

WEITERENTWICKLUNG VON METHODEN IN DER NUMERISCHEN SCHWEISSSIMULATION

Zur Erlangung des akademischen Grades

DOKTOR DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN

der Fakultät für Maschinenbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte
Dissertation
von

Dipl.-Ing. Marcus Christian Brand

Tag der mündlichen Prüfung: 23. April 2012

Hauptreferent: Prof. Dr. rer. nat. Peter Gumbsch
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier

Für meine Familie Christina, Jürgen, Barbara, Nicklas und Michel und Valeria.

Kurzfassung

Schweißen ist ein stoffschlüssiges Verfahren zum Verbinden von Einzelbauteilen. Der Zusammenschluss entsteht durch Zufuhr von Wärme und teilweise auch durch Druck entlang der Bauteilkanten, die verschweißt werden sollen. Bedingt durch die Wärmewirkung des Schweißens und deren Einfluss auf das Gefüge unterscheidet sich das metallurgische Erscheinungsbild stets von der des Materials vor dem Schweißen. Als Folge einer ungleichmäßigen Erwärmung und Abkühlung, der Verformungsbehinderung im Bauteil und den Gefügeveränderungen entstehen u. a. innere Spannungen und Verformungen, bzw. Verzüge, die sich auf die Einsatzzeitung und die Lebensdauer eines Bauteils auswirken. Die gesicherte numerische Beschreibung der Entstehung von Verzug und Eigenspannungen ist daher Schwerpunktthema der numerischen Schweißsimulation. Ziel der Arbeit ist ein weiterführendes Verständnis zur Verzugs- und Eigenspannungsentstehung und deren modellmäßige Beschreibung, um Simulationen zukünftig sowohl effektiver als auch genauer durchführen zu können.

Der möglichst genauen Ermittlung des Temperaturfeldes kommt in der numerischen Schweißsimulation die größte Bedeutung zu. Hierfür sind Materialdaten erforderlich, die nur teilweise mit Experimenten bestimmt werden können. Zur Lösung des Problems werden Gemeinsamkeiten von Materialdaten umwandlungsfreier und umwandelnder Werkstoffe aus Literatur und experimentellen Messungen ausgenutzt, um fehlende Materialdaten durch Extrapolation mit Simulationen bestimmen zu können. Der Einfluss der detaillierten Temperaturfeldberechnung auf Verzug und Eigenspannungen sowie deren Entstehung wird werkstoff-, phasen- und verfestigungsabhängig aufgeschlüsselt.

Die Extrapolation austenitischer Materialdaten führt in numerischen Schweißsimulationen zu einer detailgenauen Beschreibung von Temperatur-Zeit-Verläufen trotz der vereinfachenden Beschreibung der Leistungsdichte durch eine Ersatzwärmequelle. Für Aluminiumlegierungen konnte der Ansatz der anisotropen Wärmeleitfähigkeit im schmelzflüssigen Bereich die Schmelzbadlänge in den Simulationen erhöhen, und damit die Beschreibung der Abkühlung im Vergleich zum Experiment wesentlich verbessern. Dabei korreliert die Schmelzbadbreite mit der erreichten Spitztemperatur eines Temperatur-Zeit-Verlaufs bzw. dem Längsverzug. Die Schmelzbadlänge ihrerseits korreliert mit der Abkühlung des Temperatur-Zeit-Verlaufs und mit dem Querverzug. Somit wird es möglich, Abweichungen zwischen berechneten und experimentellen Temperatur-Zeit-Verläufen direkt Verzügen zuzuordnen zu können. Für umwandelnde Werkstoffe ist die spezifische Wärmekapazität temperatur-, -raten- und phasenabhängig anzusetzen. Beim Aufheizen und Abkühlen führt dies experimentell und numerisch nachgewiesen zu unterschiedlichen Kurvenverläufen der spezifischen Wärmekapazität. Die latente Wärme wird zu Umwandlungsbeginn und nicht während der Umwandlung frei. Wird dies gesondert zur Umwandlungskinetik berücksichtigt, lässt sich eine exakte Übereinstimmung von Temperatur-Zeit-Verläufen zwischen Simulation und Messung erzielen. Längs- und Querverzüge werden durch die bessere Anpassung prinzipiell nicht mehr überschätzt.

Eigenspannungen und Verzüge sind die Folge der sich ausbildender plastischer Dehnungen eines Temperatur-Zeit-Verlaufs. Etablierte eindimensionale Modelle zeigen mit Ergebnissen der Simulation verglichen ein hohes Maß an Übereinstimmungen. Dies weil Effekte, wie das versetzte Erreichen von Maximaltemperaturen quer zur Naht sowie Umwandlungen während der Abkühlung auf Temperaturintervalle begrenzt sind. Für die Eigenspannungsberechnung haben sich die Umwandlungen, Umwandlungsplastizität und Verfestigung als entscheidend erwiesen, während sie für den Verzug von untergeordneter Bedeutung sind.

Um die thermischen und mechanischen Zusammenhänge beim Schweißen beschreiben und deren Auswirkung auf Verzug und Eigenspannungen im geschweißten Bauteil detailliert beschreiben zu können, wurde eine methodische Vorgehensweise entwickelt und validiert, die eine zuverlässige und werkstoffphysikalisch begründete Simulation des Schweißens von Bauteilen zur Weiterentwicklung von Methoden der numerischen Schweißsimulation ermöglicht.

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel sowie die wörtlich und inhaltlich übernommenen Stellen als solche kenntlich gemacht und die Satzung der Universität Karlsruhe (TH) zur Sicherung guter wissenschaftlicher Praxis in der jeweils gültigen Fassung beachtet habe.

Weiterhin erkläre ich, dass für mich Promotionsverfahren außerhalb der Fakultät für Maschinenbau des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) weder anhängig sind noch erfolglos abgeschlossen wurden.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand der Wissenschaft	5
2.1	Temperaturfelder beim Schweißen	5
2.2	Schweißbedingte Verformungen und Spannungen	8
2.3	Metallurgie des Schweißens	17
2.4	Schweißverzugsmessungen	21
2.5	Röntgenographische Eigenspannungsbestimmung	22
2.6	Stand der Schweißsimulation	24
3	Untersuchte Werkstoffe und deren Eigenschaften	27
3.1	Verwendete Werkstoffe	27
3.2	Thermophysikalische Materialdaten	29
3.2.1	Verfahren der thermischen Analyse für die Schweißsimulation	29
3.2.2	Anwendung der Verfahren auf Schweißwerkstoffe	31
3.3	Thermomechanische Materialdaten	36
4	Untersuchung zur Methodik der numerischen Schweißsimulation	39
4.1	Experimentelle Methoden zur Validierung von Schweißsimulationen	39
4.1.1	Temperaturmessungen von Temperaturfeldern	39
4.1.2	Makroschliffe	40
4.1.3	Verzugsmessungen	41
4.2	Methodische Kalibrierung der Ersatzwärmequelle	42
4.2.1	Zeitschrittweitenoptimierung beim Schweißen	42
4.2.2	Ersatzwärmequelle	45
4.2.3	Anpassung der Leistungsdichte	45
4.2.4	Anpassung der Schmelzbadgeometrie	47
5	Beispiele zur Simulation von Verzug und Eigenspannungen	55
5.1	Einlagige Schweißungen	55
5.1.1	Plattenschweißungen	55
5.1.2	Einfluss der Verfestigung auf Eigenspannungen	67
5.2	Verfestigung, Verzug und Eigenspannungen	69
5.3	Unterpulver Bandplattieren von Druckbehälterstählen	72
5.3.1	Werkstoffe	72
5.3.2	Unterpulverschweißverfahren	73
5.3.3	Temperaturfeldberechnungen	73
5.3.4	Schweiß eigenspannungen	76
6	Diskussion	81
6.1	Materialdaten zur numerischen Schweißsimulation	82
6.2	Die Bedeutung der latenten Wärme im Umwandlungsgebiet	84
6.3	Problematik der Temperaturfeldberechnung von AlMgSi Legierungen	87
6.4	Zusammenhänge zwischen Temperaturfeld, Verzug und Eigenspannungen	89
6.5	Methodik zur Temperaturfeldberechnung	90
6.6	Umwandlungen, Verzüge und Eigenspannungen	91
6.7	Übertragbarkeit auf Bauteile	95
7	Zusammenfassung und Ausblick	98
	Anhang	102
	Literatur-, Abkürzungs- und Symbolverzeichnis	104
	Veröffentlichungen aus dieser Arbeit	121
	Curriculum vitae	123

1 Einleitung

In Zeiten kürzer werdender Produkt- und Entwicklungszyklen gewinnen numerische Verfahren zur Simulation von physikalischen Prozessen zunehmend an Bedeutung. Ein wesentlicher Bestandteil der Prozesskette ist die Schweißtechnik. Dabei ist das Schmelzschiessen das am häufigsten eingesetzte Verfahren zum Fügen metallischer Werkstoffe. Übergeordnetes Ziel der Simulation sind Vorhersagen zum Verzug, der Mikrostruktur und der Eigenspannungen.

Beim Schweißen wird das Gefüge des Materials durch das lokale Auf- und Anschmelzen verändert, wodurch es sich vom Ausgangswerkstoff unterscheidet. Zusätzlich zu den Gefügeständerungen entstehen unvermeidbare Formänderungen, auch als Verzug bezeichnet, und schweißbedingte Eigenspannungen. Die Gefüge- und Formänderungen sowie Eigenspannungen gilt es zu verstehen, um sie positiv beeinflussen zu können. Ein wesentliches Werkzeug hierfür ist die Simulation des Schweißens mit Finite-Elemente Methoden.

Die sich gegenseitig beeinflussenden Teilprozesse des Schweißens sind in Abb. 1 gezeigt. Die Wechselwirkungen der Teilprozesse sind unterschiedlich stark ausgeprägt. Dem Temperaturfeld, als Teilprozess Temperatur dargestellt, wird die höchste Bedeutung zugeschrieben [1].

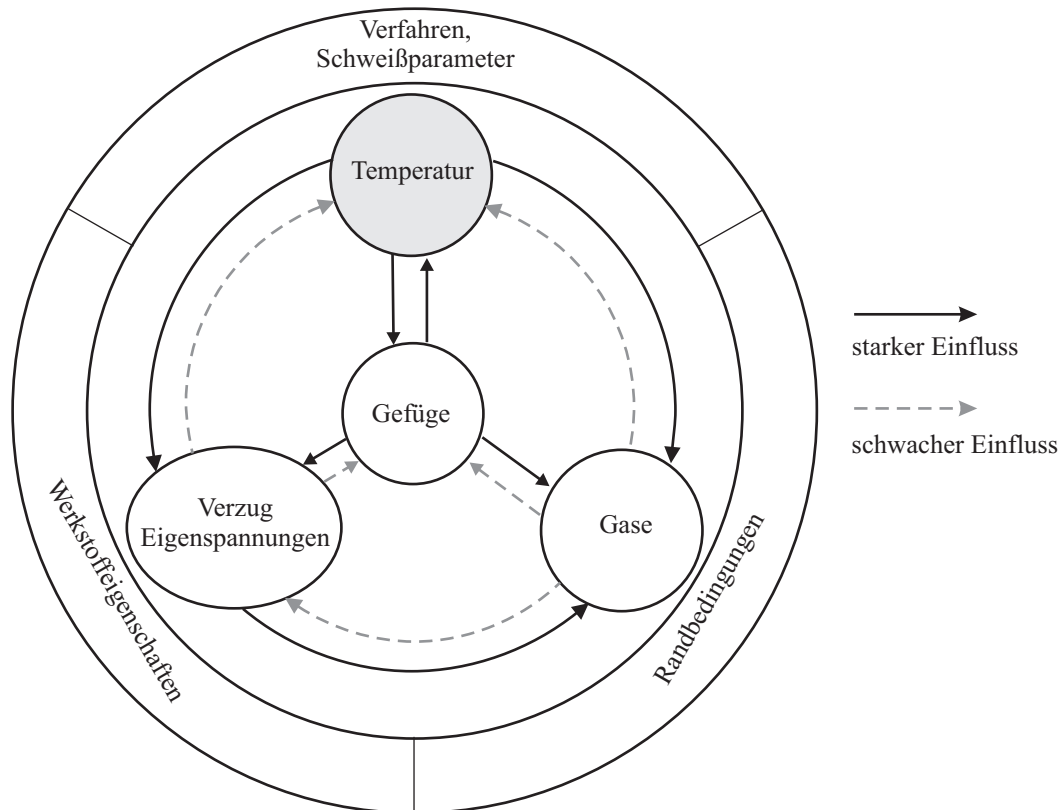


Abbildung 1: Schematische Darstellung der Wechselwirkung zwischen den Einzelprozessen beim Schmelzschiessen in Anlehnung an [1–4]

Die Temperaturen ändern sich beim Schweißen mit der Zeit und führen zu gleichzeitig auftretenden Änderungen der thermophysikalischen, -metallurgischen und -mechanischen Eigenschaften. Das Gefüge, als Teilprozess in der Mitte der Abb. 1 angeordnet, beinhaltet thermophysikalische und -metallurgische Werkstoffänderungen als Folge der Temperaturen. In entgegengesetzter Richtung beeinflusst das Gefüge beim Aufheizen und beim Abkühlen das Temperaturfeld, da sich die thermophysikalischen und -metallurgischen Eigenschaften, je nach Materialverhalten, mit der Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit ändern können [5–10].

Das Gefüge wirkt sich neben der Temperatur auch auf die Verzugs- und Eigenspannungsentstehung aus. Die Gefügeänderungen führen zu Änderungen der thermomechanischen Eigenschaften [11] und zur Änderung des Fließverhaltens. Verzug und Eigenspannungen beeinflussen wiederum die Gefügeentwicklung, denn diese wird nicht nur durch die Temperatur, sondern auch durch Spannungen und Dehnungen hervorgerufen [12]. Der rückwirkende Einfluss ist jedoch schwächer als der des Gefüges auf das Temperaturfeld in Abb. 1.

Temperatur, Verzug und Eigenspannungen stehen ebenfalls im direkten Zusammenhang zueinander. Das sich während des Schweißens ausbildende lokale Temperaturfeld [13] führt zu einer lokalen Änderung der thermischen Dehnungen, verbunden mit plastischen Dehnungen, die durch die Dehnungsbehinderung angrenzender kälterer Bereiche entstehen [1]. Die Wärme, die durch Plastifizierung des Materials frei wird, wirkt sich auf das Temperaturfeld als Temperaturerhöhung aus, gilt aber als schwach ausgeprägt [14].

Die Verteilung von Gasen, insbesondere die des Wasserstoffs, ist neben der Temperatur auch von den Spannungen und Dehnungen und vom Gefüge abhängig. Auf den Teilprozess der Gase wird in dieser Arbeit jedoch nicht eingegangen.

Schweißkonstruktionen lassen sich mit der numerischen und anwendungsorientierten FE-Schweißsimulation nur dann durchführen, wenn die schwachen Wechselwirkungen aus Abb. 1 vernachlässigt werden können. Die in der Arbeit betrachteten wesentlichen Teilprozesse wie Temperatur und Gefüge, Verzug und Eigenspannungen lassen sich dann entkoppelt voneinander berechnen. So wird das Temperaturfeld in der Regel ohne den zusätzlichen Wärmeeintrag durch Plastifizierung berechnet. Der Einfluss der Spannungen und Dehnungen, die die Gefügeänderungen und damit wiederum das Temperaturfeld rückwirkend beeinflussen, wird in den Temperaturfeldberechnungen ebenso vernachlässigt. Die in dieser Arbeit vorliegenden Ergebnisse wurden mit dem kommerziellen FE-Programm SYSWELD berechnet, weil in diesem die starke Wechselwirkung zwischen Temperaturfeld und Gefügeberechnung als thermometallurgische Berechnung des Temperaturfelds berücksichtigt ist und im Fortgang der Arbeit verkürzt als Temperaturfeldberechnung bezeichnet wird. Wird die miteinander gekoppelte Temperatur- und Gefügeberechnung der Verzugs- und Eigenspannungsberechnung nachgeschaltet, so sind die Berechnungen der Teilprozesse Temperaturfeld, Gefüge und Mechanik aus Abb. 1 sequenziell gekoppelt.

Das Schweißverfahren, die -parameter, Werkstoffeigenschaften und weitere Randbedingungen, umfassen die Teilprozesse aus Abb. 1 und sind in der Simulation ebenso zu berücksichtigen, wie die Teilprozesse selbst.

Die Vielzahl der Parameter - insbesondere die der thermophysikalischen und -metallurgischen Materialdaten - sind auch mit erheblichem experimentellem Aufwand nicht vollständig bestimmbar. Mit den Methoden der thermischen Analyse können die thermophysikalischen Materialdaten lediglich für geringe Aufheizgeschwindigkeiten bis ca. 1200°C erfasst werden. Oberhalb und bis zum Erreichen der Spitztemperatur beim Schweißen fehlen nicht nur thermophysikalische, sondern auch -mechanische Materialdaten. Während der Abkühlung aus der Schmelze bis Raumtemperatur sind thermophysikalische Materialdaten nach dem Stand der Technik nicht und thermomechanische Materialdaten nur lückenhaft bestimmbar. Wegen der Unkenntnis der Materialdaten geben Temperaturfeld- bzw. Verzugs und Eigenspannungsberechnungen das reale Verhalten von Schweißnähten nur ungenau wieder.

Daraus ergibt sich zunächst die Fragestellung, wie fehlende Materialdaten anhand von experimentellen Messungen für die Schweißsimulation nicht nur oberhalb von 1200°C, sondern auch ratenabhängig während der Aufheizung und der Abkühlung zu ergänzen sind. Mit dem Ziel experimentell erfasste Temperaturfelder und in der Konsequenz damit auch Verzüge und Eigenspannungen genauer als bisher abbilden zu können, werden aus der Zusammenfassung

von thermophysikalischen und -mechanischen Materialdaten unterschiedlichster schweißbarer Stähle bestehende Ansätze und Modelle für die Simulation erweitert. Diese lassen sich gleichsam auf Aluminiumlegierungen und umwandelnde bzw. austenitische Stähle anwenden.

Ergebnisse numerischer Schweißsimulationen zeigen häufig Abweichungen zu Thermoelement-, Verzugs- und Eigenspannungsmessungen. Dazu wurden die Parameter der implementierten Modelle variiert und deren Auswirkungen auf das Ergebnis in Sensitivitätsanalysen untersucht [15]. Es zeigt sich beispielsweise in Untersuchungen zur Temperaturfeldberechnung, dass mit keinem der verwendeten Parametersätze eine exakte Übereinstimmung zwischen Simulation und Messung bei umwandelnden Werkstoffen zu erzielen ist. Wird eine mit Abweichungen behaftete Temperaturfeldberechnung benutzt, um eine Parameterstudie für mechanische Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen durchzuführen, wird der Fehler von Abweichungen bewertet, also eine Fehlerfortpflanzung, nicht aber der Fehler selbst. Deshalb bleiben Abweichungen zwischen Experiment und Simulation bislang unspezifiziert und Zusammenhänge zwischen Temperaturfeld und Mechanik unklar. Das physikalische Verständnis muss dahingehend erweitert werden, dass eine Übereinstimmung von Experiment und Messung gelingt. Erst dann ergibt sich die maßgebliche Aussagekraft einer Sensitivitätsanalyse, um beispielsweise den Einfluss der Streckgrenzenänderung auf Verzug und Eigenspannungen untersuchen zu können. Wie sind die verwendeten Modellannahmen zu erweitern? Wie können unvollständige Materialdatensätze aus der Literatur oder Materialdatenblättern für die Schweißsimulation unter Verwendung der erweiterten Modelle nutzbar gemacht werden? Wie sind die komplexen Einflussgrößen zu entkoppeln, um daraus eine Modellerweiterung ableiten zu können?

Für die Lösung dieser Fragestellungen wird eine methodische Vorgehensweise zur Berechnung von Temperaturfeldern bis hin zu Verzügen und Eigenspannungen entwickelt. Die Methodik umfasst auch die kritische Betrachtung von Messergebnissen zur Validierung von Simulationsergebnissen. Im Anschluss daran werden die Wahl der Zeitschrittinkremente, Materialmodell sowie deren -daten und -umwandlungen, Schweißparameter und weitere Randbedingungen im Hinblick auf die Ergebnistreue zu experimentellen Ergebnissen untersucht.

Ein Ziel der Untersuchungen ist, die zu treffenden Annahmen zur Modellerweiterung für Schweißsimulationen aus experimentellen Temperaturfeldmessungen ermitteln zu können. Weiter sollten die Abweichungen zwischen Berechnung und Messung von Temperaturfeldern Verzügen und Eigenspannungen, auch von komplexen Schweißkonstruktionen, eindeutig zugeordnet werden können. Mit der direkten Zuordnung zwischen Temperaturfeld und Mechanik gelänge es, die zu erwartenden Fehler in simulierten Mechanikberechnungen zu erkennen und folgerichtig beheben zu können. Die Auswirkung von unvollständigen Materialdatensätzen auf Temperaturfeld- und Mechanikergebnisse zu untersuchen gelänge ebenso, wie diese sinnvoll zu ergänzen.

Die in dieser Arbeit vorliegenden numerischen Untersuchungen wurden mit experimentellen Ergebnissen validiert. Diese ergeben sich aus eigenen Arbeiten sowie Angaben aus der Literatur [15]. An laserstrahlgeschweißten Blindnähten auf Plattengeometrien für den zweiphasigen Werkstoff DP-W 600 und für den Aluminiumwerkstoff Ecodal werden Modellerweiterungen entwickelt, die zu einer exakten Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment für Temperaturfeldberechnungen führen sollen. Denn diese - als Wärmewirkung des Schweißens bekannte Größe [1] - stellt die wesentliche Fehlerquelle in der Beschreibung des Schweißens mit Methoden der numerischen Simulation dar. Diese in numerischen Simulationen auftretenden Abweichungen zu experimentellen Messungen zeigen prinzipielle Auswirkungen auf schweißsimulierte Verzüge, die in dieser Arbeit ebenso untersucht werden.

Warum Verzug- und Eigenspannungen beim Schweißen entstehen, werden zusammenfassend von Radaj [16] mit eindimensionalen Modellen (Dreistabmodellen) für nicht umwandelnde

Werkstoffe mit vereinfachten Materialdaten beleuchtet. Der Gültigkeit dieser Modellvorstellung muss im Hinblick auf reale Schweißkonstruktionen sowohl an dünn- als auch an dickwandigen Schweißungen und unter Berücksichtigung von Umwandlungen bestätigt werden. In den numerischen Untersuchungen wird gleichermaßen der Bedeutung der Austenitumwandlung auf Schweißspannungen numerisch nachgegangen und der Modellvorstellung von Wohlfahrt [17] gegenübergestellt. Die gleichzeitige Betrachtung von Verzügen (Modellvorstellung von Radaaj) und Eigenspannungen (Modellvorstellung nach Wohlfahrt) muss durch die Betrachtung der gemeinsamen Größe, den plastischen Dehnungen möglich sein. Diese können nahe der Schmelze und in der Schmelze selbst experimentell nicht erfasst werden. Die Frage nach der Bildung der plastischen Dehnungen während des Schweißens kann daher nur numerisch beantwortet werden. In Variantenrechnungen muss in Übereinstimmung zu den Modellen von Radaaj und Wohlfahrt aufgedeckt werden können, wie sich bei gleichem Temperaturfeld aber unterschiedlichen Materialeigenschaften Verzüge und Eigenspannungen entwickeln und von den Umwandlungen beeinflusst werden. Der Fokus der Variantenrechnungen wird auf die Entstehung der plastischen Dehnungen für umwandlungsfreie und umwandlungsbehaftete Werkstoffe am Beispiel eines Werkstoffdatensatzes gelegt.

Sind die Antworten zu den angesprochenen offenen Fragestellungen hinreichend gelöst, so kann schließlich der Transfer der Erkenntnisse auf ein möglichst breites Spektrum realer Fallbeispiele erfolgen. Von laserstrahlgeschweißten Blindnähten dünner Bleche aus dem Automobilbau bis zu unterpulverplattierten Plattierungsnähten aus dem Kraftwerksbereich werden Beispiele unterschiedlicher Komplexität untersucht. Letztlich müssen die gewonnenen Erkenntnisse dieser Arbeit auch auf geschweißte Realbauteile angewendet werden. Dies nicht nur, um den Einsatz der numerischen Schweißsimulation in der industriellen Praxis voranzutreiben, sondern auch um industrierelevante Fragen zu Einspannungen und Haltezeiten, Schweißreihenfolgen, Entwicklung von Verzug- und Eigenspannungen, Optimierungen zum Wärmeeintrag durch das Schweißverfahren und dem Verhalten von Mismatch-Verbindungen beantworten und bewerten zu können.

2 Stand der Wissenschaft

2.1 Temperaturfelder beim Schweißen

Beim Schweißen entstehen Temperaturfelder als Folge einer lokal konzentrierten Wärmeeinbringung durch eine Wärmequelle. Diese kann - je nach Art der Schweißung - bewegt oder stillstehend sein. Allen Temperaturfeldern gemein ist ein sich konzentrisch um die Wärmequelle ausbildendes Feld von Isothermen, das sich mit der Zeit und dem Ort im ortsfesten Koordinatensystem ändert [13,18–20]. In Literaturangaben werden Temperaturfelder häufig nur als Aufsicht von oben und in isothermer Darstellung, wie in Abb.2 gezeigt, dargestellt [13].

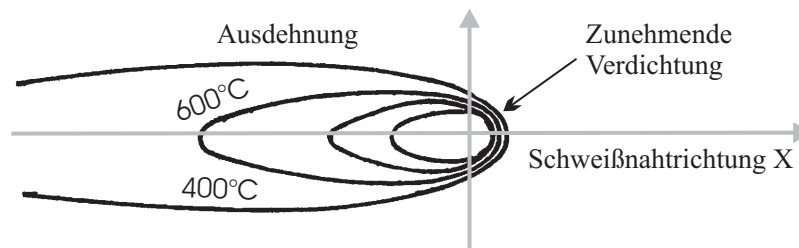


Abbildung 2: Temperaturfeld beim Schweißen mit bewegter Wärmequelle für einen niedrig legierten Stahl nach Rykalin [13]

Für stillstehende Wärmequellen zeigt sich eine kreisförmige und für bewegte Wärmequellen eine tropfenförmige Ausbildung der Isothermen. Bei letzteren verdichten sich die Isothermen in Schweißrichtung vor der Wärmequelle, während sie sich entgegengesetzt dazu ausdehnen. In Analogie zum Doppler-Effekt ergibt sich die Verdichtung aus der Überlagerung des Wärmetransports im Material mit der Schweißrichtung. Die Ausdehnung des Temperaturfelds lässt sich auf die entgegengesetzte Richtung von Wärmetransport und Schweißrichtung zurückführen. Für stillstehende Wärmequellen, wie z. B. Punktschweißungen, ergeben sich stets radiale Isothermen.

Die Verdichtung der vor der Wärmequelle vorlaufenden Isothermen und die Spreizung selbiger nach der Wärmequelle sind für bewegte Wärmequellen qualitativ immer gleich, quantitativ aber abhängig von den thermophysikalischen Materialdaten, wie in Abb.3 gezeigt ist. Auch die Schweißverfahren und -geschwindigkeiten beeinflussen die Form der Isothermen [1,21–24].

Zu jedem Zeitpunkt und Ort kann in Festkörpern die Temperatur mit der Fourier'schen Wärmeleitgleichung berechnet werden. Aus der Bilanzierung über ein Volumenelement, s. Abb. 4, im Kontrollvolumen $dx dy dz$ lässt sich der in Gl. 1 beschriebene Zusammenhang ableiten.

$$\underbrace{c_p \rho \frac{\partial T}{\partial t}}_{\text{innere Energie}} = \underbrace{\left(\frac{\partial^2(\lambda_x T)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2(\lambda_y T)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2(\lambda_z T)}{\partial z^2} \right)}_{\text{Wärmeleitung}} + \underbrace{\eta_{SV} \eta_{NF} \frac{\partial Q_r}{\partial t}}_{\substack{\text{Wärmequelle} \\ [23, 25, 26]}} + \underbrace{\eta_{eff} \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}^{pl}}{\partial t}}_{\substack{\text{plast. Verformungsarbeit} \\ [27]}} \quad (1)$$

Gl. 1 gehört zur Gruppe der parabolisch partiellen DGLn, die, angewendet auf das Schweißen mit gegebener Randbedingung (Temperaturverteilung im Material bei $t=0$ s), Leistungsdichteintrag durch eine Wärmequelle dQ_r/dt und Wärmeabgabe an die Umgebung, gelöst

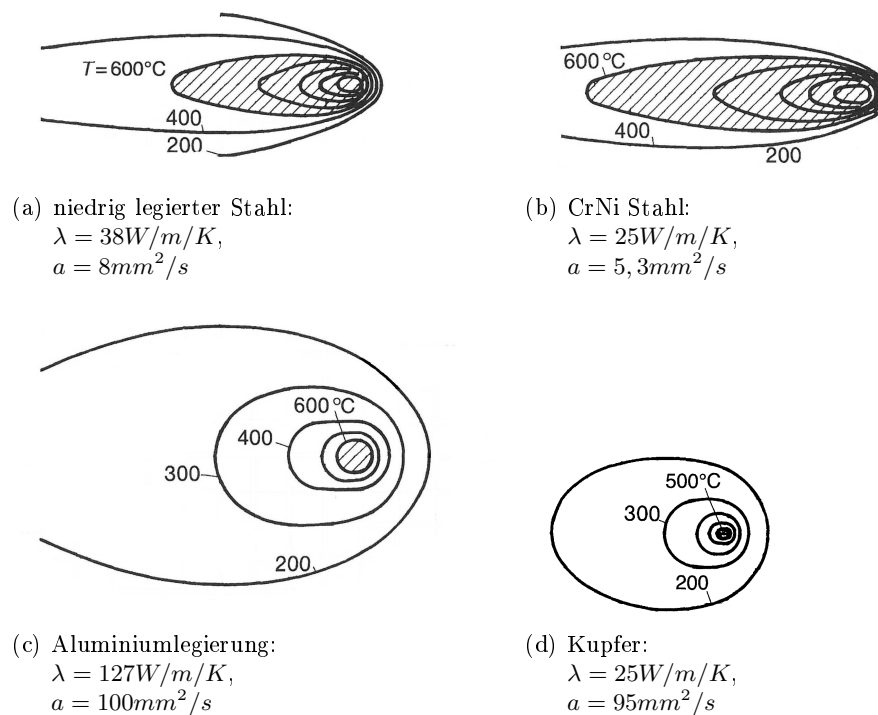


Abbildung 3: Isotherme Darstellung von Temperaturfeldern bei gleicher Wärmequellenleistung und Schweißgeschwindigkeit, aber unterschiedlichen thermophysikalischen Materialdaten λ (Wärmeleitfähigkeit) und a (Temperaturleitfähigkeit) nach Rykalin [13]

werden kann. Mit der Wärmequelle $\eta_{eff}\sigma_{ij}\partial\epsilon_{ij}^{pl}/\partial t$ kann die durch Plastifizierung herbeigeführte Verlustwärme [27], die mit einem Wirkungsgrad [28] behaftet ist, nachträglich berücksichtigt werden [29]. Normalerweise kann diese in Temperaturfeldberechnungen für das Schmelzschweißen, jedoch nicht für Verfahren wie dem Reibrührschweißen, vernachlässigt werden [30]. Nur so ist es möglich, die Temperaturfeldberechnung von der Berechnung des Verzugs und der Eigenspannungen zu entkoppeln, vgl. Abb. 1. Es hat sich hier der Begriff der sequentiell gekoppelten thermometallurgisch und -mechanischen Berechnung durchgesetzt.

Mit Gl. 1 können sowohl die instationären (Nahtanfang, Nahtende, Querschnittsänderungen u. v. m.) als auch die quasi-stationären Zustände während des Schweißens gelöst werden. Der Begriff des quasi-stationären Temperaturfelds wurde von Rosenthal [18] geprägt. Nach Schweißbeginn kann sich innerhalb eines - vom Autor nicht näher spezifizierten - Zeitintervalls ein stationäres Verhalten des Temperaturfelds bei sonst unveränderten Schweiß-, Geometrie- und Materialparametern [19, 20] ausbilden, das innerhalb des Zeitintervalls jedoch instationär sein kann. Zu den instationären Effekten gehören beispielsweise durch das Schweißverfahren verursachte Schmelzbadströmungen [31], Konzentrationsunterschiede bei der Erstarrung der Schmelze [32] und das tropfenförmige Abschmelzen der Elektrode bzw. des Zusatzwerkstoffes [33].

Das quasi-stationäre Verhalten von Schweißprozessen lässt sich für die Temperaturfeldberechnung ausnutzen. Mit konstanter Schweißgeschwindigkeit entlang einer Koordinatenachse lässt sich Gl. 1 von der Lagrange'schen Betrachtungsweise in die Eulersche Betrachtungsweise überführen. Rosenthal [20] und Rykalin [34] haben diesen Zusammenhang auf das Schweißen angewendet und damit erste analytische Lösungen mit konstanten thermophysikalischen Materialdaten für Temperaturfelder beschreiben können. Eine Übersicht der Weiterentwicklungen analytischer Lösungen für Temperaturfelder ist in Buchmayer [35] gegeben. Goldak

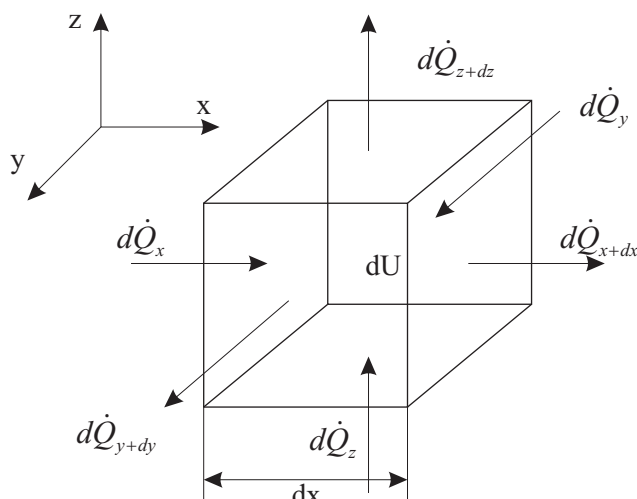


Abbildung 4: Bilanzierung der Wärmeströme am Kontrollvolumen

wandte quasi-stationäres Verhalten auf die Methode der FE in Schweißnähten an [36,37].

Wie einleitend beschrieben, sind die Temperaturfelder für die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften des Schweißguts, der Wärmeeinflusszone, des Verzugs und der Eigenspannungen beim Schweißen maßgebend [1]. Die Temperaturfelder lassen sich mit Temperatur-Zeit-Verläufen beschreiben. Sie ergeben sich, für einen ortsfesten Punkt über der Zeit betrachtet, aus dem Temperaturfeld und sind daher mit ortsfest messenden Thermoelementen erfassbar [18,38]. Ein schweißstypischer Temperatur-Zeit-Verlauf ist in Abb. 5 gezeigt.

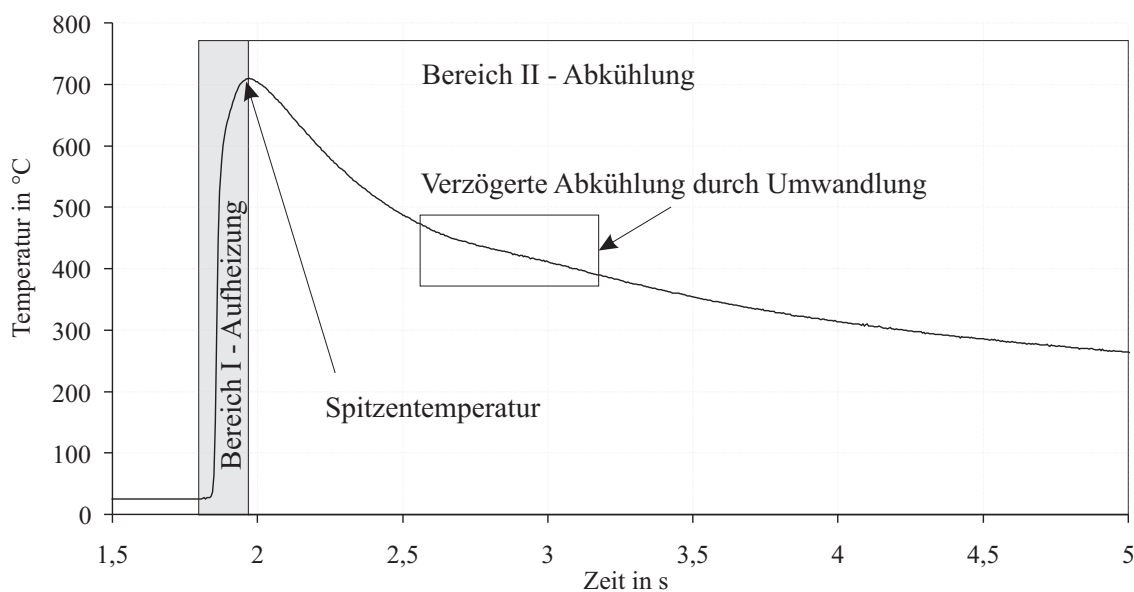


Abbildung 5: Charakteristischer Temperatur-Zeit-Verlauf beim Schweißen eines umwandelnden Stahls an einem Thermoelement quer zur Naht

Er untergliedert sich in die Bereiche des Aufheizens und des Abkühlungs. Dazwischen wird die Spitzentemperatur erreicht. Die Beschreibung von Temperatur-Zeit-Verläufen ist das wesentliche Hilfsmittel zur Validierung einer Temperaturfeldsimulation. Die experimentellen und berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe werden miteinander verglichen.

Temperatur-Zeit-Verläufe beim Schweißen lassen sich mit dem Modell der Fourier'schen Wärmeleitgleichung unter Berücksichtigung der Wärmeverluste finden, wenn die thermophy-

sikalischen Materialdaten schweißbarer Werkstoffe hinterlegt sind. Die Wärmeleitfähigkeit λ ist von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs abhängig und steigt mit der Temperatur bei schweißbaren Materialien an [5, 11]. Der Wärmestrom \dot{Q} über einer beliebigen Bilanzgrenze einer Isotherme ist durch die Wärmeleitfähigkeit begrenzt. Die überschüssige Energie, die durch die Wärmequelle, z. B. die eines Lichtbogens, verursacht wird, kann nicht mehr allein durch die Wärmeleitung abgeführt werden. Der Energieüberschuss bedingt eine Zunahme der inneren Energie, verbunden mit einer Temperaturerhöhung nach Gl. 1. Dies führt zu Phasenübergängen von festen, flüssigen bis zu gasförmigen Zuständen beim Schweißen. Der lokale Wärmestau verursacht ein lokales Aufschmelzen, das Schweißen. Daraus lässt sich ableiten, dass die Aufheizgeschwindigkeiten beim Schweißen stets größer als die Abkühlgeschwindigkeiten sind [25]. Beim Abkühlen des Werkstoffs wird die gespeicherte innere Energie freigesetzt und Wärme fließt in Richtung des negativen Temperaturgradienten. Durch Umwandlungen kann der Wärmeabfluss kurzzeitig verringert werden, wie der umrandete Bereich des Temperaturverlaufs in Abb. 5 veranschaulicht. Am Temperatur-Zeit-Verlauf zeigt sich, ob der Werkstoff an diesem Messpunkt Umwandlungen durchläuft oder nicht.

Die Charakterisierung von Temperatur-Zeit-Verläufen erfolgte maßgeblich durch die Arbeiten von Uwer und Degenkolbe [23, 25]. In diesen Arbeiten wurde anhand der $t_{8/5}$ - Abkühlzeit [25] eines austenitischen Gefüges, das von 800 °C auf 500 °C abkühlt, die Auswirkung auf das sich bei Raumtemperatur einstellende Gefüge anhand von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern gezeigt. Für die numerische Schweißsimulation ist die $t_{8/5}$ -Zeit zur Überprüfung berechneter Temperatur-Zeit-Verläufe und deren rechnerisch bestimmten Gefügeanteilen hilfreich.

Die Analyse von Schweißtemperaturzyklen und deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen wurde in [39] erarbeitet und für die schweißtechnische Praxis umgesetzt^{1,2}. Aus den Umwandlungsschaubildern [40] wie dem Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild (ZTA) und dem isothermen oder kontinuierlichem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) kann das Gefüge mit Hilfe der Wärmeführung beim Schweißen grob eingestellt werden.

Die Temperaturfelder werden von einer Vielzahl von Einflussgrößen beeinflusst, wie z. B. Lichtbogenspannung [33], Schweißstrom, -geschwindigkeit, Pulsform, Umgebungstemperatur, Vorwärmung, Blechdicke [41], Schweißverfahren [42] und Nahtform [43], Schmelzbadströmung [31], Werkstoff und Schweißzusatzwerkstoff mit deren chemischer Zusammensetzung sowie Werkstoffumwandlungen [23, 26, 43]. In den analytischen Formeln zur Temperaturfeldberechnung von Rosenthal [19], Rykalin [13] und deren Weiterentwicklungen [44, 45] werden gemittelte thermophysikalische Materialdaten zur Berechnung verwendet. Sie sind entsprechend ungenauer als die mit Finite-Elemente Methoden erzielten Ergebnisse, bei denen auf eine Mittelung verzichtet wurde.

2.2 Schweißbedingte Verformungen und Spannungen

Schweißbedingte Verformungen

Die lokale Wärmeeinbringung beim Schweißen verursacht Temperaturfelder, bei gleichzeitiger Änderung der lokalen Eigenschaften im Schweißgut und in der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) [46]. Während des Schweißens durchläuft der Werkstoff einen Temperaturzyklus,

¹ Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 1: Allgemeine Anleitungen für das Lichtbogenschweißen; Deutsche Fassung EN 1011-1:2009

² Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088 Beiblatt 2: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle - Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen; Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen. 4. Ausgabe, Oktober 1993, Verlag Stahleisen, Düsseldorf

dabei entstehende plastische Dehnungen verbleiben auch nach vollständiger Abkühlung und führen zu dauerhaften Formänderungen, auch schweißbedingter Verzug genannt [16]. Die Spannungen befinden sich während des Schweißens und der Abkühlung im Gleichgewicht und liegen nach vollständiger Abkühlung ohne Temperaturgradienten als schweißbedingte Eigenspannungen vor [47].

Die Plastifizierungen beim Aufheizen und Abkühlen sind voneinander zu unterscheiden, denn je nach Schweißverfahren und in Streckenergie q_s [J/mm], werden Aufheizgeschwindigkeiten bis zu mehreren tausend Kelvin pro Sekunde [48] erreicht, während die anschließende Abkühlung mit vergleichsweise moderaten Abkühlgeschwindigkeiten [21, 40] erfolgt.

Mit zunehmender Temperatur verringern sich in Stählen und Aluminiumlegierungen die mechanischen Kennwerte, wie Streckgrenze, Zugfestigkeit und Elastizitätsmodul kontinuierlich und nichtlinear, während sich die Querkontraktionszahl gegenläufig dazu erhöht [11, 49, 50]. Alterungseffekte bei Stählen können zur geringfügigen Erhöhung der Streckgrenze mit zunehmender Temperatur führen [35]. Das schweißbare Material reagiert auf eine Temperaturerhöhung - ausgenommen sind hierbei die Temperaturbereiche der Umwandlungen - in erster Näherung zur Temperatur mit einer (linear) proportionalen thermischen Ausdehnung des Materials [51]. Beim Schweißen gilt sowohl für umwandelnde als auch nicht umwandelnde Materialien gleichermaßen, dass die Abnahme der Streckgrenze zu höheren Temperaturen bei gleichzeitigem Anstieg der thermischen Dehnungen zu lokalen Plastifizierungen führt, wenn eine Dehnungsbehinderung vorliegt. Diese tritt beim Schweißen auf, da die lokal erwärmten Bereiche von kälteren Materialbereichen stets umschlossen werden. Zur Erklärung des Verzugs und der Eigenspannungen unter Berücksichtigung von temperaturabhängigen Materialdaten soll die Modellvorstellung des Dreistabmodells nach Radaj et. al. [16] herangezogen werden. Dieses Modell erklärt anhand von drei Stäben, die quer zueinander starr verbunden sind, die prinzipielle Verzugs- und Eigenspannungsentstehung beim Schweißen in Längsrichtung, s. Abb. 6. Das Modell vernachlässigt Querdehnungen, Umwandlungen und vorgelagerte Eigenspannungen.

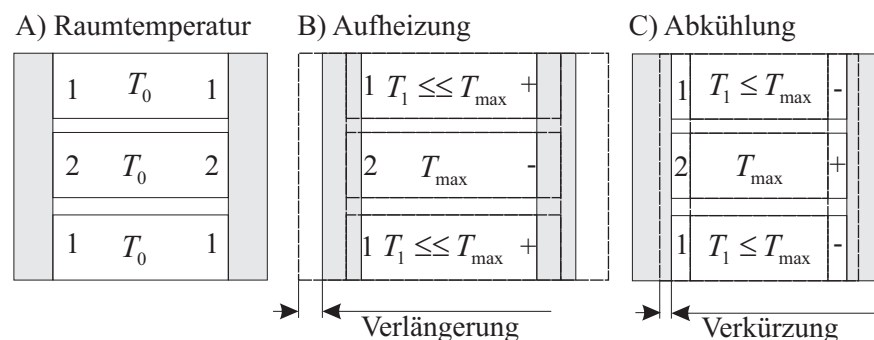


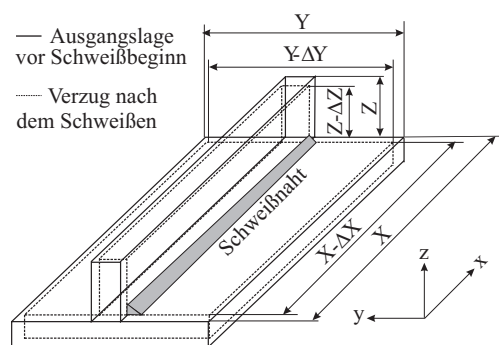
Abbildung 6: Modellvorstellung zur Entstehung von Längseigenspannungen und schweißbedingtem Längsverzug nach Radaj [16] anhand von drei Stäben (Dreistabmodell)

Bei Raumtemperatur sind die drei Stäbe gleich lang, wie in Abb. 6(A) gezeigt ist. Wird entsprechend des Schweißens der mittlere Stab, der das Schweißgut repräsentiert, stärker als die umgebenden Stäbe erwärmt, dehnen sich alle Stäbe aus. Entsprechend der Temperatur in den Stäben sinkt die Fließgrenze. Der mittlere Stab erfährt eine höhere thermische Ausdehnung, die durch die umgebenden kälteren Stäbe geringerer thermischer Ausdehnung behindert wird. Dieser Zustand ist in Abb. 6(B) gezeigt. Der mittlere Stab wird relativ gestaucht und bevor die Fließgrenze im mittleren Stab erreicht wird, bauen sich Druckeigenspannungen im mittleren Stab auf, während die außen anliegenden Stäbe unter Zugspannungen stehen. Nach Überschreiten der Fließgrenze plastifiziert der mittlere Stab im Druck. Während der

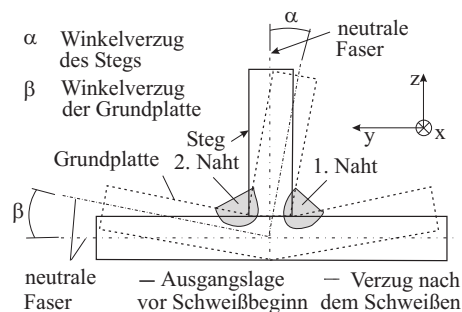
Erwärmung erfährt dieser Stab die höchsten Plastifizierungen durch die relative Änderung der thermischen Dehnungen und der temperaturabhängigen Streckgrenzen.

Beim Abkühlen wandeln sich die Druckspannungen in Zugspannungen um und nach vollständiger Abkühlung liegen Zugeigenspannungen im mittleren Stab vor, wie in Abb. 6(C) gezeigt ist. In allen drei Stäben nehmen die thermischen Dehnungen ab, jedoch im mittleren Stab stärker als in den außen liegenden Stäben. Zudem ist die Streckgrenze aufgrund der im mittleren Stab vorliegenden Temperaturen niedriger als in den angrenzenden Bereichen mit höherer Streckgrenze. Daher wird der mittlere Stab beim Abkühlen an seiner Schrumpfung durch die starre Einspannung behindert bzw. gestreckt und es entstehen Zugeigenspannungen [16, 52]. Für die Entstehung des Querverzugs gilt die Modellvorstellung nach Legatt [53]. An dieser Stelle muss darauf hingewiesen werden, dass die Modellvorstellungen zum Längs- und Querverzug bzw. den Längs- und Quergeigenspannungen nicht mit den empirisch entwickelten Formeln zur Abschätzung der Längs- und Querverzüge bzw. deren Eigenspannungen nach dem Schweißen verwechselt werden dürfen.

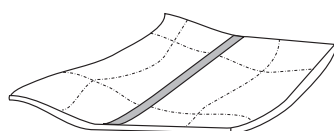
Die verbleibenden irreversiblen Verformungen (schweißbedingte Verzüge) können entsprechend ihrer Erscheinungsform in Längs-, Quer-, und Dickenverzug, Winkelverzug, Beulen und Torsion, wie in Abb. 7(a)-7(d) schematisch dargestellt untergliedert werden.



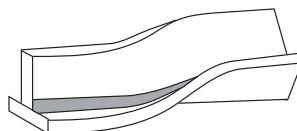
(a) Längs-, Quer und Dickenverzug [16, 52, 53]



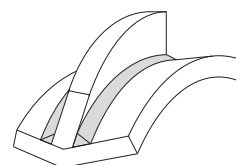
(b) Winkelverzug [54]



(c) Beulen [55–57]



(d) Torsion [58]



(e) Biegung [54]

Abbildung 7: Erscheinungsformen des schweißbedingten Verzugs

Längs- und Querverzug entstehen durch plastische Verformungen aus der Dehnungsbehinderung. Der Winkelverzug zeigt sich, wie in Abb. 7(b) dargestellt, als Winkeländerung zur unverformten Geometrie und wird durch den Querverzug begünstigt [54]. Diese Verzugsform tritt immer dann in Erscheinung, wenn während des Schweißens und auch nach vollständiger Abkühlung über der Dicke der Naht inhomogene Querschrumpfkkräfte vorliegen. Diese werden durch Temperaturgradienten über der Schweißtiefe erzeugt. Sind die Temperaturfelder beim Schweißen auf einer Seite stärker ausgedehnt als auf der gegenüberliegenden Seite, dann sind auch die plastischen Zonen über der Tiefe unterschiedlich. Somit sind die Querschrumpfungen auf der Seite des stärker ausgedehnten Temperaturfelds größer als gegenüberliegend. Daraus ergibt sich eine resultierende Schrumpfkraft, die exzentrisch zur neutralen Faser des Bauteils verläuft und der wärmeren Seite zugewandt ist. Diese exzentrisch angreifende Kraft führt zur Winkelverformung [54].

Schweißkonstruktionen unterhalb 6 mm Dicke können aufgrund schweißbedingter Druck- und Zugeigenspannungen ihre generelle Stabilität verlieren [55]. Diese Verzugsart nach Abb. 7(c) tritt bei Schalen und Plattenkonstruktionen auf [56, 57].

Die während des Schweißens und nach Abkühlung vorliegenden Formänderungen werden durch die plastische Zone hervorgerufen, die sich während der Schweißung ausbildet. Abb. 8 zeigt für eine bewegte Wärmequelle im quasi-stationären Bereich des Temperaturfelds die aus Druck- und Zuggebieten bestehenden Bereiche innerhalb der plastischen Zone.

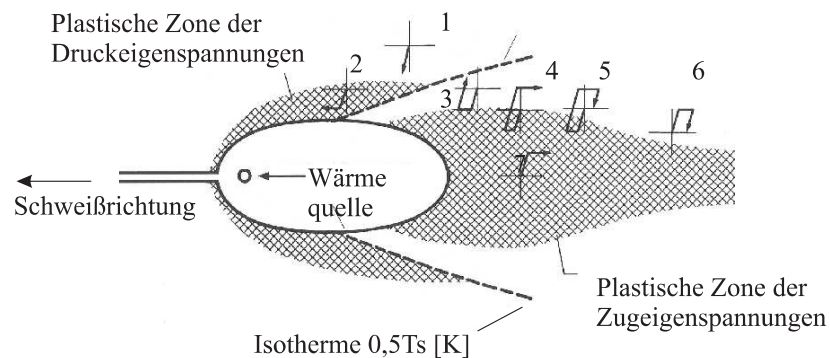


Abbildung 8: Entwicklung von Eigenspannungen anhand von idealisierten Spannungs-Dehnungskurven beim Schweißen in Anlehnung an Radaaj [46]

Die Punkte 1-6 in Abb. 8 zeigen die wesentlichen Zustände, die beim Schweißen innerhalb eines Temperatur-Zeit-Verlaufs, wie in Abb. 5 gezeigt, durchlaufen werden. In Punkt 1 aus Abb. 8 werden zunächst Druckeigenspannungen außerhalb der plastischen Zone aufgebaut, die, näher an der Naht, auch plastische Verformungen hervorrufen können, wie in Punkt 2 gezeigt. Im Nachlauf parallel zur Naht, wie in Punkt 3 gezeigt, findet eine lokale Entlastung statt. Die Grenzlinie zwischen Stauchung und Entlastung entspricht etwa der Isotherme für die halbe Schmelztemperatur und kennzeichnet den sich mit der Wärmequelle bewegendem Übergangsbereich zwischen Druck- und Zugspannungen. Die Punkte (4) und (5), die auf gleicher Höhe jedoch näher an der Naht liegen und gerade noch nicht aufgeschmolzen wurden, erreichen erneut die Fließgrenze, diesmal jedoch unter Zug. Die Punkte 6 und 7, die im ehemals aufgeschmolzenen Bereich liegen, sollten Zyklen wie die Punkte 4 und 5 zeigen [59]. Aufgrund der in der Schmelze nicht mehr vorhandenen Streckgrenze, wird die Spannungs- und Dehnungshistorie beim Überschweißen gelöscht und daher ist für diese Punkte nur Zug dargestellt.

Bei ortsfester Betrachtung an einem Punkt, z. B. der Plattenbegrenzung, zeigt sich die plastische Zone als Längenänderung über der Zeit. In Abb. 9 ist ein Weg-Zeit-Verlauf lokaler Verformungen während des Schweißens bis zur vollständigen Abkühlung dargestellt. Dem Verzug sind die thermischen Ausdehnungen beim Aufheizen zunächst überlagert. Wenn die Dehnungsbehinderung hinreichend gering ist, kann sich der Werkstoff zunächst ausdehnen. Die Dehnungsbehinderung ist bei nicht eingespannten endlichen Schweißnahtgeometrien kleiner als bei fest eingespannten größeren Schweißkonstruktionen.

Beim Abkühlen verringern sich die thermischen Dehnungen mit abnehmender Temperatur. Thermische Dehnungen liegen nach vollständiger Abkühlung der Schweißnaht nicht mehr vor. Der Endverzug im Weg-Zeit-Verlauf ist dann bestimmbar. Die Gradienten sowie die Verläufe aus Temperatur-Zeit- und Weg-Zeit-Verläufen sind ähnlich. Auch bei den Weg-Zeit-Verläufen folgt dem schnelleren Anstieg der Ausdehnung die maximale Ausdehnung, der sich eine wesentlich langsamere Abnahme der Dehnungen anschließt. Die Ähnlichkeit ergibt sich direkt aus der Wärmewirkung des Schweißens.

Die Weg-Zeit-Verläufe stellen ein weiteres wesentliches Hilfsmittel zum Vergleich von Experiment und Berechnung dar. Zur Berechnung der Längs- und Querverzüge existieren analytische Formeln, in die die Streckenenergie q , die Schweißnahtlänge, Geometrieparameter und gemittelte Materialdaten Eingang finden. Zu den bekannten analytischen Formeln zur Berechnung von Längs- und Querverzügen bei Raumtemperatur gehören die Ansätze von Okerblom [60] und Vinokurov [47]. Eine ausführliche Übersicht zu den Literaturquellen findet sich in [46]. Diese Ansätze liefern Näherungen zum Endverzug, sind nur für Sonderfälle wie einlagige Blindnahtschweißungen gültig und können Eigenspannungen nicht abbilden. Eine genauere Beschreibung der Verformungen liefert die Methode der Finiten Elemente, da hier mit transienten Berechnungen das zeitliche Verformungsverhalten komplexer Schweißnahtgeometrien mit Einspannungen, Umwandlungen u.v.m. aufgelöst werden kann.

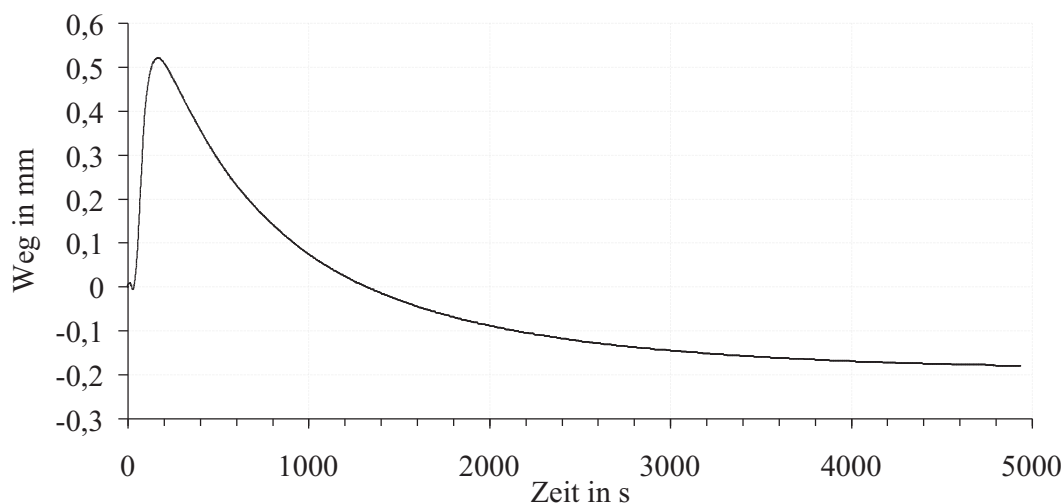


Abbildung 9: Weg-Zeit-Verläufe beim Schweißen [61]

Schweißeigenspannungen

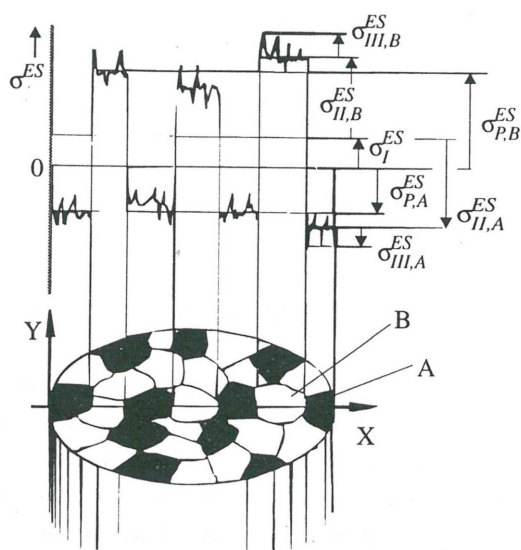


Abbildung 10: Überlagerung von Eigenspannungen I. II. und III. Art in einem zweiphasigen Werkstoff mit den Phasen A und B nach Scholtes [62]

Im Bauteil wirkende Spannungen werden dann als Eigenspannungen bezeichnet, wenn sie ohne Einwirkung äußerer Kräfte und Momente, frei von Temperaturgradienten, hervorgerufen werden. Im gesamten Bauteil betrachtet befinden sich die Werkstoffbereiche, die Druckspannungen aufweisen, mit Werkstoffbereichen im Gleichgewicht, in denen Zugspannungen auftreten und umgekehrt [63, 64]. Die eigenspannungserzeugenden inneren Kräfte in jeder Schnittfläche stehen im Gleichgewicht [65]. Äußere Kräfte und Momente können sowohl durch mechanische Kräfte als auch durch ein inhomogenes Temperaturfeld verursacht werden.

Eigenspannungen entstehen bei allen mechanischen, thermischen, thermomechanischen und -chemischen Werkstoffbehandlungen als Folge lokaler Plastifizierungen.

Von Macherauch definiert werden Schweißeigenstressen I. Art als makroskopische Eigenstressen gemittelt über mehrere Körner. Als Schweißeigenstressen II. Art die makroskopisch über dem Korn gemittelten Eigenstressen. Die Eigenstressen III. Art in Abb. 10 ergeben die Spannungsverteilung im Korn selbst [62].

Eigenstressen I. Art lassen sich messtechnisch einfacher erfassen. Sie sind ein Hilfsmittel zur Validierung von Ergebnissen aus Eigenstressberechnungen im vollständig abgekühlten (gradientenfreien) Zustand. In der Praxis wird der Begriff der Eigenstressen I. Art oft mit dem Begriff der Eigenstressen gleichgesetzt. In der erweiterten Namensgebung lassen sich die Prozesse erkennen, mit denen die Eigenstressen eingebracht worden sind. So werden Eigenstressen, die durch Umformen, Wärmebehandlung oder Schweißen entstanden sind, als Umform-, Wärmebehandlungs- oder Schweißeigenstressen bezeichnet [66].

In der Schweißtechnik haben sich für die Schweißeigenstressen die Begriffe der schweißbedingten Längs- und Quereigenstressen durchgesetzt. Analog zur Begriffsdefinition der Längs- und Querverzüge, die in Abb. 7(a), veranschaulicht und erläutert sind, beschreibt die Eigenstresskomponente längs zur Schweißnaht die Längseigenstressen und die Komponente quer zur Schweißnaht die Quereigenstressen bezogen auf die Schweißrichtung.

Nach dem Schweißen liegen stets Schweißeigenstressen vor. Dies gilt gleichermaßen für umwandelnde wie auch für nicht umwandelnde Werkstoffe. Bei umwandelnden Werkstoffen entstehen zusätzlich umwandlungsbedingte Eigenstressen, die sich unterschiedlich stark auf das Ergebnis der Schweißeigenstressen auswirken können [17, 66, 67].

In den meisten Fällen werden Einzelkomponenten zu Bauteilen verschweißt. Die Schweißnähte werden ein- oder mehrlagig ausgeführt. Allgemein wird eine Durchschweißung angestrebt, um Kerbwirkungen zu vermeiden. Unabhängig von der Blechdicke kann eine durchgeschweißte Naht ansatzweise als zweidimensionales Problem betrachtet werden³ [23, 68]. Wie Eigenstressmessungen an diesen Schweißungen zeigen, sind die maximalen Längseigenstressen bis zu dreifach höher als die maximalen Quereigenstressen [69, 70]. Dies gilt für Blechdicken, die unterhalb einer kritischen Blechdicke liegen. Diese wird als fließender Übergangsbereich zwischen zwei- und dreidimensionaler Wärmeleitung definiert [41, 69].

Entstehung von Schweißeigenstressen

Der verbleibende schweißbedingte Verzug lässt sich auf die lokal konzentrierte Wärmeeinbringung in das Werkstück zurückführen, die auch als Wärmewirkung des Schweißens bezeichnet wird [46]. Es bildet sich eine plastische Zone aus, wie in Abb. 8 gezeigt. Die entstehenden Spannungen entsprechen den inneren Gleichgewichtsbedingungen [63–65].

Die Dominanz der Längseigenstressen wird mit einer untergeordneten Dehnungsbehinderung quer zur Naht und einer vergleichsweise starken Dehnungsbehinderung längs zur Naht begründet [17]. Dass sich die hohen Längseigenstressen erst beim Abkühlen einstellen, zeigt die analytische Betrachtung der Längsspannungen am Beispiel des von Radač modifizierten Dreistabmodells [16], s. Abb. 6, welches jedoch die Quereigenstressen und -schrumpfungen ausschließt. Die Längsspannungen, die sich bei bewegter Wärmequelle quer zur Naht ergeben, sind in Abb. 11 in verschiedenen Abständen zur Wärmequelle gezeigt. Mit Farbgebung soll erweiternd zu [16] das Verstehen der Eigenstressen erleichtert werden. Von Rot über Grün nach Blau nehmen die Temperaturen entsprechend üblicher Farbskalierungen von FE-Codes ab. Die schwarze Kurve beschreibt die Spannungen vor der Wärmequelle. Die Angaben der Legende entsprechen den Abständen der bewegten Wärmequellen in Schweißrichtung bezogen auf die ortsfeste Auswertelinie der Eigenstressen.

³Schweißgeeignete Feinkornbaustähle Beiblatt 1 Richtlinien für die Verarbeitung besonders für das Schweißen, SEW 088-76, Stahleisen Verlag

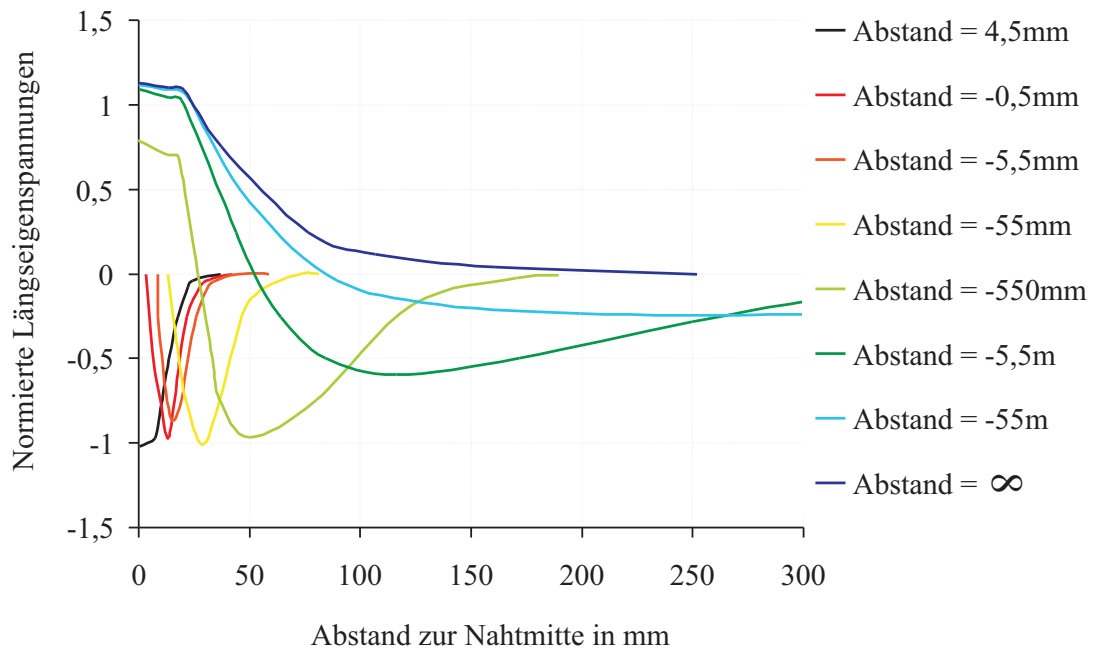


Abbildung 11: Längsspannungsentwicklung beim Schweißen nach dem Dreistabmodell [16]

Vor der Wärmequelle bauen sich Druckspannungen auf (schwarze Kurve), die sich bis zum Erreichen der Schmelztemperatur in Nahtmitte vollständig abgebaut haben (rote Kurven). Im Festkörper entwickeln sich Druckspannungen. Hinter der Wärmequelle dehnt sich das Temperaturfeld aus und erwärmt weitere Bereiche. Mit der Erwärmung ist die Herabsetzung der Fließgrenzen verbunden, so dass sich der Bereich der Nullspannungen weiter ausdehnen kann. Gleichzeitig werden die Druckeigenstressungen in kältere Bereiche verschoben. Die Druckeigenstressungsmaxima bleiben auch hinter der Schweißwärmequelle auf konstantem Niveau erhalten. Erst wenn die Naht hinreichend abgekühlt ist, zeigen sich erstmals Längseigenstressungen in signifikanter Höhe vgl. Abb. 11, 550 mm hinter der Wärmequelle. Das Druckspannungsgebiet entfernt sich weiter von der Schweißnaht. Die Druckspannungsspitzen bauen sich mit zunehmender Abkühlung ab und verschieben sich in Richtung Grundwerkstoff. In Nahtmitte entstehen die dominierenden Längseigenstressungen erst bei der Abkühlung.

Eine punktweise und graphische Betrachtung der Entstehung der Längseigenstressungen während des Schweißens über der Zeit zeigt Abb. 12. Hier wird der Temperatur-Zeit-Verlauf den thermischen Dehnungen und diesen wiederum eine Spannungs-Dehnungs-Beziehung zugeordnet. Aus der Dehnung, abgetragen an einer Spannungsdehnungskurve ergibt sich ein Spannungswert, der, aufgetragen über der Zeit, aus dem Temperatur-Zeit-Verlauf die Spannungshistorie für einen Punkt darstellt. Das graphische Modell der Abb. 12 bestätigt die analytisch berechneten Längseigenstressungsverläufe der Abb. 11 punktweise.

Eigenstressungen durch Phasenumwandlungen

Eigenstressungen durch Phasenumwandlungen in umwandelnden Stählen werden durch den Wechsel der Gitterstruktur⁴, abhängig von der Geschwindigkeit und der Temperatur [8, 72, 73], des vorliegenden Spannungszustands [3, 74] und der damit verbundenen Materialeigenschaften der Mikrostruktur, hervorgerufen. Bei der Abkühlung des Schweißguts und dem

⁴Ebel, T.: Vorlesung Werkstoffkunde und Chemie: Kristallstrukturen Technischen Universität Hamburg-Harburg, WS 2007-2008

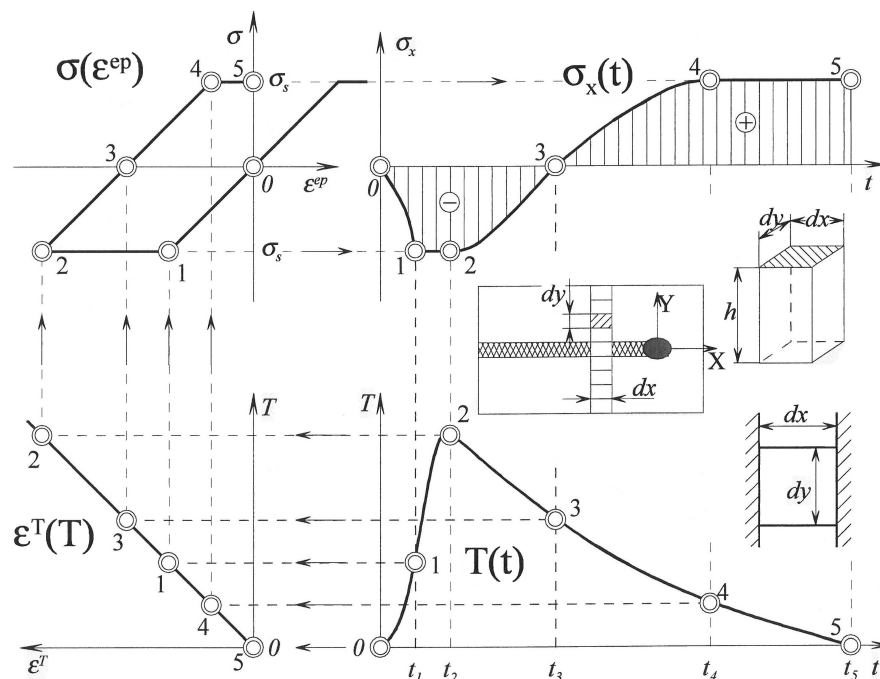


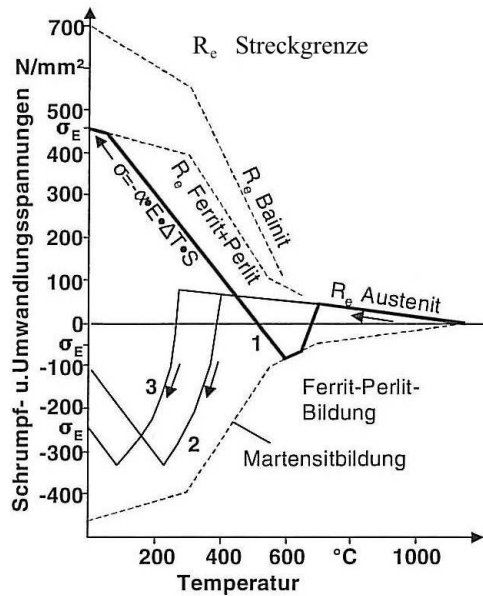
Abbildung 12: Längsspannungsentwicklung beim Schweißen nach Gatovskii [71]

hinreichend erwärmten Bereich der WEZ wandelt das bestehende austenitische Gefüge in ein ferritisches, ferritisch-perlitisches, perlitisches, bainitisches oder martensitisches Gefüge um. Allen Umwandlungen gleich ist die Abnahme der Packungsdichte der Kristallstruktur, die mit einer Volumenvergrößerung verbunden ist. Ebenso wie die Schrumpfung wird auch die Ausdehnung von umgebenden kälteren Bereichen behindert. Die Abkühlung bedingt eine Schrumpfung verbunden mit Zugeigenspannungen, wie im Dreistabmodell in Abb. 6 gezeigt ist. Der Wechsel der bei Abkühlung zunehmenden thermischen Dehnungen während der Umwandlung erzeugt Druckeigenspannungen, wie in Abb. 13 schematisch am Beispiel der Längseigenspannungsentwicklung gezeigt ist. Die Überlagerung von schrumpfungsbedingten Zugeigenspannungen und umwandlungsbedingten Druckeigenspannungen ist nach der Modellvorstellung von Wohlfahrt [17] und Nitschke-Pagel [75] als Bedeutung der Austenitumwandlung bekannt und in Abb. 13(b) für ideal-elastisches Werkstoffverhalten gezeigt. Je nachdem, bei welcher Temperatur die Umwandlungen stattfinden, verschiebt sich die Überlagerung von schrumpfungs- und umwandlungsbedingten Eigenspannungen zu tieferen Temperaturen, s. Abb. 13(a). Die Umwandlungstemperaturen sind dem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU-Schaubild) zu entnehmen, das in Abb. 13(b) gezeigt ist.

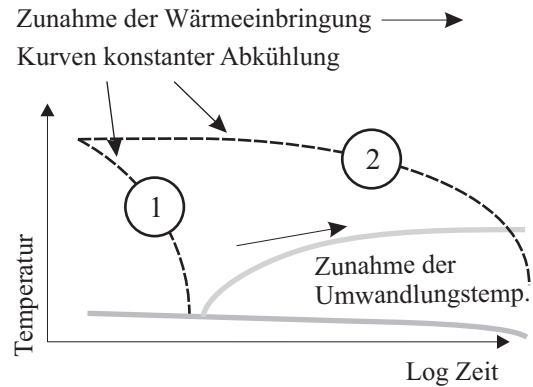
Schrumpfungsbedingte Zug- und umwandlungsbedingte Druckeigenspannungen überlagern sich. Je nachdem in welchen Umwandlungsgebieten der Naht oder der WEZ die Abkühlung stattfindet, kann der Einfluss der schrumpfungs- oder umwandlungsbedingten Eigenspannungen dominierend sein. Die Modellvorstellungen beziehen sich auf messtechnisch erfasste Eigenspannungen an Schweißverbindungen mit unterschiedlich starken Einspannungen.

Bei niedriger Wärmeeinbringung, z. B. bei Strahlschweißverfahren bzw. schneller Abkühlung aus dem Austenitgebiet, überwiegen Druckeigenspannungen aufgrund der sich bei niedrigen Temperaturen ausbildende Martensitumwandlung und der hohen Streckgrenze des Martensits. Bei erhöhter Wärmeeinbringung, MIG, MAG oder WIG-Schweißverfahren können die schrumpfungsbedingten Eigenspannungen überwiegen, da die Umwandlung bei höheren Temperaturen mit erniedrigter Streckgrenze stattfindet.

Eine reine umwandlungsbedingte Eigenspannungsverteilung läge vor, wenn die Umwand-



(a) Modellvorstellung nach Wohlfahrt [17]



1-Geringe Wärmeeinbringung
= niedrige Umwandlungstemperatur
= Dominanz der Umwandlungs-Druck-ES

2-Hohe Wärmeeinbringung
= erhöhte Umwandlungstemperatur
= Dominanz der Schumpf-Zug-ES

(b) Modellvorstellung nach Nitschke-Pagel [75]

Abbildung 13: Einfluss der schrumpfungs- und umwandlungsbedingten Längseigenstressungen beim Schweißen

lung bei Raumtemperatur und gleichzeitiger erniedrigter Streckgrenze des stark unterkühlten austenitischen Gefüges erfolgte [69, 76]. Diese isotherme Umwandlung bei Raumtemperatur stellt sich allerdings für Schweißverbindungen niemals ein. Der Eigenspannungszustand einer realen Schweißverbindung mit Umwandlungen wird daher immer eine Superposition beider Entstehungsprozesse sein.

Einfluss der Blechdicke

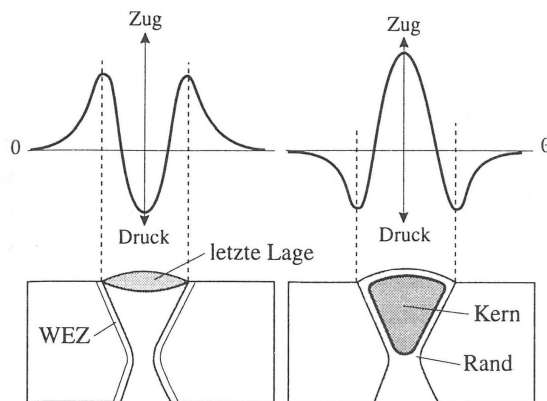


Abbildung 14: Volumenabhängige Längsspannungsentwicklung beim Schweißen nach Macherauch [77]

laig erstarrte Naht insbesondere bei größerem Volumen durch die Umwandlung mit erhöhter Streckgrenze zum Grundwerkstoff diesen erheblich stärker.

In Mehrlagentechnik geschweißt, kann sich die Vorwärmung vorangegangener Schweißungen günstig auf die Zugeigenstressungen auswirken [77]. Entsprechend unterschiedlich können die Eigenspannungen, wie in Abb. 14 gezeigt, ausfallen. Dabei kann messtechnisch beobachtet werden, dass die Zugspannungsspitzen in der WEZ anwachsen, je größer der Volumensprung der Umwandlung ist [78]. Werden größere Volumen aufgeschmolzen, lassen sich Zugeigenstressungen nachweisen. Während in Mehrlagentechnik vorab geschweißte Werkstoffbereiche bereits umgewandelt vorliegen und die Dehnungen behindern, beeinflusst die ein-

Eigenspannungen an Nahtanfang und Nahtende

Nahtanfang und -ende stellen instationäre Bereiche der Schweißnaht dar. Die Temperaturen ändern sich entlang des Schweißpfads mit der Zeit und mit dem Ort. Die Eigenspannungen an Nahtanfang und -ende unterscheiden sich deutlich von den quasi-stationären Bereichen der Schweißnaht. Dieses kann messtechnisch [47, 79] und rechnerisch [80] nachgewiesen werden. Ersatzmodelle, die von einem quasi-stationären Verhalten ausgehen, können die Eigenspannungen in den instationären Bereichen der Schweißnaht nur ungenügend wiedergeben. Nur transient ausgeführte Berechnungen berücksichtigen diese Effekte während des Schweißens.

2.3 Metallurgie des Schweißens

Abhängig von der Werkstoffklasse (Stähle, Leichtmetalle usw.), der chemischen Zusammensetzung, der vorangegangenen Wärmebehandlung im Herstellungsprozess und der Energieeinbringung beim Schweißen können sich Änderungen im Gefüge während des Schmelzens und Erstarrens [81, 82] und auch im Festkörper ergeben [83, 84].

In der Schweißtechnik wird die Umwandlung als nichtlineare thermische Dehnungsänderung verbunden mit der Änderung der thermophysikalischen und -mechanischen Materialdaten üblicherweise für Stähle verstanden. Durchläuft ein umwandlungsfähiger Stahl einen Temperaturzyklus wie beim Schweißen, so sind, je nach erreichten Spitzentemperaturen, die Umwandlungen beim Aufheizen und beim Abkühlen mit einer Änderung der Kristallstruktur verbunden. Unter der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung beim Aufheizen wird die Änderung des Gitters von kubisch-raumzentriert (krz) auf kubisch-flächenzentriert (kfz) verstanden. Beim Wechsel vom krz- auf das kfz-Gitter vergrößert sich die Packungsdichte, die im Temperaturumwandlungsintervall $A_{c1} - A_{c3}$ zu einer Abnahme der thermischen Dehnungen führt, wie in Abb. 15 gezeigt ist.

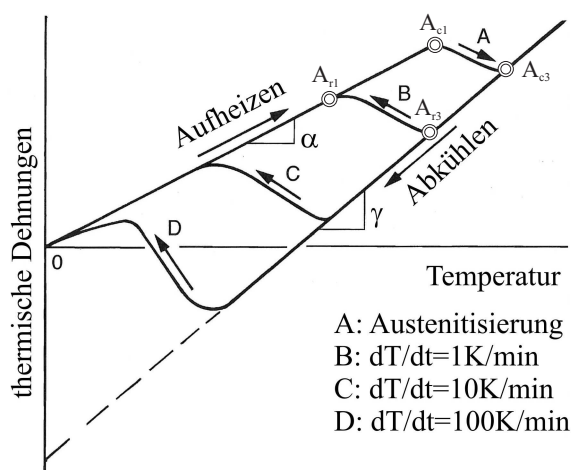


Abbildung 15: Thermische Dehnungen als Funktion der Temperatur bei konstanter Aufheizgeschwindigkeit und unterschiedlich schneller Abkühlung für einen ferritischen Stahl [85]

Beim Abkühlen findet eine Änderung des Gittertyps kfz im Temperaturintervall $A_{r3} - A_{r1}$ statt. Nach Überschreiten von A_{c3} stellt sich ein austenitisches kfz-Gefüge ein, beim Abkühlen und in Anlehnung an metallographische Untersuchungen⁵ ein komplexeres Gefüge, das sich nach vollständiger Abkühlung aus ferritischen, perlitischen, bainitischen und/oder martensitischen Anteilen in unterschiedlichen Gitterstrukturen zeigt. Ferritische Gefüge sind krz. Perlitische Gefüge, bestehend aus ferritischen Anteilen und Eisenkarbiden Fe_3C , sind orthorhombisch aufgebaut. Martensitische Gefüge sind krz aber aufgrund der unterdrückten Diffusion tetragonal verspannt. Bainitische Gefüge stellen das Zwischengefüge zwischen perlitischen und martensitischen Gefügen dar, sie sind tetragonal raumzentriert. Somit ergibt sich für jede Gefügeänderung auch eine Änderung des Gittertyps, dessen Packungsdichte vom kfz-Gitter abweicht.

⁵Wasmund, C., Schuster, J. und Niehuesbernd, J.: In: Metallographische Untersuchungen des Umwandlungsverhaltens von Stahl, FG Physikalische Metallkunde, Fortgeschrittenen-Praktikum I (B.FPI), Technische Universität Darmstadt

Diese volumetrischen Abweichungen können als thermische Dehnungen im Dilatometer gemessen werden, wie in Abb. 15 schematisch gezeigt ist. Die Umwandlungen erfolgen beim Schweißen nicht unter Gleichgewichtsbedingungen.

Beim Schweißen werden lokal unterschiedliche Spitzentemperaturen, Aufheizgeschwindigkeiten und Abkühlgeschwindigkeiten erreicht. Bisher gibt es keine geschlossene Lösung zur Beschreibung der thermischen Dehnungen über der Temperatur. Folgende Gründe lassen sich dafür anführen:

- Die Umwandlungspunkte A_{c1} und A_{c3} sind nicht konstant, sondern ändern sich mit der Aufheizgeschwindigkeit⁶. Dieser Zusammenhang wird in Form eines Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilds (ZTA) veranschaulicht [40, 86],
- mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit verschieben sich die Umwandlungspunkte der $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlung zu tieferen Temperaturen,
- je höher die lokal erreichte Spitzentemperatur oberhalb A_{c3} liegt, desto tiefer finden Umwandlungen beim Abkühlen statt [51, 86],
- die Austenitkorngröße ist als Funktion der Verweilzeit oberhalb von A_{c3} und der jeweils erreichten Temperatur zu verstehen. Quer zur Naht ergeben sich in austenitischen Bereichen daher unterschiedliche Austenitkorngrößen [87]. Es bildet sich nahe der Schmelzlinie eine Grobkornzone aus. Mit zunehmender Korngröße wird die $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlung erschwert.
- für Maximaltemperaturen innerhalb des Temperaturintervalls A_{c1} und A_{c3} wird allein der perlitische Anteil in Austenit umgewandelt. Beim schnellen Abkühlen können daher martensitische oder bainitische Inseln gebildet werden \rightarrow teilumgewandelte Zone,
- die Zusammenhänge für binäre Zustandsdiagramme, die sich aus dem Eisenkohlenstoffschaubild [88] ablesen lassen, sind nur noch beschränkt gültig, da diese bei sehr langsamer Abkühlung erstellt wurden. Beim Schweißen finden vollständiges Aufschmelzen und Erstarren im Sekundenbereich statt,
- die zu minimierende freie Enthalpie ist nicht nur eine Folge der Temperatur, sondern auch der Spannung. Innere oder äußere Kräfte und Plastifizierung können zu einer verzögerten oder beschleunigten Umwandlung führen [89].

Die wesentlichen Gefügeänderungen zeigen sich quer zur erstarrten Schweißnaht nach vollständiger Abkühlung im Makroschliff. Der Bereich des gerade noch nicht aufgeschmolzenen Werkstoffs bis hin zur angelassenen Zone definiert einen Bereich, der durch die Wärmeeinbringung des Schweißens beeinflusst wurde. In der Schweißtechnik hat sich für diesen Bereich der Begriff Wärmeeinflusszone (WEZ) durchgesetzt, die sich in Subzonen unterteilen lässt [83]. Zwischen den Subzonen findet ein fließender Übergang statt. Ähnliche Wärmeeinflusszonen mit Subzonen lassen sich auch für umwandlungsfreie Werkstoffe, Aluminiumlegierungen und weitere schweißbare Werkstoffe wie Titan, Tantal, Zirkon oder Molybdän finden [35, 84].

Die Ansätze zur Beschreibung der Phasenumwandlungen nach Johnson-Mehl-Avrami (JMA) [6, 7, 9] und LeBlond [10] berücksichtigen im Festkörper die Zustandsgröße Temperatur und dessen zeitliche Änderung. Der Ansatz von Koistinen-Marburger [8] berücksichtigt nur die Zustandsgröße Temperatur. Dabei wird eine weitere Komponente, die den Energieinhalt eines

⁶Kesler, O. und Hoffmann, F.: Verzugsgerechtes Erwärmen bei der Wärmebehandlung, Fachgebiet Werkstoffwissenschaften, Universität Bremen, Teilprojekt A5, Sfb 570 Arbeitsbericht, 2001-2003

thermodynamischen Systems beschreibt, der innere Spannungszustand, außer acht gelassen. Hier wäre eine Kopplung zwischen Temperaturfeldberechnung und Mechanik notwendig. Plastische Verformungen, innere und äußere Spannungen können die Umwandlungen beschleunigen bzw. verzögern [89]. Werden die genannten Umwandlungsmodelle an experimentelle Ergebnisse angepasst, so werden die inneren Spannungen und plastischen Verformungen näherungsweise berücksichtigt. Bei den Modellen von JMA, LeBlond und Koistinen-Marburger handelt es sich daher um halbempirische Modelle. Die äußeren Belastungen, wie Einspannungen können mit sequentiell gekoppelten thermometallurgisch und -mechanischen Rechnungen nicht erfasst werden. Bis auf die martensitische Umwandlung, die einen spontanen Umklappvorgang darstellt, laufen die übrigen Umwandlungen diffusionsgesteuert und damit zeitversetzt ab.

Die isothermen Umwandlung wird nach Johnson-Mehl-Avrami mit Gl. 2 beschrieben [6,7,9]. Der unter Gleichgewichtsbedingungen maximal umwandelbare Anteil wird mit p_∞ beschrieben. Da sich nach Ende der Umwandlung die neu gebildete Phase aus der vorherigen ergibt, gilt: $0 < p_\infty \leq 1$. Der sich während der Umwandlung zum Zeitpunkt t einstellende Phasenanteil p entspricht in Gl. 2 und Gl. 3 dem zunehmenden Phasenanteil bei konstanter Temperatur. Der zunehmende Phasenanteil wird als e-Funktion beschrieben. Der zum Zeitpunkt t gebildete Anteil der Phase wird durch die Verzögerung τ gesteuert [90].

$$p(T, t) = p_\infty \left(1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n} \right) \quad (2)$$

$$\ln \left(\ln \left(\frac{p_\infty}{p_\infty - p(T, t)} \right) \right) = n \ln \frac{t}{\tau} \quad (3)$$

Wird Gl. 2 nach Phasenanteilen, wie in Gl. 3 dargestellt, umgeformt, können der Wachstums-exponent n und der Kehrwert der Verzögerung $1/\tau$ direkt aus dem isothermen Zustandsschaubild abgelesen werden, s. Abb. 16.

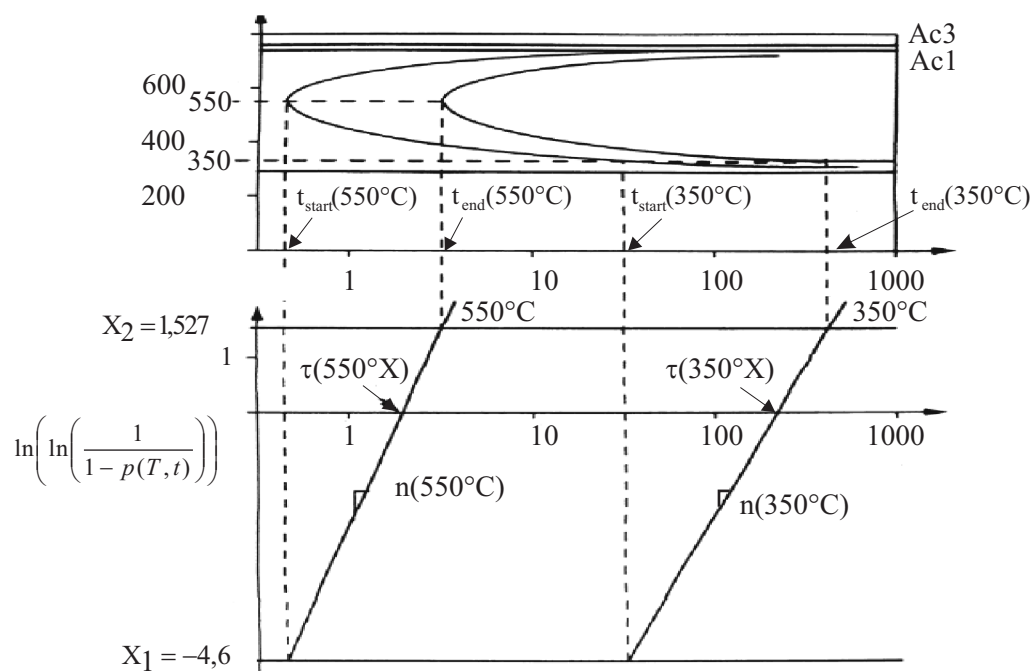


Abbildung 16: Parameterbestimmung an einem isothermen Zustandsschaubild

Wird angenommen, dass die messtechnische Auflösung einer Änderung der Phasen bei ca. 1% liegt, so ergeben sich für alle Temperaturen des isothermen Zustandsschaubilds für die linke Seite der Gl. 3 konstante Werte, die in Gl. 4 berechnet sind, wenn eine Phase vollständig in eine zweite Phase umwandelt und für $p_\infty = 1$ gesetzt wird. Diese Werte sind in Abb. 16 auf der Ordinatenachse aufgetragen.

$$\ln \left(\ln \left(\frac{p_\infty}{p_\infty - p(T, t)} \right) \right) = \begin{cases} X_1 = -4.6 & p(T, t_{start}) = 0.01 \\ X_2 = 1.527 & p(T, t_{end}) = 0.99 \end{cases} \quad (4)$$

Aus der isotherm abgelesenen Zeit – bei Beginn t_{start} und Ende t_{end} der Umwandlung innerhalb eines Phasenumwandlungsgebiets im oberen Teil der Abb. 16 – lässt sich τ unter der Voraussetzung berechnen, dass n im Umwandlungsintervall konstant sei. Somit ergibt sich die Verzögerungszeit τ zu Gl. 5. In Abb. 16 ergibt sich n aus der Steigung mit den Schnittpunkten für $X_1 = -4.6 = const$ und $X_2 = 1.527 = const$ für eine konstante Temperatur während der Umwandlung. Die Verzögerungszeit τ ergibt sich aus dem Schnittpunkt der Geraden mit der Abszisse.

$$\tau = e^{(X_1 \ln(t_{end}) - X_2 \ln(t_{start})) / (X_1 - X_2)} \quad (5)$$

$$n = \frac{X_1 - X_2}{\ln \frac{t_{start}}{t_{end}}} \quad (6)$$

Für jede konstante Temperatur sind nun die Parameter bekannt und die isotherme Umwandlung kann beschrieben werden. Der Exponent n ist als Funktion der Temperatur aufzufassen und, wie in Abb. 16 am Beispiel für zwei konstante Umwandlungstemperaturen gezeigt, nicht konstant.

Beim Schweißen unterliegen Aufheizen und Abkühlen jedoch niemals isothermen Bedingungen. Daher wurde nach dem Ansatz des *Laboratoire de Science et Génie des Matériaux Metalliques de Nancy (LSG2M)* die athermische Zustandsänderung als Aneinanderreihung isothermer Schritte verstanden. Die Verzögerungszeit nach Scheill [90] wird nach dem LSG2M-Ansatz mit einem fiktiven Zeitschrittkonzept nach Fernandes [91,92] kombiniert. Dabei wird der Zeitschritt t um ein Inkrement δt erhöht, so dass sich daraus Gl. 7 ergibt.

$$p(T, t + \delta t) = p_\infty \left(1 - e^{-\frac{t+\delta t}{\tau}} \right) \quad (7)$$

In Verbindung mit der differentiellen Schreibweise des JMA-Modells in Gl. 8 gilt das isotherme Umwandlungsmodell auch für athermische Umwandlungen [93]. Für athermische Umwandlungen wird über isotherm und anschließend über der Zeit integriert.

$$\frac{dp(T)}{dt} = n(T) \left(\frac{p_\infty - p}{\tau} \right) \left(\ln \left(\frac{p_\infty}{p_\infty - p} \right) \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \quad (8)$$

Zur Vereinfachung des Parameterfits werden die Funktionen $f(T)$ und $f(\dot{T})$ in Gl. 9 eingeführt, mit denen die athermischen Umwandlungen abhängig von der Temperaturrate und der Temperatur angenähert werden können, wobei n im Unterschied zu Gl. 8 im Umwandlungsintervall konstant ist. Unter Gleichgewichtsbedingungen ($f(T) = 1$, $f(\dot{T}) = 1$, $p_\infty = 1$) kann n bestimmt werden.

$$\frac{dp(T)}{dt} = f(T) f(\dot{T}) n \left(\frac{p_\infty - p}{\tau} \right) \left(\ln \left(\frac{p_\infty}{p_\infty - p} \right) \right)^{\frac{n-1}{n}} \quad (9)$$

Für das Aufheizen sind per Definition isotherme Zustandsschaubilder nicht vorhanden. Daher kann das beschriebene athermische Modell nur für Abkühlvorgänge benutzt werden. Die Problematik liegt im Exponenten n , der für das Aufheizen nicht isotherm bestimmt werden kann. Wird in Gl. 2 der Exponent zu $n = 1$ gesetzt, so ergibt sich daraus die Beschreibung der Umwandlung nach LeBlond mit der Erweiterung auf athermische Umwandlungen, wie in Gl. 10 dargestellt.

$$\frac{dp(T)}{dt} = f(T)f(\dot{T}) \left(\frac{p_\infty - p}{\tau} \right) \quad (10)$$

Wird $f(T) = 1$ und $f(\dot{T}) = 1$ gesetzt, so ergibt sich die Beschreibung einer isothermen Umwandlung, die für Gleichgewichtszustände gilt. Anfangs- und Endtemperaturen A_{r1}, A_{r3} sowie Zeiten können dem ZTA-Schaubild bzw. den Dilatometermessungen entnommen werden. Die Verzögerungszeit τ kann aus Gl. 5 ermittelt werden. Die eingeführten Parameter $f(T)$ und $f(\dot{T})$ lassen sich nun über die Methode der kleinsten Fehlerquadrate für athermische Bedingungen ermitteln. Der Nachteil der beschriebenen Umwandlungskinetik liegt darin, dass jeweils nur ein Schaubild mit einem bestimmten Gefügeausgangszustand berücksichtigt werden kann. Insbesondere bei unbekannter Eigenspannungs-, Verformungsgeschichte und inhomogener Erwärmung des Materials, wie beim Schweißen üblich, sind die Zustandsschaubilder aus folgenden Gründen stets kritisch zu bewerten:

- Beim Abkühlen werden unterschiedliche Austenitisierungsgrade und Verweilzeiten für unterschiedliche Spitzentemperaturen erreicht. Daher müsste für jeden Temperatur-Zeit-Verlauf beim Schweißen ein eigenes Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild, abhängig von der erreichten Spitzentemperatur und vom Austenitisierungsgrad, hinterlegt werden. In erster Näherung verwendet man daher Spitzentemperatur-Zeit-Umwandlungs-Schaubilder (S-ZTU), die eine Austenitisierungstemperatur von 1350°C und kürzere Haltezeiten im Austenitgebiet haben, um ansatzweise die Umwandlungen beim Abkühlen für das Schweißen beschreiben zu können. S-ZTU Schaubilder wurden von Seyffarth für wenige schweißbare Stähle erstellt [40]. Fehlen diese Schaubilder, so ist mindestens je eine Kurve thermischer Dehnungen über der Temperatur mit einem Dilatometer gemessen sowie eine Kurve thermischer Dehnungen bei deutlich erhöhter Temperaturrate für jede Umwandlung nötig, um das LeBlond-Modell zu kalibrieren,
- für die Schweißnaht selbst stehen keine Schaubilder zur Verfügung, da diese aus der Schmelze heraus nicht erstellt werden können,
- um unabhängig von den Schaubildern zu werden, kann auch das Kornwachstum als Funktion der Temperatur, Zeit und der inneren und äußeren Spannungen beschrieben werden. Das Gefügemodell von Watt, Henwood und Goldak [94,95] beschreibt für das Schweißen näherungsweise die Zusammenhänge auf mikrostruktureller Ebene.

2.4 Schweißverzugsmessungen

Um die Verformungen während des Schweißens zu erfassen, eignen sich sowohl berührungsbehaftete Methoden, die mit induktiven Wegaufnehmern [58] oder Dehnungsmessstreifen [96,97] arbeiten, als auch optische Methoden, wie 3D-Feldmessmethoden nach dem Speckle oder Objektrasterverfahren [98–100] um schweißbedingten Verformungen von numerischen Berechnungen validieren zu können.

Die Verformungen können während des Schweißens induktiv mit Wegaufnehmern berührungsbehaftet und mit hoher zeitlicher Auflösung an einzelnen Punkten erfasst werden. Die

Wegaufnehmer werden dabei ortsfest in einen Messrahmen eingebaut und messen Relativverschiebungen. Abb. 17 zeigt am Beispiel einer längs geschweißten Probe, die in einen Messrahmen eingebaut wurde, die längs und quer zur Probe angeordneten Wegaufnehmer W1-W13 schematisch.

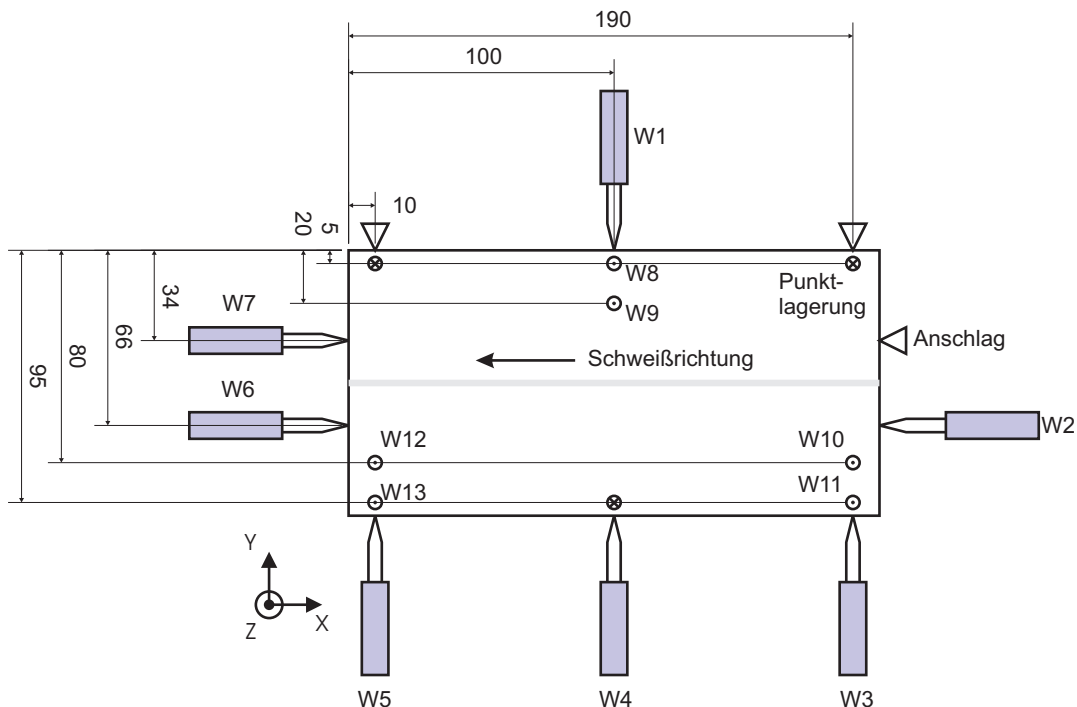


Abbildung 17: Verformungsmessung mit induktiven Wegaufnehmern [58]

Die Wegaufnehmer messen in der sog. neutralen Achse der Blechebene [101]. Ein typischer Verlauf von Verformungen beim Schweißen gemessen mit Wegaufnehmern ist in Abb. 9 gezeigt. Diese Messmethode eignet sich für die gezielte Untersuchung der Verformungen an Schweißproben geringer Abmaße. Systematische Fehler ergeben sich immer dann, wenn die Wegaufnehmer aufgrund des Winkelverzugs nicht mehr faserneutral messen können. Auch mit Dehnungsmessstreifen können die Verformungen während des Schweißens erfasst werden [96, 97]. Allerdings begrenzt die Temperaturbeständigkeit des Klebers das Applizieren von DMS in der Nähe der Schweißnaht. Zudem mitteln die DMS die Verformungen beim Schweißen über die DMS-Fläche.

2.5 Röntgenographische Eigenspannungsbestimmung

Zur Validierung von Eigenspannungsberechnungen einer Schweißsimulation können auch experimentelle Eigenspannungsmessergebnisse herangezogen werden. Dabei wird zwischen reaktionsspannungsauslösenden und zerstörenden und nichtzerstörenden Verfahren unterschieden. Nachteil der reaktionsspannungsauslösenden Verfahren (Bohrloch, Ringkern, Zerlegeverfahren) ist die begrenzte lokale Auflösung und die begrenzte Aussagefähigkeit von Ergebnissen aus Tiefenbohrungen bei vorliegenden Spannungsgradienten über der Bohrtiefe. Zu den bekanntesten nichtzerstörenden Verfahren gehören die Verfahren der Neutronen- und Röntgenbeugung. Mit der Röntgenbeugung kann lokal nur an Oberflächen der Eigenspannungszustand ermittelt werden, während beispielsweise bei der Neutronenbeugung auch innerhalb des Materials, bezogen auf ein im Unterschied zum Röntgenbeugungsverfahren größeres Messvolumen, gemessen werden kann.

Zu den zerstörungsfreien Messverfahren gehört die röntgenographische Eigenspannungsermittlung nach dem $\sin^2 \psi$ Verfahren [102]. Diese Verfahren beruht auf der Abtastung des Kristallgitters im Körper mit einem Röntgenstrahl. Der einfallende Strahl wird gebeugt und hauptsächlich normal zur Netzebene des Gitters (hkl) reflektiert, wie in Abb. 18 gezeigt ist. Bei der Beugung treten Interferenzen auf. Ein Abgleich der Interferenzen eines spannungsfreien Gitters mit einem spannungsbehafteten Gitter ermöglicht aus den messbaren Gitterdehnungen die Spannungen zu ermitteln, wobei zwischen Spannungen, verursacht durch äußere Kräfte, und Eigenspannungen nicht unterschieden wird [62, 103]. Aus der Winkelhalbierenden zwischen einfallendem und reflektierendem Strahl, dessen maximale Intensitätsverteilung ausschlaggebend für β ist, ergibt sich ψ als Winkel der Winkelhalbierenden zwischen einfallendem und reflektierendem Strahl und der Normalen zur Werkstückoberfläche.

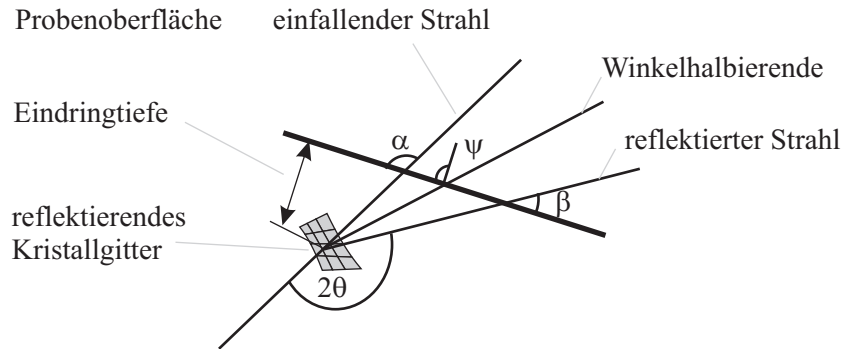


Abbildung 18: Beugung des Röntgenstrahls am Kristallgitter

Mit der Braggschen Gleichung, der Wellenlänge des Röntgenstrahls und dem Beugungswinkel θ kann der Netzebenenabstand $d_{\psi\phi}(hkl)$ in Gl. 11 berechnet [104–106] und im Zusammenhang mit dem Netzebenenabstand eines spannungsfreien Gitters $d_0(hkl)$ einer Referenzmessung als Dehnung $\epsilon_{\psi\phi}$ dargestellt werden, s. Gl. 12.

$$d_{\psi\phi}(hkl) = \frac{n\lambda}{2\sin\theta} \quad (11)$$

$$\epsilon_{\psi\phi} = \frac{d_{\psi\phi}(hkl) - d_0(hkl)}{d_0(hkl)} \quad (12)$$

Innerhalb der geringen Eindringtiefe des Röntgenstrahls von wenigen μm wird im bestrahlten Probenvolumen ein ebener, zweiachsiger und homogener Spannungszustand vorausgesetzt. Aus den Dehnungen $\epsilon_{\psi\phi}$ kann auf die Hauptspannungen σ_1 und σ_2 nach Gl. 13 mit den Materialkonstanten s_1 und s_2 geschlossen werden.

$$\begin{aligned} s_1(hkl) &= -\frac{\nu(hkl)}{E(hkl)} \\ \frac{1}{2}s_2(hkl) &= \frac{\nu(hkl)}{E(hkl)} \\ \epsilon_{\psi\phi} &= \frac{1}{2}s_2(hkl)\sigma_\phi\sin^2\psi + s_1(hkl)(\sigma_1 + \sigma_2) \end{aligned} \quad (13)$$

Wird die Probe gedreht, bzw. der Einfallswinkel α geändert, so ergeben sich unterschiedliche Winkel ϕ und damit unterschiedliche Dehnungen $\epsilon_{\psi\phi}$. Werden alle Messergebnisse $\epsilon_{\psi\phi}$ über dem Winkel $\sin^2\psi$ aufgetragen, so ergibt sich mit linearer Regression der Messdaten der Zusammenhang aus Abb. 19.

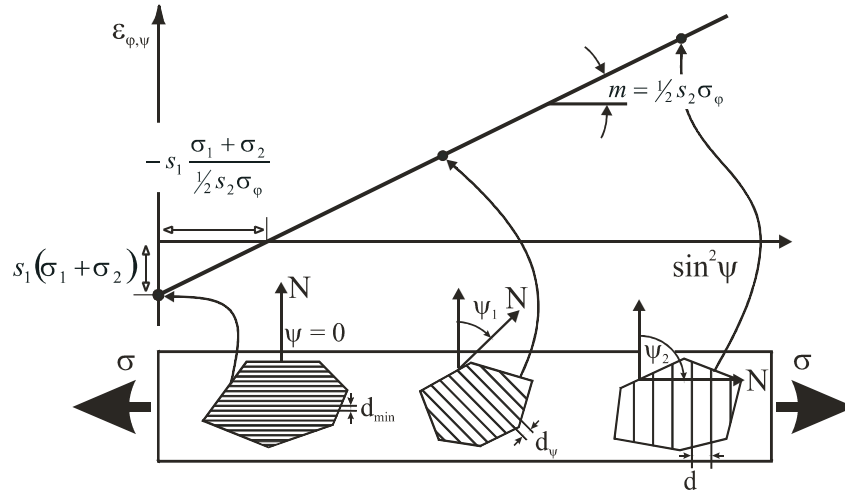


Abbildung 19: Dehnungen über $\sin^2\psi$ für Messungen unterschiedlicher Winkel ψ bei konstantem Winkel ϕ [102, 107]

Im Schnittpunkt der Geraden mit der $\sin^2\psi$ -Achse gilt $\epsilon_{\psi\phi} = 0$. Da durch die Vielzahl der Messwerte die Geradengleichung m und der Ordinatenabschnitt $\sin^2\psi = 0$ bekannt ist, lässt sich der Schnittpunkt in Abb. 19 mit $\epsilon_{\psi\phi} = 0$ finden. Da dazu der Netzebenenabstand eines spannungsfreien Gitters $d_0(hkl)$ nicht genau bekannt ist, werden die Messgeraden aus Abb. 19 für konstante Winkel, mindestens aber unter $\phi = 0, 45, 90^\circ$ durchgeführt. Diese Messgeraden weisen unterschiedliche Steigungen auf. Über eine Koordinatentransformation vom lokalen hkl ins globale xyz -Koordinatensystem können alle Komponenten des Dehnungstensors im globalen System aus den Steigungen unter verschiedenen Winkeln ψ und ϕ nach Gl. 15 berechnet werden [108, 109].

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial \epsilon_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} &= \epsilon_{11} \cos^2\phi \sin^2\psi + \epsilon_{12} \sin^2\phi \sin^2\psi \\
 &+ \epsilon_{13} \cos\phi \sin 2\psi + \epsilon_{22} \sin^2\phi \sin^2\psi \\
 &+ \epsilon_{23} \sin\phi \sin 2\psi + \epsilon_{33} \cos^2\psi \\
 &= \frac{\partial \epsilon_{\phi\psi}}{\partial \sin|2\psi|}
 \end{aligned} \tag{14}$$

Mit der Formulierung des Hook'schen Gesetzes können der Dehnungstensor in den Spannungstensor überführt und die Hauptspannungen nach Mohr berechnet werden.

2.6 Stand der Schweißsimulation

Abb. 20 zeigt den Stand der Schweißsimulation als schematische Darstellung der entkoppelt durchgeführten Teilprozesse Temperaturfeld mit Metallurgie und Mechanik, wie er in den üblicherweise verwendeten kommerziellen Programmpaketen ABAQUS, ANSYS, SYSWELD oder SIMUFACT angewandt wird. Der Temperaturfeld- und Metallurgieberechnung folgt die Mechanikberechnung im Anschluss unter Vernachlässigung der Formänderungsarbeit, s. Gl. 1.

Zur Abbildung des Temperaturfelds wird eine Wärmequelle definiert, die definiert, die als Geometriekörper durch das Modell geführt werden kann, wie von Goldak [110] gezeigt wurde. Innerhalb des vom Geometriekörper beaufschlagten Volumens wird die Wärmestromdichte zwischen zwei Zeitschritten entsprechend des Schweißprozesses aufgeprägt. Eine analoge und praxisrelevante Kenngröße in der Schweißtechnik ist als Streckenenergie bekannt, eine auf

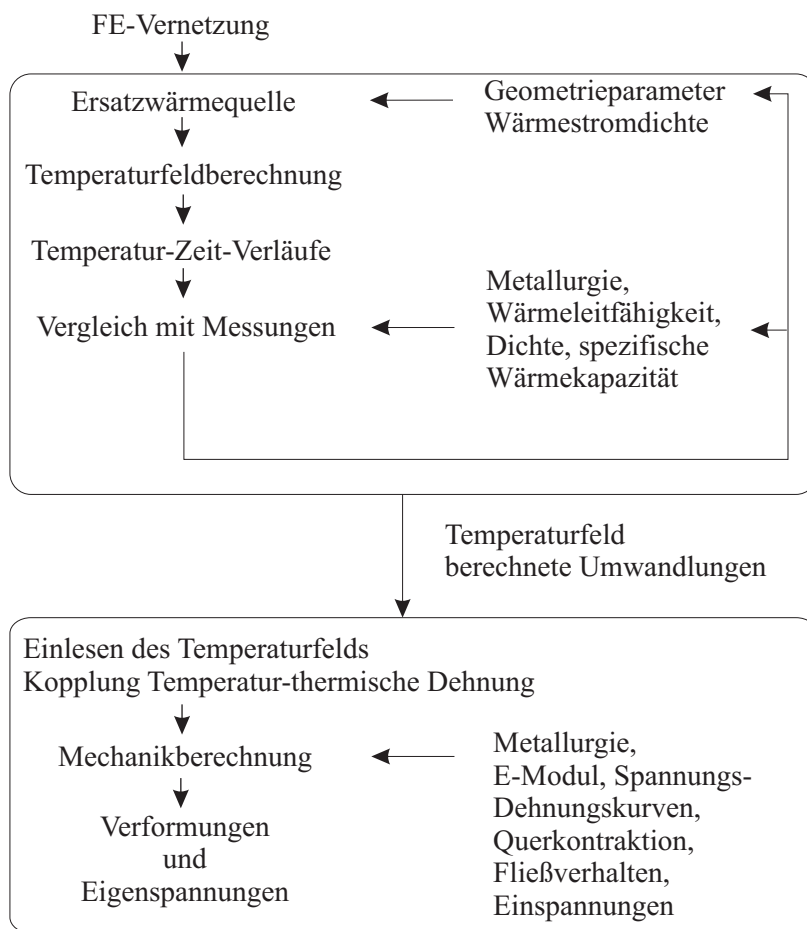


Abbildung 20: Schematischer Ablauf einer Schweißsimulation

die Schweißgeschwindigkeit bezogene Leistung in W/m , die jedoch nicht als Wärmestromdichte umgerechnet werden kann. Üblich ist eine Verteilung der Wärmestromdichte. Zur Validierung der Temperaturfeldberechnung sind die Geometrieparameter der Wärmequelle, Verteilung und Wärmestromdichte, Strahlungs- und Konvektionsverluste an experimentelle Temperaturfeldmessungen, sog. Temperatur-Zeit-Verläufe anzupassen.

Der Berechnung des Temperaturfelds werden temperaturabhängige thermophysikalische Materialdaten zugrunde gelegt, deren Daten gefügeabhängig sein können. Zur Berechnung der Metallurgie beim Schweißen sind gängige Umwandlungsmodelle, wie die von LeBlond [111], JMA [73] oder Koistinen-Marburger [8] zu berücksichtigen. Zur Anpassung der Modelle werden in SYSWELD beispielsweise Zeit-Temperatur-Austenitisierungs- (ZTA), isotherme und kontinuierliche Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU) verwendet.

Zur Berechnung von Verzug und Spannungen werden temperaturabhängige thermomechanische Materialdaten wie Querkontraktionen, E-Moduln und Spannungs-Dehnungskurven neben den Einspannbedingungen und den Modellen zur Beschreibung des Materialverhaltens berücksichtigt. Werden Berechnungen mit Umwandlungen durchgeführt, dann sind die thermophysikalischen und -mechanischen Materialdaten für die Umwandlungsgebiete entsprechend der umgewandelten Phase zu bestimmen. Die Mischung von Datensätzen ist am Beispiel von thermischen Dehnungen exemplarisch gezeigt, s. Abb. 21.

Die γ - und α -Geraden stellen Umhüllende dar, zwischen denen interpoliert wird. Die γ -Gerade repräsentiert die thermischen Dehnungen von kfz Gitterstrukturen, während die α -Gerade die von krz-Gittern darstellt. Die thermischen Dehnungen im Umwandlungsgebiet

ergeben sich als phasenabhängige Mischung, wie Abb. 21 darstellt.

Ebenso können auch Umhüllende für die Wärmeleitfähigkeit, Dichte und spezifische Wärmekapazität gebildet werden, zwischen denen entsprechend des umgewandelten Gefügeanteils gemischt wird.⁷ Die Mischung von thermomechanischen Materialdaten erfolgt analog.

In den transienten Berechnungen zur Schweißsimulation hinterlegt jedem Zeitschritt in einer Mechanikberechnung ein Temperaturschritt. Die Kopplung des Temperaturfeldes und der Metallurgie mit der Mechanikberechnung wird über die thermischen Dehnungen realisiert. In der Mechanikberechnung stellen die thermischen Dehnungen die Last dar, die Wärmewirkung des Schweißens repräsentieren.

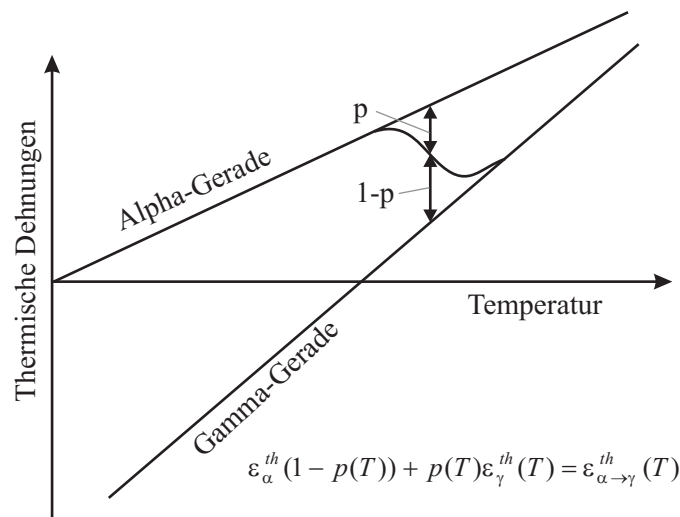


Abbildung 21: Berechnung thermischer Dehnungen im Umwandlungsgebiet⁷

Als Ergebnis der transienten Mechanikberechnung sind an jedem Ort und zu jeder Zeit Verformungen, Dehnungen und Spannungen auslesbar, die an weitere Programmcodes weitergegeben werden können.

Innerhalb der Berechnungsböcke Temperaturfeld und Mechanik sind die Parameter der Ersatzwärmequelle sowie die Werkstoffmodelle anzupassen, bis eine selbst definierte Übereinstimmung mit den Messungen erreicht ist. Trotz der kürzeren Berechnungszeiten in 3D für Temperaturfeldberechnungen mit einem Freiheitsgrad kann die Anpassung an experimentelle Messungen zeitaufwändiger als Mechanikberechnungen mit sechs Freiheitsgraden sein. Die selbstdefinierten zulässigen Abweichungen zwischen Berechnung und Messung, insbesondere bei der Temperaturfeldberechnung führen zu Abweichungen in den Mechanikergebnissen. Diese sollten nicht unterschätzt werden, wie im Folgenden dieser Arbeit gezeigt wird.

Es zeigt sich, dass mit der Mischung der spezifischen Wärmekapazität ausreichend genaue Übereinstimmungen zwischen Messung und Rechnung von Temperaturfeldern in der Regel nicht erzielt werden können. Grundlegend werden daher die thermophysikalischen Materialdaten im Hinblick auf die Umwandlungen genauer in Kap.3.2 untersucht. Die Mischung der spezifischen Wärmekapazität als Funktion des Phasenanteils mit Umhüllenden kann nur näherungsweise funktionieren. In dieser Arbeit wird ein physikalisch begründeter Ansatz entwickelt, mit dem es möglich ist, Temperaturfelder umwandelnder Werkstoffe genauer abzubilden.

Die Problematik des Mischens von thermophysikalischen und thermomechanischen Materialdaten besteht darin, dass die gemischten Materialdaten experimentell nicht verifiziert werden können. Die Berechnungsergebnisse sind daher nur über Vergleiche mit Temperatur-Zeit- oder Weg-Zeit-Verläufen bzw. über Eigenspannungsmessungen zu bewerten.

3 Untersuchte Werkstoffe und deren Eigenschaften

Den Modellen zur Temperaturfeld-, Verzugs- und Eigenspannungsberechnung liegen thermophysikalische, -metallurgische und -mechanische Materialdaten zugrunde. Die thermophysikalischen Materialdaten werden mit den Methoden der thermischen Analyse bei langsamer Aufheizung ermittelt und sind nur bedingt aussagekräftig, wenn schweißtypische Temperatur-Zeit-Verläufe abgebildet werden sollen. Ferner lassen sich die Daten nicht durchgängig bis Schmelztemperatur oder aus dieser heraus bis zur vollständigen Abkühlung ermitteln.

Die Materialdaten der in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe, sofern nicht der Materialdatenbank des Programms SYSWELD⁸ oder der Literatur [15, 112] entnommen, wurden in enger Zusammenarbeit mit meinen Kollegen^{9,10,11} im Rahmen gemeinsamer Projektarbeiten bestimmt. Aus der Zusammenfassung der Ergebnisse lassen sich Gemeinsamkeiten an umwandelnden und nicht umwandelnden Werkstoffen aufzeigen. Ebenso wird aufgezeigt, dass das Interpolieren von Materialdaten unterschiedlicher Gefügezonen mit dem Anteil der umgewandelten Phasen, wie in Abb. 21 gezeigt, für die spezifische Wärmekapazität und die Wärmeleitfähigkeit nicht gültig sein kann.

3.1 Verwendete Werkstoffe

Die in dieser Arbeit betrachteten Werkstoffe sind in Tab. 1 aufgelistet. Die Zusammensetzungen der chemischen Analysen sind im Anhang ab Seite 102 wiedergegeben.

Bezeichnung	Werkstoffnr.	Anwendung	Gefüge
DP-W600	1.0936	Automobil	ferrit / martensit
22NiMoCr3-7	1.6751	RDB	martensitisch
CN 24/13	1.4332	Zusatzwerkst.	austenitisch
CrNi 21/10	1.4331	Zusatzwerkst.	austenitisch
16MnCr5	1.7131	Werkzeugstahl	mehrphasig
17CrNiMo6	1.6587	Einsatzstahl	mehrphasig
H400	1.4376	Automobil	austenitisch
316L	1.4435	chemischer Apparatebau	austenitisch

Tabelle 1: Verwendete schweißbare Werkstoffe

Dualphasenstähle^{12,13}

Dualphasenstähle wurden für den Karosseriebereich im Automobilbau entwickelt. Sie zeichnen sich durch eine Kombination von hoher Verformungsfähigkeit und Zugfestigkeit aus. Der Werkstoff ist gut kaltumformbar und schweißgeeignet, wie im Anhang anhand der chemischen Zusammensetzung in Tab. 9 zu erkennen ist. Verformbarkeit und Festigkeit ergeben sich aus dem zweiphasigen Gefüge des Werkstoffs. Es besteht im Wesentlichen aus Ferrit mit einem Martensitanteil bis zu 20 %-30 %. Das Gefüge ergibt sich aus einer gezielten zweistufigen Kühlung.¹⁴ Die Zweiphasigkeit wird im Makroschliff in Abb. 22(a) deutlich.

⁸ Materialdatenbank der SYSWELD-Programmversion 2007, s. Release Notes

⁹ Karawi, A.: Lehrstuhl für Technische Thermodynamik der Otto-von-Guericke, Universität Magdeburg

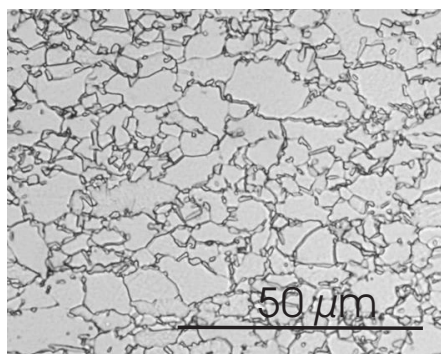
¹⁰ Jaenicke-Rößler, K.: Fraunhofer-Institut für Keramische Technologien und Systeme IKTS, Dresden

¹¹ Sguaizer, Y. und Fehrenbach, C.: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg

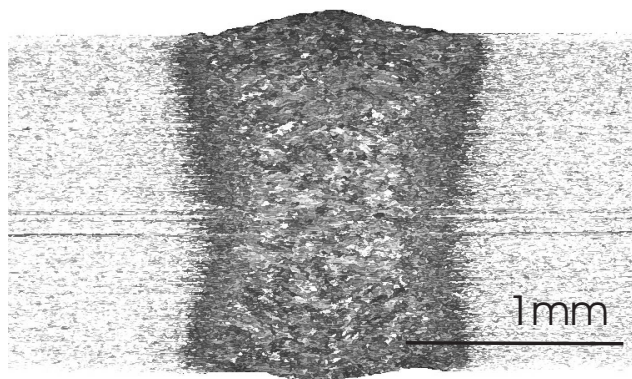
¹² Werkstoffdatenblatt: Dualphasenstahl, Salzgitter AG, Ausgabe 4, 2008

¹³ Dualphasen-Stähle DP-W und DP-K Für die Herstellung komplexer hochfester Strukturelemente ThyssenKrupp Steel AG, 2008

¹⁴ Hensger, K. E.; Hennig, W.; Böcher, T. und Bilgen, C.: Verfahren und Anlage zur Herstellung von Warmband mit Dualphasengefüge, DE10327383B4, 2010



(a) Grundgefüge des DP-W 600
(1000 fache Vergrößerung)



(b) Gefügeausbildung nach dem Laserstrahlschweißen [15]

Abbildung 22: Gefügebilder des DP-W 600 [113]

Es zeigt eine ferritische Grundmatrix (helle Bereiche), in der der Martensit inselförmig und an den Korngrenzen eingelagert ist (dunkle Bereiche). Der umwandelnde Stahl DP-W 600 verändert mit der Wärmeinwirkung des Schweißens seine dualen Eigenschaften, wie in Abb. 22(b) nach einer Laserstrahlschweißung gezeigt ist.

Druckbehälterstähle

In vielen Bereichen der Energie- und Anlagentechnik, insbesondere der Kerntechnik werden plattierte Behälter und Rohrleitungen eingesetzt. Die auf der Innenoberfläche angebrachte austenitische Plattierung dient dem Schutz des ferritischen Grundwerkstoffs vor Korrosion.

Im Rahmen des am Fraunhofer IWM durchgeführten Forschungsprojekts [114] wurde ein ferritischer Druckbehälterstahl des Typs 22NiMoCr 3-7 zweifach plattiert. Die chemische Zusammensetzung des umwandelnden Grundwerkstoffs ist in Tab. 10 gegeben. Der Kohlenstoffanteil liegt knapp unterhalb der Grenze der Schweißbarkeit von 0,23%.

Im Anlieferungszustand war das Material, entsprechend der Vorgehensweise für Reaktor-druckbehälter nach dem Schmieden, mehrstufig wärmebehandelt. Der Werkstoff wurde bei 900°C austenitisiert und anschließend mit Wasser vergütet. Nach dem Spannungsarmglühen nach DIN EN 10052, das bei 650°C über 7,5 Stunden von Y. Sqaizer durchgeführt wurde, erfolgte das Abkühlen an Luft. Die unplattierten und wärmebehandelten Versuchsplatten des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 wurden zweifach unterpulverbandplattiert. Die Plattierungen unterscheiden sich in ihrer chemischen Zusammensetzung hauptsächlich durch den Chromgehalt. Für die erste Plattierung wurde der Werkstoff CN 24/13 NBR 800 BS verwendet. Dieser ist chromhaltiger als der Werkstoff der zweiten Plattierung CrNi 21/10 - BS, um beim Schweißen die lokale Chromverarmung durch Aufmischung mit dem Grundwerkstoff 22NiMoCr3-7 abzumildern und um die Korrosionsbeständigkeit zu gewährleisten. Die chemische Analyse der Schweißwerkstoffe ist in den nachfolgenden Tabellen 11 und 12 aufgelistet. Die Plattierungswerkstoffe sind aufgrund des sehr niedrigen Kohlenstoffgehalts sehr gut schweißbar.

Die Plattierung wurde zweilagig ausgeführt, um einerseits Unterplattierungsrisse zu vermeiden und andererseits eine Umkörnung der Grobkornzone aus der ersten Plattierungslage zu erreichen.

Austenitische Stähle¹⁵

Die Werkstoffe H400 und 316L sowie die oben genannten Plattierungswerkstoffe aus Tab. 11 und Tab. 12 besitzen auch bei Raumtemperatur eine austenitische Gefügestruktur, die sich auf die hohen Nickel- und Chromgehalte zurückführen lässt. Der mikrolegierte Werkstoff H400 wird als Feinblech in der Umformtechnik eingesetzt, da er stark kaltverfestigt. Der metastabile Austenit 316L findet aufgrund seiner erhöhten Beständigkeit gegen Korrosion und Lochfrass Einsatz im chemischen Apparatebau. Die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe ist in Tab. 13 und 14 angeführt. Sie lassen sich aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehalts sehr gut schweißen.

Einsatzstähle^{16,17}

Die Einsatzstähle 16MnCr5 und 17CrNiMo6 sind gemäß DIN 17210 Baustähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Sie sind ohne Randschichthärtung schweißbar. Randschichten werden aufgekohlt oder carbonitriert, während der Kern vergleichsweise weich bleibt¹⁸. Typische Anwendungsgebiete für Einsatzstähle sind Zahnräder, Kugellager oder Pleuel. Die gehärtete Randschicht schützt vor Verschleiß oder Zerstörung durch Stoßbelastungen¹⁹. Der angestrebte Kohlenstoffanteil in der Randschicht beträgt 0,8% bis zu einer Tiefe von 2 mm unterhalb der Oberfläche [115]. Die Randschicht mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt ist nicht mehr rissfrei schweißbar, und muss vor dem Verschweißen abgetragen werden. Dies kann z. B. mechanisch erfolgen. Die chemische Zusammensetzung beider Werkstoffe ist in Tab. 15 und 16 aufgelistet.

3.2 Thermophysikalische Materialdaten

Für die Temperaturfeldberechnung wird die Wärmeleitgleichung mit den Randbedingungen der Wärmeeinkopplung durch die Schweißwärmequelle und der Wärmeabfuhr an die Umgebung sowie Temperaturverteilung als Anfangsrandbedingung gelöst. Die in Gl.1 enthaltenen Größen Wärmeleitfähigkeit λ , Dichte ρ , und spezifische Wärmekapazität c_p sind in Abhängigkeit vom Ausgangsgefügezustand und der chemischen Zusammensetzungen temperaturabhängig anzugeben. Klassifiziert nach un-, niedrig- und hochlegierten Stählen zeigen sie jedoch ein ähnliches Verhalten. Die Klassifizierung wurde von Richter [11] für Wärmebehandlungen bis 800 °C durchgeführt. Mit den nachfolgend vorgestellten Verfahren zur thermischen Analyse können thermophysikalische Materialdaten bis ca. 1200 °C, jedoch nicht bis Schmelztemperatur erfasst werden. Aus der Zusammenstellung der insgesamt 8 untersuchten Werkstoffe aus Tab. 1 wird mit Hilfe von Temperaturfeldsimulationen und -messungen auf die fehlenden Materialdaten geschlossen. Hinweise zur Ableitung ratenabhängiger thermophysikalischer Materialdaten für schweißtypische Aufheiz- und Abkühlung werden aufgezeigt, die mit den Methoden der thermischen Analyse nicht bestimmbar sind.

3.2.1 Verfahren der thermischen Analyse für die Schweißsimulation

Die gebräuchlichsten Verfahren zur Ermittlung von thermophysikalischen Materialdaten für Schweißverbindungen sind in Tab. 2 aufgeführt.

¹⁵ Austenitischer nichtrostender Stahl mit höchster Festigkeit, ThyssenKrupp Nirosta GmbH, 2005

¹⁶ Einsatzstahl / Acier de cémentation 16 MnCr5 / 16 MnCrS 5 ThyssenKrupp Materials Schweiz, 2010

¹⁷ Einsatzstahl / Acier de cémentation 18CrNiMo 7-6 / 17 CrNiMo 6 ThyssenKrupp Materials Schweiz, 2010

¹⁸ Liedtke, D.: Merkblatt 452: Einsatzhärten, Stahl Informations-Zentrum, 2008, S. 1-42

¹⁹ Werkstoff-Datenblatt 16MnCr5 - 16MnCrS5, Saarstahl

Bezeichnung	Messprinzip	Parameter
Differenz-Thermoanalyse (DTA)	Temperaturdifferenz zwischen Probe und Vergleichsprobe	$a \left[\frac{mm^2}{s} \right]$
Differential Scanning Calorimetry (DSC)	Wärmestromdifferenz zwischen Probe und Vergleichsprobe	$c_p \left[\frac{J}{gK} \right]$
Dilatometrie (DIL)	temperaturabhängige Längenänderung	$\epsilon^{th} [-]$

Tabelle 2: Methoden der thermischen Analyse zur Bestimmung von thermophysikalischen Materialdaten [116]

Differenzthermoanalyse (DTA)

Eine zylindrische Probe mit einer Dicke zwischen 1-2 mm, mindestens aber 10 Körnern²⁰ über der Dicke, wird zunächst auf eine homogene Temperatur gebracht. Anschließend wird mit einem definierten Laserimpuls eine Seite der Probe beleuchtet und auf der gegenüberliegenden Seite die Temperaturänderung mittels Sensor (Thermoelement oder Infrarotsensor) gemessen. Die Wärmeleitung wird über die Probendicke betrachtet, die zylindrische Berandung gilt zunächst als adiabat. Als Anfangsbedingung wird die Temperatur auf der Unterseite der Probe durch den Impuls vorgegeben, der eine infinitesimale Schicht erhitzt. Um vorzeitigen Umwandlungen durch die Temperaturüberhöhung des Impulses in der beleuchteten Schicht oder ein Anschmelzen vorzugreifen, darf die eingekoppelte Wärme nicht zu hoch sein. Die Temperaturintervalle zwischen den Messpunkten müssen daher - abhängig vom Material - gering sein. Die Temperaturverteilung über der Probendicke lässt sich als Reihe entwickeln, die in Gl. 15 dargestellt ist [117,118].

$$T(d, t) = T_{\infty} \left(1 + 2 \sum -1^k e^{-\frac{k\pi at}{d}} \right) \quad (15)$$

Wird die Reihenentwicklung nach dem ersten Glied $k = 1$ abgebrochen und die Halbwertszeit ermittelt, bei der 50% der Temperaturänderung ($T/T_{\infty} = 0.5$) gemessen worden sind, so lässt sich aus Gl. 15 die Temperaturleitzahl a bestimmen [118,119]. Werden Strahlungsverluste in Gl. 15 berücksichtigt [120,121], ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$a \cong 1,3194 \frac{d^2}{\pi^2 t_{0,5}} \quad (16)$$

Da sich die Probe aufgrund der anliegenden Messtemperatur ausdehnt, müssen die Messwerte der Temperaturleitzahl in Gl. 16 korrigiert werden. Die Korrektur erfolgt mit gemessenen thermischen Dehnungen. Die Änderung der Probendicke über der Temperatur ergibt sich zu $d_{korrr} = (1 + \epsilon_{th})d$. Ohne Korrektur fallen die Messwerte geringer als mit Korrektur aus. Typische Aufheizgeschwindigkeiten liegen im Bereich von 10 K/min mit einer Standard-Messunsicherheit von $< 5\%$ [122].

Differential Scanning Calorimetry (DSC)

Die DSC Methode wurde aus der DTA Methode abgeleitet. Gemessen wird die Differenz von Wärmeströmen zwischen Heizelement und Probe sowie vom Heizelement zur Vergleichsprobe als Funktion der Zeit anstatt der Temperaturdifferenzen wie bei der DTA Methode. Typische Aufheizgeschwindigkeiten liegen zwischen 5-20 K/min [122] je nach Temperaturbereich mit einer Standard Messunsicherheit von $< 5\%$. Die spezifische Wärmekapazität ist proportional zur aufgenommenen oder abgeführten Wärme und wird direkt gemessen [116].

²⁰ Persönliche Mitteilung von K. Jaenicke-Rößler, Fraunhofer IKTS Dresden

Dilatometriemessungen (DIL)

In Dilatometermessungen werden die Dehnungen erfasst, die sich in der Folge einer Temperaturerhöhung der Probe durch Wärmezufuhr mit einem Ofen ergeben. Aus den thermischen Dehnungen können die Umwandlungspunkte abgelesen werden. Sie äußern sich als nichtlineare Änderung der thermischen Dehnungen nach DIN 51045. Da eine homogene Proben-temperatur mit der Ofenheizung angestrebt wird und die gleichmäßige Durchwärmung der Probe zeitversetzt erfolgt, können Messungen zur thermischen Ausdehnung nur mit geringen Aufheizgeschwindigkeiten $<2\text{K}/\text{min}$ [122] erfolgen. Insbesondere bei Umwandlungen müssen die Temperaturdifferenzen zwischen Ofen und Probe klein genug sein, damit die Probe nicht teilumwandelt. Die thermischen Dehnungen können nur für das Aufheizen thermisch kontrolliert bestimmt werden. Eine unregelmäßige Messung bei Abkühlung erfolgt durch Abschalten der Heizung oder durch aktive Kühlung [116].

3.2.2 Anwendung der Verfahren auf Schweißwerkstoffe

Mit den genannten Verfahren aus Tab. 2 können thermophysikalische Materialdaten für metallische und keramische Materialien mit den genannten Gleichungen bis nahe der Schmelztemperatur ermittelt werden. Die Bestimmung der Daten in der Schmelze ist mit diesen Verfahren nicht möglich. Abhängigkeiten von der Aufheizgeschwindigkeit, die für das Schweißen insbesondere im Bereich der temperaturratenabhängigen Umwandlungen nötig wären, können mit diesen Methoden zur Zeit nicht erfasst werden. Typische Aufheizgeschwindigkeiten der vorgestellten Messmethoden liegen zwischen $2\text{-}20\text{K}/\text{min}$. Aus den Kurzbeschreibungen der Methoden zur thermischen Analyse lässt sich zu jedem Messverfahren eine technische Beschränkung ableiten. Wesentliche Einschränkungen, um temperaturratenabhängige Messungen durchführen zu können, ergeben sich aus den Verfahren DTA und DSC [116]. Die Gründe sind nachfolgend zusammenfasst:

- Die Proben-temperatur muss vor dem Erfassen eines Messpunktes für die Methoden DTA und DIL möglichst homogen sein,
- die auf der Unterseite der Probe eingekoppelte Energie des Laserimpulses bei der DTA bzw. der Differenzwärmestrom vom Ofen zur Probe bei der DIL muss endlich sein, um Umwandlungen und ein Anschmelzen nicht vorwegzunehmen,
- mehr als 10 Körner über der Probendicke sollten vorhanden sein, um makroskopische Effekte erfassen zu können.

Die Wärmeleitfähigkeit kann mit den vorgestellten Methoden nicht erfasst werden. Sie wird aus der Temperaturleitfähigkeit a , die in Abb. 23 für ausgewählte Werkstoffe gezeigt ist, der Dichte und der spezifischen Wärmekapazität zu $\lambda = a\rho c_p$ berechnet. In Abb. 24-28 sind die thermophysikalischen Materialdaten der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe, wie Wärmeleitfähigkeit λ , spezifische Wärmekapazität c_p und Dichte ρ über der Temperatur zusammengefasst.

Temperaturleitfähigkeiten

In Abb. 23 sind die mit der Methode der DTA bestimmten Temperaturleitfähigkeiten ausgewählter Werkstoffe gezeigt.

Die Temperaturleitfähigkeiten der Werkstoffe lassen sich zweifach unterteilen. Zur ersten Gruppe gehören die untersuchten austenitischen Werkstoffe, H400, Cr 24/13 und CrNi 21/10, deren Ergebnisse sich in einem engen Ergebnisstreuband zusammenfassen lassen. Diese Werkstoffe zeigen eine lineare Zunahme der Temperaturleitfähigkeit mit der Temperatur.

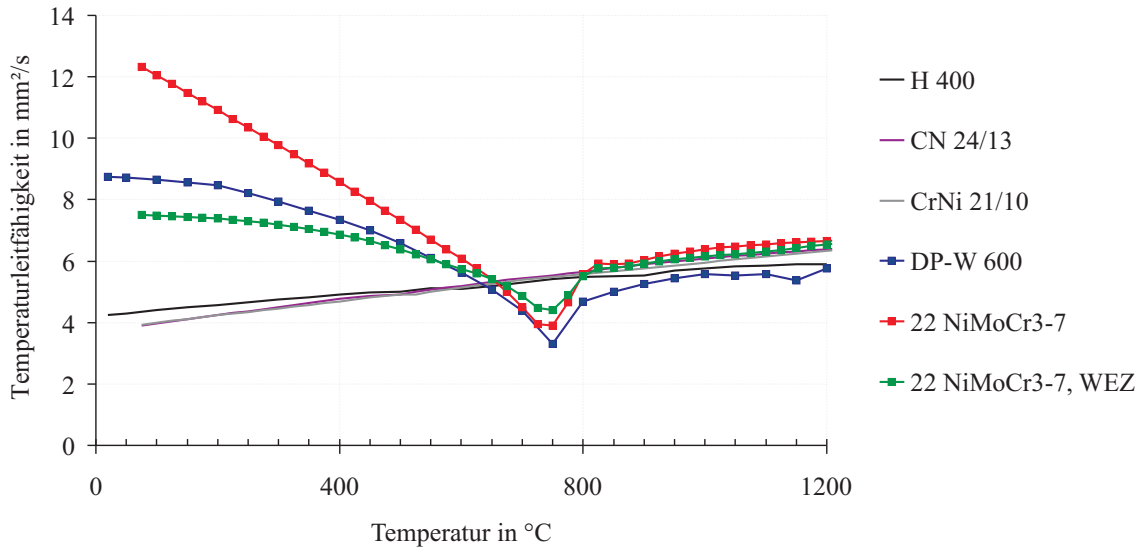


Abbildung 23: Experimentell ermittelte Temperaturleitfähigkeiten verschiedener Werkstoffe

Zur zweiten Gruppe sind die umwandelnden Werkstoffe zu zählen. Bis zum Erreichen eines austenitischen Gefügestands oberhalb A_{c3} weichen die Temperaturleitfähigkeiten erheblich von denen der austenitischen Werkstoffe ab. Bei Raumtemperatur zeigen die umwandelnden Werkstoffe im Vergleich zu den Austeniten eine 2-3fach höhere Leitfähigkeit. Die Leitfähigkeiten fallen zunächst mit steigender Temperatur und erreichen bei A_{c1} ein Minimum. Innerhalb des Umwandlungsintervalls $A_{c1} - A_{c3}$ steigen die Temperaturleitfähigkeiten mit steigender Temperatur bis A_{c3} an und fallen danach in das Streuband der Temperaturleitfähigkeiten der austenitischen Werkstoffe. Nach Ende der Umwandlung zeigen die Werkstoffe beider Kategorien gleiches Verhalten. Die Temperaturleitfähigkeiten nehmen linear mit der Temperatur zu. Da oberhalb A_{c3} keine weiteren Umwandlungen zu erwarten sind, sofern die δ -Ferritbildung vernachlässigt wird, kann die Temperaturleitfähigkeit bis in die Schmelze hinein extrapoliert werden. Dies ist notwendig, da die Leitfähigkeiten nahe dem Schmelzpunkt nicht gemessen werden können. Dass die Extrapolation von Materialdaten zulässig ist, wird in Kap. 5.1 anhand von Temperaturfeldberechnungen gezeigt.

Für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 sind Grundwerkstoff und WEZ der Schweißnaht exemplarisch für umwandelnde Werkstoffe untersucht worden und in Abb. 23 dargestellt. Trotz gleicher chemischer Zusammensetzung sind die Leitfähigkeiten von Raumtemperatur bis zum Ende der Umwandlung deutlich voneinander verschieden. Die Temperaturleitfähigkeiten des Grundwerkstoffes sind annähernd doppelt so hoch wie die der WEZ. Der Gefügestand stellt sich als Folge der Wärmeleitung umwandelnder Werkstoffe ein. Die dadurch beeinflussten Temperaturleitfähigkeiten müssen in der Schweißsimulation gesondert berücksichtigt werden.

Spezifische Wärmekapazitäten

In Abb. 24 sind die spezifischen Wärmekapazitäten der Werkstoffe aus Tab. 2 dargestellt, die nach der Methode der DSC bestimmt wurden.

Wie schon bei den Temperaturleitzahlen lassen sich die Messergebnisse zur spezifischen Wärmekapazität nach dem Gefüge bei Raumtemperatur einteilen. Die hochlegierten austenitischen Werkstoffe H400, 316L, Cr24/13, CrNi 21/10 zeigen mit zunehmender Temperatur eine lineare Zunahme der spezifischen Wärmekapazität und lassen sich erneut in einem engen Streuband zusammenfassen.

Der warmfeste, ebenfalls hochlegierte, aber umwandlungsfähige Stahl 22NiMoCr3-7 sowie der Dualphasenstahl zeigen deutliche Abweichungen von der Linearität. Das nichtlineare

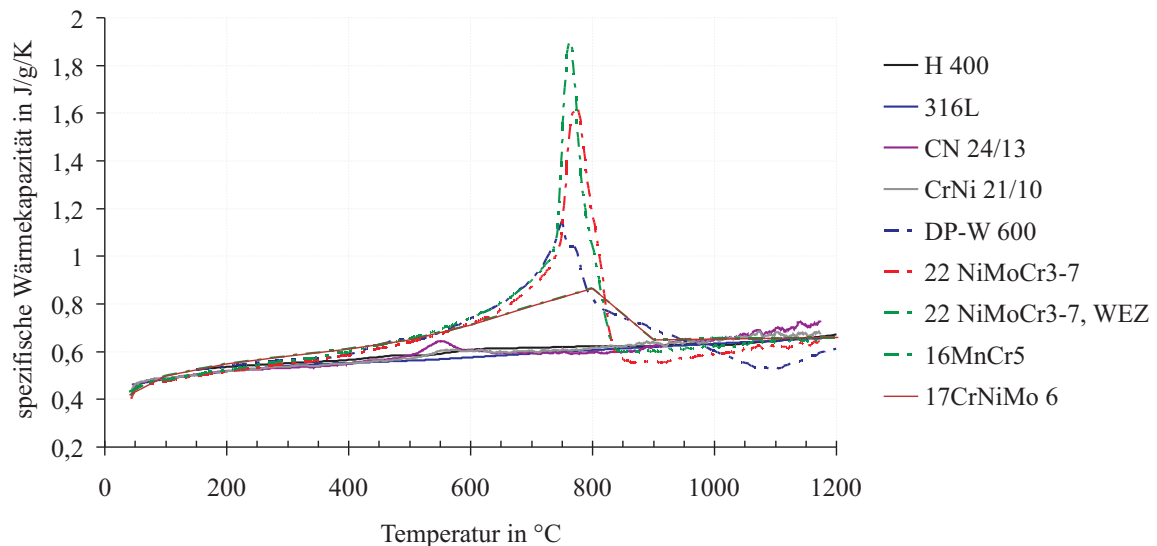


Abbildung 24: Spezifische Wärmekapazitäten von Werkstoffen

Verhalten wird zeigt sich bereits oberhalb von 400 °C und beginnt damit deutlich vor der Umwandlungstemperatur A_{c1} . Für die umwandelnden Werkstoffe ist der Spitzenwert der spezifischen Wärmekapazität dem Beginn der Umwandlung A_{c1} zuzuordnen, wie es in Abb. 25 anhand der Gegenüberstellung von spezifischer Wärmekapazität und thermischen Dehnungen für den DP-W-600 gezeigt ist.

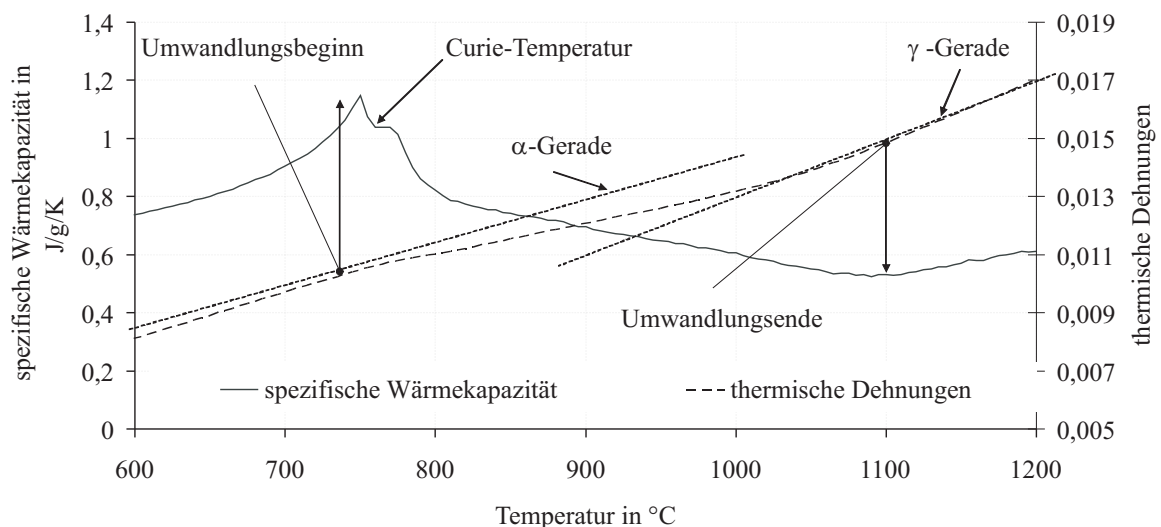


Abbildung 25: Spezifische Wärmekapazität beim Aufheizen des Dualphasenwerkstoffs DP-W600 im Vergleich zu den thermischen Dehnungen für gleiche Aufheizgeschwindigkeiten

Offenbar muss eine Aktivierungsenergie erreicht sein, bevor die $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung beginnen kann. Der Anstieg der spezifischen Wärmekapazität bis A_{c1} entspricht einer endothermen Reaktion²¹. Nach Beginn der Umwandlung fällt die spezifische Wärmekapazität auf das Niveau der austenitischen Werkstoffe ab (exotherme Reaktion, s. DIN 51005). Für alle Werkstoffe oberhalb A_{c3} zeigt sich, wie schon bei den Temperaturleitfähigkeiten, ein gleiches Verhalten. Die spezifischen Wärmen nehmen mit der Temperatur linear zu und lassen sich bis zum Schmelzpunkt extrapolieren. Die Umwandlungstemperatur A_{c3} ist aus den Kurvenverläufen nicht ablesbar.

²¹ DIN 51005: Thermische Analyse (TA) Begriffe (2005)

Der ferromagnetische Dualphasenwerkstoff DP-W600 zeigt eine Besonderheit im Verlauf der spezifischen Wärmen. Er verliert bei der Curie-Temperatur seine ferromagnetischen Eigenschaften zwischen A_{c1} und A_{c3} , die sich als Haltepunkt im Verlauf spezifischer Wärmekapazitäten in Abb. 24 kurz nach Erreichen von A_{c1} zeigen.

Grundwerkstoff und WEZ des Werkstoff 22NiMoCr3-7 zeigen, anders als bei der Temperaturleitfähigkeit in Abb. 23, keine Abhängigkeit vom Ausgangsgefügezustand bei Raumtemperatur [123]. Lediglich der Spitzenwert der spezifischen Wärmen fällt in der WEZ höher als im Grundwerkstoff aus.

Trotz der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und des Anfangsgefüges beginnen die spezifischen Wärmekapazitäten aller untersuchten Werkstoffe bei ca. $0,42 \text{ J}/(\text{gK})$.

Am Werkstoff 22NiMoCr3-7 wurde die spezifische Wärmekapazität auch beim Abkühlen gemessen. Die Messung zeigt die Verschiebung der spezifischen Wärmekapazitäten beim Abkühlen im Vergleich zum Aufheizen in Abb. 26.

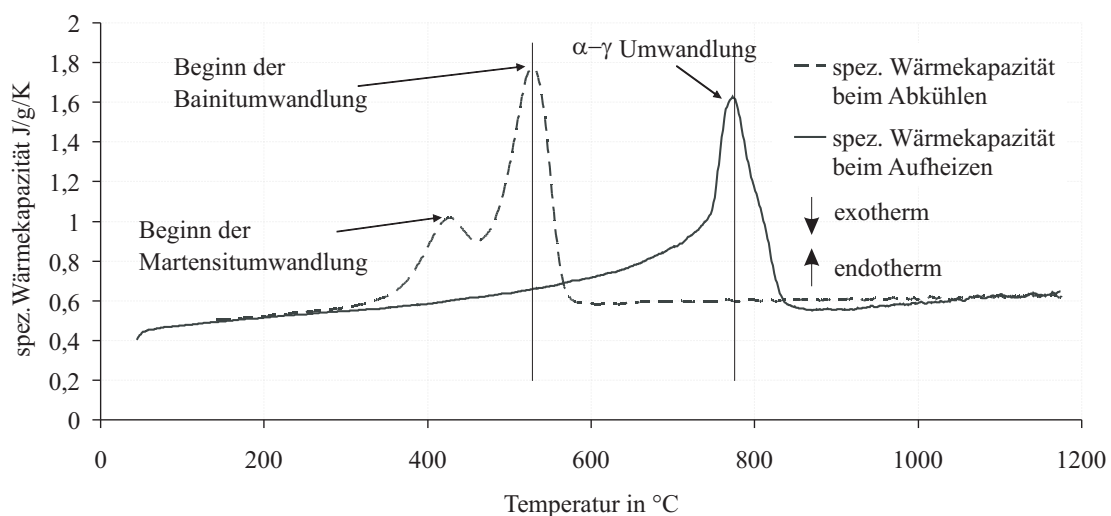


Abbildung 26: Messung der spezifischen Wärmekapazitäten beim Aufheizen und beim anschließenden Abkühlen des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 nach der Methode der DSC

Dichte

In Abb. 27 sind die Dichteänderungen der Werkstoffe aus Tab. 1 dargestellt. Mit zunehmender Temperatur dehnt sich der Werkstoff aus. Mit dem Dilatometer erfasst, lassen sich aus den thermischen Dehnungen die Dichten unter Berücksichtigung des Referenzwertes bei Raumtemperatur bestimmen. Die Referenzwerte, die mit der Auftriebsmethode bestimmt wurden, sind in Standardwerken angegeben. Für die untersuchten Stähle gilt, dass sich die Dichte bei gleichbleibender Masse mit der Temperatur verringert. Die austenitischen Werkstoffe H400, 316L, Cr24/13, CrNi 21/10 zeigen über den gesamten Temperaturbereich ein lineares Verhalten. Die untersuchten umwandelnden Werkstoffe zeigen unterhalb A_{c1} und oberhalb A_{c3} ebenfalls ein lineares Verhalten, im Umwandlungsintervall jedoch ein nichtlineares Verhalten, verursacht durch den temperaturratenabhängigen Wechsel von einer kfz- auf eine kfz-Gitterstruktur [84]. Mit Ausnahme des 16MnCr5 sind die umwandlungsbedingten Dichteänderungen in Abb. 27 als Messwerte für Aufheizgeschwindigkeiten $< 2 \text{ K}/\text{min}$ gezeigt. Für schweißtypische Aufheizgeschwindigkeiten $> 100 \text{ K}/\text{s}$ sind die umhüllenden temperaturabhängigen Dichten exemplarisch für den 16MnCr5 in Abb. 27 eingezeichnet. Die Änderung der Dichte kann während der Umwandlung als Funktion des gebildeten Phasenanteils im

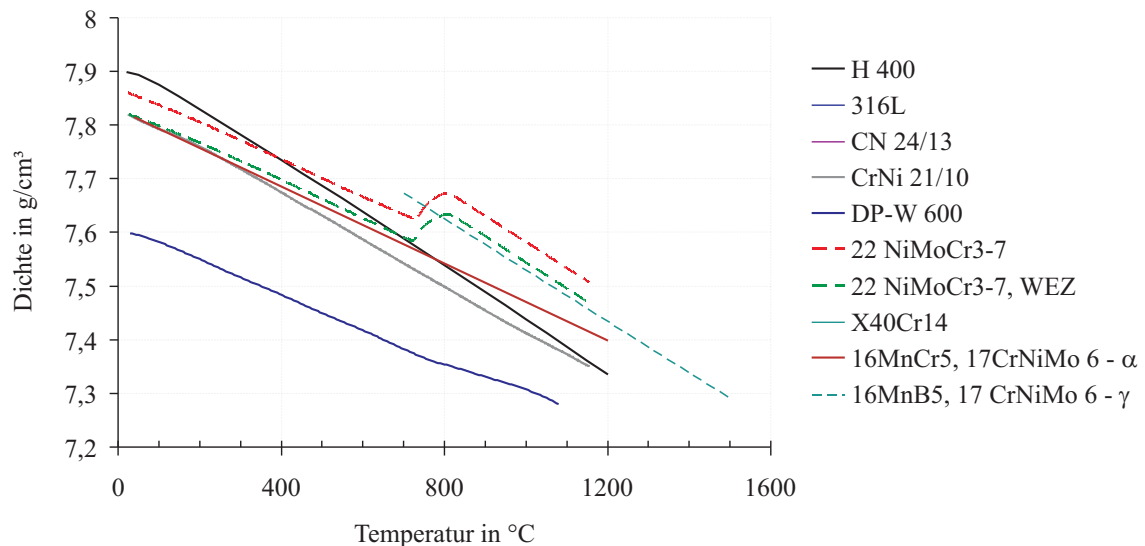


Abbildung 27: Dichteänderung der untersuchten Werkstoffe

temperaturratenabhängigen Umwandlungsintervall mit den Umwandlungskinetiken [8,10,73] beschrieben werden.

Die Dichteabnahme über der Temperatur in kfz-Materialien ist größer als die in krz-Gitterstrukturen. Daher ist die Dichteabnahme umwandelnder Werkstoffe bis zum Erreichen eines austenitischen Zustands geringer als die der austenitischen Werkstoffe. Oberhalb A_{c3} zeigen austenitische und umwandelnde Werkstoffe ähnliche Steigungen.

Wärmeleitfähigkeiten

Aus der Beziehung $\lambda = a\rho c_p$ berechnet sich die Wärmeleitfähigkeit isotroper Werkstoffe. Für austenitische Werkstoffe ergibt sich eine lineare Zunahme der Wärmeleitfähigkeit mit der Temperatur, da Temperaturleitfähigkeiten, spezifische Wärmekapazitäten und Dichten lineares Verhalten aufweisen. Oberhalb der Umwandlungstemperatur A_{c3} fallen die Wärmeleitfähigkeiten aller untersuchten Werkstoffe zusammen. Unterhalb des Umwandlungsbeginns ergeben sich 2 bis 4fach höhere Wärmeleitfähigkeiten im Vergleich zu den Austeniten. Die Wärmeleitfähigkeiten können bis zum Erreichen der Schmelztemperatur extrapoliert werden.

In den Wärmeleitfähigkeiten zeigt sich im Unterschied zu den spezifischen Wärmekapazitäten der Einfluss des Ausgangsgefügezustands sowie der chemischen Zusammensetzung. Die Legierungselemente beeinflussen die Wärmeleitfähigkeit bis zum Erreichen der Umwandlungstemperatur A_{c3} . Erhöhte Gehalte von Chrom und Nickel in austenitischen Werkstoffen zeigen im Vergleich zu umwandelnden Stählen eine herabgesetzte Wärmeleitfähigkeit. [124–128]

Durch die Verknüpfung der Wärmeleitfähigkeit mit der spezifischen Wärmekapazität beginnt ein Anwachsen der Wärmeleitfähigkeit bereits vor der Umwandlungstemperatur A_{c1} . Die maximale Wärmeleitfähigkeit in Abb.28 ergibt sich analog zum Maximum der spezifischen Wärmekapazität zum Beginn der Umwandlung A_{c1} .

Nur die Dichteänderung steht in direktem Zusammenhang mit der Gefügeänderung. Die umwandlungsbedingten Änderungen der Wärmeleitfähigkeiten und der spezifischen Wärmekapazitäten zeigen diesen Zusammenhang nicht. Die Technik umhüllender Geraden zur Berechnung der Änderung der thermischen Dehnungen bzw. der Dichten, die in Abb. 15 dargestellt ist, kann zur Berechnung gefügeabhängiger Wärmeleitfähigkeiten und spezifischer Wärmekapazitäten aus physikalischer Sicht nicht sinnvoll angewendet werden.

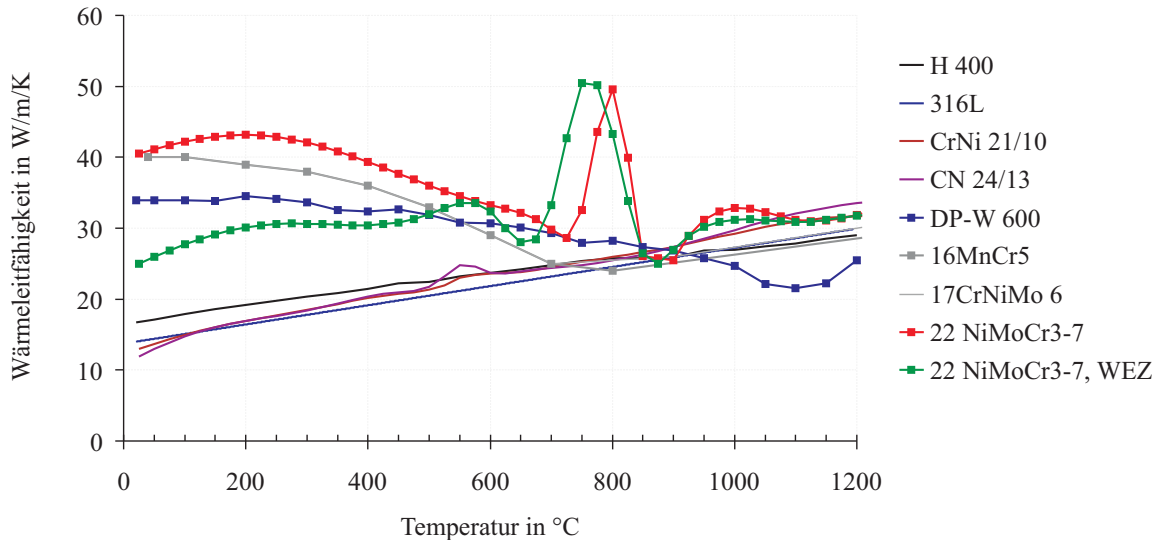


Abbildung 28: Wärmeleitfähigkeiten der untersuchten Werkstoffe

3.3 Thermomechanische Materialdaten

Für Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen werden die Temperaturen in thermische Dehnungen umgerechnet und diese als Last in der mechanischen Analyse angesetzt. Für Berechnungen sind daher neben den thermischen Dehnungen E-Moduln, Streckgrenzen und Querkontraktionszahlen temperaturabhängig anzugeben. Soll das Verfestigungsverhalten berücksichtigt werden, sind zudem wahre Spannungs-Dehnungskurven und ein Verfestigungsmodell anzugeben.

Oberhalb von 800 °C sind experimentelle Messungen der E-Moduln und der Warmstreckgrenzen bzw. wahrer Spannungs-Dehnungskurven technisch schwierig durchzuführen, daher fehlen für die Schweißsimulation diese Angaben oberhalb 800 °C bis nahe dem Schmelzpunkt häufig.

Thermische Dehnungen

Abb. 29 zeigt die im Dilatometer erfassten thermischen Dehnungen über der Temperatur für die Werkstoffe aus Tab. 1. Die thermische Ausdehnung der Werkstoffe bezogen auf Raumtemperatur zeigt Steigungsunterschiede zwischen den austenitischen und umwandelnden Werkstoffe, wie schon für die Dichten über der Temperatur in Abb. 27 gezeigt wurde.

Austenitische und umwandelnde Werkstoffe lassen sich in engen Streubändern zusammenfassen. Während die austenitischen Werkstoffe lineare Ausdehnung bis zur maximalen Mess-temperatur zeigen, so zeigen die umwandelnden Werkstoffe ein lineares Verhalten der Ausdehnungen als Funktion der Temperatur bis A_{c1} und oberhalb A_{c3} . Die Steigungen der thermischen Dehnungen austenitischer Werkstoffe sind bis Umwandlungsbeginn größer als die der umwandelnden Werkstoffe.

Innerhalb des Temperaturbereichs der Umwandlungen sind die thermischen Dehnungen nichtlinear. Die Abnahme des Volumens durch den Wechsel der Gitterstruktur in Richtung erhöhter Packungsdichte führt im Umwandlungsintervall beim Aufheizen zu einer Abnahme und beim Abkühlen zu einer Zunahme der thermischen Dehnungen. Da die Umwandlungspunkte von der Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit abhängig sind, werden die thermischen Dehnungen in Form von umhüllenden Geraden idealisiert, wie für die Werkstoffe 16MnCr5 und 17CrNiMo 6 in Abb. 29 gezeigt wurde. Zwischen den Geraden kann mit Hilfe der Um-

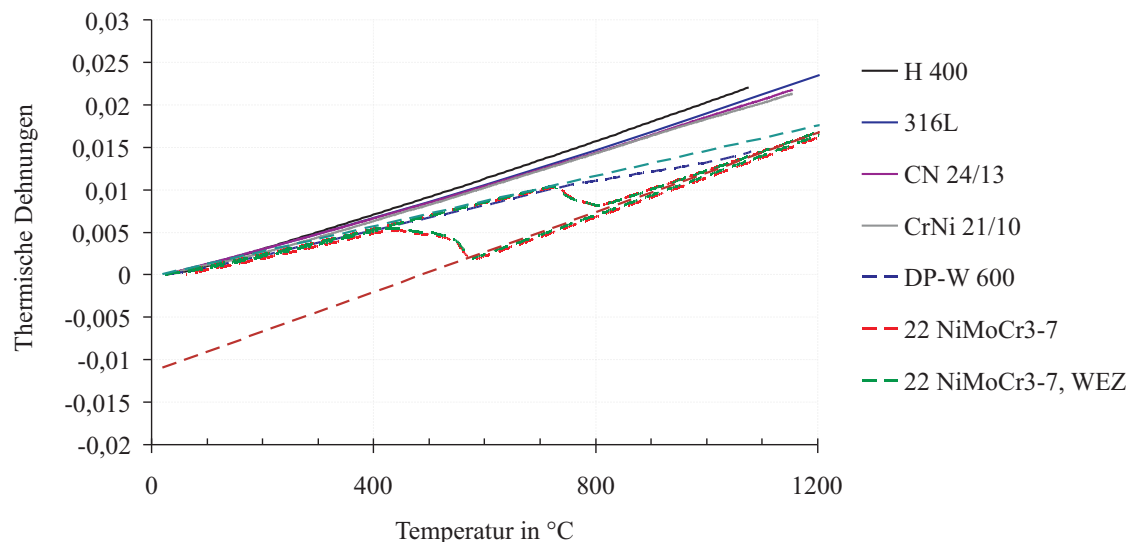


Abbildung 29: Thermische Dehnungen der untersuchten Werkstoffe

wandlungskinetik aus Kap. 2.3 die Änderung der thermischen Dehnungen, wie schon bei den Dichten, interpoliert werden.

Elastizitätsmodul

Abb. 30 zeigt die aus Spannungs-Dehnungsbeziehungen ermittelten E-Moduln als Funktion der Temperatur. Wie bereits für Temperatur- und Wärmeleitfähigkeiten in Abb. 23 und Abb. 28 gezeigt, unterscheiden sich die temperaturabhängigen E-Moduln mit Ausnahme des Werkstoffes 316L durch ihr Umwandlungsverhalten.

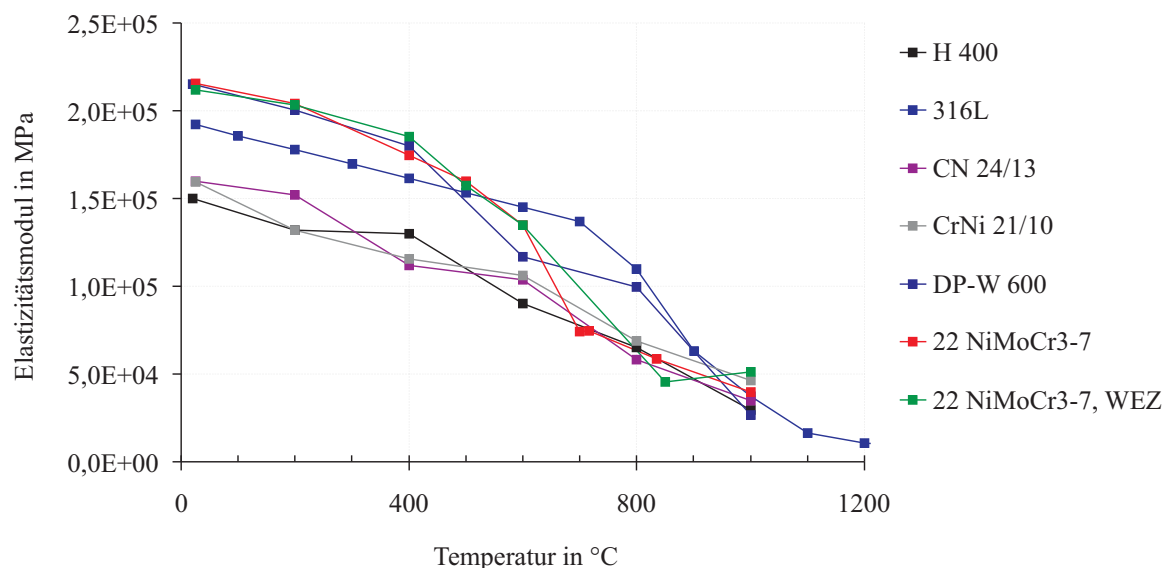


Abbildung 30: Elastizitätsmoduln der untersuchten Werkstoffe

Die austenitischen Werkstoffe H400, CN 24/13 und CrNi 21/10 zeigen eine nahezu lineare Abnahme der E-Moduln mit der Temperatur bis in den Schmelzbereich hinein. Bei Raumtemperatur liegen die E-Moduln mit Ausnahme des 316L ca. 29% unterhalb der E-Moduln der umwandelnden Werkstoffe.

Die umwandelnden Werkstoffe zeigen bis 850 °C eine nichtlineare Abnahme der E-Moduln

mit der Temperatur. Insbesondere oberhalb 400°C bis ca. 850°C nimmt der E-Modul mit der Temperatur stärker als bei den Austeniten ab. Oberhalb 850°C gleichen sich die E-Moduln aller Werkstoffe wieder an, da hier austenitische Gefüge vorliegen. Ein Zuordnung der Abnahme der E-Moduln zur Umwandlungstemperatur A_{c1} lässt sich in Abb. 30 nicht erkennen.

Der E-Modul zeigt sich bei gleicher chemischer Zusammensetzung unabhängig vom Gefügestand, wie die Ergebnisse der WEZ und Grundwerkstoffproben des 22NiMoCr3-7 in Abb. 30 zeigen.

Warmstreckgrenzen

In Abb. 31 sind die Warmstreckgrenzen der untersuchten Werkstoffe gezeigt, die im Rahmen von Zugversuchen ermittelt wurden.

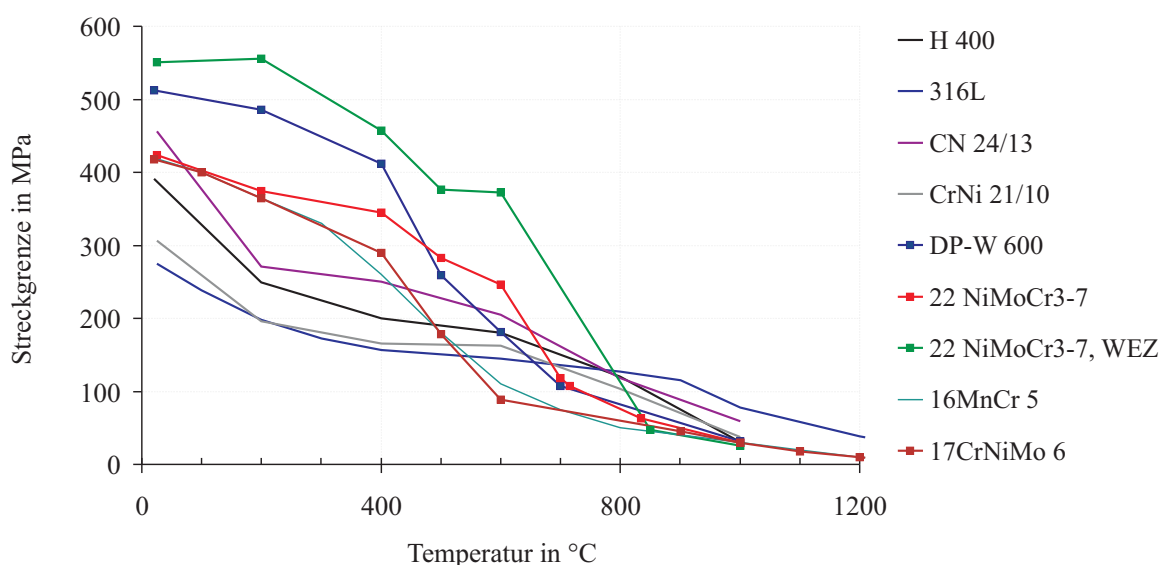


Abbildung 31: Temperaturabhängige Streckgrenzen der untersuchten Werkstoffe

Unabhängig vom Wärmebehandlungszustand und der chemischen Ausgangszusammensetzung zeigen die Werkstoffe eine Abnahme der Warmstreckgrenzen mit der Temperatur [129]. Die temperaturabhängigen Streckgrenzen der Werkstoffe lassen sich nicht eindeutig in austenitische bzw. umwandelnde Werkstoffe untergliedern und zusammenfassen. Mit Ausnahme des 316L zeigen die austenitischen Werkstoffe H400, CN 24/13 und CrNi 21/10 bereits bei Temperaturen oberhalb von 200°C eine deutliche Abnahme der Warmstreckgrenzen, während dieser Abfall der Warmfestigkeit sich bei umwandelnden Werkstoffen zu höheren Temperaturen verschiebt.

Abb. 31 veranschaulicht den Gefüge- bzw. Wärmebehandlungseinfluss auf den Verlauf der Warmstreckgrenzen am Beispiel des Werkstoffs 22NiMoCr3-7. Die bei Raumtemperatur vorliegenden Gefüge von Proben, entnommen aus der WEZ der Schweißnaht des gleichnamigen Werkstoffs, zeigen bis zur Austenitisierung höhere Warmstreckgrenzen als die Proben, die aus dem spannungsarmgeglühten Grundwerkstoff entnommen wurden. Es müssen aufwändige Messungen der temperaturabhängigen Streckgrenzen bzw. Spannungs-Dehnungskurven für die Gefügebereiche der Schweißnaht - Grundwerkstoff - WEZ und Schweißgut ermittelt werden, da die Änderung der Warmstreckgrenzen aufgrund der Gefügeänderung nicht vorhersagbar ist. Der Einfluss der gefügeabhängigen Materialdaten auf das Verzugs- und Eigenspannungsergebnis in numerischen Simulationen wird in Kap. 5.1.1 diskutiert.

4 Untersuchung zur Methodik der numerischen Schweißsimulation

Die numerische Schweißsimulation von Temperaturfeldern, Verzug und Eigenspannungen liefert derzeit Ergebnisse, die ohne experimentelle Validierung u. U. nur bedingt aussagekräftig sind. Die Einzelprozesse des Schweißens, wie die der Schmelzbadströmungen, der Vorgänge im Lichtbogen und der Erstarrung, können in ihrer Komplexität noch nicht geschlossen gelöst werden. Unterschiede zwischen Berechnung und Experiment können auftreten. Eine methodische Vorgehensweise zur mit Experimenten validierten Berechnung von Temperaturfeldern wird vorgestellt, um die Fehlerquellen bei der Bestimmung der Parameter zum Energieeintrag, dem Wärmeverlust und der Zeitschrittweite bei transienten Temperaturfeldberechnungen möglichst klein zu halten. Aus den abgeleiteten Zusammenhängen lassen sich nicht nur mechanische Ergebnisse auf der Grundlage von Temperaturdifferenzen in Temperaturfeldberechnungen bewerten, sondern auch neue Ansätze zur verbesserten Temperaturfeldberechnung ableiten. Die Untersuchungen zur Methodik werden an einer laserblindnahtgeschweißten Aluminiumlegierung durchgeführt. Dieser Werkstoff zeigt keine Umwandlungen. Die thermophysikalischen Materialdaten wurden in einem Forschungsprojekt bis 500°C ermittelt [130] und in [15] veröffentlicht. Die Vorgehensweise ist allgemein gültig und auf Schweißsimulationen übriger Werkstoffe übertragbar, wie in den Fallbeispielen gezeigt ist.

4.1 Experimentelle Methoden zur Validierung von Schweißsimulationen

4.1.1 Temperaturmessungen von Temperaturfeldern

Die derzeit verlässlichste Methode berechnete Temperaturfelder mit experimentellen Messungen zu bestätigen, ist die Messung mit Thermoelementen. Diese sind quer zur Naht und in einer Linie dazu mit der Oberfläche verschweißt. Ein quasi-stationäres Temperaturfeld ergibt sich bei Linienschweißungen, die den größten Teil der Schweißnähte in der industriellen Praxis darstellen, schon nach wenigen Zentimetern Schweißnahtlänge. Diese Länge ist nicht näher zu spezifizieren, da sie vom Schweißverfahren, den thermophysikalischen Materialdaten und der Schweißgeschwindigkeit abhängig ist. Erfahrungswerte an simulierten Plattenschweißungen zeigen, dass bei Nahtlängen > 100 mm Abweichungen zu einer Temperaturfeldberechnung einer Platte mit endlicher oder unendlicher Ausdehnung als untergeordnet anzusehen sind. In diesem quasi-stationärem Bereich sind Thermoelemente für den Vergleich von Messung und Berechnung aufzuschweißen. Dies kann bei beispielsweise durch eine Kondensatorentladung erfolgen.

Ein Temperatur-Zeit-Verlauf, der sich beim Messen quer zur aufgeschmolzenen und wieder erstarrten Naht für das Schmelzschweißen typischerweise ergibt, ist in Abb. 32 gezeigt. Der Temperatur-Zeit-Verlauf ergibt sich als Abwicklung der sich mit der Zeit und dem Messpunkt ändernden Isothermen eines vorbeiziehenden Temperaturfelds. Die Abtastfrequenz zur Messung von Temperaturen über der Zeit sollte 100 Hz oder mehr betragen. Mit den Oberflächentemperaturen kann auf Temperaturen im Material nur mit Hilfe der validierten Temperaturfeldsimulation geschlossen werden. Für die Validierung von FE-Rechnungen wäre die Kenntnis von Temperatur-Zeit-Verläufen im Material wünschenswert. Anstatt gebohrter Messstellen sollten offen messende Thermoelemente auf beiden Seiten des Werkstücks appliziert werden. In Bohrungen eingepasste Mantelthermoelemente reagieren im Vergleich zu offen messenden NiCr-Ni Thermoelementen vielfach träger²² bei gleichzeitig verminderter lokaler Auflösung.

Die geringsten Ansprechzeiten lassen sich mit offen messenden Thermoelementen erzielen,

²² Omega Newport: Metal Sheathed Thermocouple Probe Time Response Study in Water

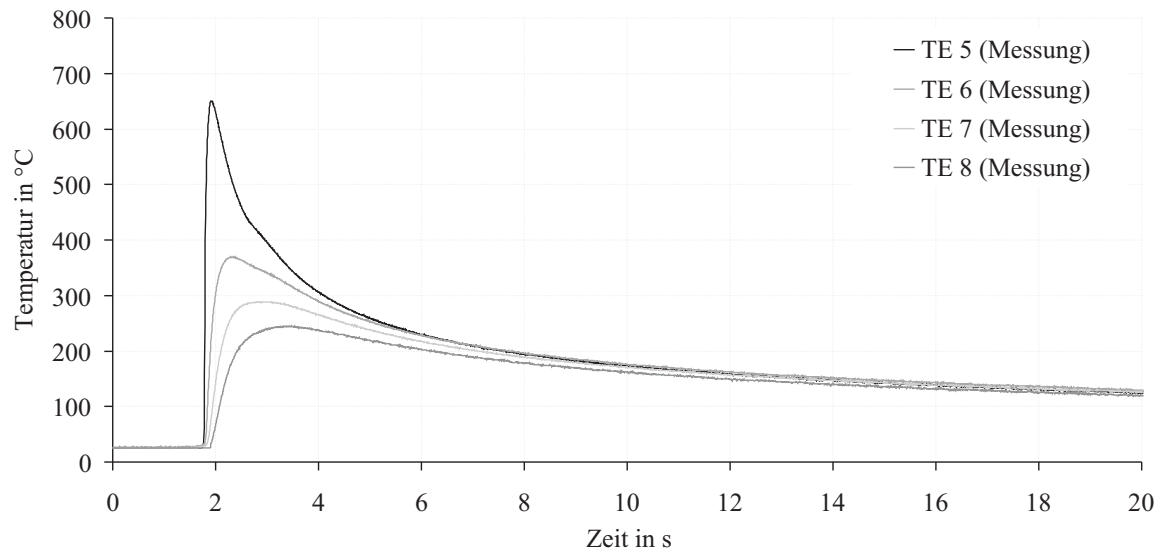


Abbildung 32: Temperatur-Zeit-Verlauf beim Schweißen eines umwandelnden Stahls

die auf die Werkstückoberfläche punktweise aufgeschweißt wurden.²³ Es wurden in allen Versuchen NiCr-Ni Thermoelemente vom Typ K mit Drahtdurchmessern von 0,2 mm verwendet.

Zur Vollständigkeit der Validierungsmöglichkeiten sollen auch Thermographiemessungen angeführt werden, die optisch Temperaturfelder berührungslos erfassen. Aufgrund der Temperaturabhängigkeit und bei metallischen Oberflächen zusätzlich auftretenden Winkelabhängigkeit von Emissionsgraden sind quantitative Messergebnisse schwierig. Das Auftragen einer schwarzen Deckschicht zur Steigerung des Emissionsgrads sowie zur Vermeidung der Winkelabhängigkeit ist für das Schweißen keine Alternative. Die Schicht isoliert und wird im Nahtbereich beim Schweißen zerstört. Hohe Abtastraten, die mit Thermoelementen erfasst werden können, lassen sich für Licht- und Laserschweißprozesse optisch häufig nicht realisieren. Thermographiemessungen liefern doch zumindest qualitative Temperaturverteilungen, um sich einen Überblick über die Schmelzbadgeometrie beim Schweißen zu verschaffen.²⁴

4.1.2 Makroschliffe

Zur Validierung von Schweißnähten werden Makroschliffe quer zur Schweißrichtung angefertigt. Je nach Ätzverfahren zeigen diese den Bereich der erstarrten Schmelze mit der angrenzenden wärmebeeinflussten Zone (WEZ) und den Grundwerkstoff. Daraus lassen sich für die Vernetzung Informationen ableiten, wie fein die WEZ und die Naht vernetzt werden müssen, um die aufgeschmolzene Zone und die Gefügeänderungen in der numerischen Simulation ausreichend gut abbilden zu können. Auch die Form der Schmelzlinien liefert Anhaltspunkte über die auszuwählenden Geometrieparameter der Ersatzwärmequelle zum Abbilden des Wärmeeintrags in Temperaturfeldsimulationen.

Abb. 33 zeigt ein typisches Schliffbild einer Zweilagenschweißung am Werkstoff S690 QL1. Deutlich hebt sich der aufgeschmolzene Bereich von seiner Umgebung ab. Die Erstarrung im Schmelzbad ist gerichtet, und die Körner sind deutlich größer als im feinkörnigen Grundwerkstoff. An die Erstarrungslinie schließt sich die WEZ an, die sich durch hellere Bereiche im Vergleich zum Grundwerkstoff absetzt. Zum Rand der WEZ zeigen sich dunklere Bereiche. Im Grundwerkstoff ist die Grauverteilung einheitlich. Erkalte zeigt sich die maximale

²³ Dunn, J. R.: Thermocouple Transient Response Characteristics Thermal Systems Laboratory, Techreport, 1997

²⁴ Decker, I. und Wiebe, J.: Schweißen mit FEHA CO₂-Lasern, 2005

Ausdehnung der Schmelzisoothermen im Schliffbild. Die zeitliche Änderung der Schmelzisootherme ist daraus nicht abzulesen. Um die Informationen aus dem Schliffbild zur Validierung von Simulationen nutzen zu können, ist ein Vergleich des Schliffbilds mit einer Momentaufnahme der simulierten Schmelzbadgeometrie nur dann erlaubt, wenn diese die maximale Ausdehnung der Schmelzisoothermen darstellt.



Abbildung 33: Makroschliffbilder²⁶ des Werkstoffs S690 QL1 mit artgleichem Zusatzwerkstoff und von links nach rechts mit X, V und DHV-Nahtvorbereitung, Plattendicke 10 mm

Aus Makroschliffen können je nach Anfertigung quer und längs zur Naht die erstarrten Gefügekonturen, Wärmeeinflusszonen und ggf. Grundwerkstoffbereiche sichtbar gemacht und für die Validierung der Schweißsimulation von Nutzen sein. Beim Schweißen häufig auftretende Schuppungen liefern weitere Validierungsmöglichkeiten.

4.1.3 Verzugsmessungen

Über einen Vergleich der Verformungen mehrerer Messpunkte über der Zeit (Weg-Zeit-Verläufe) aus Experiment und Rechnung können die getroffenen Annahmen zum Plastizitätsverhalten, zu Ratenabhängigkeiten, auftretenden Gefügeänderungen und den Eingabedaten validiert werden. Abb. 34 zeigt einen Messrahmen mit eingebauter Probe, der typischerweise für experimentelle Messungen von Weg-Zeit-Verläufen verwendet werden kann. Die im Messrahmen fixierten Wegaufnehmer messen an der Berandung der Probe die Relativverschiebungen mit hoher zeitlicher Auflösung. Die Ergebnisse aus Verformungsmessungen

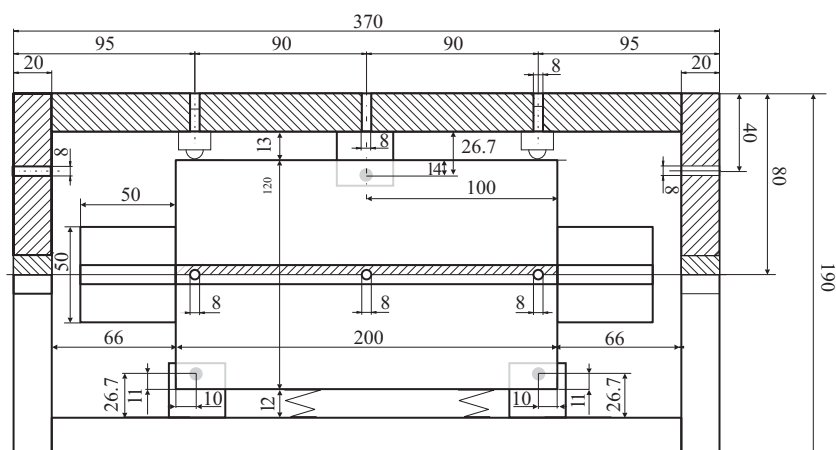


Abbildung 34: Typischer Messrahmen zum Erfassen schweißbedingter Weg-Zeit-Verläufe mit induktiven Wegaufnehmern, Dreipunktauflage und eingebauter Probe

unterliegen jedoch einer gewissen Streuung und sollten idealerweise mehrfach und unter gleichen Versuchsbedingungen ermittelt werden. Abb. 35 zeigt einen typischen Weg-Zeit-Verlauf

²⁶ Helmke, E. und Sternberg, S. Nitalätzung, durchgeführt am Institut für Schweißtechnik der TU-Braunschweig im Rahmen eigener Projektarbeiten [61]

beim Schweißen bis zur vollständigen Abkühlung des Bauteils. Erfasst werden Relativverschiebungen zum Ausgangszustand.

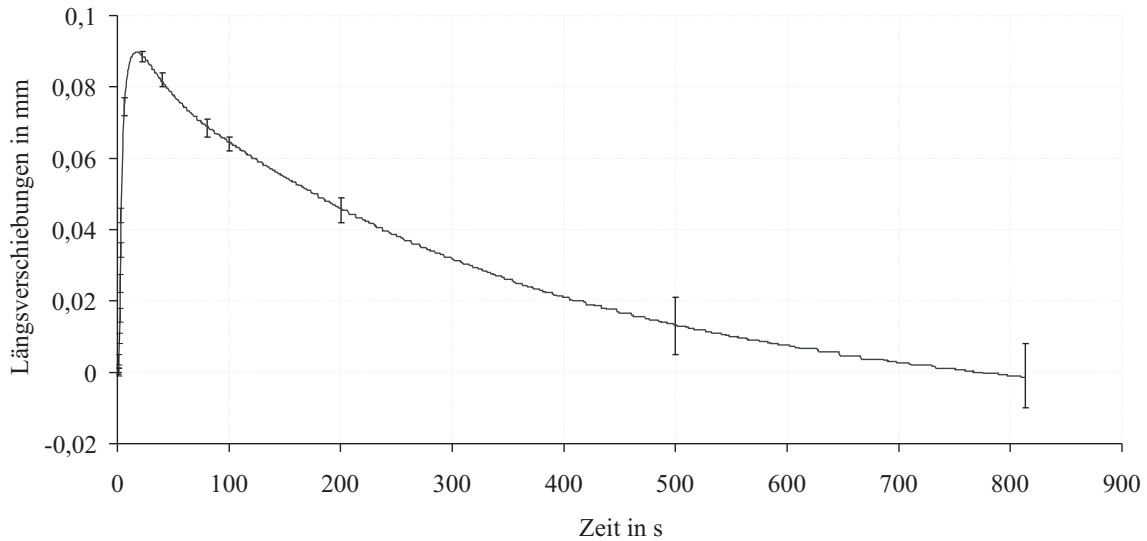


Abbildung 35: Mittelwerte und Streuung gemessener Weg-Zeit Verläufe an dünnwandigen Platten auf Basis der Experimente von [15]

Ebenso eingezeichnet ist die Streuung der Messergebnisse. Die Abweichungen vom Mittelwert aus 5 Weg-Zeit-Verläufen nehmen mit der Zeit bzw. mit fortschreitender Abkühlung zu.

4.2 Methodische Kalibrierung der Ersatzwärmequelle

4.2.1 Zeitschrittweitenoptimierung beim Schweißen

Das detailgetreue Nachrechnen des Temperaturfelds mit bewegter Wärmequelle setzt eine transiente Berechnung voraus. Die Wärmequelle wird im Finite Element-Netz zeit- und ortsabhängig entlang eines definierten Schweißpfads geführt. Da die Methode der FE eine Diskretisierung voraussetzt, kann die Wärmequelle nicht kontinuierlich, sondern nur in konstanten oder variablen Zeitschritten bewegt werden. Für eine in Schweißrichtung konstante Elementkantenlänge e_{elem} ergibt sich für eine konstante Schweißgeschwindigkeit ein Zeitschritt zu $\Delta t = e_{elem}/v_s$. Dies entspricht einer Bewegung der Wärmequelle von Knoten zu Knoten. Mit der notwendigen Netzfeinheit im Nahtbereich führt diese Vorgehensweise zu entsprechend vielen Lastschritten.

Um die Rechenzeiten zu reduzieren, werden alternativ zur konstanten Zeitschrittweite in FE-Codes automatische Zeitschrittinkrementierer eingesetzt. Die richtige Wahl der Zeitschrittinkremente in transienten Berechnungen bleibt für das Schweißen schwierig²⁷, weil sich die Wärmequelle bewegt und zugleich die Materialeigenschaften temperatur-, raten- und phasenabhängig sein können. Wie nachfolgend gezeigt wird, kann die Bestimmung der variablen Zeitschrittinkremente zeitaufwändiger und das Berechnungsergebnis im Vergleich zu konstanter Zeitschrittweite ungenauer sein, als dies zu erwarten wäre. Die Abweichungen in den Rechenergebnissen dieser beiden Vorgehensweisen - konstante und variable Zeitschrittweite - sind überraschend hoch. Die Methode der variablen Zeitschrittweite soll im Folgenden an einer Laserblindnahtschweißung mit den Materialdaten des DP-W 600 aus Kap. 3.2 untersucht werden.

Mit automatischen Zeitschrittinkrementierern wird das nächste Zeitinkrement aus zwei berechneten und aufeinander folgenden Zeitschritten mit $\psi_t = 1$ abgeschätzt, so dass das letzte

²⁷ ESI-GmbH: Systus 2008 Heat Transfer Manual

Zeitinkrement zunächst auch für den nächsten Zeitschritt verwendet wird.

$$\Delta t_{n+1} = \Delta t_n \psi_t = (t_n - t_{n-1}) \psi_t \quad (17)$$

Für den darauf folgenden Zeitschritt werden die Temperaturen anhand der aktuellen letzten Lösung T_n für jeden Knoten zum Zeitpunkt t_n linear vom 0,5 fachen bis zum 1,5 fachen des Zeitinkrements aus Gl. 17 extrapoliert. Dabei gilt:

$$\begin{aligned} T_{t_n + \frac{1}{2}\Delta t_n} &= T_n + \dot{T}_n \frac{1}{2} \Delta t_n \\ T_{t_n + \frac{3}{2}\Delta t_n} &= T_n + \dot{T}_n \frac{3}{2} \Delta t_n \end{aligned} \quad (18)$$

Die Extrapolation wird als explizite, implizite oder halb-implizite Abschätzung der Anfangsbedingung des nächsten Zeitschritts verstanden und ist in Gl. 19 dargestellt. Für $\nu = 0$ ergibt sich aus Gl. 19 eine explizite Lösung, während sich für $\nu = 1$ eine implizite Lösung ergibt. Halbexplizite Lösungen ergeben sich für Zwischenwerte $0 < \nu < 1$. Für $\nu = 0,5$ wird die Abschätzung der nächsten Anfangsbedingung zur Finiten Differenz nach Crank-Nicolson, während sich für $\nu = 0,66$ die Abschätzung nach Galerkin ergibt.

$$\frac{T_{n+1} - T_n}{t_{n+1} - t_n} = (1 - \nu) \dot{T}_n + \nu \dot{T}_{n+1} \quad (19)$$

Um die Abweichungen zwischen exakter Lösung und Extrapolation bewerten zu können, werden zu den Zeitschritten $t_n + \frac{1}{2}\Delta t_n$ und $t_n + \frac{3}{2}\Delta t_n$ die exakten Lösungen $T_{t_n + \frac{1}{2}\Delta t_n}$ und $T_{t_n + \frac{3}{2}\Delta t_n}$ berechnet und mit den extrapolierten Lösungen aus Gl. 18 verglichen.

Überschreiten die Temperaturabweichungen die vorab definierte erforderliche oder effektive Genauigkeit, wird das Zeitinkrement mit dem Wichtungsfaktor ψ_t aus Gl. 17 verkleinert, beim Unterschreiten entsprechend vergrößert. Das gesuchte Zeitinkrement ergibt sich zu: $\Delta t_{n+1} = \Delta t_n \psi_t$. Zur Berechnung der Zeitschrittinkremente werden in SYSWELD fünf Einzelkriterien angewandt.

ϵ_f	Konvergenzfaktor
ϵ_c	erforderliche Genauigkeit nach halbem Zeitschritt
ϵ_p	effektive Genauigkeit
k_c	Faktor zum Verkleinern der Zeitschritte bei Nichtkonvergenz
k_p	Faktor zum Vergrößern der Zeitschritte

Durch die Berechnungen zu den Zeitpunkten $t_n + \frac{1}{2}\Delta t_n$ und $t_n + \frac{3}{2}\Delta t_n$ werden im Vergleich zu der elementabhängigen Vorgehensweise zwei zusätzliche Rechnungen nötig. Dieser Mehraufwand führt nur dann zu einer Einsparung von Rechenzeiten, wenn sich der berechnete Zeitschritt im Vergleich zu konstanter Zeitschrittweite mindestens um den Faktor 3 erhöht. Für das Aufheizen oder Abkühlen von Bauteilen ohne bewegte Wärmequellen zeigt sich diese Methode als effektiv. Während des Schweißens führt diese Technik nicht immer zur gewünschten Rechenzeiterparnis. Für das betrachtete Beispiel liegt der Zeitbedarf mit automatischer Zeitschrittinkrementierung im Vergleich zu konstanter Zeitschrittweite bis zu vierfach höher, wie der Tab. 3 zu entnehmen ist. Zur Berechnung wurden die empfohlenen Parameter des Programms SYSWELD verwendet.

Werden die Spitzentemperaturen von Temperatur-Zeit-Verläufen entlang der Schweißnaht über der Schweißnahtlänge aufgetragen, so zeigt sich bei automatischer Zeitschrittwahl in Abb. 36 eine weitere Problematik:

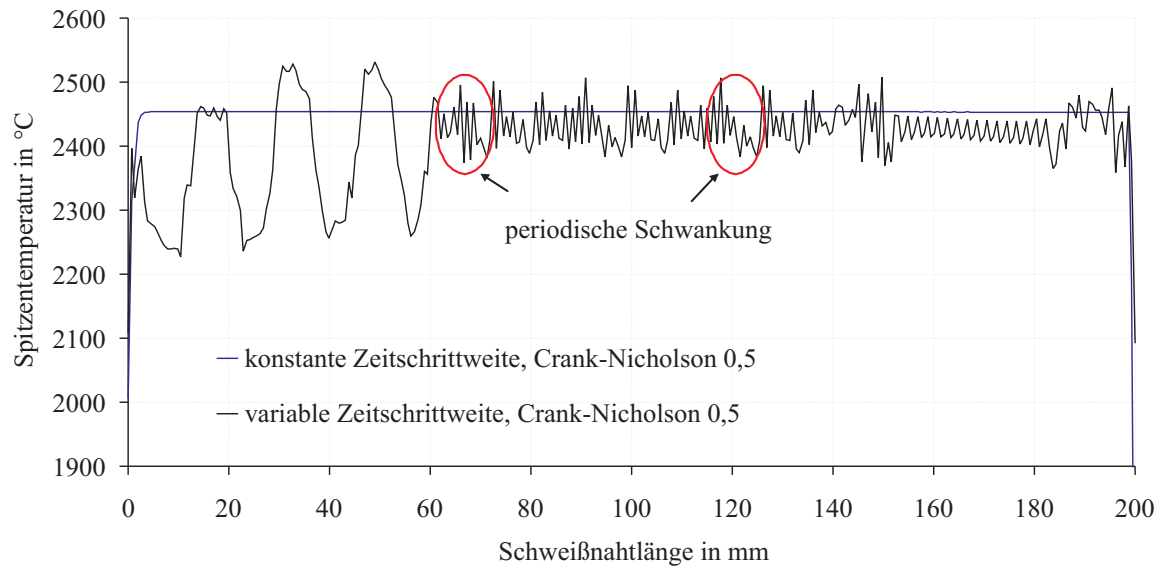


Abbildung 36: Berechnete Spitztemperaturen für konstante und variable Zeitschrittweiten

Während in Abb.36 mit konstanter Zeitschrittweite bereits nach wenigen Lastschritten eine konstante Spitztemperatur in Schweißnahtmitte entlang der Schweißnaht erreicht werden kann, zeigen die Spitztemperaturen entlang der Schweißnaht bei der Verwendung variabler Zeitinkremente Schwankungen, die periodisch auftreten. Insbesondere im ersten Drittel der Schweißnaht weichen die Ergebnisse stark von der Lösung mit konstanter Zeitschrittweite ab. Mit voranschreitender Schweißnahtlänge schwanken die erreichten Spitztemperaturen um die konstanten Werte der Lösung mit konstanter Zeitschrittweite. Schwankungen in den Spitztemperaturen und entlang der Schweißnaht entsprechen nicht dem quasi-stationären Verhalten von Temperaturfeldern nach Rykalin und Rosenthal [13, 19, 34].

Zeitschrittweite	konstant			variabel		
Mittlere Temperatur zwischen 10 mm und 190 mm Schweißnahtlänge						
Mittelwert [°C]		2453	2283	2416	2383	2343
Max. Abw. v. Mittel zwischen 10 mm und 190 mm Schweißnahtlänge						
Maximum [°C]		+0,05	+0,2	+116	+93	+98
Min. Abw. v. Mittel zwischen 10 mm und 190 mm Schweißnahtlänge						
Minimum [°C]		-0,08	-0,3	-144	-136	-223
ν aus Gl. 19	0	0,5	0,66	0,5	0,66	1
Zeitbedarf in %	100,3%	100%	120,5%	266,2%	304,57%	396,86%

Tabelle 3: Zeitbedarf von Zeitschrittinkrementierern im Vergleich zur konstanten Zeitschrittweite für Netze mit konstanter Elementierung in Schweißrichtung und deren Einfluss auf die Spitztemperaturen entlang des Schweißpfads

Die Schwankungen in der Spitztemperatur, wie in Tab.3 angeführt, ändern die Schmelzbadgeometrie von Zeitschritt zu Zeitschritt. Die Abhängigkeit der Verzüge und der Eigenspannungen als Folge der Schmelzbadgeometrie wird in Kap.4.2.4 beispielhaft für eine Aluminiumlegierung diskutiert. Allen Berechnungen der nachfolgenden Kapitel liegen daher elementabhängige Zeitschrittweiten zugrunde. Dabei wird sich auf die Vernetzung der Elemente bezogen, die den Schweißnahtbereich abbilden.

4.2.2 Ersatzwärmequelle

Anpassungen des Temperaturfelds an Messungen wären hinfällig, wenn die Energieeinkopplung in das Material, der Wärmetransport durch Konvektion und Strömung, Materialdaten im Schmelzintervall Solidus/Liquidus und darüber hinaus, Aufschmelz-, Mischungs- und Erstarrungsvorgänge, Lichtbogendruck, Reflexionen an der Plasmawand und weitere Einflussgrößen hinreichend genau bekannt wären. Es existieren Einzellösungen, selbst-konsistente Modelle sind jedoch seit vielen Jahren Gegenstand der Forschung. Alternativ wird versucht, diese Effekte mit einer Ersatzwärmequelle zusammenfassend zu beschreiben, deren Parameter an Messungen angepasst werden. Ziel der Ersatzwärmequellenmodellierung ist eine Berechnung des Temperaturfelds, validiert durch gemessene Temperatur-Zeit-Verläufe und Makroschliffe, wie in Kap. 4.1 beschrieben, um die Wärmewirkung des Schweißens auf Gefügeänderungen, Verzug und Eigenspannungen möglichst genau abbilden zu können. Generell wird für den Energieeintrag in der numerischen Schweißsimulation - unabhängig vom verwendeten Code - ein Geometrie Körper definiert, innerhalb dessen eine Leistung bzw. ein Wärmestrom verteilt auf Integrationspunkte aufgebracht wird. Je nach Betrachtungsweise kann dann der Geometrie Körper durch das Modell (Lagrange) oder das Modell durch den Geometrie Körper (Euler) wandern. In den durchgeführten Fallbeispielen wurde für das Laser-, Metallaktivgasschweißen (MAG) und Wolframinertgasschweißen (WIG) eine konische Form als Geometrie Körper verwendet, die durch das Modell bewegt wird. Für das Bandplattieren wurde ein quer liegender Halbzylinder als Körper angesetzt.

Innerhalb des selektierten Volumens wird die Leistung verteilt. Gl. 20 beschreibt die Wärmestrom- bzw. Leistungsdichte $q_r(x, y)$ gaussverteilt innerhalb einer Kreisfläche mit dem Radius r_f und den charakteristischen Parametern, dem Wirkungsgrad η_e , der eingekoppelten Leistung P und dem Fokaldurchmesser r_f nach Radaj und Sudnik [131]. Die zu verteilende Leistungsdichte q_r ist gesucht.

$$q(x, y) = \frac{2\eta_e P}{\pi r_f^2} e^{\left(-\frac{2r^2}{r_f^2}\right)} = q_r(x, y) e^{\left(-\frac{2r^2}{r_f^2}\right)} \quad (20)$$

Wird die beaufschlagte Fläche mit der Tiefe geändert, so kann mit $r_f = f(z)$ und $q_r = f(z)$ eine abnehmende Tiefenverteilung entsprechend des Schweißprozesses erzielt werden. Die Verteilung in der Tiefe kann von den Erstarrungslinien des Schweißguts eines Makroquerschliffs einer geschweißten Naht, wie in Abb. 33 gezeigt, angepasst werden.

Die Größe des Geometrie Körpers sowie deren Energieverteilung im Inneren beeinflussen das Temperaturfeld. Aus den oben genannten Gründen ist der Geometrie Körper stets größer als das tatsächlich beim Schweißen mit Wärme beaufschlagte Volumen (z. B. Keyhole beim Laser- oder Elektronenstrahlschweißen), jedoch kleiner als die geschmolzene Zone selbst. Für die Ermittlung der Geometrie Parameter sind in der Literatur keine wissenschaftlich begründeten Regeln bekannt. Als Erfahrungswert aus berechneten Fallstudien dieser Arbeit liefern selektierte Volumen in der radialen Ausdehnungen zwischen 50% und 66% für Laser, MAG und WIG-Schweißverfahren bezogen auf die Schmelzbadbreite beste Ergebnisse. Das aufgeschmolzene Volumen direkt mit Schmelztemperatur zu belasten und danach abzukühlen, stellt eine weniger geeignete Methode für das detailgetreue Abbilden transientscher Schweißungen dar, da sich durch den Wärmefluss die Schmelzisoothermen noch weiter ausdehnen können.

4.2.3 Anpassung der Leistungsdichte

Zusätzlich zu den geometrischen Parametern der Ersatzwärmequelle und den Materialdaten sind die zu verteilende Leistungsdichte sowie die Wärmeverluste durch Konvektion und

Strahlung anzupassen. Die Leistungsdichte kann in den Berechnungen nur an Knotenpunkten mit Messpunkten von Temperatur-Zeit-Verläufen kalibriert werden. Der Wärmeverlust aus Strahlung und Konvektion wird für die Berechnung, wie in Gl. 21 beschrieben, angenommen. Allerdings sind die temperaturabhängigen Emissionskoeffizienten $\epsilon(T)$ und $\alpha(T)$ nur näherungsweise bekannt.

$$\dot{q}_{konv+str} = \dot{Q}_{konv+str}/A_{\Gamma} = \epsilon(T)\sigma_b(T_{\Gamma}^4 - T_{\infty}^4) + \alpha(T)(T_{\Gamma} - T_{\infty}) \quad (21)$$

Anpassung des Wärmeeintrags mit adiabaten Rechnungen

Leistungsdichte q_r aus Gl. 20 und Wärmeübergang $q_{konv+str}$ aus Gl. 21 beinhalten Parameter einer Temperaturfeldberechnung, die gleichzeitig angepasst werden müssen. Eine falsche Anpassung des Wärmeübergangs an Messungen würde zu falsch berechneten Spitzentemperaturen nahtnaher Temperatur-Zeit-Verläufe bei sonst guter Anpassung der Temperatur-Zeit-Verläufe nahtferner Thermoelemente quer zur Naht führen und umgekehrt. Die Berechnung des Temperaturfelds nach Gl. 1 ist als Wärmeleitproblem und nicht allein als Wärmeübergangsproblem zu verstehen. Deshalb ist die Anpassung der Leistungsdichte q_r vor der Anpassung der Wärmeverluste $\dot{q}_{konv+str}$ durchzuführen.

Soll die Leistungsdichte der Ersatzwärmequelle über Temperaturfeldmessungen kalibriert werden, ist zunächst der Einfluss der Wärmeverluste auf die Messung von Temperatur-Zeit-Verläufen in unterschiedlichen Abständen und quer zur Naht zu analysieren. Die Analyse kann nur numerisch durchgeführt werden, da adiabate Rechnungen mit nicht-adiabaten Rechnungen verglichen werden können, um daraus auf die Anteile des Wärmeverlusts durch Strahlung und Konvektion beim Aufheizen und Abkühlen schließen zu können. Für Knotenlösungen der Temperaturfeldsimulation quer zur Naht sind die Differenzen in den Spitzentemperaturen zwischen nicht-adiabater und adiabater Rechnung auf der linken und die Aufheizzeiten bis zum Erreichen der Spitzentemperatur auf der rechten Ordinate über der Entfernung zur Naht aufgetragen, s. Abb. 37.

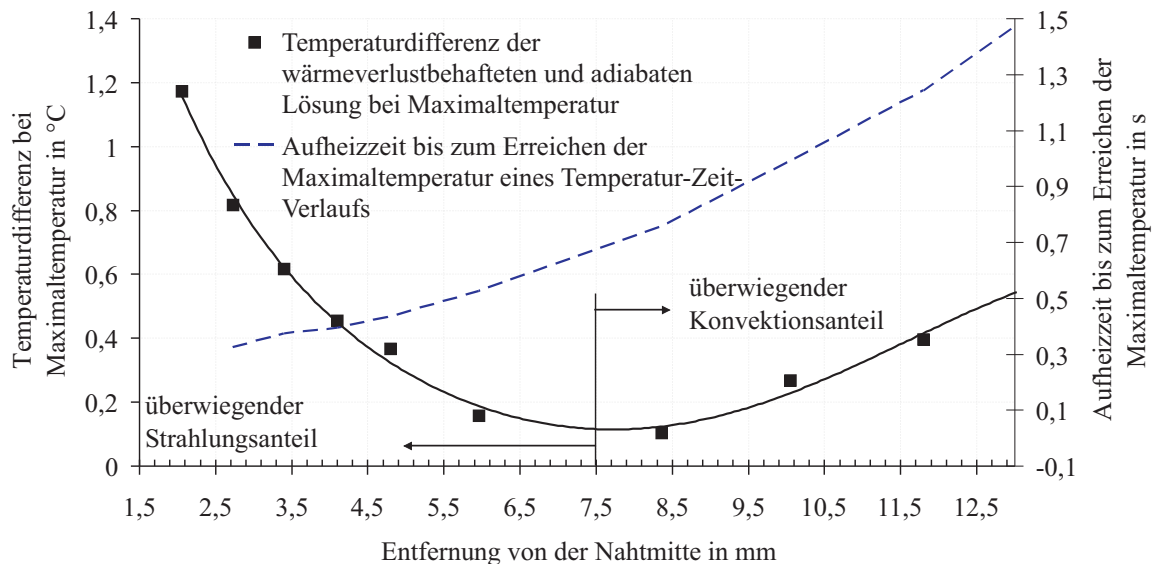


Abbildung 37: Wärmeverluste von Temperatur-Zeit-Verläufen bei Erreichen der Spitzentemperatur am Beispiel einer Laserblindnahtschweißung

Die zu verteilende Leistungsdichte q_r , wird im Temperatur-Zeit-Verlauf bis zum Erreichen der Maximaltemperatur sichtbar. Der Werkstoff erwärmt sich von Raumtemperatur auf Maximaltemperatur innerhalb der Aufheizzeit. Diese ist - je nach Schweißverfahren - kurz für

Mess- oder Knotenpunkte nahe der Naht und vergrößert sich mit zunehmendem Abstand. Am Beispiel zweier Temperatur-Zeit-Verläufe einer Temperaturfeldberechnung ergeben sich bis zum Erreichen der jeweiligen Spitztemperatur Aufheizzeiten von 0,3 s in 2,1 mm und 2,9 s in 50 mm Entfernung zur Naht.

Der Anteil des Wärmeverlusts durch Strahlung steigt mit der vierten Potenz der Temperatur, während der Wärmeverlust durch Konvektion linear proportional zur Temperatur ist, wie Gl. 21 zeigt. Mit zunehmender Entfernung zur Nahtmitte nimmt der Anteil des Wärmeverlusts durch Strahlung ab, während der konvektive Wärmeverlust zunimmt. Es kann zwischen beiden Wärmeverlustarten einen Übergangsbereich geben, innerhalb dessen der Strahlungsanteil aufgrund niedrigerer Spitztemperaturen gering ist und gleichzeitig die Aufheizzeit so kurz ist, dass eine nennenswerte konvektive Wärmeabfuhr nicht stattfinden kann. Der Strahlungsanteil am Wärmeverlust nimmt erwartungsgemäß mit zunehmendem Abstand zur Naht ab. Das Minimum der Wärmeverluste aus Konvektion und Strahlung beträgt weniger als 0,2 K in ca. 7,55 mm Entfernung zur Nahtmitte der Schweißnaht. Danach nehmen die Differenzen wieder zu, weil die Aufheizzeiten ausreichend lang sind, um den Aufheizast im Temperatur-Zeit-Verlauf im Vergleich zur adiabatischen Lösung signifikant abzusenken.

Für die Anpassung der Leistungsdichte in Temperaturfeldberechnungen mit Thermoelementmessungen wäre der Temperatur-Zeit-Verlauf des Thermoelements auszuwählen, der im Minimum der Wärmeverluste nach Abb. 37 liegt. Im Fall der laserblindnahtgeschweißten Aluminiumlegierung läge dieses Element 7,55 mm von der Schweißnahtmitte entfernt.

4.2.4 Anpassung der Schmelzbadgeometrie

Nach Anpassung der Leistungsdichte q_r an die Spitztemperatur eines Referenzthermoelements und der Anpassung der Wärmeverluste können berechnete Temperatur-Zeit-Verläufe mit Messungen im Vergleich diskutiert werden. Dies soll am Beispiel einer laserblindnahtgeschweißten Aluminiumlegierung, wie im vorangegangenen Abschnitt eingeführt, weiterverfolgt werden. Abb. 38 zeigt den Vergleich von berechneten und gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen in unterschiedlichen Abständen zur Naht. Die Leistungsdichte der Laserquelle für die Temperaturfeldsimulation mit berücksichtigten Wärmeverlusten wurde an die experimentellen Messergebnisse der Temperatur-Zeit-Verläufe des Thermoelements T4 angepasst, an dem Konvektions- und Strahlungsverluste minimal sind. Die Parameter zur den Wärmeverlusten wurden in weiteren Rechnungen an die experimentellen Daten angepasst.

Die Abweichungen von Messung und Simulation in Abb. 38 sind im Gegensatz zu Temperaturfeldberechnungen von austenitischen Werkstoffen typisch für Temperaturfeldberechnungen an umwandelnden Werkstoffen und geschweißten Aluminiumlegierungen. Die Spitztemperaturen in den Rechnungen überschreiten die Maximaltemperaturen der Messungen umso mehr, je näher die Knotenpunkte an der Schmelzlinie liegen. Die berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe kühlen im Vergleich zu den Messungen (durchgezogene Linien) zu schnell ab, während zu hohe Spitztemperaturen berechnet werden. Aus diesem Zusammenhang heraus entwickelte Goldak die Doppelhalbellipse, eine Geometriefunktion, in der für die Bereiche der Aufheizung und Abkühlung jeweils eine eigene Wärmequellenverteilung vorgegeben werden kann. Die kleinere der beiden Halbellipsen bestimmt die Aufheizung, während die zweite nachgeschaltete und größere Halbellipse den Abkühlverlauf beschreibt und verlängern soll. Es gelang jedoch nicht, Aufheizung und Abkühlung mit Messungen exakt abzugleichen [110]. Der Fehler in der aufgeschmolzenen Zone zwischen den Rechnungen und den Experimenten seiner elektronenstrahlgeschweißten Bleche liegt nach eigenen Angaben bei 20%.

Den noch fehlenden Zusammenhängen zu hoch berechneter Spitztemperaturen bzw. denen zu schnell berechneten Abkühlungen auf Verzüge und Eigenspannungen wird hier nachgegan-

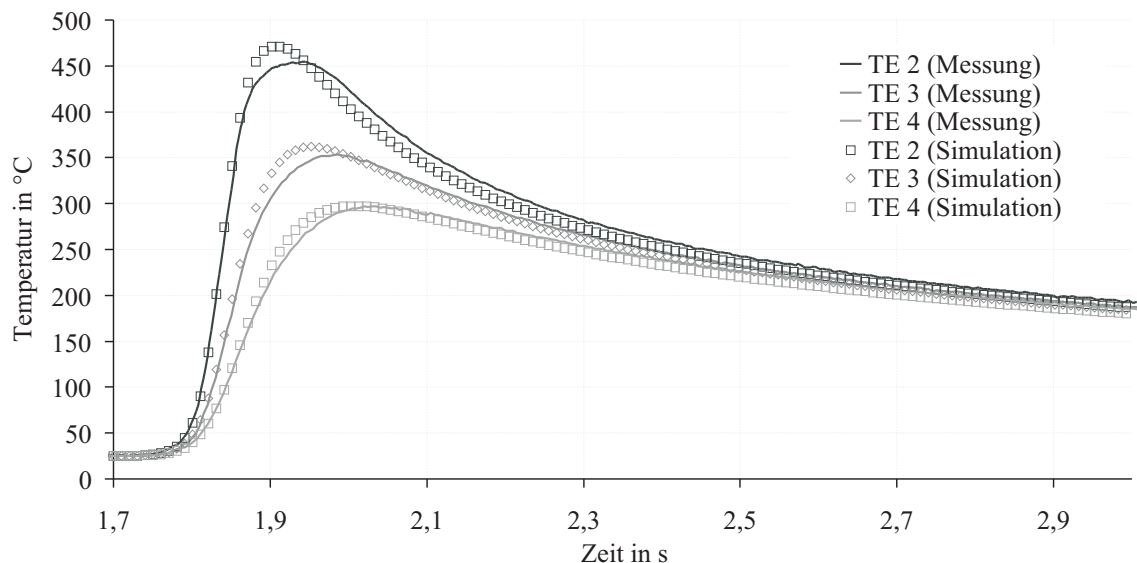


Abbildung 38: Temperatur-Zeit-Verläufe an einer laserstrahlgeschweißten Aluminiumlegierung im Vergleich mit Messungen

gen. Mit der Variation der Leistungsdichte q_r lassen sich Temperatur-Zeit-Verläufe berechnen, wie sie in Abb. 39 gezeigt sind. Wird die Leistungsdichte q_r an die Spitzentemperatur des Thermoelements T2 der Messung angepasst, ergibt Berechnung A im Vergleich zur Messung eine zu schnelle Abkühlung. Wird die Leistungsdichte erhöht, so dass die Abkühlverläufe der Messung und Berechnung B zusammenfallen, wird die Spitzentemperatur zu hoch wiedergegeben. Die Breite der Temperatur-Zeit-Verläufe bzw. die Abkühlung lässt sich hingegen gut berechnen. Berechnung C zeigt für das Thermoelement T2 den Temperatur-Zeit-Verlauf im Vergleich zur Messung mit durchgezogener grüner Linie. Für diese Berechnung wurde die Leistungsdichte am Referenzthermoelement T4 aus Abb. 38 angepasst.

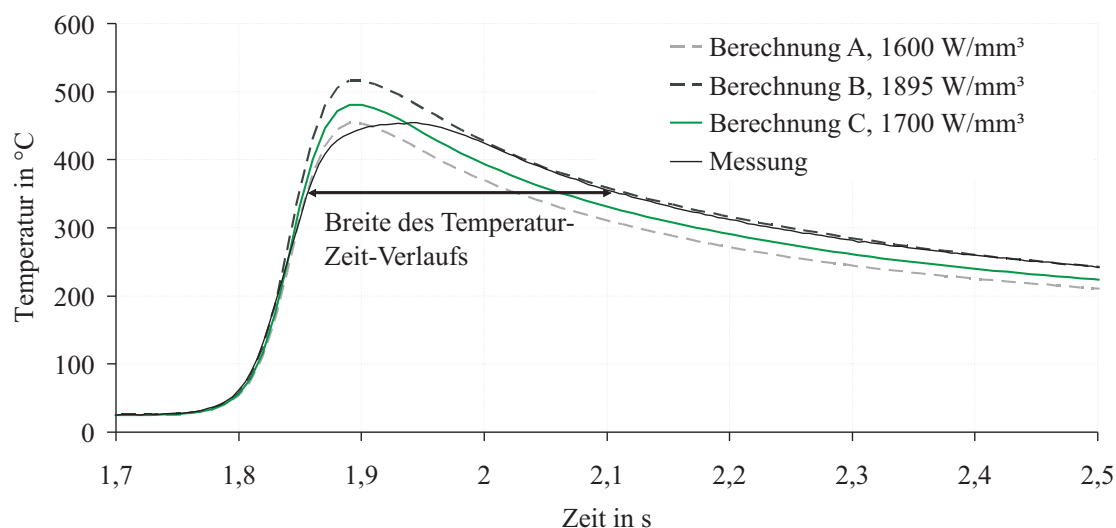


Abbildung 39: Temperatur-Zeit-Verläufe aus Berechnungen mit unterschiedlichen Energieeinträgen im Vergleich zu Messungen

Es kann allein mit der Variation der Leistungsdichte keine Übereinstimmung berechneter und gemessener Temperatur-Zeit-Verläufe erzielt werden. Innerhalb des Intervalls möglicher Leistungsdichten der Berechnungen A und B sind die Lösungen beliebig und es wird häufig eine Zwischenlösung, ähnlich der aus Berechnung C, als hinreichend angenommen.

Abb. 40 zeigt, wie sich die Änderung der Leistungsdichte q_r auf die Schmelzbadgeometrie auswirkt. In beiden Berechnungen ergibt sich ein ovales Schmelzbad. Mit der Erhöhung der Leistungsdichte in Berechnung B vergrößern sich die Schmelzbadlänge sowie die -breite. Mit der Änderung der Schmelzbadgeometrie werden unterschiedlich große Werkstoffbereiche gleicher Temperatur erfasst. Verzug und Eigenspannungen werden von den Temperaturdifferenzen beeinflusst.

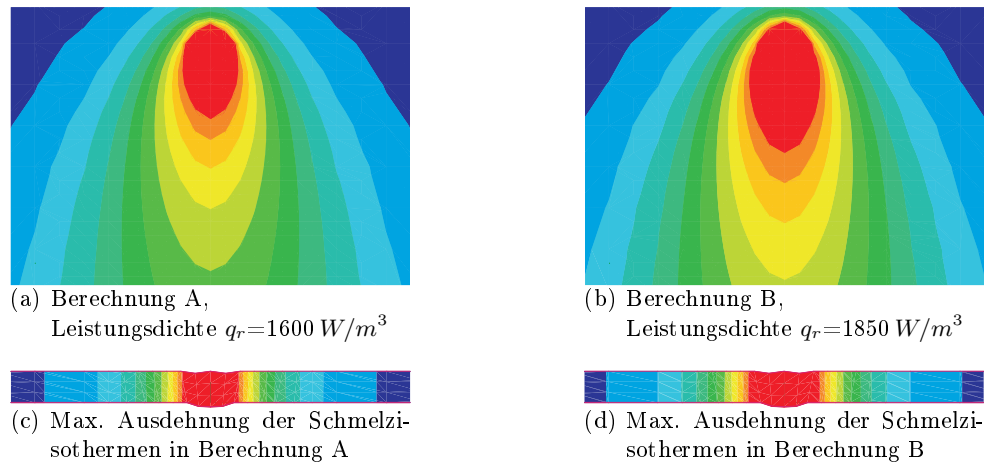


Abbildung 40: Schmelzisothermen als Darstellung in Aufsicht und Schnittansicht quer zur Naht mit maximaler Ausdehnung beim Schweißen mit unterschiedlichen Leistungsdichten

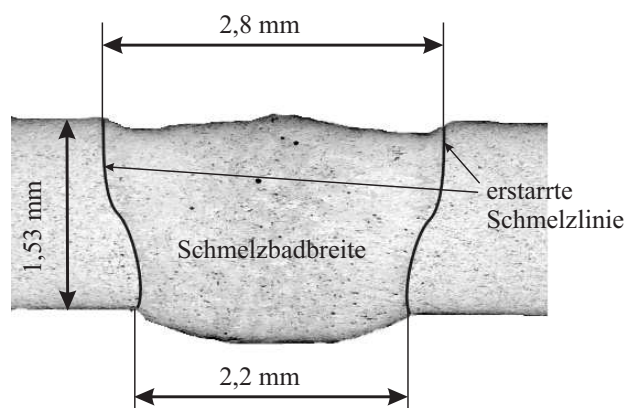


Abbildung 41: Makroquerschliff einer geschweißten Aluminiumlegierung

Der Makroquerschliff zeigt über der Tiefe des Blechs eine abnehmende Schmelzbadbreite in Abb. 41. Weder in Berechnung A, noch B wird diese Kontour in der Simulation des Temperaturfelds nachgebildet, wie Abb. 40 zeigt.

Für die Berechnungen A-C wurden Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen durchgeführt. Die scheinbar geringen Temperaturdifferenzen in den Verläufen aus Abb. 39 führen zu unterschiedlichen Längs- und Querverzügen, wie die Weg-Zeit-Verläufe in den Abb. 42 und Abb. 43 zeigen.

Mit Berechnung A (gleiche Spitzentemperatur) lässt sich der transiente Verlauf des Längsverzugs ungenauer abbilden als in Berechnung B (gleiche Breite). Gleiches gilt für die Querverzüge. Sie zeigen eine stärkere Beeinflussung durch die Leistungsdichte als die Längsverzüge. Abb. 44 zeigt die Beeinflussung der Längseigenspannungen quer zur Naht mit der Variation der Schmelzbadbreite. Die Längseigenspannungsmaxima zeigen sich in der WEZ. Im Nahtbereich sind die Eigenspannungen deutlich herabgesetzt. Mit der Zunahme der Leistungsdichte bzw. der Schmelzbadbreite ist eine Verschiebung der Längseigenspannungsverläufe zugunsten einer ausgedehnteren Zone herabgesetzter Längseigenspannungen im Nahtbereich zu erkennen. Die maximalen Längseigenspannungen ändern sich nicht mit der Erhöhung der Leistungsdichte. Die Quereigenspannungen liegen nahe Nullniveau und sind nicht dargestellt.

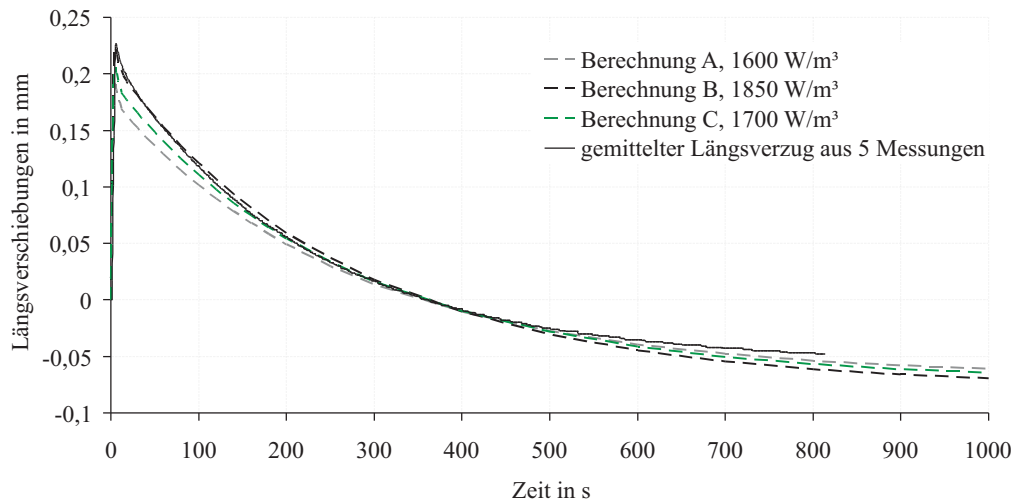


Abbildung 42: Leistungsdichteneinfluss auf den Längsverzug im Vergleich zu Messungen

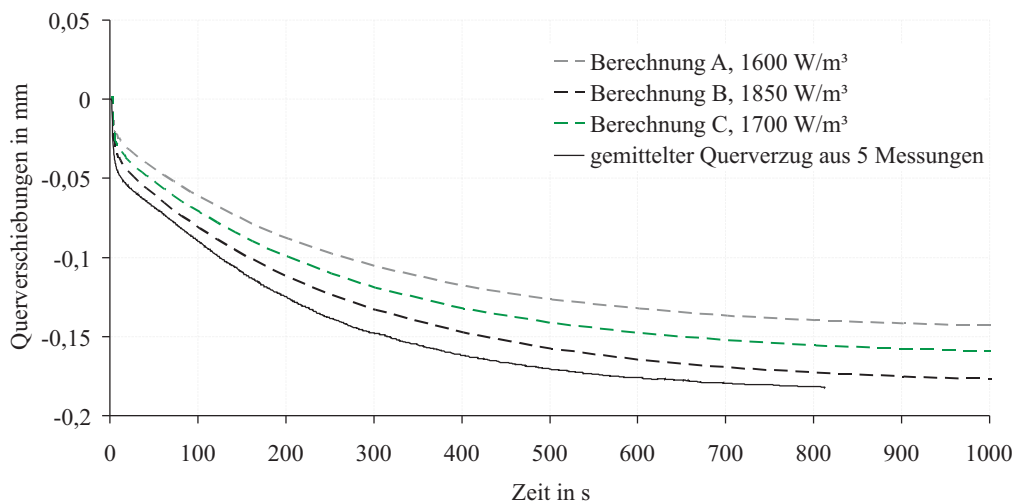


Abbildung 43: Leistungsdichteneinfluss auf den Querverzug im Vergleich zu Messungen

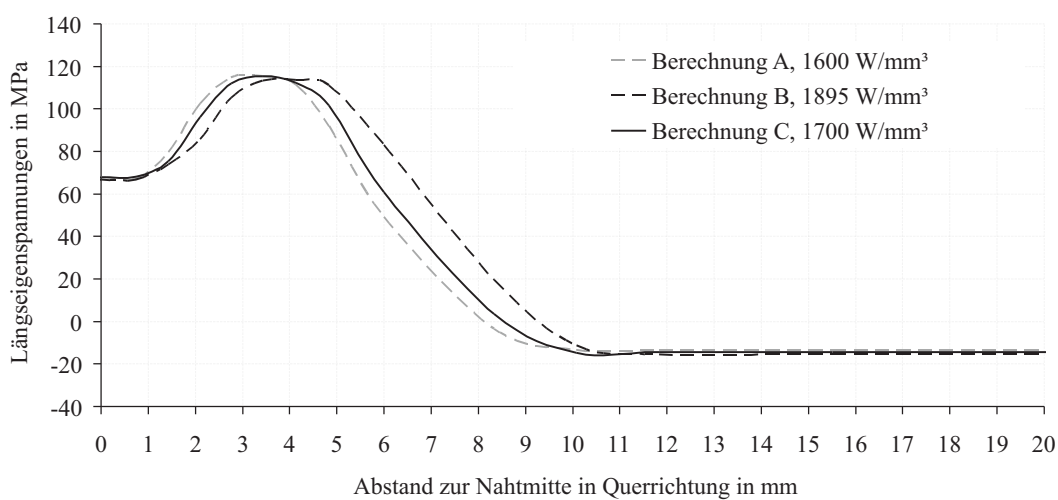


Abbildung 44: Einfluss unterschiedlicher Energieeinträge auf die Längseigenstressen quer zur Naht

Aus den Ergebnissen der Berechnungen A-C für das Temperaturfeld (Abb. 39, Abb. 40), den Verschiebungen (Abb. 42, Abb. 43) und den Längseigenstressungen (Abb. 44) lassen sich erstmals folgende Zuordnungen zwischen Temperatur-Zeit-Verlauf, Schmelzbadgeometrie und Längs- bzw. Querverzügen ableiten, die die zukünftig auch zur Interpretation und Beurteilung von berechneten Temperaturfeldern im Vergleich zu Messungen herangezogen werden können:

- Die im Temperatur-Zeit-Verlauf erreichte Spitztemperatur lässt sich der Schmelzbadbreite zuordnen, während die Breite des Temperatur-Zeit-Verlaufs der Schmelzbadlänge zuzuordnen ist,
- die Breite eines Temperatur-Zeit-Verlaufs (Schmelzbadlänge) lässt sich dem Querverzug zuordnen, während die Spitztemperatur dem Längsverzug zugeordnet werden kann,
- die Schmelzbadbreite lässt sich der maximalen Längseigenstressung der WEZ zuordnen. Je größer, desto mehr werden die Längseigenstressungen in Richtung Grundwerkstoff verschoben.

Die Berechnungen A und B zeigen, dass unter Verwendung isotroper thermophysikalischer Materialdaten und bei gleichbleibender Ersatzwärmequelle geometrie entweder Längs- oder Querverzüge gut abbildet werden können, mit keiner der Berechnungen A-C jedoch gleichsam beide Verzugsarten. Anstatt isotropem zeigte sich der Ansatz eines anisotropen Verhalten der Wärmeleitfähigkeit im schmelzflüssigen Bereich in der Temperaturfeldsimulation am effektivsten, um die Spitztemperatur in den Temperaturfeldberechnungen zur besseren Abbildung des Längsverzugs zu senken und um die Breite des Temperatur-Zeit-Verlaufs zur besseren Abbildung des Querverzugs anzuheben.

Die Untersuchung wird auf die Berechnung C angewendet. Die Leistungsdichte bleibt in allen Variationsrechnungen zur Anisotropie konstant. Zur Einführung des anisotropen Verhaltens für die FE-Simulation wurden folgende eigene Überlegungen angestellt:

- Es könnten die spezifische Wärmekapazität, die Wärmeleitfähigkeit und die Dichte geändert werden. Die Annahme der Anisotropie der spezifischen Wärmekapazität und der Dichte verbietet sich aus der Fourier'schen Wärmeleitgleichung, da sie für das Volumen dV definiert sind. Die Wärmeleitfähigkeit jedoch kann als richtungsabhängig angenommen werden,
- die thermophysikalischen Materialdaten wurden bis 500 °C experimentell ermittelt [130] und bis zur Solidustemperatur extrapoliert. Oberhalb der Solidustemperatur und insbesondere im Temperaturintervall Solidus-Liquidustemperatur nehmen die aus der extrapolierten Temperaturleitfähigkeit berechneten Wärmeleitfähigkeiten stark ab und bleiben im Schmelzbereich konstant, wie in Abb. 45a gezeigt ist. Eine Berechnung der Wärmeleitfähigkeit mit JMatPro [132] zeigt für eine vergleichbare Aluminiumlegierung ein ähnliches Verhalten im betrachteten Temperaturbereich [132], s. Abb. 45b,
- der Wärmestrom $\dot{Q} = -\lambda dT/dx$ wird mit der Einführung der anisotropen Wärmeleitung im Schmelzbereich in Längsrichtung durch eine hohe Wärmeleitfähigkeit in Längsrichtung begünstigt und quer dazu durch eine herabgesetzte Wärmeleitfähigkeit verringert, so dass $\lambda_{\text{längs}} > \lambda_{\text{extrapol}} > \lambda_{\text{quer}}$ gilt. Bei gleicher Leistungsdichte würden die Wärmeströme umverteilt werden. Sie würden verstärkt in Längsrichtung abgeführt werden, so dass die Spitztemperaturen der Thermoelemente quer zur Naht angeordnet sinken. Gleichsam sollte sich die Breite des Temperatur-Zeit-Verlaufs vergrößern, so dass berechnete und gemessene Abkühläste sich annähern,

- die Anisotropie in Schweißnähten lässt sich im erstarrten Schweißgut als Gussgefüge mit ausgeprägter Orientierung der Körner erkennen, wie dies in Abb. 46 beispielhaft für eine laserstrahlgeschweißte Aluminiumlegierung gezeigt ist. Das richtungsorientierte Wachstum legt eine Anisotropie der Wärmeleitfähigkeit im Gussgefüge der Schweißnaht, nicht aber in WEZ und Grundgefüge nahe.

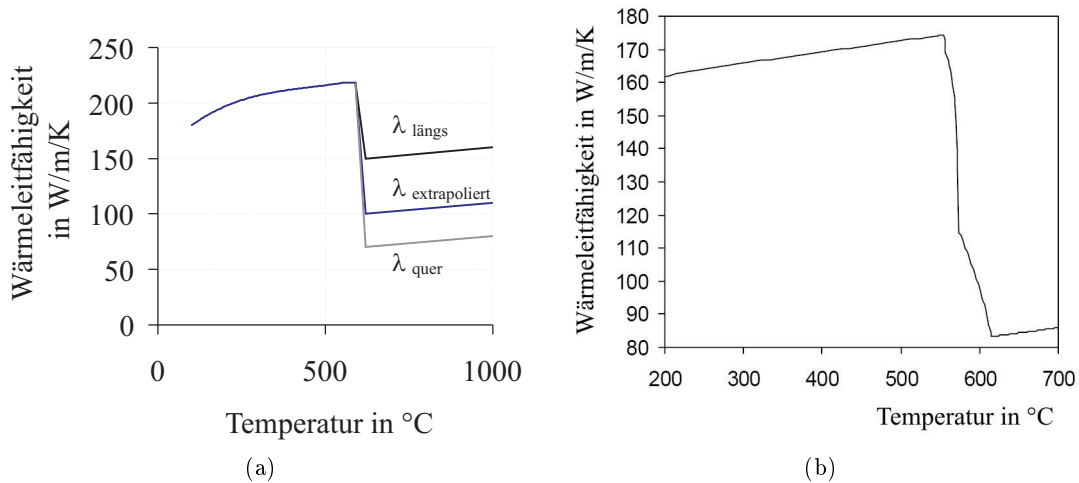


Abbildung 45: Vergleich experimenteller extrapolierter [130] im linken Teilbild (a) und mit JMatPro [132] berechneter Wärmeleitfähigkeiten im rechten Teilbild (b) im Schmelztemperaturintervall ähnlicher Aluminiumlegierungen

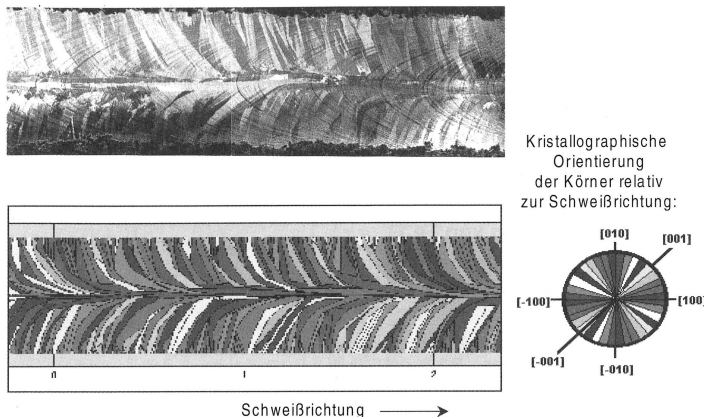


Abbildung 46: Kristallographische Orientierung erstarrter Körnern relativ zur Schweißrichtung am Beispiel einer geschweißten Aluminiumlegierung [133]

zunehmender Anisotropie sich in Längsrichtung ausdehnt, wie für eine Anisotropie von 58% und 81% in Abb. 47 dargestellt ist. In Abb. 48 sind Schmelzbadlängen und -breiten auf der linken Hochachse sowie das Verhältnis der Schmelzbadlänge zur -breite auf der rechten Hochachse über der Anisotropie aufgetragen. Während die Schmelzbadbreite mit zunehmender Anisotropie nur geringfügig abnimmt, zeigt sich ein Anwachsen der Schmelzbadlänge mit zunehmender Anisotropie. Das Verhältnis der Schmelzbadlänge zur -breite steigt analog zur Anisotropie. Wäre durch experimentelle Messungen das Verhältnis der Schmelzbadlänge zur -breite bekannt, so könnte der Grad der Anisotropie, der in der Simulation das Schmelzbad verlängert, für die Schweißparameter direkt aus Abb. 48 abgelesen werden.

Der Grad der Anisotropie λ_{eff} der Wärmeleitfähigkeit wird als Änderung der Wärmeleitfähigkeit quer zu längs in Gl. 22 definiert.

$$\lambda_{eff} = \frac{(\lambda_{längs} - \lambda_{quer})}{\lambda_{längs}} \quad (22)$$

Wird der Grad der Anisotropie bei unverändertem Energieeintrag aus Berechnung B gesteigert und die Schmelzbadlänge und -breite bestimmt, so ergibt sich der gewünschte Zusammenhang in Abb. 47. Mit der Verwendung der isotropen Materialdaten zeigt sich ein tropfenförmiges Schmelzbad in der Aufsicht in Abb. 47(a), das mit

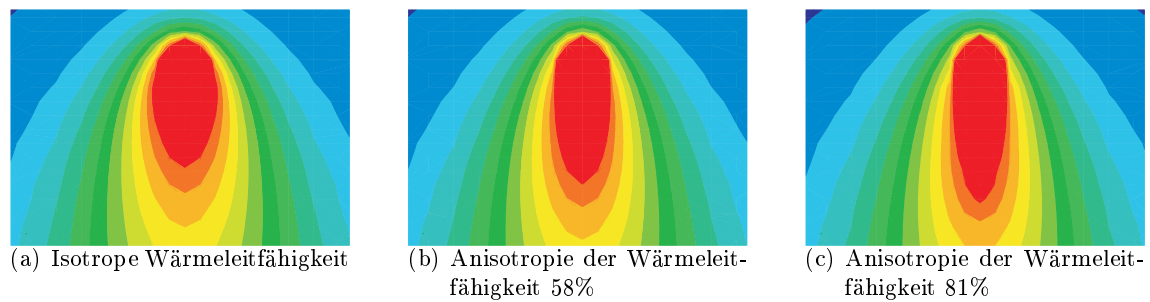


Abbildung 47: Beeinflussung der Schmelzbadoberfläche durch anisotrope Wärmeleitung

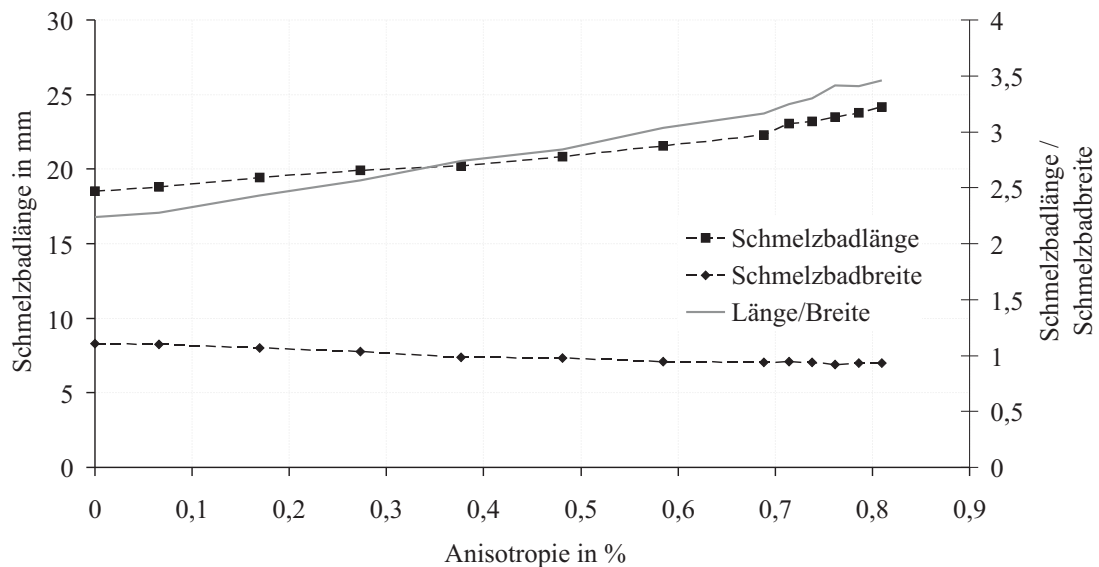


Abbildung 48: Änderung der Schmelzbadlänge und -breite mit zunehmender Anisotropie

Mit der Einführung der Anisotropie lässt sich in Abb. 49 auch die Schrägstellung der Isothermen, die mit isotroper Wärmeleitfähigkeit abbilden. Im Vergleich zur Temperaturfeldberechnung mit isotroper Wärmeleitfähigkeit aus Abb. 39 auf S. 48 ist mit der Einführung der anisotropen Wärmeleitung im Schmelzbad ein verbesserter Temperaturfeldabgleich in Abb. 50 gezeigt. Es können im Schmelztemperaturbereich sowohl die Spitzentemperaturen als auch die Abkühlraste vergleichend zur Messung genauer abgebildet werden.

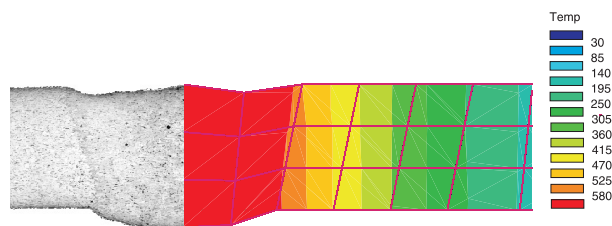


Abbildung 49: Gegenüberstellung des Makroschliffs aus Abb. 41 mit berechneten Isothermen beim Schweißen

So konnte auch die Genauigkeit der Abbildung des Verzugs in Längs- und Querrichtung durch Anisotropie vergleichend zu Messungen in Abb. 51 und Abb. 52 erhöht werden. Der Querverzug nähert sich der Lösung aus Berechnung B und der Längsverzug der Berechnung A an, wie Abb. 51 und Abb. 52 zeigen. Der Längsverzug verringert sich mit zunehmender Anisotropie um weniger als 5%, während der Querverzug um mehr als 10% zunimmt. Durch die Einführung und Validierung von Berechnungsergebnissen am Referenzthermoelement ist es nun möglich, Berechnungsunterschiede zu weiteren Temperatur-Zeit-Verläufen auf Anisotropieeffekte des Schmelzbad zurückführen zu können.

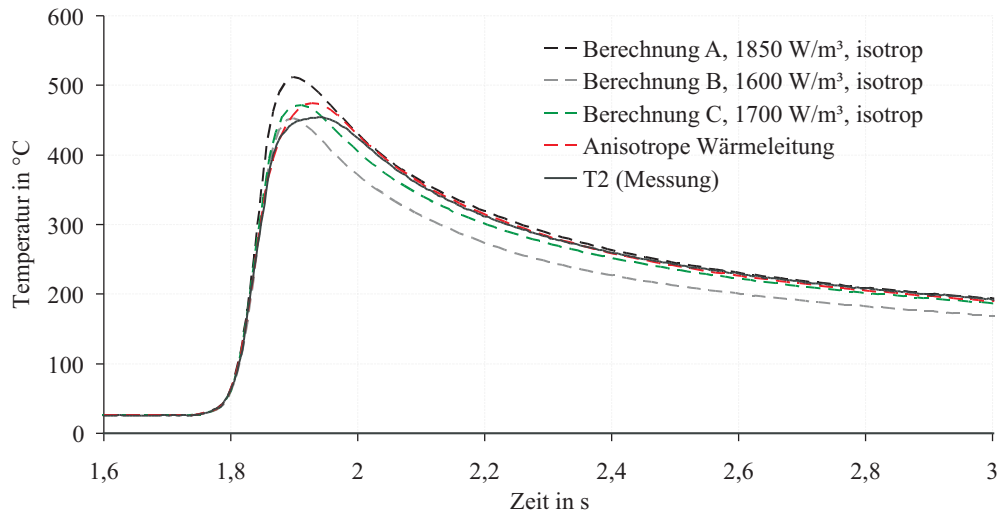


Abbildung 50: Temperatur-Zeit-Verläufe unter Berücksichtigung der anisotropen Wärmeleitung und im Vergleich zu alternativen Berechnungen und zur Messung

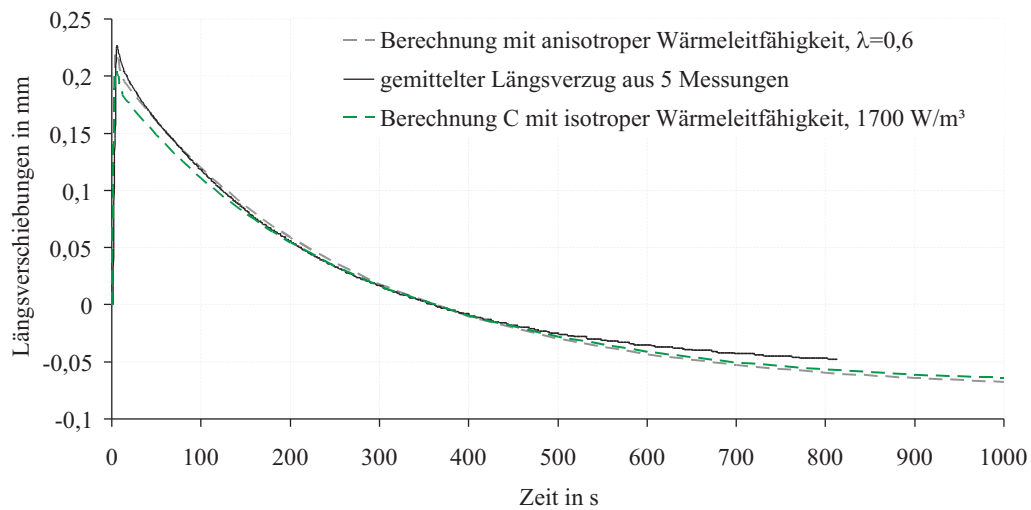


Abbildung 51: Berechnete Längsverzüge mit anisotropem und isotropem Wärmeleitfähigkeitsansatz im Schmelzbad im Vergleich zur Messung

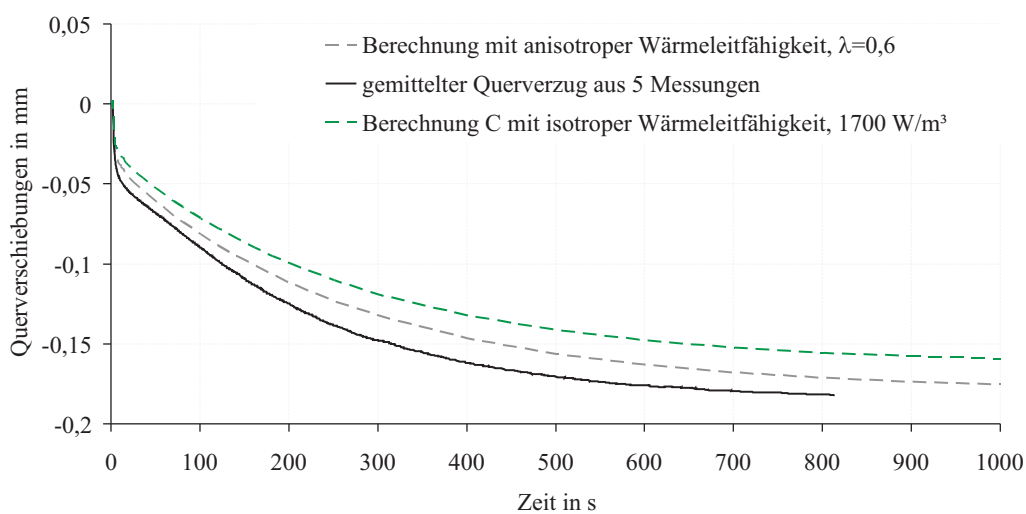


Abbildung 52: Berechnete Querverzüge mit anisotropem und isotropem Wärmeleitfähigkeitsansatz im Schmelzbad im Vergleich zur Messung

5 Beispiele zur Simulation von Verzug und Eigenspannungen

Die Bandbreite von Schweißverbindungen und deren komplexes Eigenspannungs- und Verformungsverhalten kann ohne grundlegende Untersuchungen zum Verhalten von Verzug und Eigenspannungen an Bauteilen mit unterschiedlichen Werkstoffen und Schweißverfahren in ihrer Gesamtheit nur schwer interpretiert und diskutiert werden. Wird die Komplexität in der Schweißsimulation beginnend mit Blindnahtschweißungen ohne Nahtvorbereitung und Umwandlungen schrittweise um Umwandlungen, Gefügezonen, Einspannungen, Nahtgeometrie bzw. Nahtvorbereitung eines Materials auf Materialpaarungen erweitert, so lassen sich mit numerischen Simulationen gezielt prinzipielle Zusammenhänge erarbeiten, die durch Experimente, die stets Streuungen unterworfen sind, nur schwer erfasst werden können. Die Kenntnis dieser Zusammenhänge erleichtert die Diskussion von Eigenspannungs- und Verformungsergebnissen komplexer Bauteile erheblich. In Kap. 5 sind Fallbeispiele ausgewählt, die auf Basis der methodischen Berechnung von Temperaturfeldern aufbauen und in denen die Komplexität im Fortgang des Kapitels schrittweise erhöht wird. Die grundlegenden Mechanismen zur Eigenspannungs- und Verzugsentstehung werden in Kap. 5.1 detailliert untersucht.

5.1 Einlagige Schweißungen

Linienschweißungen stellen neben Punktschweißverbindungen den Großteil der Schweißungen im Automobilbau dar. Da bei Blindnahtlinienschweißungen Fugenversatz, Spaltaufweitung, Aufmischung von Zusatzwerkstoff und Grundwerkstoff per Definition nicht entstehen können, sind diese Schweißungen für das Validieren von Temperaturfeldern, Verformungen und Eigenspannungen und für grundlegende Untersuchungen zur Verzugs- und Eigenspannungsentstehung geeignet.

Es wird der Frage nachgegangen, wie genau Temperaturfelder mit extrapolierten thermophysikalischen Materialdaten, wie in Kap. 3.2 aufgeworfen, berechnet werden können. Dies wird anhand einer Temperaturfeldberechnung am austenitischen Werkstoff H400 und am zweilagig geschweißten austenitischen Werkstoff 316L exemplarisch gezeigt.

Am zweiphasigen Werkstoff lassen sich grundlegende Fragen zur Verzugs- und Eigenspannungsentstehung unter Berücksichtigung des Gefügeeinflusses beantworten. Mit der Besonderheit der temperaturratenabhängigen spezifischen Wärmekapazität beim Abkühlen wird die Temperaturfeldberechnung am Beispiel des umwandelnden Werkstoffs DP-W 600 im Vergleich zu Messungen signifikant verbessert, wenngleich sich dadurch die Komplexität in der FE-Modellierung erhöht. Die Auswirkungen der verbesserten Temperaturfeldberechnung auf Verzüge und Eigenspannungen werden untersucht. Auf Basis dieser Temperaturfeldberechnung wird die Verzugs- und Eigenspannungsentstehung umwandelnder Werkstoffe detailliert aufgeschlüsselt. Dazu werden die plastischen Dehnungen und Eigenspannungen ohne und mit Umwandlungen bzw. ohne und mit Berücksichtigung der Gefügezonen während des Schweißens bis zur vollständigen Abkühlung betrachtet.

5.1.1 Plattenschweißungen

Die Abmessungen der hier betrachteten blindnahtgeschweißten Platten betragen 100 mm Breite und 200 mm Länge. Die Blechdicke ist verschieden. Im Folgenden sind solche mit einem Nd:YAG Laser der Firma Trumpf extern im Rahmen einer Projektarbeit angefertigt und als Dissertation veröffentlicht worden [15]. Ein Auszug zu Werkstoffen und Schweißparametern ist in Tab. 4 gegeben. Begleitend zu den experimentellen Ergebnissen wurden Temperaturfelder, Verzug und Eigenspannungen nach den vorgestellten Methoden aus Kap. 4.2 berechnet. In den Berechnungen berücksichtigen die isotrope Verfestigung und die Kontaktstellen der Wegaufnehmer im Messrahmen aus Abb. 34 auf S. 41.

Werkstoff	Geometrie [mm ³]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [kJ/cm]	Fokuslage
H 400	200x100x1,53	108,33	2,7	0
DP-W 600	200x100x1,85	66,67	4,5	0
Ecodal	200x100x1,53	66,67	4,5	-0,5

Tabelle 4: Schweißparameter zur Simulation von Blindnahtschweißungen aus [15]

Eine typische Vernetzung ist in Abb. 53 gezeigt. Von der Nahtmitte aus nimmt die Diskretisierung in Richtung Bauteilkante quer zur Naht ab. Naht und WEZ sind im FE-Modell aufgrund der Temperaturgradienten quer zur Naht feiner als zur Umgebung vernetzt.

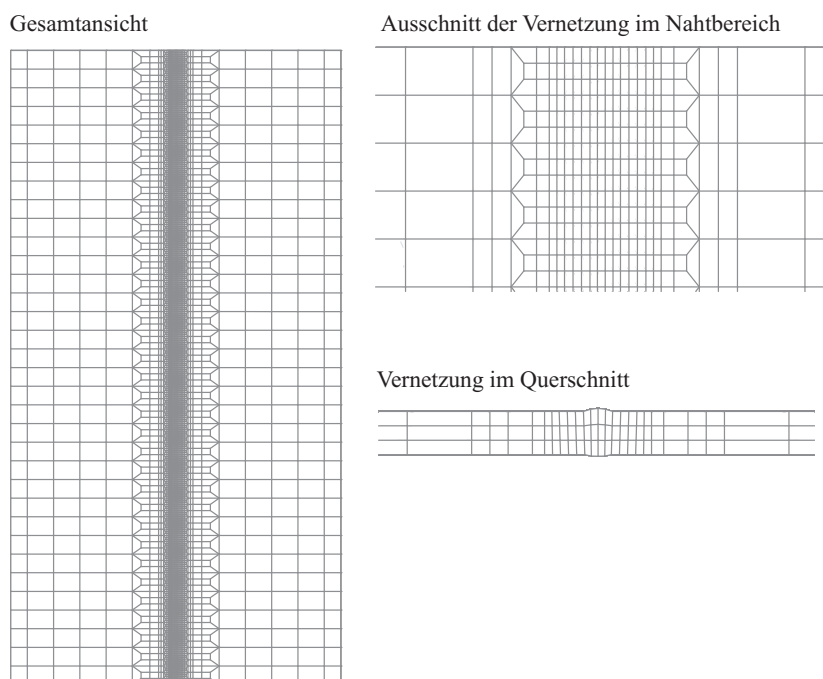


Abbildung 53: Schweißtypische Vernetzung der Modellplatten

Für die Simulation wurde ein einheitliches Netz erzeugt. Im Nahtbereich beträgt die Elementkantenlänge in Schweißrichtung 0,92 mm, quer dazu 0,725 mm.

In den Temperaturfeldberechnungen wurde ein Kegelstumpf als Geometrikörper der Ersatzwärmequelle verwendet, innerhalb dessen die Wärme gaussverteilt aufgebracht wird. Der Radius des Kegels betrug ca. 2/3 der Schmelzbreite des Makroschliffes.

Berechnete und gemessene Temperatur-Zeit-Verläufe sind für den austenitischen Werkstoff H 400 in Abb. 54 gegenübergestellt. Die thermophysikalischen Materialdaten wurden bis zur Schmelztemperatur extrapoliert. Der Vergleich zeigt eine sehr gute Übereinstimmung von Rechnung und Messung für den Temperatur-Zeit-Verlauf. Aufgrund des Ergebnisses lässt sich schließen, dass die thermophysikalischen Materialdaten aus Messungen, wie in Kap. 3.2 angedeutet, oberhalb 1200°C extrapoliert werden dürfen. Die Anpassung der Leistungsdichte, die nachgeschaltete Anpassung des Wärmeübergangs und die Verwendung isotroper Materialdaten zur Temperaturfeldberechnung ergibt den Vergleich in Abb. 54. Dieses Ergebnis kann stellvertretend für die Berechnung austenitischer Werkstoffen angesehen werden. Mit isotropen Materialdaten lassen sich Temperaturfelder austenitischer Werkstoffe im Gegensatz zu denen von Aluminiumlegierungen numerisch sehr exakt abbilden, wie durch weitere

Berechnungen bestätigt werden kann²⁸

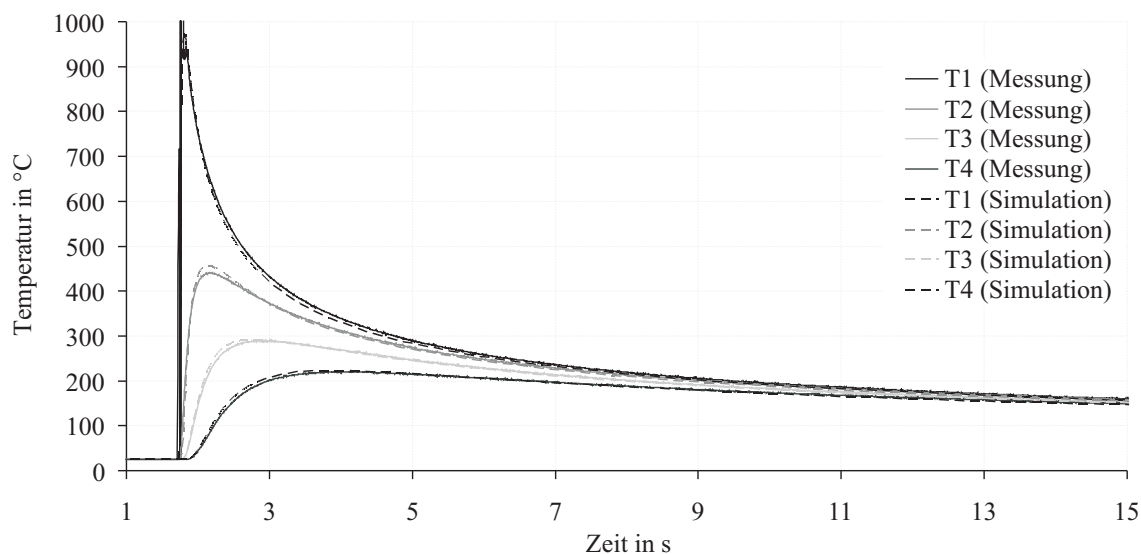


Abbildung 54: Temperaturfeldvergleich von 4 Thermoelementmessungen T1-T4 mit den berechneten Knotentemperaturen einer Laserblindnahtschweißung des Werkstoffs H400

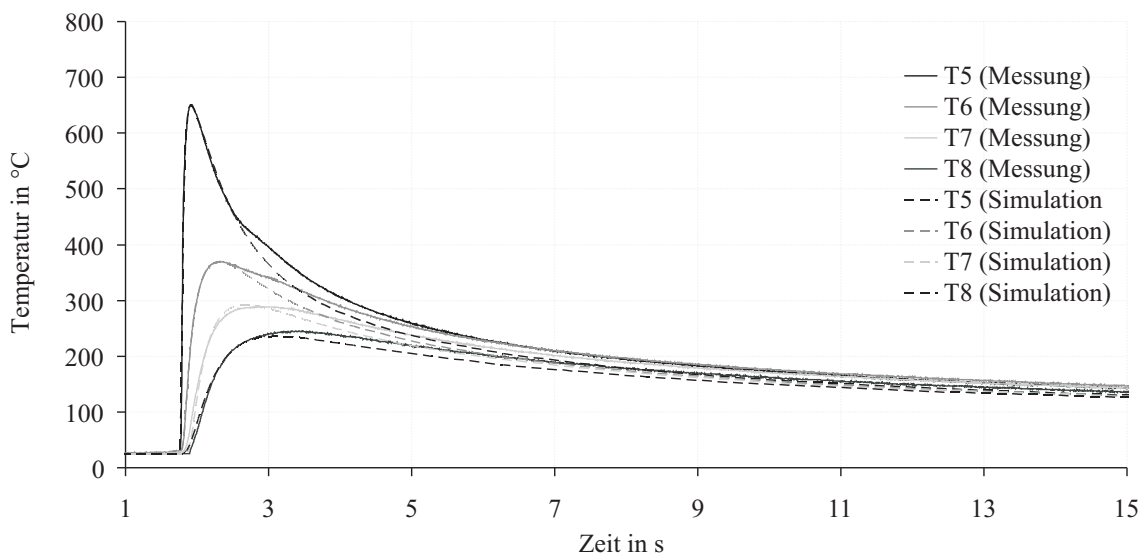


Abbildung 55: Temperaturfeldvergleich von 4 Thermoelementmessungen T5-T8 mit den berechneten Temperaturen an Knoten nach Stand der Technik

Für den Dualphasenwerkstoff DP-W 600 werden Aufheizung, Spitzentemperatur und Teile der Abkühlung exakt berechnet. Es zeigen sich in Abb. 55 jedoch signifikante Temperaturunterschiede zwischen Messung und Rechnung während der Abkühlung unterhalb von ca. 450 °C. Die Messungen zeigen im Vergleich zu den Rechnungen eine verzögerte Wärmeabgabe. Leistungsdichte und der Wärmeübergang wurden in den Berechnungen unter Verwendung gemessener thermophysikalischer Materialdaten für das Aufheizen an experimentelle Temperatur-Zeit-Verläufe angepasst. Die nach der Umwandlung bis Schmelztemperatur fehlenden Materialdaten wurden extrapoliert. Der im Code hinterlegte Verlauf der spezifischen Wärmekapazitäten ist für die Aufheizung und Abkühlung gleich. Das Gleichsetzen von spe-

²⁸ Brand, M.; Schweizer, F.; Schwarz, S. & Reissig, L. 3-D Thermometallurgisch-mechanische Wasserstoffsimulation beim Elektronenstrahlschweißen Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, 2008

zifischen Wärmekapazitäten für Aufheizung und Abkühlung entspricht dem Stand der Technik, scheint jedoch verantwortlich für die berechneten Abweichungen zu sein. Experimentelle Untersuchungen in Abb. 26 zeigen am Beispiel des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 den sich bei Abkühlung ändernden Verlauf der spezifischen Wärmekapazität im Vergleich zur Aufheizung. Zur besseren Beschreibung der Messergebnisse wurde abweichend zum Stand der Technik ein durch inverse Simulation ermittelter modifizierter Datensatz der spezifischen Wärmekapazität zur Berechnung der Abkühlung angesetzt: Um die Umwandlung einzuleiten, wird Wärme für einen endothermen Prozess benötigt, die der Wärmeleitung zunächst nicht mehr zur Verfügung steht. Bei Umwandlungsbeginn wird die gespeicherte Wärme exotherm frei und wird über die Wärmeleitung in kältere Materialbereiche bzw. an die Umgebung abgeführt. Da die Umwandlungspunkte der Aufheizung sich von denen der Abkühlung unterscheiden, wird deutlich, dass die Umwandlungswärmen auch zu verschiedenen Temperaturen freierwerden müssen. Dieses bleibt nach Stand der Technik für Temperaturfeldberechnungen bisher unberücksichtigt.

In der Simulation kann der Verlauf der spezifischen Wärmekapazität mit der Mischungsregel nur ungenau wiedergegeben werden. Das Simulationsergebnis ist umso ungenauer, je niedriger die Umwandlungstemperaturen liegen. Wird die Mischungsregel auf die Enthalpie angewendet, lässt sich die spezifische Wärmekapazität aus der Enthalpie zurückrechnen. Unberücksichtigt bleibt auch bei dieser Vorgehensweise, dass der Umwandlungsbeginn nicht mit dem Maximum der spezifischen Wärmekapazität zusammenfällt

Am Beispiel des zweiphasig umwandelnden Werkstoffs DP-W 600 wurde der Verlauf der spezifischen Wärmekapazität beim Abkühlen iterativ an die Temperaturfeldmessung aus Abb. 55 angepasst, um die experimentell aufgedeckten Zusammenhänge über die Validierung auch numerisch bestätigen zu können. In der Temperaturfeldsimulation wurde angenommen, dass das Maximum der spezifischen Wärmekapazität mit dem Umwandlungsbeginn zusammenfällt, wie in Abb. 56 gezeigt ist. Das Ergebnis der Anpassung ist in Abb. 57 gezeigt und bestätigt mit der guten Übereinstimmung zwischen Messung und Rechnung die getroffene Annahme, die bereits aus Messungen, s. Abb. 26, jedoch nicht für diesen Werkstoff, abgeleitet wurde.

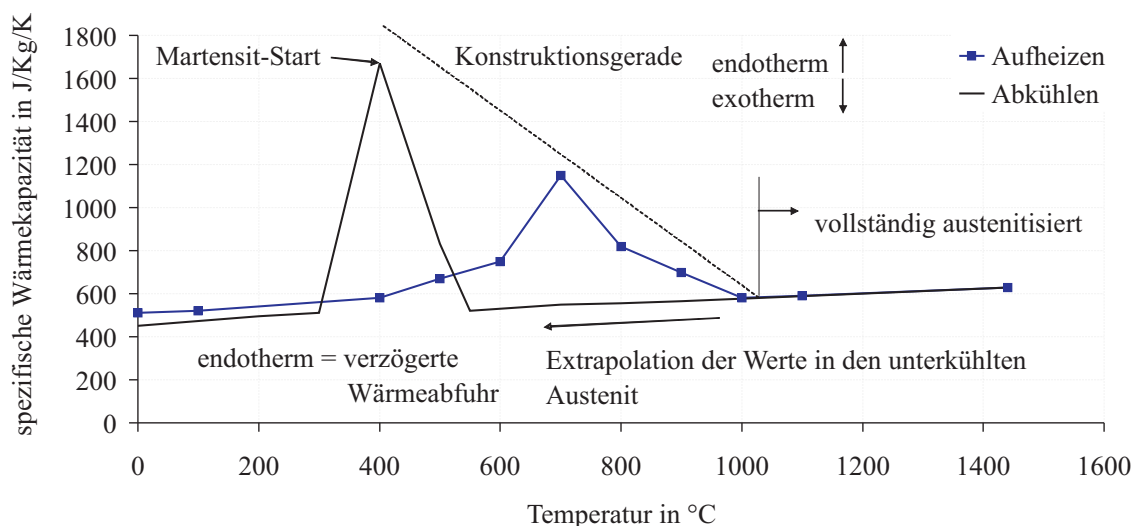


Abbildung 56: Für langsame Aufheizgeschwindigkeiten messbare (blaue Kurve) und für umwandelnde Werkstoffe zu ermittelnde (schwarze Kurve) spezifische Wärmekapazität während der Abkühlung am Beispiel der martensitischen Umwandlung des Werkstoffs DP-W 600

Der Verlauf der spezifischen Wärmekapazität ließ sich für den Fall der Martensitumwandlung

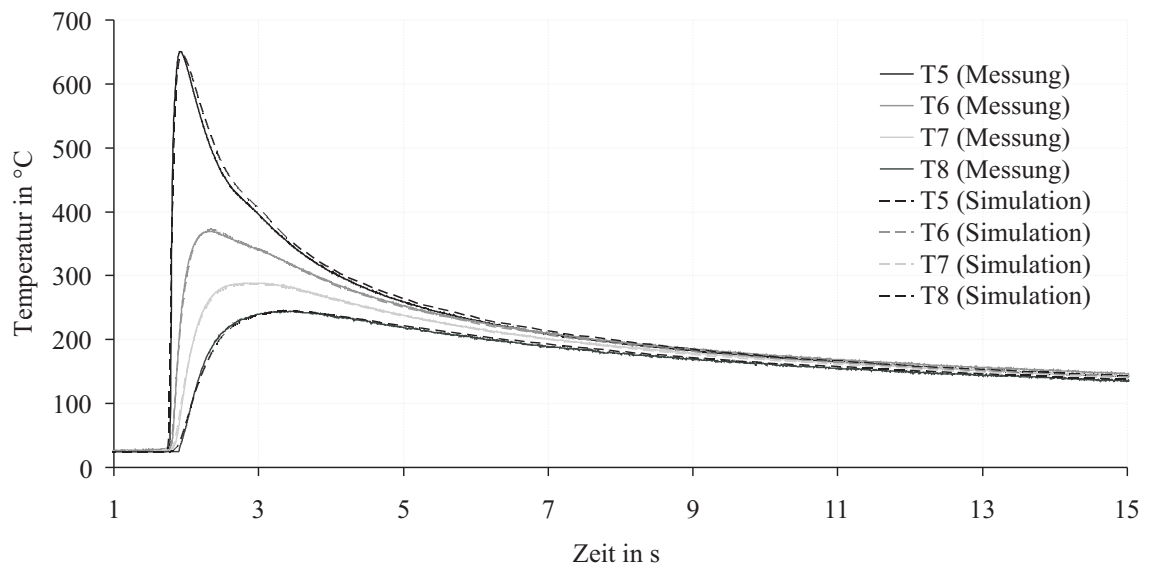


Abbildung 57: Temperaturfeldvergleich aus Messung und Rechnung mit umwandlungsbedingter Änderung der spezifischen Wärmekapazität beim Abkühlen

am Beispiel des Dualphasenwerkstoffs vereinfacht darstellen und ermitteln, da die Martensitumwandlung allein von der Martensit-Start-Temperatur abhängt. Für temperaturratenabhängige Umwandlungen muss die vorlaufende Zunahme der spezifischen Wärmekapazität vor Umwandlungsbeginn gesondert Eingang in die Mischungsformel finden, um zukünftig hochwertigere Temperaturfeldberechnungen, wie in Abb. 57 gezeigt, auch für weitere Umwandlungen liefern zu können.

Die Auswirkungen der verbesserten Temperaturfeldberechnungen auf die Mechanikberechnungen im Vergleich zum Stand der Technik aus Abb. 55 sind nachfolgend untersucht worden. Abb. 58 zeigt berechnete Längs- und Querverzüge unter Verwendung von Materialdaten für den Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut unter der Annahme isotroper Verfestigung und auf Basis der Temperaturfeldberechnung nach heutigem Stand der Technik.

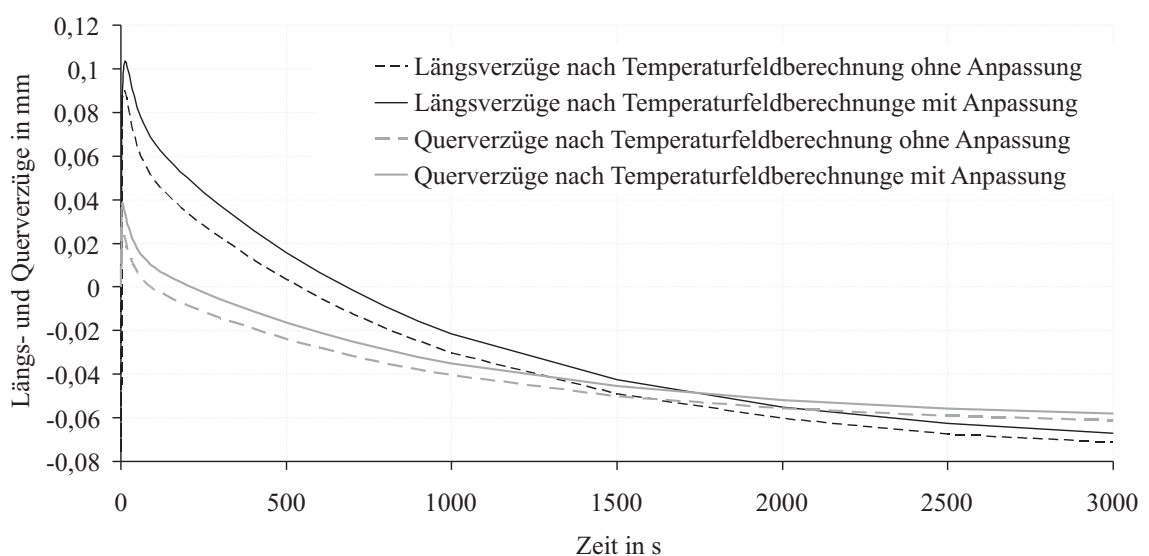


Abbildung 58: Einfluss der Temperaturfelder auf Längs- und Querverzüge beim Schweißen, s. Abb. 55 und Abb. 57

Vergleichend dazu die Verzüge, die sich auf Basis der Temperaturfeldberechnungen unter Be-

rücksichtigung der Besonderheiten zur spezifischen Wärmekapazität ergeben, die in Abb. 55 gezeigt sind. Längs- und Querverzüge ergeben sich aus der Messanordnung, wie in Abb. 34 gezeigt. In Abb. 58 sind nur Verzüge auf Höhe der halben Schweißnahtlänge dargestellt. Die gezeigten Quer- und Längsverzüge fallen um ca. 6% kleiner aus. Die prinzipielle Überschätzung der berechneten Verzüge tritt auf, für das Aufheizen und Abkühlen gleichermaßen die experimentell erfasste spezifische Wärmekapazität nach Stand der Technik eingesetzt wird.

Im Vordergrund vieler Mechanikberechnungen steht die Frage, wie hoch der Einfluss der Umwandlung auf Verzugs- und Eigenspannungsergebnisse ist und weiter, wie weit Mechanikberechnungen noch aussagekräftig bleiben, wenn die Vollständigkeit von thermomechanischen Materialdaten nicht gewährleistet werden kann. In Literaturangaben zu Werkstoffblättern sind häufig nur temperaturabhängige Streckgrenzen für den ungeschweißten Ausgangswerkstoff (Grundwerkstoff) gegeben. Mit diesen kann zumindest idealelastisch-plastisches Werkstoffverhalten in Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen realisiert werden. Zur Berücksichtigung gefügeabhängiger Streckgrenzen für das Schweißgut und die WEZ sind die Spannungs-Dehnungsbeziehungen experimentell zu ermitteln. Die wesentlichen Parameter der Gefügezonen und der Bedeutung der thermischen Dehnungen während der Umwandlung werden untersucht und sind in Tab. 5 zusammengefasst. Zur Untersuchung des Einflusses der Gefügezonen und der thermischen Dehnungen auf die Verzugsergebnisse sind drei Varianten A-C ausreichend, die in Tab. 5 dargestellt sind. Längs- und Querverzüge wurden sowohl mit idealelastisch-plastischem als auch mit isotrop verfestigendem Werkstoffmodell durchgeführt. Abb. 59 zeigt grundlegende Materialdaten dazu in einem Diagramm zusammengefasst. Die Mechanikberechnungen wurden auf Grundlage der verbesserten Temperaturfeldberechnung aus Abb. 57 transient durchgeführt.

Variante	Grundwerkstoff	WEZ	$\alpha \rightarrow \gamma$	$\gamma \rightarrow \alpha$
A	ja	nein	nein	nein
B	ja	nein	ja	ja
C	ja	ja	ja	ja

Tabelle 5: Variantenmatrix zur Bestimmung des Einflusses von thermischen Dehnungen, Gefügezonen und Umwandlungen auf Verzüge und Eigenspannungen

Die α -Gerade in Abb. 59 repräsentiert die thermischen Dehnungen des krz-Gitters, während die γ -Gerade die des kfz-Gitters darstellt. Zwischen diesen beiden Umhüllenden können die thermischen Dehnungen anhand des Phasenanteils bei Umwandlungen bestimmt werden. Zusätzlich sind über der Temperatur die Fließgrenzen aufgetragen. Das Gefüge des Schweißguts zeigt z. B. höhere Dehngrenzen als der Grundwerkstoff. Die verwendeten thermischen Dehnungen und Streckgrenzen, die während des Aufheizens und Abkühlens verwendet werden, können anhand der Pfeile in Abb. 59 abgelesen werden.

Die Variantenrechnungen sind mit zunehmender Komplexität schrittweise aufeinander aufgebaut. Die variierten Parameter sind in Tab. 5 gezeigt. Variante A wurde nur mit den Materialdaten des Grundwerkstoffs und den thermischen Dehnungen beim Aufheizen berechnet. Variante B berücksichtigt zusätzlich den Wechsel der thermischen Dehnungen von der α - zur γ -Geraden beim Aufheizen und umgekehrt beim Abkühlen. Die Änderung der Dehngrenzen durch den Phasenwechsel wird aufbauend auf Variante B in Variante C berücksichtigt.

Die berechneten Querverzüge quer zur Naht und auf halber Schweißnahtlänge sowie die Längsverzüge auf Höhe der Schweißnaht der Variantenrechnungen sind nach vollständiger Abkühlung in Tab. 6 sowohl für idealelastisch-plastisches Materialverhalten als auch für isotrope Verfestigung dargestellt.

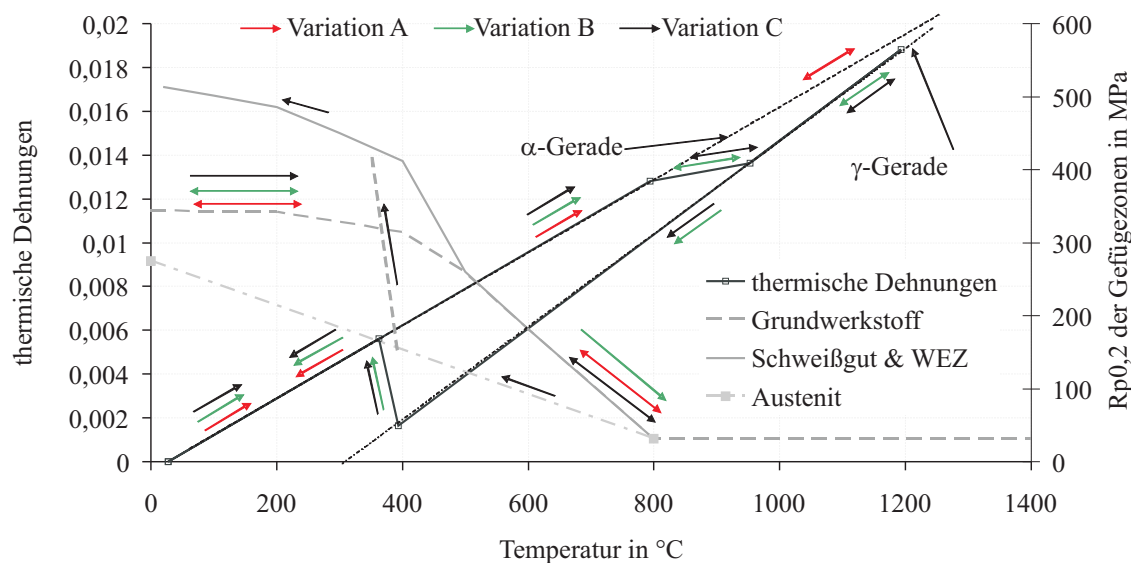


Abbildung 59: Schematische Darstellung von thermischen Dehnungen und gefügeabhängigen Streckgrenzen beim Schweißen für die Variantenrechnungen aus Tabelle 5 auf Basis der Werkstoffdaten des DP-W 600

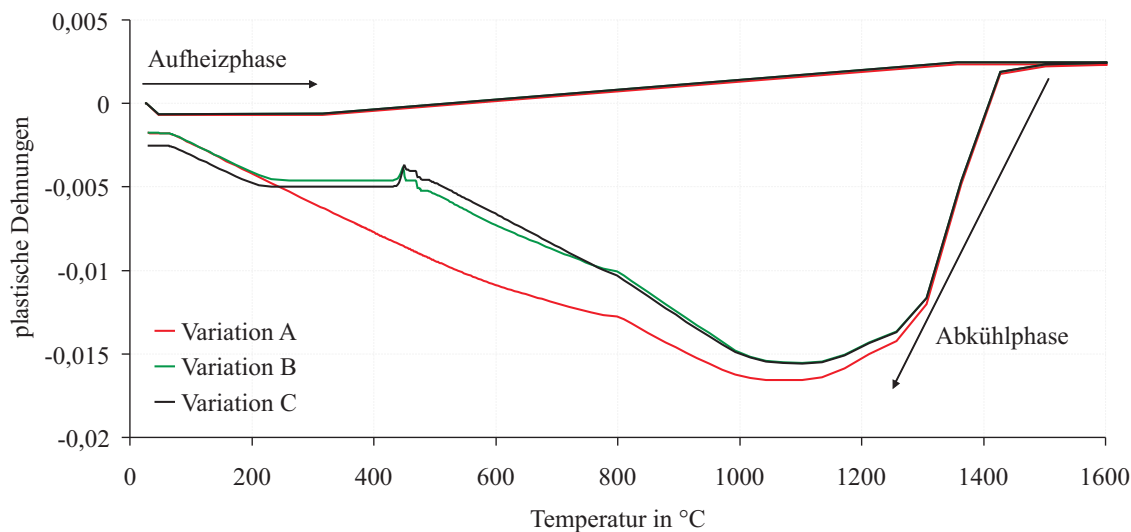
Variante	Längsverzug [mm]	Differenz		Querverzug [mm]	Differenz	
	ideal / isotrop	ideal / isotrop		ideal / isotrop	ideal / isotrop	
A	-0,066 / -0,078	-14,2 %	-5,4 %	-0,065 / -0,0576	5,03 %	-0,67 %
B	-0,070 / -0,078	-9,3 %	-6,0 %	-0,064 / -0,0584	3,52 %	0,65 %
C	-0,077 / -0,083	0,0 %	0,0 %	-0,062 / -0,0580	0,0 %	0,0 %

Tabelle 6: Berechnete Längs- und Querverzüge als Folge von Variationsrechnungen auf Basis des DP-W 600

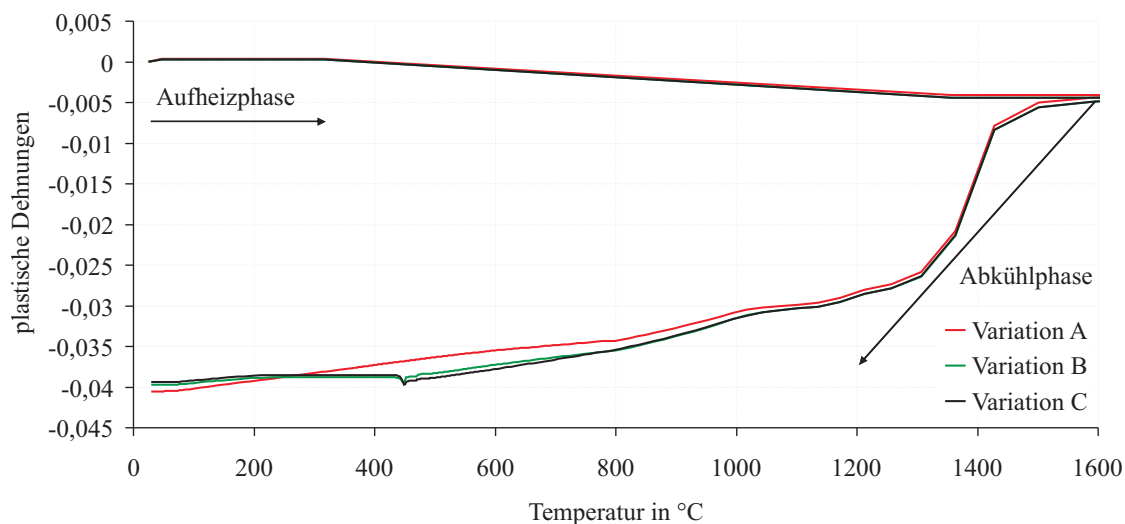
Variante C soll als Referenzrechnung im Vergleich zur Berechnung der Variante A und B angesehen werden. Die Vernachlässigung der gefügespezifischen Materialeigenschaften führt im Fall des idealelastisch-plastischen Materialverhaltens dann zu geringeren Längs- aber erhöhten Querverzügen. Die Berücksichtigung der thermischen Dehnungen beim Umwandeln wirkt der Längsverzugsabnahme und der Querverzugszunahme, wie in Tab. 6 gezeigt, entgegen. Die Längsverzugsabnahme bei gleichzeitiger Zunahme der Querverzüge ist auch bei Berücksichtigung isotroper Verfestigung zu erkennen. Die Unterschiede zur Referenzlösung aus Variante C sind jedoch deutlich geringer. Sowohl für idealelastisch-plastisches Materialverhalten als auch bei isotroper Verfestigung wird für die untersuchten Varianten der Längsverzug stärker als der Querverzug beeinflusst. Für die einlagig ausgeführte Laserstrahlschweißung liegt der Fehler im Längsverzug nach Tab. 6 bei 14,2% und im Querverzug bei 5,4% bei der Verwendung von thermischen Dehnungen und Streckgrenzen, die mindestens vorhanden sein müssen, um eine Verzugsberechnung durchführen zu können. Für einlagig ausgeführte Schweißungen sind diese Abweichungen noch vertretbar, bei Mehrlagenschweißungen können sich die Fehler aufsummieren.

Die unterschiedlichen Ergebnisse der berechneten Varianten der Tab. 5 sollen anhand der plastischen Dehnungen über der Temperatur erläutert werden. Abb. 60(a) zeigt die plastischen Dehnungen der drei Varianten in Schweißrichtung (Längsrichtung) und quer dazu in Abb. 60(b) über der Temperatur aufgetragen. Der Punkt, der betrachtet wird, liegt in Schweißnahtmitte auf halber Höhe der Schweißnaht und durchläuft Umwandlungen. Im Fortgang der Arbeit wird an und quer zur diesem Punkt ebenfalls die Entwicklung von Spannungen zu Eigenspannungen entlang von Temperatur-Zeit-Verläufen untersucht.

Im Folgenden werden die Lösungen für idealelastisch-plastisches Materialverhalten betrachtet, um die Entstehung von Verzug und Eigenspannungen mit bestehenden Modellen von Radaj [16] und Wohlfahrt [17] vergleichen zu können.



(a) Plastische Dehnungen in Längsrichtung



(b) Plastische Dehnungen in Querrichtung

Abbildung 60: Plastische Dehnungen beim Schweißen für einen Punkt in Schweißnahtmitte während eines Temperaturzyklusses am umwandelnden Werkstoff DP-W 600

Aufheizen

Die Kurvenverläufe zeigen in Längs- und Querrichtung unabhängig von der Parametervariation der Varianten A-C gleiches Verhalten bis zum Erreichen der Maximaltemperatur. Für das Aufheizen sind in allen drei Varianten die Spannungs-Dehnungsbeziehungen des Grundwerkstoffs berücksichtigt. Obwohl in Variante B und C die Volumenabnahme durch die Umwandlung zu geringeren thermischen Dehnungen als in Variante A führt, bewirkt diese Änderung keine signifikante Änderung im Verlauf der plastischen Dehnungen. Dies weder in Längs- noch in Querrichtung.

Abkühlung

Beim Aufheizen verhalten sich die plastischen Dehnungen der Querkomponente zu denen der Längskomponente gegensätzlich. Dies lässt sich mit Ausnahme des Temperaturintervalls zwischen Schmelztemperatur und ca. 1100°C auch für die Abkühlung finden. Aufgrund der elliptischen bis tropfenförmigen Geometrie des Schmelzbads ist das Potential des Schrumpfens in Längsrichtung größer als quer dazu. Hierfür hat sich in der Schweißtechnik der Begriff der Dominanz der Längskomponente bzw. der dominierenden Längsspannungen durchgesetzt. Im Temperaturintervall zwischen Spitzentemperatur und 1100°C dominiert jedoch die Querkomponente durch das verzögerte Erreichen von Spitzentemperaturen die Längskomponente. Während in Längsrichtung Schrumpfen stattfindet, dehnt sich die Querkomponente noch aus. Erst mit zunehmender Abkühlung nimmt dieser Einfluss ab, bis auch in Querrichtung reines Schrumpfen vorliegt. Zur anschaulicheren Erklärung wird auf typische Temperatur-Zeit-Verläufe quer zur Naht zurückgegriffen. Abb. 61 zeigt den Zusammenhang zwischen sich ausdehnenden und bereits abkühlenden Werkstoffbereichen anhand von Temperatur-Zeit-Verläufen quer zur Naht.

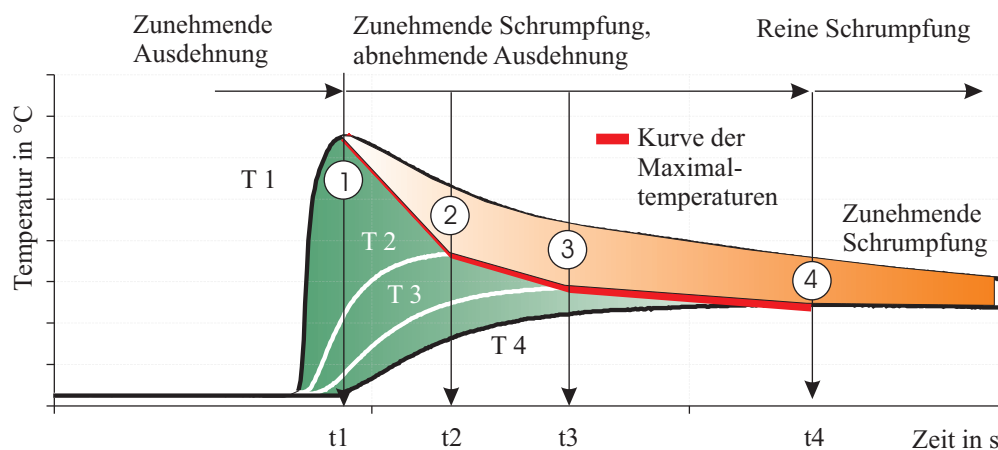


Abbildung 61: Modellvorstellung zum zeitversetzten Erreichen von Maximaltemperaturen als Trennlinie zwischen Ausdehnung (grün) und Schrumpfung (orange) von Werkstoffbereichen beim Schweißen

Zur Zeit t_1 hat das Thermoelement T_1 seine Maximaltemperatur erreicht. Materialbereiche, die diese Spitzentemperatur erreicht haben, dehnen sich weder aus, noch schrumpfen sie. Zur gleichen Zeit befinden sich die Thermoelemente $T_2 - T_4$ noch in der Aufwärmphase. Werkstoffbereiche, die zwischen den Isothermen der Thermoelemente $T_1 - T_4$ liegen, dehnen sich noch aus. Zur Zeit t_2 dehnen sich nur noch Werkstoffbereiche zwischen den Isothermen der Thermoelemente $T_2 - T_4$ aus. Werkstoffbereiche, die von den Isothermen der Thermoelemente $T_1 - T_2$ umschlossen werden, kühlen ab und schrumpfen. Zur Zeit t_3 nimmt der Anteil der Werkstoffbereiche, die sich noch erwärmen, weiter ab und ist als grüne Fläche markiert. Der Anteil, der schrumpft, und orange dargestellt ist, hat sich vergrößert. Die Trennlinie zwischen denen sich Materialbereiche der zugehörigen Isotherme weder ausdehnen noch schrumpfen, ist die Verbindung der Spitzentemperaturen von Temperatur-Zeit-Verläufen. Sich ausdehnende Werkstoffbereiche üben Druckkräfte aus, schrumpfende Werkstoffbereiche Zugkräfte. Der Übergang bei dem sich ausdehnende und schrumpfende Bereiche gerade im Gleichgewicht liegen, vollzieht sich bei dieser Schweißung bei ca. 1100°C, wie in Abb. 60 gezeigt ist.

Während der weiteren Abkühlung und bis zum Beginn der Umwandlung werden die Ergebnisse der Varianten A-C nur durch die thermischen Dehnungen beeinflusst, weil umwandlungsbedingte Änderungen in den Spannungs-Dehnungsbeziehungen bis zu Beginn der Umwandlung nicht stattgefunden haben können. Bei gleicher Temperatur werden den ther-

mischen Dehnungen in Variante A größere Werte als in Variante B und C zugeordnet. Der Kurvenverlauf der plastischen Dehnungen in Längsrichtung in Variante A bleibt unterhalb der der Variante B und C. In Querrichtung gilt umgekehrtes Verhalten, da sich Längs- und Querrichtungen im Schrumpfen befinden.

Die plastischen Dehnungen bleiben nach Unterschreiten der Umwandlungstemperatur A_{r1} für die Variante B und C konstant. Verantwortlich hierfür ist die relative Zunahme der thermischen Dehnungen während des Abkühlens im Umwandlungsgebiet. Dieser Effekt ähnelt dem bereits beschriebenen Effekt zwischen Schmelztemperatur und ca. 1100°C , der zu einem kurzfristigen Aufheben der schrumpfungsbedingten Vorgänge führt. Diesmal jedoch nicht durch ein zeitverzögertes Erreichen der Spitztemperatur, sondern durch den Volumensprung beim Wechsel des Gittertyps.

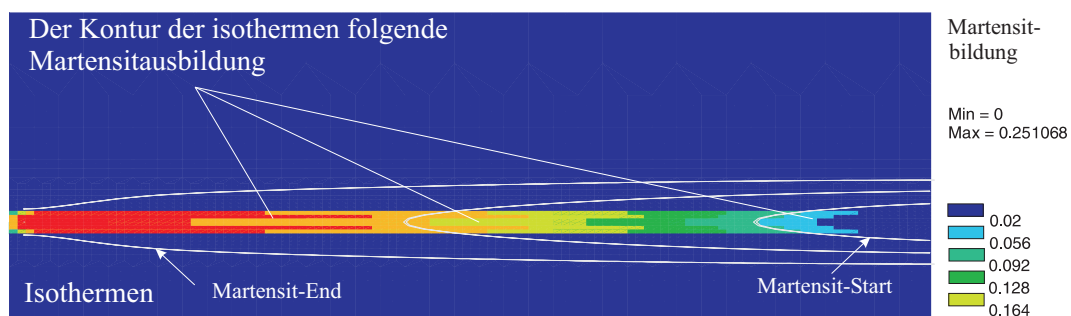


Abbildung 62: Martensitbildung am Beispiel der Laserblindnahtschweißung am DP-W 600

Der Martensit und somit auch die relative Zunahme der thermischen Dehnungen wachsen von außen nach innen in Richtung Schweißnahtmitte, weil die Umwandlung dem Wärmeabfluss in entgegengesetzter Richtung folgt. Die bei Abkühlung entstehenden Schrumpfspannungen werden durch die Ausdehnung des Martensits aufgehoben, solange bis die Umwandlung aller Werkstoffbereiche beendet ist. Dieser Effekt zeigt sich im Umwandlungsintervall sowohl in Längs- als auch in Querrichtung, s. Abb. 60(a) und Abb. 60(b).

Die Gesamtverzüge in Längs- und Querrichtung in Abb. 58 bzw. Tab. 6 sind annähernd gleich, obwohl die plastischen Dehnungen in Querrichtung vielfach höher als in Längsrichtung sind. Der Gesamtverzug ergibt sich als Summe der plastischen Dehnungen entlang der Schweißnahtlänge. In Querrichtung werden vergleichend dazu nur schmale Werkstoffbereiche plastifiziert. In der Summe führt dies zu ähnlichen Verzügen wie in Längsrichtung.

Eigenspannungen in der Schweißnaht

Abb. 63 zeigt die Entwicklung der Spannungen beim Schweißen über der Temperatur für den bereits in Abb. 60 betrachteten Punkt in Nahtmitte. Die Spannungsverläufe für die drei Varianten ergeben sich mit idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten in Abb. 63 und für isotrope Verfestigung in Abb. 64.

Eingezeichnet in Abb. 63 und Abb. 64 sind neben den Kurvenverläufen der Längsspannungen über der Temperatur auch die Streckgrenzen der Gefügezonen Grundwerkstoff, Schweißgut und WEZ bzw. die des austenitischen Gefüges.

Aufheizen

Während des Aufheizens entstehen Längsdruckspannungen, die die Fließgrenze in Abb. 64 nicht überschreiten. Die Längsspannungen erreichen ca. 50% der Fließgrenze. Da beim Aufheizen auch noch größere Querdruckspannungen entstehen, wird das Mises-Fließkriterium

erfüllt und es zeigen sich beim Aufheizen daher plastische Dehnungen in Abb. 60. Die Längsdruckspannungen bauen sich mit zunehmender Temperatur entsprechend der Streckgrenzen ab.

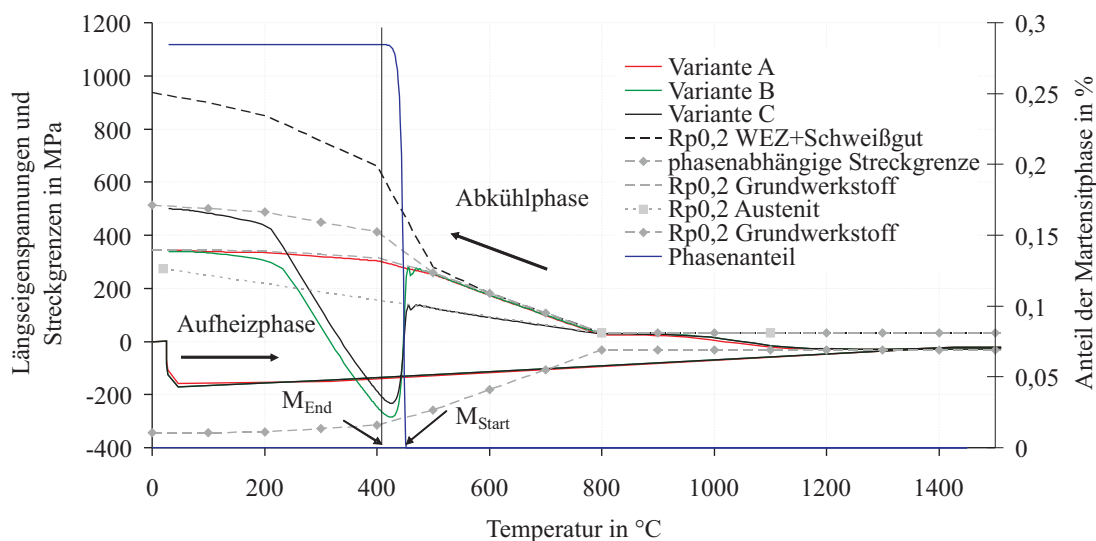


Abbildung 63: Längsspannungen über der Temperatur der Varianten A-C mit idealelastisch-plastischem Materialverhalten

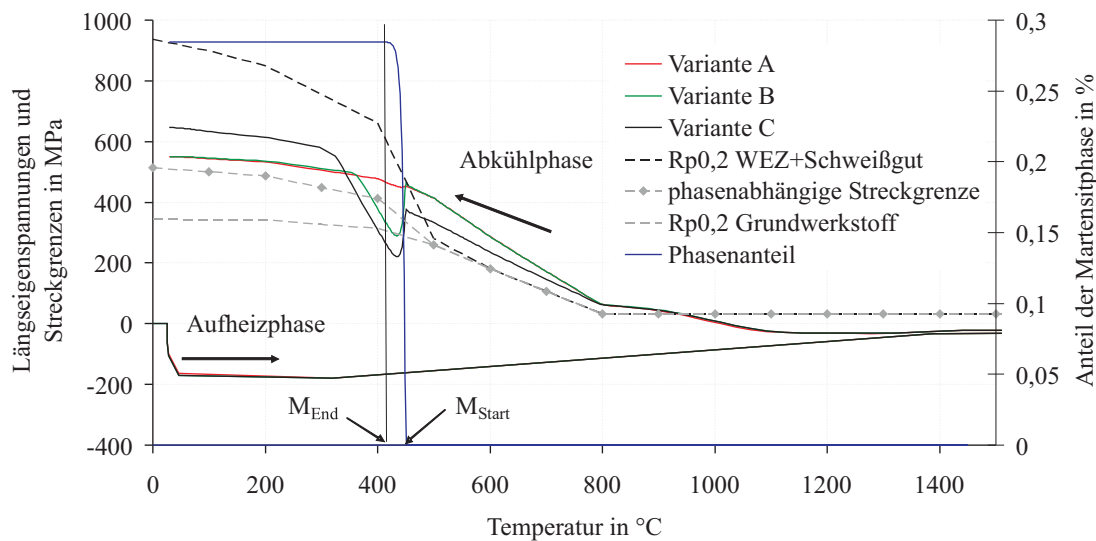


Abbildung 64: Längsspannungen über der Temperatur der Varianten A-C mit isotroper Verfestigung

Die Änderung der thermischen Dehnungen bedingt durch die $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung bewirkt analog zu den Verläufen der plastischen Dehnungen keine Änderung in den Längsdruckspannungen der Varianten A-C.

Abkühlung

Während des Abkühlung aus der Schmelze werden Längsspannungen im austenitischen Gefüge aufgebaut. Für die Variante A nehmen diese bis Raumtemperatur kontinuierlich zu. Bei den Varianten B und C wandeln sich mit Beginn der Martensit-Start-Temperatur die im

Austenit vorab aufgebauten Längsspannungen um und wechseln in den Druckbereich nahe der Fließgrenze. Ein Fließen findet nicht statt, wie die konstanten plastischen Dehnungen in Abb. 60 zeigen. Das Minimum der Längsdruckspannungen liegt in Variante B und C zwischen Martensit-Start und Martensit-End-Temperatur. Von diesem Minimum aus bauen sich die Spannungen in Längsrichtung mit weiterer Abkühlung wieder bis in den Zug auf. Je tiefer das umwandlungsbedingte Minimum der Längsdruckspannungen, desto geringere Längszugspannungen liegen abschließend bei Raumtemperatur vor. Die aus numerischen Simulationen abgeleiteten Erkenntnisse bestätigen die mit Modellvorstellungen nach Wohlfahrt [17] und Nitschke-Pagel [66], s. Abb. 13.

Die isotrope Verfestigung bewirkt keine charakteristische Änderung der Kurvenverläufe im Vergleich zu den Ergebnissen ohne Verfestigungsverhalten. Der Spannungsabfall fällt jedoch signifikant geringer aus. Dadurch verkürzt sich der Bereich konstanter plastischer Dehnungen beim Volumensprung und führt zu einem früheren Fließbeginn. Die Zugspannungen bauen sich in der numerischen Simulation und im Vergleich zu ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten früher auf.

Dominanz der Längsspannungen beim Schweißen

Mit der üblichen Darstellung von Eigenspannungsverläufen quer zur Naht und in einer Linie dazu wird verdeutlicht, warum plastische Dehnungen in Längsrichtung bzw. die Längsspannungen in Abb. 65 den plastischen Dehnungen in Querrichtung bzw. den Querspannungen in Abb. 66 bei der Mehrzahl von Schweißverbindungen übergeordnet anzusehen sind.

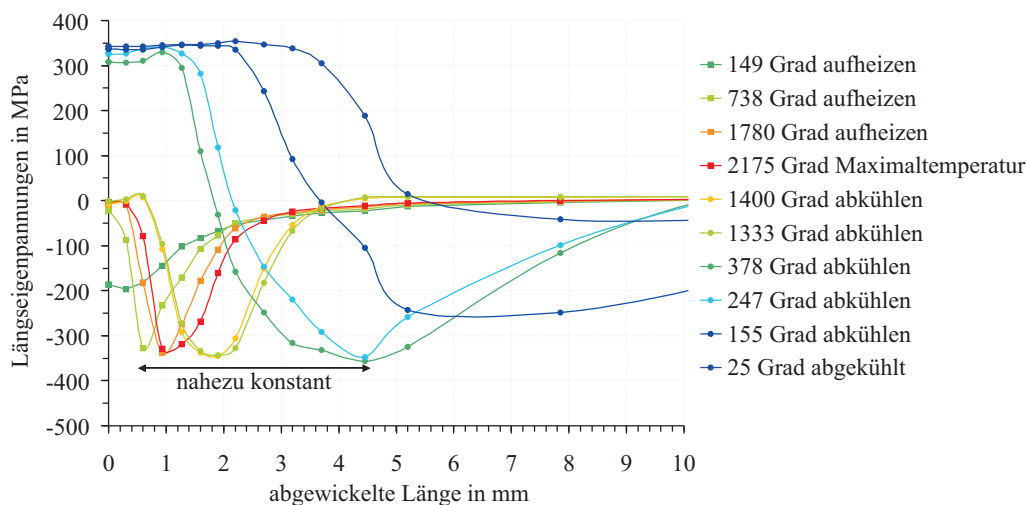


Abbildung 65: Längsspannungen quer zur Naht beim Durchfahren der Wärmequelle

Beim Aufheizen zeigen sich Druckspannungen in Längs- und Querrichtung, die sich vor der Naht aufbauen. Die Druckspannungen sind zumindest bis ca. 155°C in Querrichtung größer als in Längsrichtung. Während der weiteren Temperaturerhöhung entfernen sich die Druckspannungsminima von der Nahtmitte und die Spannungen bauen sich gleichzeitig dazu in Nahtmitte ab. Die temperaturabhängigen Dehngrenzen zum umgebenden kühleren Werkstoff sind herabgesetzt. Während in Längsrichtung über weite Bereiche des Aufheizens und der Abkühlung das Druckspannungsminimum konstant bleibt, sinken die Druckspannungsminima in Querrichtung dazu stark ab. In Nahtmitte bauen sich Längsspannungen auf, die bis auf das Aufheizen bis ca. 155°C zu jedem Zeitpunkt und damit in jeder Entfernung von der Nahtmitte stets größer als quer dazu sind. Im Sprachgebrauch wird daher von der Dominanz der Längsspannungen gesprochen. Da die Querspannungen jedoch zu beiden Seiten

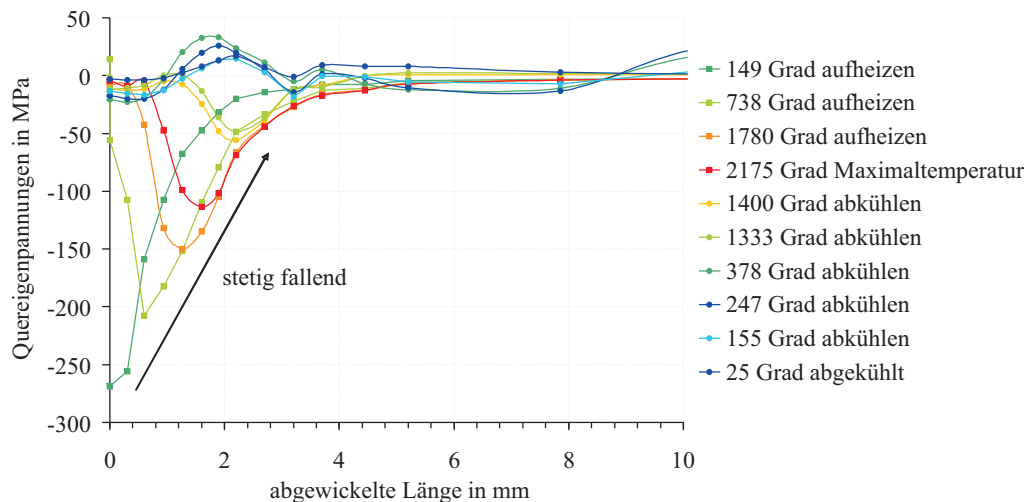


Abbildung 66: Querspannungen quer zur Naht beim Durchfahren der Wärmequelle

des Schmelzbads wirken, kann die Dominanz der Längsspannungen bis ca. 1100°C nicht bestätigt werden. Dieses zeigte sich auch in der Betrachtung der plastischen Dehnungen über der Zeit. Bestätigt werden kann, dass das Abklingen der thermischen Dehnungen dazu führt, dass die Schrumpfkkräfte in Längsrichtung die der Querrichtung dominieren. Das zeitversetzte Erreichen der Spitzentemperaturen quer zur Naht und der Volumensprung sind Effekte der Querrichtung, die die Längsrichtung zeitweise dominieren und bis zur vollständigen Abkühlung wirken. Die simulierten Längsspannungen entwickeln sich analog zu den analytisch von Radaj berechneten Längsspannungen nach dem Dreistabmodell, wie in Abb. 11 gezeigt.

5.1.2 Einfluss der Verfestigung auf Eigenspannungen

Bisherige Betrachtungen zur Entstehung von plastischen Dehnungen, Spannungen und Verzug wurden mit idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten durchgeführt. Auch mit Verfestigung zeigen sich sehr ähnliche Verläufe der plastischen Dehnungen und der Spannungen, da sich die Wärmewirkung des Schweißens und somit die charakteristische Entstehung von Verzug und Eigenspannungen nicht ändert. In Abb. 67 sind die plastischen Dehnungen während des Schweißens für die Variante C mit idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten und isotropen Verfestigungsverhalten gegenübergestellt.

Beide Berechnungen zeigen nach der Umwandlungstemperatur A_{r1} den Verlauf konstanter plastischer Dehnungen in Längs- und Querrichtung. Durch die Verfestigung wird der Bereich konstanter plastischer Dehnungen verkürzt.

Abb. 68 zeigt die Längsspannungen am Punkt in Schweißnahtmitte für die Variante C mit idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten und isotroper Verfestigung während des Schweißens. In Abb. 69 sind berechneten Eigenspannungen mit und ohne Verfestigung nach dem Schweißen gegenübergestellt.

Während des Abkühlens verfestigt der unterkühlte Austenit und daher übersteigen die Längsspannungen die der Berechnung ohne Verfestigung. Die Umwandlung führt auch mit Verfestigung zur Abnahme von Längszugspannungen, die jedoch weniger stark ausgeprägt ist als ohne Verfestigung. Je höher die Verfestigung im unterkühlten Austenit, desto geringer die Spannungsabnahme im Umwandlungsintervall. Die Höhe der Spannungsabnahme entscheidet über die Länge des Intervalls konstanter plastischer Dehnungen aus Abb. 67. Von dort aus bauen sich die Spannungen durch Schrumpfen erneut auf. Da die Verfestigung ein Fließen bei erhöhter Fließgrenze bewirkt, fällt der Längsverzug größer aus.

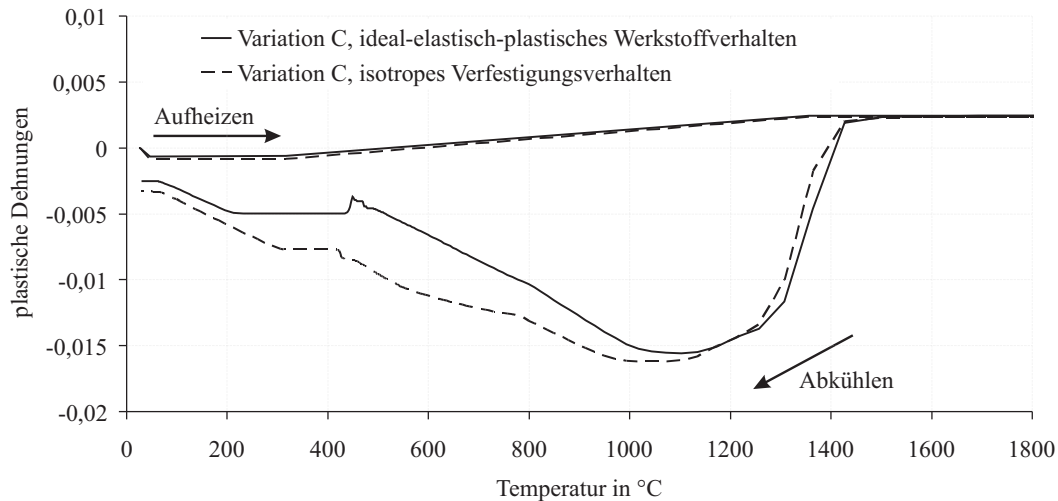


Abbildung 67: Plastische Dehnungen in Längsrichtung und Schweißnahtmitte mit idealelastisch-plastischem Materialverhalten und isotroper Verfestigung im Vergleich

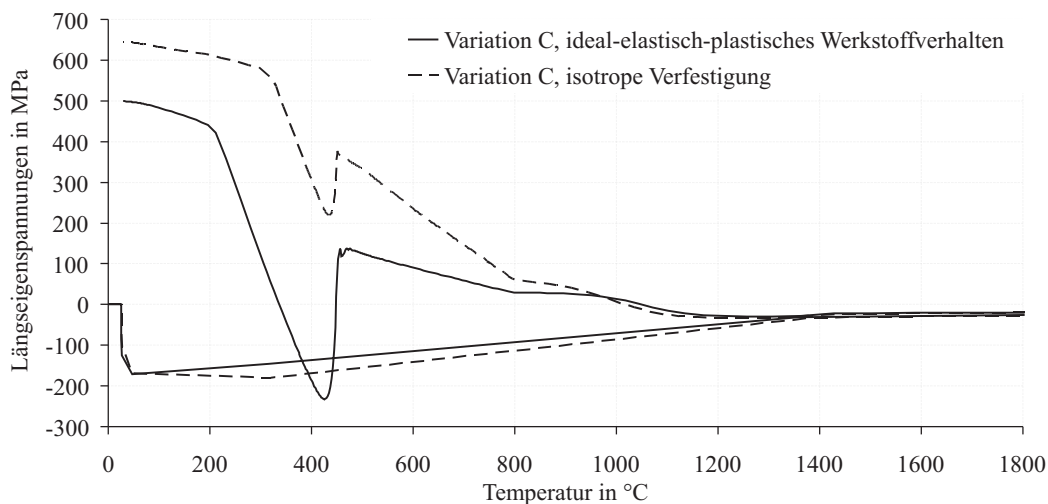


Abbildung 68: Entwicklung von Längsspannungen beim Schweißen mit idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten und isotroper Verfestigung

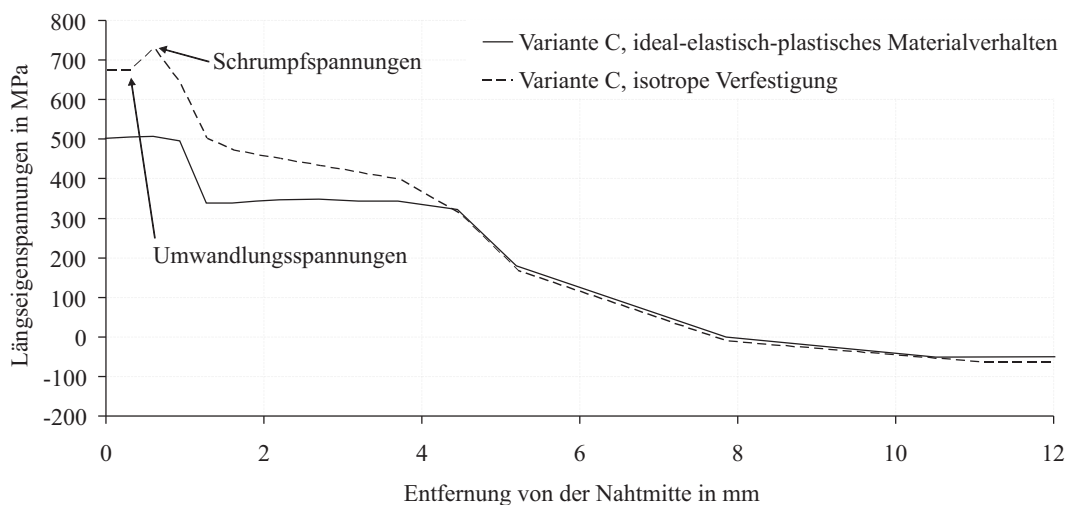


Abbildung 69: Längsspannungen quer zur Naht aus Berechnungen mit idealelastisch-plastischem Materialverhalten und isotroper Verfestigung nach vollständiger Abkühlung

Und dies, obwohl die Spannungsabnahme nach Umwandlungsbeginn zu einer schnelleren Erholung der schrumpfungsbedingten Längszugspannungen führt. Höhere Längsverzüge bei Raumtemperatur in Tab.6 sind bei Verwendung isotroper Verfestigung im Vergleich zum idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten zu verzeichnen.

Werden die Längsspannungen für idealelastisch-plastisches Werkstoffverhalten und für isotrope Verfestigung quer zur Nahtmitte für die Variante C aufgetragen, so zeigt sich die Beeinflussung der Verfestigung auf die Längseigenspannungsverläufe in Abb.69. Die Höhe der Längseigenspannungen in Nahtmitte erreicht aufgrund der Verfestigung höhere Werte als bei idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten und wird am Punkt in Schweißnahtmitte in Abb.68 gezeigt. Die Eigenspannungen im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut zeigen sich mit Verfestigung deutlich erhöht. Untersuchungen zu Verfestigungsmodellen sind im Vergleich zu Messungen in Kap.5.2 durchgeführt worden.

Während sich die Verzüge mit idealelastisch-plastischem Werkstoffverhalten unter Berücksichtigung von Umwandlungen bereits sehr gut wiedergeben lassen, ist die Eigenspannungsentstehung abhängig vom Verfestigungsverhalten des unterkühlten Austenits, den Umwandlungspunkten und den Spannungs-Dehnungsbeziehungen des neuen Gefüges.

5.2 Verfestigung, Verzug und Eigenspannungen

Im Sinne der Steigerung der Komplexität wird anschließend an umwandelnde einlagige Schweißungen eine zweilagige Schweißung eines metastabilen Austenits untersucht. Für eine Platte mit den Maßen $200 \times 270 \times 30 \text{ mm}^3$ (Breite, Länge, Höhe) des Stahls AISI 316L mit U-Nahtvorbereitung, Werkstoffnummer 1.4435, wurde mit artverwandtem Zusatzwerkstoff eine zweilagige WIG-Schweißung über die Gesamtlänge von 270 mm geradlinig ausgeführt. Die Schweißparameter, die thermophysikalischen und -mechanischen Materialdaten sowie Temperatur-Zeit-Verläufe, mit NiCr-Ni Thermoelementen erfasst, sind im Rahmen des Round-Robin Projekts [112] mit internationaler Beteiligung den Projektpartnern zur Verfügung gestellt worden, s. Kap.3.2. Verformungs- und röntgenographische Eigenspannungsmessungen und Finite-Element-Berechnungen zum Temperaturfeld, Verzug und Eigenspannungen wurden am Fraunhofer IWM durchgeführt.

Die zweilagig geschweißte Platte mit der Definition der Auswerteebenen zur Validierung des Verzugs sowie der zwei Eigenspannungsmessebenen ist in Abb.70 gezeigt. In der um 180 mm vom Nahtanfang versetzten Messebene wurden Bohrlochmessungen nach Vorgabe von [112] durchgeführt. Um die Beeinflussung des Eigenspannungszustandes durch die Bohrungen zu vermeiden, wurde die Messebene der röntgenographischen Eigenspannungsmessung um zusätzliche 45 mm in Schweißrichtung verschoben. Die röntgenographischen Eigenspannungsergebnisse wurden mir von meinen Kollegen H. Buck und E. Reisacher zur Verfügung gestellt.

Abb.71 zeigt den Vergleich der gemessenen [112] und berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe beider Schweißungen für ein Thermoelement. Der Vergleich zeigt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Messung und Berechnung. Das Beispiel bestätigt erneut, dass Temperaturfelder mit gemessenen thermophysikalischen Materialdaten an austenitischen Werkstoffen genau berechnet werden können, vergl. Abb.54 auf S.57 am Beispiel der Temperaturfeldberechnung des Werkstoffs H400.

In Tab.7 sind experimentelle Schmelzbadlängen und -breiten den Rechnungen gegenübergestellt. Die thermographisch erfassten Längen sind kleiner als die berechneten. Die Abweichungen lassen sich auf unbekannte temperatur- und materialabhängige Abstrahlkoeffizienten während des Schweißens zurückführen. Die Breiten aus Rechnungen und Makroschliff zeigen eine gute Übereinstimmung.

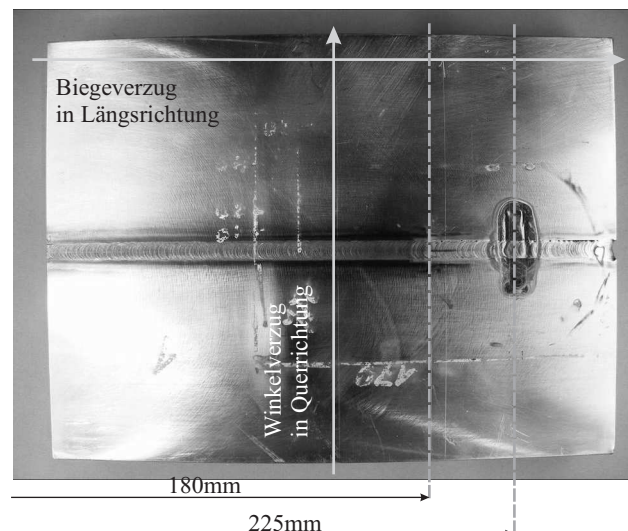


Abbildung 70: Definition der Auswertelinien zum Verzug und zu den Eigenspannungen

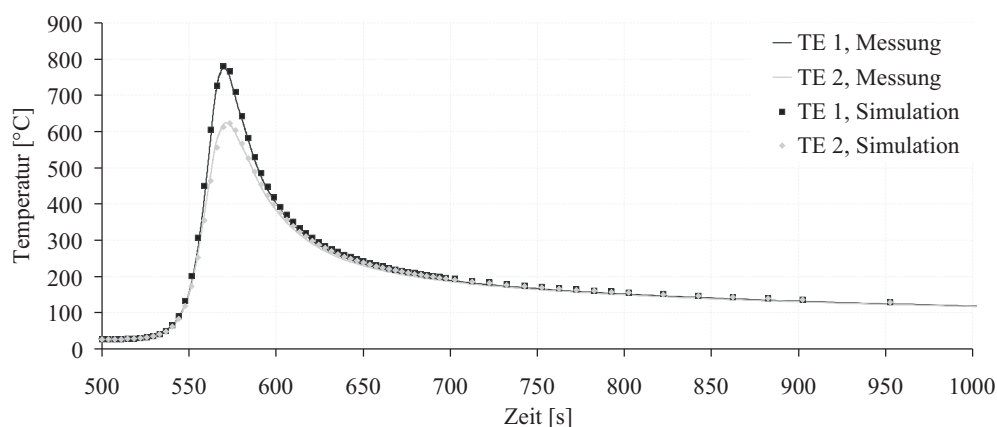


Abbildung 71: Temperatur-Zeit-Verläufe beim Schweißen des AISI 316L mit Zusatzwerkstoff

Verformungen

Die Winkel- und Biegeverformungen wurden nach dem Schweißen der zweiten Lage mit einem induktiven Wegaufnehmer erfasst, da vom Projektträger die Verformungen während des Schweißens nicht aufgezeichnet bzw. nicht bereitgestellt werden konnten. Die von C. Eichheimer und R. Kissling innerhalb einer CNC-Vorrichtung ermittelten Biege- und Winkelverformungen an der Oberfläche längs und quer zur Naht sind in Abb. 72 den Berechnungsergebnissen gegenübergestellt.

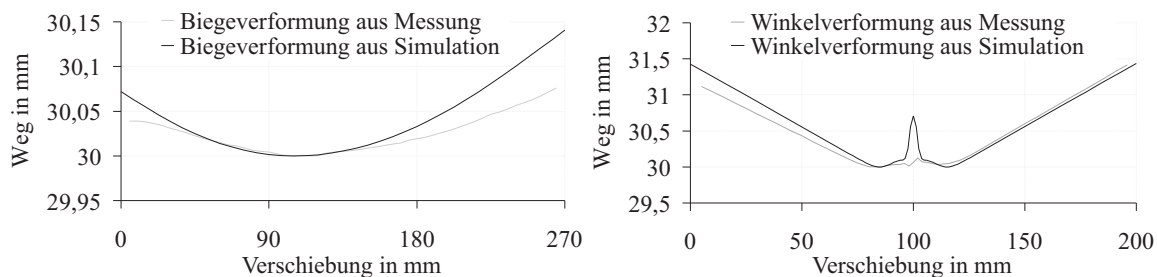
Die Verformungsmessungen zeigen sehr gute Übereinstimmungen mit den berechneten Biege- und Winkelverzügen. Die berechneten Durchbiegungen in Längsrichtung in Abb. 72(a) fallen geringfügig höher als die gemessenen aus. Die maximalen Abweichungen lassen sich in den Biegeverzügen finden. Sie betragen weniger als 0,055 mm im Biegeverzug.

Eigenspannungen und Mikrostruktur

In dem Round-Robin Projekt wurde der metastabile austenitische Grundwerkstoff 316L mit artverwandtem Schweißzusatzwerkstoff 316LN geschweißt. Austenitisches Verhalten der Schweißnaht sollte ohne Umwandlungen gerechnet werden. Ein Makroschliff der beiden Nähte zeigt bei Nital-Ätzung jedoch eine Dunkelfärbung im Nahtbereich, während der Grund-

	Schmelzbadlänge [mm]		Schmelzbadbreite [mm]	
	Thermokamera		Makroschliff	
	Naht 1	Naht 2	Naht 1	Naht 2
Messung	8,0	8,4	6,5	9,8
Rechnung	9,0	10,3	6,1	9,0

Tabelle 7: Vergleich experimenteller und rechnerisch ermittelter Schmelzbadoberflächen



(a) Biegeverformungen in Schweißrichtung

(b) Winkelverformungen quer zur Schweißnaht

Abbildung 72: Biege und Winkelverformungen nach dem Schweißen von zwei Lagen

werkstoff weiß erscheint, wie in Abb. 73 gezeigt ist. Zur Vermeidung von Heißrissen und Spannungsrisskorrosion wird Stickstoff zulegiert, und in der Naht wird ein ferritischer Anteil von 3-10% erzielt [134, 135], der im Schliffbild zu erkennen ist.

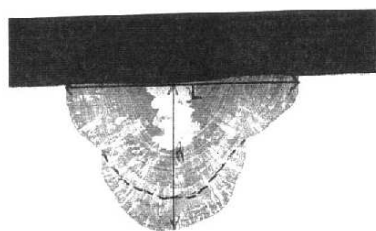


Abbildung 73: Makroschliffbild der Schweißverbindung aus dem Round-Robin Vorhaben [112]

reicht und führen zu einem Kornwachstum, das die Umwandlung in ferritische Anteile unterstützt und sehr gut im Schliffbild zu erkennen ist.

In Abb. 74 sind die berechneten Eigenspannungen ohne und mit isotroper Verfestigung den Ergebnissen aus Röntgen- und Neutronenbeugungsmessungen gegenübergestellt.

Mit ideal-elastisch-plastischem Materialverhalten zeigen sich im Vergleich zu den röntgenographischen Messungen die größten Abweichungen. Während sich die kinematische Verfestigung bevorzugt auf ein geringfügiges Anheben der Längseigenspannungen in der Naht auswirkt, verursacht die isotrope Verfestigung ein Anwachsen der Längseigenspannungen in der WEZ. Der gemischt-isotrope Ansatz liefert eine Zwischenlösung [139]. Die röntgenographisch ermittelten hohen Zugeigenspannungen, die mit Messungen der Eigenspannung durch Neutronenbeugung²⁹ in der WEZ nicht nachgewiesen konnten, können durch die Rechnungen nicht wiedergegeben werden, wie auch [140] zeigt. Die Gesamttendenz des Eigenspannungsverlaufs wird mit vorwiegend isotroper Verfestigung am besten repräsentiert. Es ist zu erwarten, dass mit vielparametrischen Verfestigungsmodellen, wie beispielsweise dem Chaboche-

²⁹ A. M. Paradovska: Department of Mechanical Engineering, Monash University, Australia

Während sich durch eine gezielte Wärmebehandlung langsam abkühlender metastabiler Austenite austenitische Gefüge einstellen lassen, können beim Schweißen mit deutlich schnellerer Abkühlung nennenswerte ferritische Anteile entstehen [136, 137]. Bei Ferrit-Anteilen bis 8% liegen die ferritischen Anteile lediglich im aufgeschmolzenen Volumen der Naht, während der Grundwerkstoff austenitisch bleibt [138]. In Schweißnahtmitte überwiegen die austenitischen Anteile. Die höchsten Spitzentemperaturen und Verweilzeiten im Austenitgebiet werden hier erreicht

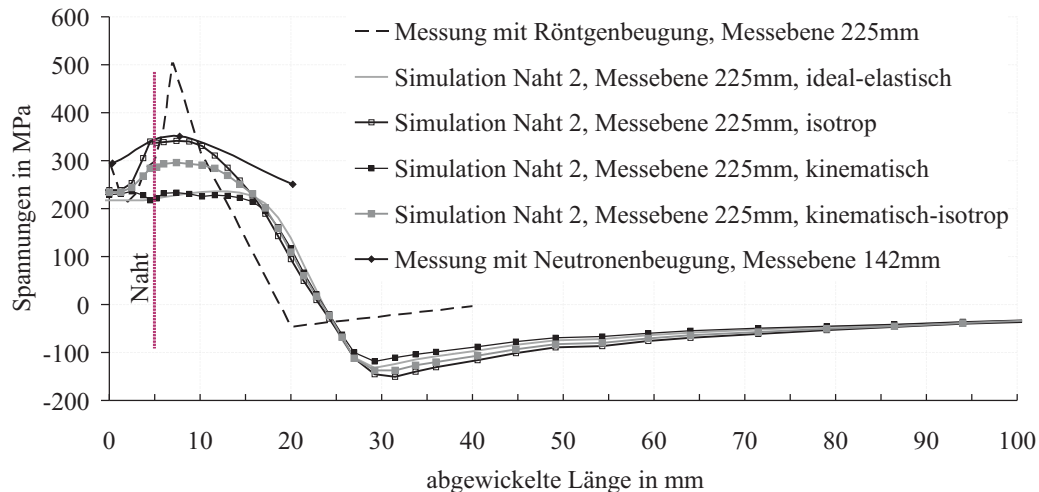


Abbildung 74: Vergleich der Längseigenstressen der zweilagig ausgeführten WIG-Schweißung am 316L mit Messungen

Modell verbesserte Übereinstimmungen mit Messungen gefunden werden können [141].

5.3 Unterpulver Bandplattieren von Druckbehälterstählen

Mit Schweißverbindungen können nicht nur Einzelkomponenten zu einem Bauteil verschweißt werden, sie eignen sich auch zum Aufbringen von Schutz- und Verschleißschichten. Die plattierten Materialien können dabei artfremd sein. Am Beispiel von Unterpulver-bandplattierten Druckbehälterstählen wird auf einen ferritischen Grundwerkstoff eine zweilagige austenitische Schutzschicht von je fünf sich überlappenden Nähten zweilagig aufplattiert, wie in Abb. 76 gezeigt wird. Alle Schweißungen und begleitenden Messungen wurden an und die Schweißungen von der SLV-Duisburg durchgeführt. Die zu verschweißenden Materialien unterscheiden sich in ihren thermophysikalischen, -metallurgischen und -mechanischen Eigenschaften. Auf das messtechnisch nur lokal und sehr schwer zu erfassende Eigenspannungsfeld zwischen der Plattierung und dem Grundwerkstoff und deren Entstehung wird in den Simulationen besonders eingegangen.

Für dieses Fallbeispiel wurde das mit SYSWELD numerisch berechnete 3D-Eigenspannungs- und Verformungsfeld für eine anschließende numerische Wärmebehandlung und eine bruchmechanische Bewertung in das Programm ABAQUS übertragen [114]. Damit wurde die virtuelle Prozesskette zwischen zwei unterschiedlichen Programmpaketen geschlossen.

5.3.1 Werkstoffe

Die zu plattierende und numerisch untersuchte Modellplatte wurde einem größeren Materialblock des umwandlungsfähigen Werkstoffs 22NiMoCr3-7, Werkstoffnr. 1.6751, entnommen. Die Blechstärke vor dem Plattieren der Modellplatte bei einer Länge von 700 mm und einer Breite von 300 mm betrug 74 mm. Vor dem Plattieren wurde die Modellplatte spannungsarm geglüht.

Für die Plattierung wurden hochchromhaltige austenitische Bänder der Breite 60 mm und der Dicke 0,5 mm verwendet. Zum Plattieren der ersten Schicht wurde das Band mit der Bezeichnung CN 24/13 NBR 800 BS verwendet. Aufgrund der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff findet eine lokale Chrom- und Nickelverarmung in der ersten Plattierung statt, daher sind die Chrom und Nickelgehalte gegenüber dem zweiten Band CrNi 21/10 - BS Nb-

frei leicht erhöht. Die verwendeten Materialdaten sowie die chemischen Zusammensetzungen der Werkstoffe sind im Anhang aufgeführt.

5.3.2 Unterpulverschweißverfahren

Die Plattierung der Versuchsplatten wurde mit Hilfe eines Unterpulverschweißverfahrens durchgeführt. Das Unterpulverschweißen zählt zu den verdeckten Lichtbogenschweißverfahren. Die mechanisch zugeführte Drahtelektrode taucht in die vor dem Schweißkopf durch einen Zuführungsschlauch aufgebrauchte Pulverschüttung ein. An ihrem Ende brennt der Lichtbogen zwischen der Elektrode und dem Werkstück. Der Lichtbogen schmilzt einen Teil des Pulvers zu einer Schlacke, die sich zu einer teilweise mit ionisierten Gasen gefüllten Blase (Kaverne) aufbläht, in der der Lichtbogen brennt. Der abgeschmolzene Elektrodenwerkstoff bildet mit dem nur oberflächlich aufgeschmolzenen Grundwerkstoff ein Schmelzbad, das mit fortschreitendem Schweißen zur Schweißraupe erstarrt. Die geschmolzene Schlacke verdeckt die Raupe und verhindert eine zu rasche Abkühlung der erstarrten Naht. Das Unterpulverschweißen mit Bandedelektroden gilt als Verfahrensvariante des Unterpulverschweißens. Der besondere Vorteil bei Verwendung quer zur Naht geführter bandförmiger Elektroden liegt darin, dass von der Bandkante ein oder mehrere Lichtbogen gleichzeitig brennen, die dem jeweiligen Abbrand folgend von Bandkante zu Bandkante hin und her pendeln. Durch diese automatische Pendelung kommt es zu einer starken Reduzierung der Einbrandtiefe. Aufmischgrade von weniger als 20 % sind zu erwarten³⁰. Das Pulver wurde vor dem Plattierungsprozess vorgetrocknet.

5.3.3 Temperaturfeldberechnungen

Das Bandplattieren mit mehreren gleichzeitig brennenden Lichtbögen kann nur im Kleinstmodell numerisch abgebildet und aus Rechenzeitgründen nicht auf das Gesamtmodell der Plattierung angewendet werden. Stattdessen wurde in der Simulation ersatzweise ein gleichmäßiger Abbrand der Elektrode modelliert und ein nahezu gleichmäßiger Einbrand entsprechend der Makroquerschleife [114] erzielt. Für die Berechnung des Temperaturfelds der sich überlappenden Nähte wurde ein quer zur Schweißnahtichtung liegender horizontaler Halbzylinder als Geometrikörper eigens für die Temperaturfeldsimulation entwickelt, in dem die Leistung radial nach Gauss, s. Gl. 20, verteilt wird, über der Breite des Bandes aber konstant ist. Die Ersatzwärmequelle wurde als Geometrikörper durch das Modell geführt, und der Zusatzwerkstoff wurde beim Erreichen der Schmelztemperatur zugeschaltet. Dadurch konnte der stückweise Aufbau der Naht simuliert werden.

Aufgrund der asymmetrischen Belastung durch das Temperaturfeld konnten Bauteilsymmetrien für transiente Simulationen nicht ausgenutzt werden. Bei der Vernetzung musste von einer feinen Vernetzung des Bauteils mit gleichmäßiger Diskretisierung in der Plattierungsschicht und mehreren Elementen über der Höhe abgesehen werden. Diese Netzmodellierung überstieg die Anzahl der Freiheitsgrade, die mit Rechnern der aktuellsten Generation noch berechenbar gewesen wären. Daher wurden die zwei Plattierungen nur mit jeweils einem Element über der Dicke abgebildet. In den Bereichen der Nähte, die sich nicht überlappen, wurde die Elementgröße quer zur Naht ebenfalls erhöht. Unter der Plattierung wurde eine möglichst feine Elementierung angestrebt, um die komplexere Wechselwirkung des umwandelnden Werkstoffs mit der Plattierung abbilden zu können. Abb. 75 zeigt die in Zusammenarbeit mit M. Burdack vom Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik entstandene Vernetzung des gesamten Bauteils sowie die Vernetzung der ersten beiden sich überlappenden Nähten in der Queransicht.

³⁰ Merkblatt 374: Unterpulverschweißen, 1. Auflage, 1983, SLV-Duisburg

Die fünf sich pro Plattierung überlappenden Schweißungen wurden mit 702 A und 28,5 V geschweißt. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 mm/s entspricht dies einer Streckenenergie von 100,04 kJ/cm.

Die zu plattierende Platte lag während des Schweißens an ihren vier Eckpunkten auf einem eigens konstruierten Messrahmen. Wegen des enormen Gewichts konnte eine 3-Punkt Lagerung nicht realisiert werden. Seitlich und auf halber Höhe der Modellplatte wurden die Verschiebungen während des Schweißens induktiv erfasst. Zusätzlich wurden die Verformungen während des Schweißens von der Unterseite optisch zur Auswertung nach dem Objektrasterverfahren [100, 142], aufgezeichnet.

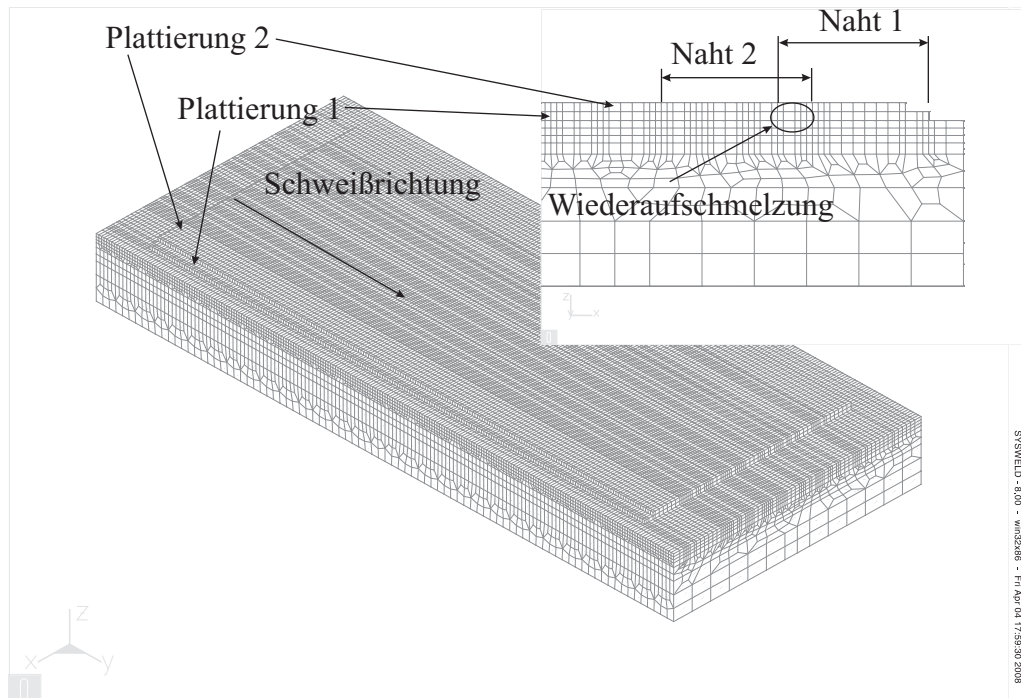
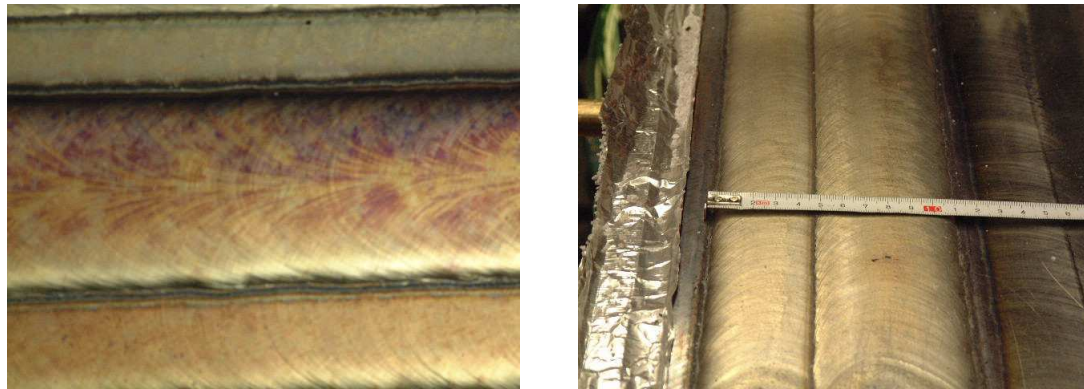


Abbildung 75: Vernetzung der Plattierung

Zur experimentellen Bestimmung der Temperaturen während des Schweißens wurden Thermoelemente quer zur Naht und in einer Linie dazu auf halber Höhe der Schweißnaht appliziert. Erste Vergleiche zwischen berechneten und gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen zeigten, dass die berechneten Schmelzbadlängen im Vergleich zu den Temperaturmessungen zu kurz waren. Analog zu Kap. 4.2.4 wurde daher die Schmelzbadlänge durch das Herabsetzen der Wärmeleitfähigkeit in Querrichtung oberhalb der Schmelztemperatur beeinflusst, um Erstarrungsisotherme und Schmelzbadlänge besser abbilden zu können. Zusätzlich und nur bei Verfahren, bei denen sich ein vergleichsweise großes Schmelzbad ergibt, konnte auch die erstarrte Schmelzbadoberfläche zur Verifizierung der Berechnungen herangezogen werden. Ein Oberflächenfoto des erstarrten austenitischen Schweißguts nach der zweiten Naht der ersten Plattierung zeigt in Abb. 76 Erstarrungslinien und das normal dazu ausgerichtete Kornwachstum.

Abb. 77 zeigt den Vergleich der Rechnungen und Messungen von Temperaturen. Die Unterschiede in den Spitzentemperaturen zwischen Rechnung und Messung sind deutlich erkennbar. Dies hat prozesstechnische Gründe. Das Plattieren nach kerntechnischen Regel-



(a) Erstarrenslinien und Kornwachstum

(b) Überlappung von zwei aufeinanderfolgenden Schweißraupen

Abbildung 76: Erstarrung der austenitischen Plattierung

werken^{31,32} schreibt eine Vorwärmtemperatur von 150°C und eine Zwischenlagentemperatur von 120°C vor. Dies war unter Laborbedingungen versuchstechnisch nicht realisierbar. Da die

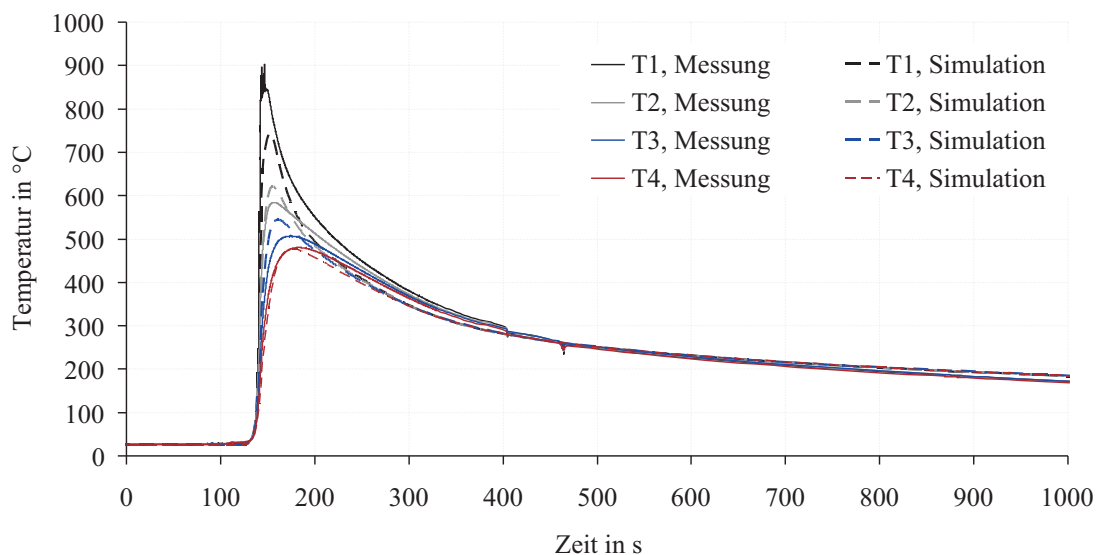


Abbildung 77: Temperatur-Zeit-Verläufe beim Schweißen der ersten Naht

Schweißprozessparameter optimal auf die Vorwärmung abgestimmt sind, ist die Anbindung der Plattierung an den Grundwerkstoff bei nicht vorgewärmter Platte nicht ausreichend gegeben. Dies führt neben den prozessbedingten Schwankungen der Nahtbreite auch zu einer schlechten Nahtanbindung an den Grundwerkstoff und zu einem verstärkten Ausfransen des Nahtrands. Nach dem Schweißen der ersten Naht wurde jedoch soviel Wärme in das Werkstück eingebracht, dass die geforderte Zwischenlagentemperatur der Probe in Nahtmitte von 120°C während des Einrichtens der Schweißanlage bis zum Schweißbeginn der Folgenaht gehalten werden konnte. Da in der Temperaturfeldsimulation die schwankende Nahtbreite nicht berücksichtigt wird, zeigen sich insbesondere bei nahtnahen Thermoelementen die größten Abweichungen, wie in Abb. 77 gezeigt ist. Die mangelnde Anbindung und Aufmischung führt

³¹ Boiler and Pressure Vessels Code, American Society of Mechanical Engineers, New York, 1995, Vol. Xec. X

³² Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Anhang AP, Anhaltsangaben über physikalische Eigenschaften Kerntechnischer Ausschuß, Bonn, Kerntechnischer Ausschuß, 3201-1-1197, 1997

zu einer verringerten Wärmeabgabe in die Plattierung. Daher werden oberflächennah höhere Spitztemperaturen gemessen als berechnet.

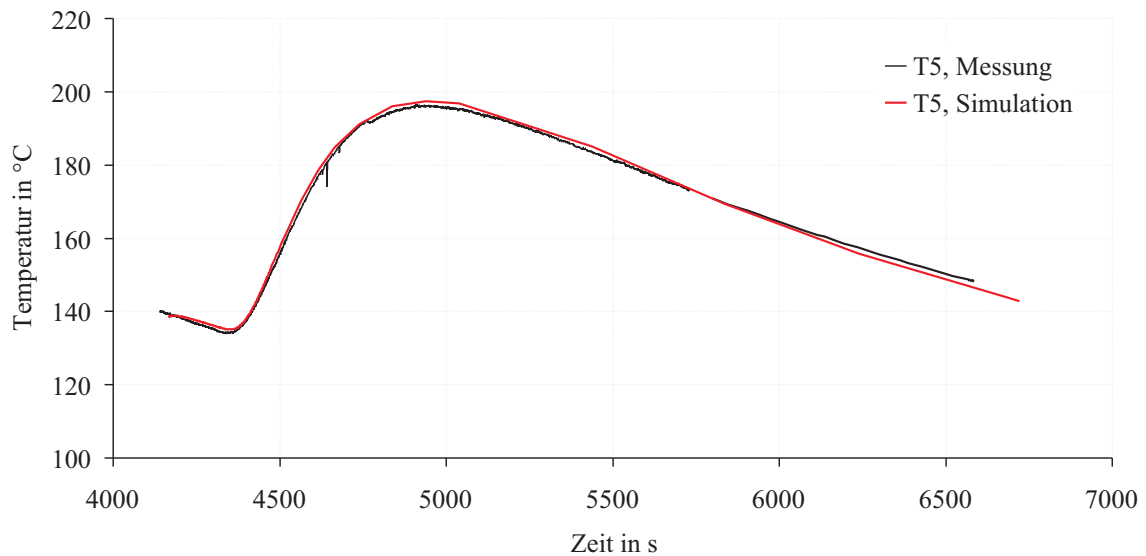


Abbildung 78: Temperatur-Zeit-Verläufe beim Schweißen nach drei Nähten

Zur Lösung dieses Problems wurde die Leistungsdichte beim Schweißen an den Messungen und Berechnungsergebnissen der Naht 3 vorgenommen. Der Vergleich der Messung mit der Rechnung, wie in Abb. 78 dargestellt, zeigt eine exakte Übereinstimmung. Über diesen Abgleich der Wärmestromdichte an die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen wurde der Gesamtenergieeintrag pro Raupe für alle zu berechnenden Raupen validiert.

5.3.4 Schweißspannungen

Abb. 79 zeigt die Schweißspannungen der 3D-Berechnung der Naht 1, 2, 5 der ersten, und der Naht 10 der zweiten Plattierung als Mittenquerschnitt senkrecht durch die Plattierung geschnitten. In den Teilbildern zeigen sich, in Längs- und Querrichtung unterteilt, jeweils Zugeigenspannungen in den austenitischen Plattierungen. Im plattierten Grundwerkstoff unterhalb jeder Naht sind halbkreisförmige Druckeigenspannungen zu erkennen. In tieferen Schichten zeigen sich aus Gleichgewichtsgründen Zugeigenspannungen.

Nach dem Schweißen der ersten Raupe fallen die Quereigenspannungen im Druck zunächst größer als die Längseigenspannungen aus, wie in Abb. 79(b) gezeigt ist. Die Längseigenspannungen nehmen mit jeder geschweißten Raupe zu und erreichen das Niveau der Quereigenspannungen, wie die nachfolgenden Teilabbildungen 79(c)-79(h) zeigen. Zu betonen ist, dass die Quereigenspannungen im Vergleich zu dünnwandigen Schweißungen, wie in Kap. 5.1 gezeigt, sogar das Niveau der Längseigenspannungen im Zug erreichen und im Druck überschreiten. Die Längs- und Quereigenspannungen der letzten geschweißten Nähte 5 und 10 zeigen keine Abnahme der Eigenspannungsmaxima aufgrund der Plattenbegrenzung.

Durch die Überlappschweißungen der einzelnen Raupen, s. Abb. 76, werden die Eigenspannungen bereits geschweißter Raupen beeinflusst. Der Effekt der Eigenspannungsumlagerung durch Wiederaufschmelzen und Wiederaufwärmen der geschweißten Nähte ist deutlich für Naht 2 in Abb. 79(c) und Abb. 79(d) und den nachfolgenden Abb. sowohl in den Längs- als auch in den Quereigenspannungen zu erkennen. Die Druck- und Zugeigenspannungen der vorangegangenen Naht bauen sich durch Fließen ab und lagern sich um. Mit zunehmender Entfernung zur zuletzt geschweißten Naht verbleiben Druck- und Zugeigenspannungsinself

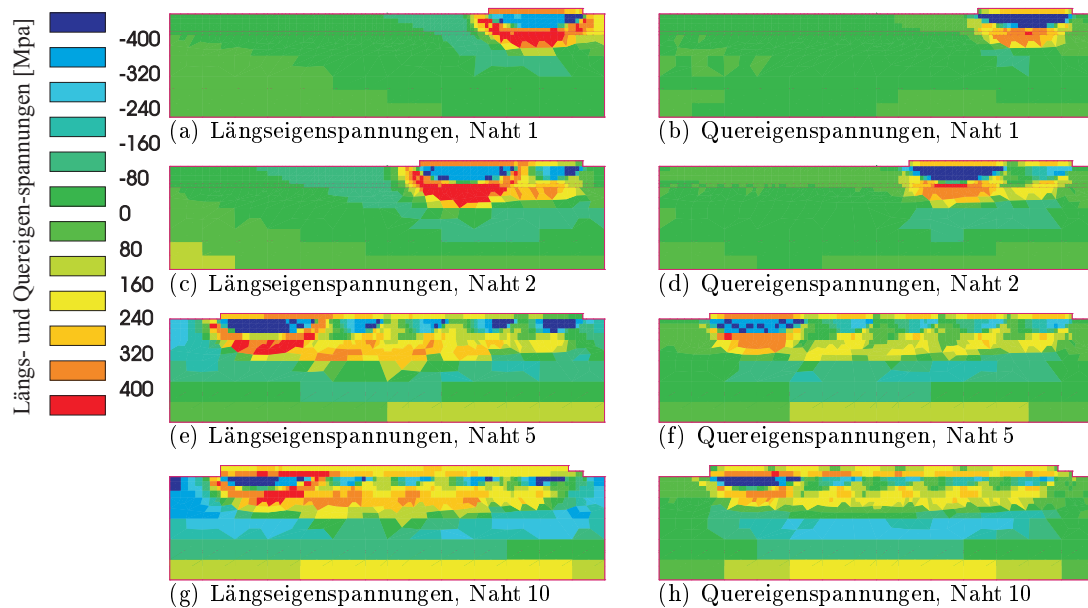


Abbildung 79: Längs- und Quereigenspannungen nach Schweißraupe 1, 2, 5 der ersten und 10 der zweiten Plattierung

vorheriger Nähte. Abb. 79(e) und Abb. 79(f) zeigen daher nach dem Schweißen der ersten Plattierung mit insgesamt 5 Nähten Druck- und Zugeigenspannungsinselformen im Querschnitt. Gleiches Verhalten zeigt sich nach dem Schweißen der zweiten Plattierung in Abb. 79(g) und Abb. 79(h). Diese zweite Plattierungslage führt nicht zum signifikantem Abbau der Eigenspannungsgradienten innerhalb der ersten Plattierungslage sowie darunter.

Schweißigenspannungen unterhalb der Plattierung

Für eine detaillierte Diskussion der Eigenspannungen und der Effekte der Eigenspannungsumlagerung sind nach dem Schweißen der Nähte 1, 2 und 5 die Eigenspannungen in Längs- und Querrichtung unmittelbar unterhalb der Plattierung, s. Abb. 80-82, dargestellt.

Abb. 80 zeigt die Eigenspannungsverläufe unterhalb der Plattierung nach der ersten Schweißnaht. Links und rechts der Anschmelzung zeigen sich hohe Längseigenspannungen, während die Quereigenspannungen in diesem Bereich gering ausfallen. Sowohl Längs- als auch Quereigenspannungen führen im Bereich der Anschmelzung zu Druckeigenspannungen.

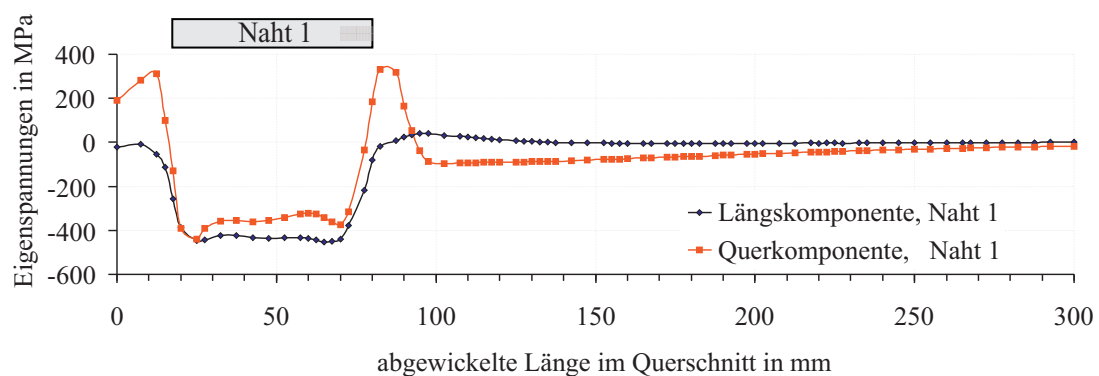


Abbildung 80: Längs- und Quereigenspannungen an Knotenpositionen quer zur Naht 1

Beim Überschweißen eines Teils der ersten Naht stellen sich in Abb. 81 unterhalb der Plattierung die gleichen charakteristischen Spannungsverläufe der Längs- und Quereigenspannungen

gen ein, wie bereits in Abb. 80 gezeigt. Die Eigenspannungsverläufe sind jedoch verschoben. Die Verschiebung entspricht nahezu der Überlappung der nachfolgenden Schweißnaht.

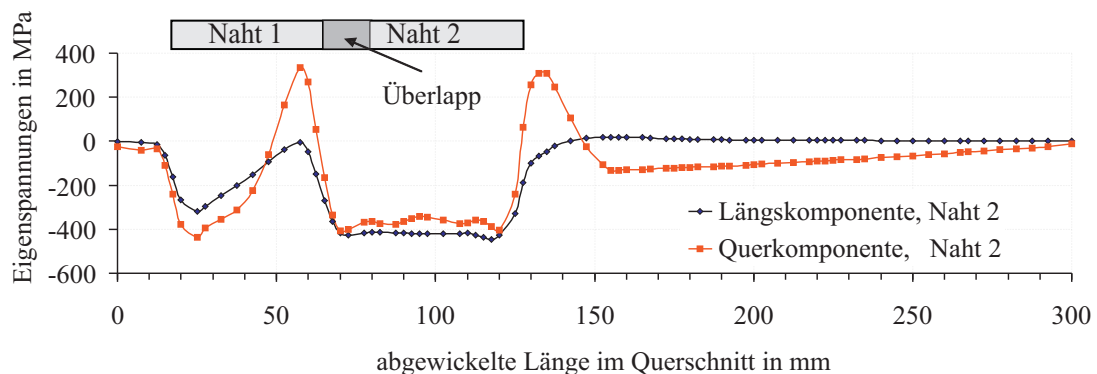


Abbildung 81: Längs- und Quereigenspannungen an Knotenpositionen quer zur Naht 2

Entfernt von der WEZ der Naht 2 in Abb. 81 bleiben die vorherig gebildeten Druckeigenspannungen in Längs- und Querrichtung nahezu erhalten. Die starken Eigenspannungsgradienten der ersten WEZ werden durch die zweite WEZ abgebaut.

Der Eigenspannungsverlauf nach dem Schweißen der Naht 1 aus Abb. 80 ist dem der Naht 2 im Schweißnahtbereich sehr ähnlich. In der Simulation wurde die Modellplatte als eigenspannungsfrei für die erste Naht betrachtet, während die verbleibenden Eigenspannungen beim Schweißen der zweiten Naht als Randbedingung berücksichtigt wurden. Die Eigenspannungsverteilung in der WEZ und dem Bereich der Anschmelzung wird im Vergleich der ersten beiden Schweißnähte weniger durch vorgelagerte Eigenspannungen als durch den Schweißprozess selbst beeinflusst.

Die Verschiebung der Eigenspannungsverläufe wiederholt sich für jede Naht, wie in Abb. 82 nach 5 Schweißraupen gezeigt. Mit zunehmender Anzahl überlappend geschweißter Nähte zeigt sich ein periodischer Verlauf der Eigenspannungen. Druckeigenspannungen werden von denen im Zug abgelöst und umgekehrt.

Das Plattieren eines Reaktordruckbehälters mit einer Vielzahl von Schweißnähten kann zur Zeit transient nicht abgebildet werden. Daher stellt die numerisch schweißsimulierte Modellplatte nur einen Ausschnitt mit Randeffekten dar. Vor dem Schweißen der Naht 1 war die Platte nicht vorgewärmt, Naht 5 ist die letzte Schweißung der ersten Plattierung und stellt daher das Ende der Schweißung mit Berandung dar. Der Eigenspannungsverlauf der Naht 3 ist als repräsentativ anzusehen.

Durch das Schweißen der zweiten Plattierung werden die inhomogenen Eigenspannungsbereiche in der WEZ des Grundwerkstoffs nur qualitativ geändert, vgl. Abb. 79(e)-Abb. 79(h).

Entstehung der Druckeigenspannungen im Material-Mismatch

Druckeigenspannungen bilden sich unterhalb der Plattierung halbkreisförmig aus. Der Plattierungswerkstoff besitzt gegenüber der austenitischen Plattierung ein Umwandlungsverhalten und die thermischen Dehnungen und Streckgrenzen sind im Vergleich zu den austenitischen Schweißwerkstoffen unterschiedlich.

Der Frage ist nachzugehen, ob der $\alpha \rightarrow \gamma, \gamma \rightarrow \alpha$ Volumensprung beim Umwandeln, die unterschiedlichen thermischen Dehnungen der Werkstoffe oder die Streckgrenzenunterschiede zu Druckeigenspannungsgebieten unterhalb der Plattierung führen. Tab. 8 zeigt die Matrix der unterschiedlich zu berücksichtigenden Parameter für die Varianten A-C.

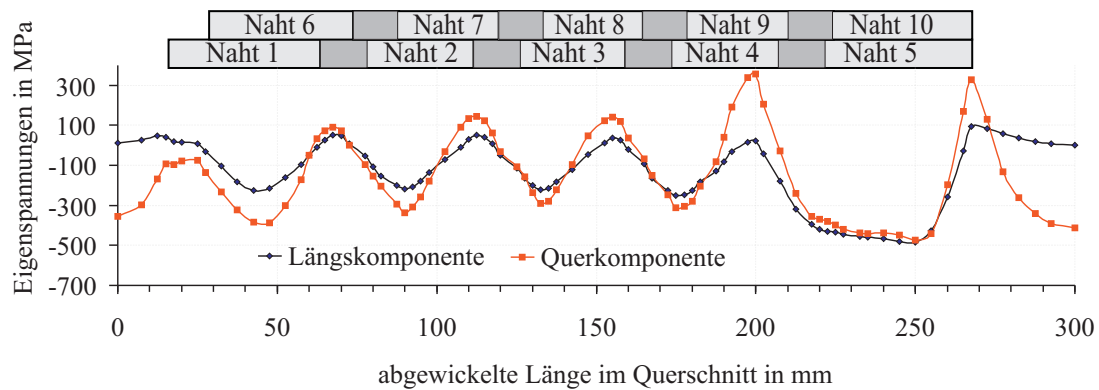


Abbildung 82: Längs- und Quereigenstressungen an Knotenpositionen quer zur Naht

Variante	$\alpha \rightarrow \gamma, \gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlung	thermischen Dehnungen für Plattierung und Grundwerkstoff	$\sigma - \epsilon$ Bez. für Plattierung und Grundwerkstoff
A	nein	gleich	ungleich
B	nein	ungleich, da werkstoffspezifisch	gleich
C	ja	ungleich, da werkstoffspezifisch	ungleich

Tabelle 8: Matrix der Parameter zur Klärung der Entstehung von Druckeigenstressungen unterhalb der Plattierung

Beispielhaft für alle Nähte wurden für die erste Naht der ersten Plattierung Variantenrechnungen zu den genannten Parametern durchgeführt. In Abb. 83(b)-83(f) sind die Ergebnisse der Längs- und Quereigenstressungen der 3D-Berechnungen in Querschnittsansicht nach halber Nahtlänge gezeigt.

Mit gleichen thermischen Dehnungen für die Plattierung und den Grundwerkstoff, aber werkstoffspezifischen Spannungs-Dehnungsbeziehungen ergeben sich für die Variante A unter der Plattierung weder Druckeigenstressungen in Längs- noch in Querrichtung.

Unterschiedliche thermische Dehnungen der Materialpaarung sind nicht dafür verantwortlich, dass Druckeigenstressungen unmittelbar unterhalb der Plattierung entstehen, wie Variante B in Abb. 83(d) zeigt.

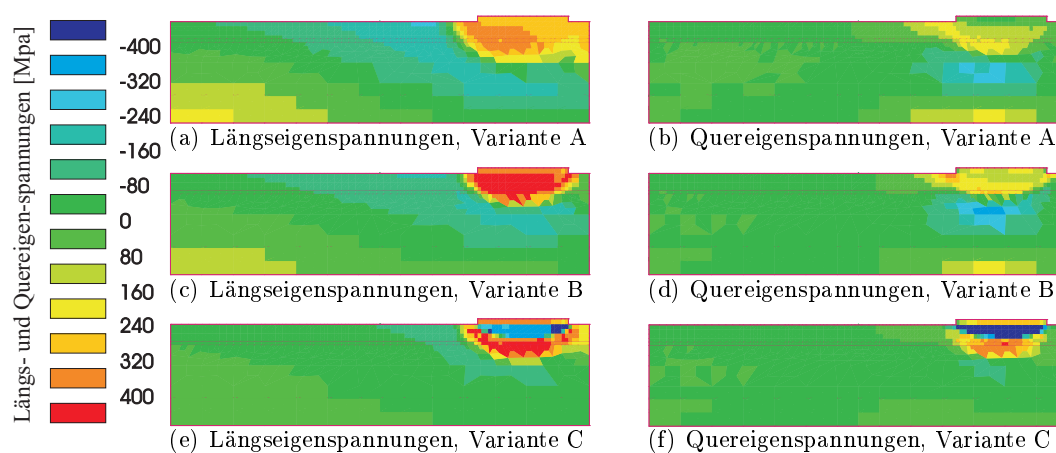


Abbildung 83: Berechnete Längseigenstressungen mit unterschiedlichen Materialdaten

Erst wenn der Volumensprung bei der Umwandlung wie in Variante C berücksichtigt wird, bildet sich ein Druckeigenstressungsgebiet unterhalb der Plattierung aus, das in Abb. 83(f)

dargestellt ist. Die Ausdehnung des sich bildenden Martensits ist von allen Seiten behindert. Unterschiedliche Steigungen der thermischen Dehnungen erzeugen keine Druckeigenstressungen unterhalb der Plattierung.

Einfluss der Festlagerung auf die Eigenstressungen

Die vorangestellten Simulationsergebnisse von Verzug und Eigenstressungen beziehen sich auf Rechnungen, in denen die Schweißung statisch bestimmt gelagert wurde. Um auf das Verhalten zylindrisch geschweißter Reaktordruckbehälter schließen zu können, sollten die Einspannbedingungen des Reaktordruckbehälters nachgebildet werden. Als weitestgehend real wurde eine seitliche Festlagerung in einer erneuten Rechnung gewählt. Die Unterschiede zwischen statisch bestimmter und seitlicher Festlagerung in den Eigenstressungen sind in Abb. 84 und Abb. 85 gegenübergestellt.

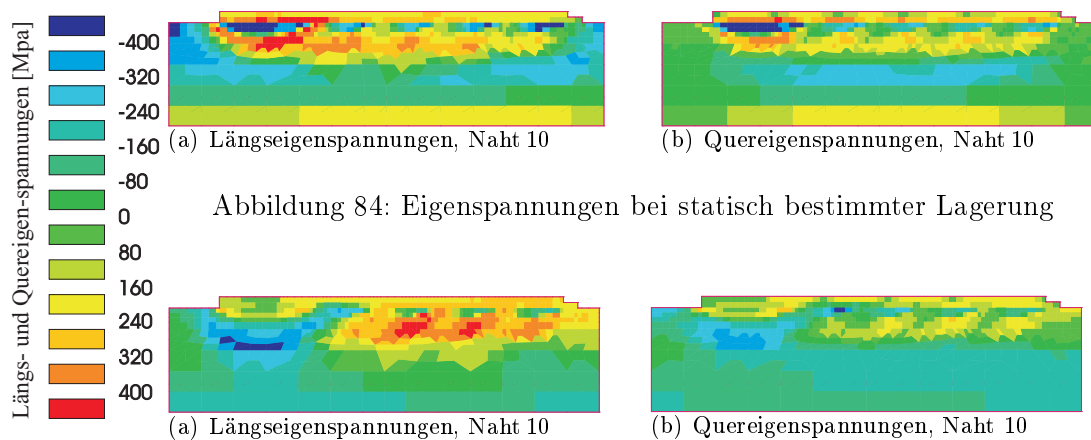


Abbildung 85: Eigenstressungen bei seitlicher Festlagerung

Das Niveau der Eigenstressungen wird durch die starre seitliche Einspannung in Zugrichtung angehoben, Winkel- und Biegeverzüge treten nicht auf. Die seitliche Einspannung begünstigt die Ausbildung von Zug- und mindert die Druckeigenstressungen in Längsrichtung. Quer dazu lassen sich mit Einspannung geringere Gradienten ablesen. Die generelle Eigenstressungsverteilung bleibt aber bestehen, so dass sich ähnliche Eigenstressungsverläufe wie in Abb. 82 ergeben. Die Einspannung bewirkt ein Anheben der Eigenstressungsverläufe.

6 Diskussion

Die numerische Schweißsimulation kann sich in der industriellen Praxis nur als Werkzeug etablieren, wenn bereits in der Entwurfsphase quantitative Aussagen im Hinblick auf Verzug und Eigenspannungen bei hinreichend kurzen Rechenzeiten auch qualitativ getroffen werden können.

In der anwendungsnahen Schweißsimulation wird zur Beschreibung der Leistungsdichte in das Material eine Ersatzwärmequelle definiert, die nach Stand der Technik Vorgänge, wie z.B. Strömungen im Schmelzbad, aber auch die charakteristischen Besonderheiten des Schweißverfahrens ersatzweise abbilden soll. Diese Quelle wird während der Simulation entlang des Schweißpfads in diskreten Zeitschritten geführt, um den Schweißprozess transient abzubilden.

Zur Validierung der Leistungsdichte werden Thermoelementmessungen durchgeführt, die lokal messen und über der Zeit betrachtet das Temperaturfeld während des Schweißens repräsentieren. Neben den Randbedingungen zum Wärmeübergang sind für die Berechnung des Temperaturfelds die thermophysikalischen Materialdaten wie Dichte, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität, die in die Wärmeleitgleichung auf S. 5 temperatur- und gefügeabhängig eingehen, grundlegend. Die thermophysikalischen Materialdaten werden mit den Methoden der thermischen Analyse [116] erfasst, für die Schweißsimulation erweitert, um anschließend in die Wärmeleitgleichung zur Temperaturfeldberechnung implementiert zu werden. Die Erweiterung der Materialdatensätze ist notwendig, da die Bestimmung der thermophysikalischen Materialdaten für den Phasenübergang fest / flüssig technisch schwierig bleibt [118] und zu entsprechend unvollständigen Materialdatensätzen führen muss [5, 11, 143]. Ferner können Materialdatensätze umwandlungsfähiger Werkstoffe nur beschränkt Eingang in die Simulation finden. Die Umwandlungspunkte sind von der Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit sowie der jeweils erreichten Maximaltemperatur abhängig [144].

Allgemein lassen sich Temperaturfelder, die mit Temperatur-Zeit-Verläufen repräsentativ dargestellt werden können, für austenitische Werkstoffe mit der Methode der Finiten-Elemente, der Ersatzwärmequellenmodellierung und den erweiterten Materialdatensätzen sehr gut abbilden. Temperaturunterschiede an Temperatur-Zeit-Verläufen treten bei umwandlungsfähigen Werkstoffen im Umwandlungsgebiet auf, wie in eigenen Arbeiten, beispielhaft in Abb. 55 auf S. 57, aber auch in der Literatur [145–147] gezeigt wurde. Die Ursache für diese Abweichungen kann der Entwicklung der latenten Wärme während der Umwandlung zugeschrieben werden.

Auch bei geschweißten Aluminiumlegierungen zeigen sich in der Temperaturberechnung Unterschiede im Vergleich zur Messung. Deren Wirkung zeigt sich in einer zu schnell berechneten Abkühlung im Temperatur-Zeit-Verlauf. Die Ursache lässt sich auf eine zu kurz berechnete Schmelzbadlänge zurückführen.

Von Radaaj [1] definiert wird die Wärmewirkung des Schweißens als primäre Größe in der Schweißsimulation zur Verzugs und zu Eigenspannungsentstehung angesehen. Daraus abgeleitet ist der Temperaturfeldberechnung die höchste Bedeutung zuzuordnen. Wird die simulierte Wärmewirkung des Schweißens fehlerhaft abgebildet, so werden fehlerbehaftete Verzugs- und Eigenspannungsergebnisse erzielt, deren Fehler nicht quantifizierbar sind. Dies erschwert die Diskussion simulierter Ergebnisse erheblich.

Es liegt daher nahe, die Komplexität der Abhängigkeiten und Fragestellungen mit Hilfe der numerischen Schweißsimulation zu vereinfachen. Inwiefern unvollständige Materialdatensätze aus der thermischen Analyse auf Schmelztemperatur und teilweise auch darüber hinaus extrapoliert werden können, kann nur mit der Simulation im Vergleich mit dem Experiment beantwortet werden.

6.1 Materialdaten zur numerischen Schweißsimulation

Temperaturabhängige thermophysikalische Materialdaten bilden die Grundlage der erfolgreichen Schweißsimulation und sind mit den Methoden der thermischen Analyse von Raumtemperatur bis ca. 1200°C für langsame Aufheizgeschwindigkeiten bestimmbar. Die Verwendung dieser Daten ist ohne die Diskussion ratenabhängiger Effekte für Schweiß- und auch Wärmebehandlungssimulationen zu hinterfragen. So können sich die Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten von denen der Messung stark unterscheiden. Die thermophysikalischen Materialdaten der Fourier'schen Wärmeleitgleichung, wie Temperatur- bzw. Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität und Dichte der in dieser Arbeit untersuchten schweißbaren Stähle, sind in Kap.3.2 ab S. 29 zusammengefasst.

Temperatur- und Wärmeleitfähigkeiten

Temperatur- und Wärmeleitfähigkeiten austenitischer Stähle und auch von austenitischen Gefügen lassen sich in zwei Gruppen einteilen und sind in Abb. 23 auf S. 32 und in Abb. 28 auf S. 36 dargestellt. Die Temperatur- und Wärmeleitfähigkeiten können als Leitfähigkeiten gemeinsam betrachtet werden und liegen in einem engen Ergebnisstreuband. Bei Raumtemperatur sind sie bis zu 1/3 niedriger als bei umwandelnden Stählen. Im Gegensatz zu den umwandelnden Werkstoffen nehmen sie nur bei austenitischen Werkstoffen linear mit der Temperatur zu, wie in Abb. 23 und in Übereinstimmung mit Literaturangaben [5,11,143,148] gezeigt ist.

Die Leitfähigkeiten zeigen sich von Raumtemperatur bis zum Beginn der Umwandlung stark von der Zusammensetzung des Anfangsgefüges (WEZ oder Grundwerkstoff) abhängig, wie in Abb. 23 gezeigt wurde. Oberhalb von A_{c3} zeigen umwandelnde Werkstoffe erneut lineares Verhalten gleich den austenitischen Werkstoffen. Auch die Absolutwerte der Temperaturleitfähigkeiten zeigen sich auf gleichem Niveau wie die der austenitischen Stähle oberhalb von A_{c3} . Für Wärmeleitfähigkeiten über der Temperatur in Abb. 28 konnte experimentell analoges Verhalten zu den Temperaturleitfähigkeiten gefunden werden. Für austenitische Gefüge zeigen sich gleiche Leitfähigkeiten, unabhängig von der Entstehungsgeschichte und der jeweiligen chemischen Zusammensetzung. Daraus wurde zunächst geschlossen, dass Leitfähigkeiten auf Schmelztemperatur linear extrapolierbar sind. Ein Vergleich von DSC-Messungen nach dem Verfahren der ohmschen Pulsheizung bis in die Schmelze bestätigen die Linearität bis zum Schmelzen [149]. An austenitischen Werkstoffen H400 und 316L wurde mit Hilfe von validierten Temperaturfeldsimulationen in Abb. 54 auf S. 54 und in Abb. 71 auf S. 71 gezeigt, dass die Extrapolation fehlender Materialdaten von ca. 1200°C bis Schmelztemperatur gerechtfertigt ist. Es zeigten sich keine Temperaturunterschiede zwischen Simulation und Experiment und dies obwohl die Berechnung mit einer Ersatzwärmequelle vereinfachend durchgeführt wurde. Die Simulationen an den austenitischen Werkstoffen zeigen somit im Umkehrschluss auch, dass sich die thermophysikalischen Materialdaten während des Aufheizens nicht von denen der Abkühlung unterscheiden, und dass eine Ratenabhängigkeit in den thermophysikalischen Materialdaten von austenitischen Werkstoffen nicht gegeben ist. Wäre zwischen thermophysikalischen Materialdaten der Aufheizung und Abkühlung ratenabhängig zu unterscheiden, würden sich in den Temperatur-Zeit-Verläufe Abweichungen zwischen Simulation und Experiment ergeben, wie sie sich beispielsweise für umwandelnde Werkstoffe in Abb. 55 auf S. 57 zeigen. Die validierte Temperaturfeldberechnung austenitischer Werkstoffe lässt sich allein über die Ersatzwärmequelle und die verteilte Leistungsdichte finden.

Spezifische Wärmekapazitäten

Auch die spezifischen Wärmekapazitäten in Abb. 24 auf S. 33 lassen sich, wie bereits die Leitfähigkeiten, und in Übereinstimmung mit Literaturangaben [5, 11, 46, 143, 148] zweifach

unterteilen. Dabei ist anzumerken, dass die spezifischen Wärmekapazitäten bei Raumtemperatur für austenitische und umwandelnde Werkstoffe gleich sind und vom Ausgangsgefüge bei Raumtemperatur nicht beeinflusst werden, wie Abb. 24 zeigt. Die spezifische Wärmekapazität ist nur scheinbar von der chemischen Zusammensetzung unabhängig anzusehen. Der Grund für die bei Raumtemperatur aller untersuchten Stähle vorliegende spezifische Wärmekapazität auf gleichem Niveau begründet sich in der einfachen aber anschaulichen Modellvorstellung von Dulong-Petit [150]. Nach dieser ergibt sich für Festkörper bei Raumtemperatur der Zusammenhang zwischen der spezifischen Wärmekapazität und dem dreifachen der universellen Gaskonstante R aufgrund von drei Schwingungsfreiheitsgraden eines Teilchens im Festkörper. Die Energie des Teilchens beinhaltet die Energie $3RT$. Schweißbare Stähle besitzen neben Eisen zusätzliche Legierungselemente. Da Cr, Ni und Fe ähnliche Molmassen zeigen und Legierungselemente wie Mo, Ti, Nb und weitere nur in sehr geringen Mengen zugeführt werden, ist die mittlere Molmasse aller untersuchten Stähle stets ähnlich. Die Umrechnung der Molmassen in Massen führt dann zu ähnlichen spezifischen Wärmekapazitäten für die untersuchten Stähle bei Raumtemperatur. Auffällig ist, dass die Wärmekapazitäten im austenitischen Gefüge umwandelnder Stähle mit denen der Austenite nicht nur bei Raumtemperatur, sondern auch oberhalb A_{c3} zusammenfallen, und, wie schon bei den Leitfähigkeiten gezeigt, unabhängig von der chemischen Zusammensetzung sind. Somit ist eine Extrapolation der spezifischen Wärmekapazitäten auf Schmelztemperatur zulässig.

Während die spezifischen Wärmekapazitäten für austenitische Stähle linear mit der Temperatur zunehmen, weichen die spezifischen Wärmekapazitäten bei umwandelnden Stählen bis zum Beginn der Umwandlungstemperatur A_{c1} davon exponentiell ab, wie die experimentellen Ergebnisse dies in Abb. 24 auf S. 33 und besonders deutlich in Abb. 25 der nachfolgenden Seite zeigen. In bisherigen Simulationen, die die Umwandlungskinetik von LeBlond [10], Johnson-Mehl-Avrami [7, 9, 73] oder Koistinen-Marburger [8] zur Mischung der thermophysikalischen Materialdaten benutzen, wird davon ausgegangen, dass die umwandlungsbedingte Zunahme der spezifischen Wärmekapazität erst mit der Umwandlung beginnt. Die Messergebnisse zeigen jedoch, dass die maximale spezifische Wärmekapazität, wie in Abb. 25 gezeigt, zu Beginn der Umwandlung erreicht wird. Die umwandlungsfähigen Stähle sammeln über die Zunahme der spezifischen Wärmekapazität Energie an [84] (endothermer Prozess), die beim Übergang der Gitterstrukturen als Wärme abgegeben wird (exothermer Prozess). Für den Beginn der Umwandlung muss Aktivierungsenergie aufgebracht werden [151, 152]. Der Energieverbrauch des endothermen Prozesses lässt sich auf eine Neuordnung des Gefüges zurückführen, die Energiebeträge erfordern, um den Umwandlungsvorgang starten zu können [84]. Der Zusammenhang zwischen der vor dem Umwandlungsbeginn anzureichernden Aktivierungsenergie, verbunden mit einem lokalen Maximum der spezifischen Wärmekapazität lässt sich messtechnisch auch für die Abkühlung nachweisen, wie in Abb. 26 gezeigt ist. Beim Abkühlen ist die Umwandlung zu tieferen Temperaturen verschoben.

Die Zunahme der spezifischen Wärmekapazität vor dem Umwandlungsbeginn ist sowohl beim Aufheizen als auch beim Abkühlen als verlangsamte Wärmeabgabe in Temperatur-Zeit-Verläufen in Messungen zu erkennen, wie die Abb. 5 und Abb. 57 zeigen. Nach Umwandlungsbeginn wird die gespeicherte Wärme exotherm frei. Endo- und exotherme Vorgänge sind in der DIN 51005 festgelegt worden. Der messtechnische Nachweis wurde mit den Methoden der thermischen Analyse für sehr langsame Abkühlgeschwindigkeiten geführt [116].

Dichte und thermische Dehnungen

Dichte und thermische Dehnungen, die in den Abb. 27 und Abb. 29 ab S. 35 gezeigt sind, sind miteinander verknüpft. Die thermischen Dehnungen der untersuchten Werkstoffe nehmen, abgesehen von Umwandlungen, linear mit der Temperatur zu. Die Umwandlung führt anders als bei der spezifischen Wärmekapazität direkt zu einer Änderung der thermischen

Dehnungen, sowohl beim Aufheizen als auch beim Abkühlen und kann daher mit den oben erwähnten Umwandlungsmodellen beschrieben werden. Die Steigungen der thermischen Dehnungen umwandelnder Werkstoffe sind in Übereinstimmung mit [11] geringer als die austenitischer Werkstoffe oder Gefüge.

Elastizitätsmoduln und Fließgrenzen

Die thermomechanischen Materialdaten lassen sich für die untersuchten schweißbaren Werkstoffe in Abb. 30 auf S. 37 und Abb. 31 nur bedingt zusammenfassen. So sind die E-Moduln austenitischer Materialien bei Raumtemperatur bis zu 30% niedriger als die der umwandelnden Stähle. Oberhalb A_{c3} fallen die E-Moduln und Fließgrenzen austenitischer Gefüge umwandelnder Werkstoffe sowie die der Austenite zusammen und sind bis Schmelztemperatur extrapoliert werden. Fließgrenzen und E-Moduln im schmelzflüssigen Bereich können nach der Methode der Finiten-Elemente aus Konvergenzgründen nicht auf beliebig kleine Werte gesetzt werden, daher werden in SYSWELD programmintern die thermischen Dehnungen, Eigenspannungen und Verfestigungen in der Schmelze auf Nullniveau gesetzt, um den Übergang vom kontinuumsmechanischen zum fluidmechanischen Ansatz besser beschreiben zu können. Fehler, die aus diesem Ansatz in Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen entstehen, können erst bewertet werden, wenn die kombinierte kontinuums- und fluidmechanische numerische Beschreibung gleichsam gelingt. Die thermischen Dehnungen auf Nullniveau herabzusetzen, ist der numerischen Stabilität geschuldet, da die Ausdehnung der Schmelze mit zunehmender Temperatur weiter zunimmt [153]. Der beschriebene Ansatz zur Berücksichtigung schmelzflüssigen Phase wurde in dieser Arbeit aus genannten Gründen nicht angewandt.

Die temperaturabhängigen Fließgrenzen austenitischer Werkstoffe sind i. d. Regel geringer als die umwandelnder Werkstoffe, jedoch stark von der chemischen Zusammensetzung und vom jeweiligen Ausgangsgefüge abhängig. So müssen die thermomechanischen Materialdaten weiterhin experimentell mit Zugversuchen erfasst werden.

6.2 Die Bedeutung der latenten Wärme im Umwandlungsgebiet

Wenn sich bei austenitischen Stählen eine exakte Übereinstimmung von gemessenen mit berechneten Temperatur-Zeit-Verläufen (Temperaturfelder), wie in Abb. 54 auf S. 57 gezeigt, vergleichsweise einfach über die im Inneren der Ersatzwärmequelle verteilten Leistungsdichte und die Extrapolation fehlender thermophysikalischer Materialdaten oberhalb 1200°C auch in Literaturangaben finden lässt [139, 154, 155], stellt sich die Frage, warum für umwandelnde Werkstoffe die Abbildung des Temperaturfelds insbesondere im Bereich der latenten Wärme bisher nicht genau genug gelang. Dies trotz der Verwendung von Umwandlungskinetiken [7, 8, 10], mit deren Hilfe die phasenabhängigen Änderungen der thermophysikalischen Materialdaten in den Temperaturfeldsimulationen umwandelnder Stähle berücksichtigt werden. Es lassen sich drei mögliche Ursachen für die berechneten Temperaturabweichungen aufzeigen:

- Anpassung der Umwandlungskinetik,
- Implementierung fehlerbehafter thermophysikalischer Materialdaten,
- Mischungsregel zur Berechnung von thermophysikalischen Materialdaten.

Für die numerischen Untersuchungen zur möglichst genauen Abbildung von Temperatur-Zeit-Verläufen wurde der zweiphasig umwandelnde Dualphasenwerkstoff DP-W 600 ausgewählt. Beim Schweißen wandelt dieser während des Abkühlens martensitisch um und lässt sich mit dem einfachen Umwandlungsmodell des Umklappens von Koistinen-Marburger [8]

abbilden, welches mit zwei Parametern genau angepasst werden kann. Für den Dualphasenwerkstoff ist daher die Anpassung als mögliche Fehlerquelle auszuschließen, da die Martensitstarttemperatur naturgemäß nicht von der Abkühlrate abhängig ist [40].

Bei der Zusammenstellung von thermophysikalischen Materialdaten unterschiedlicher schweißbarer Werkstoffe fiel auf, dass nur die nichtlineare Dichteänderung bzw. die nichtlinearen thermischen Dehnungsänderung im Umwandlungsgebiet direkt mit der Bildung neuer Phasen zusammenhängt, wie in Abb. 25 und [122] gezeigt wurde. Bisher wurde stets davon ausgegangen, dass sich die Bildung der latenten Wärme, also die nichtlineare Änderung der spezifischen Wärmekapazität während der Umwandlung, ebenso verhält. Diese Annahme konnte jedoch nicht bestätigt werden.

Ein direkter Vergleich zwischen den Verläufen thermischer Dehnungen und denen der spezifischen Wärmekapazitäten über der Temperatur beim Aufheizen und Abkühlen zeigen in Abb. 25, dass die spezifischen Wärmekapazitäten vor dem Umwandlungsbeginn jedweder Phasenänderungen ansteigen (endothermer Prozess), bei Umwandlungsbeginn maximal sind und während der Umwandlung als Folge des exothermen Prozesses abfallen. Die nichtlineare Änderung der spezifischen Wärmekapazitäten in den Umwandlungsintervallen wurde in weiteren Veröffentlichungen bestätigt [5, 11], jedoch nicht mit den thermischen Dehnungen in Beziehung gesetzt, ebenso sind sie nicht für die Abkühlung untersucht worden.

Vor, während und nach dem Umwandlungsbeginn zeigt sich sowohl bei der Aufheizung als auch bei der Abkühlung ein gleichartiges Verhalten der spezifischen Wärmekapazität. Für die thermisch aktivierte Umwandlung muss Aktivierungsenergie im System während des endothermen Prozesses gespeichert werden, damit Umwandlungen stattfinden können [156, 157]. Die bestehenden Umwandlungskinetiken gehen von einer nichtlinearen Änderung der spezifischen Wärmekapazität erst bei Umwandlungsbeginn aus. Der endotherme Wärmeverlust und die exotherme Wärmeabgabe wird in den Simulationen beim Aufheizen zu höheren Temperaturen und beim Abkühlen zu niedrigeren Temperaturen verschoben [158]. Stähle zeigen (polymorphe) Umwandlungen und wandeln beim Aufheizen oberhalb des thermodynamischen Umwandlungspunkts schnell um, zeigen beim Abkühlen aber eine erhöhte Lebensdauer metastabiler Phasen [116]. Nach Hemminger ist diese Feststellung u. a. eine Folge der Kembildungshemmung. Phasen werden beim Abkühlen zu tieferen Temperatur verzögert und jenseits des thermodynamischen Gleichgewichts gebildet. Die Zusammenhänge des Umwandlungsverhalten sind für das Schweißen üblicherweise in (Spitzen-)Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern ((S)ZTU) zusammengefasst. Die mit deren Hilfe und unter Verwendung von Umwandlungskinetiken berechneten Phasenanteile in der mechanischen Berechnung werden berücksichtigt, in Temperaturfeldberechnungen von Schweißsimulationen bleiben sie zur Berechnung der thermophysikalischen Materialdaten nach Stand der Technik weitestgehend unberücksichtigt.

Auswirkungen auf Temperaturfelder beim Schweißen

Im Umwandlungsintervall des endothermen Prozesses der spezifischen Wärmekapazität verringern sich beim Aufheizen die Temperaturraten in den Messungen der Temperaturen im Vergleich zur umwandlungsfreien Aufheizung. Simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe, die die latente Wärme nach Stand der Technik berücksichtigen, zeigen im Vergleich zu Messungen in diesem Temperaturintervall zu schnelle Aufheizungen.

Für die Abkühlung sind Abweichungen in Form einer zu schnellen Abkühlung zu erkennen, da für die spezifische Wärmekapazität zwischen Aufheizen und Abkühlen teilweise nicht unterschieden wird, wie in veröffentlichten Materialdaten zur Temperaturfeldberechnung der Literatur anzufinden ist [159–161]. Während der Abkühlung ist dies in Vergleichen von Temperatur-Zeit-Verläufen in Abb. 55 auf S. 55 deutlich erkennbar. Dass derart berechnete

Temperatur-Zeit-Verläufe die Messungen unterschreiten kann von weiteren Autoren bestätigt werden [15, 145, 162].

Ursache hierfür sind die aus der thermischen Analyse ermittelten thermophysikalischen Werkstoffkennwerte, die für umwandelnde Werkstoffe ratenabhängig anzusetzen sind. Die Abkühl- und Aufheizgeschwindigkeiten der experimentellen Messungen entsprechen nicht den schweißstypischen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten. So ergeben sich die angesprochenen Abweichungen von Temperaturfeldberechnungen immer dann, wenn die spezifische Wärmekapazität nach heutigem Stand der Technik und somit entkoppelt von der Ratenabhängigkeit berücksichtigt wird. Keine Abweichungen zwischen Messung und Experiment zeigen sich hingegen in Abb. 57. Die Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment liegt zunächst daran, dass die spezifische Wärmekapazität invers aus dem Vergleich der Simulation mit dem Experiment bestimmt wurde. Die numerisch ermittelten spezifischen Wärmekapazitäten bestätigen in Übereinstimmung mit Messungen eines weiteren und ebenfalls umwandelnden Werkstoffs ihr besonderes Verhalten.

Im Fall der martensitischen Umwandlung ist die statische, nur von der Martensit-Start-Temperatur abhängigen Vorgabe der latenten Wärme in Abb. 56 auf S. 58 praktikabel, für weitere Umwandlungen jedoch nicht, da der Umwandlungsbeginn nach den Schaubildern abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit ist, wie aus Umwandlungsschaubildern (ZTU-Diagrammen) hervorgeht [40]. Messungen der spezifischen Wärmekapazität beim Abkühlen eines mehrphasig umwandelnden Werkstoffs haben in Abb. 26 auf S. 34 gezeigt, dass das Verhalten der spezifischen Wärmekapazität weitaus komplexer als bei rein martensitischer Umwandlung sein kann. Die Änderung der spezifischen Wärmekapazität des endothermen Prozesses vor und die des exothermen Prozesses nach Umwandlungsbeginn fällt für die Martensitumwandlung des Werkstoffs mit vorgelagerter bainitischer Umwandlung (22NiMoCr3-7) in selbiger Abb. deutlich geringer aus als bei rein martensitischer Umwandlung des Dualphasenwerkstoffs DP-W 600. Die größere Änderung der spezifischen Wärmekapazität zeigt sich beim Werkstoff 22NiMoCr3-7 für die bainitische Umwandlung. Offenbar bewirkt der Übergang vom austenitischen zu jedem anderen Gefüge zunächst die höchste Änderung der spezifischen Wärmekapazität. Anschließend Gefügeänderungen benötigen weniger. Je mehr Umordnungen vorgenommen werden müssen, desto mehr Energie wird offenbar benötigt, die sich im endothermen Verlauf der spezifischen Wärmekapazität bis zum Erreichen des lokalen Maximums zum Ausdruck bringt.

Weitergehende Untersuchungen an umwandelnden Stählen müssen zeigen, wie sich die spezifische Wärmekapazität beim Umwandeln vom Austenit in ferritisch bzw. perlitische oder bainitische Gefüge entwickelt. Vorstellbar wäre die halbempirischen Umwandlungsmodelle von Leblond, JMA und Koistinen-Marburger mit Modellen zur Aktivierungsenergie zu erweitern, mit denen dann die Umwandlung eingeleitet werden kann. Erste Ergebnisse zur Berechnung von thermophysikalischen Materialdaten während der Abkühlung dürfen bereits als richtungsweisend angesehen werden [158]. Ein zusätzlicher Vorteil des Modellansatzes aus der Kombination von Aktivierungsenergie mit Umwandlungen wäre neben der Temperatur auch die Spannungen zur Beschreibung der Aktivierungsenergie berücksichtigen zu können, die bisher in sequenziell gekoppelten Simulationen vernachlässigt werden, obwohl deren Einfluss bekannt ist [74].

Zusammengefasst zeigt der Ansatz, die latente Wärme als zusätzliche Wärmequelle erst bei Umwandlungsbeginn zuzuschalten, Ungenauigkeiten, die zu Temperaturabweichungen zwischen Messung und Berechnung insbesondere im Umwandlungsintervall führen, wie in Abb. 55 auf S. 57 gezeigt wurde. Diese Abweichungen lassen sich vermeiden, wenn die mit der Umwandlung einhergehenden Änderungen der spezifischen Wärmekapazität exothermer und endothermer Prozesse beim Aufheizen und Abkühlen in Temperaturfeldberechnungen gleichermaßen berücksichtigt werden wird, wie dies beispielhaft in Abb. 57 gezeigt wurde.

Die Ratenabhängigkeit der spezifischen Wärmekapazität gilt nicht nur für das Schweißen sondern auch für Prozesse der Wärmebehandlung, wie dem induktiven Härten.

Auswirkungen auf Verzüge

Die Temperaturfeldberechnungen bilden die Grundlage der Verzugs und der Eigenspannungsberechnungen. Die Temperaturen werden in thermische Dehnungen umgerechnet und gehen so in die mechanische Berechnung ein [71]. Werden die spezifischen Wärmekapazitäten nach Stand der Technik berücksichtigt, werden die in den Abb. 55 auf S. 57 auftretenden Temperaturabweichungen im Vergleich zur Messung in Temperaturfeldberechnungen weiterhin auftreten. Dies konnte in Sensitivitätsanalysen zu experimentell erfassten thermophysikalischen Materialdaten gezeigt werden [15, 38, 103, 163].

Mit der Anpassung der spezifischen Wärmekapazität im Umwandlungsgebiet gelingt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment, die in Abb. 57 dargestellt ist. Auf Basis der Temperaturfelder aus Abb. 55 und Abb. 57 wurden Verzugs- und Eigenspannungsberechnungen durchgeführt, um deren Einfluss auf das Ergebnis untersuchen zu können. Mit der verbesserten Anpassung des Temperaturfelds fallen berechnete Verzüge in Längs- und auch in Querrichtung, die in Abb. 58 auf S. 59 gezeigt sind, geringer aus. Diese prinzipielle Überschätzung von berechneten Verzügen gilt als charakteristisch für Temperaturfeldberechnungen bei Verwendung der Verwendung von spezifischen Wärmekapazitäten nach Stand der Technik. Die allgemein vorherrschende Meinung, dass die Temperaturunterschiede simulierter Temperatur-Zeit-Verläufe sich im Vergleich zu Messungen nahe von Umwandlungen nur geringfügig auf Verzüge und Eigenspannungen auswirken, darf insbesondere für Mehrlagenschweißungen bezweifelt werden. Der Verzug fällt bei Laserstrahlschweißnähten ohne Berücksichtigung der o. g. Besonderheiten der spezifischen Wärmekapazität beim Abkühlen um 6% geringer aus.

Die Mischungsregel zur Berechnung von thermophysikalischen Materialdaten wurde nicht untersucht, da gezeigt werden konnte, dass sich die berechneten Temperaturen im Vergleich zu Messungen allein auf die ungenaue Beschreibung zur Entwicklung der spezifischen Wärmekapazität zurückführen lässt.

6.3 Problematik der Temperaturfeldberechnung von AlMgSi Legierungen

Aluminiumlegierungen besitzen keine Umwandlungen und trotz Extrapolation von thermophysikalischen Materialdaten ergaben sich Unterschiede in den Temperatur-Zeit-Verläufen zwischen Messung und Berechnung, die beispielsweise in Abb. 38 auf S. 48 gezeigt sind. Dies scheint im Gegensatz zu den Ergebnissen zu stehen, die für Stähle gefunden werden konnten. Bei Stählen sind fehlende Materialdaten oberhalb 1200°C bis Schmelztemperatur durch lineare Extrapolation auf Schmelztemperatur ergänzt worden. Mit diesem Ansatz konnten Messungen und Temperaturfeldberechnungen in sehr guter Übereinstimmung für austenitische Stähle in Literaturangaben [149] und in Abb. 54 auf S. 57 erzielt werden. Für die umwandelnden Stähle ebenso, wenn die Zunahme der spezifische Wärmekapazität vorlaufend zur Umwandlung implementiert wird, wie berechnete Temperatur-Zeit-Verläufe im Vergleich mit Messungen in Abb. 57 auf S. 59 zeigen.

Aus der für Aluminiumlegierungen notwendigen nichtlinearen Extrapolation der Temperaturleitfähigkeiten in Verbindung mit der spezifischen Wärmekapazität und der Dichte zeigte sich für die Wärmeleitfähigkeit eine signifikante Abnahme beim Übergang in die Schmelze in Abb. 45, die auch in Literaturangaben [132] zu finden ist. Die Abnahme der Wärmeleitfähigkeit beim fest-flüssig Übergang ist bei Stählen nicht zu erkennen. Innerhalb des bei AlMgSi-Aluminiumlegierungen üblichen Schmelzintervalls nimmt die Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zum Wert vor Erreichen des Schmelzintervalls um mindestens 50% ab [132, 164].

Wird das Absinken der Wärmeleitfähigkeit vom Schmelzintervall bis in die Schmelze weitergeführt und die Wärmekapazität temperaturkonstant angenommen, so lassen sich berechnete Temperatur-Zeit-Verläufe im Vergleich zu Messungen allein dadurch nicht signifikant besser abbilden. Die damit berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe, die in Abb. 38 auf S. 48 gezeigt sind, kühlen in den Simulationen schneller als in der Realität ab. D. h. dass längs zur Naht ein höherer Wärmefluss berechnet wird, als tatsächlich vorliegt.

Typisch für AlMgSi-Aluminiumlegierungen ist die zu kurz berechnete Schmelzbadlänge beim Laserstrahlschweißen, die sich in Temperatur-Zeit-Verläufen und im Vergleich zu Messungen in der Abkühlung in Abb. 39 zeigt. Bei Stählen kann die Schmelzbadlänge nahezu korrekt abgebildet werden, denn die berechneten und gemessenen Abkühlungen zeigen sehr gute Übereinstimmungen, wie die Abb. 57 und die Abb. 71 darstellen. Es ist daher zunächst zu vermuten, dass die Abweichungen in den Temperatur-Zeit-Verläufen auf die Auflösung bzw. Bildung von Ausscheidungen mit der entsprechenden Änderung von spezifischen Wärmekapazitäten zurückzuführen ist. Beim Abkühlen einer geschweißten Naht verbleibt jedoch keine Zeit für die Bildung der ausscheidungshärtenden Phase [165], die die thermophysikalischen Materialdaten beeinflussen können. Zur Bildung dieser technisch bedeutsamen Ausscheidung zur Festigkeitssteigerung [166] ist eine Warmauslagerung notwendig. Es sind Festigkeitsanstiege erst nach 30 min. zu erkennen [167].

Die in der Simulation zu kurz berechnete Schmelzbadlänge lässt sich auf zwei Mechanismen zurückführen: Der Schmelzbadströmung und der Erstarrung. Zwei Effekte der Schmelzbadströmung führen zu einer Verlängerung des Schmelzbads. Sowohl die Umströmung der Kapillare als auch die Marangoniströmung [168, 169]. Die Umströmung der Kapillare beim Laserstrahlschweißen kann mit den dimensionslosen Kennzahlen der Prandtl- und Reynoldszahlen charakterisiert werden, die sich aus der Viskosität, der Temperaturleitzahl im Schmelzbad, charakterischen Längen und Schweißgeschwindigkeiten ableiten lassen. Im Vergleich zu Stahl hat die Aluminiumlegierung eine bis zu vierfach niedrigere Viskosität in der Schmelze³³ [170]. Die Temperaturleitzahl bei der AlMgSi Aluminiumlegierung ist jedoch zehnfach höher als beim Stahl. Bei gleicher Schweißgeschwindigkeit, gleichem Lasertyp und mit den Kennzahlen aus Tab. 4 auf S. 56 lässt sich die Änderung der Kennzahlen von Prandtl und Reynolds für Aluminiumlegierungen und Stähle in erster Näherung miteinander vergleichen. Für Stahl ist die Prandtlzahl näherungsweise 40fach höher als für Aluminium. Die Reynoldszahl ist für Aluminium vierfach größer als bei Stahl. Je niedriger die Prandtl-Zahl und umso höher die Reynoldszahl, desto instabiler das Schmelzbad und umso mehr Wirbel bilden sich hinter dem Keyhole des Laserstrahls, die die Schmelzbadlänge erhöhen können [169].

Die Marangoni-Strömung als zweiter Effekt verlängert die Schmelzbadlänge, wenn der Oberflächenspannungskoeffizient positiv ist [169]. Insbesondere geringe Mengen von Legierungselementen wie Si und Mg der 6000er Aluminiumlegierungen fördern den positiven Koeffizienten und damit Verlängerung des Schmelzbads [171, 172]. Ein Vergleich des experimentell erfassten und berechneten Schmelzbads bei einer Aluminiumlegierungen zeigt trotz der Modellierung des Schmelzbads zu kurze Schmelzbadlängen [173].

Der zweite Mechanismus, der zur Schmelzbadverlängerung führen kann und in Schmelzbadsimulationen unberücksichtigt bleibt, ist die Erstarrung [174, 175]. Die an der Erstarrungsfront hinter dem Laser freigesetzte Wärmemenge fließt mit steilem Temperaturgradient vorrangig anisotrop (einaxial) in Richtung des Grundmaterials ab und führt somit zu einer transkristallinen oder gerichteten Erstarrung [176]. Die Erstarrungsfront läuft mit umso größerem Abstand der Isothermen dem Schmelzbad nach, je höher die Erstarrungsgeschwindigkeit und somit die Unterkühlung der Schmelze ist [171]. Wie aus einer Phasenfeldsimulation unter Berücksichtigung des Schmelzbads und der Erstarrung herausgearbeitet werden konnte, ist die Unterkühlung umso höher, je höher die Schweißgeschwindigkeit ist [177].

³³ Beitz, W. & Küttner, K.: *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau* Springer, 1990, 17. Auflage

Die komplexen Zusammenhänge der Schmelzbadströmungen und Erstarrungen, die für Aluminiumlegierungen in der Ausführlichkeit wie für Stähle noch nicht ausreichend untersucht sind, sind in der numerischen Schweißsimulation ersatzweise abbilden. Statt der schwierigeren Modifikation der Ersatzwärmequelle wird die Wärmeleitfähigkeit, die in der Wärmeleitgleichung auch anisotrop angesetzt werden kann [30], quer zur Schweißnaht und im Vergleich längs zur Schweißnaht herabgesetzt.

Der anisotrope Ansatz zur Berücksichtigung der Strömung und Erstarrung lässt sich mit geringem Aufwand in FE-Codes implementieren und ist ein effektiver Lösungsansatz zur verbesserten Abbildung der Schmelzbadlänge.

Die Berechnung von Temperatur-Zeit-Verläufen liefert bei Stählen auch ohne den Ansatz der anisotropen Wärmeleitung detailgenaue Ergebnisse. Bei laserstrahlgeschweißten AlMgSi-Legierungen gelingt eine signifikant bessere Abbildung der berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe im Vergleich zu Messungen nur mit dem Ansatz der anisotropen Wärmeleitung, die sich auf die Verzüge mehr als auf die Eigenspannungen auswirken und im nachfolgenden Abschnitt zusammengefasst werden.

6.4 Zusammenhänge zwischen Temperaturfeld, Verzug und Eigenspannungen

Wie aus den vorherigen Untersuchungen in Kap. 5.1.1 zur Bedeutung der latenten Wärme im Umwandlungsgebiet herausgearbeitet wurde, wirken sich bereits geringe Abweichungen zwischen Messung und Berechnung von Temperatur-Zeit-Verläufen signifikant auf das Verformungsergebnis aus. Diese Abweichungen sind weniger absolut als prinzipiell zu verstehen und aufzufassen, da sie im Vergleich zu den mit Streuungen behafteten Messungen in ähnlicher Größenordnung ausfallen, wie in Abb. 35 gezeigt ist. Die mit der Methode der FE gefundenen Zusammenhänge unterliegen keiner Streuung.

Durch die Einführung der anisotropen Wärmeleitung im Schmelztemperaturbereich, wie in Kap. 4.2.4 angeführt, konnte die Schmelzbadlänge erhöht werden, ohne dass die Schmelzbadbreite dadurch beeinflusst wurde. Die Wärme wird bevorzugt in Längsrichtung abgeführt, um die Schmelzbadlänge unabhängig von der Schmelzbadbreite zu erhöhen, wie in Abb. 48 auf S. 48 gezeigt ist. Für Temperaturfeldberechnungen mit unterschiedlichen Graden der Anisotropie aber gleichen Schmelzbadbreiten wurden Verzugsberechnungen durchgeführt. Dabei zeigte sich, dass die Spitztemperatur eines Temperatur-Zeit-Verlaufs im unmittelbaren Zusammenhang mit der Schmelzbadbreite und dem Längsverzug steht, wie in Abb. 51 auf S. 54 gezeigt ist. Die Breite des Temperatur-Zeit-Verlaufs bzw. die Abkühlung ursächlich auf Schmelzbadlänge zurückzuführen und beeinflusst den Querverzug, wie die Abb. 52 darstellt. Durch diese Zusammenhänge wird dem Anwender für numerische Schweißsimulationen ermöglicht, berechnete Temperatur-Zeit-Verläufe im Vergleich zu Messungen beurteilen zu können. Eine zu schnelle Abkühlung, gleichzusetzen mit einer zu kurz berechneten Schmelzbadlänge, lässt auf einen zu gering berechneten Querverzug schließen, während eine überhöht berechnete Spitztemperatur, gleichzusetzen mit der Schmelzbadbreite, einen überschätzten Längsverzug erwarten lässt. Zukünftig können also Berechnungsergebnisse von Temperaturfeldern Auskunft über die Qualität von Verzugsberechnungen liefern. Es zeigte sich in den Untersuchungen ebenfalls, dass die Abbildung der Temperatur-Zeit-Verläufe auf gleiche Abkühlungen (Schmelzbadlänge) der Abbildung gleicher Spitztemperaturen (Schmelzbadbreite) vorzuziehen ist. Der Querverzug wächst prozentual und in nahezu gleichem Verhältnis mit der Zunahme der Leistungsdichte, wie in Abb. 43 auf S. 50 gezeigt ist und spricht damit sensitiver auf Änderungen der Leistungsdichte als der Längsverzug an. Letzterer reagiert auf eine Änderung der Leistungsdichte und im Vergleich zum Querverzug nur anteilig in Abb. 42. Die Anpassung auf gleiche Abkühlungen wirkt sich mehr als 2fach stärker auf den Querverzug aus, als auf den Längsverzug.

Die Kurvenverläufe der Längseigenstressungen in Abb. 44 werden maßgeblich durch die Schmelzbadbreite beeinflusst. Ein breiteres Schmelzbad verschiebt die Eigenstressungsspitzen verfestigter aber nicht aufgeschmolzener Bereiche in Richtung Grundwerkstoff zugunsten eines herabgesetzten Eigenstressungsniveaus in der Nahtmitte. Die gilt für austenitische Stähle und Aluminiumlegierungen gleichermaßen. Umwandelnden Stählen werden zusätzlich zu den schrumpfungsbedingten auch umwandlungsbedingte Eigenstressungen überlagert. Auf diese Problematik wird im übernächsten Abschnitt der Diskussion gesondert eingegangen. Die Maxima der Längseigenstressungen bleiben unabhängig von der Änderung der Schmelzbadbreite erhalten und entstehen als Folge verfestigter und teilweise plastifizierten Werkstoffbereichen. Eine Abhängigkeit der Längseigenstressungen von der Schmelzbadlänge konnte in den Untersuchungen für Aluminiumlegierungen nicht nachgewiesen werden.

Die an der Aluminiumlegierung gefundenen Zusammenhänge zwischen Schmelzbad, Verzug und Eigenstressungen sind auch auf schweißbaren Stähle anwendbar, da sich die grundlegenden Mechanismen des Schmelzschweißens bei metallischen Werkstoffen wiederholen. Mit der Einführung der anisotropen Wärmeleitfähigkeit für Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur kann die Schmelzbadgeometrie effektiv beeinflusst werden. Der Ansatz ist als Ersatzmodell für die instationären Vorgänge im Strömungsfeld des Schmelzbads sowie der Erstarrungsvorgänge aufzufassen, die vereinfacht in Temperaturfeldberechnungen nach der Methode der FE abgebildet werden können.

Im Hinblick auf die Berechnungszeiten wurden automatische Zeitschrittinkrementierer denen der elementabhängigen Zeitschrittweite gegenübergestellt. Dabei zeigten sich bei Verwendung von automatischen Zeitschrittinkrementierern numerische Schwankungen der Maximaltemperaturen im Schmelzbad, die im eigentlich quasi-stationärem Bereich [19,34] der Schweißung auftraten und in Abb. 36 auf S. 44 dargestellt sind. Diese führen zu lokal unterschiedlich ausgedehnten Schmelzbädern entlang der Schweißnaht. Die Schwankungen beeinflussen sowohl die Schmelzbadbreite als auch die -länge und signifikant auch den Verzug [178] aus oben genannten Gründen. Numerisch bedingte Änderungen der Schmelzbadgeometrie lassen sich vermeiden, wenn, wie in dieser Arbeit für alle Berechnungen gleichermaßen durchgeführt, der Zeitschritt in Abhängigkeit zur Elementlänge in Schweißrichtung mit der Schweißgeschwindigkeit definiert wird.

6.5 Methodik zur Temperaturfeldberechnung

Für möglichst genaue Temperaturfeldberechnungen ist der Schweißprozess transient mit bewegter Wärmequelle nachzubilden, wobei die Anpassung der Parameter zur Temperaturfeldberechnung bisher einer unzureichenden Systematik unterlag. Zur methodischen Anpassung von Ersatzwärmequelle, Leistungs- bzw. Wärmestromdichte und deren Verteilung wurde eine systematische Vorgehensweise in Kap. 4 ab S. 39 entwickelt, die sich unabhängig vom verwendeten Code zum Anpassen von Temperaturfeldern anwenden lässt. Dabei konnte in den untersuchten Fallbeispielen, die den Großteil möglicher Schweißverbindungen und -verfahren abbilden, gezeigt werden, dass auf die schwierige und aufwändige Anpassung der Doppelellipsoid-Ersatzwärmequelle von Goldak [110] zugunsten einer axialsymmetrischen konischen Wärmequelle verzichtet werden kann. Die Ermittlung von Parametern von Ersatzwärmequellen kann so für den Anwender erheblich vereinfacht werden. Aus Makroquerschliffen lässt sich der Konus der Wärmequelle sowie der Radius der Wärmequelle, die ca. 2/3 der Schmelzbadbreite beträgt, ablesen. Innerhalb der Ersatzwärmequelle wird der Wärmestrom gaussverteilt aufgeprägt.

In Abb. 37 auf S. 46 konnte mit Hilfe der numerischen Simulation gezeigt werden, welche Thermoelementpositionen bereits beim Applizieren von Thermoelementen im Hinblick auf eine anzupassende Temperaturfeldberechnung auszuwählen sind, um berechnete Tempera-

turfelder mit Messungen validieren zu können. Wird der experimentelle Temperatur-Zeit-Verlauf eines Thermoelements zur Anpassung der Leistungsdichte bei Temperaturfeldberechnungen verwendet, an dem der Wärmeverlust minimal ist, dann lässt sich in erster Näherung die Wärmestromdichte unabhängig vom Wärmeübergang anpassen. Der Fehler zwischen einer adiabatischen Berechnung und einer mit Wärmeverlusten an dem Thermoelement mit minimalen Wärmeverlusten beträgt weniger als 2K. Im Anschluss an die Anpassung der Wärmestromdichte kann die Anpassung des Wärmeübergangs erfolgen. Der Wärmeübergang wird als Randbedingung über die Berandung des geschweißten Bauteils angenommen. Konvektive Strömungen, Wirbelbildung zwischen Blechober- und unterseite sowie Grenzschichtströmungen und Umschlagsgebiete zwischen turbulenten und laminaren Strömungen bleiben davon ausgenommen. Dem Anwender gelingt mit der adiabatischen Bestimmung der Wärmestromdichte und der daran nachgeschalteten Anpassung der Konvektion und Strahlung eine Entkopplung der Parameter, so dass auch im Bereich der Abkühlung von Temperatur-Zeit-Verläufen sehr gute Übereinstimmungen mit Messungen gefunden werden können, wie in Abb. 54 gezeigt werden konnte.

6.6 Umwandlungen, Verzüge und Eigenspannungen

An dem umwandlungsfähigen Dualphasenstahl DP-W 600 wurde das Entstehen von Verzug und Eigenspannungen während des Laserstrahlschweißens detailliert aufgeschlüsselt. Die Erkenntnisse vorangegangener Kapitel 3.2 und Kapitel 5.1.1, und der diskutierte Abschnitt zur Bedeutung der Anpassung der latenten Wärme im Umwandlungsgebiet sind in die Temperaturfeldberechnung, die die Basis der Verzugs- und Eigenspannungsberechnung darstellt, eingeflossen. Ziel dieser Untersuchungen war die Antwort auf Frage, wie thermische Dehnungen, gefügespezifische Materialdaten und das Verfestigungsverhalten die Verzugs- und Eigenspannungsergebnisse beeinflussen, und wie mit diesen Erkenntnissen die mechanischen Berechnungsergebnisse zu bewerten sind. Dieser Informationsgehalt ist wichtig, um im Hinblick auf die Fragestellung - Verzug oder Eigenspannungen - eine kostengünstigere und anwendungsorientiertere Schweißsimulation durchführen zu können.

Verhalten der plastischen Dehnungen beim Schweißen

In Simulationen wurden die plastischen Dehnungen in Längs- und Querrichtung während des Schweißens über der Temperatur für verschiedene Variationen betrachtet. Die Variationen wurden in Tab.5 und Abb.59 auf S.61 derart gewählt, dass sie sowohl das Verhalten der umwandlungsfreien als auch das der umwandlungsbehafteten Werkstoffe gleichermaßen widerspiegeln. Aus den Ergebnissen der plastischen Dehnungen leiten sich sowohl die schweißbedingten Spannungen sowie die bei Raumtemperatur vorliegenden Schweißspannungen und auch die schweißbedingten Verzüge ab. Die plastischen Dehnungen, die für das Schweißen einer Laserstrahlnaht des Werkstoffs DP-W 600 in Abb. 60 auf S. 62 gezeigt sind, entwickeln sich aufgrund der thermischen Dehnungen, die durch das lokale und bewegte Temperaturfeld des Schweißens entstehen. Abb. 60 zeigt die plastischen Dehnungen längs und quer zur Schweißnaht für einen Punkt in Schweißnahtmitte und auf halber Schweißnahtlänge betrachtet. In Längsrichtung finden Plastifizierungen von Druck nach Zug statt.

Es zeigen sich in der umwandlungsbehafteten Simulation vergleichend zu der Simulationen ohne umwandlungsbedingte thermische Dehnungen bzw. gefügezonenabhängige Materialdaten keine signifikanten Unterschiede in den Kurvenverläufen der plastischen Dehnungen beim Aufheizen. Auch beim Abkühlen lassen sich in allen untersuchten Variationen ähnliche Kurven plastischer Dehnungen über der Temperatur finden. Dies bekräftigt die Bedeutung der Wärmewirkung des Schweißens, die den Effekten wie der Änderung der thermischen

Dehnungen und umwandlungsbedingten Streckgrenzenänderungen übergeordnet anzusehen ist [1–4].

Der Werkstoff wird an diesem Punkt zunächst gestaucht, um danach gestreckt zu werden. Der Wechsel wird analog zum Spannungsnulldurchgang [46] bei etwa halber Schmelztemperatur erreicht und entspricht der Modellvorstellung aus Abb. 8. Beim Abkühlen wiederholt sich der Vorgang in umgekehrter Reihenfolge, der Wechsel zwischen Streckung und Stauchung findet nahe der Schmelztemperatur statt. Während der Aufheizung verhält sich die Quer- zur Längskomponente entgegengesetzt. Von zwei Ausnahmen, dem Temperaturbereich zwischen Schmelztemperatur und ca. 1100°C und dem Temperaturintervall der Umwandlung abgesehen, gilt gleiches auch für die Abkühlung. Im Sprachgebrauch wird von der Dominanz der Längeeigenspannungen gesprochen, die damit begründet wird, dass die Querdehnung nicht verhindert sei. Diese Modellvorstellung mag für schnell bewegte Wärmequellen leicht verständlich sein, bei denen eine Naht gleichsam in einem Schritt geschweißt wird. Die Anschaulichkeit verliert sich jedoch bei Nähten komplexer Baugruppen mit bewegten Wärmequellen. Das Schweißen mit bewegtem Lichtbogen oder Strahlquellen erzeugt ein tropfenförmiges Schmelzbad, welches in Schweißrichtung länger als quer dazu ist. Anschaulicher mag die Vorstellung sein, die wirkenden Kräfte in solche zu unterteilen, die im Schmelzbad bzw. im hochohitzten Bereich auf eine umgebende Umrandung von innen nach außen und solchen, die von außen über die Berandung in Richtung des Schmelzbad bzw. des hochohitzten Bereichs wirken. Sowohl in Längs- als auch in Querrichtung dehnt sich das Schmelzbad aus. Aufgrund der Länge des Schmelzbads in Längsrichtung mehr als quer dazu. Die Ausdehnung in Längsrichtung bewirkt zunächst eine elastisch Querkontraktion. Gleiches gilt auch für die Wirkung der Querkomponente auf die Längskomponente. Die resultierenden Kräfte, die vom Schmelzbad aus auf ihre Umrandung wirken, liegen jedoch in Längs- und nicht in Querrichtung, weshalb sich vereinfachende Ersatzmodelle zur Verzugsberechnung vorzugsweise auf Längsschrumpfkkräfte beziehen [60].

Zwischen Schmelztemperatur und ca. 1100°C zeigen Längs- und Querkomponente gleiches Verhalten, wie die Berechnungen ergeben. Beide werden trotz Abkühlung gestaucht. Quer zur Naht erreichen Temperatur-Zeit-Verläufe zeitversetzt ihre Maximaltemperaturen, wie in Abb. 61 auf S. 63 skizziert. D. h. es gibt in der Abkühlphase Werkstoffbereiche, die sich nach Überschreiten der Maximaltemperatur in der Abkühlung befinden und ebenso gibt es weiter entfernte Materialbereiche, die sich noch in der Aufheizung befinden. Werkstoffbereiche, die abkühlen, schrumpfen, während sich aufheizende Bereiche ausdehnen. Die resultierenden Kräfte der sich ausdehnenden Bereiche wirken in Richtung Schweißnahtmitte, da die Streckgrenzen mit zunehmender Temperatur fallen. Der sich aus der Schmelze abkühlende Bereich wird normal zu den Isothermen des Temperaturfelds längs durch Schrumpfung gestaucht. In Querrichtung ebenso, solange es Werkstoffbereiche gibt, die sich weiterhin ausdehnen und damit eine Stauchung quer zur Naht bewirken können. Die sich überlagernden Effekte bewirken die steilen Gradienten der plastischen Dehnungen unmittelbar nach Beginn der Abkühlphase. Aufgrund der Geometrie des Schmelzbads ergeben sich durch die Ausdehnung der Werkstoffbereiche Kräfte verstärkt in Quer- und untergeordnet in Längsrichtung. Die Querkomponente dominiert jetzt die Längskomponente und wirkt zumindest bei der Abkühlung aus der Schmelze bis 1100°C der Schrumpfung entgegen.

Mit fortschreitender Abkühlung werden die Werkstoffbereiche, die sich ausdehnen zwar größer, die Temperaturgradienten innerhalb dieser Bereiche jedoch kleiner und daher wird die resultierende Ausdehnung kleiner. Zugleich vergrößern sich auch die Werkstoffbereiche, die schrumpfen und die Ausdehnung kompensieren. Die Trennlinie zwischen Werkstoffbereichen, die sich noch ausdehnen und denen, die bereits schrumpfen ist in Abb. 61 auf S. 63 die Linie von Maximaltemperaturen von Zeit-Temperatur-Verläufen. Der auf die Schweißnahtmitte stauchende Effekt der versetzten Maximaltemperaturen quer zur Naht nimmt mit der Tem-

peratur folglich ab. Er ist in dem untersuchten Beispiel bis ca. 1100°C relevant und erst beendet, wenn die geschweißte Struktur / Platte eine konstante Temperatur hat. Die teilweise vorherrschende Meinung, dass die Plastifizierung des Werkstoffs während des Aufheizens durch Plastifizierung beim Abkühlen nicht mehr vollständig kompensiert werden kann, muss teilweise neu überdacht werden. Den vorliegenden Ergebnissen nach werden wesentliche plastische Dehnungen erst beim Abkühlen aus der Schmelze erzeugt. Die beim Aufheizen entstandenen Plastifizierungen sind im flüssigen Zustand nicht mehr existent. Das unterhalb von ca. 1100°C verbleibende Temperaturintervall ist zu gering, um die entstandene Stauchung in Längsrichtung kompensieren zu können. Insbesondere dann, wenn das Kompensieren der Stauchung durch Umwandlungen kurzzeitig und zusätzlich unterbrochen wird.

Die im eindimensionalen Dreistabmodell [16] unberücksichtigte Querkomponente vernachlässigt den Effekt der versetzten Maximaltemperaturen. Es bildet trotzdem die prinzipielle Entstehung der Plastifizierungen in Schweißsimulationen bewegter Wärmequellen nach, das Umwandlungen und Querdehnungen vernachlässigt.

Die numerischen Simulationen mit umwandlungsbedingten thermischen Dehnungen zeigen erweiternd zum Dreistabmodell nach Ende der Umwandlung unterhalb von A_{r3} in Längs- und Querrichtung einen Bereich konstanter plastischer Dehnungen während der Abkühlung, welches in Abb. 60 auf S. 62 gezeigt ist. Die Umwandlung stellt die zweite Ausnahme zur Dominanz der Längskomponente dar. Die relative Zunahme der thermischen Dehnungen in dem Temperaturintervall $A_{r3} \rightarrow A_{r1}$ schließt sich umhüllend und in Richtung der Schweißnaht wachsend um die Naht an, wie in Abb. 62 gezeigt ist. Die durch den Volumensprung bedingte thermische Ausdehnung wirkt der Schrumpfung der Naht entgegen, sodass eine Abnahme der durch Schrumpfung bereits aufgebauten Spannungen bis hin zu Längsdruckeigenspannungen erzielt werden kann [78, 179]. Der Wirkung der zur Schweißnahtmitte gerichteten resultierenden Kräfte wurde bereits für den Temperaturbereich der Schmelze bis ca. 1100°C diskutiert. Die Abnahme der Spannungen und das Ende der Umwandlung fallen dabei zusammen.

Eigenspannungsentwicklung beim Schweißen

Die in Abb. 67 auf S. 68 berechneten Spannungsverläufe über der Temperatur entsprechen vollständig der Modellvorstellung zur Längseigenspannungsentstehung nach Wohlfahrt und Nitschke-Pagel [17, 75], welches auf ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten und Umwandlungsschaubildern beruht und in Abb. 13 auf S. 16 schematisch dargestellt ist. Die Berücksichtigung der Verfestigung bewirkt keine prinzipielle Änderung der Entstehungsgeschichte der Längseigenspannungen von Schmelz- auf Raumtemperatur, wie in Abb. 68 zu erkennen ist. Längszugeigenspannungen umwandelnder Werkstoffe bauen sich, auch mit Verfestigung, durch erneute Schrumpfung aus dem Gebiet herabgesetzter Spannungen nach der Umwandlung auf, wie auch weitere Berechnungsergebnisse zeigen [179]. Die Verfestigung des unterkühlten Austenits bewirkt jedoch eine Verringerung der Längseigenspannungsabnahme. Insbesondere die durch Verfestigung bedingte verringerte Abnahme der Längseigenspannungen bewirkt einen früheren Beginn von schrumpfungsbedingten Eigenspannungen nach Ende der Umwandlung, wie in der Abb. zu erkennen ist. Dieser Effekt ist als Umwandlungsplastizität bekannt. Während der Volumenzunahme der $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung entstehen in dem Werkstoffbereich Druckeigenspannungen, die von A_{r3} und A_{r1} umschlossen wird. Diese führen zu einer Dehnung, die der Dehnung des Volumensprungs entgegenwirkt, wie Literaturquellen bestätigen [72, 74, 180]. Der Faktor K der Umwandlungsplastizität ergibt sich in einer anschaulichen Modellvorstellung von Greenwood & Johnson als Quotient des Volumensprungs der $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung zur Streckgrenze des unterkühlten Austenits [181] und bewirkt bei vorhandenem Spannungsdeviator eine Dehnung [72]. Für den einachsigen Fall ist K eine Proportionalkonstante, die einer Lastspannung einer Dehnung zuordnet [74]. Aus experimentellen Untersuchungen kann abgeleitet werden, dass mit abnehmender Umwand-

lungstemperatur beim Abkühlen die Spannungsabnahme zunimmt [182, 183]. Je geringer die Spannungsabnahme und je höher die Umwandlungstemperatur, desto früher führen die Schrumpfkkräfte der abkühlenden Werkstoffbereiche zu erneutem Fließen bei fortschreitender Abkühlung [17, 182]. Die Umwandlungsplastizität wirkt der Längseigenspannungsabnahme entgegen wie auch aktuelle Arbeiten bestätigen [180, 184].

Zumindest die isotrope Verfestigung fördert die Umwandlungsplastizität [185]. Mit Verfestigung zeigt sich die Längseigenspannungsabnahme im Umwandlungsgebiet kleiner als bei ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten. Zur realitätsnahen Abbildung von Eigenspannungen umwandelnder Werkstoffe sind daher sowohl Umwandlungen als auch materialspezifische Daten der Gefügezonen inklusive eines Verfestigungsmodells zu berücksichtigen.

Das isotrope Verfestigungsmodell kann das Verfestigungsverhalten einlagig ausgeführter Nähte tendenziell detailgetreuer als das Kinematische abbilden, wie der Vergleich von experimentellen und berechneten Eigenspannungsverläufen in Abb. 74 zeigt. Mit zunehmender Lagenzahl, wie bei Mehrlagenschweißungen, nimmt der kinematische Anteil an Bedeutung zu [179].

Die Umwandlungsplastizität beeinflusst die Längseigenspannungsabnahme, leitet sie jedoch nicht ein. Diese lässt sich bei Umwandlungsbeginn allein auf die Änderung der thermischen Dehnungen im Umwandlungsintervall zurückführen. Nicht umwandelnde austenitische Werkstoffe zeigen daher keine Längseigenspannungsabnahme während der Abkühlung [183, 186]. Somit gilt: Die Eigenspannungen austenitischer Werkstoffe bauen sich während der Abkühlung aus der Schmelze kontinuierlich auf. Die Eigenspannungsentstehung geschweißter Aluminiumlegierungen ist analog zu der der austenitischen Werkstoffe zu verstehen. Im Unterschied zu den austenitischen Verbindungen werden die Festigkeiten durch Warm- oder Kaltauslagern [166, 167] nach dem Schweißen erhöht. Die Eigenspannungen ausgelagerter Aluminiumlegierungen können ohne Simulation der Auslagerung nicht in Übereinstimmung mit experimentellen Messungen gebracht werden.

Umwandelnde Werkstoffe unterbrechen den kontinuierlichen Aufbau von Längszugeigenspannungen während der Umwandlung, den sog. Umwandlungsspannungen, kurzzeitig, wie die berechneten Längseigenspannungen in Abb. 63 auf S. 63 zeigen. Von dem herabgesetzten Niveau aus erholen sich die Längseigenspannungen mit zunehmender Abkühlung. Umwandlungsspannungen und Schrumpfspannungen überlagern sich bis zur vollständigen Abkühlung [75, 187]. Der Anteil der Umwandlungsspannungen wird umso größer, je niedriger die Umwandlung stattfindet [17, 75, 188, 189]. Die Umwandlungsspannungen begünstigen ein herabgesetztes Längseigenspannungsniveau im Vergleich zur WEZ bzw. dem Grundwerkstoff, wie experimentelle [190–192] und numerische Untersuchungen zeigen [180, 188, 189]. Dieses Verhalten nutzen Low-Transformation-Temperature-Stähle als Schweißzusatzwerkstoffe zur Erhöhung der Lebensdauer aus [192, 193].

Zur Klärung der dominierenden Längseigenspannungen und -dehnungen, die durch Schrumpfen verursacht werden, wurden die Eigenspannungsverläufe für unterschiedlich erreichte Spitzentemperaturen in Nahtmitte über der Entfernung zur Naht in Längs- und Querrichtung in den Abb. 65 und Abb. 66 auf S. 66 gezeigt. Es bildet sich während des Aufheizens unmittelbar vor der Wärmequelle eine vorlaufende Druckzone aus, die sich mit zunehmender Erwärmung in der Naht abbaut und in kältere Bereiche der WEZ bis in den Grundwerkstoff sowohl in Längs- als auch in Querrichtung verschoben wird [16, 46]. Das Maximum der Druckeigenspannungen in Abb. 65 bleibt bis nahe Raumtemperatur in Längsrichtung auf konstantem Niveau, während in Querrichtung die Maxima der Druckeigenspannungen stetig abfallen, wie in Abb. 66 dargestellt ist. Diese abfallenden Druckeigenspannungsmaxima zeigen die nachlassende Wirkung resultierender Druckkräfte auf die Nahtmitte, die in der Diskussion zu den plastischen Dehnungen zwischen Schmelztemperatur und ca. 1100°C, dem versetzten

Erreichen von Maximaltemperaturen von Temperatur-Zeit-Verläufen, diskutiert wurde. Die Dehnungsbehinderung quer zur Naht nimmt mit der Temperatur ab, in Längsrichtung nicht.

Die berechneten Längseigenstressverläufe aus Abb. 65 aus der 3D-Simulation wurden den analytisch gefundenen Eigenstressungen des Dreistabmodells aus Abb. 11 auf S. 14 gegenübergestellt. Sowohl in der FE-Berechnung als auch im analytischen Modell zeigt sich die gleiche Entstehung von Längseigenstressungen über der Zeit bzw. Temperatur unter Vernachlässigung der Umwandlungen. Die Berücksichtigung der Umwandlungen wirkt der durch Schrumpfen verursachten Dominanz der Längseigenstressungen kurzzeitig entgegen. Zusätzlich sind durch die Gefügeänderung die Streckgrenzen des umgewandelten Materials im Vergleich zum Grundwerkstoff erhöht. Das Dreistabmodell zeigt die Vorgänge in Längsrichtung unter Vernachlässigung der Querdehnungen und -schrumpfungen sowie der Umwandlungen. Das Dreistabmodell bleibt weiterhin aussagefähig und gültig, da die Schrumpfung während der Abkühlung durchgängig wirkt und der Effekt der Umwandlung nur innerhalb des Temperaturintervalls von $A_{r3} \rightarrow A_{r1}$ wirksam ist.

Die Übereinstimmung der berechneten Längseigenstressungen aus Abb. 65 ist mit dem Dreistabmodell auf den nahezu zweiachsigen Spannungszustand beim Laserstrahlschweißen dünner Bleche zurückzuführen. Für diese Zustände gelten die durch Ausdehnung und Schrumpfung entstehenden Längseigenstressungen als dominant. An dickwandigen Bauteilen mit dreiachsigen Spannungszuständen kann der Nachweis der dominierenden Längseigenstressungen mit dem Dreistabmodell nicht geführt werden, wie am Fallbeispiel von unterpulverplattierten Nähten in Abb. 82 gezeigt werden konnte. Hier verliert die Aussage der in Schweißnähten dominierenden Längseigenstressungen an Gültigkeit, wie weitere Veröffentlichungen zeigen [194–197]. Die Zwei- oder Dreiachsigkeit beim Schweißen lässt sich über die zwei- oder dreidimensionale Wärmeableitung ableiten. Bei der Beurteilung eines zwei- oder dreidimensionalen Wärmeleitproblems ist weniger die absolute Wandstärke ausschlaggebend als die Wärmeleitfähigkeit in Verbindung mit dem Verhältnis der Einschweißtiefe zur Blechdicke selbst [23]. Bei den dreidimensionalen Wärmeleitproblemen zeigen sich die Längseigenstressungen denen quer dazu nicht mehr übergeordnet [198, 199]. Für das unterpulverbandplattierte Fallbeispiel, bei dem keine Durchschweißung erwünscht wird, lässt sich eine dreidimensionale Wärmeleitung annehmen. Ein weiterer Grund, weshalb sich Längs- und Quereigenstressungen auf gleichem Niveau zeigen, könnte in der Schmelzbadgeometrie zu finden sein. In diesem Fallbeispiel wird mit einer Banelektrode und einer Schweißgeschwindigkeit von 2 mm/s so langsam geschweißt, dass die Kontur in der erstarrten Schlacke gespiegelt eher kreis- als tropfenförmig erscheint. Die Längskomponente verliert mit der Näherung der Schmelzbadform an einen Kreis im Vergleich zur Querkomponente an Bedeutung. Dies zeigen zumindest Längs- und Querkomponenten einer nicht bewegten Wärmequelle beim Punktschweißen [200]. Die mit der Schweißgeschwindigkeit zunehmende Ovalität von Schmelzbädern zeigt sich für diesen Effekt nicht verantwortlich da beispielsweise beim sog. Laser Cladding [201], einem Pulverplattieren mit bewegter Laserquelle, und vergleichsweise erhöhter Schweißgeschwindigkeit von 14 mm/s sich Längs- und Quereigenstressungen bei dreidimensionaler Wärmeableitung ebenfalls auf gleichem Niveau zeigen [202]. Für dreiachsige Spannungszustände konnte die Gültigkeit des Dreistabmodells zunächst nicht bestätigt werden, wie auch Literaturangaben zeigen [198, 199]. Das Verhalten der plastischen Dehnungen über der Temperatur für dreiachsige Spannungszustände und die daraus abzuleitende Eigenstressentstehung bleibt zu untersuchen.

6.7 Übertragbarkeit auf Bauteile

Die in dieser Arbeit verwendeten Methoden und Erfahrungswerte, die für das Schweißsimulieren von Stählen und aushärtbaren Aluminiumlegierungen an dünnen Platten durchgeführt wurden, sind auf Realbauteile übertragen worden. Die Komplexität einer Schweißkonstruk-

tion ändert die Verzugs- und Eigenspannungsentstehung prinzipiell nicht. Die Rand- und Nebenbedingungen, wie Nahtvorbereitung, Anzahl der Schweißnähte, Einspannungen und Haltezeiten sind in der Berechnung jedoch so genau als möglich zu berücksichtigen.

Die experimentelle Bestimmung thermophysikalischer und thermomechanischer Materialdaten gefügeabhängiger Materialzonen ist kosten- und zeitintensiv. Der umwandlungsbedingte Anteil am Gesamtverzug ist in Längsrichtung stärker als quer dazu ausgeprägt. Mit einer Zunahme von weniger als 15% in Längs- und einer Abnahme von 5% in Querrichtung ist er jedoch vergleichsweise gering zum Gesamtverzug, wie Tab. 6 auf S. 61 zeigt. Mit ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten lassen sich realitätsnahe Verzugsberechnungen mit geringeren Abweichungen überschlägig durchführen, wenn die Warmstreckgrenzen des Grundwerkstoffs sowie die thermischen Dehnungen der Gefügezonen in der Simulation berücksichtigt werden. Insbesondere die thermischen Dehnungen, die für die Umwandlungskinetik verwendet werden, lassen sich kostengünstig in einer Messung ermitteln. Der Längsverzug kann dann mit ca. 10% unterschätzt und der Querverzug mit weniger als 4% überschätzt wiedergegeben werden. Die Begründung für dieses Verhalten liegt in der Entstehungsgeschichte der plastischen Dehnungen beim Schweißen. Die plastischen Dehnungen entstehen während der Abkühlung aus der Schmelze bis zu einer Temperatur, bei der Werkstoffbereiche, die sich ausdehnen und solche, die schrumpfen, sich gerade aufheben und dieser Bereich konstanter plastischer Dehnungen findet sich in Abb. 60 der S. 60 sowohl in Längs- als auch in Querrichtung. An diesen Bereich schließt sich im Fortgang der Abkühlung die Streckung des Werkstoffs durch Schrumpfen an. Die berechneten Verzüge mit ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten und Verfestigung unterscheiden sich kaum voneinander, weil zumindest im Hochtemperaturbereich von $A_{c3} \rightarrow A_{r3}$ Spannungs-Dehnungskurven mit zunehmender Temperatur ideal-elastisch-plastisches Werkstoffverhalten zeigen und beispielsweise experimentell nachgewiesen werden konnte, dass zu höheren Temperaturen Bauschinger-Effekte deutlich nachlassen können [203]. Ein Vergleich der Längs- und Querverzüge mit Verfestigung zeigt vergleichend zu ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten deshalb nur eine geringfügige Zunahme im Längsverzug bei gleichzeitiger Abnahme im Querverzug in Tab. 6. Die bis zur Gleichgewichtstemperatur erzeugte Stauchung wird mit Berücksichtigung der Verfestigung weniger stark kompensiert als ohne Verfestigung. Je größer die Verfestigung, desto höher fällt der Längsverzug aus. Vom Ende einer eventuell vorhandenen Umwandlung bis zur Raumtemperatur dominiert das Schrumpfen in Längs- die Querrichtung mit Verfestigung stärker als mit ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten. Die Folge ist ein geringerer Querverzug in Berechnungen, die Verfestigungen berücksichtigen.

Schweißbedingte Eigenspannungen lassen sich im Vergleich zu Messungen nur ungenügend wiedergeben, wenn auf Verfestigungen verzichtet wird. Dies gilt sowohl für umwandelnde als auch nicht umwandelnde Werkstoffe gleichermaßen und lässt sich der Abb. 69 auf S. 68 sowie der Literatur [140] entnehmen. Die Verfestigung des unterkühlten Austenits entscheidet über die Abnahme der Längseigenspannungen. Die Umwandlungen leitet die Spannungsabnahme ein. Der Effekt, dass der unterkühlte und verfestigte Austenit über die Spannungsabnahme während der Umwandlung entscheidet, kann mit ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten nicht berücksichtigt werden.

Auf für Schweißnähte, die überlappend wie im Fallbeispiel der Plattierungen geschweißt wurden, lassen sich die Längs- und Quereigenspannungen, wie beispielsweise unterhalb der Plattierung in Abb. 82 auf S. 79 und Abb. 83 gezeigt, nur unter zusätzlicher Berücksichtigung des Umwandlungsverhaltens realitätsnah wiedergeben. Die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beiden Werkstoffe wirken sich nur untergeordnet auf die Eigenspannungsgradienten aus. Es konnte trotz vereinfachender Annahmen bei der Vernetzung des Modells, durch die eine Rechenbarkeit des Modells sichergestellt werden konnte, gezeigt werden, dass der Vorzeichenwechsel in den Eigenspannungen zwischen Zugeigenspannungen

in der Plattierung und Druckeigenstressungen in der anschließenden WEZ der plattierten Platte sich allein auf den Volumensprung während Umwandlung bei Abkühlung aus dem Austenitgebiet zurückzuführen lässt. Nur die Umwandlung bewirkt ein Absenken der Spannungen des verfestigten Austenits. Wenn die Schrumpfspannungen durch weiteres Abkühlen diese nicht mehr in den Bereich der Zugeigenstressungen anheben können, verbleiben Druckspannungen, wie in Abb. 83 gezeigt ist. In allen Richtungen ist die Ausdehnung behindert. Bereits umgewandelte Werkstoffbereiche mit erhöhter Streckgrenze unterstützen diesen Effekt. Das oberflächennah aufgeschmolzene Volumen zeigt vergleichend zum Modell von Macherauch, gültig für Mehrlagenschweißungen [77], analoges Entstehen von Druckspannungen. Ohne Berücksichtigung der Umwandlung stellt sich der Vorzeichenwechsel im Interface der Plattierung nicht ein, wie die eigenen Untersuchungen in Abb. 83(c) und Abb. 83(d) sowie eine analytische Betrachtung des Problems [195], welches Umwandlungen vernachlässigt, zeigen.

Während die Bedeutung der Umwandlungen auf den Verzug überschätzt wird, blieb die korrekte Abbildung der Schmelzbadlänge und deren Auswirkung auf den Verzug bisher unterschätzt. Dieses Problem tritt beispielsweise bei der numerischen Temperaturfeldsimulation von AlMgSi-Verbindungen nach Stand der Technik auf, wie in Abb. 55 auf S. 57 gezeigt wurde. Ein Vergleich von berechneten Temperatur-Zeit-Verläufen mit Messungen zeigt zu schnelle Abkühlungen. Mit der Einführung der anisotropen Wärmeleitung konnte an Linienblindnahtschweißungen von Platten gezeigt werden, dass sich der Querverzug im Vergleich zu Messungen deutlich verbessert abbilden lässt und in Abb. 52 auf S. 54 gezeigt ist. Damit verbunden ist ein nahezu gleichbleibender Längsverzug in Abb. 51. Welche Auswirkungen die Einführung der Anisotropie auf die Verzugsergebnisse haben kann, wurde an einer AlMgSi-Legierung von drei Laserschweißnähten in sehr guter Übereinstimmung mit vorher nicht bekannten experimentellen Verzugsergebnissen gezeigt [204, 205]. Die Durchbiegung dieser geschweißten Dachträger-B-Säulenkonstruktion betrug im Experiment 3,92 mm, berechnet wurden 3,95 mm. Diese Vorhersage lässt sich insbesondere auf die Einführung der anisotropen Wärmeleitung zur verbesserten Temperaturfeldanpassung zurückführen. Ohne den Ansatz der anisotropen Wärmeleitung lag die Durchbiegung bei 4,28 mm. Mit diesem Ergebnis bestätigen sich die gefundenen Ergebnisse der Plattenschweißungen des artgleichen Werkstoffs. Die mittlere Durchbiegung lässt sich bei der Anordnung der Schweißnähte an der Dachträger B-Säule hauptsächlich auf die Längsrichtung der drei Schweißnähte zurückführen. Diese sinkt durch die Einführung der Anisotropie und führt daher zu kleineren Durchbiegungen in der Simulation.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Beim Schweißen werden Werkstoffbereiche lokal aufgeschmolzen, so dass nach dem Schweißen in den meisten Fällen ein Erstarrungsgefüge vorliegt, das mit dem Ausgangswerkstoff wenig gemein hat. Durch die Wärmewirkung des Schweißens entwickelt sich im Grundwerkstoff eine Wärmeeinflusszone, deren Materialverhalten sich ebenfalls vom Grundwerkstoff im Ausgangszustand unterscheidet. Dem Wärmeeintrag - Wärmewirkung des Schweißens - wird dabei die größte Bedeutung zugeschrieben, daher wurde der Fokus der Arbeit nicht nur auf Verzug, Eigenspannungen und Umwandlungen, sondern auch auf die quantitative Berechnung von Temperaturfeldern gelegt. Die numerische FE-Simulation ist ein wichtiges Hilfsmittel zum Verständnis der mikrostrukturellen Vorgänge und der Entstehung von Verzug und Eigenspannungen beim Schweißen. Transient durchgeführt lassen sich die Vorgänge beim Schweißen detailliert beschreiben und die maßgebenden Effekte, die zu Verzug und Eigenspannungen führen, aufschlüsseln. Fehler oder zu Messungen abweichende Ergebnisse der numerischen Schweißsimulation von Temperaturfeldberechnungen können naturgemäß nur dann bewertet werden, wenn es gelingt, die einzelnen werkstoffphysikalischen Effekte in der Schweißsimulation exakt wiederzugeben.

Unter Verwendung einer für Temperaturfeldsimulationen gleichermaßen werkstoffunabhängigen methodischen Vorgehensweise wurden die Differenzen zwischen Berechnung und Experiment detailliert untersucht, um daraus Weiterentwicklungen für die numerische Simulation ableiten zu können. Die Grundlage dieser Untersuchungen bildet die eine methodische Vorgehensweise zur Messung von Temperatur-Zeit-Verläufen beim Schweißen, die Deutung und Erweiterung von thermophysikalischen und -mechanischen Materialdaten sowie die systematische Durchführung von numerischen Temperaturfeldsimulationen. Mit den in dieser vorliegenden Arbeit eingeführten und angewandten Modellerweiterungen konnten signifikant verbesserte Temperaturfeldberechnungen durchgeführt werden. In der industriellen Praxis sind zunächst Aussagen zu schweißbedingten Verzügen und Eigenspannungen von Interesse. Deren Ergebnisse sind umso aussagekräftiger, je genauer die Wärmewirkung des Schweißens numerisch abgebildet werden kann.

In aufeinander aufbauenden Schritten wurden die möglichen Fehlerquellen zur Temperaturfeldberechnung an unterschiedlichen Werkstoffen diskutiert und am Beispiel von umwandlungsfreien und umwandelnden Werkstoffen mit Modellen jeweils erweitert. Der Anwender ist nunmehr in der Lage, gezielt und abhängig vom Werkstoff Abweichungen zwischen Berechnung und Messung von Temperaturfeldern erkennen, deuten und minimieren zu können. Unterschiede zwischen Simulation und Messung konnten bei Aluminiumlegierungen der Schmelzbadströmung und der Erstarrung, bei umwandelnden Stählen der Verschiebung der umwandlungsbedingten Wärmekapazität beim Abkühlen zugeordnet werden.

Mit der Einführung der anisotropen Wärmeleitung im Schweißgut konnten die Auswirkungen bisher nicht genau berechneter Temperaturfelder in Bezug auf Schmelzbadgeometrie, Verzug und Eigenspannungen aufgezeigt werden. Mit den gefundenen Erkenntnissen ist es möglich, berechnete Temperaturfelder beliebiger schweißbarer Werkstoffe im Hinblick auf die zu erwartenden Verformungs- und Eigenspannungsergebnisse beurteilen zu können. Der Vergleich von zu schnell berechneten Abkühlungen mit Messungen lässt auf einen zu gering berechneten Querverzug schließen, während überhöht berechnete Spitzentemperaturen von Temperatur-Zeit-Verläufen den berechneten Längsverzug fördern. Obwohl eine Anpassung eines Temperatur-Zeit-Verlaufs auf gleiche Spitzentemperaturen weniger Iterationen als die Anpassung auf gleiche Abkühläste erfordert, ist letztere Anpassung in der vergleichenden Darstellung von Berechnung und Messung vorzuziehen. Der Querverzug reagiert mehr als zweifach sensitiver auf die Änderung der Leistungsdichte, als der Längsverzug. Für die Längseigenspannungen zeigt sich eine Verschiebung der Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit

von der erzielten Spitztemperatur bzw. der Schmelzbadbreite.

Zu kurz berechnete Schmelzbäder - als ungenügend genaue Abbildung der Abkühlung in Temperatur-Zeit-Verläufen erkennbar - können mit dem Ansatz anisotroper Wärmeleitung des erstarrten und in Schweißnähten häufig vorliegenden Gussgefüges zugunsten einer besseren Abbildung der Verformungen korrigiert werden. Nach Stand der Technik werden die Querverzüge auch im Vergleich zu Messungen unterschätzt [15].

Für umwandelnde Stähle wurde die latente Wärme, die bei der Abkühlung im Temperatur-Zeit-Verlauf frei wird, modifiziert. Entkoppelt von den verwendeten Umwandlungskinetiken nach Leblond, Johnson-Mehl-Avrami und Koistinen-Marburger führt die Berücksichtigung der latenten Wärme zu einer korrekten Abbildung der Temperatur-Zeit-Verläufe, wenn die vor der eigentlichen Umwandlung endotherm ansteigende Wärmekapazität erst bei Umwandlungsbeginn latent frei wird. Somit fällt das Maximum der spezifischen Wärmekapazität mit dem Umwandlungsbeginn zusammen. Nach Stand der Technik wird dies bisher in der Regel nicht berücksichtigt, weswegen berechnete und experimentell ermittelte Temperaturfelder im direkten Vergleich voneinander abweichen. Bei den hier untersuchten einlagigen Laserstrahlschweißungen fallen die berechneten Verzüge prinzipiell geringer aus, wenn die spezifische Wärmekapazität in den Temperaturfeldberechnungen korrekt berücksichtigt wird. Nach Stand der Technik und einheitlich verwendeter Wärmekapazität für das Aufheizen und Abkühlen werden sowohl Längs- als auch Querverzüge überschätzt wiedergegeben.

Ziel der quantitativen Temperaturfeldberechnung sind Berechnungen zu Verzug und Eigenspannungen nach dem Schweißen. Am Beispiel eines zweiphasig umwandelnden Werkstoffs wurde die Verzugs- und Eigenspannungsentstehung für ideal-elastisch-plastisches Werkstoffverhalten den bestehenden Modellen von Radaj und Wohlfahrt gegenübergestellt. Mit Hilfe der Simulation konnten die experimentell gefundenen Mechanismen zur Eigenspannungsentstehung und die schrumpfungsbedingte Dominanz von Längseigenspannungen dünnwandiger Bauteile bestätigt werden. Umwandelnde Werkstoffe zeigen nach der Umwandlung eine durch den Volumensprung bedingte Spannungsabnahme beim Abkühlen, von dessen erniedrigtem Niveau aus sich schrumpfungsbedingte Zugspannungen bis Raumtemperatur zu Zugeigenspannungen erneut aufbauen müssen. Für den Verzug bedeutet dies ein vorübergehendes Aussetzen der Schrumpfung bis nahe Raumtemperatur, so dass die Verzüge umwandelnder Werkstoffe höher als die nicht umwandelnder Werkstoffe ausfallen können. Die Höhe der Eigenspannungen bei Raumtemperatur ist von den Umwandlungstemperaturen abhängig. Die Spannungsabnahme nach der Umwandlung wird zwar durch den Wechsel der thermischen Dehnungen eingeleitet, neben dem Volumensprung wird sie jedoch auch durch das Verhältnis der Streckgrenzen vor und nach der Umwandlung beeinflusst. Zum Erzielen von herabgesetzten Längseigenspannungen von Schweißnähten ist daher ein signifikanter Streckgrenzenunterschied bei möglichst niedrigen Umwandlungstemperaturen zu bevorzugen, um die umwandlungsbedingten Spannungen denen der Schrumpfung günstig zu überlagern. Aus dieser Erkenntnis sind bereits Low Transformation Temperature-Zusatzwerkstoffe (LTT) für das Schweißen entwickelt worden. Die Umwandlungsplastizität wirkt der Spannungsabnahme jedoch entgegen und je höher die Verfestigung des unterkühlten Austenits ist, desto höher ist auch der Anteil der Umwandlungsplastizität. Die Auswirkungen zeigen sich in einer geringeren Spannungsabnahme, verbunden mit einem erneuten Anwachsen der schrumpfungsbedingten Zugeigenspannungen während der weiteren Abkühlung.

Im Hinblick auf das zu optimierende Ergebnis - Verzug oder Eigenspannungen - können die Berechnungen unterschiedlich komplex aufgebaut werden. Für die Abschätzung des Verzugs oder zur Optimierung der Schweißreihenfolge lassen sich Verformungen mit ideal-elastisch-plastischem Werkstoffverhalten ohne Berücksichtigung von Umwandlungen berechnen, die den Längsverzug im Vergleich zu Simulationen mit berücksichtigten Verfestigung und Umwandlung um ca. 14% zu niedrig und den Querverzug um ca. 5% zu hoch wiedergeben. Wird

allein der $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ Volumensprung der thermischen Dehnungen berücksichtigt, lässt sich der Längsverzug verbessert darstellen. Unter Berücksichtigung des Volumensprungs aber ohne Berücksichtigung der Streckgrenzenänderungen durch Umwandlungen wird der Längsverzug um ca 9% zu niedrig berechnet. Der Querverzug bleibt mit 4% überschätzt davon nahezu unbeeinflusst. Verzüge lassen sich mit diesen Vereinfachungen auch aus Literaturangaben abschätzen.

Die Abbildung der Eigenspannungen kann - abhängig vom Verfestigungsverhalten des Werkstoffes - in Schweißnähten nur mit Verfestigung des Materials, der Kenntnis der gefügeabhängigen Spannungs-Dehnungsbeziehungen und der Aufhebung der beim Aufheizen erreichten Verfestigungshistorie im aufgeschmolzenen Bereich realitätsnah und im Vergleich zu röntgenographischen Messungen gut wiedergegeben werden. Mit isotroper Verfestigung lassen sich bereits gute Übereinstimmungen erzielen, und es ist zu erwarten, dass mit komplexeren Verfestigungsmodellen, z.B. dem Chaboche-Modell, bessere Übereinstimmungen mit Messungen erreicht werden können. Dies gilt insbesondere bei Mehrlagenschweißungen, bei denen der kinematische Anteil der Verfestigung mit der Mehrlagigkeit zunimmt. Für umwandelnde Stähle sollte sich eine Verbesserung jenseits einer Chaboche-Modellierung durch eine zusätzliche Implementierung von Phasenumwandlungen erreichen lassen.

Die erweiterten Modelle zur Temperaturfeldberechnung sowie die Erkenntnisse zur Verzugs- und Eigenspannungsentstehung wurden auf ein breites Spektrum von Fallbeispielen aus Industrie und Forschung übertragen. Dabei wurden teilweise auch die für das Schweißen wichtigen Parameter wie Schweißreihenfolge, Haltezeiten, Gefüge, Verzug und Eigenspannungen untersucht. Die Ergebnisse, die größtenteils als Veröffentlichungen aus dieser Arbeit hervorgegangen sind, lassen sich wie nachfolgend zusammenfassen:

Verzüge lassen sich durch die gezielte Wahl der Schweißreihenfolge bzw. der Schweißrichtung günstig beeinflussen, wenn zum Füllen der Nähte mehrlagig geschweißt wird, so dass geringere Richtarbeiten erforderlich werden. Entfernt voneinander liegende Schweißnähte besitzen ein geringeres Optimierungspotential zur Verzugsminimierung, wenn die Eigenspannungsfelder der angrenzenden Schweißnähte sich gegenseitig nicht mehr beeinflussen können.

Zur Erhöhung der Stückzahlen werden in der industriellen Fertigung oft die Haltezeiten herabgesetzt; die Schweißnaht ist dabei u. U. noch nicht vollständig abgekühlt, und die Verformung bzw. die plastischen Dehnungen werden insbesondere bei Aluminiumlegierungen und austenitischen Werkstoffen aus der Schmelze bis zur Abkühlung aufgebaut. So entscheidet die Haltezeit für diese Werkstoffe über die bei Raumtemperatur vorliegende Endverformung. Bei umwandelnden Stählen kann aufgrund der konstanten plastischen Dehnungen unterhalb der Umwandlungstemperatur A_{r1} vermutet werden, dass die Einspannung bis zum Erreichen der Umwandlungstemperatur A_{r1} sich günstig auf den Verzug auswirken kann. Unterhalb der Umwandlungstemperatur wirkt sich die Einspannung (Haltezeit) jedoch untergeordnet auf den Verzug aus, und eine Verlängerung der Haltezeit bis Raumtemperatur bewirkt für den Verzug keinen weiteren Vorteil. In Bezug auf die Eigenspannungen könnte eine freie Einspannung unterhalb der Umwandlungstemperatur vorteilhaft sein, was jedoch experimentell nachzuweisen wäre.

Für zweiachsige Spannungszustände und im Unterschied zu den eindimensionalen Modellen konnte gezeigt werden, dass die Dominanz der Längseigenspannungen sich auf das Ausdehnen oder Schrumpfen bezieht, nicht aber auf den gesamten Temperaturzyklus beim Schweißen. Zumindest das versetzte Erreichen von Maximaltemperaturen quer zur Naht ist als inhärenter Effekt jeder Schweißnaht nachweisbar, bei dem die Querkomponente während der Abkühlung im Hochtemperaturabschnitt maßgeblich die Verzugsentstehung beeinflusst. Für umwandelnde Werkstoffe sind der Volumensprung und die Verfestigung des unterkühlten Austenits dafür verantwortlich, dass der Längseigenspannungsabbau durch die Dominanz der

Querkomponente beeinflusst wird. Beide Effekte werden in den eindimensionalen Modellen vernachlässigt und zeigen sich erst bei zweiachsigen Spannungszuständen. Beim Übergang von zweidimensionalen zu dreidimensionalen Spannungszuständen, wie am Beispiel einer Plattierung gezeigt, verlieren die schrumpfungsbedingten Längseigenstressungen ihre dominante Wirkung, die bei dünnwandig geschweißten Strukturen vorherrschend ist. Die Quereigenstressungen können dann eine gleiche Größenordnung wie die Längseigenstressungen aufweisen. Welche Effekte an dreiachsigen Eigenstressungszuständen dafür verantwortlich sind, dass die etablierten eindimensionalen Eigenstressungsmodelle an Gültigkeit verlieren, bleibt zu untersuchen.

Insgesamt können die im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zum Verständnis und der quantitativen Bewertung der einzelnen im Schweißprozess vorliegenden Einflussgrößen auf das Hauptergebnis - den Verzug und die Eigenstressungen - wesentlich dazu beitragen, die Zuverlässigkeit und die Treffsicherheit der Ergebnisse aus numerischen Schweißsimulationen zu verbessern. Basierend auf der detaillierten Beschreibung der thermischen und mechanischen Zusammenhänge beim Schweißen und deren Auswirkung auf Verzug und Eigenstressungen im geschweißten Bauteil wurde eine methodische Vorgehensweise entwickelt mit deren Hilfe numerische Methoden erweitert und validiert werden konnten, die eine zuverlässige und werkstoffphysikalisch begründete Simulation des Schweißens von Bauteilen ermöglicht.

Die Quellenangaben zur chemischen Zusammensetzung nachfolgender Werkstoffe sind in Kapitel 3 angeführt.

Dualphasenstahl DP-W600

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,086	0,104	1,573	0,017	<0,001	0,452	0,02	0,009	0,019
Al	Ti	Nb	Zr	V	W	Co	B	Ca
1,16	0,009	0,005	0,005	0,006	0,042	0,008	3E-04	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	

Tabelle 9: Chemische Zusammensetzung des Dualphasenwerkstoffs DP-W 600 (Gew. %)

Druckbehälterstahl 22NiMoCr 3-7

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,22	0,19	0,89	0,007	0,007	0,4	0,87	0,55	0,04
Al	Sn	Co	V	Ta	Sn	As	Sb	
0,019	0,008	0,011	<0,01	<0,005	0,008	0,008	0,001	

Tabelle 10: Chemische Zusammensetzung des Druckbehälterstahls 22NiMoCr 3-7(Gew. %)

Plattierungswerkstoffe CN 24/13 NBR 800 BS, CrNi 21/10 - BS

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,0312	0,46	2,04	0,019	0,013	23,44	12,24	0,08	0,06
Al	Nb	Co	V	W	B	N	Ti	
0,011	0,937	0,03	0,06	0,03	<0,0003	0,0645	0,034	

Tabelle 11: Chemische Zusammensetzung der ersten Plattierung CN 24/13 NBR 800 BS (Gew. %)

Austenitische Stähle H400, 316L

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,03	0,469	7,129	0,027	0,003	17,5	3,795	0,298	0,195
Al	Ti	Nb	Zr	V	W	Co	B	Ca
<0,001	0,012	0,013	0,013	0,06	0,015	0,093	<0,0001	7E-04
N	Pb	Sn	As	Sb	Te	Zn	Mg	
0,25	0,011	0,006	0,007	<0,001	0,004	0,012	0,003	

Tabelle 13: Chemische Zusammensetzung des austenitischen Werkstoffs H400 (Gew. %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Mo
0,024	0,38	1,76	0,023	0,001	17,31	12,05	0,07	2,55

Tabelle 14: Chemische Zusammensetzung des austenitischen Werkstoffs 316L (Gew. %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,0231	0,35	1,84	0,015	0,012	19,76	11,15	0,09	0,1
Al	Nb	Co	V	W	B	N	Ti	
0,004	0,013	0,03	0,08	0,03	<0,0003	0,0324	0,018	

Tabelle 12: Chemische Zusammensetzung der zweiten Plattierung CrNi 21/10 - BS (Gew. %)

Einsatzstähle 16MnCr5, 17CrNiMo 6

C	Si	Mn	P	S	Cr
0,14-0,19	<0,4	1-1,13	<0,035	<0,035	0,8-1,1

Tabelle 15: Chemische Zusammensetzung des mehrphasigen Werkstoffs 16MnCr5 (Gew. %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0,15-0,2	<0,4	0,4-0,6	<0,035	<0,035	1,5-1,82	0,25-0,35	1,4-1,7

Tabelle 16: Chemische Zusammensetzung des mehrphasigen Werkstoffs 17CrNiMo 6 (Gew. %)

Literatur

- [1] RADAJ, D.: *Heat effects of welding: temperature field, residual stress, distortion*. Springer-Verlag, 1992. – ISBN 9780387548203
- [2] *Kapitel Thermal stresses in welding*. In: KARLSSON, L.: *Thermal stresses*. Bd. 1. Amsterdam : Elsevier, 1986, S. 299–389
- [3] INOUE, T. ; WANG, Z.: Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. In: *Materials Science and Technology* 1 (1985), Nr. 10, S. 845–850. <http://dx.doi.org/10.1179/026708385790124080>. – DOI 10.1179/026708385790124080
- [4] MICHAILOV, V. ; THOMAS, K. ; WOHLFAHRT, H.: Der Wasserstoff als massgebliche Einflussgrösse für die Kaltrissneigung von Staehlen beim Schweiessen. In: *DVS-Berichte* Bd. 176 (1996), S. 30–34
- [5] RICHTER, F.: *Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit - Polynome und graphische Darstellungen - Mitt: Aus dem Forschungsinstitut der Mannesmann AG*. Düsseldorf : Verlag Stahleisen, 1983 (Sonderdruck Stahleisen-Sonderberichte Heft 10). – ISBN 3-514-00294-0
- [6] AVRAMI, M.: Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei. In: *Journal of Chemical Physics* 8 (1940), Nr. 2, S. 212–224. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750631>. – DOI 10.1063/1.1750631
- [7] AVRAMI, M.: Granulation, Phase Change, and Microstructure Kinetics of Phase Change. III. In: *Journal of Chemical Physics* 9 (1941), Nr. 2, S. 177–184. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750872>. – DOI 10.1063/1.1750872
- [8] KOISTINEN, D. P. ; MARBURGER, R. E.: A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. In: *Acta Metallurgica* 7 (1959), Nr. 1, S. 59 – 60. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(59\)90170-1](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(59)90170-1). – DOI 10.1016/0001-6160(59)90170-1. – ISSN 0001-6160
- [9] JOHNSON, W. A. ; MEHL, R. F.: Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. In: *AI in Medicine in Europe* Bd. 135, 1939 (Trans. AIME), S. 416–458
- [10] LEBLOND, J. B. ; DEVAUX, J.: A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. In: *Acta Metallurgica* 32 (1984), Nr. 1, S. 137 – 146. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6). – DOI 10.1016/0001-6160(84)90211-6. – ISSN 0001-6160
- [11] RICHTER, F.: *Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen Mitt: Aus dem Forschungsinstitut der Mannesmann AG*. Düsseldorf : Verlag Stahleisen, 1973 (Sonderdruck Stahleisen-Sonderberichte Heft 8). – ISBN 3-514-00141-3
- [12] PORTER, L. F. ; ROSENTHAL, P. C.: Effect of applied tensile stress on phase transformations in steel. In: *Acta Metallurgica* 7 (1959), Nr. 7, S. 504–514. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(59\)90031-8](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(59)90031-8). – DOI 10.1016/0001-6160(59)90031-8. – ISSN 0001-6160
- [13] RYKALIN, N. N.: *Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen*. Berlin : VEB Verlag Technik, 1957

- [14] SANTIAGO, D. H. ; LOMBERA, G. ; URQUIZA, S. ; CASSANELLI, A. ; VEDIA, L. A.: Numerical modeling of welded joints by the Friction Stir Welding process. In: *Materials Research* 7 (2004), 12, S. 569 – 574. <http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392004000400010>. – DOI 10.1590/S1516-14392004000400010. – ISSN 1516-1439
- [15] SCHWENK, C.: *BAM-Dissertationsreihe*. Bd. 26: *FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche: Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte*. 1. Auflage. Bundesanstalt für Materialforschung, 2007. – ISBN 978-3-9811655-5-5
- [16] RADAJ, D.: Berechnung der Schweißspannungen in Stäben mit Längsnähten. In: *Schweißen und Schneiden* 2 Bericht 7 (1971), S. 1-8
- [17] WOHLFAHRT, H.: Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. In: *HTM Härterei-Technische Mitteilungen* 41 (1986), Nr. 5, S. 248-257
- [18] ROSENTHAL, D. ; SCHMERBER, R.: Thermal study of arc welding - experimental verification of theoretical formulae. In: *Welding Journal* 17 (1938), Nr. 4, S. 2-8
- [19] ROSENTHAL, D.: Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. In: *Welding Journal* 20 (1941), Nr. 5, S. 220-234
- [20] ROSENTHAL, D. ; CAMBRIDGE, M.: The Theory of Moving Heat Sources and its Application of Metal Treatment. In: *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers (ASME)* 68 (1946), S. 849-865
- [21] DORN, L.: *Kontakt & Studium*. Bd. 147: *Schweißen von Baustählen und hochfesten Feinkorn-Baustählen*. Sindelfingen : expert-Verlag, 1986. – ISBN 9783885089643
- [22] DILTHEY, U. ; HEIDRICH, J. ; REIMERS, J.-D.: Modelltheorie zur Anpassung der Stromquellenparameter beim Metall-Schutzgasschweißen. In: *Schweißen und Schneiden* 54 (2002), Nr. 10, S. 558 – 564
- [23] DEGENKOLBE, J. ; UWER, D. ; WEGMANN, H.: Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen durch die Abkühlzeit $t_8/5$ und deren Ermittlung. In: *Thyssen Technische Berichte und IIW-Doc. IX-1336-84* Heft 1 (1984), Dezember, S. 57-73
- [24] DILTHEY, U. ; PAVLIK, V. ; REICHEL, T.: Struktursimulation von Schweißgut und Wärmeinflußzone. In: *DVS-Berichte* 176 (1996), S. 26-29
- [25] UWER, D. ; DEGENKOLBE, J.: Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen - Berechnung der Abkühlzeiten. In: *Schweißen und Schneiden* 24 (1972), Nr. 12, S. 485-489
- [26] UWER, D. ; DEGENKOLBE, J.: Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen - Einfluß des Wärmebehandlungszustandes und der chemischen Zusammensetzung von Stählen auf die Abkühlzeit. In: *Schweißen und Schneiden* 27 (1975), Nr. 8, S. 303-306
- [27] KAPOOR, R. ; NEMAT-NASSER, S.: Determination of temperature rise during high strain rate deformation. In: *Mechanics of Materials* 27 (1998), S. 1-12
- [28] NICHOLAS, J. F.: The dissipation of energy during plastic deformation. In: *Acta metallurgica* 7 (1959), August, S. 544-548

- [29] PIOTROWSKI, A. ; EIFLER, D.: Bewertung zyklischer Verformungsvorgänge metallischer Werkstoffe mit Hilfe mechanischer, thermometrischer und elektrischer Meßverfahren. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 26 (1995), S. 121–127
- [30] LEBLOND, J. B. ; DEVAUX, J. ; DEVAUX, J. C.: Modellierung metallurgischer Umwandlungsprozesse. In: *FEM-Technologie CAD-CAM Report* 6 (1990), S. 79–88
- [31] SCHMIDT, J.: Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Verzug, Gefüge und Schweißspannungen - Entwicklung des Makromodells - Forschungsstelle II / Institut für Strömungstechnik und Thermodynamik, Technische Universität Magdeburg. 2001 (AiF 11.853 A/B). – Abschlußbericht
- [32] GRONG, Ø.: *Metallurgical modelling of welding*. 2nd. Institute of Materials, 1997 (Materials modelling series 677). – ISBN 9781861250360
- [33] International Congress on FEM Technology (Veranst.): *Simulation von Metall-Schutzgas-Lichtbogenschweißen mit CFX-5*. Dresden, Germany, November 10-12 2004 (Proceedings of the 22nd CAD-FEM Users' Meeting)
- [34] RYKALIN, R. R.: Energy sources for welding. In: *Welding in the World* 12 (1974), Nr. 9-10, S. 227–248
- [35] BUCHMAYR, B.: *Computer in der Werkstoff- und Schweisstechnik: Anwendung von mathematischen Modellen*. Deutscher Verlag für Schweisstechnik, 1991 (Fachbuchreihe Schweisstechnik). – ISBN 9783871551291
- [36] GU, M. ; GOLDAK, J. ; KNIGHT, A. ; BIBBY, M.: Modelling the evolution of microstructure in the heat affected zone on steady state welds. In: *Canadian Metallurgical Quarterly* 32 (1993), Nr. 4, S. 351–361
- [37] GU, M. ; GOLDAK, J. ; HUGHES, E.: Steady state thermal analysis of welds with filler metal addition. In: *Canadian Metallurgical Quarterly* 32 (1993), Nr. 1, S. 49–55
- [38] JOHNSON, M. ; KARLSSON, L. ; LINDGREN, L. E.: Deformation and stresses in butt-welding of large plates with special reference to the mechanical material properties. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 107 (1985), Nr. 4, S. 265–270. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3225817>. – DOI 10.1115/1.3225817. – ISSN 0094–4289
- [39] UWER, D. ; DEGENKOLBE, J.: Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen. In: *Stahl und Eisen* 97 (1977), Nr. 24, S. 1201–1207
- [40] SEYFFARTH, P. ; MEYER, B. ; SCHARFF, A.: *Grosser Atlas Schweiss-ZTU-Schaubilder*. DVS-Verlag, 1992 (Fachbuchreihe Schweisstechnik). – 176 S. – ISBN 9783871551277
- [41] UWER, D.: Rechnerisches und grafisches Ermitteln von Abkühlzeiten beim Lichtbogenschweißen. In: *Schweißen und Schneiden* Jahrgang 30 (1978), Nr. 7, S. 243–248
- [42] UWER, D. ; WEGMANN, H. G.: Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen - Einfluß von Schweißverfahren und Nahtart auf die Abkühlzeit. In: *Schweißen und Schneiden* Jahrgang 28 (1976), Nr. 4, S. 132 – 136
- [43] ROSE, A.: *Schweisbarkeit und Umwandlungsverhalten der Stähle*. Westdeutscher Verlag, 1959. – 57 S.

- [44] CHRISTENSEN, N. ; L. DAVIES, V. de ; GJERMUNDSEN, K.: Distribution of temperatures in arc welding. In: *British Welding* 12 (1965), S. 54–75
- [45] FASSANIL, R. N. S. ; TREVISAN, O. V.: Analytical modeling of multipass welding process with distributed heat source. In: *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* 25 (2003), Nr. 3, S. 302–305. <http://dx.doi.org/10.1590/S1678-58782003000300013>. – DOI 10.1590/S1678-58782003000300013
- [46] RADAJ, D.: *Welding residual stresses and distortion - Calculation and measurement*. DVS-Verlag, 2003. – ISBN 3-87155-791-9
- [47] VINOKUROV, V. A.: *Welding stresses and distortion : determination and elimination*. British Library Lending Division, 1977. – (translated from Svarochnye deformatsii i napryazheniya: metody ikh ustraneniya. Moscow, Mashinostroeni, 1968)
- [48] *Kapitel Mikrostruktur und Eigenschaften des kurzzeitwärmebehandelten hochstickstofflegierten Werkzeugstahles X30CrMoN15 1*. In: BOHNE, C. ; HEITKEMPER, M. ; PYZALLA, A. ; FISCHER, A.: *Strahltechnik*. Bd. 18: *Handbuch zum Abschlußkolloquium des DFG-Schwerpunktprogramms*. BIAS Bremen : Sepold, G., 2002. – ISBN 3-933762-08-1, S. 77–96
- [49] FRIEDMANN, E.: Thermomechanical analysis of the welding process using the finite element method. In: *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers (ASME), Journal of Pressure Vessel Technology* 97 (1975), S. 206–212
- [50] RADAJ, D. ; HÄUSER, H. ; BRAUN, S.: Numerische Simulation von Eigenspannungen und Verzug bei Schweißverbindungen aus AlMgSi-Legierungen. In: *Konstruktion* 50 (1998), Nr. 7/8, S. 31–38
- [51] RÖHRS, K. ; MICHAILOV, V. ; WOHLFAHRT, H.: Simulation des Umwandlungsverhaltens verschiedener Stähle bei schweißtypischen Aufheiz- und Abkühlbedingungen. In: *XXVI. Assistentenseminar*. Rathen (Sächsische Schweiz) : Institut für Produktionstechnik, Fügetechnik der Technischen Universität Dresden, 3-4 November 2000 2001, S. 27–37
- [52] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren*. Bd. Bd 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. zweite Auflage. VDI-Verlag, 1994
- [53] LEGGATT, R. H.: Computer modelling of transverse residual stresses in repair welds. In: *Welding Journal* 70 (1991), S. 299–310
- [54] HÄNSCH, H.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 81: *Schweißspannungen und Formänderungen an stabartigen Bauteilen - Berechnung und Bewertung*. DVS-Verlag, 1984. – 192 S. – ISBN 9783871550973
- [55] ZHANG, F.: *Beitrag zum schweißbedingten Verzug unter Berücksichtigung seiner Wechselwirkung mit den Eigenspannungen*, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Dissertation, 1998
- [56] BANKE, F. ; SCHMIED, J. ; SCHULZ, U.: Der Einfluß von Schweißspannung und Schweißverformungen auf das Beulverhalten von axialgedrückten Zylinderschalen. In: *Stahlbau* 72 (2003), Nr. Heft 2, S. 91–101
- [57] LOOSE, T.: Schweißverzug, Schweißspannungen und Schalenstabilität. In: *Stahlbau* 77 (2008), Nr. 2, S. 111–119

- [58] BRAND, M. ; PETZ, M ; TUTSCH, R. ; WOHLFAHRT, H. ; MICHAÏLOV, V.: FE-Welding simulation and distortion measurement during welding using optical object grating method. In: CERIAK, H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E (Hrsg.) ; BHADOSHIA, K. H. (Hrsg.): *Mathematical modelling of weld phenomena* Bd. 7. Seggau : Verlag der Technischen Universität Graz, 2005 (Mathematical modeling of Weld Phenomena), S. 1–16
- [59] PILIPENKO, A.: *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding*, Department of Machine Design and Materials Technology Norwegian University of Science and Technology N-7491 Trondheim, Norway, Dissertation, July 2001
- [60] OKERBLOM, N. O.: The calculation of deformations of welded metal structures. In: *Her Majesty's Stationery Office, London* (1958)
- [61] BRAND, M.: *Untersuchung des Einflusses von Nahtform und Schweißrichtung auf die Verzugsentstehung beim MAG-Schweißen hochfester Feinkornbaustähle*, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Institut für Schweißtechnik, Diplomarbeit, 2002
- [62] *Kapitel Röntgenographisches Verfahren*. In: SCHOLTES, B.: *Handbuch für experimentelle Spannungsanalyse*. Düsseldorf : VDI-Verlag GmbH, 1989, S. 434–464
- [63] KLOOS, K. H. ; MACHERAUCH, E.: Bewertung von Eigenspannungen bei quasistatischer und schwingender Beanspruchung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 20 (1989), S. Teil 1: Nr. 1 1–13, Teil 2: Nr. 2 53–60, Teil 3: Nr. 3 82–91
- [64] MACHERAUCH, E.: *Bewertung von Eigenspannungen*. DGM-Verlag Oberursel, 1980. – 223–239 S.
- [65] UEDA, Y. ; FUKUDA, K.: New measuring method of three-dimensional residual stresses in long welded joints using inherent strains as parameters- L_z method. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 111 (1989), S. 1–8
- [66] NITSCHKE-PAGEL, T.: *Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle*, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Dissertation, 1994
- [67] WOHLFAHRT, H.: Schweißgeigenspannungen. In: *HTM Härtereitechnische Mitteilungen* 31 (1976), S. 56–70
- [68] MYHR, O. R. ; GRONG, Ø.: Dimensionless maps for heat flow analysis in fusion welding. In: *Acta Metallurgica* 38 (1990), S. 449–460
- [69] WOHLFAHRT, H.: Schweißgeigenspannungen, Entstehung-Berechnung-Bewertung. In: *Eigenspannungen* Band I (1983), S. 85–116
- [70] AL-MUNTASER, S.: *Experimentelle Bestimmung von Eigenspannungszuständen in schiffbaulichen Bauelementen nach verschiedenen Fertigungsstufen*, Universität Rostock, Dissertation, 1984
- [71] GATOVSKII, K. M. ; KARKHIN, V. A.: *Theory of welding strains and stresses*. Leningrad : Publishing House LKI, 1980. – 331 S.
- [72] LEBLOND, J. B.: Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases. In: *International Journal of Plasticity* 5 (1989), S. 551–572

- [73] AVRAMI, M.: Kinetics of Phase Change. I General Theory. In: *Journal of Chemical Physics* 7 (1939), S. 1103–1112. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750380>. – DOI 10.1063/1.1750380
- [74] BESSERDICH, G. ; SCHOLTES, B. ; MÜLLER, H. ; MACHERAUCH, E.: Consequences of transformation plasticity on the development of residual stresses and distortions during martensitic hardening of SAE 4140 steel cylinders. In: *steel research* 1 (1994), S. 41–46
- [75] NITSCHKE-PAGEL, T. ; WOHLFAHRT, H.: The generation of residual stresses due to joining processes. In: *Residual Stress Management* (1991), S. 121–134
- [76] JANKOWSKI, W.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen aus hochfesten, vergütetem Feinkornbaustahl*, Technische Universität Hannover, Dissertation, 1976
- [77] MACHERAUCH, E. ; WOHLFAHRT, H.: Die Ursachen des Schweiß eigenspannungszustands. In: *Materialprüfung* 19 (1977), S. 271–280
- [78] NITSCHKE-PAGEL, T. ; WOHLFAHRT, H.: Residual Stresses in Welded Joints - Sources and Consequences. In: *Materials Science Forum* 404-407 (2002), S. 215–226
- [79] RAPPE, H.-A.: Betrachtungen zu Schweiß eigenspannungen. In: *Schweißen und Schneiden* 26 (1974), Nr. 2, S. 45–50
- [80] ALBERG, H.: *Simulation of Welding and Heat Treatment: Modelling and Validation*. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Lulea University of Technology, SE-971 87, 2005
- [81] FREDRIKSSON, H. ; STJERND AHL, J.: Solidification of iron-based alloys. In: *Metal Science* 16 (1982), S. 575–585
- [82] DAVID, S. A. ; VITEK, J. M.: Correlation between solidification parameters and weld microstructures. In: *International Material Reviews* (1989)
- [83] EASTERLING, K. E.: *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. 2nd ed. Butterworth-Heinemann, 1992
- [84] BARGEL, H.-J. ; SCHULZE, G.: *Werkstoffkunde*. 4. Auflage. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1987
- [85] 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, London, Elsevier Science Publ.* Vol. B (1993), S. 213–224
- [86] SEYFFARTH, P.: Schweiß technologische Beratung am Computer. In: *Software-Workshop*, 1992
- [87] CHRISTIAAN, F. ; BERKHOUT, P. H. v. L.: Anwendung von Spitzentemperatur-Abkühlzeit (STAZ)-Schaubildern beim Schweißen hochfester Stähle. In: *Schweißen und Schneiden* (1968), S. 256–260
- [88] CAHN, R. W. ; MASSALSKI, T. B. (Hrsg.) ; OKAMOTO, H. (Hrsg.) ; SUBRAMANIAN, P. R. (Hrsg.) ; KACPRZAK, L. (Hrsg.): *Binary alloy phase diagrams*. 2nd ed. Materials Park, Ohio, USA. : American Society for Metals (ASM) International, 1990 (Advanced Materials). – 628–629 S.

- [89] TAMURA, I.: Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. In: *Metal Science* 16 (1982), May, S. 245–253
- [90] SCHEILL, E.: Anlaufzeit der Austenitumwandlung. In: *Archiv für Eisenhüttenwesen* 8 (1935), S. 565–567
- [91] FERNANDES, F. B. M. ; DENIS, S. ; SIMON, A.: Mathematical model coupling phase transformations and temperatur evolution during quenching of steels. In: *Materials Science & Technology* 10 (1985), S. 838–844
- [92] FERNANDES, F. B. M. ; DENIS, S. ; SIMON, A.: Prévission de l'évolution thermique et structurale des aciers au cours de leur refroidissement continu. In: *Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie* (1986), S. 355–366
- [93] MOURGUE, Ph. ; VINCENT, Y.: Calibration of Material Properties for Welding and Heat Treatment. In: *EuroPAM*, 2005, S. 1–39
- [94] WATT, D. F. ; COON, L. ; BIBBY, M. ; GOLDAK, J. ; HENWOOD, C.: An Algorithm for modelling microstructural development in weld heat-affected zones (PART A) reaction kinetics. In: *Acta Metallurgica* 36 (1988), Nr. 11, S. 3029–3035
- [95] HENWOOD, C. ; BIBBY, M. ; GOLDAK, J. ; WATT, D.: Coupled transient heat transfer-microstruture weld computation (PART B). In: *Acta metallurgica* Vol. 36 (1988), Nr. 11, S. 3037–3046
- [96] Kapitel 4 Fügebedingte Eigenspannungen und Verzug. In: DAHL, W. ; DILTHEY, U. ; WEIRICH, P. ; PAYREBRUNE, J. de: *Eigenspannungen und Verzug durch Wärmewirkung - Deutsche Forschungsgemeinschaft*. Wiley-VCH, 1999, S. 175–201
- [97] Kapitel 4 Fügebedingte Eigenspannungen und Verzug. In: HEROLD, Horst ; WOYWODE, Norbert ; PIESCHEL, Jörg: *Spannungen und Eigenspannungen beim Schweißen und Flammrichten hochfester Feinkornbaustähle*. Wiley-VCH, 1999, S. 175–201
- [98] BERGMANN, D. ; RITTER, R.: 3D-Deformation Measurement in small Areas based on Grating Method and Photogrammetry. In: *Proceedings of the SPIE-Symp, Optical Inspection and Micromasurement, Besancon* Vol. 2782 (1996), S. 213–233
- [99] RALF KORNMANN, Bernd K.: Objektrasterverfahren zur räumlichen Verformungsmessung an Hochtemperaturbauteilen. In: *Technisches Messen* (2000), S. 267–273
- [100] PETZ, M. ; TUTSCH, R. ; BRAND, M. ; MICHAILOV, V.: Distortion measurement during welding of fine grain high strength steel using optical object grating method. In: *Mathematical Modelling And Information Technologies In Welding And Related Processes, Katsiveli, Crimea, Ukraine* (2002), 16. - 20. September
- [101] Kapitel Werkstoff-, Verfahrens- und Geometrieinflüsse auf den schweißbedingten Verzug. In: RITTER, R. ; H., Wohlfahrt ; ZHANG, F.: *Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung*. Wiley-VCH, 1999, S. 202–232
- [102] MACHERAUCH, E. ; MÜLLER, P.: Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. In: *Zeitschrift für angewandte Physik* 13 (1961) 13 (1961), S. 305–312
- [103] VOSS, O.: *Untersuchung relevanter Einflußgrößen auf die numerische Schweißsimulation*. Shaker Verlag, Aachen 2001, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Dissertation, 2000

- [104] GERTHSEN, C. ; KNESER, H. O. ; VOGEL, H.: *Physik*. 15. neubearbeitet und erweitert. Berlin : Springer Verlag, 1986
- [105] BLACK, R. D. ; BECHTOLDT, C. J. ; PLACIOUS, R. C. ; KURIYAMA, M.: Three Dimensional Strain Measurements with X-ray Energy Dispersive Spectroscopy. In: *Journal of Nondestructive Evaluation* 5 (1985), Nr. 1, S. 21–25
- [106] BRUSCH, G. ; HAHN-MEITNER-INSTITUT (Hrsg.): *Entwicklung eines Meß- und Auswerteverfahrens zur Analyse von Eigenspannungsverteilungen mit Hochenergie-Röntgenbeugung*. Berlin : HMI-Verlag, 1998 (Berichte aus dem Zentrum für Eigenspannungsanalyse)
- [107] DANTZ, D.: *Eigenspannungen in mikrowellengesinterten Ni/8Y – ZrO₂ und NiCr8020/8Y – ZrO₂ Gradientenwerkstoffen*, Fakultät II - Prozesswissenschaften - der Technischen Universität Berlin, Dissertation, 2000
- [108] DÖLLE, H. ; HAUKE, V.: Röntgenographische Spannungsermittlung für Eigenspannungssysteme allgemeiner Orientierung. In: *HTM Härtereitechnische Mitteilungen* 31 (1976), S. 165–169
- [109] ADAMIEC, P. ; DZIUBINSKI, J.: Wasserstoffrisse in geschweißten Stahlrohren. Teil 1: Entstehung und Kenngrößen. In: *Schweißen und Schneiden* 54 (2002), Nr. 5, S. 240–245
- [110] GOLDAK, J. ; CHARKRAVARTI, A. ; BIBBY, M.: A new finite element model for welding heat sources. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 15 (1984), June, Nr. 2, S. 299–305
- [111] LEBLOND, J. B. ; DUBOIS, D.: A general mathematical description of hydrogen diffusion in steels - I. Derivation of diffusion equations from boltzmann-type transport equations. In: *Acta Metallurgica* 31 (1983), Nr. 10, S. 1459 – 1469. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90142-6](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(83)90142-6). – DOI 10.1016/0001-6160(83)90142-6. – ISSN 0001-6160
- [112] IIW-X/XIII/XV-RSDP-75-3 (Veranst.): *IIW Round-Robin Protocol for 3-Dimensional Welding Residual Stress and Distortion Prediction*. IIW, 2003 (Phase II-3D)
- [113] OESER, S. ; OSSENBRINK, R. ; SGUAIZER, Y. ; MICHAÏLOV, V: Ermittlung thermophysikalischer und thermomechanischer Kennwerte für die numerische Simulation von Laserschweißverbindungen / IWM-Projekt-Nr. 421111. 2009. – V 264/2004
- [114] HOHE, J. ; BRAND, M. ; SIEGELE, D. ; AL et.: Bewertung von Rissen in der Plattierung / Institut für Werkstoffmechanik (IWM). Freiburg, 2007 (1501278). – Abschlußbericht
- [115] RUGE, J. ; WOHLFAHRT, H.: *Technologie der Werkstoffe*. 7. Auflage. Vieweg+Teubner Verlag, 2002
- [116] HEMMINGER, W. F. ; CAMMANGA, H. K.: *Methoden der thermischen Analyse*. Springer Verlag Heidelberg New York Paris London Tokyo, 1989
- [117] CARSLAW, H. S. ; JAEGER, J. C.: *Conduction of Heat in Solids*. 2nd. London : Oxford University Press, 1959. – 101 S.
- [118] PARKER, W. J. ; JENKINS, R. ; BUTLER, C. ; ABBOTT, G. L.: Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity. In: *Journal of Applied Physics* 32 (1961), September, Nr. 9, S. 1679–1684

- [119] COWAN, R. D.: Proposed Method of Measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures. In: *Journal of Applied Physics* 32 (1961), July, Nr. 7, S. 1376–1370
- [120] CAPE, J. A. ; LEHMAN, G. W.: Temperature and Finite Pulse-Time Effects in the Flash Method for Measuring Thermal Diffusivity. In: *Journal of Applied Physics* 34 (1963), Dezember, Nr. 7, S. 1909–1913
- [121] COWAN, R. D.: Pulse Method of Measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures. In: *Journal of Applied Physics* 34 (1963), April, Nr. 4, Part 1, S. 926–927
- [122] PESCHKA, C. ; JAENICKE-RÖSSLER, K.: Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit an vier Schweißstählen im Temperaturbereich zwischen RT und 1450 °C beim Auf- und Abheizen unter Argonatmosphäre / Fraunhofer-Institut für keramische Technologien und Systeme (IKTS). 2006. – B2548,2549,2550
- [123] SCHNEIDER, M. ; WEINERT, K. ; WILLSCH, C.: Druckstrahlrippen senkerodierter Oberflächen. In: *VDI-Z* 138 (1996), Nr. 6, S. 74–76
- [124] PEET, M.J. ; HASAN, H.S. ; BHADESHIA, H.K.D.H.: Prediction of thermal conductivity of steel. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 54 (2011), Nr. 11-12, 2602 - 2608. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2011.01.025>. – DOI 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2011.01.025. – ISSN 0017–9310
- [125] THELNING, K.-E.: *Steel and its Heat Treatment*. 2nd ed. Butterworths., 1984. – ISBN 0–408–0142–5
- [126] DONALD, V. B.: *Metallurgy Basics*. Delmar Publishers Inc., 1983. – ISBN 0–442–21434–0
- [127] STEVENS, W. ; HAYNES, A. G.: The temperature of forming martensite and bainite in low-alloy steels. In: *The Journal of Iron and Steel Institute* 183 (1956), S. 349–359
- [128] *Stahlschlüssel-Taschenbuch: Wissenswertes über Stähle*. Verlag Stahlschlüssel Wegst, 2007 <http://books.google.de/books?id=a8-OPQAACAAJ>. – ISBN 9783922599227
- [129] LOUAT, N.: The temperature dependence of the yield stress in iron. In: *Acta Metallurgica* 7 (1959), Nr. 1, S. 57–58
- [130] BRAND, M. ; MICHAILOV, V. M.: Verbesserung der Einbindung von Materialdaten bei der Schweißsimulation / Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik. 2004 (V 266/2004). – Abschlußbericht
- [131] SUDNIK, W. ; RADAJ, D. ; EROFEEV, W.: Computerized simulation of laser beam welding, modelling and verification. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 29 (1996), Nr. 11, 2811. <http://stacks.iop.org/0022-3727/29/i=11/a=013>
- [132] SAUNDERS, N. ; GUO, Z. ; LI, X. ; MIODOWNIK, A.P. ; SCHILLÉ, J.-Ph.: Using JMat-Pro to Model Materials Properties and Behavior. In: *Industrial Insight* 55 (2003), Dezember, Nr. 12, S. 60–65
- [133] PLOSHIKHIN, V. V.: *Modellierung der Konstrukturausbildung beim Laserstrahlschweißen*, Universität Erlangen, Dissertation, 1998
- [134] RISCH, A.: Laserstrahlschweißen von Austenit-Ferrit-Verbindungen mit Zusatzdraht - Metallurgie und Schweißnahtigenschaften. In: *Schweissen & Schneiden* 48 (1996), Nr. 6, S. 489–491

- [135] RISCH, K.: Korrosion an Schweihaften nichtrostender austenitischer Stähle. In: *Chemie Ingenieur Technik* 46 (1974), Nr. 12, S. 506–511
- [136] SCHULZE ; KAFKA ; NEUMANN: *Schweißtechnik*. Düsseldorf : VDI-Verlag, 1992
- [137] COLINS, Sunniva R. ; WILLIAMS, Peter C.: Electropolished Tubing: Avoiding Corrosion in Welded Applications. In: *Chemical Processing* (2000), December, S. 33–36
- [138] HENKEL, G. ; HENKEL, B.: Hinweise zur Bildung, Entstehung und Wirkung von Delta-Ferrit in austenitischen Edelstahllegierungen (Werkstoffnummern 1.4404 / 1.4435). In: *Henkel-Epol* Aufsatz Nr. 32 / Rev. 00 (2003)
- [139] WOHLFAHRT, H. ; SAKKIETTIBUTRA, J. ; LOOSE, T. ; BRAND, M. ; SIEGELE, D. ; NITSCHKE-PAGEL, T. ; DILGER, K.: New calculations checking an adequate materials law, new results on distortion measurements. In: *IIW Doc. No. X-1668-09, XIII-2291-09, IIW-XV-1326-09* (2009). – Report on the Round Robin Tests on Residual Stresses 2009
- [140] LOOSE, T. ; SAKKIETTIBUTRA, J. ; WOHLFAHRT, H.: New 3D-calculations of residual stresses consistent with measured results of the IIW round robin programme. In: CERIAK, H. (Hrsg.) ; ENZINGER, N. (Hrsg.): *Mathematical modelling of weld phenomena* Bd. 9. Seggau : Verlag der Technischen Universität Graz, 2010 (Mathematical modeling of Weld Phenomena), S. 369–390
- [141] KÜHNER, R.: *Modellierung des Ratchettingverhaltens eines austenitischen Stahls unter thermomechanischer Belastung*. Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe, Institut für Materialforschung, Dissertation, 2000
- [142] *Kapitel* Verformungsmessung an Schweißkonstruktionen unter Einsatz des Objektstrasterverfahrens. In: PETZ, M. ; TUTSCH, R. ; BRAND, M. ; MICHAÏLOV, V.: *6. Anwendungsbezogener Workshop zur Erfassung, Verarbeitung, Modellierung und Auswertung von 3D-Daten*. 3D-NordOst 2003, Berlin, 2003, S. 71 – 78
- [143] RICHTER, F.: *SEW 310, Physikalische Eigenschaften von Stählen*. 1. Ausgabe. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1992 (Stahl-Eisen-Werkstoffblätter des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute)
- [144] RÖHRS, K. (Hrsg.): *Untersuchungen zum Schweißen in kaltgeformten Bereichen von Feinkornbaustählen*. Shaker-Verlag, September 2005 (Forschungsbericht des Instituts für Schweißtechnik 1. Auflage)
- [145] STADTAUS, M. ; MICHAÏLOV, V. ; WOHLFAHRT, H.: Numerical calculation of the main factors on cold cracking. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 34 (2003), S. 145–151
- [146] International Congress on FEM Technology (Veranst.): *Schweissimulation mit dem SST, Integration neuer Ansätze und bewährter Teilmodelle in die FE-Simulation des Laserstrahlschweißens*. Dresden, November 10-12 2004 (Proceedings of the 22nd CAD-FEM Users' Meeting)
- [147] YANG, Q.-X. ; YAO, M. ; PARK, J.-K.: Numerical simulations and measurements of temperature and stress field in medium-high carbon steel specimen after hard-face-welding. In: *Computational Materials Science* 29 (2004), S. 37–42
- [148] RICHTER, F.: Die physikalischen Eigenschaften von metallischen Werkstoffen. In: *Metall* 45 (1991), Nr. 6, S. 582–589

- [149] POTTLAGHER, G. ; HOSAEUS, H. ; WILTHAN, B. ; E. KASCHNITZ, A. S.: Thermo-physikalische Eigenschaften von festem und flüssigem Inconel 718. In: *Thermochimica Acta* 382 (2002), S. 255–267
- [150] PETIT, A.-T. ; DULONG, P.-L.: Recherches sur quelques points importants de la Théorie de la Chaleur. In: *Annales de Chimie et de Physique* 10 (1819), S. 395–413
- [151] KISSINGER, H. E.: Reaction Kinetics in Differential Thermal Analysis. In: *Analytical Chemistry* 29 (1957), Nr. 11, S. 1702–1706
- [152] F. LIU, Q. W. X.N. Liu L. X.N. Liu: Examination of Kissinger's equation for solid-state transformation. In: *Journal of Alloys and Compounds* 473 (2009), S. 152–156
- [153] POTTLAGHER, G.: Thermal conductivity of pulse-heated liquid metals at melting and in the liquid phase. In: *Journal of Non-Crystalline Solids* 250-252 (1999), S. 177–181. [http://dx.doi.org/10.1016/S0022-3093\(99\)00116-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0022-3093(99)00116-7). – DOI 10.1016/S0022-3093(99)00116-7
- [154] DEPRADEUX L, Jullien J. F.: Numerical simulations of thermomechanical phenomena during TIG welding and experimental validation on analytical tests of increasing complexity. In: CERIAK, H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E (Hrsg.) ; BHADESHIA, K. H. (Hrsg.): *Mathematical modelling of weld phenomena* Bd. 7. Seggau : Verlag der Technischen Universität Graz, 2005 (Mathematical modeling of Weld Phenomena), S. 269–294
- [155] JANOSCH, J.-J.: International Institute of Welding work on residual stress and its application to industry. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 85 (2008), S. 183–190
- [156] LEHNINGER, A. L. ; NELSON, D. L. ; COX, M. M. ; 4, Springer-Lehrbuch (Hrsg.): *Lehninger Biochemie*. Springer, Berlin, 2009
- [157] SCHULZE, G.: *Die Metallurgie des Schweißens Eisenwerkstoffe - Nicht-eisenmetallische Werkstoffe*. 4., neu bearb. Aufl. 2010. Korr. Nachdruck, 2010. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010 (VDI-Buch). – 614 S. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-03183-0>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-03183-0>. – ISBN 978-3-642-03182-3
- [158] GUO, Z. ; SCHILLÉ, J.P. ; SAUNDERS, N. ; MIODOWNIK, A. P.: Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. In: *International Journal of Microstructure and Materials Properties* 4 (2009), Nr. 2, S. 187 – 195
- [159] LINDGREN, L.-E. ; RUNNEMALM, H. ; MATS, O. N.: Simulation of multipass welding of a thick plate. In: *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 44 (1999), S. 1301–1316
- [160] BORJESSON, L. ; LINDGREN, L.-E.: Simulation of Multipass Welding With Simultaneous Computation of Material Properties. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 123 (2001), Nr. 1, 106-111. <http://dx.doi.org/10.1115/1.1310307>. – DOI 10.1115/1.1310307
- [161] DE, A. ; MAITI, S. K. ; WALSH, C. A. ; BHADESHIA, H. K. D. H.: Finite element simulation of laser spot welding. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 8 (2003), Nr. 5, S. 377–382. <http://dx.doi.org/10.1179/136217103225005570>. – DOI 10.1179/136217103225005570

- [162] BLECK, W. ; REISGEN, U. ; MOKROV, O. ; RIEGER, T.: Methodology for Thermomechanical Simulation and Validation of Mechanical Weld-Seam Properties. In: *Advanced Engineering Materials* 12 (2010), 147-152. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201000027>. – DOI 10.1002/adem.201000027
- [163] GUNDERMANN, R.: *3D-Simulation des Temperaturfeldes und der Gefügeumwandlung bei einer Laserstrahlschweißung*, Bauhaus-Universität Weimar, Fakultät Bauingenieurwesen Professur Stahlbau, Diplomarbeit, 2005
- [164] GEIGER, G. T. ; LONG, T. A.: Melt Behavior of Aluminium Clad Rods. In: *ASME/JSME Thermal Engineering Joint Conference at Maui, HI, (USA)* (1995), March
- [165] MYHR, O. R. ; GRONG, Ø.: Process modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments-I reaction kinetics. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 39 (1991), Nr. 11, S. 2693–2702. [http://dx.doi.org/10.1016/0956-7151\(91\)90085-F](http://dx.doi.org/10.1016/0956-7151(91)90085-F). – DOI 10.1016/0956-7151(91)90085-F
- [166] MARIOARA, C. D. ; ANDERSEN, S. J. ; JANSEN, J. ; ZANDBERGEN, H. W.: Atomic Model for GP-Zones in a 6082 Al-Mg-Si System. In: *Acta Materialia* 49 (2001), Nr. Issue 2, S. 321–328. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00302-5](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00302-5). – DOI 10.1016/S1359-6454(00)00302-5
- [167] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium. 2.*, neubearb. u. aktualis. Aufl. Berlin : Springer-Verlag, 2007 (908). – ISBN 3540238824
- [168] COLLA, T. J. ; VICANEK, M. ; SIMON, G.: Heat transport in melt flowing past the keyhole in deep penetration welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 27 (1994), Nr. 10, S. 2035–2040. <http://dx.doi.org/10.1088/0022-3727/27/10/008>. – DOI 10.1088/0022-3727/27/10/008
- [169] MAHRLE, A. ; SCHMIDT, J.: The influence of fluid flow phenomena on the laser beam welding process. In: *International Journal of Heat and Fluid Flow* 23 (2002), Nr. 3, S. 228–297
- [170] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffektivität*. Universität Stuttgart, Maschinenwesen : Teubner, 1995 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW)
- [171] OTT, A.: *Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung*, Universität Stuttgart, Dissertation, 2009
- [172] GÜNDÜZ, M. ; HUNT, J.D.: Solid-liquid surface energy in the Al-Mg system. In: *Acta Metallurgica, Volume 37* (1989), July, Nr. 7, S. 1839–1845. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90068-0](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(89)90068-0). – DOI 10.1016/0001-6160(89)90068-0
- [173] SKUPIN, J.: *Nichtlinear dynamisches Modell zum Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen*. Shaker Verlag Aachen 2004, Universität Bremen: Fachbereich für Physik und Elektrotechnik, Dissertation, D 46, 2004
- [174] KOU, S.: Keynote Address grain structure development in the fusion zone. In: *Proceedings of the 2nd International Conference on Trends in Welding Research* (1989), 14-18 May, S. 137–146
- [175] DAVIES, G. J. ; GARLAND, J. G.: Solidification structures and properties of fusion weld. In: *International metallurgical reviews* 20 (1975), S. 83–105

- [176] KOU, S.: *Welding Metallurgy*. John Wiley & Sons, 1987
- [177] FARZADI, A. ; DO-QUANG, M. ; SERAJZADEH, S. ; KOKABI, A. H. ; AMBERG, G.: Phase-field simulation of weld solidification microstructure in an Al-Cu alloy. In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 16 (2008), Nr. 0605005, S. 1–18. <http://dx.doi.org/10.1088/0965-0393/16/6/065005>. – DOI 10.1088/0965-0393/16/6/065005
- [178] KOHN, D.: *Influence of time optimized simulation algorithms on residual stresses and distortions of laser weld processes calculated by numerical simulation*, Norwegian University Of Science and Technology (NTNU) and Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM), Diplomarbeit, 2007
- [179] VINCENT, Y. ; JULLIEN, J.-F. ; GILLES, P.: Thermo-mechanical consequences of phase transformations in the heat-affected zone using a cyclic uniaxial test. In: *International Journal of Solids and Structures* 42 (2005), S. 4077–4098
- [180] KARKHIN V. A, Lopota V. A. ; O, Pavlova N.: Effect of phase transformations on residual stresses in laser welding 09G2 steel. In: *Welding International* (2010), Juli. <http://dx.doi.org/http://dx.doi.org/10.1533/wint.2003.3182>. – DOI <http://dx.doi.org/10.1533/wint.2003.3182>
- [181] GREENWOOD, G. W. ; JOHNSON, R. H.: The Deformation of Metals Under Small Stresses During Phase Transformations. In: *Proceedings of the Royal Society Lond. A.* 283 (1965), S. 403–422. <http://dx.doi.org/10.1098/rspa.1965.0029>. – DOI 10.1098/rspa.1965.0029
- [182] FRANCIS, J. A. ; KUNDU, S. ; BHADSHIA, H. K. D. H. ; STONE, H. J. ; ROGGE, R. B. ; WITHERS, P. J. ; KARLSSON, L.: Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. In: *Proceedings of PVP2007*. San Antonio, Texas : ASME, July 2007 (PVP2007-26544), S. 949–956
- [183] JONES, W. K. C. ; ALBERRY, P. J.: A model for stress accumulation in steels during welding. In: *Metals Technology* 11 (1977), 15-17 November, S. 557–566
- [184] LEGGATT, R. H.: Residual stresses in welded structures. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 85 (2008), S. 144–151
- [185] LEBLOND, J. B.: Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II: Coupling with strain hardening phenomena. In: *International Journal of Plasticity* 5 (1989), S. 573–591
- [186] BHADSHIA, H. K. D. H. ; FRANCIS, J. A. ; STONE, H. J. ; KUNDU, S. ; ROGGE, R. B. ; WITHERS, P. J. ; KARLSSON, L.: Transformation Plasticity in Steel Weld Metals. In: *Proceedings of the 10th International Aachen Conference on Welding*, 2007, S. 171–179
- [187] WOLFSTIEG, U. ; MACHERAUCH, E.: Ursachen und Bewertung von Eigenspannungen. In: *Chemie Ingenieur Technik* 45 (1973), Nr. 11, S. 760–769
- [188] MURAKAWA, H. ; MIROSLAV, B. ; VEGA, A. ; SHERIF, S.: Effekt of Phase Transformations onset Temperatur on Residual Stresses in Welded Thin Steel Plates. In: *Transaction of Joining and Welding Research Institute* 37 (2008), S. 75–80
- [189] YAMAMOTO, J. ; HIRAOKA, K. ; MOCHIZUKI, M.: Analysis of martensite transformation behaviour in welded joint using low transformation temperature welding wire. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 15 (2010), Nr.

- 2104, S. 104–110. <http://dx.doi.org/10.1179/136217109X12568132624442>. – DOI 10.1179/136217109X12568132624442
- [190] THIBAUTA, D. ; BOCHER, P. ; THOMAS, M. ; GHARGHOURIC, M. ; CÔTÉB, M.: Residual stress characterization in low transformation temperature 13 In: *Materials Science and Engineering A* (2010). <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.06.035>. – DOI 10.1016/j.msea.2010.06.035
- [191] FRANCIS, J. A. ; STONE, H. J. ; BHADOSHIA, H. K. D. H. ; WITHERS, P. J.: Characterizing Phase Transformations and Their Effects on Ferritic Weld Residual Stresses with X-Rays and Neutrons. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* (2008), December, S. 3070–3078
- [192] KROMM, A. ; KANNENGIESSER, T. ; GIBMEIER, J. ; GENZEL, C. ; MEE, V. van d.: Determination of Residual Stresses in Low Transformation Temperature (LTT-) Weld Metals using X-ray and High Energy Synchrotron Radiation. In: *Welding in the World* 53 (2009), Nr. 1-2, S. 3–16
- [193] NITSCHKE-PAGEL, T. ; WOHLFAHRT, H.: Bedeutung niedriger Zugeigenspannungen für die Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen. In: *DVS-Berichte* Bd. 176 (1996), S. 96–101
- [194] HABEDANK, G. (Hrsg.) ; THEILER, C. (Hrsg.) ; GRUPP, M. (Hrsg.) ; KOHN, H. (Hrsg.) ; SEPOLD, G. (Hrsg.) ; VOLLERTSEN, F. (Hrsg.) ; BIAS Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Bremen, Germany (Veranst.): *Laser beam cladding of steel with High Power Diode Lasers*. 2003 (Proceedings of the Second International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing)
- [195] KOSTYLEV, V. I. ; Z., Margolin B.: Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 77 (2000), Nr. 77, S. 723–735
- [196] GRIPENBERG, H. ; KEINÄNEN, H. ; OHMS, C. ; NÄNNINEN, H. ; STEFANESCU, D. ; SMITH, D.: Prediction and Measurement of Residual Stresses in Cladded Steel. In: *Materials Science Forum* 404-407 (2002), S. 861–866. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.404-407.861> All. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.404-407.861 All
- [197] DUPAS, P. ; MOINEREAU, D.: Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations. In: *Journal of Physics IV France, MECAMAT'95 International Seminar on Mechanics and Mechanisms of Solid-Solid Phase Transformations* 06 (1996), Janvier, Nr. C1. <http://dx.doi.org/http://dx.doi.org/10.1051/jp4:1996118>. – DOI <http://dx.doi.org/10.1051/jp4:1996118>
- [198] KÄMPGEN, K.: *Schrumpfungen und Kräfte beim Lichtbogenschweißen*, RWTH-Aachen, Dissertation, 1976
- [199] DEGENKOLBE, J. ; HOUGARDY, H. P. ; UWER, D.: Schweißen unlegierter und niedrig legierter Bautstähle. In: *Merkblatt Nr. 381: Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf* 4. Auflage (1989)
- [200] POPKOVSKII, V A. ; BEREZIENKO, V P.: Effect of resistance spot welding conditions on the distribution of residual stresses. In: *Welding International* 2 (1988), Nr. 12, S. 1058–1061. <http://dx.doi.org/10.1080/09507118809447606>. – DOI 10.1080/09507118809447606

-
- [201] VILAR, R.: Laser Cladding. In: *Journal of Laser Applications* 11 (1999), April, Nr. 2, S. 64–79. <http://dx.doi.org/10.2351/1.521888>. – DOI 10.2351/1.521888
- [202] FRENK, A. ; MARSDEN, C.F. ; WAGNIE‘RE, J.-D. ; VANNES, A.B. ; M. LARACINE, M. Y. L.: Influence of an intermediate layer on the residual stress field in a laser clad. In: *Surface and Coatings Technology, Containing papers presented at the European Materials Research Society 1990 Spring Meeting on Metallurgical Coatings and Materials Surface Modifications* 45, Issues 1-3, (1991), 15 May, S. 435–441. [http://dx.doi.org/10.1016/0257-8972\(91\)90253](http://dx.doi.org/10.1016/0257-8972(91)90253). – DOI 10.1016/0257-8972(91)90253
- [203] REICH, M.: Die Bedeutung des Bauschinger Effekts bei der Simulation des Ausscheidungshärtens von Aluminiumlegierungen. In: HILDEBRAND, J. (Hrsg.) ; LOOSE, T. (Hrsg.) ; GITTENS, A. (Hrsg.): *Tagungsband SYSWELD Forum 2011*, Universitätsverlag Weimar, 2011, S. 172–177
- [204] BRAND, M. ; SIEGELE, D.: Welding simulation of aluminium automotive construction using SYSWELD simulation solution. In: *PAM TALK* 33 (2007), S. 8
- [205] SIEGELE, D. ; BRAND, M.: Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte (A). In: *Konstruktion, Zeitschrift für Produktentwicklung und Ingenieurwerkstoffe* Heft 1/2 (2006), S. 69–72

Abkürzungsverzeichnis

ASTM	American Society for Testing and Materials	krz	kubisch-raumzentriert
DIL	Dilatometrie	kfz	kubisch-flächenzentriert
DIN	Deutsche Industrienorm	NF	Nahtform
DP	Dualphasen	RDB	Reaktordruckbehälter
DSC	Differential Scanning Calorimetry	SV	Schweißverfahren
DTA	Differenz-Thermoanalyse	T, TE	Thermoelement
ES	Eigenspannungen	W1-W13	induktive Wegaufnehmer
Gew.%	Gewichtsprozent	WEZ	Wärmeeinflusszone
JMA	Johnson-Mehl-Avrami	ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
		ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Symbolverzeichnis

α	[–]	Bezeichnung des Phasengebiets krz Gitter
α_r	[°]	Einfallwinkel
β	[°]	Richtungswinkel
β_r	[°]	Ausfallwinkel
γ	[–]	Bezeichnung des Phasengebiets kfz Gitter
Δt	[s]	Zeitinkrement
ϵ_α^{th}	[–]	thermische Dehnungen für krz Gefüge
ϵ_γ^{th}	[–]	thermische Dehnungen für kfz Gefüge
$\epsilon^{th}, \epsilon^T$	[–]	thermische Dehnungen
ϵ_{ij}^{pl}	[–]	Dehnunstensor plastischer Dehnungen
Θ	[–]	Beugungswinkel
λ	$[\frac{W}{mmK}]$	Wärmeleitfähigkeit
λ_{eff}	$[\frac{W}{mmK}]$	effektive anisotrope Wärmeleitfähigkeit
$\lambda_{extrapoliert}$	$[\frac{W}{mmK}]$	extrapolierte Wärmeleitfähigkeit
$\lambda_{längs}$	$[\frac{W}{mmK}]$	Wärmeleitfähigkeit längs zur Naht
λ_{quer}	$[\frac{W}{mmK}]$	Wärmeleitfähigkeit quer zur Naht
ν	[nm]	Querkontraktionszahl
ρ	$[\frac{kg}{m^3}]$	Dichte
σ	[MPa]	Spannung
σ_e	[MPa]	Spannung
σ_{ij}	[MPa]	Spannungstensor
σ_b	$[\frac{W}{m^2K^4}]$	Stefan-Boltzmann-Konstante
$\sigma_{längs}, \sigma_{max}$	[MPa]	Längseigenspannungen
σ_{quer}	[MPa]	Quereigenspannungen
$\sigma_{max}, \sigma_{min}$	[MPa]	Hauptspannungen
σ_1, σ_2	[MPa]	Hauptspannungen
τ	[–]	Verzögerungszeit
ϕ	[°]	Winkelhalbierende
ϕ_t	[°]	Wichtungsfaktor
ψ, ϕ	[–]	Drehwinkel
ψ_t	[–]	Wichtungsfaktor zur Zeitschrittberechnung
a	$[\frac{mm^2}{s}]$	Wärmeleitfähigkeit
A	$[m^2]$	Fläche

A_{Naht}	[m]	Querschnittsfläche der Naht
A_{c1}	[°C]	Beginn der Umwandlungen beim Aufheizen
A_{c3}	[°C]	Ende der Umwandlungen beim Aufheizen
A_{r3}	[°C]	Beginn der Umwandlungen beim Abkühlen
A_{r1}	[°C]	Ende der Umwandlungen beim Abkühlen
c_p	$[\frac{J}{kgK}]$	spezifische Wärmekapazität
d	[mm]	zylindrische Probendicke
$d_0(hkl)$	[nm]	Netzebenenabstand im spannungsfreien Gitter
$d_{\psi\phi}(hkl)$	[nm]	Netzebenenabstand im verzerrten Gitter
d_{korr}	[mm]	thermisch korrigierte Probendicke
M_{start}, M_{end}	[°C]	Martensit-Start-, Martensit-Endtemperatur
n	[-]	Wachstumsexponent
p_{infy}	[-]	Maximal umwandelbarer Anteile einer Phase
$p(T, t), p$	[-]	Anteil der gebildeten Phase
P	[W]	Leistung
\dot{Q}	[W]	Wärmestrom
Q_r	$[\frac{W}{m^3}]$	Leistungsdichte
q_r	[-]	Leistungsdichte
q_s	$[\frac{J}{mm}]$	Streckenenergie
r	[m]	Radius
R_e	[MPa]	elastische Streckgrenze
$R_{p0,2}$	[MPa]	Streckgrenze mit 0,2% plastischer Dehnung
s_1, s_2		elastische Konstanten
$t_{0,5}$	[s]	Halbe Anstiegszeit
t	[s]	Zeit
T	[°C]	Temperatur
T_{Γ}	[°C]	Temperatur am Rand des Körpers
t_n, t_{n+1}	[°C]	aktueller Zeitschritt n, nächster Zeitschritt
t_{end}	[°C]	Zeit bei Austritt aus dem Phasengebiet
t_{end}	[°C]	Zeit bei Austritt aus dem Phasengebiet
T_0	[°C]	Raumtemperatur
T_{max}	[°C]	Maximaltemperatur
T_n, T_{n+1}	[°C]	Temperatur zum Zeitschritt n
T_s	[°C]	Solidustemperatur
u_r, u_l, u_u, u_d	[mm]	Verzugskomponenten
U	$[\frac{J}{kg}]$	innere Energie

Veröffentlichungen aus dieser Arbeit

BRAND, M. ; HOHE, J. ; SIEGELE, D.: Numerical investigations on the residual stress field in a clad plate due to the cladding process. In: *Welding in the world* 56 (2012), Nr. 5-6, S. 107–113. – ISSN 0043–2288

BÖHME, W. ; MEMHARD, D. ; BRAND, M. ; SIEGELE, D.: Failure behaviour of crash-relevant welded aluminium joints. In: *Welding and cutting* 11 (2012), Nr. 1, S. 42–48

WOHLFAHRT, H. ; NITSCHKE-PAGEL, T. ; DILGER, K. ; SIEGELE, D. ; BRAND, M. ; SAKKIETTIBUTRA, J. ; LOOSE, T.: IIW Round Robin Residual Stress Calculations and Measurements - Review and Assessment of the Results. In: *IIW-Dokument X-1686-10, XIII-2349-10, XV-1359-10* (2011). – Report on the Round Robin Tests on Residual Stresses 2009

HOHE, J. ; BRAND, M. ; SIEGELE, D.: Behaviour of sub-clad and through-clad cracks under consideration of the residual stress field. In: *Engineering Fracture Mechanics* 77 (2010), Nr. 2, S. 217–228

BRAND, M. ; ASPERHEIM, J. ; STIEHLE, H.: Coupling of temperature fluxes induced by electromagnetic induction for transient 3D distortion and residual stress calculation in finite element codes. In: LUPI, S. (Hrsg.) ; FORZAN, M. (Hrsg.): *HES-10*. Padova, Italien : Servizi Grafici Editoriali, 2010 (ISBN: 987-88-89884-13-3), S. 201–208

WOHLFAHRT, H. ; SAKKIETTIBUTRA, J. ; LOOSE, T. ; BRAND, M. ; SIEGELE, D. ; NITSCHKE-PAGEL, T. ; DILGER, K.: New calculations checking an adequate materials law, new results on distortion measurements. In: *IIW Doc. No. X-1668-09, XIII-2291-09, IIW-XV-1326-09* (2009). – Report on the Round Robin Tests on Residual Stresses 2009

BRAND, M. ; LUKE, M.: Automatische Anpassung des Wärmeeintrags zur vereinfachten Temperaturfeldberechnung. In: HILDEBRAND, J. (Hrsg.) ; LOOSE, T. (Hrsg.) ; GITTENS, A. (Hrsg.): *Tagungsband SYSWELD Forum 2009*, Universitätsverlag Weimar, 2009, S. 172–177

BRAND, M. ; HOHE, J. ; VARFOLOMEYEV, I.: Numerical analysis of residual stress fields in welded components. In: GERAETS, L. H. (Hrsg.): *ASME Pressure Vessels and Piping Conference 2009* Bd. Vol. 6: Materials and Fabrication. Part A. 2009 ASME Pressure Vessel and Piping Conference, New York (NY), USA 2009 : ASME, 26-30 July 2009 (American Society of Mechanical Engineers ASME paper PVP2009-77243, CD-ROM M162/2009), S. 347–352

BRAND, M. ; SIEGELE, D.: Numerical Simulation of Residual Stresses due to Cladding Process. In: *Pressure Vessels and Piping Conference* Bd. ASME paper PVP2009-77243. ASME Pressure Vessel and Piping Conference, San Antonio, Texas, USA 2007 : ASME, 2007 (American Society of Mechanical Engineers ASME paper PVP2007-26586). – ISBN 0–7918–4284–3, S. 1021–1025

SIEGELE, D. ; BRAND, M. ; VENEZIANO, C.: Numerical welding simulation of an aluminium automotive component. In: *Welding in the world* 52 (2008), Nr. 1, S. 27–33. – ISSN 0043–2288

HOHE, J. ; BRAND, M. ; SIEGELE, D.: Fracture analysis of clad components considering residual stresses. In: *PAMM* 8 (2008), Nr. 1, S. 10209–10210. <http://dx.doi.org/10.1002/pamm.200810209>. – DOI 10.1002/pamm.200810209. – ISSN 1617–7061

BRAND, M. ; JUNK, A. ; LUKE, M.: Prediction of welding distortions and residual stresses considering pre-heating, pre-stress and contact conditions in axial circular laser-beam welds. In: VOLLERTSEN, F. (Hrsg.): *Thermal forming and welding distortion. Proceedings of the IWOTE'08 : International Workshop on Thermal Forming and Welding Distortion*. Bremen, Germany : BIAS, April 22 - 23 2008 (ISBN: 978-3-933762-23-8 Strahltechnik 31), S. 333–351

BRAND, M. ; SIEGELE, D.: Numerical analysis of distortion and residual stresses of dual phase steels weldments. In: *Welding in the world* 51 (2007), Nr. 9/10, S. 56–62

BRAND, M. ; PFEIFFER, W.: Reduzieren von Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. In: *Elitemagazin*. – ISSN 1614–8185

Kapitel Best-estimate solutions for complex and laser-beam welded structures (3 welds). In: BRAND, M. ; SIEGELE, D.: *The welding simulation solution ebook*. esi-gmbh, 2006, S. 13–16

BLAUDEL, J. G. ; BRAND, M. ; PFEIFFER, W. ; VARFOLOMEYEV, I.: Bruchmechanische Bewertung von rissbehafteten Schweisskonstruktionen mit Eigenspannungen. In: KUNA, M. (Hrsg.): *Technische Sicherheit, Zuverlässigkeit und Lebensdauer* Bd. Tagungsband 38. Aachen : Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. -DVM-, Arbeitskreis Bruchvorgänge -AKBV-, 2006, S. 25–39

SIEGELE, D. ; BRAND, M.: Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte (A). In: *Konstruktion, Zeitschrift für Produktentwicklung und Ingenieur-Werkstoffe* Heft 1/2 (2006), S. 69–72

BRAND, M. ; PETZ, M.: FE-Welding Simulation and Distortion Measurement during Welding using optical Object Grating Method. In: CERJAK, H. (Hrsg.) ; KOZESCHNIK, E. (Hrsg.) ; BHADOSHIA, H. K. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7*. Graz-Seggau, Austria : Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren TU Graz, September-October 29-1 2005 (7th International Seminar Numerical Analysis of Weldability), S. 762–778

PETZ, M. ; TUTSCH, R. ; BRAND, M. ; MICHAILOV, V.: Verformungsmessung an Schweißkonstruktionen unter Einsatz des Objekttrasterverfahrens. In: *6. Anwendungsbezogener Workshop zur Erfassung, Verarbeitung, Modellierung und Auswertung von 3D-Daten* (2003)

PETZ, M. ; TUTSCH, R. ; BRAND, M. ; MICHAILOV, V.: Distortion measurement during welding of fine grain high strength steel using optical object grating method. In: *Mathematical Modelling And Information Technologies In Welding And Related Processes, Katsiveli, Crimea, Ukraine* (2002), 16. - 20. September

OSSENBRINK, R. ; BRAND, M. ; MICHAILOV, V. ; WIEBE, J. ; WOHLFAHRT, H.: Numerische Simulation der Eigenspannungen und des Bauteilverzugs beim Schweißen mit Berücksichtigung des Umwandlungsverhaltens. In: *DVS Berichte* (2003), Nr. Band 225, S. 279–283

BRAND, M. ; TUTSCH, R. ; WOHLFAHRT, H. ; MICHAILOV, V. G.: Numerische Simulation und Verifikation des Bauteilverzugs beim Schweißen unter Verwendung optischer Feldmeßmethoden. In: *21nd. CAD-FEM User's meeting 2003*. Potsdam : CAD-FEM Grafing b. München, 12.-14.11.2003 2003

BRAND, M. ; MICHAILOV, V. ; R., M. P. ; TUTSCH: FE-Welding Simulation and Distortion Measurement During Welding Using Optical Object Grating Method. In: *7th International Seminar Numerical Analysis of Weldability, Graz, Austria* (2003), 29 September - 1 October

CURRICULUM VITAE

PERSÖNLICHE DATEN

Name Marcus Christian Brand
Geburtstag 29. März 1970 in Peine
Sprachen Englisch, Spanisch

BERUFSERFAHRUNG

2003 - 2012 Wissenschaftlicher Mitarbeiter und Projektleiter am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM), Freiburg i. Br.
2008 - 2009 Wissenschaftlicher Mitarbeiter Centro Atómico Bariloche, Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina
2002 - 2003 Wissenschaftlicher Mitarbeiter und Doktorand am Institut für Schweißtechnik der TU-Braunschweig
1999 - 2000 Stellvertretender Bauleiter zur Planung von Dachstandorten für Mobilfunksendemasten, DigiCos Gifhorn
1998 - 1999 Tutor of Computer Based Training (CBT) in der VW Coaching, Braunschweig
1996 - 1999 Vertrieb und Marketing für Grundig, ProMarketing GmbH, Düsseldorf

AUSBILDUNG

2012 Dissertation
2002 Abschluss Diplom
1994 - 2002 Hauptstudium an der Rheinisch Westfälischen Technischen Hochschule Aachen mit dem Schwerpunkt: Gas- und Dampfturbinen
1991 - 1994 Grundstudium an der Technischen Universität Carola Wilhelmina zu Braunschweig
1989 - 1990 Wehrdienst
1982 - 1989 Gymnasium Groß Ilsede, Abschluss Abitur