validierung der Berechnungen durchgeführten Schweißversuche müssen zunächst auf ihre Eignung für die numerische Simulation geprüft werden. Im Hinblick auf die folgende Sensitivitätsanalyse sind dabei zwei Aspekte besonders wichtig. Zum Einen muss ein möglicher Einfluss vorgelagerter Herstellungsprozesse ausgeschlossen werden, zum Anderen muss eine gute Reproduzierbarkeit der Schweißergebnisse mit möglichst geringen Streuungen vorliegen.

Ein Einfluss vorgelagerter Prozesse auf den Bauteilverzug ist primär durch etwaige in den Probeblechen vorhandene Eigenspannungen möglich. Da vor Schweißbeginn in der Simulation von eigenspannungsfreien Bauteilen ausgegangen wird ist es wichtig zu prüfen ob diese Annahme zulässig ist. Eine Bestimmung der Eigenspannungen der Austenitphase von DP-W 600 ist nicht möglich, da der Volumenanteil des Restaustenits bei Raumtemperaturvon im Mittel $< 1\%$ ist. Daher werden nur die Daten des Ferritanteils bestimmt. Bei den Messungen für H400 wird deutlich, dass die Qualität der Messwerte winkelabhängig schlechter wird, dies ist mit einer Textur der Kornstruktur zu erklären. Durch den Walzvorgang der Bleche werden die relativ großen Austenitkörner langgezogen und in ihrer Ausdehnung in der Walzebene stark erweitert, wodurch die Messung bei ansteigenden Winkeln erschwert wird. Analog verhalten sich die Proben von Ecodal 608. Diese Textur wird in der Simulation nicht abgebildet, es wird von einem homogenen und isotropen Werkstoffverhalten ausgegangen. Die zu erwartenden Einflüsse auf das Berechnungsergebnis sind äußerst gering.

Die gemessenen Eigenspannungen der drei Werkstoffe lassen keinen nennenswerten Einfluss auf das Verzugsverhalten der Probebleche erwarten. Alle Werte liegen deutlich unterhalb der Dehngrenze $R_{p0,2}$ der jeweiligen Werkstoffe, welche die physikalische Obergrenze der Eigenspannungen darstellt. Daher ist die Annahme zulässig, dass sämtliche auftretenden Verzüge während und nach dem Schweißvorgang allein durch die Wärmeeinbringung des Laserstrahles hervorgerufen werden. Ein Einfluss vorgelagerter Prozesse auf die Bauteilverzüge kann damit ausgeschlossen werden.

Die Abweichungen zwischen den gemessenen Datensätzen der Schweißexperimente sowohl für die Temperaturfelder als auch für die Bauteilverzüge zeigen eine geringe Streubreite der Versuchsergebnisse. In Abbildung 5.12 sind die Grenzen der einzelnen Schweißnahtquerschliffe aller Versuche noch einmal verglichen um die geringen Abweichungen zu verdeutlichen. Die größten Streuungen der Schmelzbadquerschnittsfläche treten bei Ecodal 608 auf und betragen zirka 12%. Dies stellt für die späteren Abgleiche der berechneten Schmelzbäder die notwendige zu erreichende Genauigkeit der Übereinstimmung dar. Für die beiden Stähle wird der Wert auf 10% gesetzt um beide Legierungsgruppen zusammenzufassen.

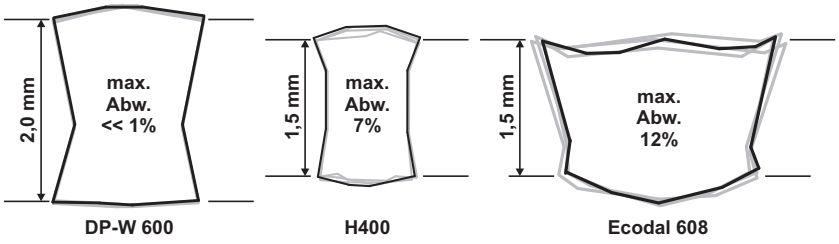

Abbildung 5.12: Vergleich der Schmelzbadgrenzen der Makroschliffe für alle drei Werkstoffe, schwarz markiert ist die verwendete Variante für den Temperaturfeldabgleich, Zahlenwerte geben die maximalen Abweichungen der Konturen an

Ähnlich geringe Streuungen zeigen auch die Messungen der Temperaturzyklen. Die Auswirkungen dieser Abweichungen auf die Verzüge werden im Folgenden noch näher gezeigt. Insgesamt betrachtet ist diese Konfiguration sehr gut geeignet für die Validierung der Basisversionen für die Sensitivitätsanalyse der Werkstoffkennwerte, da eine reproduzierbare und exakte Abbildung der realen Verhältnisse möglich ist.

Vor dem Vergleich der experimentell bestimmten und numerisch berechneten Temperaturfelder sind zunächst zwei Besonderheiten zu beachten.

Zum Einen werden die Laserstrahl-Blindnähte auf den ebenen Platten ohne den Einsatz von Schutzgas geschweißt. Dies ist in der Automobilindustrie die Standardvorgehensweise. Aufgrund der erreichbaren Nahtqualität ohne Schutzgas sowie der Kostenersparnis wird der zu erwartende positive Einfluss vernachlässigt. Im Hinblick auf die numerische Simulation ist dies ein Vorteil. Ein Schutzgaseinsatz würde eine zusätzliche komplexe Randbedingung in Form einer erzwungenen Konvektion mit hohem Wärmeübergangskoeffizienten bedeuten.

Zum Anderen ist bei der Positionsbestimmung der Thermoelementmesspunkte eine gewisse Abweichung der ermittelten Nahtabstände unvermeidlich. Eine absolut exakte Bestimmung des Referenzpunktes, an dem die eigentliche Temperaturmessung stattfindet, ist aufgrund der Größe der Verbindungsstelle der Thermoelementdrähte nicht möglich, siehe Abbildung 5.13. Die Abweichungen liegen im Bereich von maximal $\pm 0{,}5$ mm und werden im späteren Vergleich zwischen Messwerten und Berechnungsergebnissen berücksichtigt. Die verwendete Abtastrate von 200 Hz für die Temperaturmessung ist ausreichend hoch gewählt. Der sehr steile Peak in den Temperaturfeldmessungen wird durch eine genügende Anzahl diskreter Messpunkte abgebildet. Damit ist die Aufnahme der Zyklen sehr genau und es werden keine kurzzeitigen Peaks durch zu große Zeitintervalle bei der Abtastung abgeschnitten.

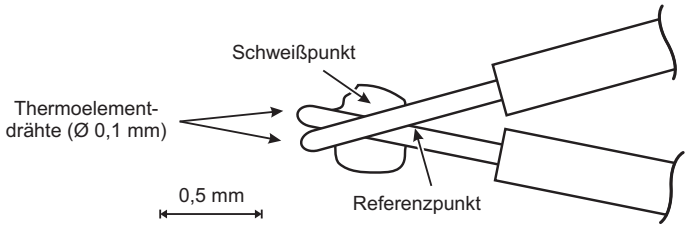

Abbildung 5.13: Skizze einer mittels Punktschweißen auf dem Probekörper applizierten Thermoelementpaarung

Die Ergebnisse der Temperaturfeldberechnungen zeigen insgesamt nur sehr geringe Abweichungen zu den Validierungsmessungen, siehe Abbildung 5.14 bis 5.16. Der Verlauf der berechneten Temperaturen bildet in allen Bereichen sehr gut die gemessenen Daten ab.

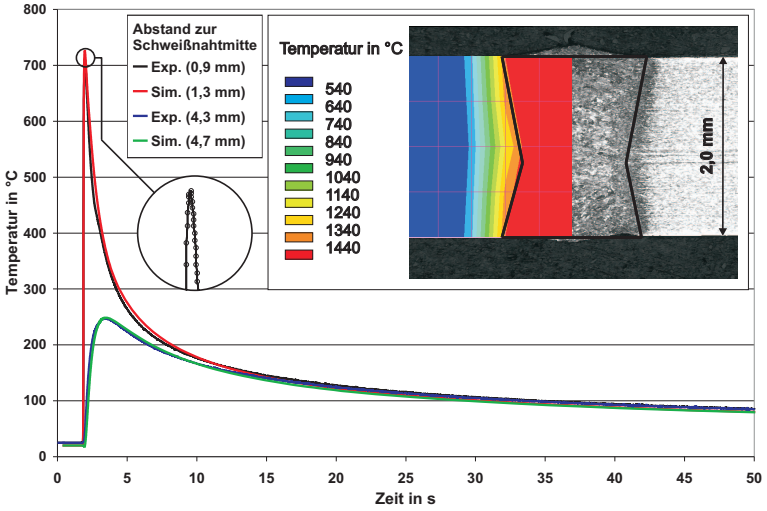

Abbildung 5.14: Temperaturfeldabgleich für DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_s = 4,0 m/min

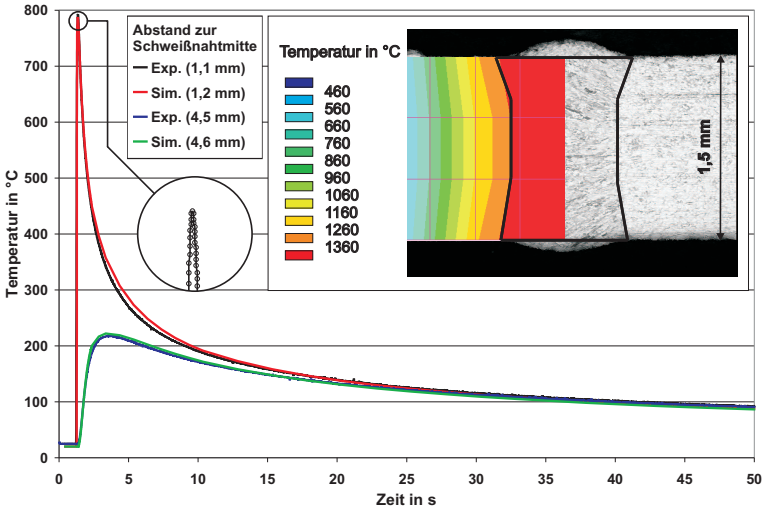

Abbildung 5.15: Temperaturfeldabgleich für H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 6,5 m/min

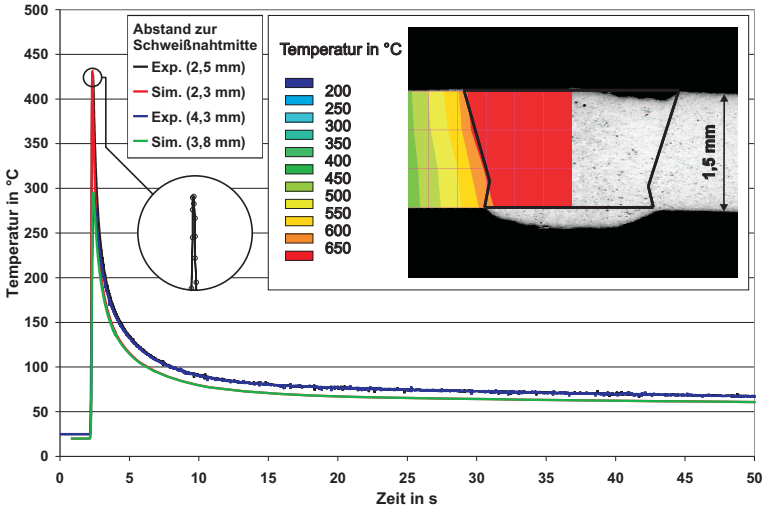

Abbildung 5.16: Temperaturfeldabgleich für Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 4,0 m/min

Der steile Anstieg zu Beginn wird sehr gut wiedergegeben, auch die Höhe und die Breite des Peaks stimmen ebenso gut mit den Messungen überein. Im weiteren Verlauf der Bauteilabkühlung sind kaum Abweichungen zu erkennen. Der Wärmeübergang zwischen Bauteil und Umgebung ist korrekt eingestellt, das Abkühlverhalten wird exakt abgebildet.

Bei der Simulation der Temperaturzyklen ist es weiterhin wichtig, die Ausbildung des Temperaturpeaks ausreichend fein aufgelöst darstellen zu können. Wenn die Zeitschrittweite zu groß gewählt wird, kann der Verlauf nicht genau dargestellt werden und wird verfälscht, analog zu einer zu geringen Abtastfrequenz im Experiment. In den Abbildungen 5.14 bis 5.16 ist für die Berechnungsergebnisse der Bereich der Spitzentemperatur noch einmal vergrößert dargestellt. Man erkennt, dass die einzelnen Datenpunkte zeitlich nahe genug aneinander liegen, um den Kurvenverlauf genau abbilden zu können. Die gewählte Zeitschrittweite der Simulation ist also ausreichend klein.

Bei allen drei Werkstoffen ist schließlich eine sehr gute Übereinstimmung zwischen berechneter Schmelzbadgeometrie und Makroschliff der Schweißnaht im Querschnitt vorhanden. Die Unterschiede der Querschnittsfläche zwischen Simulation (dunkelroter Bereich) und realem Schliffbild (markierte Linien) betragen trotz der idealisierten Probengeometrie ohne Nahtüberhöhungen und -durchhänge bei allen betrachteten Werkstoffen weniger als 10%. Auch die Form des Querschnittes wird für alle drei Werkstoffe sehr gut durch die Simulation abgebildet.

Die das Temperaturfeld betreffenden Vereinfachungen und Annahmen der Simulation sind damit zulässig. Insgesamt bilden die berechneten Temperaturfelder eine qualitativ sehr hochwertige Basis für die nachgeschalteten entkoppelten Verzugsberechnungen.

Die Messergebnisse der transienten Verzüge weisen eine „Treppenstruktur“ auf. Diese ist durch die Genauigkeit der Wegaufnehmer begründet, die mit Nennwegen von $\pm$5 mm sowie $\pm$10 mm zur Verfügung stehen. Die Auflösung der Geräte liegt im μm-Bereich, die gemessenen maximalen Verzüge liegen im 0,01 mm- bis 0,1 mm-Bereich. Aus diesem Grund werden bei starker Vergrößerung der Messwerte die Genauigkeitsgrenzen der Aufnehmer sichtbar.

Bei den Messergebnissen sind vereinzelt versuchsbedingte Starrkörperverschiebungen von zirka 60-80 μm vorhanden. Aufgrund der thermischen Dehnungen beim Schweißen dehnen sich die Platten aus und stützen sich in der Ebene gegen die Anschläge des Messrahmens ab, vgl. Abbildung 3.10 auf Seite 45. Aufgrund der Reibung und der geringen Federkräfte der Wegaufnehmer wird das Blech im folgenden Abkühlprozess nicht wieder gegen die Anschläge gedrückt, sondern bleibt auf der zum Zeitpunkt der maximalen Ausdehnung erreichten Position liegen und zieht sich gleichmäßig zusammen. Auf diese Weise entstehen Lücken zischen den Anschlägen und den Blechkanten. Diese Starrkörperverschiebungen werden durch Addieren der Messwerte gegenüberliegender Wegaufnehmer mathematisch eliminiert und die diskutierten Ergebnisse zeigen allein die Geometrieveränderung der Proben an.

Die gemessenen Längs- und Querverzüge der ebenen Platten bewegen sich bei allen drei betrachteten Werkstoffen in einem engen Streuband. Nur der Längsverzug von H400 zeigt eine tendenziell breitere Variation der Messwerte. Dies ist durch die höhere Schweißgeschwindigkeit der Proben bedingt. Der Vergleich zwischen den experimentellen Streubändern der Verzüge und den numerisch berechneten Verformungen ist in den Abbildungen 5.17 bis 5.19 gezeigt. Die qualitative Übereinstimmung der Kurven ist für alle Werkstoffe sowohl in Längs- als auch in Querrichtung sehr gut. Die Tendenzen der gemessenen Verläufe werden durch die Berechnungen alle korrekt wiedergegeben. Bis auf den Längsverzug bei DP-W 600 und den Querverzug bei Ecodal 608 sind darüber hinaus keine quantitativen Abweichungen der Berechnungsergebnisse zu sehen, da deren Verläufe innerhalb der Streubänder der Messungen liegen.

Die Abweichungen im Längsverzug von DP-W 600 sind durch die konzentrierte Energieeinbringung der Simulation zu erklären, die aufgrund der kurzen $t_{8/5}$-Zeiten notwendig ist. Hier bewegt man sich zusammen mit der Elementkantenlänge in einem Grenzbereich der Numerik, so dass vereinzelt quantitative Abweichungen auftreten können. Die Abweichungen im Querverzug von Ecodal 608 werden durch unterschiedliche Schmelzbadlängen im Experiment und in der Berechnung hervorgerufen, welche einen Einfluss auf den Querverzug haben. Eine direkte Messung der Schmelzbadlänge im laufenden Experiment ist sehr aufwändig. Die Breite der Temperaturzyklen gibt jedoch indirekt die Schmelzbadlänge an, wobei die Genauigkeit bei der Positionsbestimmung der Thermoelemente zu beachten ist. In diesem Fall ist die Schmelzbadlänge in der Simulation also mit einer leichten Abweichung zum Experiment behaftet. Dies zeigt sich auch in den minimalen Differenzen der Temperaturzyklen, siehe Abbildung 5.16.

Auf die Qualität des Berechnungsergebnisses sowie auf die Eignung des numerischen Modells für die im Folgenden diskutierte Sensitivitätsanalyse haben die beschriebenen quantitativen Abweichungen keinen negativen Einfluss, da der korrekte qualitative Verlauf hier das ausschlaggebende Kriterium ist. Damit sind, neben den Temperaturfeldberechnungen, auch die Verzugsberechnungen sehr gut für die Analyse der Sensitivität der Variation der Werkstoffkennwerte geeignet.

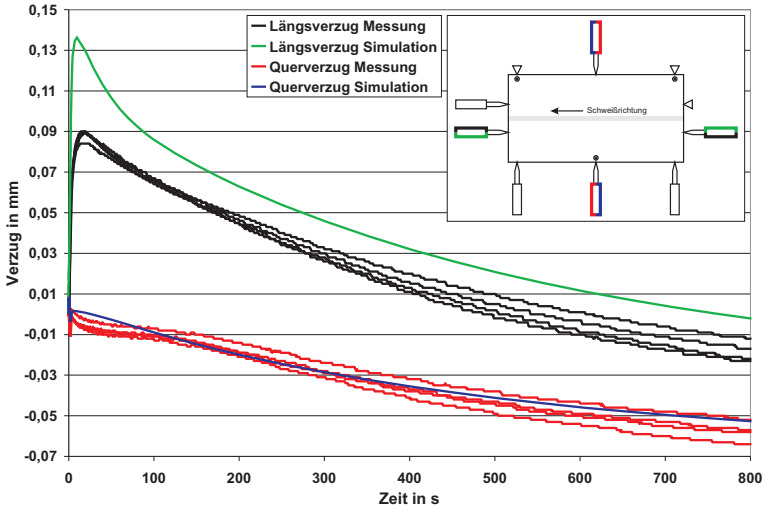

Abbildung 5.17: Vergleich des gemessenen und berechneten Verzugs von DP-W 600, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 2,0 mm, v_s = 4,0 m/min

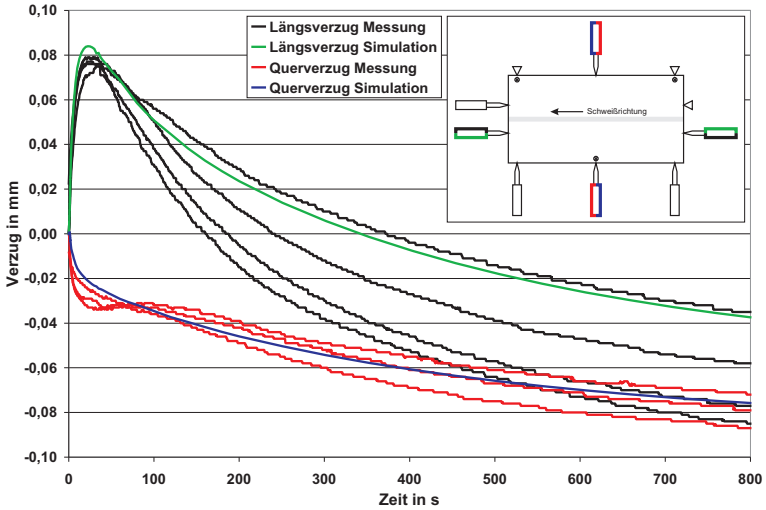

Abbildung 5.18: Vergleich des gemessenen und berechneten Verzugs von H400, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 6,5 m/min

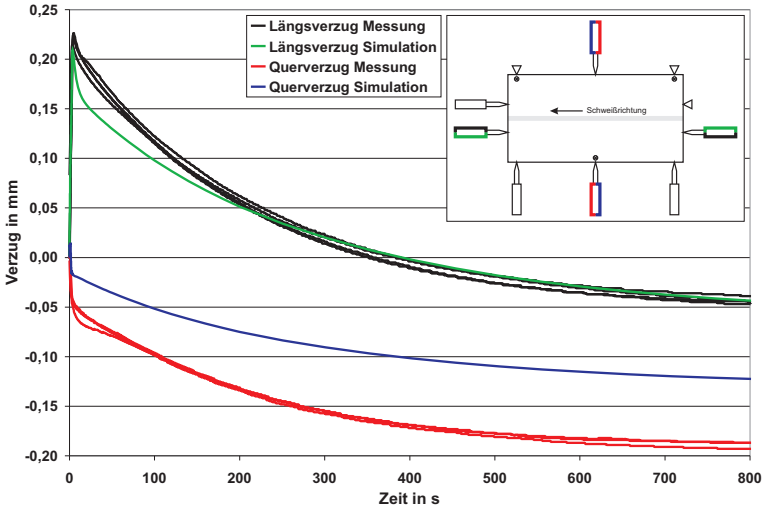

Abbildung 5.19: Vergleich des gemessenen und berechneten Verzugs von Ecodal 608, 3 kW Nd:YAG Laserstrahl-Blindnaht, Blechdicke 1,5 mm, v_s = 4,0 m/min

5.2.2 Einflüsse auf Temperaturfeld und Verzug

In den vorhergehenden Abschnitten wurde gezeigt, dass sowohl die experimentell ermittelten Werkstoffkennwerte als auch die validierten Ergebnisse der Temperaturfeld- und der Verzugsberechnungen für eine Sensitivitätsanalyse sehr gut geeignet sind. Das Hauptaugenmerk der vorliegenden Untersuchung liegt auf der Beeinflussung des transienten Verzugsverhaltens dünner ebener Platten mit laserstrahlgeschweißten Blindnähten. Eine Übertragung der Ergebnisse auf dickere Bauteile, andere Schweißverfahren oder die Sensitivität der Eigenspannungen geht über die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit hinaus und wird an dieser Stelle nicht geprüft.

Die Diskussion der Berechnungsergebnisse gliedert sich in zwei Bereiche. Zum Einen wird der Einfluss bei einer Variation der thermophysikalischen Kennwerte betrachtet, wobei sich nur ein indirekter Einfluss auf die Bauteilverzüge über die Veränderungen des Temperaturfeldes ergibt. Zum Anderen wird der Einfluss bei einer Variation der thermomechanischen Kennwerte diskutiert, die einen direkten Einfluss auf die Verzüge zeigen.

5.2.2.1 Thermophysikalische Werkstoffkennwerte

Bei der gesamtheitlichen Betrachtung der Ergebnisse der thermophysikalischen Werkstoffkennwerte wird deutlich, dass deren Einfluss auf den berechneten Verzug nicht direkt, sondern nur indirekt über das veränderte Temperaturfeld stattfindet. Theoretisch ist es auch möglich, mit

generalisierten thermophysikalischen Kennwerten das experimentell bestimmte Temperaturfeld entsprechend genau abzugleichen. Problematisch wird es, wenn der Unterschied zwischen den realen Werkstoffkennwerten und den in der Simulation verwendeten Daten zu groß ist. In einem solchen Fall ist eine korrekte Wiedergabe des Temperaturfeldes mit diesen ungenauen Daten bei steigender Abweichung immer schwieriger und schließlich unmöglich. Bei einer iterativen Validierung per Hand steigt parallel dazu der erforderliche Arbeitsaufwand des Anwenders überproportional an.

Die berechneten Bauteilverzüge hängen nicht von den getroffenen Annahmen und den verwendeten Eingabeparametern der Temperaturfeldberechnung ab. Vielmehr ist bei einer Simulation mit schwacher Kopplung allein die korrekte Darstellung des zeitlich und örtlich diskretisierten Temperaturfeldes wichtig, der gewählte Weg zur Erstellung dieses Temperaturfeldes ist für die Verzugsberechnung von untergeordneter Bedeutung. Untersuchungen von Weiss [100,101] zeigen beispielsweise, dass automatisch an Messdaten angepasste Temperaturfelder ohne explizite Angabe thermophysikalischer Werkstoffkennwerte dazu geeignet sind, als Eingabedaten für transiente Verzugsberechnungen mit sehr guten qualitativen und ausreichend genauen quantitativen Ergebnissen zu dienen.

Wärmeleitfähigkeit Die berechnete Spitzentemperatur in Schweißnahtnähe wird bei einer Variation der Wärmeleitfähigkeit nur wenig verändert. Zusammen mit dem gleichzeitig sichtbaren hohen Einfluss auf die $t_{8/5}$-Zeit ist dieses Verhalten charakteristisch für Strahlschweißverfahren. Durch die extrem konzentrierte Energieeinbringung entstehen entsprechend hohe Temperaturgradienten. Die Ausbildung der Spitzentemperatur ist dabei primär von der eingebrachten Energie abhängig, zu diesem Zeitpunkt findet nur die reine Einkoppelung in das Werkstück statt. Die Wärmeleitung zeigt ihre Wirkung erst nachdem die Wärmequelle die Energie eingebracht hat und die Wärme aufgrund der hohen Gradienten in kühlere Bereiche abgeleitet wird. Daher macht sich eine Variation der Wärmeleitfähigkeit vor Allem bei der Abkühlung bemerkbar.

Die unterschiedlichen Auswirkungen der angewandten Faktoren auf die Schmelzbadfläche im Querschnitt sind durch die grundsätzlichen Niveaus der Wärmeleitfähigkeit der verschiedenen Werkstoffe begründet. Die Wärmeleitfähigkeit von Ecodal 608 liegt zirka um den Faktor 10 höher als bei den Stählen. Daher hat bei einer absolut gesehen geringen Wärmeleitfähigkeit (Stähle) ein Faktor > 1,0 einen großen Einfluss auf den Wärmeleitungsvorgang, während bei einem absolut gesehen hohen Niveau der Wärmeleitung (Aluminium) die Effekte vermehrt bei einer Verringerung der Wärmeleitungseigenschaften sichtbar werden.

Die überwiegenden Folgen der Veränderung der Wärmeleitfähigkeit zeigen sich deutlich an der Schmelzbadgeometrie. Sowohl die Querschnittsfläche als auch die Schmelzbadlänge und -breite in der Draufsicht werden bei einer Variation dieses Kennwertes verändert, wobei die Größenordnung hier relativ gering ist. Untersuchungen von Sudnik [92] zeigen vergleichbare Ergebnisse.

Die insgesamt schwachen Auswirkungen der variierten Wärmeleitung auf die berechneten Bauteilverzüge sind durch die geringen Veränderungen des Temperaturfeldes bedingt. Der erwartete Einfluss der Wärmeleitfähigkeit auf berechnete Schweißeigenspannungen ist jedoch,

aufgrund der starken Veränderungen der $t_{8/5}$-Zeit sowie des gesamten Abkühlverhaltens, deutlich höher.

Aufgrund der ermittelten Sensitivität der Wärmeleitfähigkeit auf die Berechnungsergebnisse ist eine experimentelle Bestimmung dieses Kennwertes nicht zwingend erforderlich um eine adäquate Ergebnisqualität zu erreichen. Eine Messung ist notwendig, wenn Ergebnisabweichungen des Temperaturfeldes von weniger als zirka 7,5% bzw. des Verzuges von weniger als 2,5%, jeweils bezogen auf die Abweichung der Daten, angestrebt werden. Die Folgen für den Verzug bei H400 betragen weniger als 1%, so dass hier mit Standardwerten aus der Literatur, z.B. für X5CrNi18 10 (1.4301), gerechnet werden kann.

Wärmekapazität und Dichte Die Wärmekapazität und die Dichte werden für die Simulation softwareintern zur Enthalpie zusammengefasst. Sie sind in ihrer mathematischen Ordnung gleich gewichtet und haben damit einen identischen Einfluss und eine identische Sensitivität im Hinblick auf die Berechnungsergebnisse.

Eine experimentelle Bestimmung der temperaturabhängigen Dichte eines Werkstoffes ist relativ einfach, genau und sicher möglich, da hier der Raumtemperaturwert mit der temperaturabhängigen thermischen Dehnung verrechnet wird. Demgegenüber ist die Vorgehensweise bei der Bestimmung der temperaturabhängigen Wärmekapazität ungleich aufwändiger und ungenauer. Aus diesem Grund werden nur die Daten der Wärmekapazität in der Sensitivitätsanalyse variiert, die Ergebnisse gelten analog für die Dichte. Der große Effekt der Enthalpie auf die berechneten Temperaturfelder deckt sich mit Untersuchungsergebnissen von Rethmeier [165] zu MIG-geschweißten Magnesiumblechen. Auch Ergebnisse von Sudnik [92] belegen, dass der Einfluss der temperaturabhängigen Enthalpie sehr ausgeprägt und spezifisch für die verwendeten Werkstoffe ist.

Die beschriebenen Ergebnisveränderungen auf die Bauteilverzüge bei Variation der latenten Wärme lassen sich wie folgt erklären. Im Bereich des entsprechenden Peaks im temperaturabhängigen Verlauf der Wärmekapazität wird eine definierte Wärmemenge aufgenommen. Wird der Peak nicht berücksichtigt, so führt die dann verfügbare „ungebundene“ Energie zu einem veränderten Schmelzbad und damit auch Verzug. Hierdurch reduziert sich die benötigte Rechenzeit zur Temperaturfeldsimulation jedoch um zirka 40%. Diese Zahl wurde bereits von Grieb [164] bei einer Glättung des Enthalpiesprunges über ein größeres Temperaturintervall ermittelt. Der Einfluss der sprunghaften Änderung der Dichte im Schmelzbereich bei Ecodal 608 ist im Vergleich zum Einfluss des Sprunges der latenten Wärme bei den Stählen sehr gering, die Rechenzeitersparnis der Temperaturfeldsimulation liegt bei zirka 25%. Während der Sprung der Enthalpie bei der Aluminiumlegierung zirka 8% beträgt, liegt der Sprung der Enthalpie der Stähle aufgrund der latenten Wärme bei zirka 350% (DP-W 600) bzw. 450% (H400) der umgebenden Werte. Daher ist der Einfluss bei Ecodal 608 im Vergleich deutlich geringer als bei den Stählen. Die unterschiedlichen Auswirkungen in Längs- und Querrichtung sind bei allen drei Legierungen gleich.

Der Grund für das anisotrope Verhalten des Verzugs in Längs- und Querrichtung bei einer

Variation der Wärmekapazität in einem tiefen bzw. hohen Temperaturintervall lässt sich mit dem Einfluss auf die Temperaturzyklen erklären. Variationen im unteren Temperaturbereich bis zu 0,35 $T_{Solidus}$ beeinflussen vorrangig den Temperaturgradienten in Längsrichtung. Demgegenüber verändern Variationen im oberen Temperaturbereich von 0,35 $T_{Solidus}$ bis zu 1,0 $T_{Solidus}$ hauptsächlich den Temperaturgradienten in Querrichtung.

Wie man aus dem unteren Teil von Abbildung 5.20 entnehmen kann verändert die Variation im tiefen Temperaturintervall hauptsächlich das transiente Temperaturverhalten, welches äquivalent zum Temperaturgradienten in Längsrichtung ist. Dies geschieht unabhängig vom Abstand der betrachteten Auswertestelle zur Schweißnaht. Eine Variation der Werte im hohen Temperaturbereich liefert jedoch andere Ergebnisse. In diesem Fall wird das transiente Temperaturverhalten für alle Punkte, deren Maximaltemperatur im laufenden Prozess unterhalb von 0,35 $T_{Solidus}$ bleibt, nicht beeinträchtigt. Allein der Volumenanteil, der im Verlauf Spitzentemperaturen über 0,35 $T_{Solidus}$ erreicht, zeigt einen veränderten Temperaturzyklus, siehe Abbildung 5.20 oben. Zusammengenommen ergibt sich somit ein veränderter Temperaturgradient quer zur Schweißrichtung.

In Summe ergibt sich ein wichtiger Aspekt für die Sensitivität der spezifischen Wärmekapazität im Hinblick auf die Bauteilverzüge. Änderungen im Temperaturbereich bis zu 0,35 $T_{Solidus}$ haben eine relativ gleichmäßige Auswirkung auf Längs- und Querverzug, so dass bei einer Variation in diesem Intervall das qualitative Verzugsverhalten gleich bleibt und sich vor Allem das quantitative Niveau der absoluten Werte ändert. Im Gegensatz dazu ergeben sich bei Änderungen der Werte oberhalb 0,35 $T_{Solidus}$ auch qualitativ andere Verzüge aufgrund der unterschiedlichen Effekte in den Raumrichtungen. Daher ist das hohe Temperaturintervall bei den Daten für die spezifische Wärmekapazität wichtiger für die Schweißverzugssimulation und sollte bei Werkstoffkennwertbestimmungen bevorzugt werden.

Aufgrund der ausgeprägten Auswirkungen der Wärmekapazität sowohl auf das berechnete Temperaturfeld als auch den berechneten Verzug ist die präzise Kenntnis der Temperaturabhängigkeit dieses Kennwertes die Voraussetzung für eine qualitativ hochwertige Schweißsimulation. Dies gilt für alle drei betrachteten Werkstoffe. Es ist eine durchgehende Messung der Daten bis zur Solidustemperatur anzustreben, da berechnete Schweißverzüge speziell bei Abweichungen der Daten im Temperaturbereich zwischen 0,35 $T_{Solidus}$ und 1,0 $T_{Solidus}$ nicht nur quantitativ, sondern auch qualitativ hohe Abweichungen aufweisen.

Eine Vernachlässigung der latenten Wärme führt zu Einsparungen der Simulationszeit von bis zu 40%, verändert die berechneten Bauteilverzüge jedoch um bis zu 7%. Abhängig von den aktuellen Anforderungen kann der Berechnungsvorgang entsprechend gezielt qualitäts- oder zeitoptimiert gestaltet werden, ohne den Anwender über den qualitativen und quantitativen Einfluss auf die Ergebnisse im Unklaren zu lassen.

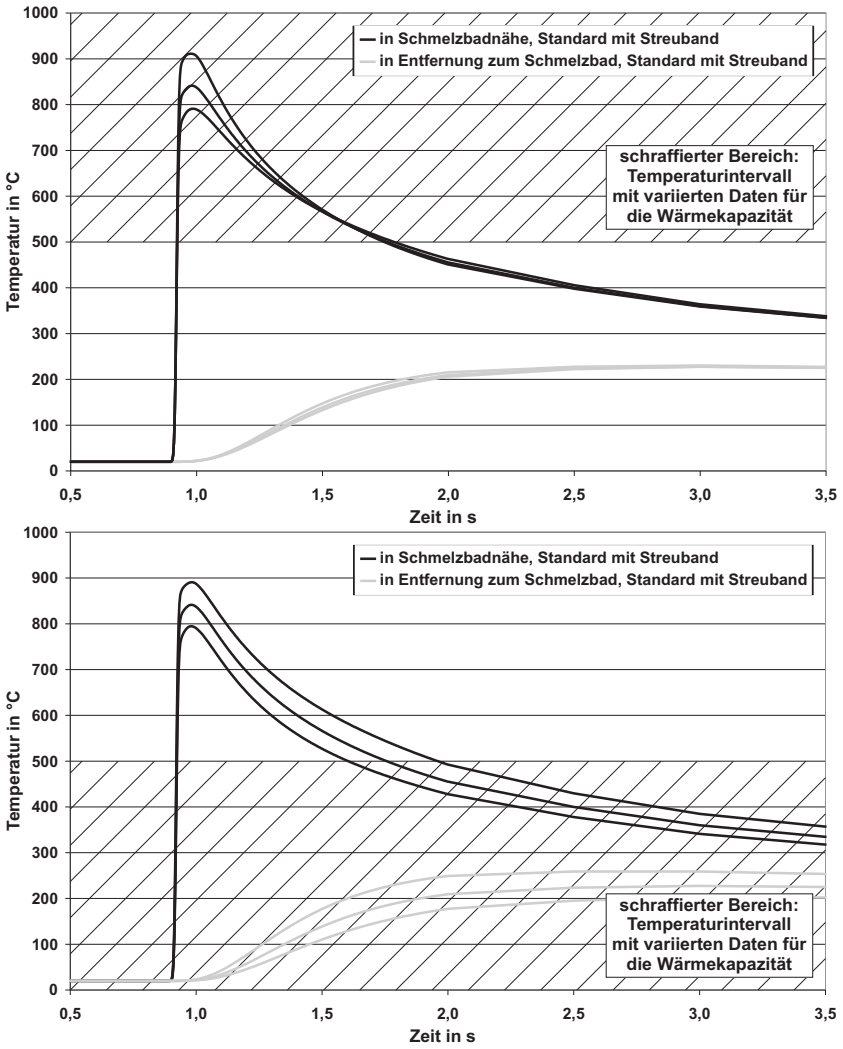

Abbildung 5.20: Berechnete Temperaturzyklen von H400 mit ±15% Variation der Wärmekapazität in spezifischen Temperaturintervallen, unterer Bereich bis 0,35 $T_{Solidus}$, oberer Bereich ab 0,35 $T_{Solidus}$

5.2.2.2 Thermomechanische Werkstoffkennwerte

Bei der Diskussion der Sensitivität der thermomechanischen Werkstoffkennwerte im Hinblick auf den Schweißverzug ist der vorherrschende Spannungszustand in Längs- und Querrichtung

der Proben entscheidend für das Verständnis der Ergebnisse. Es müssen die globalen Zustände im gesamten Blech, bei relativ niedrigen Temperaturen, sowie die lokalen Zustände, vor Allem im Bereich hoher Temperaturen in Schmelzbadnähe, differenziert werden. Dabei ergeben sich grundsätzlich unterschiedliche Spannungszustände, die in entsprechenden Verzügen resultieren und verschiedene Einflüsse der Werkstoffkennwerte verursachen. Diese Spannungsfelder werden durch Untersuchungen von Nitschke-Pagel [195] bestätigt. Aufgrund der geringen Blechdicke können im vorliegenden Fall die Zustände in Dickenrichtung vernachlässigt werden.

Die ebenen Platten, die sich zum überwiegenden Anteil im niedrigen Temperaturbereich befinden, sind in diesem globalen Zustand gekennzeichnet durch relativ hohe Spannungen und Dehnungen in Längsrichtung (Schweißrichtung) bei gleichzeitig relativ geringen Spannungen und Dehnungen in Querrichtung. In Längsrichtung dominiert die Stützwirkung der außen liegenden, durch den Schweißprozess kaum erwärmten und daher steifen Bauteilbereiche. Diese Stützwirkung behindert sowohl die thermische Ausdehnung während der Energieeinbringung als auch die darauf folgenden Schrumpfungen. Demgegenüber ist die Stützwirkung in Querrichtung signifikant geringer, da durch die Schweißnaht ein sich über die gesamte Probenlänge erstreckender Bereich von erhitztem und damit sehr weichem Material entsteht und die Probe daher während der Abkühlung nur geringfügig in ihrer Schrumpfung behindert wird.

Anders sieht es im Bereich direkt hinter dem bewegten Schmelzbad aus. In dem hier vorliegenden lokalen Zustand herrschen hohe Temperaturen, da das Material gerade erst aus der Schmelze erstarrt ist. Der Temperaturgradient in Längsrichtung ist durch die Abkühlvorgänge der dort entstandenen Schweißnaht verhältnismäßig gering. Gleichzeitig ist der Temperaturgradient in Querrichtung aufgrund der angrenzenden nicht aufgeschmolzenen Bereiche sehr hoch, woraus hohe thermische Spannungen in Querrichtung resultieren. Der lokale Spannungszustand, der in Bereichen mit hohen Temperaturen entsteht, ist also genau entgegengesetzt zum globalen Spannungszustand, welcher in den Bereichen mit niedrigen Temperaturen vorherrscht.

Querkontraktion Die unterschiedlich hohen Auswirkungen der Querkontraktionszahl ν in der Längs- und Querrichtung kommen durch das oben beschriebene Spannungs-Dehnungs-Feld der Bauteile im laufenden Prozess zustande. Der hauptsächliche Einfluss der Querkontraktionszahl zeigt sich in Querrichtung und wird durch die relativ hohen Längsspannungen der Bleche verursacht, während demgegenüber die Querspannungen nahezu keine sichtbaren Auswirkungen in Längsrichtung zeigen. Die insgesamt geringen Folgen der variierten Querkontraktion auf den berechneten Verzug werden durch Untersuchungen von Lindgren [108] bestätigt.

Für die Berechnung der Schweißverzüge ist die Annahme einer konstanten Querkontraktionszahl ausreichend und mit vernachlässigbaren Genauigkeitseinbußen behaftet. Es können die Raumtemperaturwerte der jeweiligen Werkstoffgruppe verwendet werden. Die durchgeführten Untersuchungen zeigen für alle drei Werkstoffe weniger als 1% Abweichungen der Verzüge.

Verfestigung Obwohl die Variation der Verfestigung nur geringen Einfluss auf die berechneten Verzüge zeigt, wird an den Ergebnissen ein unterschiedlich starker Einfluss in Längs- und Querrichtung sichtbar. Dieser ist durch das Werkstoffgesetz verursacht, welches das Materialverhalten unter Zug- und Druckbeanspruchung mathematisch beschreibt.

Wie eingangs beschrieben befindet sich hinter dem Schmelzbad in Längsrichtung ein Zugbereich, in Querrichtung herrscht zur gleichen Zeit jedoch ein Druckbereich. Beide Zustände werden numerisch im Spannungs-Dehnungs-Verhalten unterschiedlich behandelt. Unter Zug wird der linear-elastische Bereich durch den E-Modul beschrieben. Im Druckbereich wird der Schubmodul verwendet, der sich aus E-Modul und Querkontraktion berechnen lässt:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} = \frac{E}{2(1+0,33)} \approx 0,4E \tag{5.1}$$

Er ist aufgrund dieses Zusammenhanges immer um zirka 60% kleiner als der E-Modul, weshalb bei gleich großen Dehnungen kleinere Spannungen bzw. bei gleich großen Spannungen größere Dehnungen auftreten. Der Bereich der elastischen Dehnungen ist im Druckbereich also größer als im Zugbereich. Um einen Einfluss der Verfestigung zu sehen, muss dieser elastische Dehnungsbereich zunächst überschritten werden. Bei der Simulation mit DP-W 600 und Berücksichtigung der Phasenumwandlung wird dieser anisotrope Effekt durch die Volumenänderung bei der Rückumwandlung des Austenits überdeckt, während er bei H400 und Ecodal 608 aufgrund fehlender Umwandlungen sichtbar bleibt.

Die beim Schweißprozess entstehenden hohen Dehnungen sind allein durch die thermischen Dehnungen hervorgerufen, welche wiederum durch hohe Temperaturen entstehen. Bei einer kraftfreien Lagerung sind die Bereiche mit hohen Dehnungen daher nur in der Schweißnaht und der WEZ zu finden. Mit zirka 0,05% des gesamten Bauteilvolumens ist hier allein aufgrund der Volumenverhältnisse ein sehr geringer Einfluss zu erwarten. Dazu kommt, dass diese Werkstoffbereiche mit hohen Dehnwerten bei den dort zeitgleich herrschenden Temperaturen oberhalb von 0,8 $T_{Solidus}$ nur eine geringe Festigkeit besitzen und sich die Werkstoffe nahezu ideal plastisch verhalten. Beide Aspekte führen zu dem sehr geringen globalen Einfluss der Verfestigung auf den Verzug.

Da der Einfluss der Verfestigung auf die berechneten Verzüge mit bis zu zirka 2% sehr gering ist, können Standardwerte der jeweiligen Werkstoffgruppe aus der Literatur verwendet werden. Für alle drei untersuchten Werkstoffe ist eine experimentelle Bestimmung durch entsprechende Auswertung der Warmzugkurven nicht notwendig. Ebenso wird die Durchführung der Warmzugversuche vereinfacht, da nicht mehr zwingend bis zum Erreichen der Zugfestigkeit oder der Gleichmaßdehnung gemessen werden muss um das Verfestigungsverhalten zu ermitteln.

E-Modul und Dehngrenze Der Einfluss der beiden Kennwerte E-Modul und Dehngrenze auf den berechneten Verzug ist teilweise vergleichbar, da beide Parameter zusammen das elastisch-plastische Werkstoffverhalten charakterisieren. In Kombination bestimmen sie den Übergangspunkt zwischen elastischer und plastischer Verformung. Bei einer Variation der Werte für E-Modul und Dehngrenze ändern sich entsprechend die Reaktionen des Werkstoffes

unter mechanischer Belastung. Ein höherer Wert für den E-Modul führt zu einer kleineren elastischen und, wenn die Spannung größer als die Dehngrenze ist, einer größeren plastischen Verformung, siehe Abbildung 5.21 links. Ein höherer Wert für die Dehngrenze erweitert den linear-elastischen Bereich des Werkstoffes, was zu einer geringeren plastischen Verformung bei gegebener Spannung führt, siehe Abbildung 5.21 rechts.

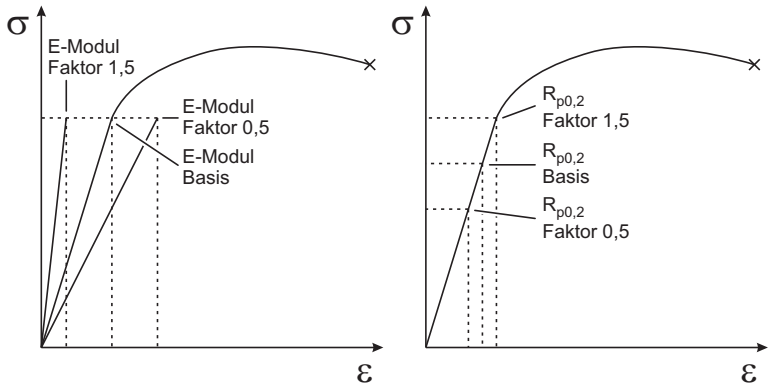

Abbildung 5.21: Einfluss von Variationen des E-Moduls (links) und der Dehngrenze (rechts) auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Werkstoffen

Zu beachten ist dabei, dass in der Realität eine gezielte Variation dieser beiden Kennwerte äußerst aufwändig ist. Dabei werden immer auch andere Kennwerte mit verändert, so dass der einzelne Einfluss eines Kennwertes in seinen Auswirkungen kaum oder gar nicht betrachtet werden kann. Die FE-Simulation dagegen erlaubt es dem Anwender, beide Werte vollständig unabhängig voneinander zu modifizieren. Dies ist einer der großen Vorteile der numerischen Simulation. Die Dehngrenze bestimmt hier nur den Spannungswert, bei dem das Werkstoffgesetz von linear-elastischem Verhalten, beschrieben durch den E-Modul, auf elastisch-plastisches Verhalten, beschrieben durch die Verfestigungskurven, übergeht.

Das anisotrope Verhalten bei der Variation des E-Moduls und der Dehngrenze bei DP-W 600 wird durch die Umwandlungsplastizität verursacht. Berechnungen ohne Umwandlungsplastizität zeigen ein mit den anderen Legierungen vergleichbares Ergebnis, bei dem der Einfluss in beide Raumrichtungen der Ebene gleich ist. Die Umwandlungsplastizität hat einen anderen Einfluss in Längs- als in Querrichtung, da die Spannungen und Dehnungen wie eingangs beschrieben in Längsrichtung anders sind als in Querrichtung.

Der unterschiedliche Einfluss des E-Moduls und der Dehngrenze bei einer Variation in verschiedenen Temperaturintervallen lässt sich mit dem jeweils vorherrschenden Spannungs-Dehnungs-Verhalten erklären. Die Variation der Hochtemperaturdaten des E-Moduls und der Dehngrenze hat aufgrund der überwiegenden Querspannungen und -dehnungen der Werkstoffbereiche im hohen Temperaturbereich hauptsächlich Auswirkungen auf den Querverzug der Pro-

benkörper. Entsprechend verhält sich der Einfluss im tiefen Temperaturbereich. Durch die hier überwiegenden Längsspannungen und -dehnungen beeinflussen die Veränderungen der thermomechanischen Werkstoffkennwerte bei geringen Temperaturen hauptsächlich den Längsverzug.

Der geringe Einfluss der Dehngrenze auf die berechneten Verzüge von H400 ist durch den qualitativen Verlauf der temperaturabhängigen Werte bedingt. In Abbildung 3.14 auf Seite 50 kann man erkennen, dass die Dehngrenze von H400 im Intervall zwischen Raumtemperatur und 0,5 $T_{Solidus}$ deutlich abnimmt, während die Werte für Ecodal 608 und DP-W 600 bis zu 0,3 $T_{Solidus}$ vergleichsweise hoch bleiben. Der allgemeine Einfluss der Dehngrenze bei H400 ist damit im Vergleich zu den anderen Legierungen geringer, da vergleichbare thermische Dehnungen aufgrund der geringeren Warmfestigkeit zu höheren lokalen plastischen Verformungen und damit geringeren globalen Verzügen führen.

Obwohl der relative Einfluss des E-Moduls und der Dehngrenze bei einer Variation der Daten weniger stark ausgeprägt ist als der anderer Kennwerte, ist das zu erwartende Streuband der Verzüge absolut gesehen sehr breit. Aufgrund der Messmethoden und der Auswertung der Messdaten sind die Abweichungen der ermittelten Kurven in der Regel sehr groß, vor Allem im Bereich höherer Temperaturen. Daraus ergibt sich trotz des im Verhältnis zur Variation kleinen relativen Einflusses ein nennenswerter absoluter Einfluss auf die Verzüge. Dies wird durch Ergebnisse von Lindgren [108] bestätigt, der den E-Modul und die thermische Dehnung als wichtige Einflussparameter auf den Verzug nach vollständiger Abkühlung ermittelt.

Für die Stahllegierungen sind genaue Daten nur bis zu 0,6 $T_{Solidus}$ (E-Modul) bzw. 0,7 $T_{Solidus}$ (Dehngrenze) notwendig. Alle Werte oberhalb dieser Grenzen können aus Literaturdaten oder Masterkurven entnommen werden, ohne große Abweichungen der berechneten Verzüge zu verursachen. Dies deckt sich mit Ergebnissen von Grieb [164], der bei Untersuchungen von Laserstrahlschweißungen an DC04 (1.0338) eine Obergrenze von zirka 800°C (entspricht zirka 0,55 $T_{Solidus}$) für den E-Modul und die Dehngrenze angibt.

Die experimentell aufwändige Bestimmung der temperaturabhängigen technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des martensitischen Schweißnahtmaterials bei DP-W 600 ist für eine Berechnung der Bauteilverzüge beim Laserstrahlschweißen nicht zwingend nötig. Die Verwendung der entsprechenden Werte des Grundwerkstoffes ist aufgrund der geringen Volumenanteile in diesem Gefügezustand und der dadurch noch verstärkten geringen globalen Sensitivität ausreichend, die Abweichungen von zirka 5% sind für gängige Berechnungen vernachlässigbar. Nur wenn höhere Genauigkeiten angestrebt werden ist eine Angabe der Dehngrenze des Nahtmaterials von Nöten.

Für die Aluminiumlegierung ist eine exakte Kenntnis des E-Moduls bis zu 0,8 $T_{Solidus}$ notwendig. Für die Dehngrenze wird, aufgrund des im gesamtem Temperaturbereich vorhandenen Einflusses, eine komplette Messung empfohlen. Bei ersten Berechnungen zur Abschätzung reicht eine genaue Kenntnis der Werte bis zu 0,5 $T_{Solidus}$ aus, wobei dann Auswirkungen auf das Verzugsergebnis von bis zu 10%, bezogen auf die Abweichungen der Daten, zu erwarten sind.

Thermische Dehnung Der direkt proportionale Einfluss der Wärmedehnung auf den Bauteilverzug lässt sich wie folgt erklären. Aufgrund der kraftfreien Lagerung der Probe treten keinerlei mechanische Reaktionskräfte mit der Umgebung auf. Ebenso werden keine externen Kräfte eingeleitet. Damit ist die thermische Dehnung aufgrund der Wärmeeinbringung die alleinige treibende Kraft für den Bauteilverzug, so dass eine Änderung der Daten einen direkten Einfluss auf das Ergebnis hat. Bei einer etwaigen Einleitung extern aufgebrachter Kräfte ist deren Auswirkung auf die Verzüge zusätzlich zu berücksichtigen.

Eine Variation der thermischen Dehnung in diskreten Temperaturintervallen wird, trotz des ausgeprägten Einflusses auf die berechneten Bauteilverzüge, im Rahmen dieser Untersuchung nicht durchgeführt. Aufgrund fehlender Umwandlungsvorgänge in dem Temperaturintervall zwischen Aufheiz- und Abkühlphase bei H400 und Ecodal 608 zeigt die thermische Dehnung einen linearen Verlauf, eine Ableitung etwaiger Temperaturintervalle aus metallurgischer oder messtechnischer Sicht ist nicht möglich. Die Daten für DP-W 600 zeigen demgegenüber ein aufgrund der Umwandlungsvorgänge nichtlineares Verhalten. Das Umwandlungsverhalten der Legierung wird dabei von eben diesen nichtlinearen Verläufen charakterisiert. Eine Variation der thermischen Dehnung, insbesondere innerhalb diskreter Temperaturintervalle, würde die Umwandlungskinetik der Simulation verändern.

Für die exakte Berechnung des Schweißverzuges ist die genaue Kenntnis der thermischen Dehnungen eine Grundvoraussetzung. Daher sollte immer eine vollständige Messung vorgenommen werden. Wird das Umwandlungsverhalten eines Werkstoffes mit Phasenumwandlung in der Simulation vernachlässigt, so sind bei Strahlschweißverfahren bis zu zirka 7% geringere Bauteilverzüge zu erwarten. Im Falle geringer Einspanngrade, wie sie in den gezeigten Untersuchungen vorliegen, ist die Vernachlässigung der Umwandlungsplastizität nur mit geringen Abweichungen im Ergebnis verbunden. Je höher der Einspanngrad ist, desto größer ist der zu erwartende Einfluss auf den Verzug, da die Bauteilbewegung stärker eingeschränkt wird und sich damit lokal in den erwärmten Bereichen höhere plastische Dehnungen ergeben.

5.2.3 Übersicht der ermittelten Sensitivitäten

Die im Rahmen der Variationsrechnungen der thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte ermittelten Sensitivitäten sind in den Tabellen 5.2 und 5.3 zusammengefasst. Diese Übersichten enthalten zusätzlich entsprechende Empfehlungen zur experimentellen Kennwertbestimmung sowie weitere Anmerkungen.

In der Darstellung wird deutlich, dass Streuungen der Werkstoffkennwerte innerhalb diskreter Temperaturintervalle nicht allein quantitative Auswirkungen auf die berechneten Verzüge haben. Aufgrund des teilweise unterschiedlichen Einflusses in Längs- und Querrichtung, bezogen auf die Schweißrichtung, ergeben sich entsprechend makroskopisch qualitativ unterschiedliche Einflüsse auf den Bauteilverzug. Damit zeigt sich die Wichtigkeit einer Betrachtung der Sensitivität innerhalb der Temperaturintervalle. Um in der transienten, dreidimensionalen Schweißsimulation ein qualitativ richtiges Berechnungsergebnis sicherstellen zu können ist somit eine allein globale, sprich den gesamten Temperaturbereich betreffende Kenntnis der Sensitivität

bei einer Variation der Werkstoffkennwerte nicht ausreichend. Diese Tatsache ist eine wichtige Erkenntnis für zukünftige, auf den gezeigten Ergebnissen aufbauende Sensitivitätsanalysen.

Die gezeigten Sensitivitäten wurden an dünnen ebenen Platten ermittelt, der mit einer Laserstrahl-Blindnaht versehen wurden. Für eine praxisrelevante Nutzung ist die Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf reale, komplexere Bauteile eine Grundvoraussetzung. In den folgenden Abschnitten werden die experimentellen und numerischen Ergebnisse des Demonstratorbauteils diskutiert. Hierbei wird neben der allgemeinen Simulationsqualität und der korrekten Abbildung der real vorliegenden Bedingungen vor Allem auch die Sensitivität bei einer Variation der Werkstoffkennwerte betrachtet. Die wichtigsten der in den Tabellen 5.2 und 5.3 gezeigten Einflüsse werden anhand des Kupplungskörpers auf ihre Übertragbarkeit hin überprüft. Dabei spielen vor Allem die Geometrieunterschiede der ebenen Platten und des im Vergleich dazu massiven Zahnrades eine wichtige Rolle.

Werkstoff	*Kennwert*	*Temperatur-intervall* $T_{Solidus}$	*Einfluss bei 10% Variation (*: bei Vernachlässigung)*	*gleicher Einfluss in Längs-/Querrichtung*	*Empfehlung für Messung der Daten / Anmerkung*
DP-W 600	Wärmeleitfähigkeit	komplett	1-2,5%	J	nur für hohe Genauigkeit nötig
	Wärmekapazität und Dichte	< 0,35	5-7,5%	N	komplette Messung wegen hohem quantitativen und qualitativen Einfluss
		0,35 - 1,0	1-7,5%	N	
		> 1,0	< 1%	J	
	latente Wärme	n/a	*2-7%	N	ohne LH ca. -40% Rechenzeit Temperaturfeld
H400	Wärmeleitfähigkeit	komplett	< 1%	J	Standarddaten der Legierungsgruppe reichen
	Wärmekapazität und Dichte	< 0,35	5-7,5%	N	komplette Messung wegen hohem quantitativen und qualitativen Einfluss
		0,35 - 1,0	1-7,5%	N	
		> 1,0	< 1%	J	
	latente Wärme	n/a	*2-7%	N	ohne LH ca. -40% Rechenzeit
Ecodal 608	Wärmeleitfähigkeit	komplett	1-2,5%	J	nur für hohe Genauigkeit nötig
	Wärmekapazität und Dichte	< 0,35	5-7,5%	N	komplette Messung wegen hohem quantitativen und qualitativen Einfluss
		0,35 - 1,0	1-7,5%	N	
		> 1,0	< 1%	J	
	Dichtesprung	n/a	*< 1%	N	ohne Sprung ca. -25% Rechenzeit Temperaturfeld

Tabelle 5.2: Übersicht der ermittelten Sensitivität bei Variation der thermophysikalischen Werkstoffkennwerte, Einfluss auf Bauteilverzug nach vollständiger Abkühlung

Werkstoff	*Kennwert*	*Temperatur-intervall $T_{Solidus}$*	*Einfluss bei 10% Variation (*: bei Vernach-lässigung)*	*gleicher Einfluss in Längs-/Querrichtung (**: ohne Phasen-umwandlung)*	*Empfehlung für Messung der Daten / Anmerkung*
DP-W 600	Querkontraktionszahl	komplett	< 1%	N	konstante RT-Daten reichen
	Verfestigung	komplett	1-2%	J (**N)	Standarddaten der Legierungsgruppe reichen
	E-Modul	< 0,3	1-2,5%	N (**J)	Messung für < 0,6 $T_{Solidus}$ Standarddaten d. Legierungs-gruppe für > 0,6 $T_{Solidus}$
		0,3 - 0,6	1-2,5%	N	
		> 0,6	< 1%	J	
	Dehngrenze GW	< 0,35	1-5%	N	Messung für < 0,7 $T_{Solidus}$ Standarddaten d. Legierungs-gruppe für > 0,7 $T_{Solidus}$
		0,35 - 0,7	1-5%	N	
		> 0,7	< 1%	J	
	Dehngrenze WEZ	komplett	< 1% / *5%	J	GW-Daten reichen, Messung nur bei hoher Genauigkeit
	Wärmedehnung	komplett	10%	J	komplette Messung
	Umwandlungsplastizität	n/a	*2-3%	N	Einfluss steigt mit Erhöhung des Einspanngrades
	Phasenumwandlung	n/a	*6-7%	N	Einfluss steigt mit größerem Schmelzbadvolumen
H400	Querkontraktionszahl	komplett	< 1%	N	konstante RT-Daten reichen
	Verfestigung	komplett	1-2%	N	Standarddaten der Legierungsgruppe reichen
	E-Modul	< 0,3	1-2,5%	J	Messung für < 0,6 $T_{Solidus}$ Standarddaten d. Legierungs-gruppe für > 0,6 $T_{Solidus}$
		0,3 - 0,6	1-2,5%	N	
		> 0,6	< 1%	J	
	Dehngrenze GW	< 0,35	1-5%	N	Messung für < 0,7 $T_{Solidus}$ Standarddaten d. Legierungs-gruppe für > 0,7 $T_{Solidus}$
		0,35 - 0,7	1-5%	N	
		> 0,7	< 1%	J	
	Wärmedehnung	komplett	10%	J	komplette Messung
Ecodal 608	Querkontraktionszahl	komplett	> 1%	N	konstante RT-Daten reichen
	Verfestigung	komplett	1-2,5%	N	Standarddaten der Legierungsgruppe reichen
	E-Modul	< 0,3	1-2,5%	J	Messung für < 0,8 $T_{Solidus}$ Standarddaten d. Legierungs-gruppe für > 0,8 $T_{Solidus}$
		0,3 - 0,8	1-7,5%	N	
		0,8 - 1,0	1-2,5%	N	
		> 1,0	< 1%	J	
	Dehngrenze GW	< 0,5	1-2,5%	N	komplette Messung
		> 0,5	1-2,5%	N	
	Wärmedehnung	komplett	10%	J	komplette Messung

Tabelle 5.3: Übersicht der ermittelten Sensitivität bei Variation der thermomechanischen Werkstoffkennwerte, Einfluss auf Bauteilverzug nach vollständiger Abkühlung

5.3 Industriell relevantes Demonstratorbauteil

Der hier untersuchte Kupplungskörper wird, im Gegensatz zu den laserstrahlgeschweißten ebenen Platten der Sensitivitätsanalyse, mittels Elektronenstrahl gefügt. Bei beiden Verfahren handelt sich um Strahlschweißverfahren mit Tiefschweißeffekt, so dass der Fügevorgang an sich

vergleichbar ist. Der hier ausgenutzte Vorteil des Elektronenstrahlschweißens ist die höhere Flexibilität der Strahlführung, welche komplexere Schweißpläne als bei einer Laserstrahlschweißung ermöglicht. Der wichtige Unterschied zwischen den ebenen Platten und dem Kupplungskörper ist jedoch die Geometrie, anhand derer die Übertragbarkeit der an den Platten gewonnenen Erkenntnisse auf komplexere Massivbauteile überprüft wird.

5.3.1 Validierung der Simulation des Demonstrators

Die Berechnungsergebnisse des Kupplungskörpers zeigen insgesamt sehr gute Übereinstimmungen mit den vorhandenen Messergebnissen. In Abbildung 5.22 sind die gemessenen und die berechneten Temperaturzyklen gemeinsam dargestellt, die Simulation bildet das reale Temperaturfeld im Bauteil sehr gut ab. Der Abgleich zwischen dem Makroschliff der realen Schweißnaht und dem Schmelzbad in der Simulation ist in der selben Abbildung oben rechts gezeigt. Man erkennt die gute Übereinstimmung anhand der Soliduslinie im Querschnitt. Die Querschnittsfläche in der Simulation ist um zirka 12% größer als die aus dem Makroschliff des Experiments ermittelte Fläche. Diese Abweichung liegt innerhalb der normalen Streubreite für Strahlschweißprozesse. Damit ist das Temperaturfeld des Kupplungskörpers validiert und für die Variationsrechnungen zur Verzugsoptimierung geeignet.

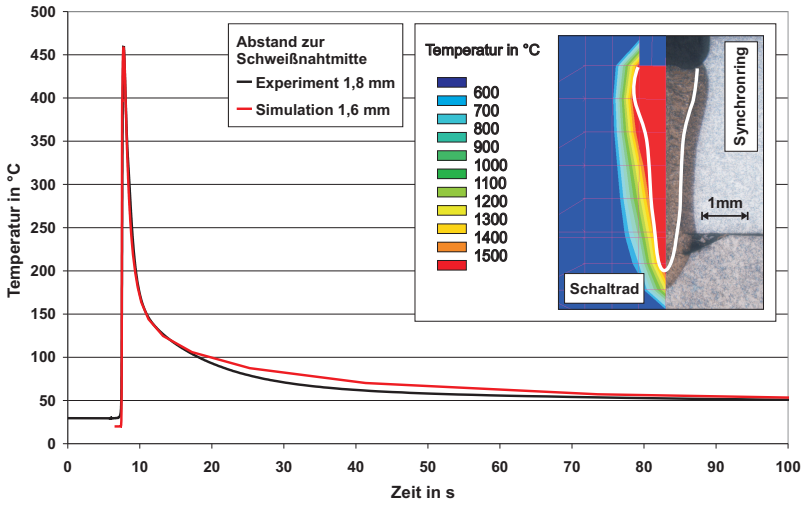

Abbildung 5.22: Abgleich zwischen berechnetem und gemessenem Temperaturfeld (Temperaturzyklen und Querschnitt des Schmelzbades quer zur Nahtrichtung) des Kupplungskörpers, Elektronenstrahlschweißung mit U = 80 kV, I = 85 mA, p = 0,00018 mbar, v_s = 30 mm/s

Die in Abbildung 4.38 auf Seite 87 gezeigte transiente Ausbildung des Radialverzugs ermöglicht ein genaues Verständnis der Ursachen für die Verzugsentstehung. Während des Schweißens wird im Bereich der bewegten Wärmequelle durch die thermischen Dehnungen eine Delle erzeugt. Diese läuft schließlich in den Bereich der Nut hinein und bleibt auch im anschließenden Abkühlprozess erhalten. Sie stellt die Ursache für die beobachtete Form und Anordnung der Teilungsänderung dar. Aufgrund der Start- und Endpunkte der Schweißnähte in Kombination mit der Nut entsteht so die Grundform des Schweißverzugs an der Verzahnung des Synchronringes.

In Abbildung 5.23 sind die ausgewerteten Teilungsänderungen nach vollständiger Abkühlung für drei Varianten zur Ermittlung des Einflusses des Heftvorganges gegenübergestellt. Gezeigt sind die Teilungsänderung für eine Berechnung nur des Heftvorganges, für eine Berechnung des Heftvorganges mit anschließendem Schweißvorgang und für eine Berechnung nur des Schweißvorganges.

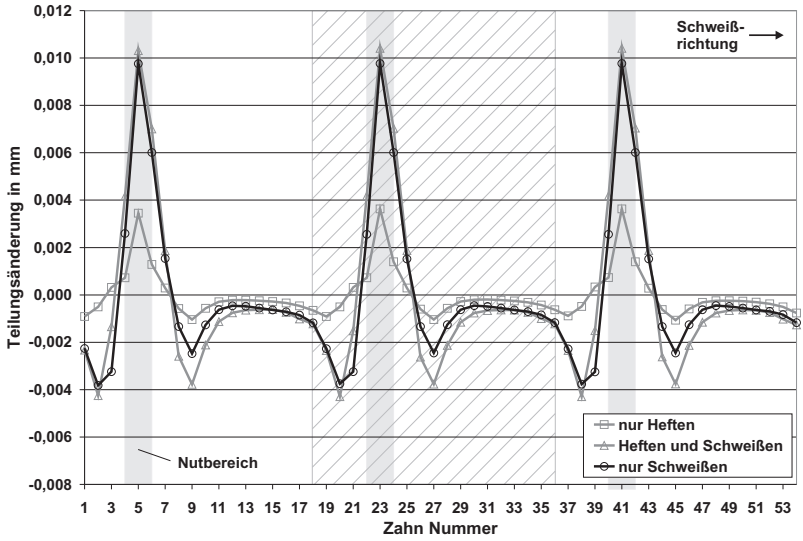

Abbildung 5.23: Vergleich des Einflusses des Heftvorganges auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung am Synchronring nach vollständiger Abkühlung

Es wird deutlich, dass der Heftvorgang für sich genommen nur einen geringen quantitativen Einfluss auf das Ergebnis hat. Weiterhin ist zu erkennen, dass der qualitative Verlauf der Berechnungsergebnisse des Schweißens inklusive vorherigem Heften sowie des alleinigen Schweißens nahezu gleich ist. Es bestehen nur geringe quantitative Unterschiede zwischen beiden Verläufen, die sich hauptsächlich auf den Bereich direkt neben den Nuten verteilen. Die maximalen Abweichungen zwischen den jeweiligen Werten liegen in Bereich der Zähne Nummer 9, 27 und 45 und betragen zirka 0,0013 mm. Somit kann im Zuge der Vereinfachungen

und Annahmen die simulationstechnische Berücksichtigung des Heftvorganges vernachlässigt werden um Rechenzeit zu sparen. Auf die Optimierungsergebnisse hat diese Vereinfachung keinen Einfluss, da hier nur Variantenvergleiche durchgeführt werden.

Wegen des abschnittsweise symmetrischen Verhaltens der Verzüge wird für alle folgenden Ergebnisse zur besseren Übersichtlichkeit jeweils nur das in Abbildung 5.23 schraffiert unterlegte Drittel der Verzüge dargestellt.

5.3.2 Einfluss der Werkstoffkennwerte

Die Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse der Werkstoffkennwerte für den Kupplungskörper decken sich zum Großteil mit denen der ebenen Platten. Die ermittelten Einflüsse liegen bis auf die Daten der thermischen Dehnung, und damit einher gehend der Umwandlung, im Bereich der Untersuchungsergebnisse der ebenen Platten.

Der überproportionale Einfluss des Wärmeausdehnungskoeffizienten auf den maximalen Teilungssprung erklärt sich durch die Position der Auswertung und die Geometrie des Kupplungskörpers. Durch eine Art Hebelwirkung der Zähne des Synchronringes wird der eigentliche Verzug in seinen globalen Auswirkungen verstärkt. Die lokalen Dehnungen im Schmelzbadbereich werden, wie bei den ebenen Platten, direkt proportional zum angewandten Faktor vergrößert bzw. verkleinert, hier um $\pm$10%.

Die Berücksichtigung des Umwandlungsverhaltens ist bei diesem Bauteil wichtig für ein qualitativ korrektes Ergebnis. Bei einer Vernachlässigung der Phasenumwandlung ergibt sich nicht nur ein quantitativ, sondern auch teilweise qualitativ anderes Verzugsergebnis. In Abbildung 5.24 sind die Ergebnisse der aktuellen Version mit und ohne Phasenumwandlung im Vergleich gezeigt. Während in der Basisversion mit Umwandlung der maximale Teilungssprung im Endbereich der Naht zwischen den Zähnen 20 und 23 auftritt, liegt er bei der Berechnung ohne Phasenumwandlung im Anfangsbereich der Naht zwischen den Zähnen 23 und 27. Damit würde sich eine deutlich andere Ausgangsposition für die Verzugsoptimierung des Bauteils ergeben. Dieses Verhalten ist durch die fehlende Rückumwandlungsdehnung zu erklären. Normalerweise wird durch diesen Effekt ein gewisser Anteil der Abkühlschrumpfungen kompensiert. Fehlt die Phasenumwandlung, so verbleiben die höheren lokalen Schrumpfungen im Nahtbereich. Der Einfluss der Umwandlung auf den Verzug im Anfangs- und Endbereich der Naht lässt sich durch die dort vorhandenen $t_{8/5}$-Zeiten erklären. Am Ende der Naht sind diese im Schmelzbadbereich zirka 15% größer als im Anfangsbereich, da das Material hier bereits eine leichte Vorwärmung durch den Anfangsbereich der vorhergehenden Naht erhält. Dies führt bei Berücksichtigung der Phasenumwandlung zu höheren Rückumwandlungstemperaturen und damit anderen Rückumwandlungsdehnungen. Wenn keine Phasenumwandlung berücksichtigt wird ist dieser Einfluss nicht mehr vorhanden.

Weiterhin ist zu beobachten, dass der Verzug des Kupplungskörpers bei einer Berechnung ohne Phasenumwandlung größer wird, während die Vernachlässigung der Umwandlung bei den ebenen Platten zu einem geringeren Verzug führt. Der Grund für dieses qualitativ unterschiedliche Verhalten liegt in der Eigensteifigkeit der Bauteile, welche die lokalen plastischen Verformungen im Nahtbereich mitbestimmt.

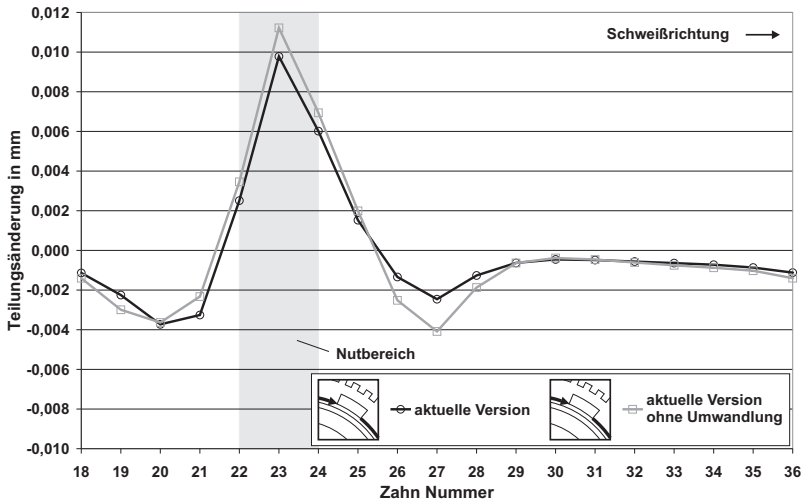

Abbildung 5.24: Vergleich des Einflusses der Phasenumwandlung auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung

Zunächst sei der Fall ohne Phasenumwandlung betrachtet. Bei hohen lokalen plastischen Verformungen entsteht ein großer Verzug durch die Schrumpfungsspannungen bei der Abkühlung. Dies ist bei dem Kupplungskörper der Fall, durch das große umgebende Werkstoffvolumen ist die Steifigkeit der Konstruktion sehr hoch. Während des Aufschmelzens im Nahtbereich entstehen große thermische Spannungen aufgrund der thermischen Dehnung, welche das Bauteil nur geringfügig makroskopisch ausgleichen kann. Stattdessen findet lokal im Nahtbereich eine relativ große plastische Verformung statt. Demgegenüber ist bei den untersuchten ebenen Platten die Eigensteifigkeit der Bauteile relativ gering, vor Allem in Querrichtung kann sich das Bauteil nahezu kraftfrei ausdehnen. Daher werden die thermisch bedingten Spannungen in wesentlich größerem Maße makroskopisch und damit elastisch ausgeglichen. Anschließend schrumpft das Blech bei der Abkühlung wieder zusammen. Der elastische Dehnungsanteil ist bei Bauteilen mit geringer Einspannung bzw. Eigensteifigkeit also prinzipiell höher, der plastische Anteil entsprechend geringer.

Wenn bei Berücksichtigung der Phasenumwandlung dann die Rückumwandlungsdehnungen des Werkstoffes hinzukommen entstehen bei den ebenen Platten zusätzliche lokale plastische Verformungen. Diese verursachen im folgenden Abkühlprozess einen größeren Verzug. Demgegenüber ist das Spannungsverhältnis bei dem Kupplungskörper aufgrund der Steifigkeit des umgebenden Materials gänzlich unterschiedlich. Hier führt die Rückumwandlungsdehnung zu einer Verringerung des durch die Eigensteifigkeit bedingten Zugspannungszustandes. Dies wird auch bei einer Berechnung deutlich, bei der allein die Umwandlungsplastizität unberücksichtigt bleibt. Die Ergebnisse liegen hier genau zwischen denen der Basisversion und der Variante ohne Umwandlung. Durch die Umwandlungsplastizität sowie durch die Rückumwandlungsdeh-

nung erhält das Bauteil demnach die Möglichkeit, den lokalen Spannungszustand abzubauen, so dass der Verzug des Kupplungskörpers bei Berücksichtigung der Phasenumwandlung geringer ausfällt.

Anhand dieser exemplarischen Anwendung der Untersuchungsergebnisse wird deutlich, welche komplexen Auswirkungen das Umwandlungsverhalten eines Werkstoffes auf die berechneten Bauteilverzüge hat. Insgesamt findet im vorliegenden Beispiel nur eine rein martensitische Umwandlung statt. Die vorliegenden $t_{8/5}$-Zeiten sind zu gering für die Ausbildung anderer Phasenanteile. Daher ist hier vor Allem die Martensitstarttemperatur ausschlaggebend für die Berechnung, während die Lage der anderen Phasen im ZTU (z.B. Bainit) weniger wichtig ist.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Erkenntnisse aus der Sensitivitätsanalyse der ebenen Platten auch auf komplexere Bauteile übertragen werden können. Zu beachten sind die Einspannung und die Eigensteifigkeit des Bauteils, da diese das Spannungs-Dehnungs-Verhalten im Nahtbereich beeinflussen.

Die Ermittlung der Sensitivität wurde an Schalenbauteilen durchgeführt, bei dem Kupplungskörper handelt es sich jedoch um ein Massivbauteil. Trotzdem sind die Einflüsse der Werkstoffkennwerte auf die berechneten Verzüge größtenteils analog. Damit erstreckt sich der potentielle Anwendungsbereich der ermittelten Sensitivitäten prinzipiell auf Schalen- und Massivbauteile mit geringer und mittlerer Komplexität. Die Gültigkeit für große und komplexe Schweißbaugruppen wird im Zuge dieser Arbeit nicht nachgewiesen.

5.3.3 Verzugsanalyse und -optimierung

Ein Vergleich der Ergebnisse bei einer Variation der Geometrie (hier: Nuten) und der Energieverteilung (hier: thermische Lücken im Bereich der Nuten) lässt sich Abbildung 5.25 entnehmen. Die Ergebnisse zeigen alle einen qualitativ ähnlichen Verlauf. Deutlich wird, dass die Daten für die einfachste Version ohne geometrische und thermische Lücken die geringsten Abweichungen aufweisen. Die Unterschiede zur Originalgeometrie, repräsentiert durch die Nulllinie, sind geringer als bei den beiden anderen Konfigurationen. Die größten Einflüsse finden sich bei der zweiten Version ohne geometrische, jedoch mit thermischer Lücke. Die aktuelle Version schließlich liegt bei der Auswertung des Radialverzuges zwischen den beiden vorhergehenden Varianten.

Die Auswirkungen der thermischen und der geometrischen Lücken auf die berechneten Schweißverzüge zeigen ein zunächst unerwartetes Ergebnis. Trotz einer geringeren eingebrachten Gesamtenergie ist der Verzug bei der Version mit thermischer Lücke ungünstiger. Dies ist durch das ungleichmäßigere Temperaturfeld bedingt, welches sich aufgrund der Bauteilgeometrie und der Energieeinbringung einstellt. Der Grad der Gleichmäßigkeit des Temperaturfeldes überwiegt demnach in diesem Fall den Einfluss der eingebrachten Gesamtenergie.

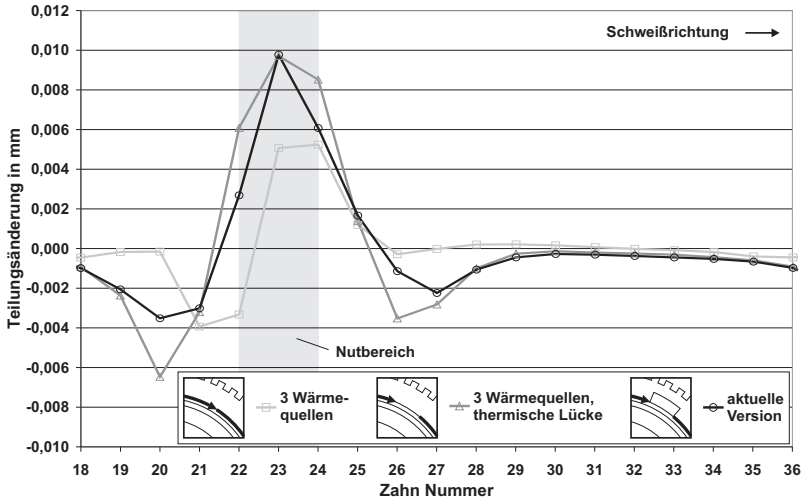

Abbildung 5.25: Vergleich des Einflusses der thermischen und der geometrischen Lücke auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung des Synchronringes nach vollständiger Abkühlung

An diesem Beispiel zeigt sich, dass die häufig in der Praxis angewandte Vorgehensweise zur Minimierung der Bauteilverzüge, die Reduzierung der eingebrachten Gesamtenergie, nicht immer zielführend ist. Vielmehr ist das entstehende Temperaturfeld im Bauteil zu betrachten, welches sich aus der Kombination der Geometrie und der Menge und Verteilung der eingebrachten Energie ergibt. Mittels Schweißsimulationen können Temperaturfelder in zeitlich und örtlich diskreter Auflösung dargestellt und neue Optimierungsansätze ermöglicht werden, die mit den Ergebnissen herkömmlicher Mess- und Analysemethoden bisher nicht erreichbar waren. Im vorliegenden Fall ist beispielsweise ein möglichst gleichmäßig ausgebildeter Verzug am Umfang des Synchronringes günstig, da eine solche einheitlich verteilte Abweichung durch eine Anpassung der Verzahnung kompensiert werden kann. Dies wird über ein möglichst gleichförmiges zeitlich und räumlich verteiltes Temperaturfeld im Bauteil erreicht, was nicht direkt gleichbedeutend mit der zeitlichen und räumlichen Verteilung der Energieeinbringung ist.

Vergleicht man die Variante mit thermischer Lücke mit dem Ist-Stand mit thermischer und geometrischer Lücke, so fällt auf dass das Verzugsniveau beim Ist-Stand geringer ist. Der Grund liegt in der geringeren Stützwirkung des umgebenden Materials, so dass sich die Verzüge leichter ausgleichen können. Durch die Start- und Endbereiche der Schweißnähte wird dieser Effekt noch verstärkt.

Die bisherigen Ergebnisse der Untersuchung erlauben einen systematischen Ansatz zur Optimierung der Verzüge. Das sich im Bauteil ausbildende Temperaturfeld wurde als Haupteinflussparameter auf den ungleichmäßigen Schweißverzug identifiziert. Durch die Verwendung einer

höheren Anzahl gleichzeitiger Wärmequellen lässt sich die Temperaturverteilung im laufenden Prozess homogener gestalten. Aufgrund der Schweißtechnik mit dem Elektronenstrahl ist eine solche Erhöhung der Schmelzbadanzahl möglich, solange die Gesamtleistung der Strahlquelle ausreichend hoch ist. Im aktuellen Fall sind bis zu sechs zeitgleiche Schmelzbäder realisierbar.

Abbildung 5.26 und 5.27 zeigen die Berechnungsergebnisse zur Optimierung des Bauteilverzuges im Vergleich. In Abbildung 5.26 ist die Teilungsänderung bei Verwendung von sechs gleichzeitigen Wärmequellen mit Schweißrichtung im Uhrzeigersinn dargestellt. Zum Vergleich ist der Verlauf für die aktuelle Standardvariante gezeigt. Die Verwendung von sechs Quellen führt zu zusätzlichen Peaks im Verzugsverlauf im Bereich der neuen Start- und Endpunkte der Nähte. Die übrigen Bereiche zeigen sowohl qualitativ als auch quantitativ nahezu keine Unterschiede.

In Abbildung 5.27 sind die berechneten Teilungsänderungen bei der Schweißung mit sechs zeitlich parallel laufenden Wärmequellen von der Mitte nach außen sowie von außen zur Mitte mit den Ergebnissen der Standardversion verglichen. Die Variante mit der Schweißrichtung von der Mitte nach außen erzeugt bei der Teilungsänderung im Vergleich zur aktuellen Standardvariante einen leicht höheren Peak, der sich zusätzlich auf eine geringere Zähneanzahl verteilt. Diese Anordnung führt damit zu höheren Gradienten zwischen den benachbarten Zähnen.

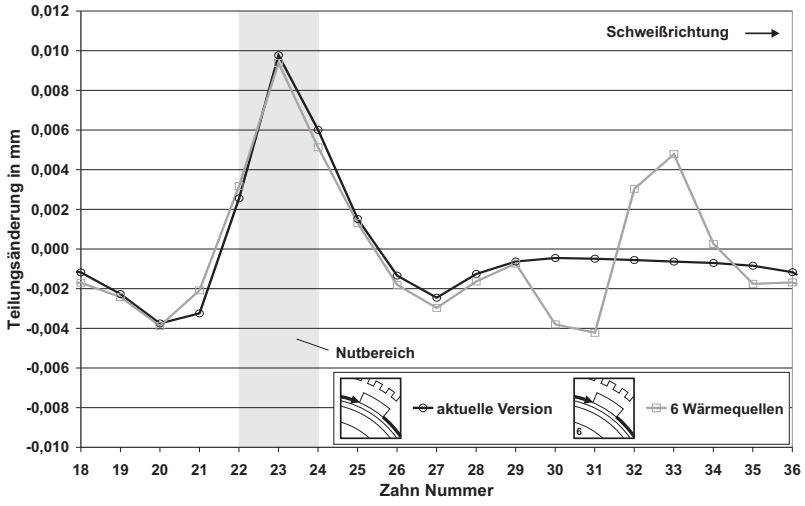

Abbildung 5.26: Vergleich des Einflusses der Anzahl gleichzeitiger Wärmequellen auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung am Synchronring nach vollständiger Abkühlung

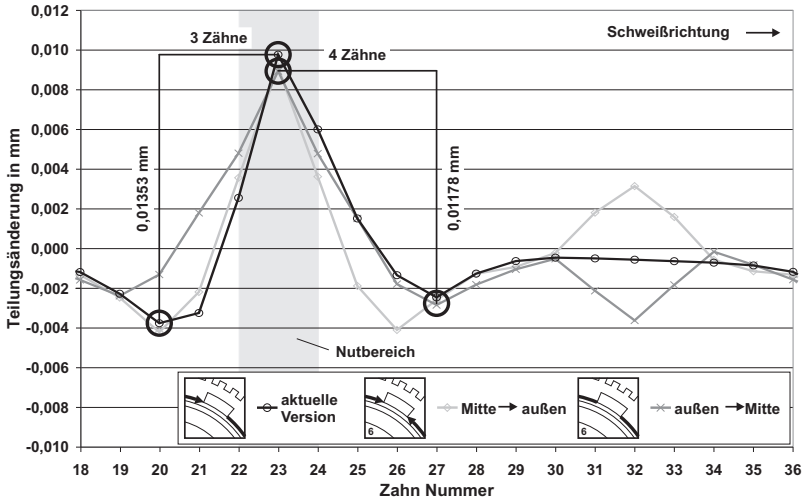

Abbildung 5.27: Einfluss der Schweißrichtung bei Verwendung von sechs zeitgleichen Wärmequellen auf den berechneten Verlauf der Teilungsänderung am Synchronring nach vollständiger Abkühlung

Im Gegensatz dazu ergibt sich bei der Variante mit einer Schweißrichtung von außen zur Mitte ein umgekehrtes Bild. Die Höhe des Peaks wird geringer als in der aktuellen Variante, gleichzeitig verteilt sich dieser Sprung auf mehr Zähne. Damit ergeben sich geringere lokale Gradienten zwischen den benachbarten Zähnen. Der maximale Teilungssprung, bezogen auf die Anzahl der durch den Peak abgedeckten Zähne, verringert sich so um zirka 35%. Auf diese Weise werden die eingeleiteten Zahnkräfte im Betrieb besser auf dem Umfang verteilt und die lokalen Belastungen sind geringer.

Abbildung 5.28 veranschaulicht die wesentlichen Ergebnisse der untersuchten Schweißnahtfolgen und der Wärmequellenanzahl hinsichtlich der Teilungsänderung. Über eine Variation der Geometrie ließen sich theoretisch weitere Optimierungspotentiale nutzen, was jedoch aufgrund verschiedener Funktionsintegrationen nicht möglich war. Die Ergebnisse der aktuellen Untersuchung sind allgemein übertragbar auf sämtliche rotationssymmetrischen Bauteile mit vergleichbarer Schweißanordnung. Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass durch die Schweißsimulation ein deutlich verbessertes Prozessverständnis möglich ist.

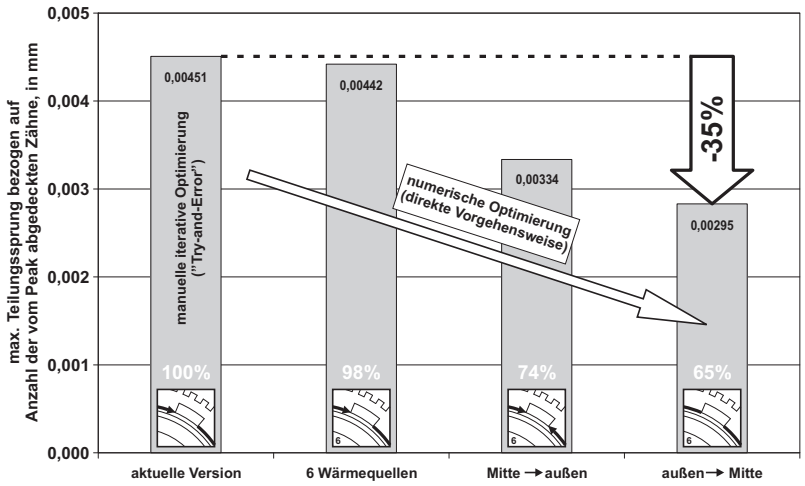

Abbildung 5.28: Maximaler Teilungssprung bezogen auf die Anzahl der durch den Peak abgedeckten Zähne, Werte für verschiedene Schweißplanvarianten

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Dissertation behandelt die FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche. Im Zuge der durchgeführten Untersuchungen fand eine numerische Analyse der Sensitivität durch Variation der thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte statt. Hierbei wurden primär die Berechnungsergebnisse schweißbedingter Bauteilverzüge betrachtet. Für die Werkstoffkennwerte wurden sowohl der gesamte für die Simulation relevante Temperaturbereich als auch diskrete, aus den Werkstoffen und der Messtechnik abgeleitete Temperaturintervalle betrachtet. Die Ergebnisse veranschaulichen den qualitativen und den quantitativen Verzugseinfluss der Werkstoffdaten für einen umwandelnden und einen austenitischen Stahl sowie für eine Aluminiumlegierung. Sie geben darüber hinaus Informationen, welche Werkstoffkennwerte und Temperaturbereiche bei der experimentellen Charakterisierung einer Legierung wichtig sind und bei Messungen bevorzugt werden sollten.

Folgende Vorgehensweise kam zum Einsatz. In einem ersten Schritt fand die experimentelle Bestimmung der thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte der drei Legierungen DP-W 600 (1.0936), H400 (1.4376) und Ecodal 608 (EN AW-6181) statt. Die Messergebnisse liegen temperaturabhängig sowie für DP-W 600 auch phasenabhängig vor.

Als experimentelle Basis zur Absicherung der numerischen Untersuchungen fanden Versuche mit Laserstrahlschweißungen an dünnen ebenen Platten für die drei Legierungen statt. Parallel zum Schweißvorgang und während des Abkühlvorgangs wurden die zeitabhängigen Bauteiltemperaturen mit Thermoelementen auf der Ober- und Unterseite und die zeitabhängigen Bauteilverzüge in der Ebene mit induktiven Wegaufnehmern aufgezeichnet. Im Nachgang erfolgte die Ermittlung der Nahtgeometrie durch Makroschliffe der Schweißnähte quer zur Schweißrichtung an verschiedenen Positionen der Schweißnähte.

Diese Messergebnisse dienten zur Validierung der mit den ausgewerteten Messdaten der Werkstoffkennwerte durchgeführten FE-Simulationen der Versuchsschweißungen. Damit ergeben sich die Ausgangsmodelle für die numerische Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte. Im Zuge der Sensitivitätsanalyse wurden Veränderungen der in die Simulation eingegebenen Werkstoffkennwertdaten vorgenommen und deren Einfluss auf die berechneten transienten Temperaturfelder und Verzüge ermittelt. Die Untersuchungen beinhalten die Auswirkungen der Variationen für die einzelnen Kennwerte sowohl im gesamten Temperaturbereich der Simulation als auch innerhalb diskreter Temperaturintervalle. Der Wahl der Temperaturintervalle liegt eine Berücksichtigung der temperaturabhängigen Eigenschaften der Legierungen, beispielsweise an wichtigen Punkten wie den Umwandlungstemperaturen, sowie der Besonderheiten bei der experimentellen Kennwertbestimmung, beispielsweise der Kriechproblematik bei steigenden Messtemperaturen im Warmzugversuch, zugrunde.

Es konnte gezeigt werden, dass die Einflüsse der Streuungen in den diskreten Temperaturintervallen nicht nur einen gleichmäßigen quantitativen Einfluss auf die berechneten Längs- und Querverzüge haben. Zum Teil wird, etwa bei einer Variation der Wärmekapazität allein für Temperaturen oberhalb 0,35 $T_{Solidus}$, das Verzugsverhalten auch qualitativ beeinflusst, da Veränderungen der Daten hier unterschiedlich hohe Auswirkungen in Längs- und Querrichtung hervorrufen. Aus diesem Grund sind schon bei einzelnen, in kritischen Bereichen auftretenden Abweichungen der vorliegenden Werkstoffkennwerte in den numerischen Berechnungsergebnissen deutliche qualitative Abweichungen vom real vorliegenden Verzug möglich. Mit den ermittelten Sensitivitäten ist nun eine Identifikation dieser Daten sowie eine Abschätzung der damit verbundenen Ergebnisabweichungen bereits im Vorfeld der Simulationen möglich.

Die Übertragbarkeit der an den ebenen Platten gewonnenen Ergebnisse wurde exemplarisch im Zuge der numerischen Optimierung eines industriell relevanten Demonstratorbauteils gezeigt. Der hier betrachtete elektronenstrahlgeschweißte Kupplungskörper stellt ein Bauteil mittlerer Komplexität und Größe für die Schweißsimulation nach aktuellem Stand der Technik dar. Die Sensitivität bei einer Variation der Werkstoffkennwerte ist bei diesem Massivbauteil prinzipiell mit dem Verhalten der untersuchten dünnen ebenen Platten, welche die Eigenschaften eines Schalenbauteils besitzen, vergleichbar. Damit ist gezeigt, dass sich die ermittelten Sensitivitäten auf andere Bauteile übertragen und somit für weitergehende Untersuchungen verwenden lassen. Zu beachten sind jedoch der Grad der Einspannung sowie die Eigensteifigkeit bzw. Eigenbeanspruchung der Bauteile, welche die für den Verzug mitverantwortlichen lokalen Spannungen und Dehnungen quantitativ und auch qualitativ beeinflussen können.

Die wichtigsten Ergebnisse der Sensitivitätsuntersuchungen sind im Folgenden noch einmal kurz aufgeführt. Dabei ist zu beachten, dass alle genannten Aussagen in der vorliegenden Arbeit für laserstrahlgeschweißte dünne Bleche erarbeitet wurden.

- Wärmekapazität und Dichte sollten vollständig gemessen werden, da beide einen hohen direkten Einfluss auf das Temperaturfeld und damit auch einen großen Einfluss auf den Verzug besitzen
- eine Vernachlässigung des Enthalpiesprunges (latente Wärme bzw. Dichtesprung im Schmelzbereich) verringert die Simulationszeit der Temperaturfeldberechnung um bis zu 40% bei einem Einfluss auf den Verzug von < 10%
- für die Querkontraktionszahl können temperaturkonstante Raumtemperaturdaten verwendet werden, die Abweichungen in der Verzugsberechnung betragen < 1%
- E-Modul und Dehngrenze zeigen, in Abhängigkeit des betrachteten Temperaturbereiches, nicht nur einen quantitativen, sondern auch einen qualitativen Einfluss auf die berechneten Verzüge; Messungen sollten daher von Raumtemperatur bis hin zu folgenden Temperaturen durchgeführt werden:
  - Stähle: E-Modul bis 0,6 $T_{Solidus}$, Dehngrenze bis 0,7 $T_{Solidus}$
  - Aluminium: E-Modul bis 0,8 $T_{Solidus}$, Dehngrenze vollständig

- für umwandelnde Werkstoffe ist eine Bestimmung der WEZ-Daten der Dehngrenze nicht nötig, Berechnungen mit Daten des Grundwerkstoffes ergeben Abweichungen im Verzug von < 5%
- die Vernachlässigung der Phasenumwandlung zeigt einen Verzugseinfluss von < 10%
- für die Wärmedehnung werden, aufgrund des hohen und direkt zu den Abweichungen proportionalen Einflusses auf den Verzug, vollständige Messungen empfohlen

Mit der nun vorliegenden Kenntnis der qualitativen und quantitativen Sensitivität bei einer Variation der Werkstoffkennwerte sind weit reichende Kosten- und Zeiteinsparungen bei der zukünftigen experimentellen Datenbestimmung möglich. Da bereits im Vorfeld bekannt ist, welchen Verzugseinfluss die einzelnen Kennwerte in den jeweiligen Temperaturintervallen besitzen, müssen nicht mehr wie bisher alle Parameter möglichst genau und umfassend bestimmt werden. Vielmehr kann man die Experimente auf die für die Simulation relevanten Kennwerte und vor Allem auch Temperaturintervalle konzentrieren. Zeit- und kostenintensive Messungen einzelner, das Ergebnis kaum beeinflussender Daten sind so vermeidbar. Der verbleibende Messaufwand wird minimiert, was in der industriellen Anwendung der Schweißsimulation eine effizientere Bearbeitung einzelner Entwicklungen und Untersuchungen möglich macht.

Parallel dazu stehen die notwendigen Informationen zur Abschätzung der erreichbaren Ergebnisgenauigkeit zur Verfügung. Damit kann, auch bei ungenauen oder unvollständigen Werkstoffkennwertdatensätzen, eine in der erreichbaren Ergebnisgenauigkeit abgesicherte numerische Simulation schweißbedingter Bauteilverzüge an laserstrahlgeschweißten dünnen Blechen durchgeführt werden. Dies fördert das Vertrauen in die Schweißsimulaton allgemein und sorgt für belastbare Aussagen, welche vor Allem in kleinen und mittelständischen Unternehmen äußerst wichtig für die Auftragsbearbeitung sind. Die Akzeptanz der Schweißsimulation als eine hilfreiche Erweiterung der aktuellen Vorgehensweise in der Produktentwicklung wird so erleichtert.

Aus den gezeigten und diskutierten Ergebnissen lassen sich folgende weiter gehende Forschungsansätze ableiten. Zunächst ist die Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse auf höhere Blechdicken sowie auf weitere, geometrisch möglichst verschiedene Demonstratorbauteile wichtig für den erfolgreichen Einsatz der Schweißsimulation auch in Branchen außerhalb der Automobilindustrie. Gleichzeitig muss überprüft werden, inwiefern sich bei der Berechnung anderer Schweißverfahren die Sensitivität bei einer Variation der Werkstoffkennwerte ändert. Hierbei sind vor Allem die weit verbreiteten Lichtbogenschweißprozesse MIG, MAG und WIG sowie das Unterpulverschweißen von Interesse. Schließlich ergibt eine detaillierte Betrachtung der verschiedenen Wechselwirkungen der variiertern Werkstoffkennwerte untereinander weiter gehende Informationen über die zu erwartenden Einflüssen auf die Berechnungsergebnisse.

Abkürzungen und Formelzeichen

Verwendete Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
A	Austenit
Abw.	Abweichung
AG	Aktiengesellschaft
B	Bainit
BAM	Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
BEM	Boundary Element Method
BMBF	Bundesministerium für Bildung und Forschung
BTU	Brandenburgisch-Technische Universität
CAD	Computer Aided Design
CAE	Computer Aided Engineering
CET	Kohlenstoffäquivalent CET
$Cr_{äq}$	Chromäquivalent
DC-LASIM	DaimlerChrysler Laserstrahlsimulation
DOE	Design of Experiment
DP-Stahl	Dualphasen-Stahl
DIN	Deutsches Institut für Normung e.V.
Exp.	Experiment
F	Ferrit
FE-	Finite Element-
FEA	Finite Element Analysis
FEM	Finite Element Methode
FDM	Finite Differenzen Methode bzw. Finite Differences Method
GB	Gigabyte
geom.	geometrisch
Gew.-%	Gewichtsprozent
GHz	Gigahertz
GST	Große Schweißtechnische Tagung
GW	Grundwerkstoff
Hz	Hertz
HV	Vickershärte

ifs	Institut für Füge- und Schweißtechnik
IHU	Innenhochdruckumformen
IIW	International Institute of Welding
IWF	Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb
K	Kelvin
kHz	Kilohertz
kN	Kilonewton
kW	Kilowatt
LFT	Lehrstuhl Fügetechnik
LH	Latent Heat = latente Wärme
M	Martensit
MAG-Schweißen	Metall-Aktivgas-Schweißen
max.	maximal
MIG-Schweißen	Metall-Inertgas-Schweißen
Ms	Martensitstarttemperatur
MS	Microsoft
n/a	nicht anwendbar
Nd:YAG-Laser	Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Laser
$Ni_{äq}$	Nickeläquivalent
Nirosta	Nichtrostender Stahl
P	Perlit
PEP	Produktentstehungsprozess
PCM	Kohlenstoffäquivalent PCM
PKW	Personenkraftwagen
RAM	Random Access Memory
REM	Randelemente Methode
RT	Raumtemperatur
Sim.	Simulation
TE	Thermoelement
therm.	thermisch
TRIP	Transition Induced Plasticity
TU	Technische Universität
TWIP	Twinning Induced Plasticity
VDI	Verein Deutscher Ingenieure e.V.
VW	Volkswagen
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Verwendete Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
a	$[m^2/s]$	Temperaturleitfähigkeit
A_5	$[\%]$	Bruchdehnung
A_{80}	$[\%]$	Bruchdehnung
Ac_1	$[°C]$	untere Umwandlungstemperatur
Ac_3	$[°C]$	obere Umwandlungstemperatur
A_{gl}	$[\%]$	Gleichmaßdehnung
A_{r1}	$[°C]$	untere Rückumwandlungstemperatur
A_{r3}	$[°C]$	obere Rückumwandlungstemperatur
α	$[-]$	Ferritphase
α	$[-]$	Wärmeausdehnungskoeffizient
α	$[W/m^2K]$	Wärmeübergangskoeffizient
α_F	$[-]$	Wärmeausdehnungskoeffizient Ferritphase
α_A	$[-]$	Wärmeausdehnungskoeffizient Austenitphase
c_p	$[J/kgK]$	spezifische Wärmekapazität
d	$[m]$	Teilkreisdurchmesser der Verzahnung
δ	$[-]$	Delta-Mischkristallphase
d_f	$[m]$	Fußkreisdurchmesser der Verzahnung
d_k	$[m]$	Kopfkreisdurchmesser der Verzahnung
E	$[GPa]$	Elastizitätsmodul
$\dot{\varepsilon}$	$[1/s]$	Dehnrate
$\dot{\varepsilon_0}$	$[1/s]$	quasistatische Dehnrate
ε_{th}	$[-]$	thermische Dehnung (Wärmedehnung)
ε	$[-]$	Emissionskoeffizient
η_W	$[-]$	Wärmeübertragungswirkungsgrad
G	$[GPa]$	Schubmodul
γ	$[-]$	Austenitphase
H	$[J]$	Enthalpie
h_f	$[m]$	Zahnkopfhöhe
h_k	$[m]$	Zahnfußhöhe
λ	$[W/mK]$	Wärmeleitfähigkeit
$m(T)$	$[-]$	Abhängigkeit der Dehngrenze von der Dehnrate
ν	$[-]$	Querkontraktionszahl (Poissonzahl)
p_{Vac}	$[N/m^2]$	Luftdruck in der Vakuumkammer
p	$[N/m^2]$	Druck
p	$[-]$	Teilung der Verzahnung
ρ	$[kg/m^3]$	Dichte
$R_{p0,2}$	$[MPa]$	0,2% Dehngrenze
$R_{p1,0}$	$[MPa]$	1,0% Dehngrenze

R_m	$[MPa]$	Zugfestigkeit
$\sigma_y(T)$	$[MPa]$	Dehngrenze bei erhöhter Dehnrate
$\sigma_{y,0}(T)$	$[MPa]$	Dehngrenze bei quasistatischer Dehnrate
$\dot{T}$	$[K/s]$	Temperaturänderungsrate
$t_{5/3}$	$[s]$	Abkühlzeit von 500°C auf 300°C
$t_{8/5}$	$[s]$	Abkühlzeit von 800°C auf 500°C
$T_{Liquidus}$	$[°C]$	Liquidustemperatur
$T_{Solidus}$	$[°C]$	Solidustemperatur
U	$[V]$	elektrische Spannung
I	$[A]$	elektrischer Strom
V	$[m^3]$	Volumen
v_s	$[m/s]$	Schweißgeschwindigkeit
v_h	$[m/s]$	Heftgeschwindigkeit

Abbildungsverzeichnis

2.1 Teilbereiche der Schweißsimulation . . . 5
2.2 Struktur der Ungenauigkeiten bei der numerischen Simulation . . . 7
2.3 Verteilte Wärmequellen für die numerische Schweißsimulation . . . 8
2.4 Einzelschritte bei der FE-Schweiß-Struktursimulation . . . 10
2.5 Gegenüberstellung von FE-Vernetzung und realem Bauteil . . . 12
2.6 Vereinfachter Berechnungsablauf mit schwacher Kopplung . . . 13
2.7 Schematische Dilatometerkurven für un- und niedriglegierten Stahl . . . 15
2.8 Temperaturabhängige Werkstoffkennwerte für umwandelnden Stahl . . . 15
2.9 Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit . . . 18
2.10 Temperaturabhängigkeit der Dichte . . . 19
2.11 Temperaturabhängigkeit der Wärmekapazität . . . 20
2.12 Temperaturabhängigkeit der E-Moduln von Stählen . . . 21
2.13 Temperaturabhängigkeit der Querkontraktion und des Schubmoduls von Stählen 22
2.14 Temperaturabhängigkeit des Wärmeausdehnungskoeffizienten von Stählen . . . 22
2.15 Temperaturabhängigkeit der Volumenausdehnungszahl . . . 23
2.16 Dehnratenabhängigkeit der Dehngrenze . . . 24

3.1 ZTU-Schaubild des Dualphasenstahles DP-W 600 . . . 31
3.2 Metastabiles Fe-C-Diagramm . . . 32
3.3 Schaeffler-Diagramm für Chrom-Nickel-Stähle . . . 33
3.4 Gefügebild H400 im Mikroschliff . . . 34
3.5 Schematisches Fe-Cr-Ni-Zustandsschaubild . . . 34
3.6 Quasibinäres Al-Mg_2Si-Diagramm . . . 35
3.7 ZTU-Schaubild des Nickel-legierten Einsatzstahles 20NiMoCrS6 . . . 37
3.8 Skizze Flachzugprobe für Warmzugversuche . . . 40
3.9 Versuchsaufbau für Warmzugversuche . . . 40
3.10 Schematischer Aufbau Messvorrichtung Validierungsexperimente . . . 45
3.11 Skizze zum Fertigungsprozess des Kupplungskörpers . . . 46
3.12 Beispielhafte FE-Vernetzung ebene Platte . . . 48
3.13 Werkstoffkennwerte Simulation DP-W 600 . . . 49
3.14 Werkstoffkennwerte Simulation H400 . . . 50
3.15 Werkstoffkennwerte Simulation Ecodal 608 . . . 51
3.16 Legende der Symbole Einfluss Sensitivität . . . 54
3.17 FE-Vernetzung des Kupplungskörpers . . . 55

3.18 Varianten Kupplungskörper für Einflussanalyse 57
3.19 Schweißplanvarianten Kupplungskörper mit sechs Wärmequellen 57

4.1 Experimentelle thermophysikalische Werkstoffkennwerte für DP-W 600 60
4.2 Experimentelle thermophysikalische Werkstoffkennwerte für H400 60
4.3 Experimentelle thermophysikalische Werkstoffkennwerte für Ecodal 608 61
4.4 Dilatometerkurven für DP-W 600 62
4.5 Dilatometerkurven für H400 62
4.6 Dilatometerkurven für Ecodal 608 63
4.7 Warmzugkurven für DP-W 600 65
4.8 Warmzugkurven für H400 66
4.9 Warmzugkurven für Ecodal 608 66
4.10 Vergleich der Makroschliffe für DP-W 600 68
4.11 Vergleich der Makroschliffe für H400 68
4.12 Vergleich der Makroschliffe für Ecodal 608 69
4.13 Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff für DP-W 600 . . . 70
4.14 Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff für H400 70
4.15 Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff für Ecodal 608 . . . 71
4.16 Experimentell bestimmter Verzug für DP-W 600 71
4.17 Experimentell bestimmter Verzug für H400 72
4.18 Experimentell bestimmter Verzug für Ecodal 608 72
4.19 Experimentell bestimmte Temperaturzyklen und Makroschliff Kupplungskörper . . 73
4.20 Typisches Verschleißbild des Kupplungskörpers 74
4.21 Berechnete Temperaturzyklen und Nahtgeometrie für DP-W 600 75
4.22 Berechnete Temperaturzyklen und Nahtgeometrie für H400 75
4.23 Berechnete Temperaturzyklen und Nahtgeometrie für Ecodal 608 76
4.24 Berechneter Längs- und Querverzug für DP-W 600 77
4.25 Berechneter Längs- und Querverzug für H400 77
4.26 Berechneter Längs- und Querverzug für Ecodal 608 78
4.27 Einfluss Wärmeleitfähigkeit auf Temperaturfeld 79
4.28 Einfluss Wärmeleitfähigkeit auf Verzug 79
4.29 Einfluss Wärmekapazität auf Temperaturfeld 80
4.30 Einfluss Wärmekapazität auf Verzug 80
4.31 Einfluss E-Modul auf Verzug 81
4.32 Einfluss Dehngrenze auf Verzug 82
4.33 Einfluss Wärmekapazität in Temperaturintervallen auf Verzug 83
4.34 Einfluss E-Modul/Dehngrenze in Temperaturintervallen auf Verzug (Stähle) . . . 83
4.35 Einfluss E-Modul/Dehngrenze in Temperaturintervallen auf Verzug (Aluminium) . 84
4.36 Berechnete Temperaturzyklen und Nahtgeometrie des Kupplungskörpers 85
4.37 Berechneter Radialverzug des Kupplungskörpers 85
4.38 Transienter Radialverzug des Kupplungskörpers 87
4.39 Einfluss nur Heftvorgang auf Teilungsänderung Synchronring 88

4.40 Einfluss Heftvorgang und Schweißen auf Teilungsänderung Synchronring 89
4.41 Einfluss nur Schweißvorgang auf Teilungsänderung Synchronring 89
4.42 Teilungsänderung des Synchronringes bei Standardschweißung 90
4.43 Teilungsänderung Synchronring Berechnung ohne Umwandlung 91
4.44 Teilungsänderung Synchronring ohne therm. und geom. Lücke 92
4.45 Teilungsänderung Synchronring mit therm. Lücke 92
4.46 Teilungsänderung des Synchronringes bei sechs Wärmequellen 93
4.47 Teilungsänderung des Synchronringes Schweißrichtung Mitte nach außen 94
4.48 Teilungsänderung des Synchronringes Schweißrichtung außen zur Mitte 94

5.1 Ermittelte temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit 97
5.2 Ermittelte temperaturabhängige Dehngrenze 101
5.3 Abhängigkeit der Dehngrenze von der Dehnrate 102
5.4 Korrigierte Dilatometerkurven von DP-W 600 104
5.5 Vgl. der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit mit Messdaten 106
5.6 Vgl. der temperaturabhängigen Wärmekapazität mit Messdaten 108
5.7 Vgl. der temperaturabhängigen Dichte mit Messdaten 110
5.8 Vgl. temperaturabhängige Querkontraktion und Schubmodul mit Messdaten . . . 111
5.9 Vgl. des temperaturabhängigen E-Moduls mit Messdaten 112
5.10 Vgl. des temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten mit Messdaten 114
5.11 Vergleich Temperaturabhängigkeit der Volumenausdehnungszahl mit Messdaten 115
5.12 Vergleich Schmelzbadgrenzen der Makroschliffe für alle Werkstoffe 116
5.13 Skizze einer applizierten Thermoelementpaarung 117
5.14 Temperaturfeldabgleich für DP-W 600 118
5.15 Temperaturfeldabgleich für H400 118
5.16 Temperaturfeldabgleich für Ecodal 608 119
5.17 Vergleich Verzug für DP-W 600 121
5.18 Vergleich Verzug für H400 121
5.19 Vergleich Verzug für Ecodal 608 122
5.20 Temperaturzyklen H400 mit Variation der Wärmekapazität 126
5.21 Einfluss E-Modul und Dehngrenze auf Spannungs-Dehnungs-Verhalten 129
5.22 Temperaturfeldabgleich des Kupplungskörpers 134
5.23 Vergleich Einfluss Heftvorgang auf Teilungsänderung Synchronring 135
5.24 Vergleich Einfluss Umwandlung auf Teilungsänderung Synchronring 137
5.25 Vergleich Einfluss therm. und geom. Lücke auf Teilungsänderung Synchronring . 139
5.26 Vergleich Einfluss Quellenanzahl auf Teilungsänderung des Synchronringes . . . 140
5.27 Einfluss Schweißrichtung auf Teilungsänderung des Synchronringes 141
5.28 Maximaler Teilungssprung pro Zahn 142

Tabellenverzeichnis

2.1 Verwendete Vereinfachungen und Annahmen 14
2.2 Übersicht nötige Werkstoffkennwerte für die Schweißsimulation 14
2.3 Maximale Messfehler der Werkstoffkennwertbestimmung 17

3.1 Chemische Zusammensetzung DP-W 600 30
3.2 Mechanische Eigenschaften DP-W 600 31
3.3 Mechanische Eigenschaften H400 32
3.4 Chemische Zusammensetzung H400 33
3.5 Mechanische Eigenschaften Ecodal 608 36
3.6 Chemische Zusammensetzung Ecodal 608 36
3.7 Chemische Zusammensetzung des Einsatzstahles 20NiMoCrS6 36
3.8 Schweißparameter Laserstrahlschweißung ebene Platten 43
3.9 Schweißparameter Elektronenstrahlschweißung Kupplungskörper 47
3.10 Thermische Randbedingungen Simulation ebene Platten 52
3.11 Faktoren Sensitivität Wärmekapazität in Temperaturintervallen 53
3.12 Faktoren Sensitivität E-Modul und Dehngrenze in Temperaturintervallen 53

4.1 Gemessene Eigenspannungen ungeschweißte Probebleche 67
4.2 Experimentelle Temperaturfeldkennwerte für Laserstrahl-Blindnähte 69

5.1 Rückumwandlungstemperaturen für DP-W 600 103
5.2 Übersicht Sensitivität thermophysikalische Werkstoffkennwerte 132
5.3 Übersicht Sensitivität thermomechanische Werkstoffkennwerte 133

Literaturverzeichnis

[1] BAYER, J. ; COLLISI, T. ; WENZEL, S.: *Simulation in der Automobilproduktion*. Springer-Verlag, Berlin, November 2003

[2] DEBSCHÜTZ, K.-D. ; DÖLLE, N. ; MARTIN, M. *Virtuelle Fertigung - Fiktion und Wirklichkeit*. Tagungsband zum 11. Paderborner Symposium Fügetechnik. 2004

[3] BUNDESMINISTERIUM FÜR BILDUNG UND FORSCHUNG BMBF. *Abschlussbericht zum Leitprojekt integrierte Virtuelle Produktentstehung iViP*. Informationsunterlagen des Forschungszentrums Karlsruhe. 2002

[4] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 8593-0: Fertigungsverfahren Fügen Teil 0: Allgemeines*. September 2003

[5] ROSENTHAL, D.: Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting. In: *Welding Research Supplement 20* 5 (1941), S. 220–234

[6] ROSENTHAL, D.: The Theory of Moving Sources of Heat and its Application to Metaltreatments. In: *Trans. ASME 68* 11 (1946), S. 849–866

[7] RYKALIN, N. N.: *Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen*. VEB Verlag Technik, Berlin, 1957

[8] RADAJ, D.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 143: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Meßverfahren*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 2002

[9] SCHWARZ, H. R.: *Methode der Finiten Elemente*. Teubner-Verlag, Stuttgart, 1984

[10] DANKERT, J.: *Numerische Methoden der Mechanik*. Springer-Verlag, Heidelberg, 1987

[11] BATHE, K.-J.: *Finite-Elemente-Methoden*. Springer-Verlag, Berlin, 2002

[12] WRIGGERS, P.: *Nichtlineare Finite-Elemente-Methoden*. Springer-Verlag, Berlin, 2001

[13] ZIENKIEWICZ, O. C.: *Methode der Finiten Elemente*. Hanser-Verlag, München, 1984

[14] GALLAGHER, R. H.: *Finite Element Analysis*. Springer-Verlag, Heidelberg, 1976

[15] AHRENS, H. ; DINKLER, D. *Finite-Element-Methoden Teil I*. Bericht Nr. 88-50 aus dem Institut für Statik, TU Braunschweig. 1994

[16] AHRENS, H. ; DINKLER, D. *Finite-Element-Methoden Teil II*. Bericht Nr. 88-51 aus dem Institut für Statik, TU Braunschweig. 1996

[17] GRONG, Ø. (Hrsg.): *Materials Modelling Series*. Bd. 677: *Metallurgical Modelling of Welding*. The Institute of Materials, London, 1997

[18] BUCHMAYR, B.: *Computer in der Werkstoff- und Schweißtechnik: Anwendung von mathematischen Modellen*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1991 (Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 112)

[19] BUCHMAYR, B.: *Werkstoff- und Produktionstechnik mit Mathcad: Modellierung und Simulation in Anwendungsbeispielen*. Springer Verlag, 2002

[20] MICHAILOV, V.: Erweiterte analytische Modelle für die Berechnung der Temperaturfelder beim Schweißen. In: *DVS-Berichte* Bd. 209, DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 2000, S. 181–186

[21] NGUYEN, N. T. ; OHTA, A. ; MATSUOKA, K. ; MAEDA, Y.: Analytical Solutions for Transient Temperature of Semi-Infinite Body subjected to 3-D Moving Heat Sources. In: *Welding Research Supplement* 11 (1999), S. 265–274

[22] POORHAYDARI, K. ; PATCHETT, B. M. ; ICEY, D. G.: Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness. In: *Welding Research Supplement* 10 (2005), S. 149–155

[23] MACKERLE, J.: Finite Element Analysis and Simulation of Welding: a Bibliography (1976-1996). In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 4 (1996), S. 501–533

[24] MACKERLE, J.: Finite Element Analysis and Simulation of Welding - an Addendum: a Bibliography (1996-2001). In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 10 (2002), S. 295–318

[25] SEYFFARTH, P. ; SCHARFF, A.: Schweißtechnische Software - Versuch einer Übersicht. In: *DVS-Berichte* Bd. 198, DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 1999

[26] STADTAUS, M. ; WELTERS, T. ; DILGER, K.: Fügeprozesssimulation - Innovative Anwendungen der Informatik. In: *Schweißen und Schneiden* 57 (2005), S. 32–35

[27] RADAJ, D.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 141: *Schweißprozeßsimulation: Grundlagen und Anwendungen*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999

[28] DEBROY, T.: Mathematical Modelling of Fluid Flow and Heat Transfer in Fusion Welding. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 1–20

[29] GRONG, Ø.: Metallurgical Modelling of Welding of Aluminium Alloys. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 3, The Institute of Materials, London, 1997, S. 313–356

[30] PLOCHIKHINE, V. ; ZOCH, H.-W. ; KARKHIN, V.A. ; PESCH, H.-J. ; DIEPERS, H.-J. ; STEINBACH, I.: Multiscale Modelling of Laser Beam Welding Part I: Macroscopic and Mesoscopic Scale. In: SEPOLD, G. (Hrsg.): *Strahltechnik* Bd. 18 Kurzzeitmetallurgie. Handbuch zum Abschlusskolloquium des DFG Schwerpunktprogramms, BIAS-Verlag, Bremen, 2002, S. 33–40

[31] DIEPERS, H.-J. ; STEINBACH, I. ; PLOCHIKHINE, V. ; ZOCH, H.-W. ; KARKHIN, V.A. ; PESCH, H.-J.: Multiscale Modelling of Laser Beam Welding Part II: Microscopic Scale. In: SEPOLD, G. (Hrsg.): *Strahltechnik* Bd. 18 Kurzzeitmetallurgie. Handbuch zum Abschlusskolloquium des DFG Schwerpunktprogramms, BIAS-Verlag, Bremen, 2002, S. 41–50

[32] PLOCHIKHINE, V. ; PRIKHODOVSKY, A. ; MAKHUTIN, M. ; ILIN, A.: Rechnergestützte Entwicklung der Verfahren zum rissfreien Laserstrahlschweißen. In: *Numerische Simula-*

tion Verarbeitungsprozesse und prozessgerechte Bauteilgestaltung, Kompetenzzentrum Neue Materialien Nordbayern GmbH, Bayreuth, 1994, S. 225

[33] MICHAILOV, V.: Schweißsimulationstools: Antworten eines Entwicklers (Bericht aus dem BMBF-Projekt SST Schweißsimulationstool). In: *DVS-Forschungsseminar Fügeprozesssimulation - Innovative Anwendungen der Informatik*, Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart, Januar 2004

[34] OSSENBRINK, R. ; MICHAILOV, V.: Thermo Mechanical Numerical Simulation with the Maximum Temperature-Austenitisation-Cooling Time-Model STAAZ. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[35] CHANDRAN, B. ; MICHALERIS, P.: Prediction and Optimization of Microstructure in Material Processing. In: *3rd World Congress of Structural and Multidisciplinary Optimization, Buffalo, NY*, 1999

[36] STADTAUS, M. ; MICHAILOV, V. ; WOHLFAHRT, H.: Simulation of Weld Shape, Microstructure, Distortion and Residual Stresses for Laser Beam Welding. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 419–441

[37] LI, M.-Y. ; KANNATEY-ASIBU, E.: Monte Carlo Simulation of Heat-Affected Zone Microstructure in Laser-Beam-Welded Nickel Sheet. In: *Welding Research Supplement* (March 2002), S. 37–44

[38] SUN, J. ; WU, C.: Effects of Welding Heat Input on Microstructure and Hardness in Heat-Affected Zone of HQ130 Steel. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 9 (2001), S. 25–36

[39] BABU, S. S. ; DAVID, S. A. ; QUINTANA, M. A.: Modeling Microstructure Development in Self-Shielded Flux Cored Arc Welds. In: *Welding Research Supplement 80* 4 (April 2001), S. 91–97

[40] RADAJ, D.: Integrated Finite Element Analysis of Welding Residual Stress and Distortion. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 469–489

[41] PLOCHIKHINE, V. ; PRIKHODOVYKY, A. ; MAKHUTIN, M. ; ILIN, A. ; ZOCH, H.-W.: Integrated Mechanical-Metallurgical Approach to Modeling of Solidification Cracking in Welds. In: BÖLLINGHAUS, T. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds*, Springer Verlag, Berlin, 2005, S. 223–244

[42] NEUHAUS, M. ; KANNENGIESSER, T. ; BÖLLINGHAUS, T. ; HEROLD, H. ; HOFFMEISTER, H.: Beurteilung der Kaltrisssicherheit von Schweißverbindungen in realen Konstruktionen mit der Finite-Elemente-Methode. In: *DVS-Berichte* Bd. 232, DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 2004, S. 195–200

[43] WEI, Y. ; DONG, Z. ; LIU, R. ; DONG, Z. ; PAN, Y.: Simulating and Predicting Weld Solidification Cracks. In: BÖLLINGHAUS, T. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds*, Springer Verlag, Berlin, 2005, S. 185–222

[44] WOLF, M. ; SCHOBBERT, H. ; BÖLLINGHAUS, T.: Influence of the Weld Pool Geometry on Solidification Crack Formation. In: BÖLLINGHAUS, T. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds*, Springer Verlag, Berlin, 2005, S. 245–268

[45] BÖLLINGHAUS, T. ; HOFFMEISTER, H.: A Numerical Model for Hydrogen Assisted Cracking. In: *Corrosion* 56 (2000), Nr. 6, S. 611–622

[46] BÖLLINGHAUS, T. ; VIYANIT, E.: Numerical Simulations of Hydrogen-Assisted Cracking in Girth Welds of Supermartensitic Stainless Steel Pipelines - Report I. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 839–855

[47] BÖLLINGHAUS, T. ; VIYANIT, E. ; HOFFMEISTER, H.: Numerical Modelling of Hydrogen Assisted Cracking. In: *Tagungsband CORROSION 2001* (2001)

[48] VIYANIT, E.: *Numerical Simulation of Hydrogen Assisted Cracking in Supermartensitic Stainless Steel Welds*. Wirtschaftsverlag NW, Bremerhaven, Helmut-Schmidt-Universität, Hamburg, Diss., 2005

[49] MICHAILOV, V. ; THOMAS, K. ; WOHLFAHRT, H.: Ermittlung der Wasserstoffverteilung in Schweißverbindungen mit der Finite-Elemente-Methode. In: *DVS-Berichte* Bd. 156. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1993, S. 167–171

[50] MICHAILOV, V. ; THOMAS, K. ; WOHLFAHRT, H. ; WEHR, P.: Berechnung der Wasserstoffverteilung beim Elektronenstrahlschweißen der Titanlegierung TiAl6V4. In: *Schweißen und Schneiden* 3 (1994), S. 105–108

[51] MICHAILOV, V. ; THOMAS, K. ; WOHLFAHRT, H.: Numerische Simulation der Wasserstoffverteilung in mehrlagigen Schweißverbindungen. In: *Schweißen und Schneiden* 1 (1996), S. 47–54

[52] MICHAILOV, V. ; STADTAUS, M.: Einige Probleme bei der FE-Simulation zur Wasserstoff- und Stickstoffverteilung beim Schweißen. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 3 (2001), S. 247–252

[53] LEBLOND, J. B. ; PONT, D. ; DEVAUX, J. ; NRU, D. ; BERGHEAU, J. M.: Metallurgical and Mechanical Consequences of Phase Transformation in Numerical Simulations of Welding Processes. In: *Modelling In Welding, Hot Powder Forming and Casting*. ASM International, Ohio, 1997, S. 61–81

[54] LEBLOND, J. B.: A new Kinetic Model for Anisothermal Matllurgical Transformations in Steels including Effect of Austenite Grain Size. In: *Acta Metallurgica 32* 1 (1984), S. 137–146

[55] JOHNSON, A. W. ; MEHL, F.: Reaction Kinetics in Process of Nucleation and Growth. In: *Trans. Metal. Soc.* 135 (1939)

[56] KOISTINEN, D. P. ; MARBURGER, R. E.: A General Equation prescribing the Extent of a Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels. In: *Acta Metallurgica* 7 (1959)

[57] DEN UIJL, N. J. ; ANWAR, M.: Laser Weld Induced Microstructural Changes in Automotive Bodysheet. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7, Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 309–326

[58] CARDIE, S. ; BHADESHIA, H. K. D. H.: Materials Algorithms Project (MAP) - Public Domain Research Software & Data. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 4, The Institute of Materials, London, 1998, S. 235–255

[59] JANSSON, B. ; JÖNSSON, B. ; SUNDMAN, B. ; ÅGREN, J.: The Thermo-Calc Project. In: *Thermochimica Acta* 214 (1993), S. 93–96

[60] ANDERSSON, J.O. ; HELANDER, T. ; HÖGLUND, L. ; SHI, P.F. ; SUNDMAN, B.: Thermo-Calc and DICTRA: Computational Tools for Materials Science. In: *Calphad* 26 (2002), S. 273–312

[61] SAUNDERS, N.: Modelling of Material Properties - Towards True Virtual Simulation. In: *Tagungsband zum 5th Virtual Materials Processing, Fokus Metalle - Simulation von Verarbeitungsprozessen und prozessgerechter Bauteilgestaltung*, Kompetenzzentrum Neue Materialien Nordbayern GmbH, Bayreuth, November 2006

[62] SUDNIK, W.: Basic Self-Consistent Mathematical Models of Arc Welding Processes for Engineers. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[63] RADAJ, D. ; SUDNIK, W. ; EROFEEW, W.: Simulation des Laserstrahlschweißens auf dem Computer - Konzept und Realisierung. In: *Konstruktion* 48 (1996), S. 367–372

[64] RADAJ, D. ; SUDNIK, W. ; EROFEEW, W. ; SCHUMACHER, J.: Modelling of Laser Beam Welding with Complex Joint Geometry and Inhomogenous Material. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 645–669

[65] DILTHEY, U. ; DIKSHEV, I. ; MOKROV, O. ; PAVLYK, V.: Software Package SimWeld for Simulation of Gas-Metal-Arc-Welding Processes of Steels and Aluminium Alloys. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7, Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 1057–1079

[66] YANG, S.: *Experimental Verification of Numerical Simulation of Pulsed GMA Welding with Modern Digital Power Sources*, RWTH Aachen, Institut für Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Mini-Masterthesis, März 2004

[67] GUMENYUK, A.: *Modellbildung und Prozesssimulation des Laserstrahlschweißens von Leichtbauwerkstoffen*. Shaker-Verlag, Aachen, RWTH Aachen, Diss., 2004

[68] MAZUMDER, J. ; MOHANTY, P. S. ; KI, H.: Modeling of Laser Keyhole Welding: Part I. Mathematical Modeling, Numerical Methodology, Role of Recoil Pressure, Multiple Re-

flections, and Free Surface Evolution. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (2002), Juni, S. 1817–1830

[69] MAZUMDER, J. ; MOHANTY, P. S. ; KI, H.: Modeling of Laser Keyhole Welding: Part II. Simulation of Keyhole Evolution, Velocity, Temperature Profile, and Experimental Verification. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (2002), Juni, S. 1831–1842

[70] MAZUMDER, J. ; MOHANTY, P. S. ; KI, H.: Multiple Reflection and its Influence on Keyhole Evolution. In: *Journal of Laser Applications* 14 (2002), February, S. 39–45

[71] MAHRLE, A. ; SCHMIDT, J. ; WEISS, D.: Influence of Marangoni Convection on Weld pool Shape and Temperature Distribution in Laser Beam Welding. In: *Proceedings of the 3rd European Thermal Science Conference, Heidelberg*, 2000, S. 411–416

[72] ROGEON, P. ; COUEDEL, D. ; CARRON, D. ; LEMASSON, P. ; QUEMENER, J. J.: Numerical Simulation of Electron Beam Welding of Metals: Sensitivity Study of a Predictive Model. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 913–943

[73] YONGBING, L. ; ZHONGQIN, L. ; GUANLONG, C. ; YASHENG, W. ; SHENGYIN, X.: Study on Moving GTA Weld Pool in an Externally Applied Longitudinal Magnetic Field with Experimental and Finite Element Methods. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 10 (2002), S. 781–798

[74] ZHAO, P. ; ZHANG, C. Wu Y.: Numerical Simulation of the Dynamic Characteristics of Weld Pool Geometry with Step-Changes of Welding Parameters. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 12 (2004), S. 765–780

[75] WU, C.S. ; ZHENG, W. ; WU, L.: Modelling the Transient Behaviour of Pulsed Current Tungsten-Inert-Gas Weldpools. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 7 (1999), S. 15–23

[76] WU, C.S. ; YAN, F.: Numerical Simulation of Transient Development and Diminution of Weld Pool in Gas Tungsten Arc Welding. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 12 (2004), S. 13–20

[77] PAVLYK, V. ; DILTHEY, U.: A Numerical and Experimental Study of Fluid Flow and Heat Transfer in Stationary GTA Weld Pools. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 135–163

[78] ZACHARIA, T. ; DAVID, S. A. ; VITEK, J. M. ; DEBROY, T.: Weld Pool Development during GTA and Laser Beam Welding of Type 304 Stainless Steel, Part 1 - Theoretical Analysis. In: *Welding Research Supplement* 12 (1989), S. 499–509

[79] ZACHARIA, T. ; DAVID, S. A. ; VITEK, J. M. ; DEBROY, T.: Weld Pool Development during GTA and Laser Beam Welding of Type 304 Stainless Steel, Part 2 - Experimental Correlations. In: *Welding Research Supplement* 12 (1989), S. 510–519

[80] LIMMANEEVICHITR, C. ; KOU, S.: Visualization of Marangoni Convection in Simulated Weld Pools. In: *Welding Research Supplement* (May 2000), S. 126–135

[81] LIMMANEEVICHITR, C. ; KOU, S.: Experiments to Simulate Effect of Marangoni Convection on Weld Pool Shape. In: *Welding Research Supplement* (August 2000), S. 231–237

[82] PHANIKUMAR, G. ; CHATTOPADYAY, K. ; DUTTA, P.: Numerical Simulation of Laser Welding of Dissimilar Metals. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 885–896

[83] BERGER, P. ; FUHRICH, Th. ; HÜGEL, H.: Modelling of Deep Penetration Laser Welding - A „Synthetic " Approach. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 165–178

[84] JÖNSSON, P. ; SZEKELY, J. ; CHOO, R. ; QUINN, T.: Mathematical Models of Transport Phenomena Associated with Arc-Welding Processes: a Survey. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 2 (1994), S. 995–1016

[85] BONIFAZ, E.: Finite Element Analysis of Heat Flow in Single-Pass Arc Welds. In: *Welding Research Supplement* (May 2000), S. 121–125

[86] RAMÍREZ, M. ; TRAPAGA, G. ; MCKELLIGET, J.: A Comparison between Two Different Numerical Formulations of Welding Arc Simulation. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 11 (2003), S. 675–695

[87] MUNDRA, K. ; DEBROY, T. ; ZACHARIA, T. ; DAVID, S. A.: Role of Thermophysical Properties in Weld Pool Modeling. In: *Welding Research Supplement* 9 (1992), S. 313–320

[88] KARKHIN, V. A. ; PESCH, H. J. ; ILIN, A. S. ; PRIKHODOVSKY, A. A. ; PLOCHIKHINE, V. V. ; MAKHUTIN, M. V. ; ZOCH, H.-W.: Effects of Latent Heat of Fusion on Thermal Processes during Welding. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7, Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 39–62

[89] CAO, Z. ; YANG, Z. ; CHEN, X. L.: Three-Dimensional Simulation of Transient GMA Weld Pool with Free Surface. In: *Welding Research Supplement* (June 2004), S. 169–176

[90] PITTNER, A. ; WEISS, D. ; JI, J. ; SEYFFARTH, P.: Vorhersage der Nahtgeometrie beim Laser-MSG-Hybridschweißen durch verknüpfte mathematische und empirische Modelle. In: *Tagungsband zum Innovationsforum Hybridtechnologien - Fügetechnik für die Fertigung der Zukunft*, SLV Halle, November 2004

[91] DE, A. ; DEBROY, T.: Reliable Calculations of Heat and Fluid Flow during Conduction Mode Laser Welding through Optimization of Uncertain Parameters. In: *Welding Research Supplement* (July 2005), S. 101–110

[92] SUDNIK, W. ; RADAJ, D. ; EROFEEW, W.: Validation of Computerized Simulation of Welding Processes. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 4, The Institute of Materials, London, 1998, S. 477–493

[93] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 1319-1: Grundlagen der Meßtechnik Teil 1: Grundbegriffe*. Januar 1995

[94] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 1319-2: Grundlagen der Meßtechnik Teil 2: Begriffe für die Anwendung von Meßmitteln (Entwurf)*. Dezember 2003

[95] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 1319-3: Grundlagen der Meßtechnik Teil 3: Auswertung von Messungen einer einzelnen Meßgröße - Meßunsicherheit*. Mai 1996

[96] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 1319-4: Grundlagen der Meßtechnik Teil 4: Auswertung von Messungen - Meßunsicherheit*. Februar 1999

[97] RADAJ, D. ; LUNDBÄCK, A. ; LINDGREN, L.-E.: Verification and Validation in Computational Welding Mechanics. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[98] GOLDAK, J. ; CHAKRAVARTI, A. ; BIBBY, M.: A new Finite Element Model for Welding Heat Sources. In: *Metallurgical Transactions* 15B - No. 1 (1984), S. 299–305

[99] LU, A. ; CAI, Z. ; ZHAO, H. ; WU, S.: New Heat Source Models for Numerical Simulation of Welding Process: Segmented Gauß Model and Segmented String Model. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 1123–1135

[100] SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M. ; WEISS, D.: Rapid Generation of Temperature Fields for Simulation of Welding Induced Distortions. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[101] WEISS, D. ; CHRISTENSEN, K.H. ; KRISTENSEN, J.K. ; RADAJ, D.: Computerised Calibration of Thermal-Mechanical Welding Models. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[102] BROWN, S. ; JAMES, J. ; SPITTLE, J.: A 3D Numerical Model of the Temperature-Time Characteristics of Specimens Tested on a Gleeble Thermomechanical Simulator. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 5 (1997), S. 539–548

[103] NORRIS, S.D. ; WILSON, I.: Application of 3D Numerical Modelling for Thermal Profile Optimization on the Gleeble Thermomechanical Simulator. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 7 (1999), S. 297–309

[104] HILLEBRAND, A.: *Numerische Simulation des Laserstrahlschneid- und -schweißprozesses durch Finite Elemente Berechnungen*. Shaker-Verlag, Aachen, TU Braunschweig, Diss., 1997

[105] UEDA, Y. ; FUKUDA, K. ; NAKACHO, K.: Basic Procedures in Analysis and Measurement of Welding Residual Stresses by the Finite Element Method. In: *Residual Stresses In Welded Constructions and Their Effects*. The Welding Institute, Abington Verlag, Cambrigde, 1977, S. 27–37

[106] UEDA, Y. ; YAMAKAWA, T.: Thermal Stress Analysis of Metals with Temperature-Dependent Mechanical Properties. In: *Proceedings of International Conference on Me-*

chanical Behavior of Materials Bd. 3, The Society of Materials Science, Japan, 1971, S. 10–20

[107] UEDA, Y.: *Computational Welding Mechanics*. Joining and Welding Research Institute, Osaka University, 1999

[108] LINDGREN, L.-E.: Modelling for Residual Stresses and Deformations due to Welding - Knowing what isn't Necessary to Know. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 491–518

[109] KARLSSON, L. ; LINDGREN, L.-E. ; JONSSON, M. ; JOSEFSON, L. ; ODDY, A.: Modelling of Residual Stresses and Distortion Development. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 3, The Institute of Materials, London, 1997, S. 571–589

[110] WEBSTER, P. ; ANANTHAVIRAVAKUMAR, N. ; HUGHES, D. ; MILLS, G. ; PRESTON, R. ; SHERCLIFF, H. ; WITHERS, P.: Measurement and Modelling of Residual Stresses in a TIG Weld. In: *Journal of Applied Physics A: Materials Science and Processing* 74 (2002), Nr. 7, S. 1421–1423

[111] WIKANDER, L. ; KARLSSON, L. ; NÄSSTRÖM, M. ; WEBSTER, P.: Finite Element Simulation and Measurement of Welding Residual Stresses. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 2 (1994), S. 845–864

[112] BHADESHIA, H.K.D.H.: Cancellation of Residual Stresses using Transformation Plasticity. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[113] MOCHIZUKI, M. ; MIKAMI, Y. ; TOYODA, M.: In-Process Control of Weld Distortion by using Phase Transformation Effects. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[114] HACKMAIR, C.: *Messungen und numerische Simulation der Schweißverzüge an Aluminium-Fahrwerkskomponenten*. Shaker-Verlag, Aachen, TU München, Diss., 2003

[115] SOULOUMIAC, B. ; BOITOUT, F. ; BERGHEAU, J. M.: A New Local-Global Approach for the Modelling of Welded Steel Component Distortions. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 573–590

[116] RETHMEIER, M. ; STADTAUS, M. ; MICHAILOV, V. ; WOHLFAHRT, H.: Numerical Calculation of Temperature Load and Distortion during Welding of Circumferential Weld Seams. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 685–701

[117] RETHMEIER, M. ; VOSS, O. ; DECKER, I. ; WOHLFAHRT, H. ; KOCIK, R.: Minimierung der Temperaturbelastung und des Verzugs an Einspritzventilen mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente. In: *Schweißen und Schneiden* 52 (2000), S. 466–471

[118] BIRK-SØRENSEN, M.: *Simulation of Welding Distortions in Ship Section*. Department of Naval Architecture and Offshore Engineering, Technical University of Denmark, Diss., 1999

[119] LIGHTFOOT, M. ; BRUCE, G. ; MCPHERSON, N. ; WOODS, K.: The Application of Artificial Neural Networks to Weld-Induced Deformation on Ship Plate. In: *Welding Research Supplement* (February 2005), S. 23–26

[120] MEHMERT, P.: *Numerische Simulation des Metallschutzgasschweißens von Grobblechen aus un- und niedriglegiertem Feinkornbaustahl*. Shaker-Verlag, Aachen, TU Clausthal, Diss., 2003

[121] VAN DER AA, E. ; HERMANS, M. ; RICHARDSON, I.: Control of Welding Residual Stress and Buckling Distortion by Active Cooling. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[122] KADIVAR, M. ; JAFARPUR, K. ; BARADARAN, G.: Optimizing Welding Sequence with Genetic Algorithm. In: *Journal of Computational Mechanics* 26 (2000), Nr. 5, S. 514–519

[123] DEPRADEUX, L. ; JULLIEN, J. F.: Numerical Simulations of Thermomechanical Phenomena during TIG Welding and Experimental Validation on Analytical Tests of Increasing Complexity. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7, Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 269–294

[124] FAURE, F. ; BERGHEAU, J.-M. ; LEBLOND, J.-B. ; SOULOUMIAC, B.: Prediction of Distortions of Large Thin Structures during Welding using Shell Elements and Multiscale Approaches. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7, Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 605–620

[125] KASSNER, M.: *Beitrag zur rechnerischen Ermittlung von schweißbedingten Verformungen und Spannungen*. Shaker-Verlag, Aachen, TU Braunschweig, Diss., 2001

[126] VOSS, O.: *Untersuchungen relevanter Einflussgrößen auf die numerische Schweißsimulation*. Shaker-Verlag, Aachen, TU Braunschweig, Diss., 2001

[127] ROEREN, S. ; SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M.: Different Approaches to Model Clamping Conditions within a Welding Simulation. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[128] LEISTEN, B. ; LUCE, R. ; KOPP, R. *Determination of Boundary Values for the Numerical Simulation of Metal Forming Processes using Fuzzy Control*. elektronische Veröffentlichung, Institut für Bildsame Formgebung, RWTH Aachen

[129] DILTHEY, U. ; REISGEN, U. ; KRETSCHMER, M.: Comparison of FEM Simulations to Measurements of Residual Stresses for the Example of a Welded Plate: A State-of-The-Art Report. In: *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 8 (2000), S. 911–926

[130] BRU, D. ; DEVAUX, J. ; BERGHEAU, J. M. ; PONT, D.: Influence of Material Properties at High Temperatures on the Modelling of Welding Residual Stress and Deformation State. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 3, The Institute of Materials, London, 1997, S. 456–463

[131] MICHALERIS, P. ; DEBICCARI, A.: Prediction of Welding Distortion. In: *Welding Journal 76* 4 (1997), S. 172–181

[132] MIKAMI, Y. ; MORIKAGE, Y. ; MOCHIZUKI, M. ; TOYODA, M. *Evaluation of Relationship between Transformation Expansion of Weld Metal and Welding Distortion through Numerical Simulation considering Phase Transformation Effect*. IIW Document X-1582-2005. 2005

[133] FERRO, P. ; ZAMBON, A. ; BONOLLO, F.: Investigation of Electron-Beam Welding in Wrought Inconel 706 - Experimental and Numerical Analysis. In: *Materials Science and Engineering A* 392 (2005), S. 94–105

[134] GOLDAK, J. ; MOCANITA, M. ; ALDEA, V. ; ZHOU, J. ; DOWNEY, D. ; ZYPCHEN, A.: Computational Weld Mechanics: is Real-Time CWM Feasible? Recent Progress in CWM. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5* Bd. 5, The Institute of Materials, London, 2001, S. 421–430

[135] LENZ, B. ; RICK, F. *Lösungsansätze zur Simulation des Laserstrahlschweißens mit thermomechanischen und mechanischen Analysen*. Veröffentlichung auf dem MARC Benutzertreffen, München. Oktober 1999

[136] VDI-GESELLSCHAFT VERFAHRENSTECHNIK UND CHEMIEINGENIEURWESEN (Hrsg.): *VDI Wärmeatlas: Berechnungsblätter für den Wärmeübergang*. achte Auflage. Springer-Verlag, Berlin, 1997

[137] FAN, X. ; CAO, K. ; GUMMADI, L. N. B. ; CHEN, B. ; SCHONHORST, C. ; BESHEARS, P. *CAE Considerations in the Modeling of Welded Joints*. Veröffentlichung auf dem SAE World Congress, Detroit. April 2005

[138] ARGYRIS, J. H. ; SZIMMAT, J. ; WILLAM, K. J.: Computational Aspects of Welding Stress Analysis. In: *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 33 (1982), S. 635

[139] INOUE, T.: Residual Stresses and Distortion Metallo-Thermo-Mechanics: Simulation of Engineering Processes incorporating Phase Transformations. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 4, The Institute of Materials, London, 1998, S. 547–575

[140] DOYNOV, N. ; OSSENBRINK, R. ; MICHAILOV, V.: Verbesserte Verzugsvorhersage beim Laserstrahlschweißen durch Implementierung eines Prozessmodells. In: *DVS-Berichte* Bd. 240, DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 2006, S. 350–355

[141] ANDRIEUX, S. ; DONORE, A. M. ; WAECKEL, F.: A new thermo-metallurgical model for welding and quenching residual stress computations. In: *Structural Mechanics in Reactor Technology, SMiRT-12* Bd. B, Elsevier Science Publ., London, 1993, S. 213–224

[142] MICHAILOV, V. ; KARHKIN, V. A.: Spannungs- und Verformungszustand des Kaltrisstestes VMEI-MVTU (russ.). In: *Mathematik und Rechentechnik - Moskau* (1983), S. 1032–1034

[143] LUNDBÄCK, A.: CAD Support for Heat Input in a FE Model. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 6, The Institute of Materials, London, 2002, S. 1113–1121

[144] RICHTER, F.: *Stahleisen-Sonderberichte*. Bd. 8: *Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen*. Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1973

[145] RICHTER, F.: *Stahleisen-Sonderberichte*. Bd. 10: *Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit - Polynome und graphische Darstellungen*. Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1983

[146] TOULOUKIAN, Y. S. [u. a.]: *Thermophysical Properties of Matter*. Bd. 1-14. IFI/Plenum Data Company, New York

[147] ZINOV'EV, V. E.: *Handbook of Thermophysical Properties of Metals at High Temperatures*. Nova Science Publishers, Inc., New York, 1996

[148] AMERICAN SOCIETY FOR METALS (Hrsg.): *ASM Metals Reference Book*. zweite Auflage. American Society For Metals, Ohio, 1983

[149] LINDEMANN, A. ; SCHMIDT, J. ; TODTE, M. ; ZEUNER, T.: In: *Thermochimica Acta* 382 (2002), S. 269–275

[150] ROSS, R. B.: *Metallic Materials Specification Handbook*. Third Edition. E. & F. N. Spon, 1980

[151] SEYFFARTH, P. (Hrsg.) ; MEYER, B. (Hrsg.) ; SCHARFF, A. (Hrsg.): *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1992 (Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 110)

[152] BRANDES, E. A. (Hrsg.) ; BROOK, G. B. (Hrsg.): *Smithells Light Metals Handbook*. Butterworth-Heinemann-Verlag, 1998

[153] AVEDESIAN, M. M. (Hrsg.) ; BAKER, H. (Hrsg.): *Magnesium and Magnesium Alloys*. ASM International Handbook Committee, 1999

[154] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V. - NORMENSTELLE LUFTFAHRT (Hrsg.): *Werkstoff-Handbuch der Deutschen Luftfahrt*. Bd. 2: Leichtmetalle: *Teil 1: Metallische Werkstoffe*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1991

[155] SCHWENK, C.: *Finite-Elemente-Simulation des schweißbedingten Verzugs bei Magnesiumlegierungen*, Technische Universität Braunschweig, Institut für Schweißtechnik, Studienarbeit, 2002

[156] SCHWENK, C.: *Finite Element Berechnung von schweißbedingten Verzügen beim Laserstrahlschweißen*, Technische Universität Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik sowie Volkswagen AG Wolfsburg, Diplomarbeit, 2004

[157] RICHTER, F. ; BORN, L.: Die spezifische Wärmekapazität von metallischen Werkstoffen - I. Teil: Ferritische, umwandlungsfähige Stähle. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 55 (1984), Nr. 3, S. 127–132

[158] RICHTER, F. ; BORN, L.: Die spezifische Wärmekapazität von metallischen Werkstoffen - II. Teil: Austenitische Stähle. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 55 (1984), April, Nr. 4, S. 159–162

[159] MAKHNENKO, W. I.: *Berechnungsmethoden für die Untersuchung der Kinetik von Schweißeigenspannungen und -deformationen (russ.)*. Kiev, 1976

[160] GATOVSKIJ, K. M. ; KARKHIN, V. A.: *Theorie der Schweißverformungen und -spannungen (russ.)*. Verlag LKI, Leningrad, 1980

[161] OSSENBRINK, R. ; MICHAILOV, V. ; WOHLFAHRT, H.: Numerical Simulation of Welding Stresses and Distortions under Consideration of Temporal and Local Changes of Strain Rate. In: *Journal de Physique* 4 (2004), S. 169–175

[162] KUBLIK, F.: *Vergleich zweier Werkstoffmodelle bei ein- und mehrachsigen Versuchsführungen im Hochtemperaturbereich*. Institut für Allgemeine Mechanik und Festigkeitslehre, TU Braunschweig, Diss., 1992

[163] STECK, E. A. ; GERDES, R.: Consideration of Processes on the Microscale of Metallic Materials for the Development of Constitutive Models. In: *Acta Mechanica 120* 1-4 (1997), S. 1–30

[164] GRIEB, J. ; MICHALILOV, V. ; WOHLFAHRT, H. ; GÖHLER, K. ; VOSS, O.: Einfluss verschiedener Parameter auf die numerische Schweißsimulation der Fertigung von Tailored Blanks. In: *Tagungsband zum 18. CAD-FEM User's Meeting*, CAD-FEM GmbH, Grafing, 2000, S. 2.15.4

[165] MICHAILOV, V. ; STADTAUS, M. ; DILGER, K. ; RETHMEIER, M.: Numerical MIG-Welding Simulation of Magnesium Alloys. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7, Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 77–89

[166] DAUSINGER, F. ; RUDLAFF, T. ; SHEN, J.: Einkopplung von CO-Laserstrahlen. In: *Laser und Optoelektronik* 23 (1991), S. 43–46

[167] BANG, I.-W. ; SON, Y.-P. ; OH, K. H. ; KIM, Y.-P. ; KIM, W.-S.: Numerical Simulation of Sleeve Repair Welding of In-Service Gas Pipelines. In: *Welding Research* (2002), December, S. 273–282

[168] MILEWSKI, J. ; BARBE, B.: Modeling and Analysis of Laser Melting within a Narrow Groove Weld Joint. In: *Welding Research Supplement* (April 1999), S. 109–115

[169] GOLDAK, J. ; GU, M.: Computational Weld Mechanics of the Steady State. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 2, The Institute of Materials, London, 1995, S. 207–225

[170] ZÄH, M. ; AUER, F. ; ROEREN, S. ; HOFFMANN, H. ; HÄUSSINGER, S. *Simulationsgestützte Optimierung der Prozesskette Umformen - Laserstrahlschweißen*. Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben P 567 der Fosta Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V., Düsseldorf. 2004

[171] ITO, Y. ; BESSYO, K.: Weldability Formula of High Steels, Related to Heat-Affected Zone Cracking. In: *Sumintomo Search 1* 5 (1969), S. 59–70

[172] DÜREN, C.: Konzepte zur Bewertung des Kaltrißverhaltens von Stählen - Beispiele im Bereich der Großrohrstähle. In: *3R International 28. Jahrgang* 6 (1989), S. 385–391

[173] UWER, D. ; HÖHNE, H.: Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Stählen beim Schweißen. In: *Schweißen und Schneiden 43* 4 (1991), S. 195–199

[174] UWER, D. ; HÖHNE, H.: Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen für das kaltrißsichere Schweißen von Stählen. In: *Schweißen und Schneiden 43* 5 (1991), S. 282–286

[175] THYSSENKRUPP STAHL. *ThyssenKrupp Stahl Werkstoffblatt 1800: DP-W 550 und DP-W 600*. Juni 2002

[176] BEITZ, W. (Hrsg.) ; GROTE, K.-H. (Hrsg.): *Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau*. 19. Auflage. Springer-Verlag, 1997

[177] THYSSENKRUPP NIROSTA. *ThyssenKrupp NIROSTA H400 Werkstoffblatt*. Juni 2000

[178] SCHUSTER, J.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 130: *Schweißen von Eisen-, Stahl- und Nickelwerkstoffen: Leitfaden für die schweißmetallurgische Praxis*. DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 1997

[179] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug Teil 3: Chemische Zusammensetzung*. Oktober 2003

[180] MERKEL, M. ; THOMAS, K.-H.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. 5. Auflage. Fachbuchverlag Leipzig, 2000

[181] ALCAN ROLLED PRODUCTS EUROPE/ALCAN AUTOMOTIVE. *Technical Data Sheet Ecodal-608 (AA 6181A)*. März 2002

[182] Volkswagen AG: *VW Konzernnorm VW TL 4521: Nickel-legierter Einsatzstahl 20NiMoCrS6*. März 2005

[183] ESI Group: *Sysweld 2006 - Werkstoffkennwertdatenbank*. 2006

[184] PRESS, W. ; TEUKOLSKY, S. ; VETTERLING, W. ; FLANNERY, B.: *Numerical Recipes in Fortran 77: the Art of Scientific Computing*. Cambridge University Press, 1992

[185] BENDICK, W. ; PEPPERHOFF, W.: Specific Heat Anomalies in Iron-Chromium-Nickel Alloys. In: *Journal of Physics F: Metal Physics* 11 (1981), Nr. 1, S. 57–63

[186] BENDICK, W. ; ETTWIG, H. ; RICHTER, F. ; PEPPERHOFF, W.: Anomalous Thermal Expansion of FCC Ferrous Alloys in the Paramagnetic Temperature Range. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 68 (1977), Nr. 2, S. 103–107

[187] BENDICK, W. ; PEPPERHOFF, W.: Anomalies in Specific Heat and Thermal Expansion of FCC Iron Alloys. In: *Journal of Physics F: Metal Physics* 8 (1978), Nr. 12, S. 2525–2534

[188] BENDICK, W. ; PEPPERHOFF, W.: Temperature Dependence of the Electrical Resistivity of FCC Iron Alloys. In: *Journal of Physics F: Metal Physics* 8 (1978), Nr. 12, S. 2535–2544

[189] TRAPP, N. ; FIDERER, M. ; SCHULZE, V. ; LÖHE, D.: Wärmebehandlungssimulation komplexer Stahlbauteile. In: *Tagungsband zum 5th Virtual Materials Processing, Fokus Metalle - Simulation von Verarbeitungsprozessen und prozessgerechter Bauteilgestaltung*, Kompetenzzentrum Neue Materialien Nordbayern GmbH, Bayreuth, November 2006

[190] N.N.: *Stahl-Eisen-Prüfblätter*. Bd. 1680: *Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen*. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, Dezember 1990

[191] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 10002-1: Metallische Werkstoffe, Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Dezember 2001

[192] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 10002-5: Metallische Werkstoffe, Zugversuch Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*. Februar 1992

[193] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*. Januar 2004

[194] Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 10088-1: Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*. September 2005

[195] NITSCHKE-PAGEL, T.: *Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle*. Papierflieger, Clausthal-Zellerfeld, TU Braunschweig, Diss., 1994

Eigene Veröffentlichungen

[1] SCHWENK, C.: *Finite-Elemente-Simulation des schweißbedingten Verzugs bei Magnesiumlegierungen*, Technische Universität Braunschweig, Institut für Schweißtechnik, Studienarbeit, 2002

[2] SCHWENK, C.: *Experimentelle Ermittlung der Temperaturfelder und des Verzuges beim Laserstrahlschweißen*, Technische Universität Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik, Studienarbeit, 2003

[3] SCHWENK, C.: *Finite Element Berechnung von schweißbedingten Verzügen beim Laserstrahlschweißen*, Technische Universität Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik sowie Volkswagen AG Wolfsburg, Diplomarbeit, 2004

[4] SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M. ; DILGER, K. ; MICHAILOV, V.: Schweißsimulation im Fahrzeugbau - Möglichkeiten, Grenzen und Herausforderungen. In: *DVS-Berichte* Bd. 237, DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf, 2005, S. 353–358

[5] SCHWENK, C. ; DILGER, K.: Verzugsoptimierung durch Schweißsimulation. In: *Tagungsband zum 5th Virtual Materials Processing, Fokus Metalle - Simulation von Verarbeitungsprozessen und prozessgerechter Bauteilgestaltung*, Kompetenzzentrum Neue Materialien Nordbayern GmbH, Bayreuth, November 2006

[6] SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M. ; DILGER, K.: Analysis of the Transient Deformation Behaviour and Numerical Optimisation of an Electron Beam Welded Gearwheel. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[7] SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M. ; WEISS, D.: Rapid Generation of Temperature Fields for Simulation of Welding Induced Distortions. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[8] SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M. ; DILGER, K. ; MICHAILOV, V.: Sensitivity Analysis of Welding Simulation Depending on Material Properties Value Variation. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht

[9] ROEREN, S. ; SCHWENK, C. ; RETHMEIER, M.: Different Approaches to Model Clamping Conditions within a Welding Simulation. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; BHADESHIA, H.K.D.H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8, Verlag der Technischen Universität Graz, wird veröffentlicht