

Schmelzbadsimulation beim Laserstrahlschweißen unterschiedlicher Materialien

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

von: Dipl.-Ing. Tihomir Kotsev

geb. am: 14.01.1977 in Stara Zagora, Bulgarien

genehmigt durch die Fakultät für Verfahrens- und Systemtechnik
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Jürgen Schmidt

Prof. Dr.-Ing. habil. Vesselin Michailov

eingereicht am: 28.05.2010

Promotionskolloquium am: 08.09.2010

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Institut für Strömungstechnik und Thermodynamik an der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Jürgen Schmidt gilt mein ausdrücklicher Dank für die Themenstellung, für die Unterstützung und für die vielen wertvollen Ratschläge und Hinweise, sowie auch für die Geduld, womit er ganz entscheidend zum Gelingen dieser Arbeit beitrug.

Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Vesselin Michailov danke ich für das entgegengebrachte Interesse und die kritische Durchsicht der Arbeit, sowie Dr.-Ing. Nikolay Doynov und Dipl.-Ing. Margot Streitenberger für die zahlreichen Anregungen, Diskussionen und die große Hilfsbereitschaft.

Ich bedanke mich nicht an letzter Stelle auch bei allen Mitarbeitern und Kollegen des Instituts für Strömungstechnik und Thermodynamik, besonders bei Dr. Sergei Chernigovski und Herrn Dr.-Ing. Hartwig Boye, für die gute Zusammenarbeit.

Magdeburg, im Mai 2010

Dipl.-Ing. T. Kotsev

Kurzfassung

Gegenstand dieser Arbeit waren numerische Simulationsrechnungen zur Bestimmung der Geometrie des Schmelzbades und des Temperaturfeldes in der Wärmeeinflusszone beim Laserstrahlschweißen. Ziel der Untersuchungen war die Erweiterung der Schmelzbadmodellierung und die Analyse der Einflussgrößen bei unterschiedlichen Materialien.

In Bezug auf das numerische Lösungsverfahren baut die Arbeit auf einem Modell zur Berechnung der lokalen stationären Temperaturverteilung beim Laserstrahlschweißen auf, wobei dies modifiziert und weiterentwickelt wurde. Das daraus resultierende gekoppelte Gleichungssystem der Erhaltungsgleichungen der Energie, des Impulses und der Masse wurde numerisch unter Verwendung eines Differenzenverfahrens gelöst. Das so entstandene dreidimensionale Modell für den Schmelzbadbereich berücksichtigt insbesondere den konvektiven Transport in Schmelzbädern unterschiedlicher Werkstoffe. Als Erweiterung wurde das Modell auf ein zylindrisches Grundgebiet übertragen und dadurch entstand ein sogenanntes Mikromodell, welches auch für die Berechnung unsymmetrischer Temperaturfelder, z.B. bei gekrümmter Nahtführung, geeignet ist.

Um das vorgeschlagene Mikromodell mit einem kommerziellen Programm wie z.B. SYSWELD zu koppeln (Makromodell), wurden im Mikromodell verschiedene Vernetzungsstrategien und Staffellungen mit dem Ziel erprobt, zuverlässige und genaue Rechnungen für Gebiete mit hohen Temperaturgradienten zu gewährleisten und gleichzeitig die Knotenzahl zu reduzieren. Das Makromodell selbst ist aber nicht Gegenstand dieser Arbeit.

Zur Analyse von Laserschweißprozessen wurden 2D- und 3D- Simulationsrechnungen vergleichend für unterschiedliche Werkstoffe durchgeführt, deren Eigenschaften sich relativ stark voneinander unterscheiden (niedrig und hoch legierte Stähle, insbesondere aber Aluminium- und Magnesiumlegierungen). Dabei bildeten die 3D- Simulationen und die Analyse des konvektiven Energietransportes den Schwerpunkt der Untersuchungen. Im Ergebnis wurden neue Erkenntnisse zur Ausbildung der Temperatur- und Geschwindigkeitsfelder sowie zu den Schmelzbadabmessungen und der vom Werkstück absorbierten Laserleistung für die untersuchten Materialgruppen in Abhängigkeit der technologischen Parameter gewonnen.

Inhaltsverzeichnis

1.	Problemstellung und Ziele der Arbeit	1
2.	Kenntnisstand	4
2.1	Laserstrahlschweißen. Allgemeine Charakteristik des Prozesses und Lasertypen	4
2.2	Laserstrahlschweißen bei unterschiedlichen Materialien – Stähle, Magnesium- und Aluminiumlegierungen	5
2.3	Berechnung des Temperaturfeldes während des Laserstrahlschweißens	11
3.	Modellierung	19
3.1	Vorgehensweise bei der Modellierung, Vereinfachungen und Annahmen	19
3.2	Darstellung des Grundgebietes	21
3.3	Modellgleichungen	23
3.3.1	Fourier-Kirchoff Gleichung	23
3.3.2	Navier-Stokes- und Kontinuitätsgleichung	25
3.4	Dimensionslose Form der Modellgleichungen	28
3.5	Einflussgrößen und Hauptparameter	32
3.5.1	Materialeigenschaften	33
3.5.2	Prozessparameter	37
3.5.3	Energiequelle	39
3.5.4	Umgebungsbedingungen	40
3.6	Charakteristische Kennzahlen und Wertebereich für ausgewählte Werkstoffe	40
3.7	Zusammenhang der Modellparameter mit den technologischen Parametern	48

4.	Anwendung als Mikromodell und numerisches Lösungsverfahren	55
4.1	Implementierung des Mikromodells	55
4.2	Vernetzung des Grundgebietes	58
4.3	Kopplung von Mikro- und Makromodell	62
5.	Simulationsergebnisse	69
5.1	Einfluss der Phasenumwandlung und der Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften	69
5.2	Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit zur Bewertung des Umwandlungsverhalten von Stählen	85
5.3	Simulationen für Magnesium- und Aluminiumlegierungen	93
6.	Zusammenfassung	116
7.	Literaturverzeichnis	119

Symbolverzeichnis

a_0	Temperaturleitfähigkeit bei Bezugstemperatur	$[m^2/s]$
b	Schmelzbadbreite	$[m]$
B	dimensionslose Schmelzbadbreite	$[-]$
c_p	spezifische Wärmekapazität bei konstantem Druck	$[J/(kgK)]$
$c_{p,0}$	spezifische Wärmekapazität bei Bezugstemperatur	$[J/(kgK)]$
c^*	dimensionslose spezifische Wärmekapazität	$[-]$
c_{eff}^*	effektive dimensionslose Wärmekapazität	$[-]$
g	Erdbeschleunigung	$[m/s^2]$
h	Materialdicke	$[m]$
Δh_s	spezifische Schmelzenthalpie	$[J/kg]$
l_{ch}	charakteristische Abmessung	$[m]$
l	Schmelzbadlänge	$[m]$
L	dimensionslose Schmelzbadlänge	$[m]$
p	Druck	$[Pa]$
P	dimensionsloser Druck	$[-]$
P_L	Laserleistung	$[W]$
$P_{L,abs}$	absorbierte Laserleistung	$[W]$
r	Radius	$[m]$
r_{key}	Radius der Dampfkapillare	$[m]$
r_{max}	maximale Ausdehnung des Berechnungsgebietes	$[m]$

R	dimensionsloser Radius	$[-]$
R_{key}	dimensionsloser Radius der Dampfkapillare	$[-]$
R_{max}	dimensionslose Ausdehnung des Berechnungsgebietes	$[-]$
$\Delta t_{8/5}$	Abkühlzeit von 800°C auf 500°C	$[s]$
T	Temperatur	$[K]$
u	radiale Komponente der Geschwindigkeit	$[m/s]$
U	dimensionslose radiale Geschwindigkeitskomponente	$[-]$
v	Umfangskomponente der Geschwindigkeit	$[m/s]$
V	dimensionslose Umfangskomponente der Geschwindigkeit	$[-]$
w	axiale Komponente der Geschwindigkeit	$[m/s]$
w_{ch}	Bezugsgeschwindigkeit (Schweißgeschwindigkeit)	$[m/s]$
w_{key}	axiale Geschwindigkeit am Kapillarrand	$[m/s]$
W	dimensionslose axiale Geschwindigkeitskomponente	$[-]$
W_{key}	dimensionslose axiale Geschwindigkeit am Kapillarrand	$[-]$
z	axiale Koordinate	$[m]$
z_{max}	Kapillartiefe	$[m]$
Z	dimensionslose axiale Koordinate	$[-]$
Z_{max}	dimensionsloses Verhältnis von Kapillartiefe zu Kapillarradius	$[-]$

Griechische Symbole

α	Wärmeübergangskoeffizient	$[W/(m^2 K)]$
----------	---------------------------	---------------

β	thermischer Ausdehnungskoeffizient	$[K^{-1}]$
γ	Oberflächenspannung	$[N/m]$
Γ_{bot}	Werkstückunterseite	$[-]$
Γ_{inf}	Einströmrand	$[-]$
Γ_{key}	Berandung der Dampfkapillare	$[-]$
Γ_{out}	Ausströmrand	$[-]$
Γ_{sym}	Symmetrieebene	$[-]$
Γ_{top}	Werkstückoberseite	$[-]$
ε	Abbruchschranke	$[-]$
ξ	Koeffizient zur Berechnung der Umfangskomponente der Geschwindigkeit	$[-]$
η	Koeffizient zur Berechnung der radialen Komponente der Geschwindigkeit	$[-]$
η_L	Schweißwirkungsgrad	$[-]$
ϑ	Temperatur	$[^{\circ}C]$
ϑ_0	Bezugstemperatur	$[^{\circ}C]$
ϑ_s	Schmelztemperatur	$[^{\circ}C]$
ϑ_u	Umgebungstemperatur	$[^{\circ}C]$
ϑ_v	Verdampfungstemperatur	$[^{\circ}C]$
θ	dimensionslose Temperatur	$[-]$
θ_{liq}	dimensionslose Liquidustemperatur	$[-]$
θ_{sol}	dimensionslose Solidustemperatur	$[-]$
κ	Staffelkoeffizient zur Netzanpassung	$[-]$

λ	Wärmeleitfähigkeit	$[W/(mK)]$
λ_0	Wärmeleitfähigkeit bei Bezugstemperatur	$[W/(mK)]$
λ^*	Dimensionslose Wärmeleitfähigkeit	$[-]$
ν	kinematische Zähigkeit	$[m^2/s]$
ρ	Dichte	$[kg/m^3]$
ρ_0	Dichte bei Bezugstemperatur	$[kg/m^3]$
ρ^*	dimensionslose Dichte	$[-]$
φ	Umfangskoordinate	$[-]$
ψ	Koeffizient zur Berechnung der axialen Komponente der Geschwindigkeit	$[-]$
ω	Relaxationsfaktor	$[-]$
Ω	Grundgebiet zur Berechnung der Temperaturverteilung	$[-]$

Kennzahlen

Pe	Péclet-Zahl	$[-]$
Re	Reynolds-Zahl	$[-]$
Pr	Prandtl-Zahl	$[-]$
Gr	Grashof-Zahl	$[-]$
Ma	Marangoni-Zahl	$[-]$
Nu	Nusselt-Zahl	$[-]$

1. Problemstellung und Ziele der Arbeit

Unter den modernen Füge-techniken gewinnt das Laserstrahlschweißen zunehmend an Bedeutung. Das Schweißen stellt heutzutage die wichtigste nicht lösbare Verbindung bei den metallischen Werkstoffen dar. In den meisten Fällen wird eine konzentrierte Energiequelle, z.B. Laserstrahl, Lichtbogen usw., zum lokalen Aufschmelzen der Fugestelle benutzt. Bei dem Laserstrahlschweißen ergeben sich gegenüber dem Lichtbogenschweißverfahren bestimmte Vorteile, wie z.B. geringere thermische Belastungen des Materials, was oft zu kleineren Verzügen führt. Die Nahtbreite ist gering und die entstehenden Eigenspannungen sind beim Laserstrahlschweißen auf eine schmale Zone im Bereich der Naht beschränkt. Da die entstehende Schmelzbadoberfläche klein ist, stellt diese Schweißmethode keine so hohen Anforderungen in Bezug auf die Schutzgasatmosphäre. In der Regel sind die Schweißgeschwindigkeiten beim Laserstrahlschweißen höher, was zu einer größeren Produktivität und zur Senkung der Gesamtfertigungskosten führt. Die Möglichkeit der Automatisierung und flexiblen Fertigung sowie die Vermeidung von Umweltproblemen sind weitere Ursachen für eine Zunahme der Laseranwendung in metallverarbeitenden Betrieben und in anderen Industriegebieten. Als Nachteil wäre die Notwendigkeit einer präzisen Kantenvorbereitung zu erwähnen.

Auch bei diesem Verfahren bestimmt die Beeinflussung der Werkstoffe durch das Schweißen entscheidend die spätere Gebrauchsfähigkeit des Bauteils. Aufgrund der kleinen Wärmeeinflusszone erfolgt die Abkühlung deutlich schneller, was kritisch in Bezug auf die Bildung von Martensit ist. Das Hauptproblem besteht in den während des Schweißens auftretenden plastischen Verformungen und der damit verbundenen Entstehung von Eigenspannungen und Verzug. Eine entscheidende Ursache dafür ist das lokale Temperaturfeld. Deshalb ist die Bestimmung der Temperaturverteilung bereits im Vorfeld der Schweißarbeiten von entscheidender Bedeutung. Durch Verzug und Eigenspannungen wird nicht nur die Lebensdauer eines Bauteils nachhaltig beeinflusst, sondern unter Umständen auch der Fertigungsablauf gestört.

Die Technologieentwicklung ist auch bei dem Laserstrahlschweißen mit vielen Experimenten verbunden, was oft ein sehr aufwendiger und teurer Prozess ist. Als eine geeignete kostengünstige und zeitsparende Alternative erweist sich die Simulation des Schweißprozesses, wodurch die Zahl von Experimenten wesentlich reduziert werden kann.

Eine Berechnung bzw. Vorhersage der Temperaturverteilung macht die spätere Anwendung des Verfahrens, das durch eine Vielzahl von Parametern und Erscheinungen beeinflusst wird, verständlicher und gibt klare Hinweise auf die Gesetzmäßigkeiten sowie auf die eventuell zu erwartenden Probleme.

Insbesondere die Entwicklung neuer, auf bestimmte Einsatzgebiete angepasster Legierungen stellt die Füge-technik immer wieder vor besondere Probleme. Der Aufwand der Parametersuche lässt sich bedeutend verringern, wenn auf der Basis eines grundlegenden Prozessverständnisses Parameterstudien an einem numerischen Modell durchgeführt werden können. Aus diesem Grunde ist es von Interesse, Simulationsprogramme zu entwickeln, die die Vorgänge beim Laserstrahlschweißen möglichst genau beschreiben. Die Schaffung realitätsnaher mathematischer Modelle erfordert die Einbeziehung einer Vielzahl von Parametern, die Berücksichtigung der spezifischen Eigenschaften der eingesetzten Werkstoffe und insbesondere eine sehr genaue Beschreibung des Energieeintrages in Verbindung mit der Modellierung der Transportvorgänge im Schmelzbad.

In diesem Sinne schließt diese Arbeit an die Untersuchungen von [Mahrle 2000] an, wobei das Modell zur gekoppelten Berechnung der Temperatur- und Geschwindigkeitsfelder im Schmelzbad genutzt und weiterentwickelt wird. Während die Arbeiten von [Mahrle 2000] auf geradlinige Nähte mit symmetrischen Feldern beschränkt waren, soll hier auch der unsymmetrische Anwendungsfall bei gekrümmter Nahtführung betrachtet werden. Entsprechend dieser Zielstellung ist ein Mikromodell für den Schmelzbadbereich auf einem zylindrischen Grundgebiet zu entwickeln. In Verbindung mit einem Makromodell, welches jedoch nicht Gegenstand dieser Arbeit ist, ist dann eine Rückkopplung der thermomechanischen Simulation zur Berücksichtigung der Fugenbewegung und des daraus resultierenden veränderten Energieeintrages möglich. Gleichzeitig kann im Makromodell eine wesentlich verbesserte Beschreibung des Energieeintrages durch die Kopplung mit dem Mikromodell und damit ebenfalls eine erhöhte Genauigkeit in den Spannungs- und Verzugsberechnungen erzielt werden.

Einen weiteren Schwerpunkt der Arbeit bilden systematische Simulationen, die das Ziel haben, das Schmelzbadverhalten unterschiedlicher Werkstoffe zu beschreiben. Betrachtet werden sollen Stähle und als Leichtbauwerkstoffe Aluminium- und Magnesiumlegierungen, wobei jeweils temperaturabhängige Werkstoffeigenschaften und die jeweiligen Phasenumwandlungsenthalpien zu berücksichtigen sind. Bei Beschränkung auf eine zweidimensionale Betrachtung folgt als Haupteinflussgröße die Péclet-Zahl, die als

charakteristische Abmessung den Radius der Dampfkapillare verwendet. Der Kapillarradius ist als wichtiger Modellparameter in Experimenten zu bestimmen. Das reale dreidimensionale Verhalten wird durch die Grashof-Zahl, die Marangoni-Zahl und die dimensionslose Geschwindigkeit der Schmelze an der Kapillarberandung geprägt, wobei die beiden letzteren den dominierenden Einfluss besitzen und im Modell als Anpassparameter genutzt werden sollen. Der Materialeinfluss wird neben den dimensionslosen Stoffwertfunktionen für Dichte, spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit auch durch die dimensionslose Schmelztemperatur, deren Einfluss ebenfalls untersucht wird, bestimmt.

Bei den Stählen konzentrieren sich die Simulationen in Erweiterung der Untersuchungen von [Mahrle 2000] auf die Berechnung lokaler $t_{8/5}$ -Zeiten (die Zeit zur Abkühlung im Bereich der Austenitumwandlung von 800°C auf 500°C), die zusammen mit der t_a -Zeit (Verweilzeit im Austenitbereich) und der maximalen Temperatur $T_{a,\max}$ (Austenitspitztemperatur) den Temperaturzyklus charakterisieren. Im Vergleich zu den Stählen sind deutliche Unterschiede sowohl in Bezug auf die das Temperaturfeld bestimmenden thermophysikalischen Werkstoffwerte als auch die realisierbaren Schweißgeschwindigkeiten beim Schweißen von Aluminium- und Magnesiumlegierungen gegeben. Analog zu den Stählen, konzentrieren sich auch die Simulationen von Aluminium- und Magnesiumlegierungen, die ein wichtiger Teil dieser Arbeit sind, auf die Schmelzbaddynamik beim Schweißen dieser Werkstoffe, sowie die Schmelzbadabmessungen und das Temperaturfeld in Abhängigkeit der Einflussparameter.

2. Kenntnisstand

2.1 Laserstahlschweißen. Allgemeine Charakteristik des Prozesses und Lasertypen

Das Schweißen und besonders das Laserstrahlschweißen findet heute eine immer breitere praktische Anwendung in verschiedenen Industriebereichen. Ausgangspunkt war die Entwicklung des MASERS (Microwave Amplification by Stimulated Emission of Radiation) durch C. Towns. Auf dieser Basis entwickelt T. Maimann im Jahre 1960 den ersten Rubin LASER (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation). Das Prinzip der Arbeit des Lasers basiert auf der Anregung eines laseraktiven Mediums (Festkörper, Gas oder sogar Flüssigkeit). Die im laseraktiven Medium gespeicherte Energie wird dann durch Emission in Form von elektromagnetischen Wellen abgegeben. Die Energieabgabe erfolgt gequantelt, wodurch die ausgesandte Strahlung eine für das Lasermedium typische Wellenlänge aufweist [Beck 1996].

Der Rubin Laser hatte bei geringer mittlerer Strahlleistung eine hohe Pulsspitzenleistung, da er nur gepulst betrieben werden konnte. Deshalb findet er seine erste industrielle Anwendung beim Punktschweißen und besonders bei Bohrarbeiten.

Einige Jahre später nach dem Rubinlaser kommen der Festkörper (Nd:YAG) Laser und der CO₂ Laser zum Einsatz. Bis heute sind das die meistgenutzten Schweißlaser. Wesentlicher Fortschritt dabei ist, dass sie sowohl gepulst, als auch kontinuierlich betrieben werden können.

Der größte Vorteil des Nd:YAG Lasers ist, dass die Strahlführung mit Glasfaser möglich ist, was ziemlich bequem beim Schweißen an schwerzugänglichen Positionen und bei komplizierten Schweißgeometrien ist. Die maximale Leistung beträgt etwa 15 kW (bis zu 100 kW bei Pulsationsbetrieb). Die maximale Intensität erreicht $10^{5...8}$ W/cm² und die Wellenlänge liegt bei 1,06 µm (nahes Infrarot). Als Nachteil bei dem Festkörperlaser erweisen sich die hohen Betriebskosten (bei der lampengepumpte Ausführung) und hohe Investitionskosten (bei diodengepumpter Betreibung).

Im Gegenteil hat der CO₂ Laser als Vorteil niedrige Betriebskosten, es sind hohe Leistungen (>5 kW) und eine bessere Strahlqualität möglich. Leider ist die Strahlführung nur durch Umlenkspiegel möglich. Die Wellenlänge beträgt 10,6 µm (Infrarot) [Draugelates 1998].

2.2 Laserstrahlschweißen bei unterschiedlichen Materialien – Stähle, Magnesium- und Aluminiumlegierungen

Heutzutage finden die Laser eine Anwendung beim Schweißen sowohl von Stählen (niedrig und hochlegiert), als auch von Magnesium- und Aluminiumlegierungen, was ein breites Anwendungsspektrum darstellt. Das ist selbstverständlich mit angepassten Betriebsparametern verbunden, die bei jedem Werkstoff in einem bestimmten Bereich (dem s.g. Parameterfenster) gehalten werden müssen.

Der Laserstrahlschweißprozess bei den Stählen ist leichter zu beherrschen, als bei den Magnesium- und Aluminiumlegierungen. Das ist aber sehr allgemein, da beim Schweißen von jedem Metall (soweit es dazu geeignet ist) unterschiedliche Schwierigkeiten und Probleme auftreten können, bzw. zu bekämpfen sind. Diese können mit den Materialeigenschaften, der Oberflächenbeschaffenheit und den technologischen Hauptparametern verbunden sein. Als Beispiel ist bei Aluminium und seinen Legierungen die Rückspiegelung des Laserstrahles größer als bei den Stählen, was seinerseits die absorbierte Laserleistung verkleinert und dadurch einen schlechteren Wirkungsgrad bewirkt.

Aus werkstoffkundlicher Sicht lassen sich Leichtbaukonzepte besonders in der Verkehrstechnik durch Reduzierung der Dichte (Al- und Mg- Legierungen) oder Steigerung der Festigkeit (höherfeste Stähle) realisieren. Die Voraussetzung für eine erfolgreiche technische Umsetzung sind in vielen Fällen die ausreichenden und erwünschten mechanischen Eigenschaften geschweißter Komponenten. Untersuchungen an laserstrahlgeschweißten, höherfesten Stählen ergaben Festigkeiten in Höhe der ungeschweißten Grundwerkstoffe. Experimente und Untersuchungen bei einigen höherfesten Stählen zeigen, dass die Plastizität bis zu höheren Temperaturen erhalten bleibt und somit ist die Heißrissgefahr beim Schweißen solcher Stähle relativ gering [Bergmann 1997]. Die Autoren zeigen am Beispiel eines Demonstratorbauteils für den Schienenfahrzeugbau, dass sich der Verzug an Konstruktionen aus dem höherfesten X2Cr11 durch den Einsatz des Laserstrahlschweißens gegenüber konventionellen Fügetechniken reduzieren lässt.

Die ständige Suche nach neuen und besseren Materialien hat dazu geführt, dass die Anwendung von Aluminium und Magnesium und ihren Legierungen heutzutage eine ziemlich breite Anwendung in der Produktion findet. Das ist ein ziemlich komplexes Thema, das nicht nur technische, sondern auch kommerzielle Bedeutung hat. Die Anwendung von

lasergeschweißten Magnesium- und Aluminiumlegierungen wird zur Zeit ziemlich breit in der Verkehrstechnik, Luft- und Raumfahrttechnik, aber besonders in der Automobilindustrie vorgenommen. Oft werden auch kombinierte Schweißverfahren eingesetzt, wie z.B.:

- Laser-WIG: [Liang 2009] – Überlappschweißen der Magnesiumlegierung AZ31B. Die Ergebnisse in dem Fall zeigen, dass die Anwendung von kombinierten Schweißmethoden (Hybridschweißen) sich besser als die Anwendung von nur Laserschweißen oder nur Wolfram-Inertgas Schweißen erweist. Bei der kombinierten Methode wird auch die Absorption des Laserstrahls verbessert und die Effektivität des WIG-Schweißens steigt; [Gao 2009] – Laser-WIG Schweißen von sehr feinkörnigen Stählen; [Chen 2009] – Nahtigenschaften von doppelseitig geschweißten Aluminiumlegierungen mit Hilfe der Laser-WIG-Schweißmethode; [Liu 2005] – Schmelzbadbildung während des Laser-WIG Hybridschweißens der Magnesiumlegierung AZ31B; [Ming 2007 a] – Einfluss der Schutzgasparameter beim Laser-WIG Schweißprozeß; [Huang 2007] – infrarote Temperaturmessung beim Laser-WIG Schweißen von Magnesiumlegierungen;

- Laser-MIG: [Mattei 2009] - Thermografische Untersuchungen bei Aluminiumlegierungen.

Die Realisierung von Aluminium-Karosserien für Serien-PKW durch die Firma AUDI hat weltweit dazu geführt, dass neue Entwicklungen im Bereich der Blechwerkstoffe stattgefunden haben [Engl 1997]. Magnesiumlegierungen werden am meisten bei der Fertigung von Lenkrädern, Lenksäulenteilen, Türkonstruktionen, Rädern, bestimmten Motorteilen – Ventildeckel, Ölwanne, Getriebe- und Kupplungsgehäuse u.a. genutzt [Schumann 1998, Becker 1998, King 1998]. Durch einen verstärkten Einsatz von Magnesium und Aluminium gelang es VW mit seiner Lupo-Version ein vollwertiges und serienreifes Drei-Liter-Auto zu präsentieren. So sank das Gewicht von einem Serienauto auf 800 kg.

Die Dichte von Magnesium beträgt nur $1,8 \text{ g/cm}^3$ und somit ist es der leichteste metallische Konstruktionswerkstoff – 40 % leichter als Aluminium und 4 mal leichter als Stahl. Ca 75 % der Gesamtproduktion werden aus Meerwasser gewonnen, wo es sich in gelöster Form befindet [Steinborn 2002].

Das geringe Gewicht von Magnesium ist nicht der einzige Vorteil. Teile aus Magnesium lassen sich sehr leicht und kostengünstig verarbeiten [Winkler 2000].

Bei der Produktion von Magnesiumlegierungen wird das Druckgießen am meisten benutzt [Mordike 1997]. Der Druckgussprozess verläuft schneller als bei Aluminium. Durch die niedrige Gießtemperatur (je nach Legierung zwischen $650\text{-}680 \text{ }^\circ\text{C}$) ist der Prozess schnell und

endet mit einem feinen Erstarrungsgefüge, das auch gute mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur aufweist [Steinborn 2002].

Verbindungen aus Magnesiumwerkstoffen, die unter optimierten Schweißprozessbedingungen hergestellt wurden, erreichen 60 bis 100 % der Grundwerkstoffeigenschaften. In MgAlZn-Legierungen verbessern Aluminiumgehalte unter 10 % die Schweißbeignung, was auf die Kornfeinung zurückzuführen ist. Bei Legierungen mit Zinkgehalten über 1 % erhöht sich die Gefahr der Rissbildung beim Schweißen. Damit verschlechtert sich in gleicher Masse die Schweißbeignung. Die lasergeschweißten Magnesiumknetlegierungen erreichen nahezu die Festigkeitswerte des Grundwerkstoffes, wobei die Bildung von Poren und Einbrandkerben bei geeigneter Parameterauswahl ebenfalls vermieden werden konnte [Kammer 2000].

Eine sehr ausführliche Beschreibung der Magnesium- und deren Knet- und Gusslegierungen ist bei [Husmeier 1998] zu finden. Dort ist auch der Einfluss jedes einzelnen Legierungselementes auf die Eigenschaften des entsprechenden Werkstoffes angegeben.

Die Schweißbeignung des Magnesiums hängt nicht nur stark von den Legierungselementen, sondern auch von der Wärmeleitfähigkeit, der Wärmeausdehnung, der Oxidation und dem Gasgehalt ab. Bei einem Gehalt von mehr als 6 % Al und 1 % Zn entstehen während des Schweißens Mikrorisse. Größere Gasgehalte führen dazu, dass sich Poren in dem Material bilden und viele Spritzer beim Schweißprozess entstehen. Ob eine Schweißnaht konkav oder konvex wird, hängt auch besonders stark vom Gasgehalt des zu schweißenden Werkstücks ab. Die einfachste Variante, die Porosität eines Werkstücks zu reduzieren, ist die Einführung von entsprechenden Zusatzstoffen. So kann die Porosität reduziert werden und der Massenverlust in der Naht infolge von Degasifikation kompensiert werden. Unter Vakuum hergestellte Magnesiumlegierungen haben in der Regel bessere Qualität und enthalten weniger Gase, sodass Schweißnähte von solchen Materialien mit wesentlich weniger Poren zu erzielen sind [Haferkamp 1998].

Lasergeschweißte Magnesiumlegierungen zeigen auch gute mechanische Eigenschaften. Zugfestigkeit und 0,2 % Dehngrenze der lasergeschweißten Legierungen liegen nach einer anschließend durchgeführten Wärmebehandlung in der Regel über 90 % der Werte des ungeschweißten Grundwerkstoffes. Die Bruchdehnung beträgt ca. 70-80 % des Ausgangszustandes [Galun 1998].

Das Gefüge der Laserstrahlschweißungen bei den Magnesiumlegierungen ist deutlich feinkörniger als das Gefüge des Grundwerkstoffes. Grobkornbildung in der

Wärmeeinflusszone tritt nur bei der Knetlegierung AZ31 auf, die wenig kornfeinende Legierungselemente enthält. Beim Verbinden unterschiedlicher Magnesiumlegierungen ist es ebenfalls möglich, porenarme und rissfreie Schweißnähte zu erzeugen. Die Durchmischung der beteiligten Legierungen im Schweißgut durch Konvektion ist ausreichend, um einen annähernd linearen Verlauf der Konzentration der Legierungselemente innerhalb des Schweißguts zu erzielen [Galun 1997].

Die Schweißgeschwindigkeit bei Magnesium kann bis zu 12 m/min (1,4 mm dickes Blech, Laserleistung 1500 W) erreichen. Besonders bei den hohen Schweißgeschwindigkeiten und durch die vergleichsweise niedrigen Streckenenergien, wirken sich Siedeprozesse im Magnesium nicht so stark auf die Nahtgüte der Laserstrahlschweißverbindungen aus, wie bei den konventionellen Schmelzschweißverfahren. Das Schmelzintervall wird sehr schnell durchfahren – dadurch werden die Siedevorgänge gedämpft. Der maximale Porendurchmesser bei Gussplatten (Dicke 2,3 mm) liegt bei 0,3 mm. Wenn als Schutzgas Helium benutzt wird, zeigt die Nahtqualität hinsichtlich Porosität und Kerbwirkung eine bessere Qualität [Nentwig 1998].

Auch beim Laserstrahlschweißen von Aluminium mit ausgebildeter Dampfkapillare (Tiefschweißeffekt) treten im Vergleich zum Stahl erhebliche Unterschiede auf. Verantwortlich dafür sind sowohl optische (kleinere Absorptionskoeffizienten) als auch thermische (größere Wärmeleitfähigkeit) Eigenschaften. Die Problematik des Absorptionskoeffizienten des Nd:YAG Lasers sowohl bei Aluminium, als auch bei Magnesiumlegierungen ist ausführlich bei [Pierron 2007] angegeben. Mit der Laserabsorption (Raumtemperatur) bei den Stählen beschäftigt sich die Arbeit von [Bergström 2007]. Dabei wurden Nd:YAG und Nd:YLF Lasersysteme untersucht. Für die Durchführung des Laserschweißprozesses ist eine ausreichende Absorption von entscheidender Bedeutung. Deshalb ist für das Entstehen eines Tiefschweißeffektes eine höhere Schwellintensität nötig. Aber als Vorteil erweisen sich beim Aluminium die höheren Schweißgeschwindigkeiten, die zu erzielen sind. Leider besteht beim Laserstrahlschweißen von Aluminium die reale Gefahr, dass eine stärkere Ausbildung des laserinduzierten Plasmas zu einer Abschirmung des Laserstrahls führt. Dadurch sinkt die absorbierte Laserstrahlung – die Energieeinkopplung verschlechtert sich. Als Ergebnis folgt ein relativ kleines Parameterfenster, wodurch der Schweißprozess erschwert wird. Im Vergleich ist bei Stählen dieses relevante Parameterfeld viel größer. Außerdem reagieren Aluminium und seine Legierungen ziemlich stark mit der Atmosphäre, was zu erhöhter Porenbildung im Schweißgut führt. Aufgrund der Oxidhaut auf

der Oberfläche ist die Einkoppelenergie sehr hoch. Wenn aber der Laserstrahl erst einmal in das Werkstück eingekoppelt hat, besteht die Gefahr der Überhitzung bzw. des Siedens der Schmelze [Hauser 1997].

Die Bildung der Porosität und die Reaktion des Aluminiums und seiner Legierungen mit der Atmosphäre während des Laserstrahlschweißprozesses ist bei [Melzer 1997] gründlicher dargestellt. Als Ursache für die Porenbildung ist die sprunghafte Verringerung der Wasserstofflöslichkeit beim Übergang Liquidus/Solidus der Aluminiumschmelze angegeben. Der Wasserstoff kann direkt aus den beteiligten Werkstoffen kommen oder aus der Atmosphäre während des Schweißprozesses aufgenommen werden. Aufgrund der stark konzentrierten Energieeinbringung und der hohen Prozessgeschwindigkeiten, was auch seinerseits mit sehr hohen Abkühlzeiten verbunden ist, ist der Prozess der Aufschmelzung und der darauf folgenden Erstarrung sehr schnell. Der im Schmelzbad gelöste Wasserstoff kann infolgedessen zum Teil nicht schnell genug durch Diffusion rekombinieren oder als Gasblase entweichen.

Das alles erschwert die Schweißarbeiten von Aluminium und seiner Legierungen. Aber wahrscheinlich das größte Problem beim Schweißen von Aluminium ist die Entstehung von Rissen. Heißrisse sind als Materialtrennung im flüssigen bzw. teigigen Zustand definiert und entstehen während der Erstarrungsvorgänge des Schmelzgutes. Zu hohe Prozessgeschwindigkeiten und Schweißungen mit stark dreidimensionalem Charakter, z.B. Einschweißungen in dickere Bleche oder Punktschweißungen führen beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen zur Bildung von Heißrissen.

Risse können auch beim Zusammenschweißen von Aluminium- und Magnesiumlegierungen entstehen [Liu 2009], wo die Autoren die Bildung von Mikrorissen untersucht und mit Elektronenmikroskop beobachtet haben. Besonders anspruchsvoll ist das Zusammenschweißen von Metallen mit völlig unterschiedlichen Eigenschaften, z.B. Aluminium und Stahl [Sierra 2007].

Beim Fügen im Blechrand tritt ebenfalls Materialtrennung auf, die anhand der Bruchfläche auch als Heißriss bezeichnet werden kann [Hilbinger 1997]. Dieses Problem und seine Lösung ist Objekt einer Mehrzahl von wissenschaftlichen Arbeiten. Trotz aller Bemühungen ist das Problem noch nicht endgültig gelöst. Risse können beim Schweißen nicht nur mit Laser, sondern auch bei anderen Schweißmethoden entstehen. Ein Versuch, dieses Problem zu bekämpfen, ist die Nutzung von geeigneten Schweißzusätzen. Aber selbst dann können bei

nicht so guter Führung des Schweißprozesses Risse in der Wärmeeinflusszone (WEZ) entstehen [Komlodi 2003].

Spitzentemperaturen und Kühlgeschwindigkeit haben einen entscheidenden Einfluss auf die Neigung zur Bildung von Rissen und Defekten [Lee 2009].

Ein großer Schritt in Richtung Lösung bzw. Reduzierung und Vermeidung dieses ungewünschten Effektes ist die Berechnung des Temperaturfeldes während des Schweißens durch Simulation. Die Darstellung der thermomechanischen Vorgänge, die durch die lokale Erwärmung und die thermische Ausdehnung des Werkstoffes entstehen, liefert einen wesentlichen Beitrag zum Prozessverständnis. Darüber hinaus lassen sich einzelne Prozessgrößen in ihrer Wirkungsweise untersuchen und das tendenzielle Verhalten vorhersagen [Hilbinger 1997]. Die Arbeit von [Ossenbrink 2009] fokussiert sich auf die thermomechanische Schweißsimulation unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlungen.

Es sind verschiedene Theorien, Methoden und Algorithmen entwickelt, die die Erscheinung Heißriss beim Schweißen von Aluminium möglichst genau beschreiben bzw. zu vermeiden versuchen. Die Ergebnisse von Simulationen der Temperaturverteilung und des Schweißprozesses können dann in einer entsprechenden Heißrissstheorie, wie z.B. der von Pellini oder Prochorow, weitergenutzt werden, um die Heißrissneigung des Schweißgutes mit der Zeit und Position weiter zu untersuchen. Mit Hilfe dieser Methode können verschiedene Parametervariationen auf Basis Finiter-Elemente (FE) - Simulationen überprüft werden, um ein relevantes Parameterfenster zu finden, welches bei optimalen Bedingungen eine möglichst fehlerfreie und rissfreie Schweißnaht gewährleisten könnte [Komlodi 2003]. Ähnliche Vorgehensweisen haben auch andere Autoren, die sich mit dem Problem Heißriss beim Schweißen von Aluminium und seinen Legierungen beschäftigen, genutzt. Die Untersuchungen werden für das Schweißen von Aluminium in Blechrandlage durchgeführt und das Auftreten der Risse wird von der relativen Lage der Naht in Bezug auf den Blechrand betrachtet. Die numerischen Ergebnisse beschreiben die beim Schweißen entstehenden thermischen und mechanischen Vorgänge in Abhängigkeit von den Prozessparametern [Hilbinger 2001]. Verschiedene Spannungen und Defekte, die während des Schweißens von Aluminium entstehen, sind bei [Chien 2003] betrachtet. Zum besseren Verständnis der Effekte sind FE-Berechnungen eingesetzt. Praktische Experimente mit einem 3kW YAG Laser sind auch dargestellt.

Das Laserstrahlschweißen findet neben dem Fügen von Stahlverbindungen zunehmend Anwendung auf Magnesium und Aluminiumlegierungen. Dabei sind insbesondere die

geänderten optischen und thermischen Eigenschaften zu berücksichtigen, die meist sehr enge Parameterfenster der jeweiligen Prozesse bedingen. Bei der Entwicklung entsprechender Schweißtechnologien kommt deshalb der numerischen Simulation eine immer größere Bedeutung zu.

2.3 Berechnung des Temperaturfeldes während des Laserstrahlschweißens

Die Berechnung der Temperaturverteilung gestattet bereits im Vorfeld der schweißtechnischen Fertigung die Abschätzung der Schweißparameter, der zu erwartenden Gefüge sowie der mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht. Dadurch lässt sich der experimentelle Aufwand bei der Erarbeitung von Schweißtechnologien senken, weil die zur Parameteroptimierung notwendigen Versuchsreihen reduziert werden können [Mahrle 2000].

In der Anwendung haben sich kommerzielle Simulationsprogramme durchgesetzt, die durch Vorgabe von bestimmten Schweißparametern das Temperaturfeld, Deformationen und Verzug des Schweißgutes vorhersagen können. Die bekanntesten davon sind SYSWELD und ANSYS. Das letztere ist ein Softwarepaket zur Lösung von partiellen Differentialgleichungen und Differentialgleichungssystemen mit der Finite-Elemente-Methode. Der Leistungsumfang umfasst Analysen in der Mechanik (Statik und Dynamik), Temperaturfeld, Elektrostatik, Elektromagnetisches Feld, Strömung und Akustik [Steinborn 2002]. In [Kazemi 2009] wurde ein 3D Finite-Elementen-Modell entwickelt, um den Laserstrahlprozess mit völlig ausgebildeter Dampfkapillare zu simulieren. Dabei wurde auch ANSYS als Basis verwendet. Simulationen von Temperaturfeldern mit ANSYS bei Stahl wurden ausführlich bei [Ming 2007 b] dargestellt.

SYSWELD ist auch ein FE-Programm, das zur Berechnung von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug entwickelt wurde [Porzner 2001]. Numerische Simulationen von Schweißversuchen an ebenen Platen mit Hilfe von SYSWELD werden bei [Schwenk 2007] vorgestellt.

[Filippis 2002] nutzt FE-Modelle zur Simulation von Schweißprozessen bei Aluminiumlegierungen. Benutzt wurde ein Nd-YAG Laser zum Schweißen von T-Stoß Nähten mit Zusatzmaterial. Die Vergleichsrechnungen mit SYSWELD zeigen gute

Übereinstimmung (Temperaturverteilung, Deformationen, Restspannungen) mit den experimentellen Ergebnissen.

Zur Berechnung der Temperaturfelder beim Laserstrahlschweißen können auch kommerzielle Programme wie MATLAB herangezogen werden [Xue 2003]. In diesem Artikel sind auch Simulationsrechnungen mit ANSYS dargestellt. Die Simulationen wurden mit den beiden Programmen unabhängig durchgeführt und schließlich die Ergebnisse verglichen. Es wurden quasistationäre Temperaturfelder durch Bewegung einer linearen Temperaturquelle simuliert.

Die Berechnung von Schweißverzug und Schweißeigenstressen, die über das Temperaturfeld zu berechnen sind, sowie die Berechnung der Abkühlzeiten sind für Industriezwecke mit Programmsystemen wie ANSYS und SYSWELD bereits weit verbreitet. Dabei sind die erzielten Lösungen relativ genau, auch die Stabilität und Konvergenz der Lösungen können als gesichert betrachtet werden. Der Energieeintrag lässt sich mittels verschiedener Arten von Schweißwärmeequellen modellieren, wobei die geeignete Auswahl für den jeweiligen Prozess sowie die Festlegung der Parameter das eigentliche Problem für die meisten Simulationen darstellen. Für eine genauere Vorhersage der Form und Größe der Schmelzzone, sowie für eine genauere Erfassung des lokalen Energieeintrages ist eine tief greifende Berücksichtigung der verfahrensspezifischen Einflussgrößen (besonders die Ausbildung der Dampfkapillare und die Konvektion in der flüssigen Phase) erforderlich. Gerade in diesem Bereich bieten kommerzielle Programme, aufgrund ihrer Universalität und Mannigfaltigkeit, relativ eingeschränkte Möglichkeiten. Deshalb ist der Anwender auf die Entwicklung eigener Programme angewiesen [Mahrle 2000].

Dabei ist man ständig bemüht, dass die entwickelten Modelle trotz der Komplexität der Parameter und Erscheinungen beim Laserstrahlschweißprozess nicht extrem kompliziert und unnötig erschwert werden. Deshalb sind einerseits bei jeder Modellvorstellung bestimmte Vereinfachungen und Vernachlässigungen notwendig. Andererseits beschränken sich die angebotenen Modelle auf die Lösung bestimmter Teilprobleme, wobei sehr oft schon existierende Modelle weiterentwickelt, modifiziert und angepasst werden.

In [Dilthey 2002] wird ein relativ einfaches kinetisches Model dargestellt, das für die Beschreibung des lasererzeugten Plasmas in der Dampfkapillare während des Laserstrahlschweißens dient. Da durch die Dampfkapillare die Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Werkstück erfolgt, ist ein tiefgreifendes Verständnis der dort entstehenden Wechselwirkungen und Effekte von großer Bedeutung. Die dort absorbierte Laserenergie spielt dann eine entscheidende Rolle für die Temperaturverteilung und somit für den ganzen

Schweißprozess. Das Modell in [Dilthey 2002] berechnet den Ionisierungsgrad, den Absorptionskoeffizienten der Strahlung und die Temperatur der Plasmaelektronen und der schweren Partikel in Abhängigkeit von der Strahlintensität und vom Kapillarradius. Die Temperatur der Plasmaelektronen, die durch das Modell geliefert wird, stimmt mit den experimentellen Daten überein und unterscheidet sich von der der schweren Partikel. Der errechnete Wert des Absorptionskoeffizienten in der Kapillare ist erheblich niedriger im Vergleich mit dem Absorptionskoeffizienten in der Plasmawolke und nimmt mit der Abnahme des Kapillarradius ab. Die Zusammensetzung des Schweißnahtgefüges unterscheidet sich von der Zusammensetzung des Grundwerkstoffs, insbesondere in dem oberen Teil der Schweißnaht, wo der Kapillarradius am größten ist. Da gerade dieser Teil der Kapillare für die mehrfache Reflexion zuständig ist, kann Verdampfung der Legierungselemente zu einer erheblichen Änderung von Form und Größe der Schmelzzonengeometrie führen. Die Verwendung dieser Ergebnisse als einen Teil des Simulationsalgorithmus für die Berechnung der Aktivzone beim Laserstrahlschweißen ermöglicht die Steigerung der Genauigkeit des quasistationären Modells des Laserstrahlschweißens. Es ist allerdings zu bemerken, dass durch eine stark nichtlineare Abhängigkeit des Verdampfungsprozesses von der Kapillaroberflächentemperatur die Genauigkeit bei der Berechnung des Verdampfungsstromes mit Hilfe eines dynamischen Modells erheblich vergrößert werden kann. Das dargestellte Modell kann in ein allgemeines Modell des Laserschweißens integriert werden, um die Beschreibung der Laserstrahl-Energiekopplung zu verfeinern.

Nicht selten werden Modelle dargestellt, die seinerseits aus miteinander verbundenen Submodellen bestehen. Genau das ist bei [Sudnik 1997] der Fall, wo die ganze Modellierung in folgende Submodelle geteilt ist: Laserstrahl, Plasmabildung, Absorption der Laserstrahlung durch den Werkstoff, der mit Dampf und Gas/Plasma gefüllte Dampfkanal und das Schmelzbad. Für die Berechnung werden neben optischen Gesetzmäßigkeiten der Laseroptik die thermodynamischen Eigenschaften der beteiligten Stoffe in den verschiedenen Aggregatzuständen benötigt, wobei bei Eigenschaften wie der Enthalpie und dem Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten die Temperaturabhängigkeit sehr genau bekannt sein muss, um eine sinnvolle Vorhersage zu ermöglichen. Das Modell erlaubt die Vorhersage der geometrischen Form des Dampfkanals und des Schmelzbades, die Vorhersage der Schweißtemperaturen und der Gastemperaturen im Dampfkanal sowie die Berechnung des Wirkungsgrades. Die Vorhersagen des Modells wurden experimentell verifiziert. Geschweißt

wurden Stumpfnähte von 5 mm dicken Blechen des Baustahles 16MnCr5 mit einer Schweißgeschwindigkeit von 0,7 bis 2,4 m/min und einer Laserleistung von 2,4 bis 4,1 kW sowie T-Verbindungen der mit der Legierung AlSi2 plattierten Aluminiumlegierung AA6013 mit einer Schweißgeschwindigkeit von 10 m/min und einer Laserleistung von 4,1 kW.

Andere Arbeiten legen den Schwerpunkt bei der Modellierung auf die Druckverteilung und die Form und Größe der Kapillare beim Schweißen mit Nd:YAG Laser [Dumord 1997]. Die Geometrie der Dampfkapillare ist bei manchen Modellen so wichtig, dass ihre Bestimmung die entscheidende Voraussetzung für die Auswahl einer passenden Wärmequelle ist [Xue 2003]. Jedoch geht es hier wieder um ANSYS und SYSWELD Simulationen. Ein numerisches Modell speziell für die Bestimmung der Dampfkapillargeometrie und des Temperaturfeldes, wird durch [Zhao 2003] vorgestellt. Endziel ist es, die Mikroporositätsbildung während des Laserschweißens von Aluminiumlegierungen in der Automobilindustrie zu reduzieren. Ergebnisse zeigen, dass die Form der Dampfkapillare bei größeren Schweißgeschwindigkeiten asymmetrisch ist.

Eine sehr umfangreiche Darstellung der Problematik der Kapillarmodellierung findet sich bei [Ki 2002]. Der Artikel präsentiert Simulationsergebnisse eines dreidimensionalen mathematischen Modells des Laserstrahlschweißens mit ausgebildeter Dampfkapillare. Der Effekt der Dampfkapillarenbildung und der Einfluss der Prozessparameter wie Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit sind ausführlich dargestellt. Die Simulationen zeigen Instabilitäten der Dampfkapillare und den Einfluss des Druckes. Alle Simulationsberechnungen beziehen sich auf Stähle.

Die Mehrzahl der verwendeten Modelle zur Simulation von Laserstrahlschweißprozesse nutzen partielle Differentialgleichungen der Wärmeleitung und Konvektion (falls der konvektive Energietransport berücksichtigt wird), die eine numerische Lösung erfordern. Nur in Einzelfällen, unter besonderen Vereinfachungen, sind analytische Lösungen erreichbar [Araya 2006]. Deshalb sind die Lösungen auf Basis von Finite-Elemente-Methoden oder Finite-Differenzen-Verfahren aufgebaut: [Hillebrand 1994] - Programm, basierend auf FEM, zur Vorhersage von Temperaturprofilen und Restspannungen in Schweißnähten beim Laserstrahlschweißen von Baustahl, rostfreiem Stahl und Aluminium; [Filippis 2002] - FEM-Simulation des Nd-YAG-Laserstrahlschweißens von Aluminiumlegierungen in der T-Stoß-Konfiguration mit Schweißzusatzwerkstoff; [Takahashi 2003] - Numerische Berechnung unter Berücksichtigung des konvektiven Energietransportes und Bestimmung der Energieschwelle des Lasers zur Ausbildung der Dampfkapillare; [Kim 2008] - Numerische

Analyse von Temperatur und Strömungsverhältnisse beim Laserschmelzprozess; [Hilbinger 2001, Cerjak 1998, Schubert 1997, Radaj 1998] - numerische Simulation von Eigenspannungen und Verzug bei Schweißverbindungen von AlMgSi-Legierungen nach der Finite-Elemente-Methode; [Kim 2002, Radaj 2001] - Modellierung des Laserstrahlschweißens mit komplexer Schweißgeometrie und bei Nutzung inhomogener Materialien; [Frolov 2001] - 3D Modell – Berechnungen für Stähle, Titanium- und Al-Legierungen; [Deflorio 2008] - FE-Modell und Strömungssimulationen.

Die Konvektion im Schmelzbad, sowie die latente Wärme beim Phasenübergang wird bei [Karkhin 2007] mit Hilfe einer Volumenquelle präsentiert. Eine umfangreiche numerische Simulation - von der Wärmeleitung über die Fluidströmung, Konvektion in der Schmelzphase, Berücksichtigung des Phasenübergangs und Werkstoffeigenschaften von unterschiedlichen Metallen - ist bei [Phanikumar 2001] vorgestellt.

Die rasche Entwicklung der Computertechnik hat Lösungen von Algorithmen ermöglicht, die vor 15 – 20 Jahren praktisch als unlösbar betrachtet wurden, sodass heute mit einem durchschnittlichen Computer aufwendige numerische 3D-Berechnungen mit feinen Elementen bereits in wenigen Stunden realisierbar sind.

Eine dreidimensionale Simulation ist dann erforderlich, wenn man die Schmelzbadeffekte mitberücksichtigen will. Eine Vernachlässigung dieser Effekte beim Laserstrahl-tiefschweißen kann in vielen Fällen zu unzureichenden und relativ groben Lösungen führen [Mahrle 2000, Steinborn 2002, Beck 1996]. Der letztere zeigt, wie besonders bei hohen Schweißgeschwindigkeiten während eines Lasertiefschweißprozesses der so genannte Humping-Effekt beobachtet wird – eine Strömung der Badoberfläche, die zu einer unregelmäßigen Nahtoberraupe führen kann. Dieses Phänomen begrenzt beim Schweißen von Eisenwerkstoffen die maximal einsetzbaren Geschwindigkeiten. Die Maximalgeschwindigkeiten sind dabei von der Schweißtiefe abhängig und nehmen mit zunehmender Schweißtiefe ab. Außerdem entsteht beim Verbinden von unterschiedlichen Materialien eine Durchmischung in der schmelzflüssigen Phase. Ursache dafür ist die konvektive Schmelzströmung innerhalb der Schmelzbades, die einen komplexen Einfluss auf den ganzen Schweißprozess ausübt. Als Folge wird die Temperaturverteilung im Werkstück modifiziert, sodass veränderte Nahtgeometrien und Abkühlzeiten bei der Erstarrung resultieren.

Die im Schmelzbad auftretenden Strömungen haben verschiedene Ursachen [Steinborn 2002, Mahrle 2000, Beck 1996]:

- Strömung durch die Bewegung der Dampfkapillare
- Strömung durch den aus der Kapillare entweichenden Metaldampf
- Strömung durch die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung (Marangoni Konvektion).

Im ersten Fall schmilzt der sich bewegende Laser ständig neues Material, die Dampfkapillare bewegt sich durch das Werkstück. Dabei wird das schon flüssige Metall um die Kapillare herumtransportiert. Die Strömung erreicht ihre maximale Strömungsgeschwindigkeit an der Kapillarwand, da die Strömung an der flüssig-dampfförmigen Phasengrenze im Gegenteil zu der flüssig-festen Phasengrenze nahezu ohne Reibung erfolgt.

Bei der hohen Verdampfungstemperatur strömt Metaldampf aus der Kapillare. Die Viskosität des Metaldampfes bewirkt eine Impulsübertragung vom Dampf auf die Oberfläche der Kapillare und somit eine Schubspannung an der Kapillarwand. Als Resultat entsteht eine Aufweitung des Schmelzbades in Richtung des Ausströmquerschnittes, die aus der Umlenkung der Strömung an der Schmelzbadoberfläche resultiert. Die Metaldampfströmung wird in der vorliegenden Arbeit wie bei [Mahrle 2000] durch Vorgabe der normierten vertikalen Geschwindigkeitskomponente W_{key} an der Kapillarberandung berücksichtigt. Ergebnis dieses Effektes sind nicht nur Aufweitungen im oberen Teil des Schmelzbades, sondern auch eine Bildung von V-förmigen Nahtquerschnitten. Weiterhin kommt es zu einer Rezirkulation von Schmelze, da das Material im unteren Bereich des Schmelzbades wieder ersetzt werden muss. Die Kräfte, die der Metaldampf beim Verlassen der Dampfkapillare ausübt sowie die hydrodynamischen Prozesse im Schmelzbad um die Dampfkapillare sind bei [Fabbro 2004] beschrieben.

Der Effekt der Aufweitung des Schmelzbades wird zusätzlich von den tangentialen Kräften, die an den beiden Oberflächen des Werkstückes zu beobachten sind, bewirkt. Ursache dafür sind die Gradienten der Oberflächenspannung in Verbindung mit Temperaturunterschieden an der Schmelzbadoberfläche (Marangoni Effekt). Dieser Effekt lässt sich ziemlich schwer vorhersagen, da die Oberflächenspannungskräfte stark von kleinsten Verunreinigungen beeinflusst werden [Abderrazak 2009].

Die Überlagerung all dieser Effekte (Ausweichbewegung der Schmelze um die sich bewegende Dampfkapillare, der aus der Dampfkapillare ausströmende Metaldampf und die Marangoni-Konvektion) führt im Ergebnis zu einer Strömung, deren Geschwindigkeit die

Bearbeitungsgeschwindigkeit um ein Vielfaches übersteigt und zu einer nahezu vollständigen Durchmischung im Schmelzbad führt [Beck 1996].

Arbeiten, die sich mit der Oberflächenspannung während des Laserstrahlschweißens beschäftigen, sind [Abderrazak 2009, Takahashi 2003, Limmaneevichitr 2000 a, Wei 2001, Mahrle 2000].

Besonders ausführlich ist die Untersuchung der Oberflächenspannung (Marangoni-Konvektion) während des Laserstrahlschweißprozesses bei [Limmaneevichitr 2000 b] dargestellt. Zu diesem Ziel wird an Proben aus NaNO_3 ein Schmelzbad simuliert. Als Heizquelle wird ein CO_2 -Laser angenommen, dessen Leistung und Strahldurchmesser variiert werden. NaNO_3 bietet als Simulationswerkstoff viele Vorteile. Die Schmelze ist durchsichtig und die Oberflächenspannung variiert stark mit der Temperatur. Die Marangoni-Zahl liegt dicht bei der von Stahl und Aluminium. Die Schmelze ist bei der Wellenlänge des CO_2 -Lasers (10,6 Mikrometer) opak.

In einem anderen Artikel von [Limmaneevichitr 2000] werden Untersuchungen mit verschiedenen Werkstoffen durchgeführt - NaNO_3 mit einer hohen Prandtl-Zahl von 9,12 und Ga mit einer niedrigen Prandtl-Zahl von 0,0234. Als Einflussparameter wird auch die Péclet-Zahl herangezogen, die das Verhältnis des Wärmetransports durch Konvektion zum Wärmetransport durch Wärmeleitung repräsentiert. Zum Vergleich werden in die Diskussion der genannten Effekte auch noch die Werkstoffe Aluminium, Stahl, C-armierter Stahl und nichtrostender Stahl einbezogen. Das angewendete Schweißverfahren ist wieder CO_2 -Laserstrahlschweißen unter Argon. Bei den Untersuchungen wird das Tiefen/Breiten-Verhältnis sowie die Form des Schweißbades untersucht. Die Oberflächengeschwindigkeiten nehmen mit steigender Laserstrahlleistung und abnehmendem Strahlradius zu. Mit Ausnahme der Stoffe Ga und Al bewirkt die Erhöhung der Oberflächengeschwindigkeiten eine Steigerung der Wärmekonvektion im Vergleich zur Wärmeleitung und damit eine Abflachung des Schmelzbades. Bei sehr hohen Oberflächengeschwindigkeiten ruft ein auftretender Rückfluss eine Badvertiefung an den Rändern und damit eine konvexe Ausprägung des Schmelzbades hervor. Bei Ga und Al verhindert die hohe Wärmeleitfähigkeit eine Abflachung und eine konvexe Ausprägung des Schweißbades.

3D Modellierungen sind auch bei [Karkhin 2001] - Wärmequelle, Lasertiefschweißeffekt, stationäre Lösung der Wärmeleitungsproblem; [Sudnik 1997] - nichtlineares und dreidimensionales mathematisches Modell des Laserstrahlschweißens bei vollständigem Einbrand; [Frolov 2001, Zhu 2002] - detaillierte 3 dimensionale, nicht lineare thermische und

thermomechanische Analyse auf dem Basis der numerische Simulationscode WELDSIM und [Saeed 2004] zu finden.

Bei [Abderazzak 2009] wird die Simulation der Keyhole-Bildung und die Bewegung der Schmelze in der flüssigen Phase von Magnesiumlegierung AZ91 während der Wechselwirkung Laserstrahl-Werkstück mit Hilfe von FLUENT 6.2.16 durchgeführt. Als Wärmequelle dient eine Gausssche Volumenquelle. Die numerischen Ergebnisse zeigen den Einfluss der Laserschweißparameter auf die Form des Schmelzbades. Es wird gezeigt, dass der Wärmeübergang von der Dampfkapillare zu der flüssigen Phase und die Konvektion im Schmelzbad einen entscheidenden Einfluss auf die Größe und Form der Wärmeeinflusszone ausüben. Außerdem wird der Marangoni-Effekt bei der 3D Simulation berücksichtigt und als eine entscheidende Kraft in der flüssigen Phase betrachtet. Die Ergebnisse bestätigen die im Rahmen der eigenen Untersuchungen erzielten Resultate.

Die Literaturlauswertung zeigt insgesamt eine zunehmende Bedeutung der numerischen Simulation bei der Technologieentwicklung für Laserschweißprozesse. Abgesehen von Detailuntersuchungen sind vereinfachte, auf das Experiment gestützte Modelle von besonderer Bedeutung. Realitätsnahe, übertragbare Ergebnisse sind dabei nur bei Berücksichtigung der Strömung im Schmelzbad in Verbindung mit dem Energieeintrag erzielbar.

3. Modellierung

3.1 Vorgehensweise bei der Modellierung, Vereinfachungen und Annahmen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird die Verbesserung und Weiterentwicklung des Algorithmus zur Berechnung der lokalen und stationären Temperaturverteilung beim Laserstrahlschweißen vorgenommen, der von [Mahrle 2000] entwickelt wurde. Dadurch entsteht ein dreidimensionales Modell, wobei der konvektive Energietransport im Schmelzbad einbezogen wird. Für vereinfachte und schnellere Simulationsrechnungen steht auch ein 2-dimensionales Programm zur Verfügung. Das so entstehende Gleichungssystem, das die Erhaltungsgleichungen der Energie, des Impulses und der Masse beinhaltet, wird numerisch unter Verwendung eines Differenzenverfahrens gelöst.

Zur Erweiterung des Modells [Mahrle 2000], werden gezielte Vereinfachungen vorgenommen, um praktisch nutzbare Lösungen zu ermöglichen. Bei ausreichender Laserintensität erfolgt der Übergang zum Tiefschweißen und es bildet sich eine Dampfkapillare, deren Form, Tiefe und Stabilität von den Schweißparametern abhängig sind. Hier wird eine zylindrische Form der Dampfkapillare angenommen, wobei auf der Kapillarberandung die Verdampfungstemperatur des Werkstoffs angenommen wird. Dadurch wird die Temperaturfeldsimulation von den Wechselwirkungsphänomenen zwischen dem Laserstrahl und dem Material entkoppelt. Was die Tiefe der Dampfkapillare betrifft, wird ein Zustand mit voll ausgebildeter Dampfkapillare angenommen und ein mittlerer konstanter Radius über der gesamten Materialdicke vorausgesetzt. Dieser ist als Modellparameter zu betrachten und gestützt auf das Experiment zu bestimmen. Über die Randbedingung bestimmt der Kapillarradius wesentlich den Energieeintrag. Eine genaue Messung der Fluktuationen, Form und Tiefe der Dampfkapillare ist in der Praxis nur sehr schwierig realisierbar. Die lokale Temperaturverteilung wird insbesondere durch den konvektiven Transport in der flüssigen Phase beeinflusst.

In dieser Arbeit wird nur das Laserstrahlschweißen mit ausgebildeter Dampfkapillare betrachtet. Das Modell setzt dabei voraus, dass die Strahlparameter so ausgewählt sind, dass der mit der Ausbildung der Dampfkapillare verbundene Tiefschweißeffekt vollständig erreicht wird. Die komplexen physikalischen Vorgänge, die die Wechselwirkung zwischen Strahl und

Werkstoff bestimmen, sowie die Entstehung und die Stabilität der Dampfkapillare, werden im Modell nicht betrachtet und sind kein Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit.

Weitere Annahmen sind, dass eine eventuell entstehende geringe Nahtüberhöhung nicht berücksichtigt wird und dass gleiche Materialien miteinander verschweißt werden. Im Modell kann dann unter bestimmten Voraussetzungen, analog dem Vorgehen bei [Mahrle 2000], eine symmetrische Temperaturverteilung bezüglich der Schweißnaht vorausgesetzt werden. Um Rechenzeit zu sparen, muß man dann nur eine Hälfte des Gebietes rechnen. Dies setzt jedoch gerade oder mäßig gekrümmte Schweißbahnen voraus.

In Erweiterung zu [Mahrle 2000] wird in dieser Arbeit für unsymmetrische Anwendungsfälle auch eine Berechnung des gesamten Gebietes im Modell vorgesehen und anhand entsprechender Simulationsrechnungen erprobt. Durch eine solche Vorgehensweise, die aber entsprechend zeitaufwendiger ist, wird auch eine wechselseitige Lösung auf einem das gesamte Werkstück umfassenden Grobgitter zur Berechnung der globalen Temperaturverteilung (Makromodell) und einem speziell angepassten, sich mit der Schweißquelle mitbewegenden Feingitter zur Ermittlung der lokalen Temperaturverteilung (Mikromodell) ermöglicht. Das vorgeschlagene Mikromodell wird als Basis für die Berechnung der globalen Temperaturverteilung im Werkstück genutzt, um anhand eines kommerziellen Programms wie z.B. SYSWELD Eigenspannungen und Verzug genauer zu berechnen [Michailov 2006]. Im Unterschied zu den im Rahmen des Forschungsvorhabens [Michailov 2006] durchgeführten Simulationsaufgaben, die den Einfluss der Spaltbreite berücksichtigten, wird hier der Schweißprozess für eine Platte definierter Dicke ohne Berücksichtigung der Fuge simuliert.

Für die Untersuchungen zum Materialeinfluss auf Schmelzbad und Temperaturfeld wird im Rahmen dieser Arbeit von quasistationären Bedingungen im Bereich des Schmelzbades ausgegangen. Diese stellen sich bei hinreichender Entfernung der Schweißquelle von den Rändern des Bauteils und bei geradliniger Nahtführung ein. Die Schweißgeschwindigkeit und die Laserleistung werden während des Schweißprozesses konstant gehalten, wie bei [Mahrle 2000].

3.2 Darstellung des Grundgebietes

Da eine zylindrische Dampfkapillare angenommen wird, sind die Modellierung des Temperaturfeldes im Bereich des Schmelzbades und die Formulierung der beschreibenden Gleichungen im zylindrischen Koordinatensystem zweckmäßig. Dadurch wird jeder Punkt des 3D Temperaturfeldes durch drei Parameter eindeutig im Raum bestimmt:

$$T(r, \varphi, z),$$

wobei r die radiale Koordinate,

φ - die Umfangskoordinate (der Winkel) und

z - die vertikale Koordinate sind.

Wesentliche Vorteile unter dem Gesichtspunkt der numerischen Lösung sind die präzise Beschreibung der Temperaturgradienten an der Dampfkapillare und damit die genaue Bestimmung des Energieeintrages. Mit zunehmendem Radius ist, bedingt durch die Dominanz des an die Schweißgeschwindigkeit gebundenen konvektiven Transportes, die weitere Verwendung von Zylinderkoordinaten nicht mehr sinnvoll. Eine zweckmäßige Alternative ist die im Kapitel 4 genutzte Kopplung mit einem kartesischen Koordinatensystem.

Für das Mikromodell, mit dem insbesondere eine genaue Beschreibung des Energieeintrages und des -transportes im Schmelzbad realisiert werden soll, wurde sich für Zylinderkoordinaten entschieden.

Die weitere Darstellung verwendet weitgehend die von [Mahrle 2000] eingeführten Bezeichnungen.

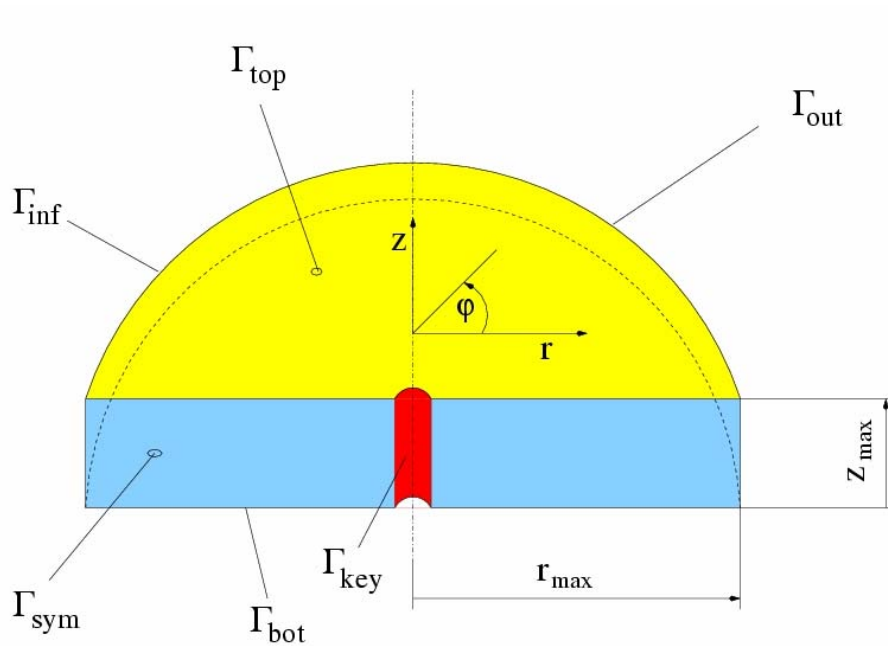


Bild 3.1: Grundgebiet Ω zur Berechnung der lokalen Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilung [Mahrle 2000]

Bild 3.1 zeigt das Grundgebiet Ω für symmetrische Anwendungsfälle mit der Symmetrieebene Γ_{sym} , wie es von [Mahrle 2000] verwendet wurde. Für die aus der Kopplung des Mikromodells mit dem Makromodell resultierenden Anforderungen zur Beschreibung unsymmetrischer Fälle ist die Berücksichtigung der gesamten Zylindergeometrie notwendig.

Das Grundgebiet Ω ist dementsprechend wie folgt festgelegt:

$$\Omega := \{P = (r, \varphi, z) \in \mathfrak{R} : r_{key} \leq r \leq r_{max} ; 0 \leq \varphi \leq 2\pi ; 0 \leq z \leq z_{max} \} \quad (3.1)$$

Die entsprechenden Berandungen sind dann folgendermaßen definiert:

$$\partial\Omega = \Gamma_{key} \cup \Gamma_{inf} \cup \Gamma_{out} \cup \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.2)$$

Γ_{key} - Berandung der Dampfkapillare

Γ_{inf} - Einströmrand

Γ_{out} - Ausströmrand

Γ_{top} - Oberseite des Werkstücks

Γ_{bot} - Unterseite des Werkstückes

3.3 Modellgleichungen

3.3.1 Fourier-Kirchhoff Gleichung

Bei Wahl eines an den Laserstrahl gebundenen Koordinatensystems ergibt sich die Energiegleichung nach Fourier und Kirchhoff zur Beschreibung des quasistationären Temperaturfeldes für inkompressible Medien in der folgenden allgemeinen Form:

$$\rho c_p(\vartheta) \mathbf{w} \cdot \nabla \vartheta = \nabla \cdot \lambda(\vartheta) \nabla \vartheta \quad (3.3)$$

wobei $\mathbf{w} = (u, v, w)$

oder ausführlicher dargestellt:

$$\begin{aligned} \rho c_p(\vartheta) \left[u \frac{\partial \vartheta}{\partial r} + \frac{v}{r} \frac{\partial \vartheta}{\partial \varphi} + w \frac{\partial \vartheta}{\partial z} \right] &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda(\vartheta) \frac{\partial \vartheta}{\partial r} \right] + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial \varphi} \left[\lambda(\vartheta) \frac{\partial \vartheta}{\partial \varphi} \right] \\ &+ \frac{\partial}{\partial z} \left[\lambda(\vartheta) \frac{\partial \vartheta}{\partial z} \right] \end{aligned} \quad (3.4)$$

u - radiale Komponente der Geschwindigkeit

v - Umfangskomponente der Geschwindigkeit

w - axiale Komponente der Geschwindigkeit

Die materialspezifischen Werkstoffwerte, die Funktionen der Temperatur sind, werden wie folgt angegeben:

ρ - Dichte

λ - Wärmeleitfähigkeit

c_p - spezifische Wärmekapazität

Zur eindeutigen Beschreibung der Temperaturverteilung sind die Randbedingungen festzulegen.

Randbedingungen erster Art:

$$\mathcal{G} = \mathcal{G}_v \forall P \in \Gamma_{key} \quad (\text{Annahme der Verdampfungstemperatur } \mathcal{G}_v \text{ auf der Berandung der Dampfkapillare)} \quad (3.5)$$

$$\mathcal{G} = \mathcal{G}_0 \forall P \in \Gamma_{inf} \quad (\mathcal{G}_0 = \mathcal{G}_u - \text{Umgebungstemperatur des Werkstückes, bzw. } \mathcal{G}_0 = \mathcal{G}_w - \text{Vorwärmungstemperatur des Werkstückes)} \quad (3.6)$$

Randbedingungen zweiter Art:

$$\partial \mathcal{G} / \partial r = 0 \forall P \in \Gamma_{out} \quad (3.7)$$

$$\partial \mathcal{G} / \partial \varphi = 0 \forall P \in \Gamma_{sym} \quad (\text{bei Annahme einer symmetrischen Verteilung bezüglich der Schweißnaht als Symmetrielinie}) \quad (3.8)$$

$$\partial \mathcal{G} / \partial z = 0 \forall P \in \Gamma_{top} \quad (\text{bei Vernachlässigung von Energieverlusten an die Umgebung auf der Werkstückoberseite}) \quad (3.9)$$

$$\partial \mathcal{G} / \partial z = 0 \forall P \in \Gamma_{bot} \quad (\text{bei Vernachlässigung von Energieverlusten an die Umgebung auf der Werkstückunterseite}) \quad (3.10)$$

Die Wärmeverluste an der Werkstückober- und unterseite können zwar einfach bei Anwendung des Newtonschen Wärmeübergangsgesetzes und Linearisierung des Strahlungsanteils berücksichtigt werden, haben aber meist geringen Einfluss und werden im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt, insbesondere auch, um die Zahl der Einflussgrößen nicht noch weiter zu erhöhen.

Für das feste Material ist die Geschwindigkeitsverteilung durch die konstante Schweißgeschwindigkeit w_{ch} gegeben. Im 3D Fall lässt sich die Komponentenverteilung im Raum wie folgt angeben:

$$u = w_{ch} \cos(\varphi) \quad - \text{ radiale Komponente} \quad (3.11)$$

$$v = -w_{ch} \sin(\varphi) \quad - \text{ Umfangskomponente} \quad (3.12)$$

$$w = 0 \quad - \text{ axiale Komponente} \quad (3.13)$$

Das gilt natürlich nur, wenn die Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur liegen, also $\vartheta < \vartheta_s$, wobei die maximale Ausdehnung r_{max} des Grundgebietes so zu wählen ist, dass die Temperaturen auf dem Ausströmrund unterhalb der Schmelztemperatur liegen und die für den Ausströmrund gewählte Randbedingung (3.7) nur einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Ergebnisse hat.

3.3.2 Navier-Stokes- und Kontinuitätsgleichung

Die Berechnung der Geschwindigkeitskomponenten im Schmelzbad ist wesentlich aufwendiger. Zu diesem Ziel werden die Erhaltungsgleichungen des Impulses und der Masse gelöst. Unter Verwendung von Zylinderkoordinaten ergeben sich die Bewegungsgleichungen und die Kontinuitätsgleichung unter Voraussetzung der Inkompressibilität der Schmelze in der Komponentenschreibweise [Albring 1978]:

$$u \frac{\partial u}{\partial r} + \frac{v}{r} \frac{\partial u}{\partial \varphi} - \frac{v^2}{r} + w \frac{\partial u}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial r} + \nu \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial u}{\partial r} \right) - \frac{u}{r^2} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 u}{\partial \varphi^2} - \frac{2}{r^2} \frac{\partial v}{\partial \varphi} + \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} \right] \quad (3.14)$$

$$u \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{v}{r} \frac{\partial v}{\partial \varphi} + \frac{uv}{r} + w \frac{\partial v}{\partial z} = -\frac{1}{\rho r} \frac{\partial p}{\partial \varphi} + \nu \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial v}{\partial r} \right) - \frac{v}{r^2} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 v}{\partial \varphi^2} + \frac{2}{r^2} \frac{\partial u}{\partial \varphi} + \frac{\partial^2 v}{\partial z^2} \right] \quad (3.15)$$

$$u \frac{\partial w}{\partial r} + \frac{v}{r} \frac{\partial w}{\partial \varphi} + w \frac{\partial w}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial z} + \nu \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial w}{\partial r} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 w}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 w}{\partial z^2} \right] + g\beta(\vartheta - \vartheta_0) \quad (3.16)$$

$$\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r} + \frac{1}{r} \frac{\partial v}{\partial \varphi} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0 \quad (3.17)$$

Für die im allgemeinen von der Temperatur abhängige kinematische Zähigkeit wird ein geeigneter Mittelwert benutzt, da bis zur Verdampfungstemperatur kaum Daten zu finden sind. Dieser ist als Modellparameter zu betrachten. Die temperaturbedingten Dichteunterschiede werden nur im Auftriebsterm der Impulsgleichung berücksichtigt, nicht jedoch in der Kontinuitätsgleichung. Dieser Term erscheint in der Berechnungsgleichung für die axiale Geschwindigkeitskomponente w (Boussinesq-Näherung):

$$g\beta(\vartheta - \vartheta_0) \quad (3.18)$$

g - Erdbeschleunigung

β - thermischer Ausdehnungskoeffizient

ϑ - lokale Temperatur

ϑ_0 - Bezugstemperatur

Bei Vernachlässigung des flüssigkeitsseitigen Massentransportes infolge Verdampfung, bzw. Kondensation wird auf der Kapillarberandung eine Gleitbedingung angenommen. Dadurch wird die radiale Komponente der Geschwindigkeit gleich 0:

$$u = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{key} \quad (3.19)$$

Die radialen Ableitungen der Umfangskomponente und der axialen z-Komponente verschwinden:

$$\frac{\partial v}{\partial r} = \frac{\partial w}{\partial r} = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{key} \quad (3.20)$$

Als Ergebnis des Ausströmens des Metaldampfes aus der Kapillare werden Schubspannungen an der Kapillarberandung induziert, die eine axiale Geschwindigkeit im Schmelzbad bewirken. Zur Berücksichtigung dieser axialen Geschwindigkeit können die oben genannten Randbedingungen durch eine Randbedingung erster Art ersetzt werden. Nach [Beck 1996] sind Werte im Bereich 2 m/s bis 6 m/s möglich. Da eine genaue Messung oder Berechnung nicht möglich ist, wird in dem in dieser Arbeit vorgeschlagenen Modell die axiale Geschwindigkeit an der Kapillarberandung W_{key} als Modellparameter verwendet. Der Einfluss der temperaturabhängigen Oberflächenspannung auf das Strömungsfeld ist in der Randbedingung für die radiale Geschwindigkeitskomponente sowie für die Umfangskomponente an der freien Schmelzbadoberfläche zu berücksichtigen. Dieser Einfluss wird durch die Marangoni-Konvektion bedingt:

$$\frac{\partial u}{\partial z} = \frac{1}{\rho v} \frac{\partial \gamma}{\partial \mathcal{G}} \frac{\partial \mathcal{G}}{\partial r} \quad \forall P \in \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.21)$$

$$\frac{\partial v}{\partial z} = \frac{1}{r \rho v} \frac{\partial \gamma}{\partial \mathcal{G}} \frac{\partial \mathcal{G}}{\partial \varphi} \quad \forall P \in \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.22)$$

$$w = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.23)$$

Kann je nach Anwendungsfall von einem symmetrischen Temperaturfeld ausgegangen werden, so reduziert sich der Berechnungsaufwand erheblich.

Es ist kein Massentransport über die Symmetrieebene möglich und die entsprechenden Randbedingungen lauten dann:

$$v = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{sym} \quad (3.24)$$

$$\frac{\partial u}{\partial \varphi} = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{sym} \quad (3.25)$$

$$\frac{\partial w}{\partial \varphi} = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{sym} \quad (3.26)$$

3.4 Dimensionslose Form der Modellgleichungen

Der Radius der Dampfkapillare ist von entscheidender Bedeutung für die Simulation, da das Modell von der Vorgabe der Verdampfungstemperatur auf der Kapillarberandung ausgeht. Wie schon erwähnt, wird als Vereinfachung eine zylindrische Kapillargeometrie angenommen. Die Vorgabe des Energieeintrags wird damit durch den Radius der Dampfkapillare vorgenommen und dieser fungiert als wichtiger Modellparameter. Ganz allgemein ist die Geometrie der Dampfkapillare eine Funktion der Materialeigenschaften, der Schweißparameter sowie des Schweißwirkungsgrades und der relevanten Einkopplungsmechanismen. Damit eine Simulationsrechnung ohne Kenntnis des a priori unbekanntes Kapillarradius möglich wird, werden die Differentialgleichungen in eine dimensionslose Form überführt. Hierbei kommt die Ähnlichkeitstheorie zur Anwendung. Dabei verringert sich gleichzeitig der rechnerische Aufwand, da die Temperaturverteilung in dem Fall eine Funktion dimensionsloser Kennzahlen ist, deren Anzahl deutlich unter der Zahl der insgesamt vorhandenen Einflussgrößen liegt [Mahrle 2000].

Bei der Transformation wird der Radius der Dampfkapillare r_{key} als eine charakteristische Abmessung l_{ch} verwendet. So erhält man den dimensionslosen Radius als $R = r/l_{ch}$. Im 3D-Fall wird auch die Blechdicke entsprechend normiert $Z = z/l_{ch}$. In analoger Weise werden

auch die Geschwindigkeitskomponenten unter Verwendung der Schweißgeschwindigkeit (oder Vorschubgeschwindigkeit) w_{ch} in dimensionsloser Form dargestellt:

$$U = u/w_{ch} \quad (3.27)$$

$$V = v/w_{ch} \quad (3.28)$$

$$W = w/w_{ch} \quad (3.29)$$

U , V und W sind die entsprechenden normierten radialen, Umfangs- und vertikalen Geschwindigkeitskomponenten.

Bei dem Druck wird die Normierung auf folgende Weise vorgenommen:

$$P = p/\rho_0 w_{ch}^2 \quad (3.30)$$

Die temperaturabhängigen Materialfunktionen sind auf geeignete Basiswerte zu beziehen. Entsprechend sind so die dimensionslose Dichte, die dimensionslose spezifische Wärmekapazität und die dimensionslose Wärmeleitfähigkeit zu erzielen:

$$\rho^* = \rho/\rho_0 \quad (3.31)$$

$$c^* = c_p/c_{p,0} \quad (3.32)$$

$$\lambda^* = \lambda/\lambda_0 \quad (3.33)$$

Die Zähigkeit ν wird im Schmelzbad als konstant betrachtet und stellt somit für das jeweilige Material einen Modellparameter dar, der in der Re-Zahl berücksichtigt wird.

Die Temperatur wird unter Verwendung der Temperaturdifferenz zwischen der Umgebungstemperatur (oder Vorwärmungstemperatur) \mathcal{G}_u und der Verdampfungstemperatur \mathcal{G}_v des jeweiligen Stoffes normiert:

$$\theta = \frac{\mathcal{G} - \mathcal{G}_u}{\mathcal{G}_v - \mathcal{G}_u} \quad (3.34)$$

Man kann das Gleichungssystem auch in Bezug auf die spätere numerische Lösung in zwei Gruppen teilen: die energetische und die dynamische Gruppe. Die energetische Gruppe besteht dann aus der Fourier-Kirchhoff Gleichung mit den entsprechenden Randbedingungen und die dynamische aus den 3 Navier-Stokes Gleichungen und der Kontinuitätsgleichung. Überführt in dimensionslose Form sieht dann das System folgendermaßen aus:

$$\begin{aligned} \rho^* c^* Pe \left[U \frac{\partial \theta}{\partial R} + \frac{V}{R} \frac{\partial \theta}{\partial \varphi} + W \frac{\partial \theta}{\partial Z} \right] &= \frac{1}{R} \frac{\partial}{\partial R} \left[R \lambda^*(\mathcal{G}) \frac{\partial \theta}{\partial R} \right] \\ &+ \frac{1}{R^2} \frac{\partial}{\partial \varphi} \left[\lambda^* \frac{\partial \theta}{\partial \varphi} \right] + \frac{\partial}{\partial Z} \left[\lambda^* \frac{\partial \theta}{\partial Z} \right] \end{aligned} \quad (3.35)$$

$$\begin{aligned} \text{Re} \left[\frac{U \partial U}{\partial R} + \frac{V}{R} \frac{\partial U}{\partial \varphi} - \frac{V^2}{R} + \frac{W \partial U}{\partial Z} + \frac{\partial P}{\partial R} \right] &= \frac{1}{R} \frac{\partial}{\partial R} \left[R \frac{\partial U}{\partial R} \right] \\ - \frac{U}{R^2} + \frac{1}{R^2} \frac{\partial^2 U}{\partial \varphi^2} - \frac{2}{R^2} \frac{\partial V}{\partial \varphi} + \frac{\partial^2 U}{\partial Z^2} \end{aligned} \quad (3.36)$$

$$\begin{aligned} \text{Re} \left[\frac{U \partial V}{\partial R} + \frac{V}{R} \frac{\partial V}{\partial \varphi} + \frac{UV}{R} + \frac{W \partial V}{\partial Z} + \frac{1}{R} \frac{\partial P}{\partial R} \right] &= \frac{1}{R} \frac{\partial}{\partial R} \left[R \frac{\partial V}{\partial R} \right] \\ - \frac{V}{R^2} + \frac{1}{R^2} \frac{\partial^2 V}{\partial \varphi^2} + \frac{2}{R^2} \frac{\partial U}{\partial \varphi} + \frac{\partial^2 V}{\partial Z^2} \end{aligned} \quad (3.37)$$

$$\begin{aligned} \text{Re} \left[\frac{U \partial W}{\partial R} + \frac{V}{R} \frac{\partial W}{\partial \varphi} + \frac{W \partial W}{\partial Z} + \frac{\partial P}{\partial R} \right] &= \frac{1}{R} \frac{\partial}{\partial R} \left[R \frac{\partial W}{\partial R} \right] \\ + \frac{1}{R^2} \frac{\partial^2 W}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial Z^2} + \frac{Gr \cdot \theta}{\text{Re}} \end{aligned} \quad (3.38)$$

$$\frac{\partial U}{\partial R} + \frac{U}{R} + \frac{1}{R} \frac{\partial V}{\partial \varphi} + \frac{\partial W}{\partial Z} = 0 \quad (3.39)$$

Die dabei verwendeten charakteristischen Kennzahlen sind:

Pe - Péclet-Zahl

Re - Reynolds-Zahl

Gr - Grashof-Zahl

Eine genauere Betrachtung und Beschreibung dieser Kennzahlen erfolgt im Kapitel 3.6.

Ganz analog werden auch die Randbedingungen transformiert. Mit der Einführung der dimensionslosen Temperatur Θ lauten die Randbedingungen:

$$\Theta = 1 \quad \forall P \in \Gamma_{key} \quad \text{auf der Kapillarberandung} \quad (3.40)$$

$$\Theta = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{inf} \quad \text{auf dem Einströmrand} \quad (3.41)$$

Analog verschwindet die Ableitung in Umfangsrichtung auf der Symmetrielinie (falls vorhanden) sowie an der oberen und unteren Begrenzung in axialer Richtung. Die Geschwindigkeitsverteilung im festen Material ist dimensionslos durch $U = \cos(\varphi)$ und $V = -\sin(\varphi)$ sowie $W = 0$ gegeben. Die Randbedingungen des Geschwindigkeitsfeldes an der Kapillarberandung und für die Symmetrieebene lauten in dimensionsloser Form:

$$\frac{\partial V}{\partial R} = \frac{\partial W}{\partial R} = U = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{key} \quad (\text{Gleitbedingung}) \quad (3.42)$$

$$\frac{\partial U}{\partial \varphi} = \frac{\partial W}{\partial R} = V = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{sym} \quad (3.43)$$

Die vertikale axiale Komponente der Geschwindigkeit, die die axiale Beschleunigung der Schmelze durch den Einfluss der Metaldampfströmung in der Kapillare berücksichtigt, wird durch eine Randbedingung erster Art implementiert:

$$W = W_{key} \quad \forall P \in \Gamma_{key} \quad (3.44)$$

Die Randbedingungen zur Berücksichtigung der Oberflächenspannungen an den freien Oberflächen in dimensionsloser Form sehen folgendermassen aus:

$$\frac{\partial U}{\partial Z} = \frac{\partial \gamma / \partial \mathcal{G}(\mathcal{G}_v - \mathcal{G}_u)}{w_{ch} \rho_0 \nu} \frac{\partial \Theta}{\partial R} = Re Ma \frac{\partial \Theta}{\partial R} \quad \forall P \in \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.45)$$

$$\frac{\partial V}{\partial Z} = \frac{\partial \gamma / \partial \mathcal{G}(\mathcal{G}_v - \mathcal{G}_u)}{w_{ch} \rho_0 \nu} \frac{1}{R} \frac{\partial \Theta}{\partial R} = Re Ma \frac{\partial \Theta}{\partial R} \quad \forall P \in \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.46)$$

$$W = 0 \quad \forall P \in \Gamma_{top} \cup \Gamma_{bot} \quad (3.47)$$

Hier wird die Marangoni-Zahl Ma eingeführt, die eine entscheidende Rolle bei der 3D-Modellierung spielt. Die Marangoni-Zahl Ma wird ebenso wie die Péclet-Zahl Pe , die Reynolds-Zahl Re und die Grashof-Zahl Gr im Kapitel 3.6 ausführlicher dargestellt.

3.5 Einflussgrößen und Hauptparameter

Wie schon erwähnt wurde, ist das Laserstrahlschweißen ein äußerst komplexer und komplizierter Prozess, der von vielen Faktoren in unterschiedlichem Masse beeinflusst wird. Eine getrennte Beschreibung dieser Einzelfaktoren ist nicht immer möglich. Zwar können einzelne Vorgänge in guter Näherung isoliert beschrieben werden, andere, wie z.B. die Plasmabildung, entstehen durch die intensive Wechselwirkung unterschiedlicher Prozesse wie z.B. der Verdampfung und der Strahlausbreitung.

Ganz allgemein können die Einflussfaktoren entsprechend Bild 3.2 in 5 Gruppen unterteilt werden, die in den folgenden Abschnitten analysiert werden:

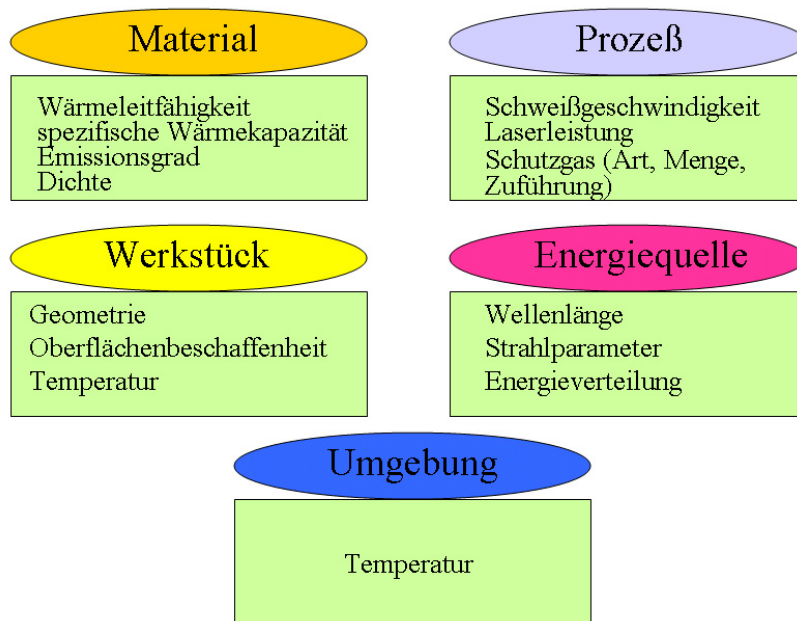


Bild 3.2: Einflussgrößen auf den Laserstrahlschweißprozess [Steinborn 2002]

3.5.1 Materialeigenschaften

Da die Eindringtiefe vom Laserstrahl in das Material nur einige Nanometer beträgt, erfolgt der Wärmetransport in das Werkstückinnere überwiegend durch Wärmeleitung. Die Wärmeleitfähigkeit des Materials bestimmt dann entscheidend die Form und die Lage der Isothermen. Das Temperaturfeld zeigt seinerseits die lokalen Aufheiz- und Abkühlzeiten während des Schweißprozesses, was seinerseits bestimmte Form, Gefüge und Spannungszustände im Schweißnahtbereich verursacht [Radaj 1988].

Die Wärmeleitfähigkeit unterschiedlicher Materialien unterscheidet sich deutlich. Für Stahl beträgt dieser Parameter etwa 35 W/mK , bei Aluminium etwa 95 W/mK . Diese fast 3-fach größere Wärmeleitung bei Aluminium erweist sich als prozessbestimmend, der konvektive Energietransport ist deutlich geringer ausgeprägt. Dies beeinflusst den Prozess des Laserstrahlschweißens von Aluminium und verschiebt das relevante Parameterfenster in einen z.B. für Stahl unzulässigen Bereich.

Eine genaue experimentelle Messung der Temperaturverteilung ist ziemlich schwer, da extreme Temperaturgradienten (10^8 K/m) auf Längen in Größenordnung von 10^{-4} m zu beobachten sind. Dazu kommt der komplizierte Phasenwechsel fest-flüssig und flüssig-

dampfförmig. Pyrometermessungen sind praktisch auf die Oberfläche des Materials beschränkt und aufgrund des unbekanntem Emissionsfaktors der Oberfläche ist die Bestimmung der Absoluttemperatur mit Unsicherheiten verbunden [Beck 1996]. Ein anderer Versuch, das Temperaturfeld im Inneren des Werkstückes zu bestimmen, ist durch die Anwendung von Thermoelementen möglich. Jedoch müssen die Thermoelemente in einer bestimmten Entfernung von der Schmelzbadzone angebracht werden [Metzbower 1990]. Aber aufgrund der sehr großen Temperaturgradienten ist nur ein Bereich zu beobachten, wo die Temperatur schon relativ niedrig ist. Deshalb sind solche Messungen mit vielen Unsicherheiten verbunden und relativ grob.

In einigen Arbeiten wird zur Berücksichtigung des Einflusses der Konvektion, bei der Modellierung als reines Wärmeleitproblem, eine erhöhte Wärmeleitfähigkeit in der flüssigen Zone eingeführt. Dabei sind bei den verschiedenen Autoren Werte von Verdoppelung der Wärmeleitfähigkeit in der Schmelzphase [Giese 1993] bis zu siebenfach größeren effektiven Wärmeleitfähigkeiten zu finden [Pitscheneder 1996], was die Problematik des Vorgehens zeigt. Zweckmäßiger ist deshalb stets die Berechnung der Geschwindigkeitsfelder im Schmelzbad und damit die korrekte Berücksichtigung des konvektiven Transportes entsprechend der Vorgehensweise in dieser Arbeit.

Bei einem Phasenübergang fest-flüssig oder umgekehrt nimmt ein Körper Energie auf oder gibt sie ab, ohne dabei seine Temperatur wesentlich zu verändern. Dieser Energiebetrag wird als latente Wärme bezeichnet und je nach der Richtung des Prozesses wird Energie abgegeben oder aufgenommen. Bei Phasenübergang bei konstantem Druck (isobar) wird diese Energie durch eine Änderung der Enthalpie H , die gleich der latenten Wärme ist, angegeben.

Für Aluminium beträgt die spezifische Wärmekapazität für die flüssige Phase etwa $c_{p_0} = 1,18 \cdot 10^3 \text{ J}/(\text{kgK})$ und für Eisen $c_{p_0} = 0,8 \cdot 10^3 \text{ J}/(\text{kgK})$. Durch Einführen einer erhöhten effektiven Wärmekapazität c_{eff} im Bereich zwischen Liquidustemperatur \mathcal{G}_{liq} und Solidustemperatur \mathcal{G}_{sol} kann man die Umwandlungsenthalpie des Phasenübergangs berücksichtigen. Eine ausführliche Darstellung dieses Verfahrens, sowie Simulationsrechnungen mit Berücksichtigung von Phasenumwandlungsenthalpien sind im Kapitel 5 zu finden.

Als weitere thermophysikalische Eigenschaften beeinflussen die Dichte ρ und der Temperaturleitkoeffizient $a = \lambda/(\rho c)$ wesentlich den Energietransport. Beide unterscheiden

sich ebenfalls für die betrachteten Materialien. Zusammenfassend sind die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffwerte in Tabelle 3.1 gegenübergestellt.

		Stahl (DP600)	Stahl (H400)	Mg (AZ31B)	Al (rein)
$\lambda_{T_{\text{umg}}} [W m^{-1} K^{-1}]$	Wärmeleitfähigkeit bei Umgebungstemperatur	34	16	78	238
$\lambda_{\text{sol}} [W m^{-1} K^{-1}]$	Wärmeleitfähigkeit an der Schmelzgrenze	40	29	114	210
$\lambda_{\text{liq}} [W m^{-1} K^{-1}]$	Mittlere Wärmeleitfähigkeit für die flüssige Phase	42	30	115	95
$c_{p(T_{\text{umg}})} [J kg^{-1} K^{-1}]$	Spezifische Wärmekapazität bei Umgebungstemperatur	512	451	1010	910
$c_{p(\text{sol})} [J kg^{-1} K^{-1}]$	Spezifische Wärmekapazität an der Schmelzgrenze	911	671	1400	1170
$c_{p(\text{liq})} [J kg^{-1} K^{-1}]$	Mittlere spezifische Wärmekapazität für die flüssige Phase	1000	685	1410	1180
$\rho_{T_{\text{umg}}} [kg m^{-3}]$	Dichte bei Umgebungstemperatur	7596	7913	1770	2700
$\rho_{\text{sol}} [kg m^{-3}]$	Dichte an der Schmelzgrenze	7225	7342	1735	2560
$\rho_{\text{liq}} [kg m^{-3}]$	Mittlere Dichte für die flüssige Phase	7150	7317	1728	2320
$\nu [m^2 s^{-1}]$	kinematische Viskosität	$6,0 \cdot 10^{-7}$	$6,0 \cdot 10^{-7}$	$7,1 \cdot 10^{-7}$	$8 \cdot 10^{-7}$
$T_v [^{\circ}C]$	Verdampfungstemperatur	2700	2700	1107	2467
$\theta_s [-]$	normierte Schmelztemperatur	0,55	0,524	0,56	0,26

Tabelle 3.1: Zusammenfassende Darstellung der verwendeten Werkstoffwerte

Darüberhinaus wurden bei den Simulationen temperaturabhängige Werkstoffwerte für folgende Werkstoffe berücksichtigt:

- Stähle – niedriglegierter Stahl (DP600), hochlegierter Stahl (H400)
- Magnesiumlegierung AZ31B
- Aluminium

Die entsprechenden Abhängigkeiten sind im Kapitel 5 dargestellt.

In Bezug auf die Wärmeverluste des Werkstückes durch Konvektion und Strahlung wird insbesondere der Wärmeverlust durch Strahlung stark durch die Oberflächeneigenschaften des Materials bestimmt.

Folgende Formel gibt die Wärmeabgabe durch Strahlung an:

$$\begin{aligned} Q &= \varepsilon \sigma A_F (T_1^4 - T_2^4) = \varepsilon \sigma A_F (T_1^3 - T_1^2 T_2 + T_1 T_2^2 + T_2^3)(T_1 - T_2) \\ &= A_F \alpha_{str} (T_1 - T_2) \end{aligned} \quad (3.48)$$

ε - Emissionsgrad

$\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2 \text{ K}^4$ - Stefan-Boltzmann-Konstante

A_F - abstrahlende Fläche

ϑ_1 - Temperatur des Körpers

ϑ_2 - Temperatur der Umgebung

Der Emissionsgrad hängt wesentlich vom Material, von der Oberflächenbeschaffenheit des strahlenden Körpers sowie von seiner Temperatur ab und stellt eine dimensionslose Größe dar. Der Emissionsgrad entspricht quantitativ dem Absorptionsgrad. Die abgestrahlte Energie wächst mit der vierten Potenz der Temperatur an und kann durch Einführung eines temperaturabhängigen strahlungsbedingten Wärmeübergangskoeffizienten α_{str} linearisiert werden, was vor allem für die numerische Lösung zweckmäßig ist. Im Rahmen dieser Arbeit wird der Wärmeverlust an der Oberfläche des Werkstückes sowohl durch Konvektion als auch durch Strahlung in erster Näherung vernachlässigt, da der Fokus auf der

Berücksichtigung der Schmelzbadkonvektion und der durchzuführenden Parameterstudie liegt.

3.5.2 Prozessparameter

Die wesentlichen Prozessparameter sind die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit. Bei wachsender Schweißgeschwindigkeit und konstanter Laserleistung nimmt die Kapillartiefe ab. Erhöht man die Schweißgeschwindigkeit bei konstanter Laserleistung weiter, dann kommt es zu einer Unterbrechung der Bildung der Dampfkapillare (und damit auch des Schweißprozesses). Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit, auch bei den verschiedenen Materialien, wird später in dieser Arbeit ausführlicher betrachtet. Bei gleichen anderen Parametern und Schweißbedingungen führt eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit zu extrem hohen Temperaturgradienten im Kapillarnachlauf und zu einer Einschnürung des Schmelzbadbereiches – der konvektive Energietransport ist dominant. Im umgekehrten Fall, bei kleinen Schweißgeschwindigkeiten, erweist sich der konduktive Energietransport als dominant und führt zur Bildung von Isothermen, die einen elipsenförmigen Verlauf aufweisen. Die Schweißgeschwindigkeit wird auch im Modell als direkter Eingabeparameter genutzt.

Die Laserleistung beeinflusst ebenfalls entscheidend den Laserstrahlschweißprozess. Dabei unterscheidet man die abgestrahlte Leistung des Lasers P_L und die vom Material absorbierte Laserleistung $P_{L,abs}$. Die absorbierte Laserleistung $P_{L,abs}$ (u.a. auch Funktion der Spaltweite) steht als technologischer Hauptparameter in enger Beziehung zur charakteristischen Länge l_{ch} des Modells. Für den jeweiligen Anwendungsfall ist im Modell ein Zusammenhang zwischen der absorbierten Leistung und der charakteristischen Länge zu ermitteln. Die Verbindung zwischen beiden Parametern P_L und $P_{L,abs}$ wird durch den Wirkungsgrad η gegeben, der stark von der Technologie abhängt. Dabei sind Werte für η um 50% und kleiner durchaus normal, da nur ein Teil der Laserleistung absorbiert und effektiv benutzt wird. Ein Teil der Laserleistung wird reflektiert und ein weiterer transmittiert. Die reflektierte Laserleistung hängt wesentlich vom Material und dem Schutzgas, das während des Prozesses benutzt wird, ab. Als Beispiel ist die Reflektion bei Aluminium viel stärker als bei Stahl. Das ist auch einer der größten Nachteile beim Schweißen von Aluminium mit Lasern. Deshalb ist man ständig bemüht, durch Anpassung der Technologie eine effektive Lösung des Problems zu erzielen.

Falls zwischen den zu schweißenden Teilen ein Spalt vorhanden ist, nimmt der Wirkungsgrad drastisch ab. Für jedes Material kann man einen materialabhängigen Absorptionskoeffizienten definieren, der ebenso wie der Reflexionskoeffizient durch die Oberflächenbeschaffenheit beeinflusst ist [Beck 1996].

Der Strahl wird mit Linsen und Spiegeln auf das Werkstück fokussiert. Dabei können Laserstrahlen mit Wellenlängen im sichtbaren oder im nahen infraroten Bereich erfolgreich in Glasfasern geführt werden. Erreicht man eine genügend hohe Intensität der fokussierten Laserstrahlung, dann wird ein Teil des vom Material austretenden Dampfes ionisiert. Dieser Metaldampf absorbiert teilweise die vom Laser ausgestrahlte Laserleistung und führt zu einer veränderten Intensitätsverteilung, da die freiwerdenden Elektronen mit dem Strahlungsfeld des Lasers in Wechselwirkung treten. Als Ergebnis kann eine Verbreiterung der aufgeschmolzenen Zone entstehen und dementsprechend eine Reduzierung der erreichbaren Schweißtiefe. Deshalb kommen auch inerte Schutzgase zur Anwendung, die das Absorptionsvermögen des Plasmas reduzieren und das Schweißergebnis verbessern, bzw. überhaupt erst ermöglichen. Beim Oberflächenbehandeln und Laserlegieren von Magnesiumlegierungen wird beispielsweise von einem Wirkungsgrad von 15 % ausgegangen [Steinborn 2000]. Beim Tiefschweißen ist der Wirkungsgrad jedoch höher. Wegen der mehrfachen Reflexionen der Laserstrahlung in der Dampfkapillare wird ein größerer Teil der Energie durch die Kapillarwand aufgenommen [Beyer 1995, Beck 1996].

Der Einfluss der einzelnen Gase auf den Laserstrahlschweißprozess ist bei [Danzer 2006] ausführlich dargestellt. Wie genau der Einfluss der Gasatmosphäre auf das Bearbeitungsergebnis ist, lässt sich nicht immer eindeutig erklären bzw. ableiten und erfordert Experimente. Das beim CO₂-Laser störende Plasma entsteht primär durch Ionisierung der Gasatmosphäre. Deshalb müssen schwer ionisierbare Schutzgase zum Einsatz kommen, die die Plasmabildung möglichst stark unterdrücken. Jedoch spielt hier die Laserleistung eine entscheidende Rolle: bei niedrigen Laserleistungen sind sogar relativ leicht ionisierbare Gase wie Ar und N₂ einsetzbar, um die Plasmabildung zu unterdrücken. In diesem Fall kann He zum Teil erfolgreich durch diese beiden Gase ersetzt werden, ohne eine Verschlechterung des Prozesses zu beobachten. [Danzer 2006] gibt folgende Beispiele für Mischungsverhältnisse He/Ar in Abhängigkeit von der Laserleistungen an: 4 kW- 40/60, 6 kW-50/50, 8 kW-60/40. Stickstoff muss vorsichtig angewendet werden, da dieser sich im Eisen lösen kann und dann zu Porenbildung führen kann. Der Autor äußert auch die Meinung, dass die Plasmaerscheinungen bei relativ geringen Leistungen auftreten können, z.B. 2 kW. Bei hohen

Temperaturen ist der Einsatz von Helium deutlich effektiver als Argon oder Luft bzw. Stickstoff. Es leitet nicht nur ausgezeichnet die Wärme, sondern unterdrückt auch den unkontrollierten Auswurf von Schmelze, den so genannten „Humping“ Effekt.

Bei sehr hohen Laserintensitäten ist die abschirmende Wirkung des Plasmas so groß, dass sich eine Plasmawolke bildet, die die ausgestrahlte elektromagnetische Energie fast völlig absorbiert und somit den weiteren Schweißprozess praktisch unmöglich macht. Da die Wechselwirkung zwischen Plasma und Laserleistung in etwa mit dem Quadrat der Wellenlänge zunimmt, wird bei dem Nd:YAG Festkörperlaser (1,06 μm - nahes Infrarot) das Schweißen durch das laserinduzierte Plasma erst bei höheren Strahlintensitäten beeinträchtigt, als beim CO₂ Laser (10,6 μm - Infrarot) [Beck 1996]. Im Modell findet der Schutzgaseinfluss nur über den Schweißwirkungsgrad Berücksichtigung.

3.5.3 Energiequelle

Die heute hergestellten Laser für industrielle Fertigung sind vorzugsweise mit stabilen Resonatoren ausgestattet. In diesem Fall ist der Zusammenhang zwischen Resonatorconfiguration und Strahleigenschaften deutlich einfacher. Abhängig von dessen optischem Aufbau sind Intensitätsverteilungen mit unterschiedlicher Struktur zu erzielen. Diese Struktur kann analytisch beschrieben werden und wird durch den „transversalen elektromagnetischen mode“ (TEM) angegeben. Auf eine ausführlichere Beschreibung der verschiedenen Moden wird in dieser Arbeit verzichtet. Man kann aber Schlussfolgerungen ziehen, dass je größer die Strahlqualität ist, desto kleiner ist, bei gleicher Fokussieroptik, der erreichbare Fokusradius. Der Laserstrahl breitet sich nicht mit konstantem Durchmesser aus, sondern besitzt einen Divergenzwinkel. Dieser hängt von der Wellenlänge, der Intensitäts- und Phasenverteilung, sowie von dem Durchmesser der Strahltaile ab. Die geringste Divergenz und die beste Fokussierbarkeit besitzen die Strahlen mit Gaußschem Grundmode. Numerische Berechnungen zeigen, dass ein nicht ionisierter Metaldampf, sowie Schutzgase die unmittelbar in die Wechselwirkungszone eingebracht werden, die Fokussierung des Laserstrahls nicht signifikant beeinträchtigen [Beck 1996].

Da der Nd:YAG Laser eine kürzere Wellenlänge besitzt, ist der materialspezifische Absorptionsgrad der Oberfläche größer als bei dem CO₂-Laser. Deshalb ist die notwendige Mindestleistung zum Erreichen des Lasertiefschweißeffektes bei dem Nd:YAG Laser kleiner.

Für das Schweißen von Aluminium muss eine solche Wellenlänge ausgewählt werden, bei der der Absorptionsgrad möglichst hoch ist.

Strahlqualität und Fokussierung finden im vorliegenden Modell keinen direkten Eingang. Sie beeinflussen aber den als Modellparameter vorgegebenen Kapillarradius sowie den in Experimenten zu ermittelnden Schweißwirkungsgrad, der die absorbierte Leistung im Verhältnis zur Laserleistung bestimmt. In dieser Weise finden sie über die vorgegebene absorbierte Leistung Berücksichtigung.

3.5.4 Umgebungsbedingungen

Die Umgebung nimmt Einfluss überwiegend durch die Umgebungstemperatur und die Anfangstemperatur des Werkstückes, die meist mit der Umgebungstemperatur übereinstimmt. Der Wärmeverlust über die Blechober- und -unterseite und der Einfluss der Umgebungstemperatur auf diesen sind gering, meist vernachlässigbar und werden auch im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Simulationen nicht berücksichtigt.

Wie schon erwähnt kann das Werkstück aus technologischen Gründen auch auf eine vorgegebene Temperatur vorgewärmt werden. Bei der Kopplung des Mikro- mit dem Makromodell werden die Temperaturen am Einströmrand aus dem Makromodell übernommen, wodurch Temperaturänderungen z.B. in Folge gekrümmter Nahtführung berücksichtigt werden.

Der Laserstrahl kann zum Teil auch in der Atmosphäre absorbiert werden. Experimentelle Beobachtungen zeigten z.B. einen Einfluss bestimmter Lösungsmitteldämpfe [Smith 1977]. Ein derartiger Effekt kann wiederum nur über den Wirkungsgrad berücksichtigt werden.

3.6 Charakteristische Kennzahlen und Wertebereich für ausgewählte Werkstoffe

Der Vorteil der dimensionslosen Formulierung des Modells besteht u.a. in der deutlich verringerten Anzahl der Einflussgrößen. Die dimensionslose Temperaturverteilung im

dreidimensionalen Fall $\Theta(R, \varphi, Z)$ lässt sich ganz allgemein in Abhängigkeit von elf Modellparametern darstellen:

$$\Theta^{sim}(R, \varphi, Z) = f(\rho^*, c^*, \lambda^*, \Theta_s, Ph, Pr_{fl}, Pe, Gr, Ma, W_{key}, Z_{max}) \quad (3.49)$$

Aus der Temperaturverteilung $\Theta(R, \varphi, Z)$ ist die über die Kapillarberandung in das Werkstück eingetragene Energie bestimmbar. Hierzu wird im Programm als dimensionslose Kenngröße die mittlere Nusselt-Zahl:

$$Nu_m = \frac{1}{2\pi Z_{max}} \int_0^{Z_{max}} \int_0^{2\pi} \left. \frac{\partial \Theta}{\partial R} \right|_{key} \partial \varphi \partial Z \quad (3.50)$$

berechnet, die entsprechend der Temperaturverteilung, Gl. (3.49), von der gleichen Einflussgrößen abhängt. Aus dieser wiederum folgt direkt die absorbierte Laserleistung:

$$P_{L,abs} = \eta_L P_L = 2\pi h \lambda_0 (\mathcal{G}_v - \mathcal{G}_u) Nu_m, \quad (3.51)$$

die der Blechdicke $h = z_{max}$ proportional ist, und die ebenfalls von der Einflussgrößen in Gl. (3.49) abhängt.

Von den Einflussgrößen beschreibt $Z_{max} = z_{max} / l_{ch}$ das Verhältnis von Kapillartiefe zu Kapillarradius. Da im gegebenen Fall der Schweißprozess mit voll ausgebildeter Dampfkapillare (Durchschweißen) verläuft, entspricht z_{max} der Dicke des zu schweißenden Materials. Θ_s stellt die dimensionslose Schmelztemperatur dar. Ph ist die Phasenübergangszahl:

$$Ph = \Delta h_s / (c_{p,0} (\mathcal{G}_v - \mathcal{G}_u)) \quad (3.52)$$

in der Formel zur Berechnung der normierten effektiven Wärmekapazität:

$$c_{eff}^* = c^* + \frac{\Delta h_s}{c_{p,0}(\vartheta_v - \vartheta_u)(\theta_{liq} - \theta_{sol})} = c^* + \frac{Ph}{\theta_{liq} - \theta_{sol}} \quad (3.53)$$

$$\theta_{sol} < \theta < \theta_{liq} \quad (3.54)$$

Eine ausführliche Betrachtung der effektiven Wärmekapazität c_{eff}^* wird im Kapitel 5 vorgenommen. Nach Bezug auf einen konkreten Stoff sind dann Θ_s, Ph, Pr und die Materialeigenschaftsfunktionen ρ^*, c^*, λ^* als gegeben zu betrachten. Dann verbleiben 5 Einflussgrößen. Für vereinfachte Berechnungen, bei denen der Einfluss der freien Konvektion ($Gr = 0$) sowie der Marangoni-Konvektion ($Ma = 0$) und der Keyhole-Geschwindigkeit ($W_{key} = 0$) vernachlässigt werden kann, ist die Temperaturverteilung unter den getroffenen Modellannahmen zweidimensional und es ergibt sich eine ausschließliche Abhängigkeit von der Péclet-Zahl $\Theta = f(Pe)$. Die Blechdicke z_{max} hat dann nur Einfluss auf die absorbierte Laserleistung $P_{L,abs}$, Gl. (3.51). In diesem Fall sind Schmelzbadlänge und -breite sowie die Aufschmelzfläche nur von der Péclet-Zahl abhängig, die sich hier als Kriterium für die Temperaturverteilung erweist:

$$Pe = \frac{\text{Transport durch Konvektion}}{\text{Transport durch Wärmeleitung}} = \frac{w_{ch} l_{ch}}{a_0} = \frac{w_{ch} l_{ch} \rho_0 c_{p,0}}{\lambda_0} \quad (3.55)$$

Die Péclet-Zahl stellt somit das Verhältnis von konvektiven zu konduktiven Energietransport dar. In der Formel sind:

a_0 - Temperaturleitkoeffizient der flüssigen Phase

w_{ch} - Schweißgeschwindigkeit (Vorschubgeschwindigkeit)

l_{ch} - Radius der Dampfkapillare

Die Änderung der Péclet-Zahl mit der Schweißgeschwindigkeit w_{ch} ist somit bei gegebenem Radius l_{ch} der Dampfkapillare von den Materialeigenschaften abhängig, wie die beiden Diagramme im Bild 3.3 zeigen. Der Relevanzbereich bei Magnesium ist dem angegebenen Ergebnis bei Aluminium sehr ähnlich.

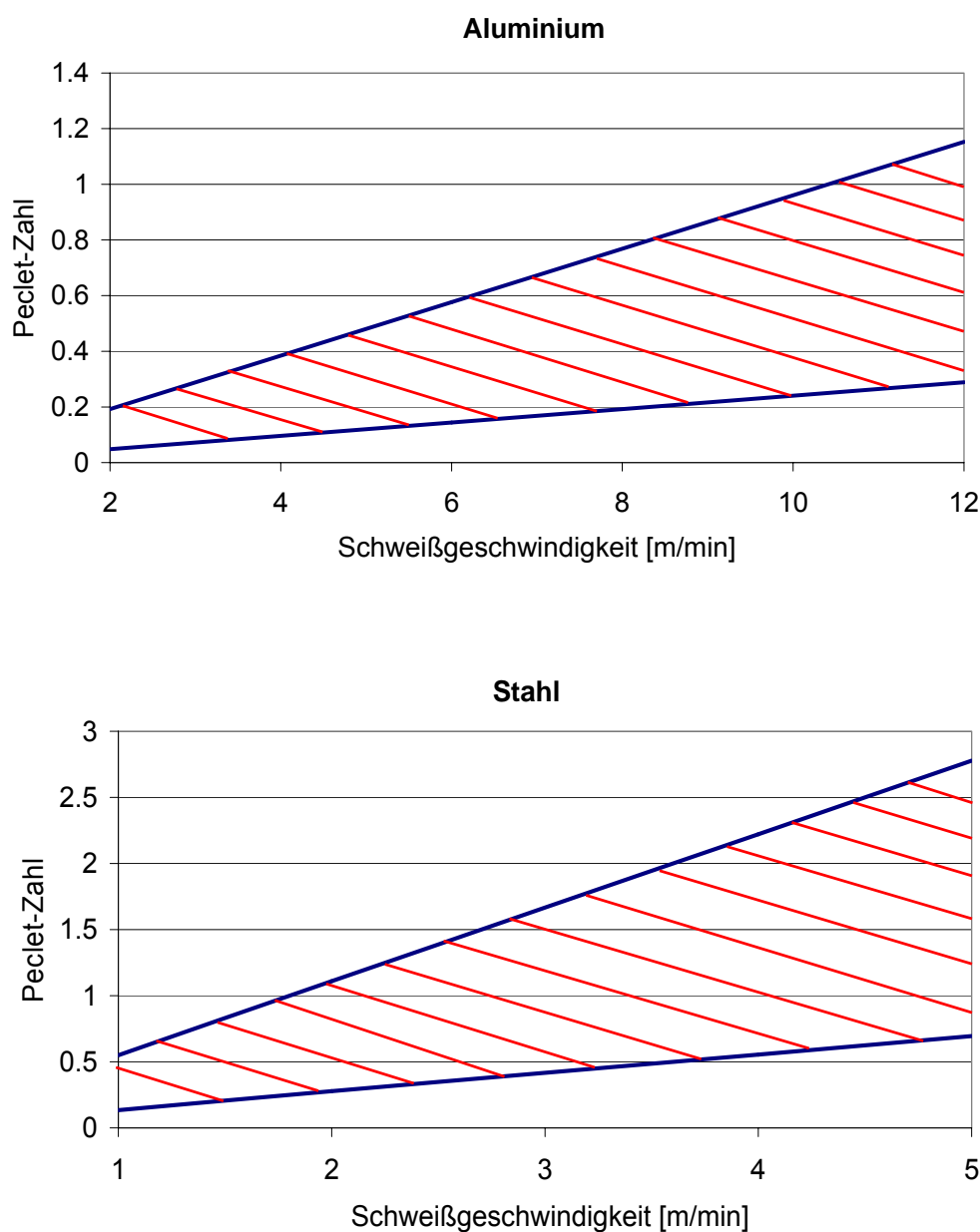


Bild 3.3: Bereich relevanter Péclet-Zahlen für Aluminium (oben) und für Stahl (unten) in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit im Bereich $0,05\text{mm} \leq l_{ch} \leq 0,2\text{mm}$

Wie aus den beiden Grafiken zu erkennen ist, ist bei Aluminium der Bereich der relevanten Pe -Zahlen deutlich kleiner als bei Stahl. Das hat zur Konsequenz, dass bei Aluminium der konduktive Anteil am Energietransport deutlich höher ist als der durch Konvektion – Aluminium besitzt sehr gute Wärmeleiteigenschaften. Bei Aluminium und seinen Legierungen sind deutlich höhere Schweißgeschwindigkeiten möglich. Sehr ähnlich verhält es sich mit Magnesium und seinen Legierungen.

Der Strahlradius kann noch größere Werte als im Bild 3.3 angenommen erreichen. Auch aus den Experimenten folgen Werte für den Radius der Dampfkapillare bis 0,3mm als Modellparameter – sowohl beim Schweißen von Stahl, als auch beim Schweißen von Magnesium- und Aluminiumlegierungen. In diesem Fall würde man deutlich höhere Werte für die Pe -Zahl bekommen. Experimentelle Ergebnisse und die Erfahrung zeigen, dass ein materialabhängiger Grenzwert der Péclet-Zahl existiert. Eine Überschreitung dieses Wertes führt zu Schmelzbadinstabilitäten und zur Verschlechterung der Schweißnahtqualität.

Kann man den dreidimensionalen Charakter der Schmelzbadströmung vernachlässigen, dann sind beim Vergleich unterschiedlicher Materialien und Annahme konstanter Werkstoffwerte in der festen Phase neben der Péclet Zahl die Reynolds Zahl Re , bzw. die Pr -Zahl und aufgrund der Kopplung von Temperatur- und Geschwindigkeitsfeld über die Lage der Schmelzisotheime die Schmelztemperatur Θ_s als zusätzlicher Modellparameter sowie die Phasenzahl zu berücksichtigen. So ergibt sich, dass das dimensionslose Temperaturfeld eine Funktion von Péclet-Zahl, Reynolds-Zahl, Phasen-Zahl und Θ_s ist:

$$\Theta = f(Pe, Re, Ph, \Theta_s) \quad (3.56)$$

Bei Betrachtung temperaturabhängiger Werkstoffwerte sind zusätzlich noch die dimensionslosen Stoffwertfunktionen ρ^* , c^* und λ^* zu berücksichtigen. Die Reynolds-Zahl ist als Verhältnis von Trägheitskräften zu Zähigkeitskräften definiert und über die Prandtl-Zahl Pr mit Pe verknüpft:

$$Re = \frac{w_{ch} l_{ch}}{\nu} = \frac{a_0}{\nu} \frac{w_{ch} l_{ch}}{a_0} = \frac{Pe}{Pr}, \quad (3.57)$$

wobei die Prandl-Zahl als reine Stoffwertgröße das Verhältnis von Impuls- zu Energietransport beschreibt:

$$Pr = \frac{\nu}{a_0} \quad (3.58)$$

und von den technologischen Parametern unabhängig ist. Für Stahl hat diese Zahl einen Wert um 0,1. Für Aluminium und Magnesiumlegierungen ist der Wert durchschnittlich 5 mal kleiner und liegt im Bereich 0,01 – 0,03. Mit diesen Werten ist die Reynolds-Zahl für Stahl fast immer kleiner als 50. Bei den Aluminium- und Magnesiumlegierungen ist der Wert der Reynolds-Zahl oft im Bereich 50-100. Da meist keine eindeutigen Daten für die Zähigkeit im Schmelzbad, die auch stark von der Temperatur abhängig ist, vorhanden sind, kann man die Prandl-Zahl als Modellparameter betrachten.

Bei einer dreidimensionalen Betrachtung, die praktisch erforderlich ist, da die zweidimensionale Betrachtung oft unzureichende Ergebnisse liefert, sind als weitere Einflussgrößen die Grashof Zahl Gr , die Marangoni Zahl Ma und die normierte vertikale Geschwindigkeitskomponente an der Kapillarberandung W_{key} zu berücksichtigen.

Die Grashof-Zahl:

$$Gr = \frac{g\beta l_{ch}^3 (\varrho_v - \varrho_{sol})}{\nu^2} \quad (3.59)$$

stellt das Verhältnis zwischen Auftriebskräften und Zähigkeitskräften dar. Darin sind g und β entsprechend die Erdbeschleunigung und der thermische Ausdehnungskoeffizient. Mit Ausnahme des Radius der Dampfkapillare l_{ch} sind alle anderen Parameter vom Werkstoff abhängig. Der Bereich relevanter Gr -Zahlen für Aluminium und Stahl ist im Bild 3.4 dargestellt

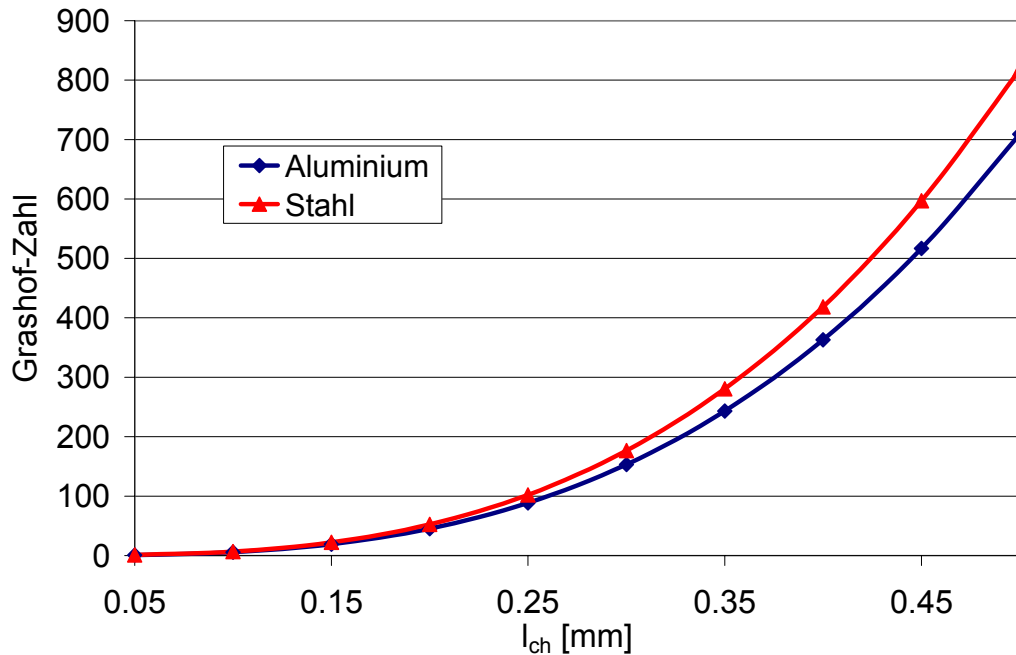


Bild 3.4: Bereich relevanter Grashof-Zahlen für Aluminium und Stahl in Abhängigkeit vom Kapillarradius.

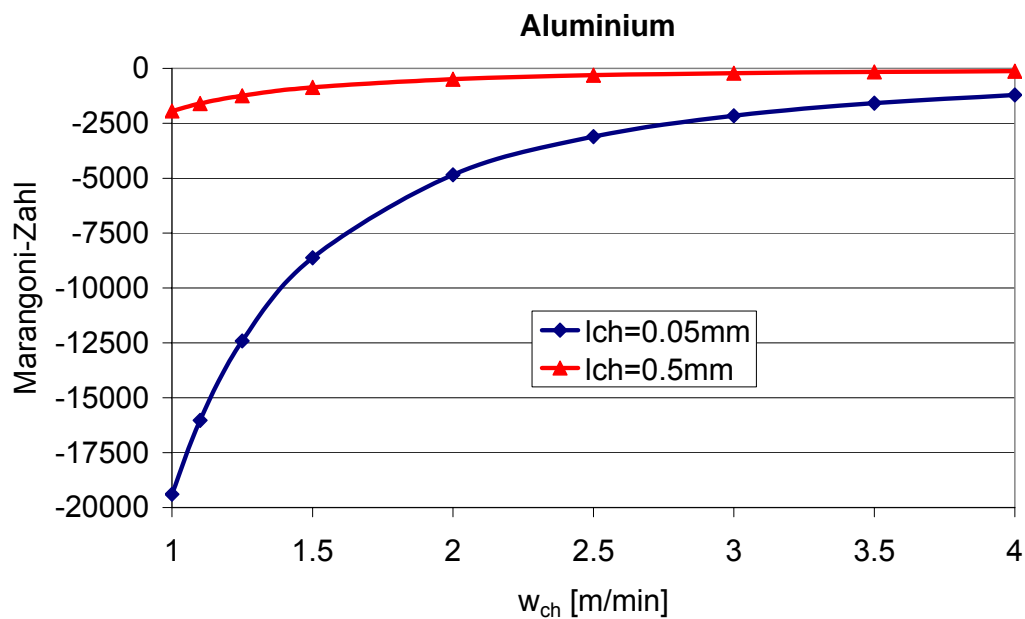
Die Marangoni-Zahl berücksichtigt die Wirkung der Oberflächenspannung an den freien Schmelzbadoberflächen. Eine genaue Vorhersage dieses Parameters ist jedoch wiederum schwierig, da die Marangoni-Zahl sowohl von den Legierungselementen, als auch von Verunreinigungen stark abhängig ist:

$$Ma = \frac{\text{Oberflächenspannungskräfte}}{\text{Trägheitskräfte}} = \frac{\partial\gamma/\partial\vartheta(\vartheta_v - \vartheta_u)}{\rho_0 w_{ch}^2 l_{ch}} \quad (3.60)$$

$\partial\gamma/\partial\vartheta$ ist der Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung. Wegen des maßgeblichen Einflusses der Oberflächenspannung auf die Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilung im Schmelzbad gelingt eine präzise Vorhersage der Nahtform nur über begleitende experimentelle Untersuchungen (z.B. Schliffbilder). Die Problematik ist dadurch bedingt, dass der Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung ebenfalls von der Legierungszusammensetzung, von den Schutzgasbedingungen und insbesondere von der Konzentration oberflächenaktiver Elemente wie Schwefel und Sauerstoff abhängig ist -

$\sigma(\vartheta, \tilde{x}_i)$. Hinsichtlich der Wirkung der Oberflächenspannung können unterschiedliche Bedingungen an der Werkstückober- und -unterseite vorliegen (z. B. durch Schutzgaseinsatz). Während die typische Aufweitung der Naht an der Werkstückoberseite neben der Marangoni-Konvektion auch durch die Keyhole-Geschwindigkeit W_{key} (der schmelzflüssigen Phase) und die Auftriebskräfte verursacht wird, kann eine Aufweitung der Naht an der Unterseite nur durch Marangoni-Konvektion bedingt sein.

Für Eisen ist der Koeffizient $\partial\gamma/\partial\vartheta = -4,3 \cdot 10^{-4} \text{ Nm}^{-1}\text{K}^{-1}$ [Iida 1993]. Für Aluminium kann man $\partial\gamma/\partial\vartheta = -2,5 \cdot 10^{-4} \text{ Nm}^{-1}\text{K}^{-1}$ und für Magnesium $-3,2 \cdot 10^{-4} \text{ Nm}^{-1}\text{K}^{-1}$ annehmen. Diese Annahme ist notwendig, da die beobachteten Werte bei Aluminium im Bereich $-1,4 \cdot 10^{-4}$ bis $-3,5 \cdot 10^{-4}$ und bei Magnesium von $-3,0 \cdot 10^{-4}$ bis $-3,5 \cdot 10^{-4}$ variieren. Die mit diesen Werten berechneten Bereiche der Ma-Zahl sind im Bild 3.5 dargestellt.



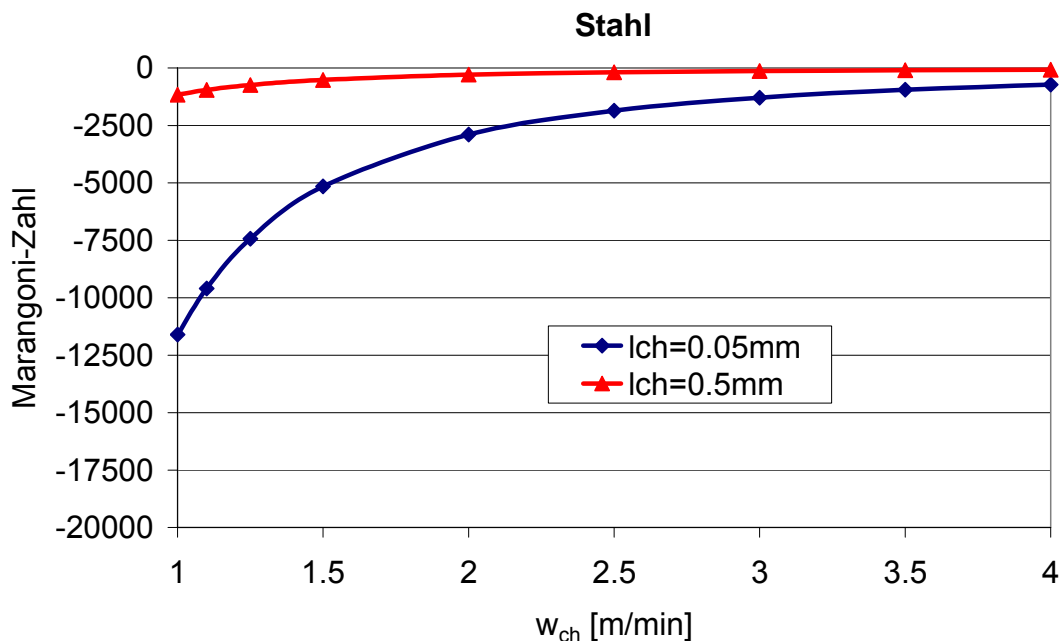


Bild 3.5: Bereich relevanter Marangoni-Zahlen für Aluminium und für Stahl in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit

3.7 Zusammenhang der Modellparameter mit den technologischen Parametern

Zu den technologischen Hauptparametern zählen Laserleistung, -typ und Strahlqualität, das Schutzgas, die Blechdicke h sowie die Schweißgeschwindigkeit w_{ch} und die Anfangs- bzw. Vorwärmtemperatur.

Die laserbezogenen Parameter und die Schutzgasbedingungen finden hauptsächlich im Wirkungsgrad und der Leistung des Lasers bzw. in der absorbierten Laserleistung Berücksichtigung. Im dreidimensionalen Modellfall ist auch ein Zusammenhang mit der durch den ausströmenden Metaldampf induzierten Geschwindigkeit w_{key} gegeben. Für die jeweiligen Technologien sind entsprechende Experimente notwendig.

Die Materialdicke betreffend, werden mit Lasern am häufigsten Blechdicken zwischen 1 und 5 mm geschweißt. Die Materialdicke ist ein wichtiger Parameter und spielt eine entscheidende

Rolle während des Schweißprozesses. Bei größeren Materialdicken ist der erforderliche Energieeintrag zum Erzielen des Tiefschweißeffektes bei gleicher Schweißgeschwindigkeit höher.

Die Schweißgeschwindigkeit selbst ist einer der wichtigsten technologischen Parameter während des Schweißprozesses. Sie geht direkt als Parameter in das Modell ein. Bei gleicher Laserleistung aber unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeit ist die eingebrachte Energie im Material pro Länge, die so genannte Streckenenergie, unterschiedlich. Das führt zu einer unterschiedlichen Temperaturverteilung im Werkstück. Für einen bestimmten Werkstoff und für einen konstant vorgegebenen Radius der Dampfkapillare kann der Effekt der Änderung der Schweißgeschwindigkeit auf die Temperaturverteilung im Werkstück gut durch die unterschiedlichen Péclet-Zahlen untersucht werden. Bei kleineren Schweißgeschwindigkeiten und damit kleinen Pe-Zahlen zeigen die Isothermen, bedingt durch den überwiegenden konduktiven Wärmetransport, einen ausgeprägten ellipsenförmigen Verlauf. Bei größeren Schweißgeschwindigkeiten ist eine Einschnürung des Schmelzbadbereiches zu beobachten. Den unterschiedlichen Verlauf zeigen die Bilder 3.6 und 3.7.

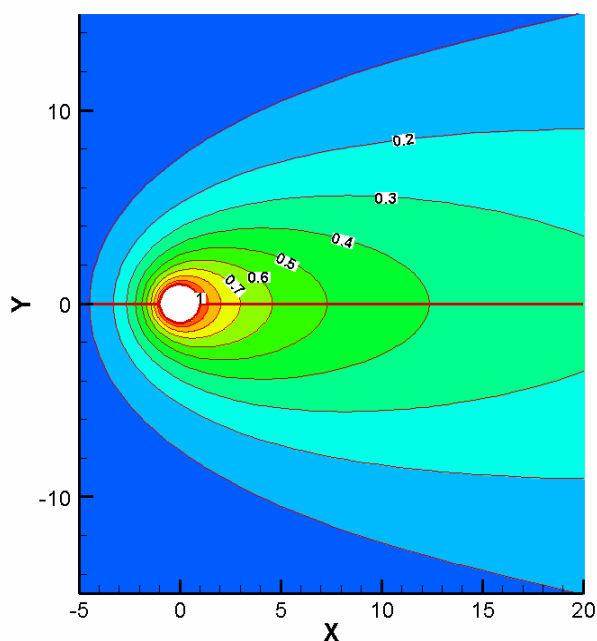


Bild 3.6: Isothermenverlauf beim Schweißen von niedriglegiertem Stahl mit niedriger Geschwindigkeit $w_{ch}=0,9$ m/min ($Pe=0,5$; $Pr=0,1$; $l_{ch}=0,2$ mm)

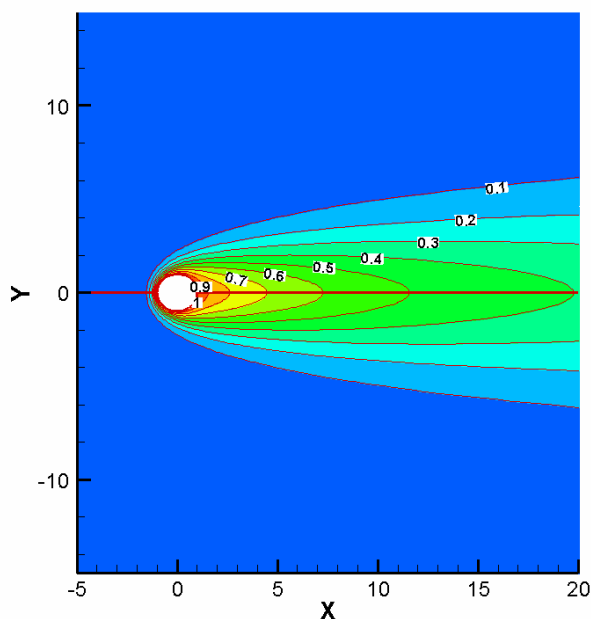


Bild 3.7: Isothermenverlauf beim Schweißen von niedriglegiertem Stahl mit hoher Geschwindigkeit $w_{ch}=7,2$ m/min ($Pe=4,0$; $Pr=0,1$; $l_{ch}=0,2$ mm)

Für Stähle liegen die am häufigsten vorkommenden Schweißgeschwindigkeiten im Bereich 1 bis 4 m/min, während für Aluminium, Magnesium und deren Legierungen die relevanten Schweißgeschwindigkeiten höher sind und 12 m/min erreichen können. Diese Werte sind durch die unterschiedlichen Materialeigenschaften bedingt.

Die Materialeigenschaften selbst gehen über die dimensionslosen Werkstoffwertfunktionen ρ^* , c^* , λ^* und die entsprechenden Kennzahlen sowie die dimensionslose Schmelztemperatur Θ_s direkt in die Berechnung ein. Wegen der nur sehr ungenau bekannten Viskosität der schmelzflüssigen Phase kann die Pr-Zahl in physikalisch sinnvollen Grenzen als weiterer Anpassparameter genutzt werden.

Von den weiteren Modellparametern spielt der Radius der Dampfkapillare l_{ch} die wichtigste Rolle. Dabei handelt es sich um den mittleren Radius. Wie schon erwähnt wurde, ist in der Realität die Dampfkapillare kein exakter Zylinder mit konstantem Durchmesser und neigt während des Schweißprozesses zum Fluktuieren. In diesem Sinne wird der Begriff „mittlerer Radius“ eingeführt, wobei als weitere Bezeichnung nur „Radius der Dampfkapillare“ verwendet wird. In den meisten Modellvorstellungen wird der Radius der Dampfkapillare gleich dem Radius des Laserstrahls angenommen. Bei der Modellierung in dieser Arbeit wird

der Radius der Dampfkapillare als Hauptanpassungsparameter benutzt. Er spielt bei der Anpassung der durch das Modell erhaltenen Ergebnisse bezüglich der experimentellen Ergebnisse eine entscheidende Rolle. Die Art der Implementierung dieses Parameters in dem Modell, sowie die Tatsache, dass dieser Modellparameter auch als Bezugsparameter für die Überführung des Differentialgleichungssystems in die dimensionslose Form eine entscheidende Rolle spielt, wurde bereits erläutert.

Betrachtet man zunächst vereinfacht den zweidimensionalen Fall, ($Gr=Ma=W_{key}=0$), so ist für einen gegebenen Werkstoff (gegebene Werte für Pr , Θ_s , Ph , ρ^* , c^* , λ^*) die dimensionslose Temperaturverteilung:

$$\Theta = f(r, \varphi, Pe) \quad (3.61)$$

nur eine Funktion der Pe-Zahl, in die unmittelbar die Schweißgeschwindigkeit eingeht. Die Laserleistung P_L selbst ist kein Eingangsparameter für das Modell. Vielmehr folgt die im Werkstück absorbierte Laserleistung $P_{L,abs}$, bedingt durch die gewählte Vorgehensweise und den Bezug auf den mittleren Kapillarradius ($l_{ch} = r_{key}$) als wesentlichen Modellparameter, als Ergebnis der Berechnung:

$$P_{L,abs} = \eta_L P_L = z_{\max} \lambda_0 (\mathcal{G}_v - \mathcal{G}_u) \int_0^{2\pi} \left. \frac{\partial \Theta}{\partial R} \right|_{key} \partial \varphi \quad (3.62)$$

Damit ergibt sich im Ergebnis der Simulation ebenfalls ein eindeutiges Zusammenhang der absorbierten Laserleistung, bzw. der mittleren Nusselt-Zahl Nu_m , von der Pe-Zahl:

$$P_{L,abs}, Nu_m = f(Pe) \quad (3.63)$$

Ist der Schweißwirkungsgrad des Verfahrens bekannt und damit der Wert der absorbierten Laserleistung $P_{L,abs}$, so ist aus dem Zusammenhang $P_{L,abs}(Pe)$ die zugehörige Pe-Zahl:

$$Pe = \frac{w_{ch} l_{ch}}{a_0} \quad (3.64)$$

und aus dieser wiederum bei bekannter Schweißgeschwindigkeit w_{ch} der Kapillarradius $r_{key} = l_{ch}$ bestimmbar. Mit bekanntem Kapillarradius sind dann z.B. für Stähle aus dem Temperaturfeld die für Gefügeumwandlung charakteristischen Abkühlzeiten $t_{8/5}$, vergleiche Kapitel 5.2, berechenbar.

Da in den meisten Fällen jedoch der Schweißwirkungsgrad nicht bekannt ist, insbesondere auch während des Schweißprozesses nicht konstant bleibt, wurde in [Michailov 2006] für verschiedene Laser und Blechdicken der Einfluss der Spaltbreite bestimmt. Mit zunehmender Spaltbreite nimmt der Schweißwirkungsgrad ab [Kotowski 2001], wie im Bild 3.8 dargestellt ist:

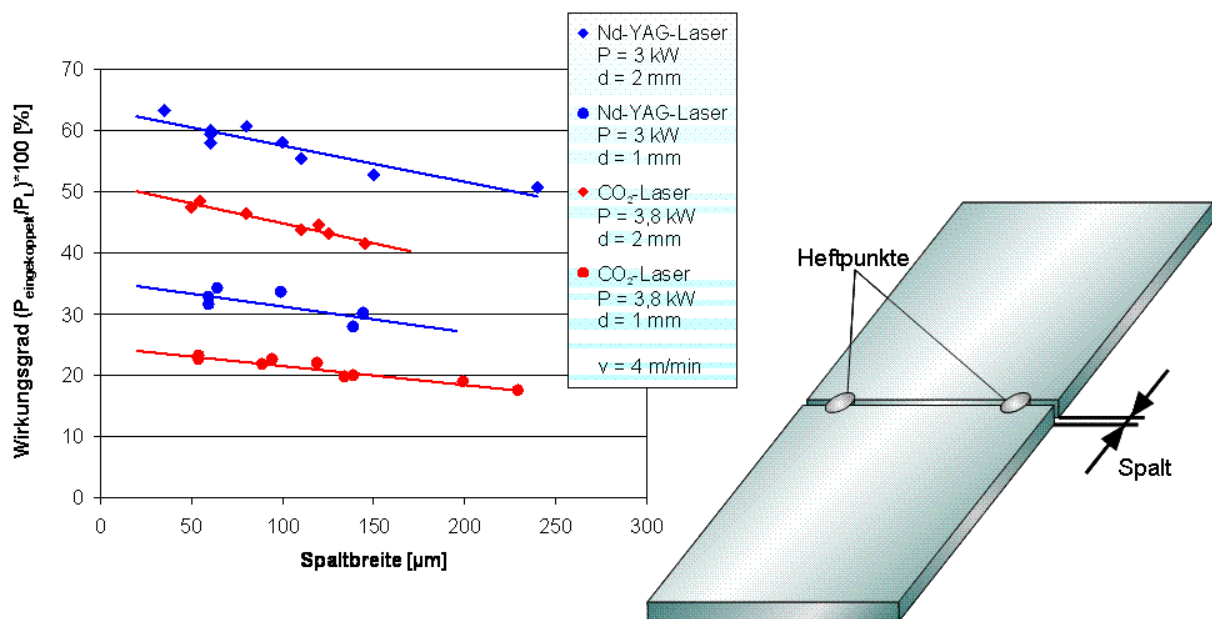


Bild 3.8: Einfluss der Spaltbreite auf den Wirkungsgrad [Kotowski 2001]

Die Spaltbreite ändert sich in Abhängigkeit des Temperaturfeldes im Werkstück und den damit verbundenen Spannungen. Dies erfordert eine Rückkopplung vom Makromodell zu dem für den Schmelzbadbereich entwickelten Mikromodell. Die Änderung der Spaltbreite ist automatisch mit einer Änderung der absorbierten Laserleistung verbunden. Dieser Prozeß wurde bei der Rückkopplung des Mikromodells mit SYSWELD bei [Doynov 2006]

berücksichtigt. Bild 3.9, welches die Abhängigkeit des Parameters l_{ch} von der Spaltbreite zeigt, ist durch eine Reihe von Simulationen mit dem Mikromodell und ständigen Vergleich mit den Daten aus Bild 3.8 entstanden. Die Vorgehensweise für die gekoppelte thermomechanische Berechnung ist wie folgt: Das sich aus der ersten Prozesssimulation ergebende Temperaturfeld wird auf das globale Modell des Bauteils übertragen. Die nachfolgende Berechnung des Temperaturfelds im globalen Modell und die anschließende mechanische Berechnung ergeben die momentanen Verschiebungen für das Bauteil. Die so berechneten Querverschiebungen im Bereich des Schmelzbades bilden die Grundlage für die erneute Bestimmung des Parameters l_{ch} und in dessen Abhängigkeit der Schmelzbadgeometrie für den nächsten Lastschritt. Das aktualisierte Temperaturfeld vom Prozessmodell wird wiederum auf das globale Modell übertragen. Diese Vorgehensweise wird für alle Lastschritte wiederholt. Die Ergebnisse sind auch bei [Doynov 2007] zu finden.

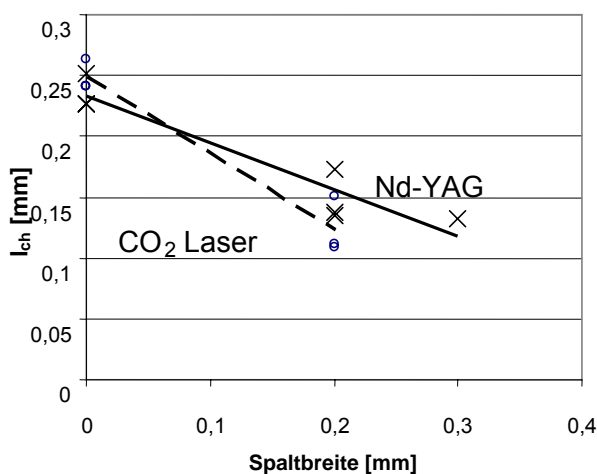


Bild 3.9: Berechnete Abhängigkeit des Parameter l_{ch} von der Spaltbreite aus Bild 3.8 [Doynov 2006]

Ist der Schweißwirkungsgrad nicht bekannt, sind entsprechende Experimente zur Ermittlung der Modellparameter durchzuführen. Hierfür sind die Bestimmung von Oberflächentemperaturverteilungen, z.B. mittels Thermographie, die Messung charakteristischer Temperaturverläufe mit Thermoelementen sowie von Nahtbreiten, Schmelzbadlängen (aus Endkratern in Schweißversuchen) und Nahtformen aus Schlifffbildern geeignet. Als besonders zweckmäßig erwies sich die Verwendung des dimensionslosen

Verhältnisses von Schmelzbadlänge zu –breite. Im zunächst betrachteten 2D-Fall liefert die Korrelation der gemessenen Größen mit der Pe-Zahl den gesuchten Kapillarradius l_{ch} , womit dann wiederum die mittlere Nusselt-Zahl und unter Berücksichtigung der Blechdicke die absorbierte Laserleistung sowie der Schweißwirkungsgrad berechenbar sind.

Während die zweidimensionalen Simulationen insbesondere für qualitative Untersuchungen und die Bestimmung systematischer Abhängigkeiten geeignet sind, erfordert die Schweißsimulation realer Fälle dreidimensionale Berechnungen.

Das 3D-Verhalten der Strömungs- und Geschwindigkeitsfelder wird durch die Wirkung der Gr- und der Ma-Zahl sowie durch die dimensionslose Geschwindigkeit des aus der Kapillare ausströmenden Metaldampfes W_{key} bestimmt.

Im Ergebnis der Variantenrechnungen zur Parametersignifikanz ergab sich unter den gegebenen Bedingungen nur ein sehr geringer Einfluss der Gr-Zahl, so dass zur Beschreibung der 3D-Prozesse die Marangoni-Zahl und die dimensionslose Keyhole-Geschwindigkeit W_{key} als Hauptparameter zusätzlich zur Pe-Zahl zu betrachten sind.

Hinsichtlich der Wirkung der Oberflächenspannung können unterschiedliche Bedingungen an der Werkstückober- und -unterseite vorliegen (z. B. durch Schutzgaseinsatz). Während die typische Aufweitung der Naht an der Werkstückoberseite neben der Marangoni-Konvektion auch durch die Keyhole-Geschwindigkeit (der schmelzflüssigen Phase) und die Auftriebskräfte verursacht wird, ist eine Aufweitung der Naht an der Unterseite im Modell nur durch Marangoni-Konvektion bedingt.

W_{key} stellt die normierte vertikale Geschwindigkeitskomponente der schmelzflüssigen Phase an der Kapillarberandung dar und berücksichtigt den Effekt der Metaldampfströmung aus der Dampfkapillare. Die dimensionslose Geschwindigkeit lässt sich unabhängig von der Péclet-Zahl variieren. Als Ergebnis beobachtet man eine Aufweitung des Schmelzbades in Richtung des Ausströmquerschnittes, die aus der Umlenkung der Strömung an der Schmelzbadoberfläche resultiert [Mahrle 2000]. Konkrete Simulationsergebnisse mit der normierten vertikalen Geschwindigkeitskomponente folgen in den nächsten Kapiteln.

4. Anwendung als Mikromodell und numerisches Lösungsverfahren

4.1 Implementierung des Mikromodells

Die rasche Entwicklung der Informations- und Robotertechnik in den letzten Jahrzehnten bewirkte, dass der Laser eine breite Anwendung bei der Bearbeitung von komplexen dreidimensionalen Bauteilen gefunden hat und die numerische Simulation zunehmend als Werkzeug für die Technologieentwicklung eingesetzt wird. Hierfür stehen leistungsfähige kommerzielle Softwarepakete zur Verfügung, die neben dem Temperaturfeld insbesondere auch Eigenspannungen und Verzug berechnen. Dabei ist es notwendig das Werkstück als ganzes mit einem hinreichend feinen Gitter zu vernetzen, wobei die Knotenzahl, insbesondere in Verbindung mit den notwendigen Rechenzeiten begrenzt ist. Dies bedingt insbesondere bei großen Bauteilen eine in Bezug auf das Schmelzbad relativ grobe Vernetzung, mit der keine hinreichend genaue Beschreibung des Energieeintrages sowie des Temperaturfeldes, der lokalen Abkühlgeschwindigkeiten und der Gefügeumwandlungen im Nahtbereich gelingt. Eine feinere Vernetzung des gesamten Nahtbereiches oder dynamische Vernetzungen des Werkstückes in Bezug auf die Temperaturfeldberechnungen bedingen sehr speicherplatz- und rechenzeitintensive Algorithmen. Als Alternative wurde im Rahmen des AiF Projektes [Michailov 2006] ein Mikromodell entwickelt, welches mit der Schweißquelle mitbewegt wird und das Wärmequellenmodell ersetzt. Das konventionelle Wärmequellenmodell realisiert eine konzentrierte oder verteilte Energieeinbringung und kann nicht die komplexen Vorgänge im Schmelzbad beschreiben.

Das Mikromodell wurde als spezielle Anwendung des im Kapitel 3 beschriebenen Vorgehens entwickelt. Es ist auf gekrümmte Schweißnähte anwendbar, so dass die Symmetrie im Nahtbereich nicht grundsätzlich vorausgesetzt werden muss. Der große Vorteil dabei ist, dass das Mikromodell als Grundlage zur Berechnung von einem, das gesamte Werkstück beschreibenden, Makromodell dienen kann. Hierfür kann das Mikromodell in ein kommerzielles Programmsystem eingebaut werden. Dann ist das im Mikromodell berechnete Temperaturfeld eine Voraussetzung zur Bestimmung sowohl von Spannungen und Verzug während des Schweißens, als auch für eine erfolgreiche Simulation des Schweißens komplexerer Geometrien (nicht gerade Nähte, Kreise usw.), was in der Praxis sehr oft der Fall ist. Bild 4.1 zeigt in einer Präsentation die Kopplung von Mikro- und Makromodell am

Beispiel einer Rundnaht. Im Ergebnis gelingt eine effiziente Berechnung sowohl auf der Mikro- als auch der Makroebene. Das Temperaturfeld im Nahtbereich kann sehr genau beschrieben werden und durch die präzisere Beschreibung des Energieeintrages werden auch die Berechnungen von Spannung und Verzug deutlich verbessert. Berücksichtigt werden kann auch ein sich während des Schweißprozesses ändernder Energieeintrag, z.B. in Abhängigkeit der Spaltbreite im Nahtbereich.

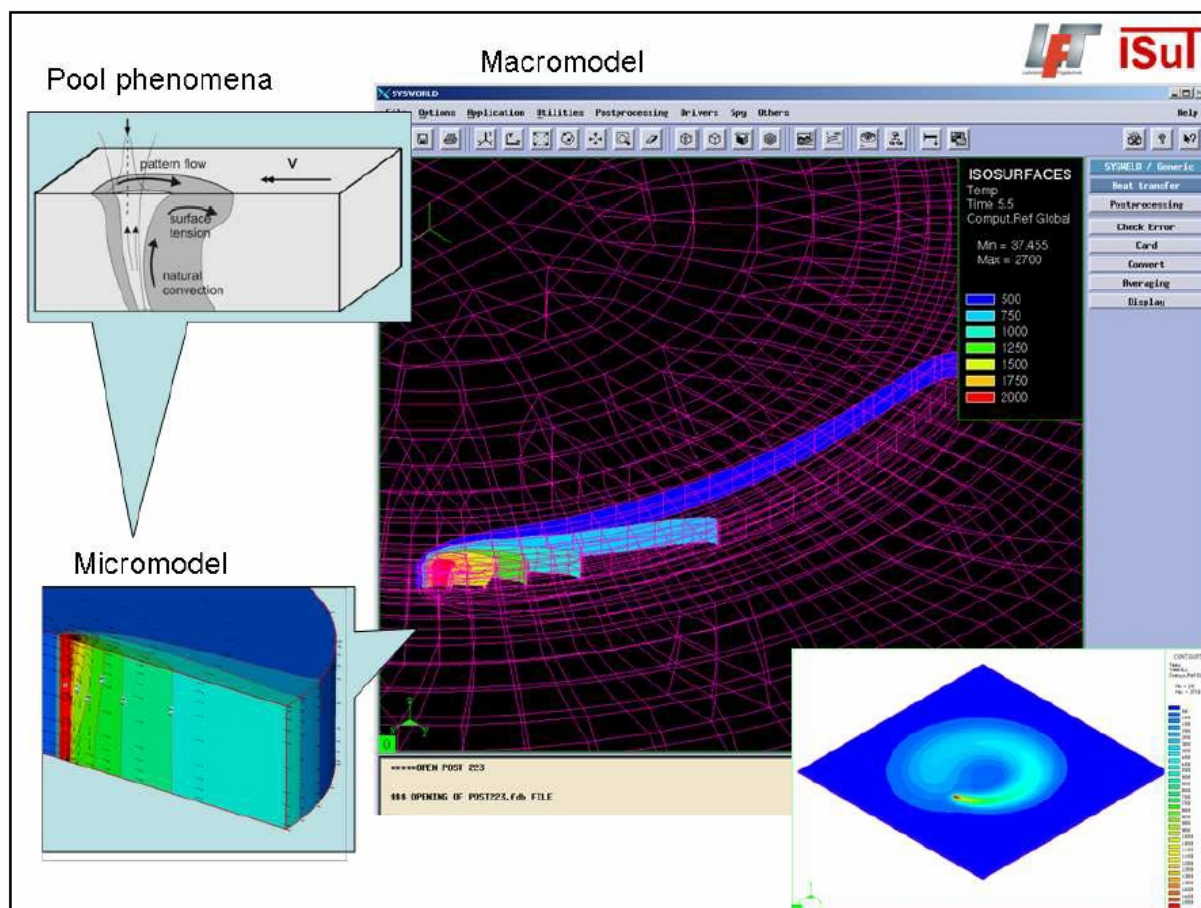


Bild 4.1: Ergebnisse der Kopplung von Mikro- und Makromodell [„The welding simulation Solution“, Summary of the Welding Offer ESI Group, ESI Group, February 2006; Online Quelle: <http://www.esi-group.com/products/welding/weld-quality/success-stories>]

Eine gute Nahtvorbereitung ist beim Laserstrahlschweißen von entscheidender Bedeutung. Trotzdem können beim Schweißen zusätzlich Deformationen und Spaltöffnungen entstehen, Bild 4.2. Dieser Effekt beeinflusst dann den Wirkungsgrad, wobei die Spaltöffnung zu einem schnellen Abfall des Wirkungsgrades führt, da die absorbierte Energie des Lasers sinkt. Das kann auch zur Folge haben, dass der Lasertiefschweißeffekt unterbrochen wird. Für die Bestimmung des Wirkungsgrades in Abhängigkeit der Spaltweite sind entsprechende

Experimente notwendig, die über den charakteristischen Kapillarradius Eingang in das Mikromodell finden

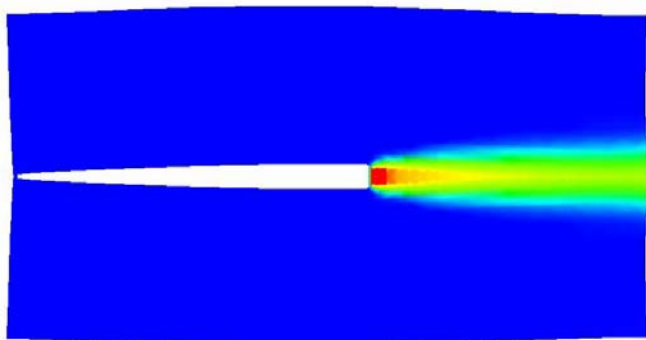


Bild 4.2: Spaltöffnung während des Schweißens mit Laser - Vortrag DVS [Doynov 2006]

Das entwickelte Mikromodell beschreibt schwerpunktmäßig die Energieeinkopplung, sowie den konvektiven Transport im Schmelzbad und den Phasenübergang. Das Gleichungssystem des Modells bestehend aus der Fourier-Kirchhoff Gleichung, den Navier-Stokes Gleichungen und der Kontinuitätsgleichung entsprechend der Darstellung im Kapitel 3 wird numerisch mit Hilfe eines Differenzenverfahrens gelöst [Mahrle 2000]. Da der größte Teil des Lösungsverfahrens übernommen wurde, werden in diesem Kapitel die Verbesserungen und die Weiterentwicklungen des Berechnungsverfahrens beschrieben. Das Gleichungssystem wird iterativ gelöst und die Näherungslösungen für die gesuchten Größen der Temperatur, Druck und Geschwindigkeit werden an den Stützstellen (Knoten) berechnet. Die Genauigkeit der dargestellten Lösung, sowie die dafür nötige Rechenzeit hängen stark von der Anzahl der Stützstellen und von ihrer Verteilung (praktisch Dichte und Staffelung des Berechnungsnetzes) ab.

4.2 Vernetzung des Grundgebietes

Die Vernetzung entspricht einer Diskretisierung des Lösungsgebietes Ω . Im Bild 4.3 ist eine beispielhafte Vernetzung des zweidimensionalen Berechnungsgebietes dargestellt, die für symmetrische Anwendungsfälle genutzt werden kann.

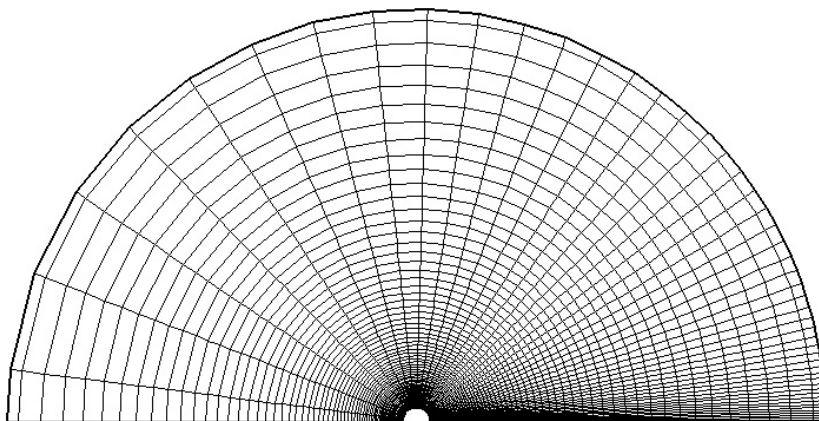


Bild 4.3: 2D Vernetzung des Grundgebietes in der R, φ -Ebene 100x50 Stützstellen

Bei der Vernetzung wird in beiden Koordinatenrichtungen eine entsprechende Staffelung benutzt. Dies ist erforderlich, da im Bereich der Dampfkapillare extrem hohe Temperaturgradienten zu beobachten sind. Deshalb wird dort ein extrem feines Gitter generiert, das eine hohe Genauigkeit der Lösung gewährleistet. Gerade die Lösung der Bewegungsgleichungen im Schmelzbad stellt hohe Anforderungen an die Netzdichte. Die Netzgenerierung wird in axialer- und Umfangsrichtung mit Hilfe der folgenden Formeln vorgenommen:

$$\hat{R}_i = \hat{R}_0 + \frac{\left(\hat{R}_{\max} - \hat{R}_0 \right) \left(\exp(\kappa_R i / [m-1]) - 1 \right)}{\exp(\kappa_R) - 1} \quad (4.1)$$

$$\tilde{\varphi}_j = \tilde{\varphi}_0 + \frac{\left(\tilde{\varphi}_{\max} - \tilde{\varphi}_0 \right) \left(\exp(\kappa_\varphi j / [n-1]) - 1 \right)}{\exp(\kappa_\varphi) - 1} \quad (4.2)$$

Die Aufteilung der Gitterlinien wird durch die Staffelfkoeffizienten κ_R und κ_φ gesteuert. Dabei sind Werte von κ überwiegend im Bereich von 1 bis 5-6 für die Lösung relevant. Je höher κ ist, desto dichter ist das Netz direkt an der Dampfkapillare, bzw. bei $\varphi = 0$.

Für allgemeine Anwendungen, z.B. im Fall gekrümmter Nähte kann Symmetrie nicht mehr vorausgesetzt werden und das gesamte Grundgebiet ist zu vernetzen, was zu erheblichen Vergrößerungen der Rechenzeiten führt. In Abwägung unterschiedlicher Vorgehensweisen, insbesondere in Bezug auf den Datenaustausch zwischen Mikro- und Makromodell wurde eine Zylinderstruktur für das Mikromodell ausgewählt. Hinsichtlich der Gitter-Optimierung wurden verschiedene Vernetzungsstrategien unter Verwendung unterschiedlicher Staffelfaktoren getestet.

Verglichen wurden beispielsweise die beiden in Bild 4.4 dargestellten Zylindernetze. Das Netz im Fall 1b arbeitet im Unterschied zu einer Verdichtung im Nahtbereich (Fall a) mit einer Verdichtung des Gitters $\{r, \varphi\}$ neben den Linien $\varphi = \alpha$ und $\varphi = \beta$, wobei $\alpha, \beta \in [0, \pm \pi/2]$ in Abhängigkeit der Pe-Zahl gewählt werden können (Bereiche in denen große Temperaturgradienten auftreten). Im allgemeinen Fall ist $\alpha \neq \beta$ wegen der Asymmetrie.

Bei der Auswahl optimaler Staffelfaktoren wurde eine starke Abhängigkeit von der Anzahl der verwendeten Gitterpunkte in den entsprechenden Richtungen festgestellt: je höher diese Anzahl, desto kleiner der zweckmäßige Staffelfaktor. Dies betrifft insbesondere die r - und φ -Richtung, da in z -Richtung vorzugsweise mit einem Staffelfaktor von eins gerechnet wurde.

Auch eine Verdichtung des Gitters neben einer Linie $R = R_{\max} - \varepsilon$ mit $\varepsilon = \text{const} > 0$ (Bild 4.5), kann für eine wechselseitige Kopplung von Mikro- und Makromodell bei Überlappung der Berechnungsgebiete zweckmäßig sein und erlaubt eine höhere Genauigkeit bei der Datenübergabe zwischen Mikro- und Makromodell.

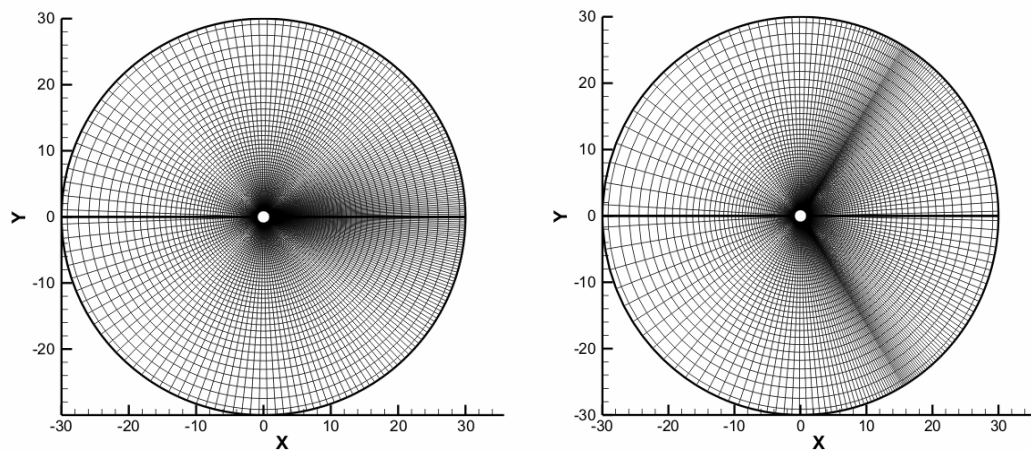


Bild 4.4: Vergleich von Netzvarianten

a) Netzverdichtung im Nahtbereich

b) Netzverdichtung neben den Linien

$$\varphi = \alpha \text{ und } \varphi = \beta$$

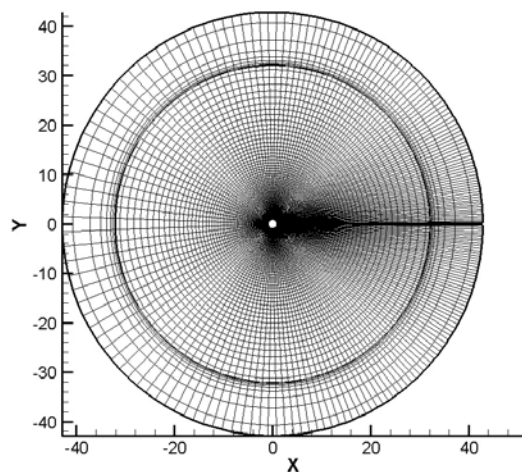


Bild 4.5: Vernetzung mit Verdichtung des Gitters auf eine Linie $R_{\max}-\varepsilon$

Die Vernetzung nach Bild 4.4a hat insbesondere Vorteile bei großen Pe -Zahlen, da hier zur Erfassung der Ablösegebiete im Strömungsfeld innerhalb des Schmelzbades eine Netzverdichtung in Nahtmitte notwendig ist.

Die entsprechende Vernetzung für 3D-Berechnungen zeigt Bild 4.6

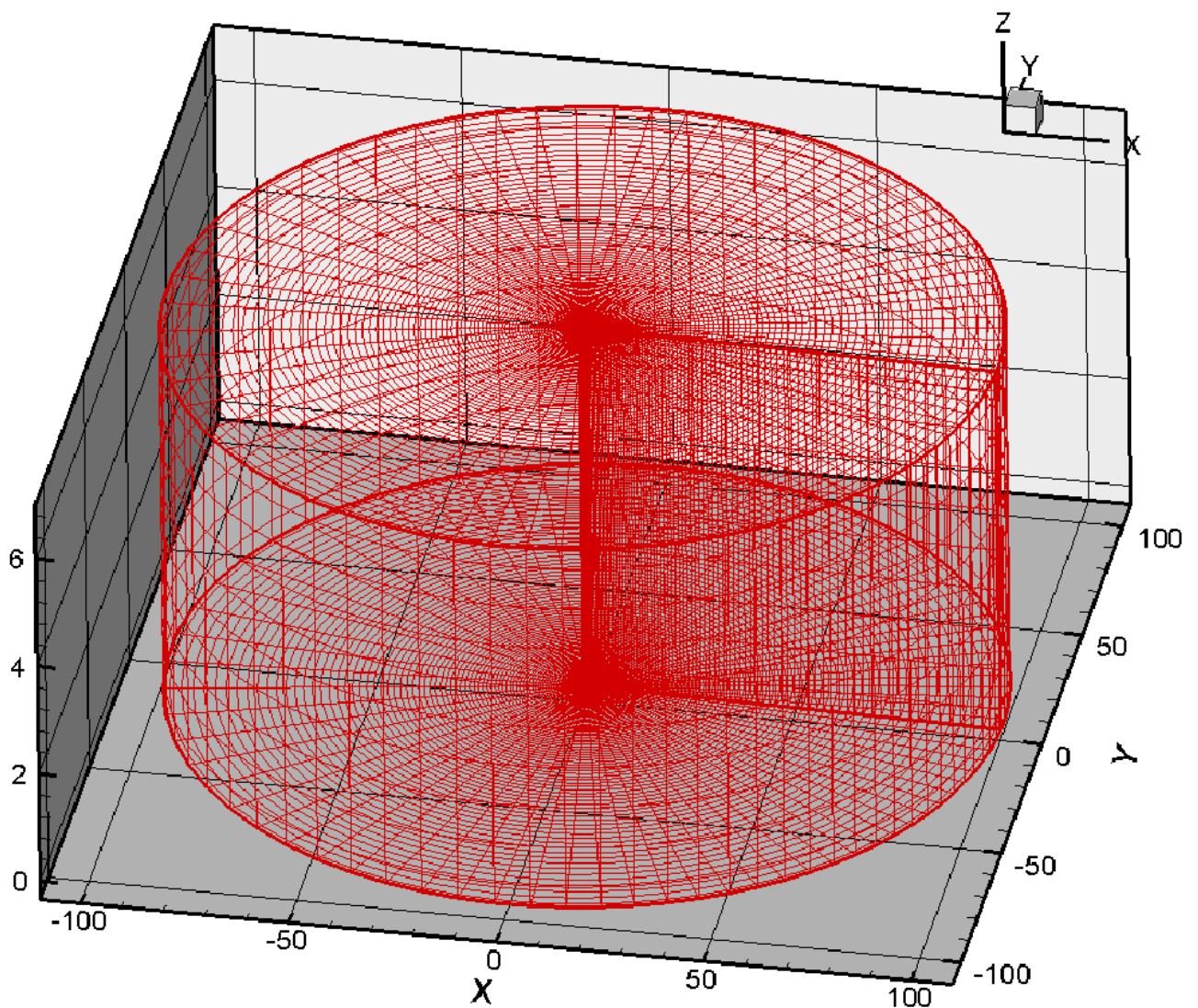


Bild 4.6: Beispielhafte Vernetzung des zylindrischen Grundgebietes (80 x 80 x 10) des Mikromodells

Es wurde nachgewiesen, dass auch das Seitenverhältnis zwischen den Seiten der Volumenzellen entscheidend für die Gitterqualität ist und im Bereich $0,2 \div 5$ liegen sollte. Stärkere Deformationen der Zellen wirken sich nachteilig auf die Stabilität und die Genauigkeit der Rechnung aus.

Eine Verdopplung der Zahl der Gitterpunkte bewirkt wegen der ermittelten quadratischen Abhängigkeit der Rechenzeit von der Zahl der Gitterpunkte, Bild 4.7, etwa eine Vervielfachung der Rechenzeit.

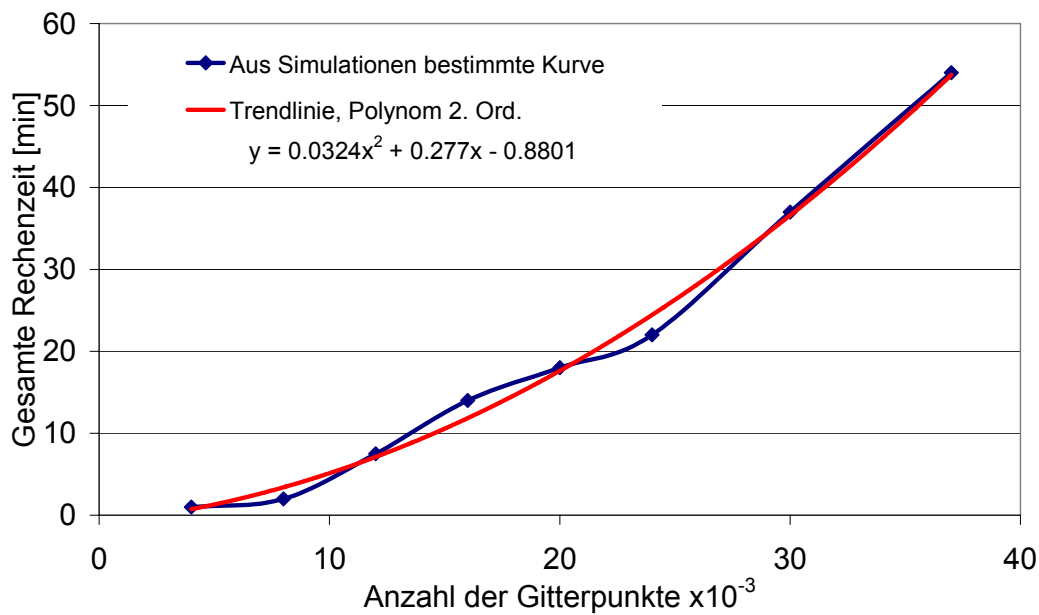


Bild 4.7: Abhängigkeit der Rechenzeit von der Zahl der Gitterpunkte N für einen Beispielfall (DP600: $Pe = 1,0$; $Pr=0,1$; $Ma=0$; $Gr=5000$; $W_{key}=0$)

Die Rechenzeit des Verfahrens ist weiterhin sehr stark von zwei Parametern abhängig, die für die iterative Lösung der entsprechenden Gleichungssysteme (zur Berechnung des Temperatur- und Strömungsfeldes) verwendet werden. Die optimale Auswahl der Relaxationsparameter w_D (Strömungsfeld) und w_E (Temperaturfeld) führte bis zu einer Halbierung der gesamten Rechenzeit.

Insgesamt konnte durch die Optimierung des Gitters und der numerischen Parameter die Rechenzeit bis um eine Ordnung reduziert und die Genauigkeit der Simulationen erhöht werden. Die kleinere Anzahl der notwendigen Iterationen verringert gleichzeitig die Dissipation im Berechnungsgebiet. Die erzielte Rechenzeitverringerung war eine wesentliche Voraussetzung für die Kopplung von Mikro- und Makromodell.

4.3 Kopplung von Mikro- und Makromodell

Die Kopplung des in dieser Arbeit weiterentwickelten und verbesserten Mikromodells der Temperatur- und Geschwindigkeitsfelder in der flüssigen Phase ist mit einem Makromodell

(kommerzielle Software wie z.B. ANSYS oder SYSWELD) vorgesehen, was die globale Temperaturberechnung im gesamten Werkstück ermöglicht. Dadurch können Voraussagen über Nahtausbildung, Gefüge, Schweißbeigenspannungen und Schweißverzug getroffen werden, was von großer praktischer Bedeutung ist (Bild 4.1).

Verfügbare Simulationsprogramme, wie z. B. ANSYS und SYSWELD, sind komplex, genügen aber allein den heutigen Anforderungen zur Vorhersage des Verzuges beim Laserstrahlschweißen noch nicht. Durchgeführte Arbeiten haben gezeigt, dass trotz hohen numerischen Aufwandes wie der Verwendung von Kontaktelementen zur Berücksichtigung der Fugенbewegung hohe Abweichungen zwischen berechneten und gemessenen Verzügen auftreten [Michailov 2006]. Als aussichtsreicher Weg zur effektiven Behandlung des Gesamtproblems wurde die Lösung auf einem über das gesamte Werkstück gespannten Grobgitter und einem sich mit der Dampfkapillare mitbewegendem Feingitter für den Schmelzbadbereich vorgeschlagen. Diese Vorgehensweise ermöglichte die separate Entwicklung eines Mikro- bzw. Prozess- und eines Makro- bzw. Strukturmodells unter Einbeziehung der wesentlichen Einflussgrößen, insbesondere auch des konvektiven Transportes im Schmelzbad. In Bezug auf die Kopplung von Mikro- und Makromodell sei auf [Michailov 2006] verwiesen.

Bild 4.8 zeigt exemplarisch für symmetrische Fälle die im Rahmen dieser Arbeit vorgenommene Kopplung des zylindrischen Mikromodells mit einer kartesischen Netzstruktur, die besonders gut für die Berechnung des Temperaturfeldes in der für die Gefügeausbildung wichtigen Wärmeeinflusszone geeignet ist. Für Stähle beispielsweise sind hiermit sehr genau die $t_{8/5}$ -Zeiten bestimmbar.

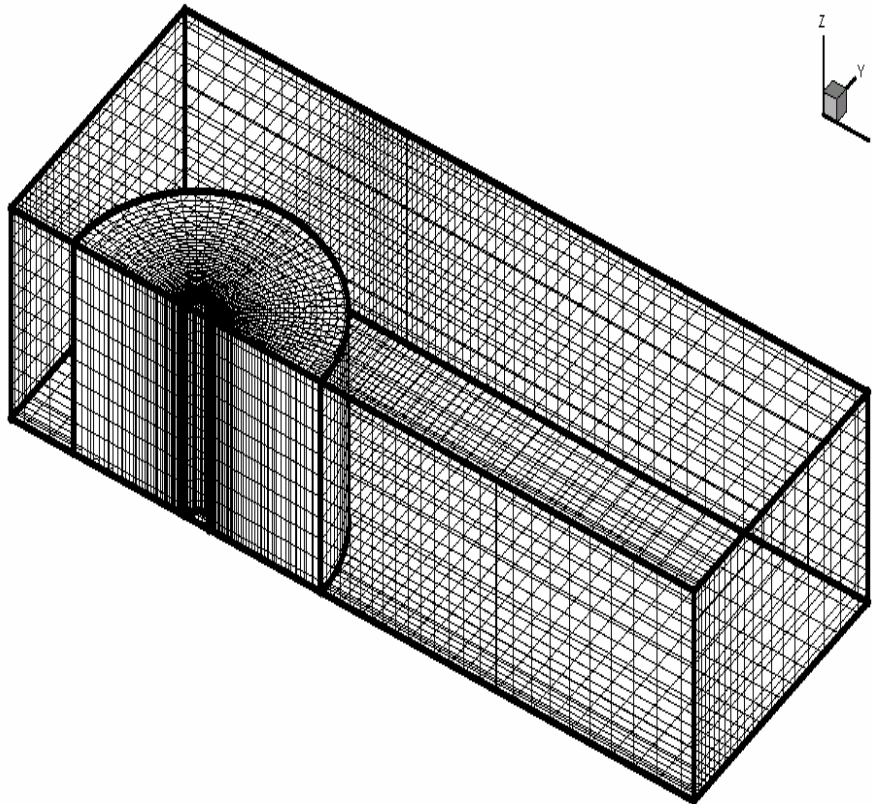


Bild 4.8: Kopplung von zylindrischer (Mikromodell) und kartesischer Netzstruktur (Makromodell) [Mahrle 2002]

Praktisch interessante Fälle, wie z. B. das Laserstrahlschweißen nicht geradliniger Nahtverläufe, erfordern die wechselseitige Kopplung von Prozess- und Strukturmodell. Von besonderem Interesse ist dabei auch die Rückwirkung der Nahtaufweitung auf den Energieeintrag und damit auf die Temperaturverteilung und das Gefüge in der Wärmeeinflusszone.

Von [Doynov 2006], [Doynov 2007] und [Michailov 2006] werden zur Verifizierung des gekoppelten Modells beispielsweise zwei verschiedene Simulationen für das Schweißen einer Platte durchgeführt, Bild 4.9. In der ersten wurde ein konstanter Wirkungsgrad entsprechend der Anfangsspaltbreite angenommen. Dies entspricht der entkoppelten Vorgehensweise. Im zweiten Beispiel wurde die Änderung des Wirkungsgrades in Abhängigkeit der Spaltbreite bei sonst identischen Bedingungen berücksichtigt.

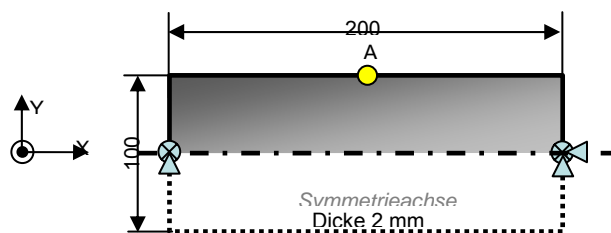


Bild 4.9: Schematische Darstellung der Schweißung [Doynov 2006]

Der Vergleich zeigt, dass die Änderung des Wirkungsgrades als Funktion der Spaltbreite für die betrachtete 200 mm Schweißung keinen nennenswerten Einfluss auf die Spaltöffnung aufweist, Bild 4.10.

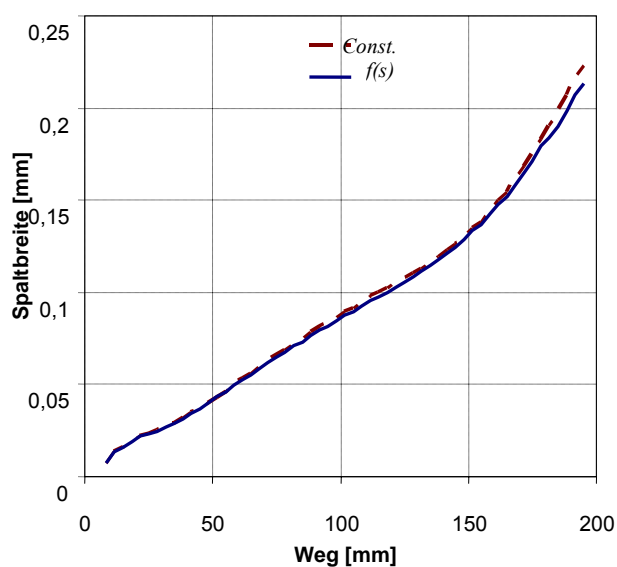


Bild 4.10: Berechnete Spaltöffnung mit $\ell_{ch} = const$ und $\ell_{ch} = f(s)$ nach [Doynov 2006]

Im Gegensatz werden die Bauteilverschiebungen im Punkt A, Bild 4.9, sehr stark von der Berücksichtigung der Spaltbreite beeinflusst. Es ergeben sich um ca. 20 % geringere Verzüge, Bild 4.11.

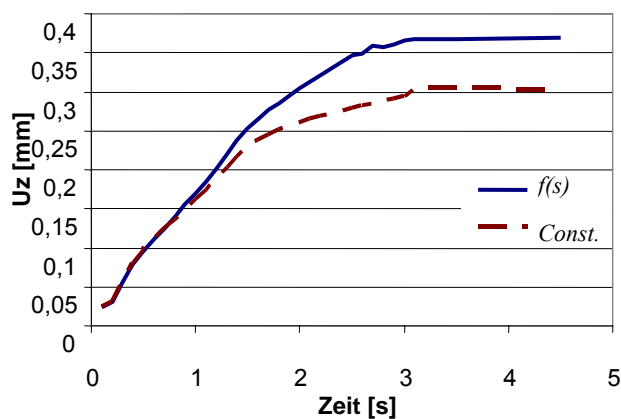
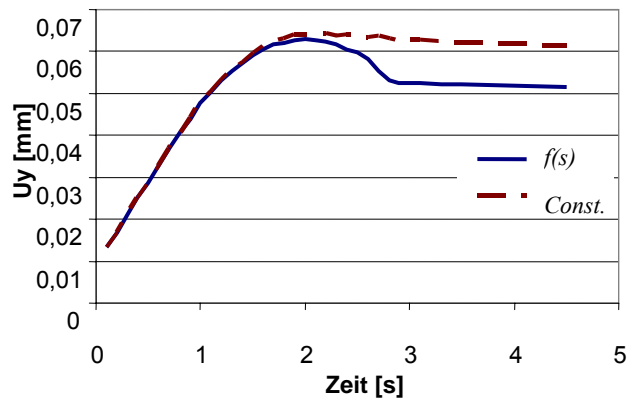


Bild 4.11: Quer- (u_y) und Winkelverzug (u_z) im Punkt A (Bild 4.9) mit $\ell_{ch} = const$ und $\ell_{ch} = f(s)$ nach [Doynov 2006]

Die Spaltöffnung während des Schweißens bewirkt eine Reduzierung des Wirkungsgrades sowie der eingekoppelten Leistung und hat damit unmittelbaren Einfluss auf den Verzug.

Diese Vorgehensweise zur Berechnung des schweißbedingten Verzugs unter Berücksichtigung der transienten Einflüsse im Nahtbereich, insbesondere bei nicht geradlinigen Schweißnähten erhöht die Aussagekraft der Simulation wesentlich. Die Bereitstellung eines effektiven, auf Experimente gestützten Algorithmus und des dazugehörigen Programms in Verbindung mit der Anwendung kommerzieller Software ist dabei vor allem für die praktische Nutzung von Interesse.

Um für den Anwendungsfall des Strahlschweißens mit Hochleistungslasern eine 3D-Simulation des Prozesses zur Vorhersage der Nahtqualität sowie des Bauteilverzuges und der induzierten Eigenspannungen im Dünnsblechbereich zu ermöglichen, war erstmals die schon erwähnte wechselseitige Kopplung von Prozess- und Strukturmodell vorgenommen worden.

Die entwickelten Routinen lösen sowohl das Temperaturfeld im Bereich von Schmelzbad und Wärmeeinflusszone als auch das instationäre Gesamtproblem mit hoher Genauigkeit bei akzeptablen Rechenzeiten. In Abhängigkeit von den gewählten technologischen Parametern, den Materialkennwerten und den Einspannbedingungen sind Aussagen bezüglich der Naht- und Gefügebildung möglich. Durch Übernahme des Temperaturfeldes aus dem Mikromodell sind in Verbindung mit dem kommerziellen Programm SYSWELD gesicherte Aussagen zu Eigenspannungen/Verzug und Nahtqualität auch auf einem relativ groben Netz außerhalb des Schmelzbadbereiches möglich.

Im Vergleich zu anderen Programmentwicklungen unterscheidet sich die präsentierte Lösung insbesondere durch die folgenden Punkte: Behandlung transienter Fälle, so dass u. a. keine Beschränkungen auf geradlinige Nähte sowie konstante Laserleistung notwendig ist und auch kurze bzw. unterbrochen ausgeführte Nähte berechnet werden können; detaillierte Berücksichtigung der Schmelzbadvorgänge im Vergleich zu vereinfachten Modellierungsstrategien bezüglich der Badkonvektion; Berücksichtigung der gegebenen Einspannbedingungen.

Die erarbeiteten Algorithmen im Projekt [Michailov 2006] ermöglichen eine effektive Kopplung von Makro- und Mikromodell für praktisch relevante Schweißprozesse, wie sie bei nichtgeradlinigen Nahtverläufen sowie Änderungen der Schweißgeschwindigkeit und des Schweißwirkungsgrades gegeben sind. In [Doynov 2008] ist ein weiteres Beispiel für eine Rundnaht und die Kopplung zwischen Mikro- und Makromodell dargestellt, Bild 4.12.

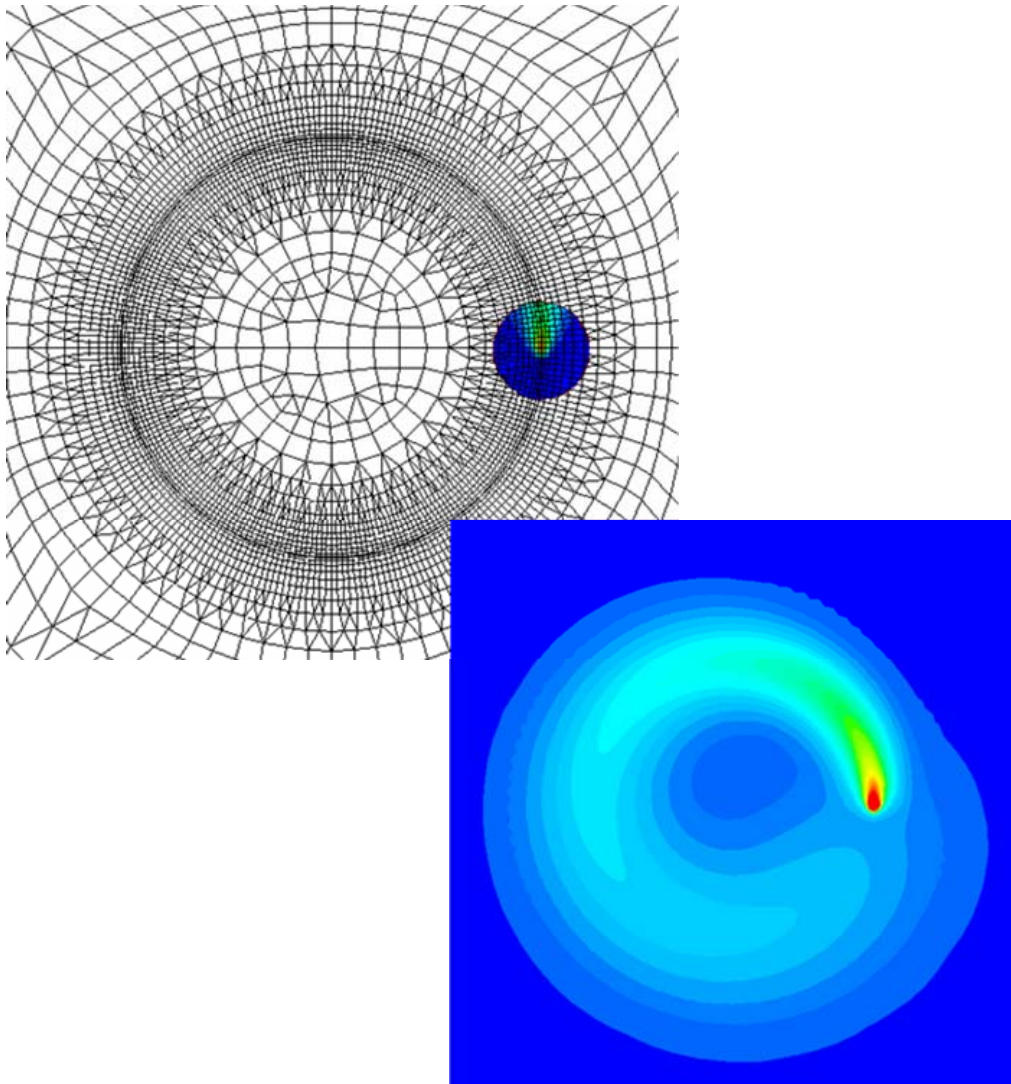


Bild 4.12: Temperaturfeld bei einer Rundnaht nach der Kopplung mit dem Mikromodell
[Doynov 2008]

5. Simulationsergebnisse

5.1 Einfluss der Phasenumwandlung und der Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften

Für die Simulationsrechnungen ist die Genauigkeit der verwendeten Eingangsparameter von entscheidender Bedeutung. Die Temperaturabhängigkeit der Materialkennwerte und die Umwandlungsenthalpien können einen erheblichen Einfluss auf das Simulationsergebnis haben.

Viele Simulationsprogramme bieten keine oder nur eine grobe und vereinfachte Implementierung der Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften und es wird meist mit konstanten Werkstoffkennwerten gearbeitet. Einige der Ursachen dafür sind das Fehlen genauer Angaben für diese Abhängigkeiten und die Tatsache, dass die Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften die Simulation wesentlich aufwändiger macht.

In dieser Arbeit sollen diese Abhängigkeiten möglichst genau beschrieben und berücksichtigt werden. Damit wird eine wesentliche Verbesserung in der Simulation erzielt.

Die wichtigsten Materialeigenschaften, die bei thermischen Untersuchungen zu berücksichtigen sind, sind die Dichte des Materials $\rho(T)$, seine Wärmeleitfähigkeit $\lambda(T)$ sowie die spezifische Wärmekapazität $c_p(T)$. Bei den Berechnungen mit Berücksichtigung des schmelzflüssigen Bereiches ist auch der Wert der spezifischen Schmelzenthalpie erforderlich.

Die spezifische Wärmekapazität und die Wärmeleitfähigkeit sowie die Temperaturleitfähigkeit sind je nach Material relativ stark von der Temperatur abhängig. Diese Abhängigkeit ist bei der Dichte nicht so ausgeprägt. Entsprechend sind die Unterschiede auch bei der Temperaturleitfähigkeit erheblich.

Bei der Implementierung im Programm wird die Abhängigkeit der Materialeigenschaften von der Umgebungstemperatur bis zur Schmelze berücksichtigt. Für die flüssige Phase wird wegen des Fehlens detaillierterer Angaben in der Literatur ein mittlerer Wert angenommen. Entsprechend der Vorgehensweise bei der Modellierung werden auch hier die Funktionen für $c_p(T)$, $\lambda(T)$, $\rho(T)$ in eine dimensionslose Form überführt. Als Bezugswerte dienen die entsprechenden, konstant vorausgesetzten Werte für die flüssige Phase.

Eine prinzipielle schematische Darstellung der Änderung der spezifischen Wärmekapazität und der spezifischen Enthalpie mit der Temperatur im Bereich der Phasenumwandlung eines reinen Stoffes zeigen die Bilder 5.1 und 5.2. Da bei einem reinen Stoff die Umwandlungstemperatur konstant ist, strebt die spezifische Wärmekapazität gegen unendlich, während die Enthalpie einen Sprung bei der Phasenumwandlungstemperatur aufweist.

Die Änderung der Enthalpie zwischen zwei Temperaturen T_1 und T_2 berechnet sich entsprechend der Beziehung:

$$h_2 - h_1 = \int_{T_1}^{T_{ph}} c_{p,sol}(T) dT + \Delta h_{ph} + \int_{T_{ph}}^{T_2} c_{p,liq}(T) dT . \quad (5.1)$$

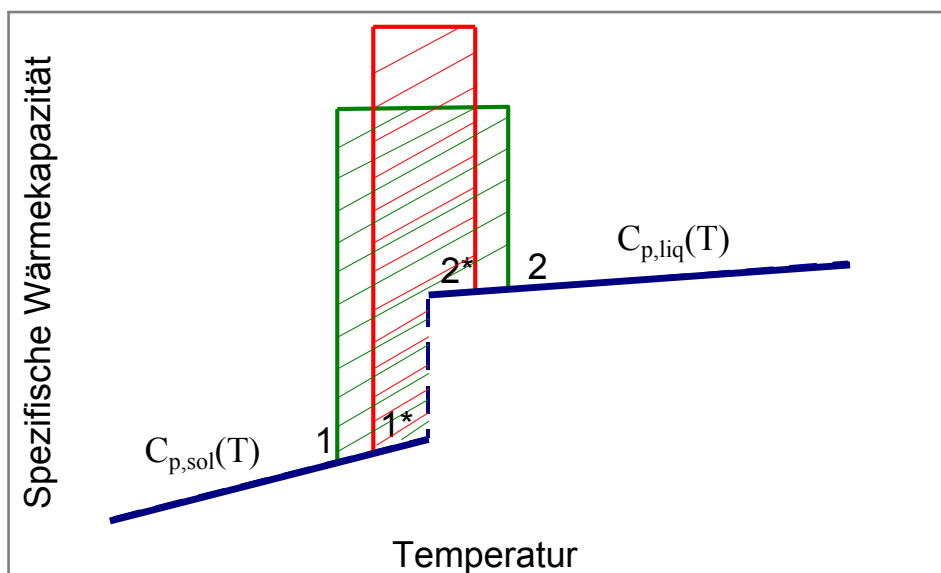


Bild 5.1: Schematische Darstellung der Änderung der spezifischen Wärmekapazität mit der Temperatur im Bereich der Phasenumwandlung

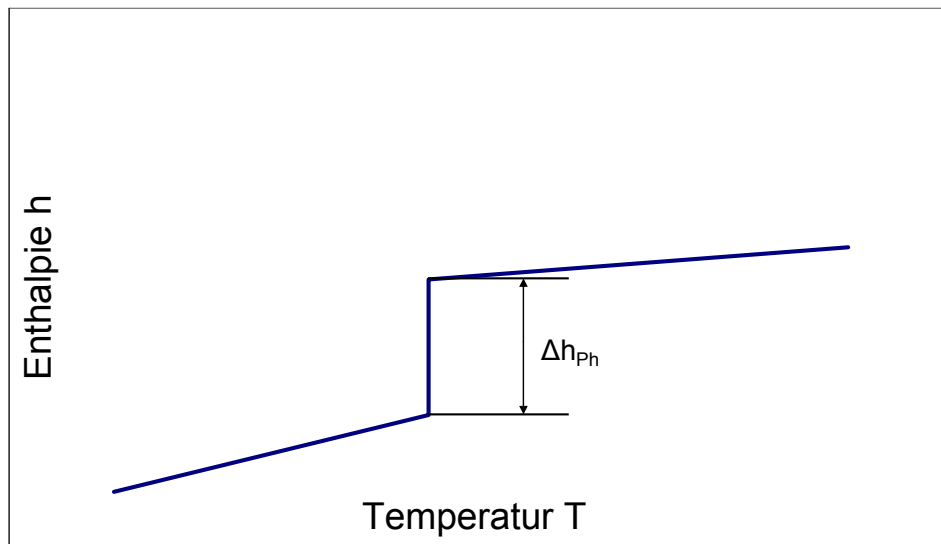


Bild 5.2: Schematische Darstellung der Änderung der spezifischen Enthalpie mit der Temperatur im Bereich der Phasenumwandlung

Die Berücksichtigung der Phasenumwandlungsenthalpie erfordert bei der numerischen Lösung die Aufspaltung des Lösungsgebietes in zwei Bereiche, die der festen und flüssigen Phase zuzuordnen sind, und zusätzlich die Berechnung des Verlaufes der Phasengrenze zu jedem Zeitpunkt. Dies ist numerisch sehr aufwendig, so dass zweckmäßig vereinfachte Verfahren implementiert werden. Hierzu zählt die Methode der effektiven Wärmekapazität, bei der die Phasenumwandlungsenthalpie entsprechend Bild 5.1 auf einen schmalen Temperaturbereich $T_{ph} \pm \Delta T$ verteilt wird. Bei der thermoanalytischen Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität mittels DSC (Difference Scanning Calorimetry) liefert die Messung im Bereich der Phasenumwandlung bereits die effektive Wärmekapazität und die Messwerte können direkt für die Berechnung übernommen werden. Bei Kenntnis der Umwandlungsenthalpie Δh_{ph} bietet sich im einfachsten Fall die Verwendung einer konstanten effektiven Wärmekapazität im „rechnerischen“ Umwandlungsbereich an, Bild 5.1. Je schmaler der Temperaturbereich gewählt wird, desto größer ist der Wert der effektiven Wärmekapazität und die Anforderungen an das numerische Verfahren steigen.

Bei Legierungen erstreckt sich die Phasenumwandlung bereits auf einen Temperaturbereich von der Solidus- bis zur Liquidustemperatur, der dann für die Bildung der effektiven Wärmekapazität genutzt werden kann. Entsprechend [Mahrle 2000] wird die erhöhte effektive Wärmekapazität c_{eff} mit den Gleichungen:

$$c_{eff}(T) = c_p(T_{sol}) + \frac{\Delta h_s}{T_{liq} - T_{sol}} \quad \text{für } T_{sol} < T < T_{liq} \quad (5.2)$$

$$c_{eff}(T) = c_p(T) \quad T < T_{sol} \quad (5.3)$$

berechnet.

Bei der Implementierung im Rechenprogramm wird die dimensionslose effektive Wärmekapazität benutzt:

$$c^* = \frac{c_p}{c_{p,0}} \quad (5.4)$$

Dividiert man Gleichung 5.2 durch $c_{p,0}$ und verwendet die dimensionslose Temperatur:

$$\theta = \frac{T - T_u}{T_v - T_u} \quad (5.5)$$

erhält man die Gleichung:

$$c_{eff}^* = c^*(\theta_{sol}) + \frac{\Delta h_s}{c_{p,0}(T_v - T_u)(\theta_{liq} - \theta_{sol})} = c^*(\theta_{sol}) + \frac{Ph}{\theta_{liq} - \theta_{sol}} \quad (5.6)$$

Ph nennt man Phasenübergangszahl, die im vorliegenden Fall ein Verhältnis der spezifischen Schmelzenthalpie Δh_s und der Differenz der Temperaturen T_v und T_u multipliziert mit dem Bezugswert der spezifischen Wärmekapazität $c_{p,0}$ ist.

Bei Stählen kann man für Δh_s näherungsweise den Wert von reinem Eisen $\Delta h_s = 270 \cdot 10^3$ J/kg benutzen.

Da die Implementierung von c_{eff}^* in Form eines Rechtecks ungünstig für das numerische Verfahren ist (große Sprünge können zu schlechter Konvergenz und Instabilitäten führen), wird zur Beschreibung eine Parabel:

$$c_{eff} = aT^2 + bT + c \quad (5.7)$$

gewählt.

In diesem Fall müssen 3 Bedingungen erfüllt werden:

$$\int_{T_{sol}}^{T_{liq}} (c_{eff} - c_p(T_{sol})) dT = \Delta h_s \quad (5.8)$$

$$c_{eff}(T_{sol}) = c_{sol}(T_{sol}) \quad (5.9)$$

$$c_{eff}(T_{liq}) = c_{liq} \quad (5.10)$$

Die Lösung des Gleichungssystems ergibt dann die unbekanntenen Koeffizienten a, b und c. Der Verlauf der effektiven Wärmekapazität ist beispielhaft im Bild 5.3 dargestellt.

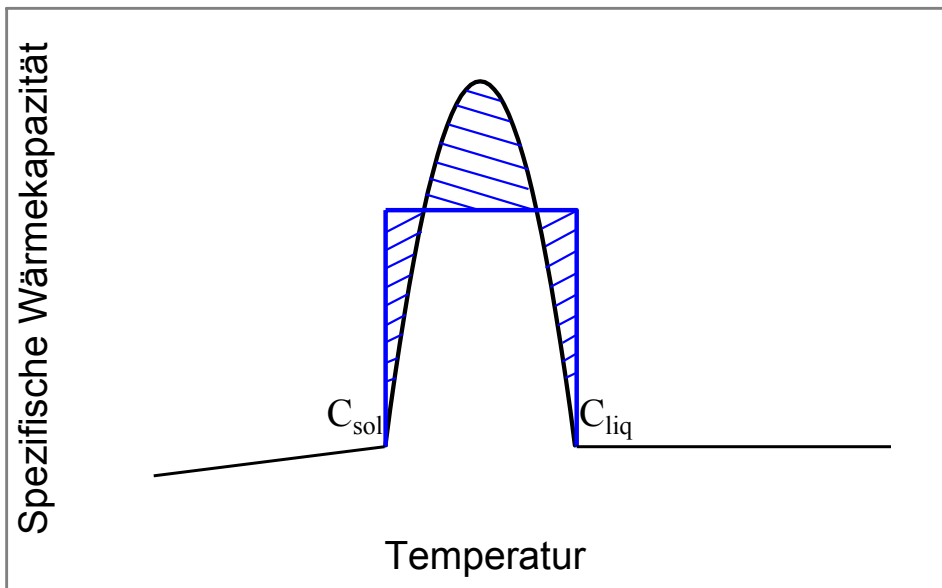


Bild 5.3: Darstellung des Verlaufes der effektiven Wärmekapazität bei unterschiedlicher Approximation.

Die Durchführung realitätsnaher Simulationsrechnungen soll am Beispiel der beiden Stähle H400 und DP600 demonstriert werden, was die Kenntnis der notwendigen Werkstoffwerte in Abhängigkeit der Temperatur voraussetzt.

Im thermoanalytischen Labor des Lehrstuhls „Technische Thermodynamik“ der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg wurden deshalb

- der thermische Ausdehnungskoeffizient $\beta(T)$, die Dichte $\rho(T)$,
- die spezifische Wärmekapazität $c_p(T)$,
- der Temperaturleitkoeffizient $a(T)$ und
- der Wärmeleitkoeffizient $\lambda(T)$

im Temperaturbereich bis zur Schmelze experimentell bestimmt und in entsprechenden Dateien implementiert (Bild 5.4 und 5.5).

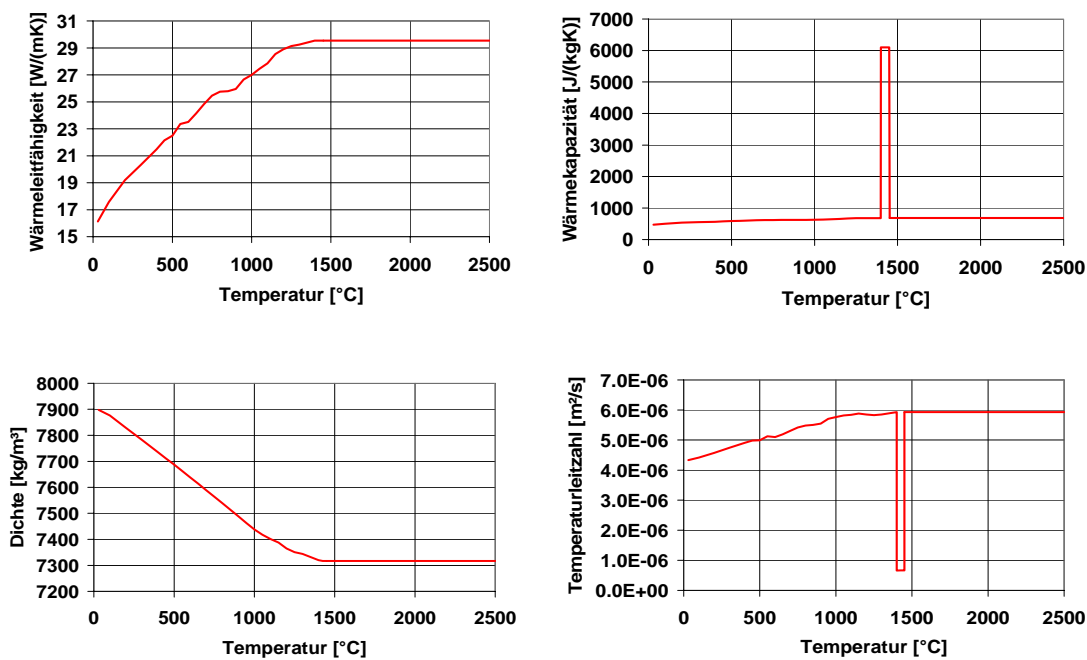


Bild 5.4: Werkstoffwerte von hochlegiertem Stahl H400 in Abhängigkeit von der Temperatur

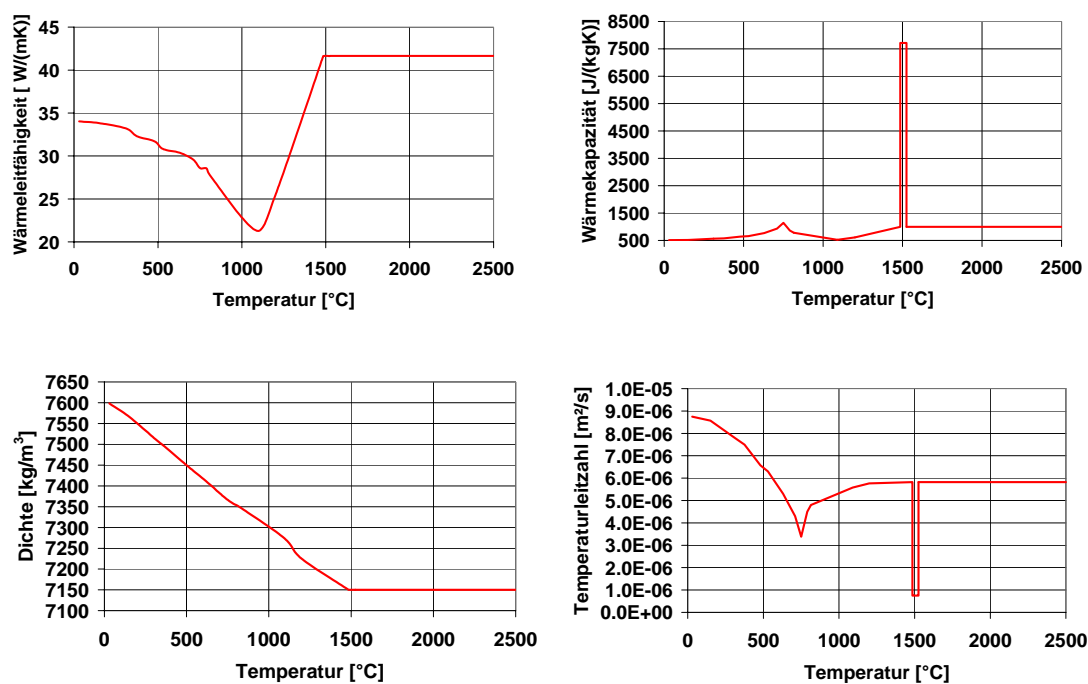


Bild 5.5: Werkstoffwerte von niedriglegiertem Stahl DP600 in Abhängigkeit von der Temperatur

Deutlich zu erkennen sind insbesondere Unterschiede bei der spezifischen Wärmekapazität und der Wärmeleitfähigkeit. Bei unlegierten und niedriglegierten Stählen ist ein ausgeprägtes Maximum im Bereich der Curie Temperatur ($\vartheta \sim 800^\circ\text{C}$) zu verzeichnen. Gleichzeitig ist bei dieser Temperatur ein Minimum im Verlauf der Wärmeleitfähigkeit zu beobachten. Diese Verläufe haben dann Einfluss auf die Temperaturleitzahl.

Die Phasenumwandlung zwischen Solidus- und Liquidustemperatur wird durch eine Erhöhung der spezifischen Wärmekapazität in diesem Bereich dargestellt. Der Wert ist ziemlich hoch – ein Vielfaches des Wertes im festen bzw. flüssigen Zustand. So wird die Phasenübergangsenthalpie implementiert.

Der Legierungsgehalt hat Einfluss auf die Lage der Schmelzisothe. Bei unlegierten und niedriglegierten Stählen (wie in unserem Beispiel DP600) liegt die Isotherme mit guter Genauigkeit bei dem normierten Wert von $\theta_s = 0,55$. Bei hochlegierten Stählen verschiebt sich diese Isotherme bis $\theta_s = 0,50$. Ursache dafür ist, dass bei hochlegierten Stählen der Schmelzbeginn etwa 100K tiefer liegt als bei den unlegierten und niedriglegierten Stählen

Bedingt durch das instabile austenitische Gefüge hat NIROSTA[®] H400 eine starke Neigung zur Kaltverfestigung, sodass sich schon mit geringen Verformungsgraden erhebliche Festigkeitssteigerungen erzielen lassen. Die starke Kaltverfestigung bewirkt außerdem eine sehr hohe Energieaufnahme im Crash. Dieser Stahl ist nach allen gängigen Verfahren schweißbar. Vorwärmung oder Wärmebehandlung nach dem Schweißen sind nicht erforderlich. Auf Grund seines Eigenschaftsbildes ist NIROSTA[®] H400 (Tabelle 5.1) hervorragend für den Einsatz bei Schienen- und Straßenfahrzeugen geeignet und bietet beste Voraussetzungen für moderne Leichtbaukonstruktionen [Quelle: Prospekt - Firma ThyssenKrupp]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
mind	-	-	6,0	-	-	17,0	-	-
max	0,10	1,0	9,0	0,045	0,015	19,5	3,5	0,30

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung (in Gewichts-%) des hochlegierten Stahls H400 [Quelle: Prospekt - Firma ThyssenKrupp]

Der niedriglegierte Stahl DP600 (Tabelle 5.2) hat hohe Festigkeit, gute Kaltumformbarkeit und gute Schweißbarkeit. Er findet Anwendung im Fahrzeugbau, z.B. Räder, Fahrwerksteile, Karosserieverstärkungen, Stoßfänger, Profile usw.

C	Si	Mn	P	S	Al _{ges}	Cr+Mo	B
≤0,12	≤1,50	≤1,50	≤0.06	≤0,01	≥0.015	≤1,0	≤0,005

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung des niedriglegierten Stahls DP600 (Schmelzanalyse, %) (Quelle: Prospekt - Firma ThyssenKrupp)

Die Simulationsergebnisse für DP600 mit Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften werden durch ein Beispiel mit folgenden Parametern veranschaulicht:

$$\theta_{sol} = 0,547 \text{ - dimensionslose Temperatur der Soliduslinie}$$

$$\theta_{liq} = 0,562 \text{ - dimensionslose Temperatur der Liquiduslinie}$$

Damit wird die Lage der Schmelzisotherme $\theta_s = 0,55$ definiert.

Die Bezugswerte (mittlere Werte für die flüssige Phase) der Wärmeleitfähigkeit, der spezifischen Wärmekapazität und der Dichte sind wie folgt:

$$\lambda_0 = 42 \frac{W}{mK}, \quad c_{p,0} = 1000 \frac{J}{kgK}, \quad \rho_0 = 7150 \frac{kg}{m^3}. \quad (5.11)$$

Für die Temperaturleitzahl in der flüssigen Phase ergibt sich dann:

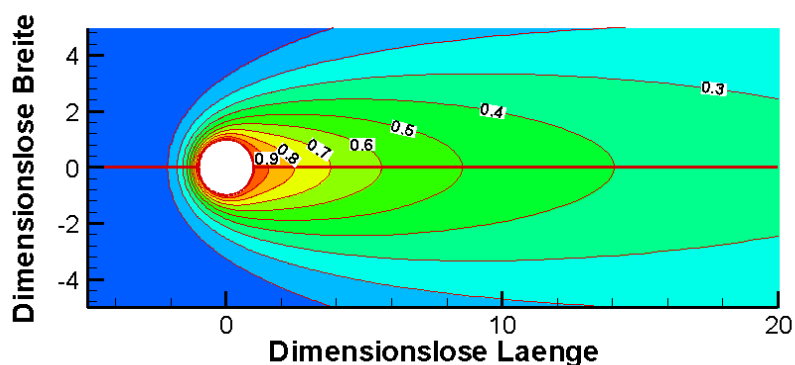
$$a_0 = \frac{\lambda_0}{c_{p,0} \rho_0} = 5,82 \cdot 10^{-6} \frac{m^2}{s} \quad (5.12)$$

Die berechnete Prandtl-Zahl beträgt $Pr = \frac{\nu}{a_0} = 0,1$. Für die kinematische Zähigkeit ν wird ein konstanter Wert angenommen. Eine Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der Viskosität ist schwierig, da praktisch keine Angaben zu finden sind. Deshalb wird ein Wert von $\nu = 6 \cdot 10^{-6} \frac{m^2}{s}$ für die Simulationsrechnungen benutzt, der für reines Eisen gültig ist [Iida 1993].

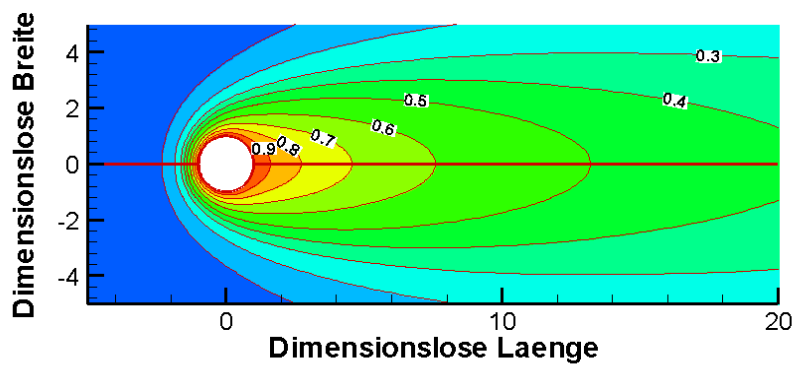
Die Schweißgeschwindigkeit ist $w_{ch} = 2 \frac{m}{min} = 0,03333 \frac{m}{s}$. Für den Radius der Dampfkapillare, die als Anpassungsparameter dient, wird $l_{ch} = 0,3 \text{ mm}$ ausgewählt. So erhält man eine Péclet-Zahl in Höhe von $Pe = \frac{w_{ch} l_{ch}}{a_0} = 1,72$.

Der Berechnungsbereich in Radialrichtung in dimensionslosen Einheiten beträgt $R = 30$, was bei einem Bezugsparameter $l_{ch} = 0,3 \text{ mm}$ einem realen Berechnungsgebiet von 9 mm entspricht.

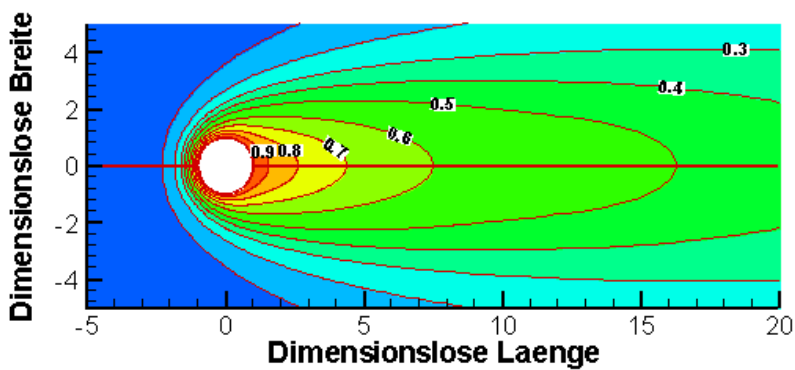
Die Berechnung wurde mit 200 Stützstellen in radialer Richtung und mit 100 Stützstellen in Umfangsrichtung durchgeführt. Die entsprechenden Staffelfaktoren sind 6 und 2. Die mit unterschiedlichen Annahmen erzielten Ergebnisse sind im Bild 5.6 dargestellt.



a)



b)



c)

Bild 5.6: Berechnetes Temperaturfeld DP600 (200x100 Stützstellen)

- a) mit konstanten Materialeigenschaften
- b) mit Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften, ohne Phasenumwandlung
- c) mit Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften sowie der Phasenumwandlung

Die Phasenumwandlung wird durch eine erhöhte spezifische Wärmekapazität c_{eff} implementiert. Im Fall des Stoffes DP600 beträgt der berechnete Wert $c_{eff} = 7716 \frac{J}{kgK}$

Betrachtet man den Temperaturverlauf in der Nahtmitte, so sind die Abweichungen am besten zu sehen, Bild 5.7.

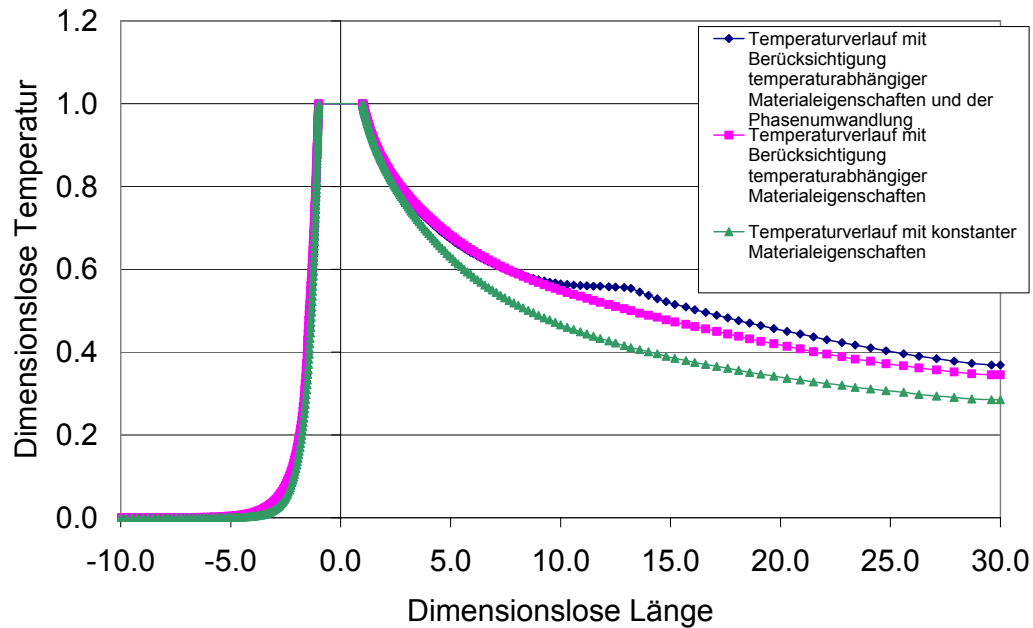


Bild 5.7: Temperaturverlauf in der Nahtmitte (DP600)

Bei Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften zeigt die Simulation eine langsamere Abkühlung nach dem Laserstrahl. Die Einführung von c_{eff} führt zu einer weiteren Verlangsamung der Abkühlung. Im Bereich der Phasenumwandlung ist der Temperaturverlauf nahezu waagrecht, also die Temperatur ändert sich in diesem Bereich praktisch nicht.

Unmittelbar vor dem Laserstrahl ist der Temperaturverlauf fast senkrecht. Das entspricht sehr hohen Temperaturgradienten, die hohe Anforderungen an das numerische Verfahren stellen. Die Erwärmung in diesem Bereich erfolgt von Raumtemperatur (bzw. Vorwärmungstemperatur) bis Verdampfungstemperatur an der Kapillarberandung nahezu schlagartig. Dabei spielt die Berücksichtigung temperaturabhängiger Materialeigenschaften kaum eine Rolle.

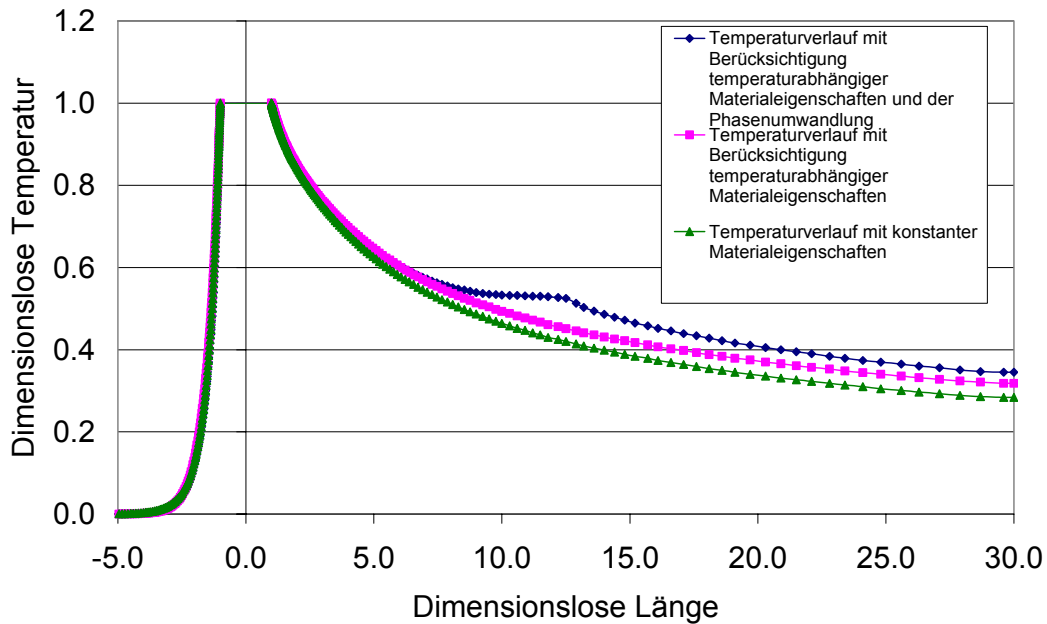


Bild 5.8: Temperaturverlauf in der Nahtmitte für den hochlegierten Stahl H400

Der Verlauf der Simulationskurven für den hochlegierten Stahl H400 entsprechend Bild 5.8 ist ähnlich wie der bei dem niedriglegierten Stahl DP600. Es existieren aber quantitative Unterschiede in Bezug auf das Plateau der Phasenumwandlung und die Unterschiede der berechneten Simulationslinien. Bei H400 spielt der Einfluss der Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften eine nicht so ausgeprägte Rolle, wie bei den niedriglegierten Stählen.

Die Schmelzbadabmessungen können im Experiment sehr gut bestimmt werden und eignen sich damit für den Vergleich von Simulation und Experiment. Für den Werkstoff STE52 liegen entsprechende Experimente vor. Bild 5.9 zeigt exemplarisch das Schliffbild einer Naht für die Schweißung eines 2mm Bleches mit den folgenden Parametern: Festkörperlaser Nd-YAG mit 1,8 kW Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit 2 m/min.

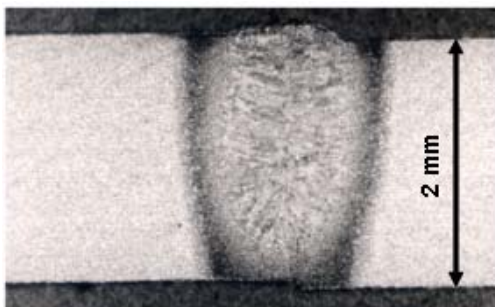


Bild 5.9: Mikroschliff von StE52 (Quelle: Firma Thyssen Krupp)

Mit dem entsprechenden Modellparameter Radius der Dampfkapillare von 0,3mm, wurde eine Simulation, Bild 5.10, durchgeführt, die hinsichtlich der Größe des Schmelzbades folgende Abmessungen ergab:

Schmelzbadbreite: 1,2 mm

Schmelzbadlänge: 4,4 mm

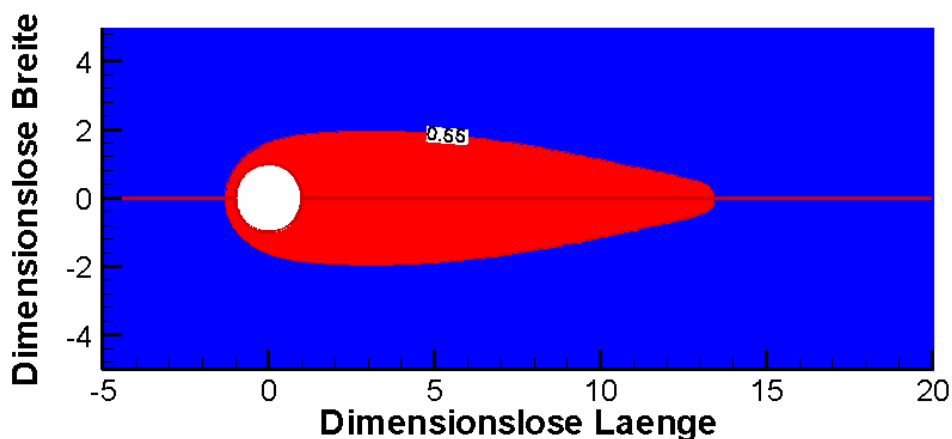


Bild 5.10: Schmelzbadgröße bei niedriglegiertem Stahl StE52, $l_{ch}=0,3\text{mm}$; $Pe=1,7$; $w_{ch}=2\text{m/min}$; $Pr=0,1$; 200x100 Stützstellen

Vom Bild 5.9 ist abzulesen, daß die untere Schmelzbadbreite eine Abmessung von 1,0 mm hat, während die obere Breite 1,6 mm beträgt. Das vereinfachte 2D Simulationsergebnis in Bild 5.10 ergab wie schon erwähnt eine maximale Breite von etwa 1,2 mm, was eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen darstellt.

Um genauere Simulationsergebnisse zu bekommen, die auch die Aufweitung in vertikaler Richtung beschreiben, ist die Anwendung des 3D-Simulationsprogramms erforderlich.

Im Fall einer Blechdicke von 2 mm und einer Dampfkapillare mit einem Radius von 0,3 mm ergibt sich eine dimensionslose Blechdicke $Z_{max}=6,667$. Bei der dreidimensionalen Berechnung bewirken verschiedene Effekte die 3D-Geometrie des Schmelzbades. Als erstes tritt eine Aufweitung als Ergebnis der axialen vertikalen Geschwindigkeit an der Kapillarberandung auf. Nach [Beck 1996] liegen die Maximalgeschwindigkeiten der Schmelze an der Kapillarberandung im Bereich 2 m/s bis 6 m/s. Mit einer Annahme von $w_{key}=3$ m/s, die bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min als Bezugsparameter eine

dimensionslose vertikale Geschwindigkeit von 90 liefert, ist eine Aufweitung im oberen Bereich deutlich zu erkennen, Bild 5.11.

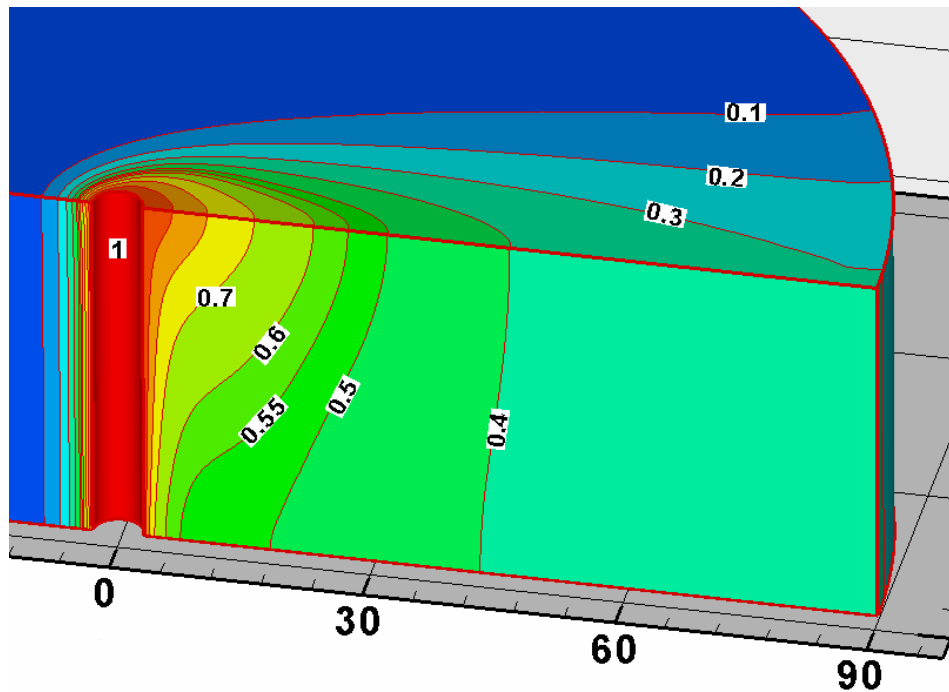


Bild 5.11: Temperaturverteilung mit Berücksichtigung der vertikalen axialen Geschwindigkeit für StE52 ($Pe=1,7$; $Pr=0,1$; $l_{ch}=0,3mm$; $W_{key}=90$; $\theta_s=0,55$; absorbierte Laserleistung $P_{L,abs}=1,2kW$)

Zweitens tritt eine Beeinflussung durch den Marangonieffekt auf, der im Beispiel nur auf der Badoberfläche berücksichtigt wurde. Bei den angegebenen Prozessparameter und unter der Annahme des konstanten Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung für Eisen $\partial\gamma/\partial\vartheta = -4,3 \cdot 10^{-4} Nm^{-1}K^{-1}$ [Ilda 1993], ergibt sich eine Marangoni-Zahl $Ma=500$. Damit liefert die Simulation die Aufweitung entsprechend Bild 5.12, zu beobachten bei alleiniger Berücksichtigung des Marangonieffektes ($W_{key}=0$)

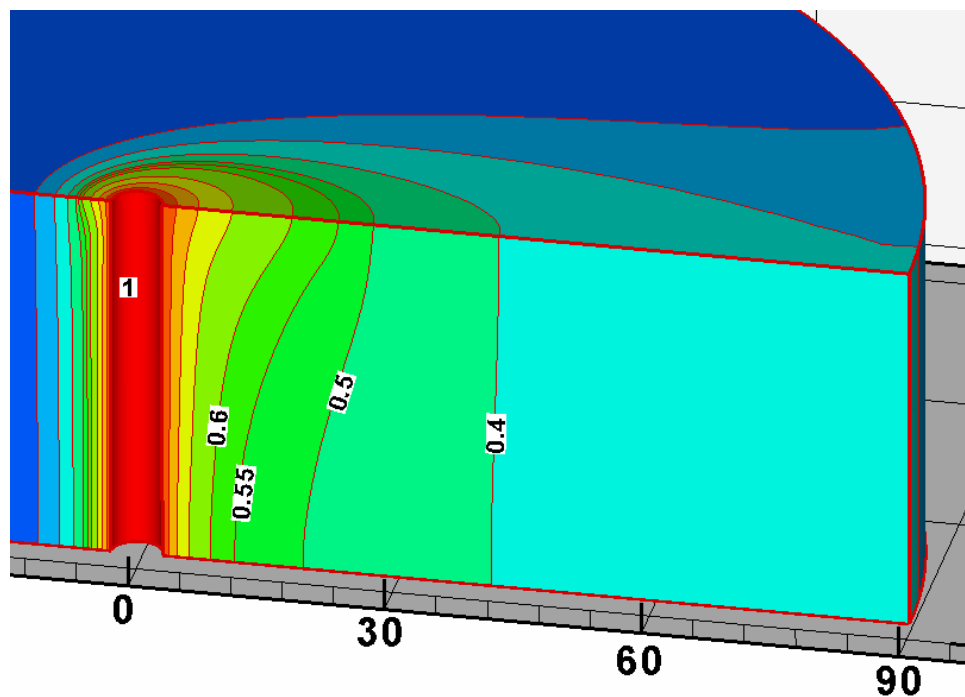


Bild 5.12: Temperaturverteilung mit Berücksichtigung der Marangoni-Zahl für StE52 ($Pe=1,7$; $Pr=0,1$; $l_{ch}=0,3\text{mm}$; $Ma=500$; $\theta_s=0,55$)

Weiterhin wirkt die freie Konvektion, die durch die Gr-Zahl beschrieben wird. Der berechnete Wert für Grashof-Zahl in unserem konkreten Beispiel beträgt etwa 200.

Der Einfluss der Gr-Zahl ist gering, Bild 5.13. Erst Werte über 1000 (was aber in der Praxis relativ selten vorkommt) sorgen für eine stärkere Krümmung der Temperaturisothermen in vertikaler Richtung.

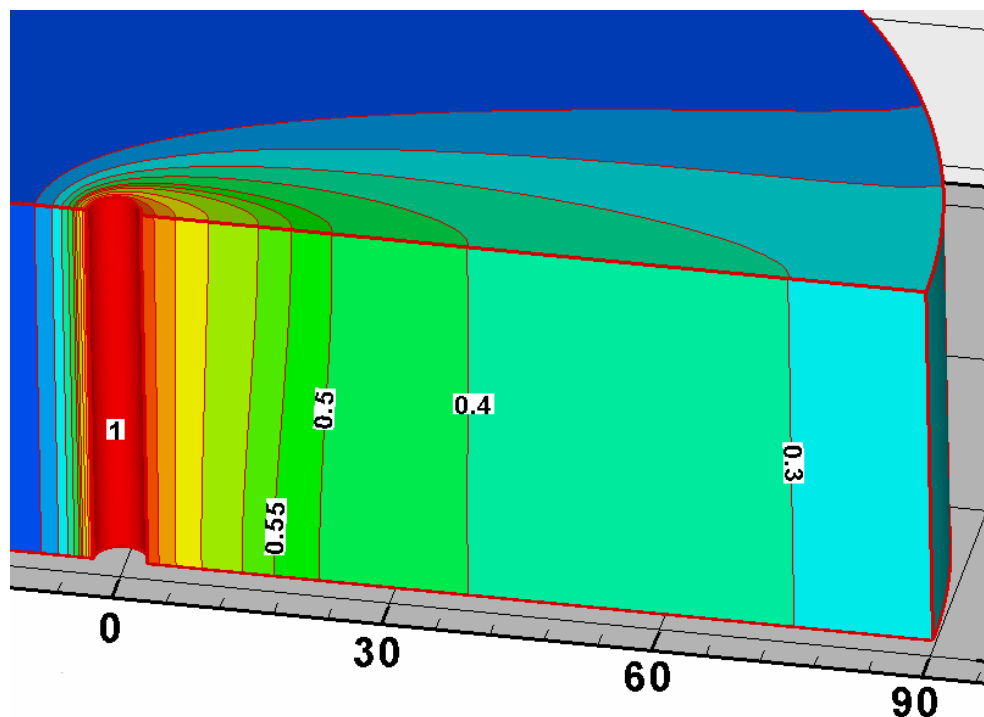


Bild 5.13: Temperaturverteilung mit Berücksichtigung der Grashof-Zahl für StE52 ($Pe=1,7$; $Pr=0,1$; $l_{ch}=0,3\text{mm}$; $Gr=200$; $\theta_s=0,55$)

5.2 Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit zur Bewertung des Umwandlungsverhaltens von Stählen

Die Schweißbeignung hängt von den Änderungen der Werkstoffeigenschaften ab, die aufgrund der transienten und lokal variablen Temperatureinwirkungen während und nach dem Schweißvorgang auftreten. Eine gute Schweißbeignung eines Werkstückes ist vorhanden, wenn durch den Schweißprozess die mechanisch-technologischen Werkstoffkennwerte nur geringfügig beeinflusst werden.

Die Simulation schweißtechnischer Fertigungsprozesse setzt die Kenntnis der Wechselwirkungsmechanismen zwischen dem transienten Wärmeeintrag und den damit gekoppelten metallurgischen Vorgängen voraus.

Der Grundwerkstoff wird beim Schweißen neben der Schmelzzone den schweißtypischen kurzzeitigen Temperaturzyklen mit steilem Anstieg bis nahe Schmelztemperatur und

anschließendem flacheren Abfall unterworfen. So entstehen in der Umgebung der Schmelzzone unterschiedliche Gefügestände (Wärmeeinflusszone), die Schichtenweise angeordnet sind [Radaj 1988].

In der Wärmeeinflusszone kann es durch die extrem hohe eingebrachte Energie des Lasers, während des Schweißens oder danach zu Festigkeitsverlusten oder zu lokalen Rissbildungen (Kaltrisse, Härterisse, Korrosionsrisse, Heißrisse) kommen.

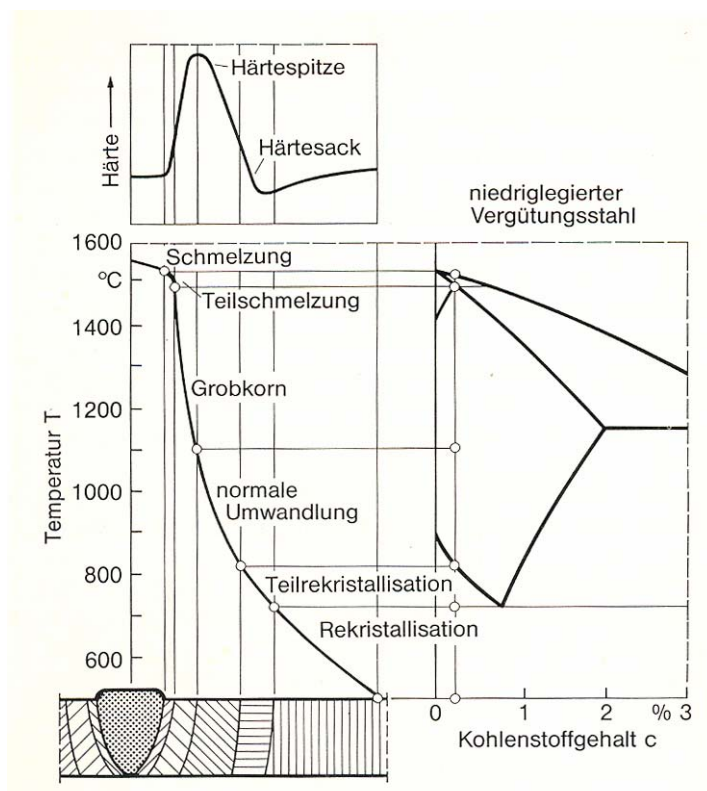


Bild 5.14: Gefügestruktur und Härteverlauf in der Wärmeeinflusszone beim Schweißen niedriglegierten Vergütungsstahls, ausgehend von Temperaturverteilung und Eisen-Kohlenstoff-Schaubild nach [Radaj 1988]

Die grobkörnige Zone in Bild 5.14 ist am meisten gefährdet. Wenn es zur Rissbildung kommt, die je nach Werkstoffart aus verschiedenen Rissbildungsmechanismen resultiert, dann ist die Schweißbarkeit der Konstruktion nicht mehr gegeben. Die Rissbildung lässt sich durch verschiedene Maßnahmen am Werkstoff (Zusammensetzung, Erschmelzung,

Wärmebehandlung) und am Schweißverfahren (Wärmeführung, Vor- und Nachwärmung) vermeiden.

Beim Schweißen niedriglegierter Stähle ist es wichtig, in der Schweißverbindung dem Grundwerkstoff äquivalente mechanische Eigenschaften zu erzielen. Die Einhaltung eines bestimmten thermischen Zyklus, ausgedrückt durch die Abkühlzeit zwischen 800°C und 500°C ($t_{8/5}$ -Zeit), ist der für die Güte der Schweißverbindung maßgebende Faktor. Eine zu schnelle Abkühlung (zu kurze Abkühlzeiten) verursacht Kaltriss- und Aufhärtungsgefahr. Zu hohe Abkühlzeiten (langsame Abkühlung) bewirken, dass die geforderten Werte von Festigkeit und Kerbschlagarbeit nicht erreicht werden.

Als Beispiel wird die Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit für niedriglegierten Stahl 1.0305 durchgeführt.

Im Bild 5.15 ist das Temperaturfeld dargestellt, berechnet mit dem 2D-Programm bei 200 Stützpunkten in radialer Richtung und 100 in Umfangsrichtung. Das Berechnungsgebiet beträgt $R=90$. Die Berechnung erfolgte für $Pe=1,36$.

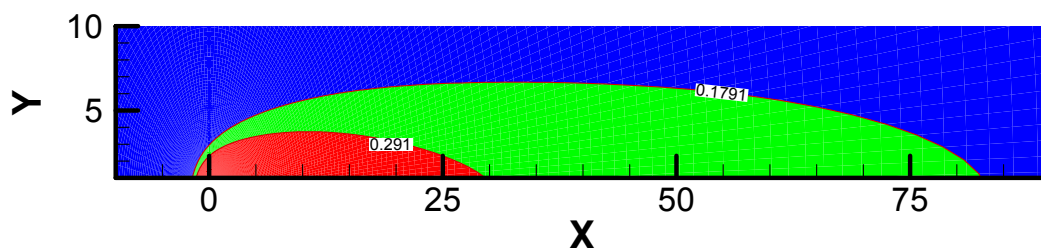


Bild 5.15: Temperaturfeld bei niedriglegiertem Stahl 1.0305, 200x100 Stützstellen; $R=90$; $w_{ch}=2\text{m/min}$; $l_{ch}=0,3\text{mm}$; $P_{L,abs}=1,4\text{ kW}$

Im Bild 5.15 sind nur die 800°C- und 500°C- Isothermen dargestellt. In dimensionsloser Darstellung besitzen die entsprechenden Isothermen die Werte 0.291 und 0.1791.

In der zweidimensionalen Simulation hängt die $t_{8/5}$ -Zeit nur von der Y-Koordinate ab und kann für alle Punkte angegeben werden, die auf 800°C erwärmt wurden. Den für das Beispiel berechneten Verlauf zeigt Bild 5.16.

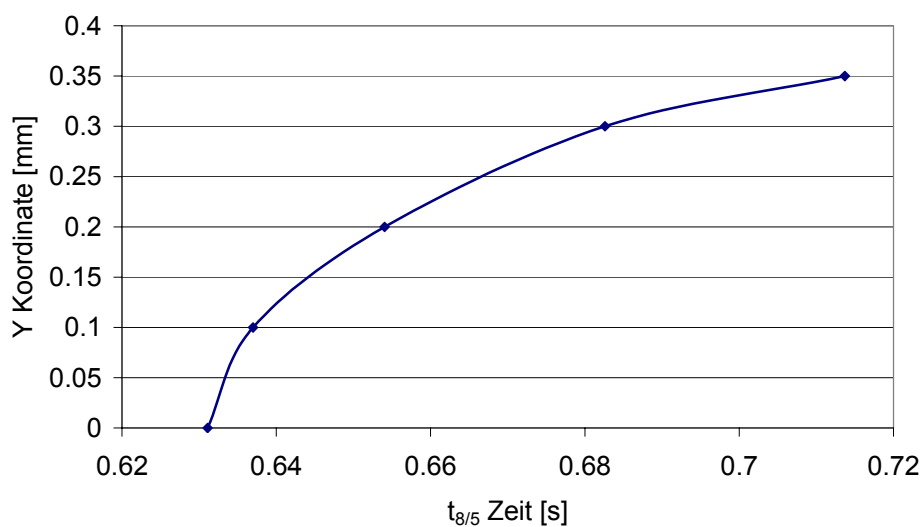


Bild 5.16: $t_{8/5}$ - Zeit bei niedriglegiertem Stahl 1.0305, R=90 (Pe=1,36; h=2mm)

Die gewählten Randbedingungen können einen Einfluss auf die Ergebnisse haben, wenn das Berechnungsgebiet zu klein ausgewählt ist. Im Beispiel des Stahls 1.0305 beobachtet man z.B. bei R=85 eine Verlängerung der 500°C-Isotherme und dadurch einen Fehler bei der Bestimmung der $t_{8/5}$ Zeit in der Nähe der X-Achse.

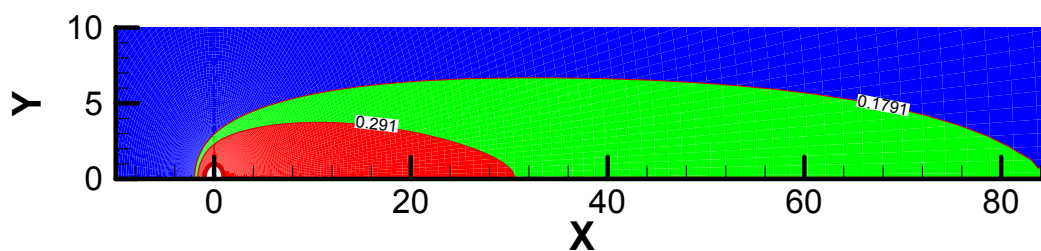


Bild 5.17: Temperaturfeld bei niedriglegiertem Stahl 1.0305, 200x100 Stützstellen, R=85

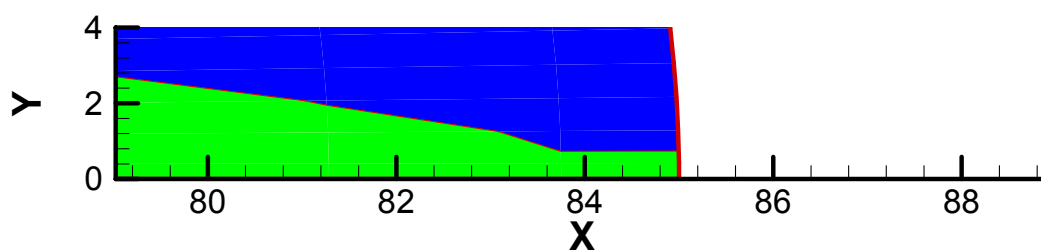


Bild 5.18: 500°C Isotherme bei R=85– vergrößerte Darstellung am Rande des Berechnungsgebietes - Detail aus Bild 5.17

Im Bildern 5.17 und 5.18 ist der Einfluss der Randbedingungen deutlich zu sehen. Es wurden unterschiedliche Simulationsrechnungen durchgeführt, um sicherzustellen, dass die Größe des Berechnungsgebietes keinen Einfluss hat. Die Ergebnisse sind im Bild 5.19 zu sehen.

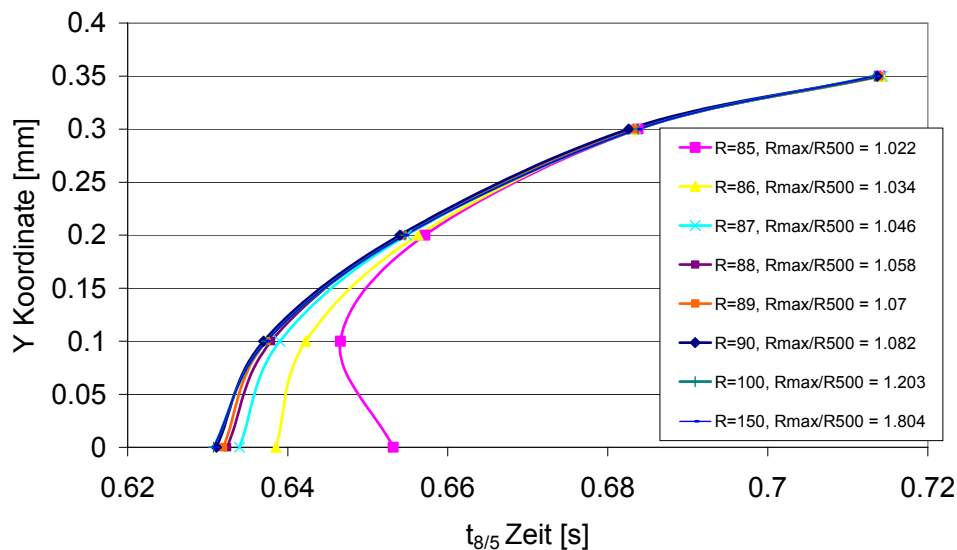


Bild 5.19: $t_{8/5}$ - Zeiten bei der Variation des Berechnungsgebietes für Stahl 1.0305; $Pe=1,36$; $h=2\text{mm}$

Zur Analyse des Fehlers kann man den folgenden Parameter einführen:

$$\frac{R_{\max}}{R_{500}} = k \quad (5.13)$$

Im Beispiel ist das Ergebnis für die $t_{8/5}$ Zeit bei $R=85$ mit einem großen Fehler verbunden. Bei $R=90$ ist $k=1.082$ und bei $R=100$ ist $k=1.203$. Prinzipiell ab $R=90$ ist fast kein Unterschied zu erkennen. Im Bereich $1.0 < k < 1.05$ ist das Ergebnis nicht zuverlässig.

Hauptinflussgröße auf die $t_{8/5}$ - Zeit ist bei konstanter Laserleistung und Blechdicke die Pe-Zahl. Für den untersuchten Stahl sind im Bild 5.20 die $t_{8/5}$ - Zeiten bei unterschiedlichen Pe-Zahlen in Abhängigkeit der Y-Koordinate dargestellt.

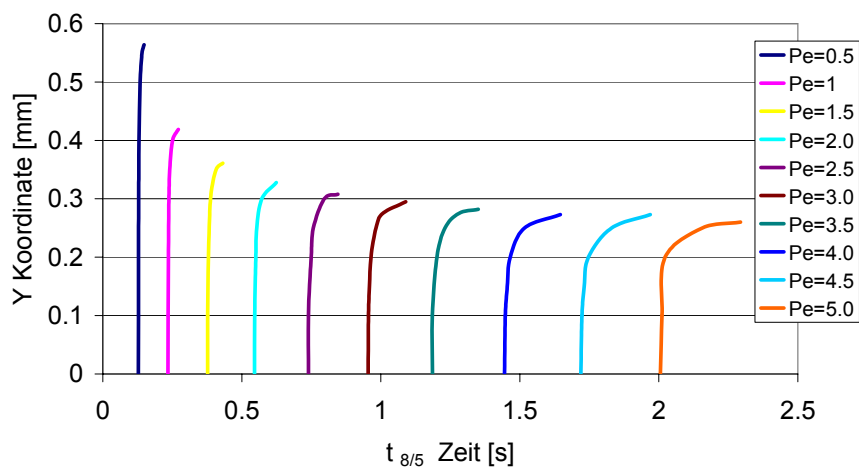


Bild 5.20: Werte der $t_{8/5}$ Zeit für verschiedene Pe-Zahlen (Stahl 1.0305, Blechdicke $h=2\text{mm}$)

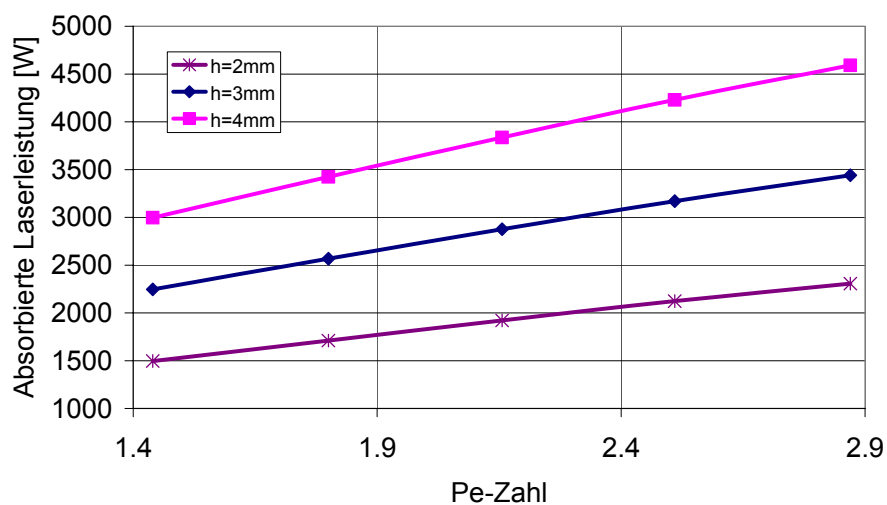


Bild 5.21: Absorbierte Laserleistung in Abhängigkeit der Péclet-Zahl für einen mittleren Kapillardurchmesser $l_{ch}=0,3\text{mm}$

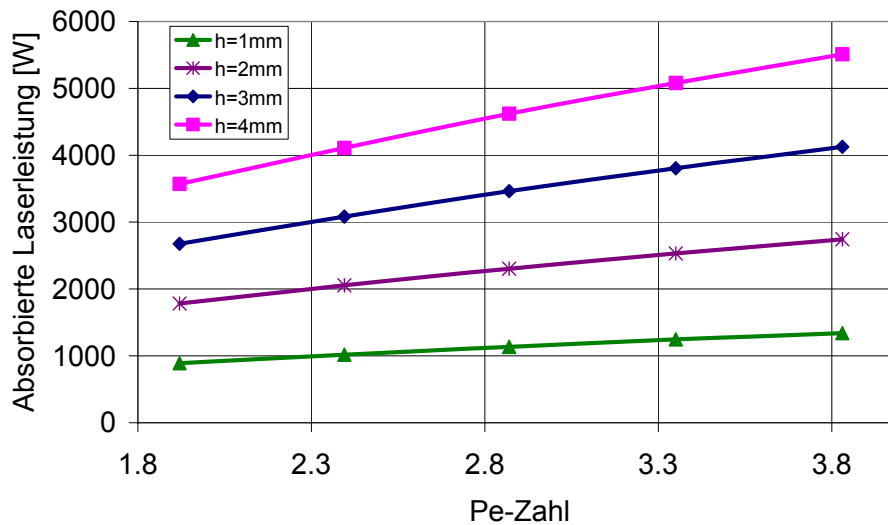


Bild 5.22: Absorbierte Laserleistung in Abhängigkeit der Péclet-Zahl für einen mittleren Kapillardurchmesser $l_{ch}=0,4\text{mm}$

Die Bilder 5.21 und 5.22 zeigen für unterschiedliche mittlere Kapillarradien l_{ch} die absorbierte Laserleistung für verschiedene Blechdicken in Abhängigkeit der Péclet-Zahl. Die Änderung von Pe ist bei der betrachteten Konstanz von l_{ch} nur von der Schweißgeschwindigkeit w_{ch} abhängig. Die Gr -Zahlen betragen in den beiden Fällen 197 und 467, während die Marangoni-Zahl und die dimensionslose Keyhole-Geschwindigkeit zunächst zu Null gesetzt wurden.

Wichtig für die praktische Anwendung ist jedoch die Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit von den technologischen Parametern. Im Bild 5.23 ist die Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit von der Schweißgeschwindigkeit für einen Beispielfall beim Schweißen von Blech mit der Dicke 2mm dargestellt. Der Wert des Modellparameters l_{ch} ist konstant und beträgt 0,3 mm.

Bild 5.24 zeigt ebenfalls wieder exemplarisch den Zusammenhang zwischen $t_{8/5}$ -Zeit und absorbiertes Laserleistung.

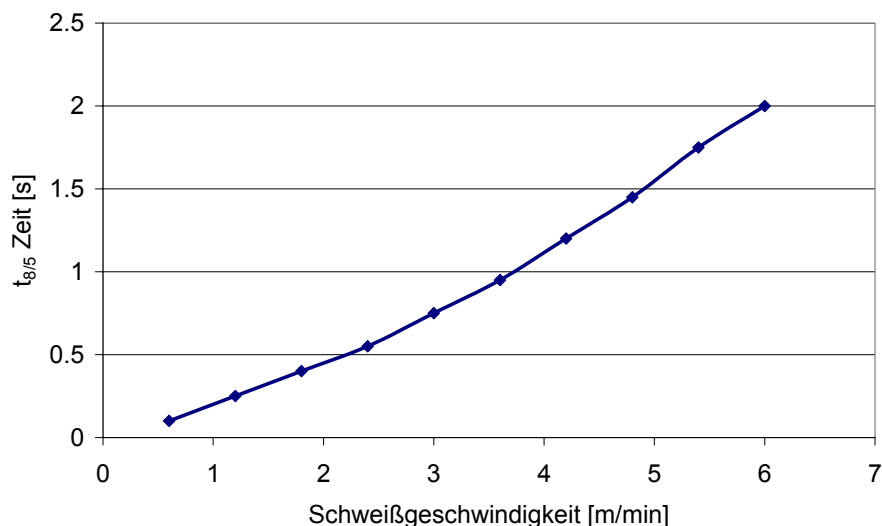


Bild 5.23: Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit von der Schweißgeschwindigkeit (Stahl 1.0305, Blechdicke $h=2\text{mm}$, Radius der Dampfkapillare $l_{\text{ch}}=0,3\text{mm}$)

Um die absorbierte Laserleistung durch das Simulationsprogramm zu bestimmen, wird die mittlere Nusselt-Zahl auf der Dampfkapillare nach Gleichung 3.50 berechnet.

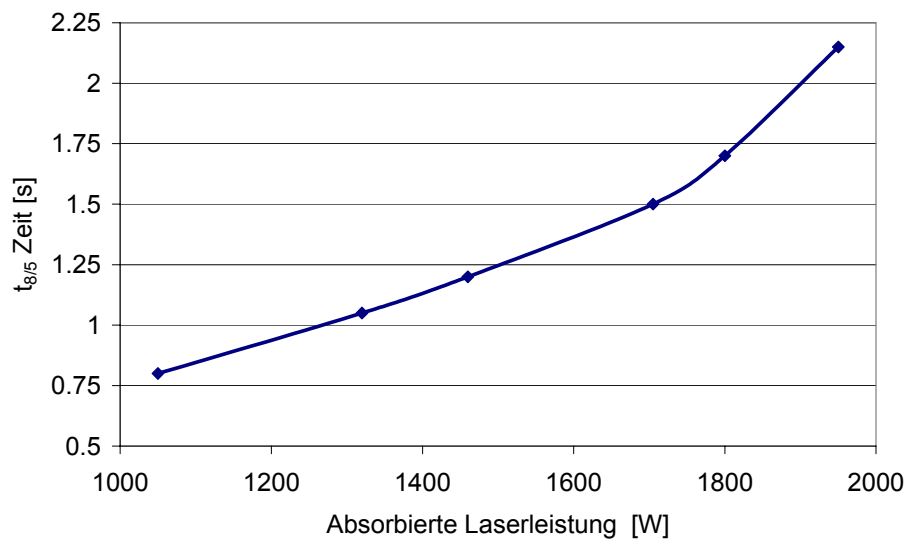


Bild 5.24: Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit von der absorbierten Laserleistung (Stahl 1.0305, Blechdicke $h=2\text{mm}$, Radius der Dampfkapillare $l_{\text{ch}}=0,3\text{mm}$)

5.3 Simulationen für Magnesium- und Aluminiumlegierungen

In der Regel lassen sich Bauteile aus Magnesiumlegierungen mit allen gebräuchlichen Verfahren verbinden. Die meisten Magnesiumlegierungen sind schmelzschweißgeeignet, aber trotzdem müssen die Schweißparameter auf die konkreten physikalischen Eigenschaften der Werkstoffe abgestimmt werden. Wie schon erwähnt, teilen sich die Magnesiumlegierungen nach dem Herstellprozess in 2 große Gruppen:

- Magnesiumgusslegierungen
- Magnesiumknetlegierungen

Beim Schweißen von Druckgusslegierungen ist die Bildung von Poren im Schmelzbad keine seltene Erscheinung. Ursache dafür ist das Ausgasen von zwangsgelöstem Prozessgas beim Erschmelzen des Schweißbades. Nach der Erstarrung entsteht eine Schweißnaht, die eigentlich oft zu inakzeptablen mechanischen Eigenschaften führt. Deshalb ist man bemüht, durch verschiedene Techniken (z.B. durch Vakuum-Druckgusstechnik u.a.) den Porenanteil entscheidend zu reduzieren [Kammer 2000]. Gut schweißbare Gussmagnesiumlegierungen sind AM50A, AZ91C, AZ91D.

Die Knetlegierungen sind etwas besser schweißgeeignet. Legierungen wie AZ31B, AZ31C, AZ10A lassen sich sehr gut schweißen. Die Grundwerkstoffgefüge werden durch die Wärmeeinbringung beeinflusst, wobei in Abhängigkeit von den verwendeten Legierungen Aufschmelzungen an den Korngrenzen, Kornwachstum und Bildung von Ausscheidungen beobachtet werden können. Aber trotzdem kann es durch geeignete Wahl der Fügeparameter zu keiner nennenswerten Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften kommen. Wie schon erwähnt, erreichen die Festigkeitswerte lasergeschweißter Magnesiumknetlegierungen nahezu die des Grundwerkstoffes. Die Porenbildung und die Einbrandkerben können bei geeigneter Parameterwahl ebenfalls vermieden werden.

Basierend auf dem guten Absorptionsvermögen, werden in der Industrie zum Laserstrahlschweißen von Magnesiumlegierungen hauptsächlich CO₂ und Nd:YAG Laser angewendet.

Eisen	AZ 31B
$\lambda = 35 \text{ Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$	$\lambda = 115 \text{ Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$
$c_p = 800 \text{ Jkg}^{-1} \text{ K}^{-1}$	$c_p = 1410 \text{ Jkg}^{-1} \text{ K}^{-1}$
$\rho = 7200 \text{ kgm}^{-3}$	$\rho = 1728 \text{ kgm}^{-3}$
$\nu = 6.0 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$	$\nu = 7.06 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$
$T_v = 2973 \text{ K}$	$T_v = 1380 \text{ K}$

Tabelle 5.3: Vergleich der Materialeigenschaften von reinem Eisen und Magnesiumlegierung AZ31B für die flüssige Phase

Beim Vergleich der Materialeigenschaften von reinem Eisen und der Magnesiumlegierung AZ31B (Tabelle 5.3) fällt insbesondere der sehr große Unterschied bei der Dichte auf – etwa 4 mal kleinere Dichte bei AZ31B. Die Verdampfungstemperatur der Magnesiumlegierungen ist auch deutlich kleiner, was seinerseits kleinere Energien zum Aufschmelzen erfordert. Die Magnesiumlegierungen leiten deutlich besser die Wärme – die Wärmeleitfähigkeit ist etwa 3,5 mal höher als die des Eisens. Das hat einen direkten Einfluss auf die Péclet-Zahl. Der konduktive Energietransport ist deutlich ausgeprägter, was aus den kleinen Werten der Pe-Zahl folgt.

Bei den Berechnungen wurde die Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften berücksichtigt. Die entsprechenden Funktionen für die Wärmeleitfähigkeit, Bild 5.25, die spezifische Wärmekapazität, Bild 5.26, und Dichte von Magnesiumlegierung AZ31B, Bild 5.27, sehen folgendermaßen aus [Mills 2002]:

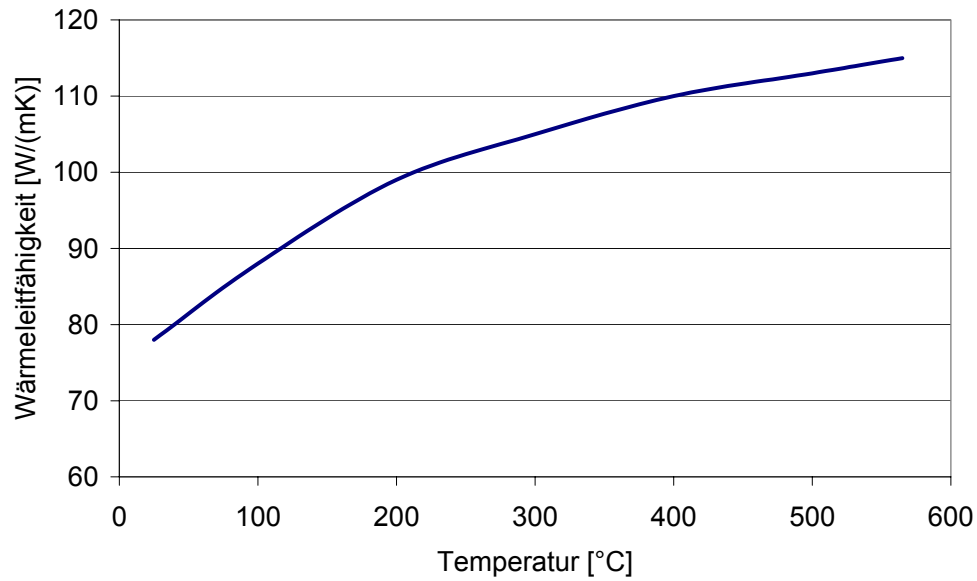


Bild 5.25: Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit der Magnesiumlegierung AZ31B

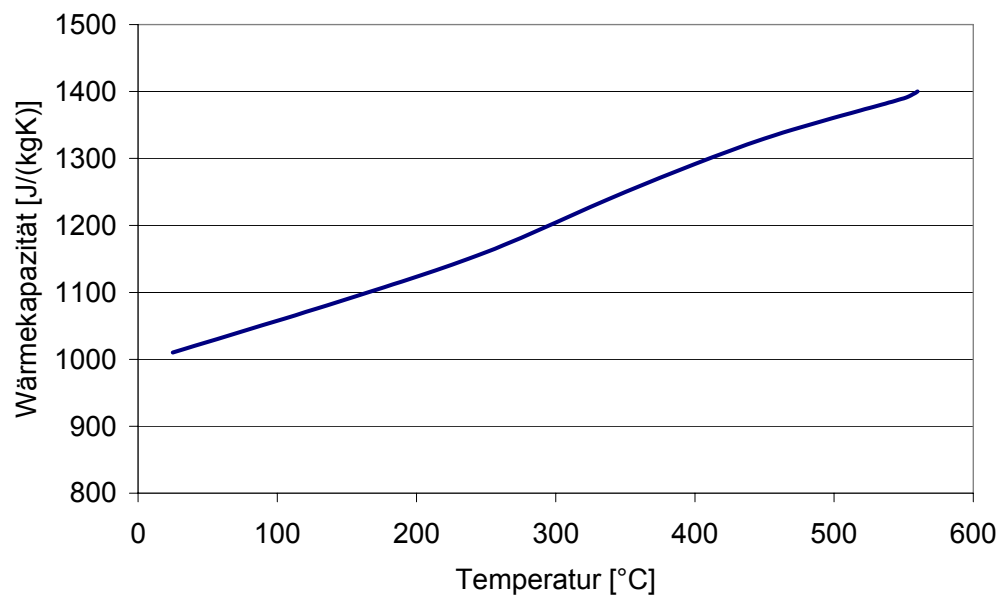


Bild 5.26: Temperaturabhängigkeit der spezifischen Wärmekapazität der Magnesiumlegierung AZ31B

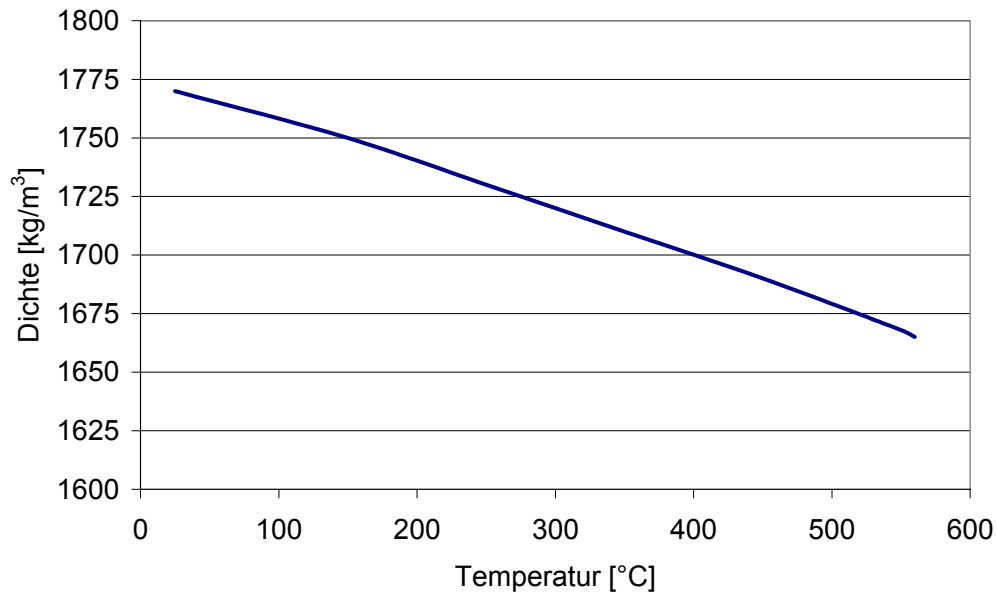


Bild 5.27: Temperaturabhängigkeit der Dichte der Magnesiumlegierung AZ31B

Die Simulationen für Aluminiumlegierungen werden beispielhaft für reines Aluminium präsentiert. Ursachen dafür sind insbesondere der Mangel an Daten für die flüssige Phase, sowie auch für den exakten Verlauf der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur für die feste Phase. Die für Aluminium verwendeten Verläufe der thermischen Eigenschaften sind in den Bildern 5.28, 5.29 und 5.30 dargestellt.

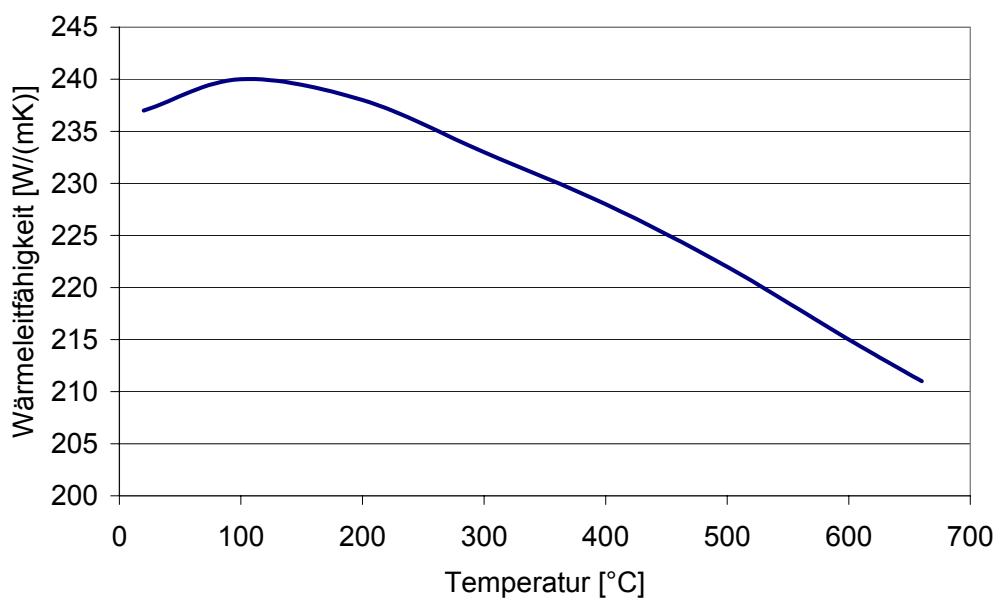


Bild 5.28: Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von Aluminium

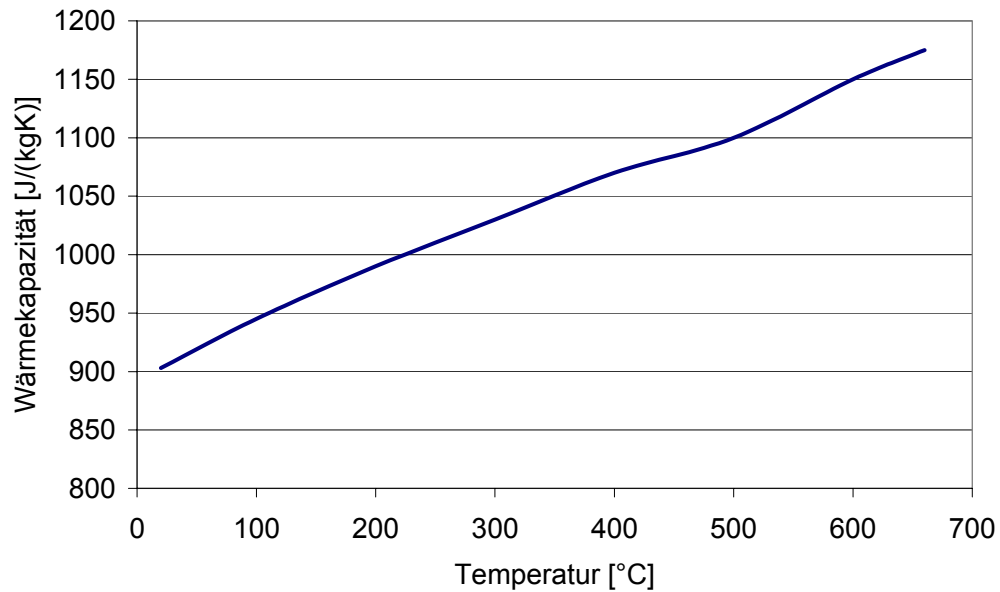


Bild 5.29: Temperaturabhängigkeit der spezifischen Wärmekapazität von Aluminium

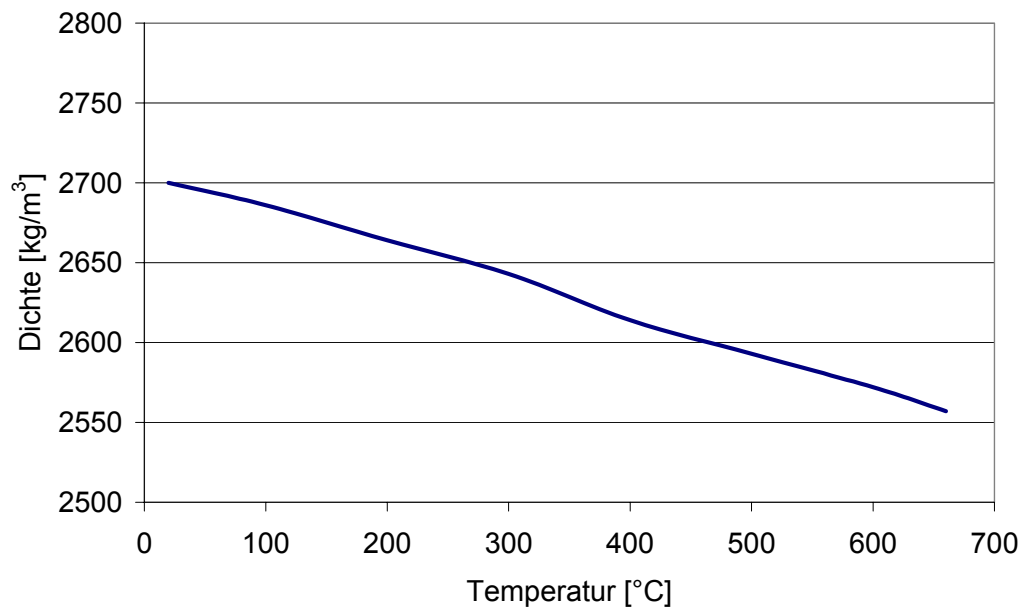


Bild 5.30: Temperaturabhängigkeit der Dichte von Aluminium

Was die Werkstückeigenschaften betrifft, sind Aluminium- und Magnesiumlegierungen in vielen Parametern ähnlich. Deutlich ist der Unterschied jedoch bei den Verdampfungstemperaturen. Die Verdampfungstemperatur der Magnesiumlegierung AZ31B liegt bei etwa 1107°C, während die Verdampfungstemperatur von Aluminium 2467°C

beträgt. Dadurch folgen deutliche Unterschiede in der normierten Schmelzisothe θ_s , die bei den Magnesiumlegierungen etwa im Bereich von 0,5-0,55 liegt. Bei reinem Aluminium liegt die Schmelzisothe θ_s bei 0,25. Das hat unmittelbare Auswirkungen auf die Schmelzbadausbildung und den Energietransport, was im folgenden untersucht wird.

Beispielhaft werden Simulationsrechnungen beim Schweißen von Leichtbauwerkstoffen vorgestellt. Die meisten dargestellten Beispiele berücksichtigen die physikalischen Grenzzustände der untersuchten Parameter. Dadurch sind die auftretenden Unterschiede durch Vergleich klarer und der spezifische Einfluss der einzelnen Parameter ist besser zu verstehen. So ist in Bild 5.31 das Temperaturfeld für Aluminium bei sehr kleiner Pe-Zahl dargestellt.

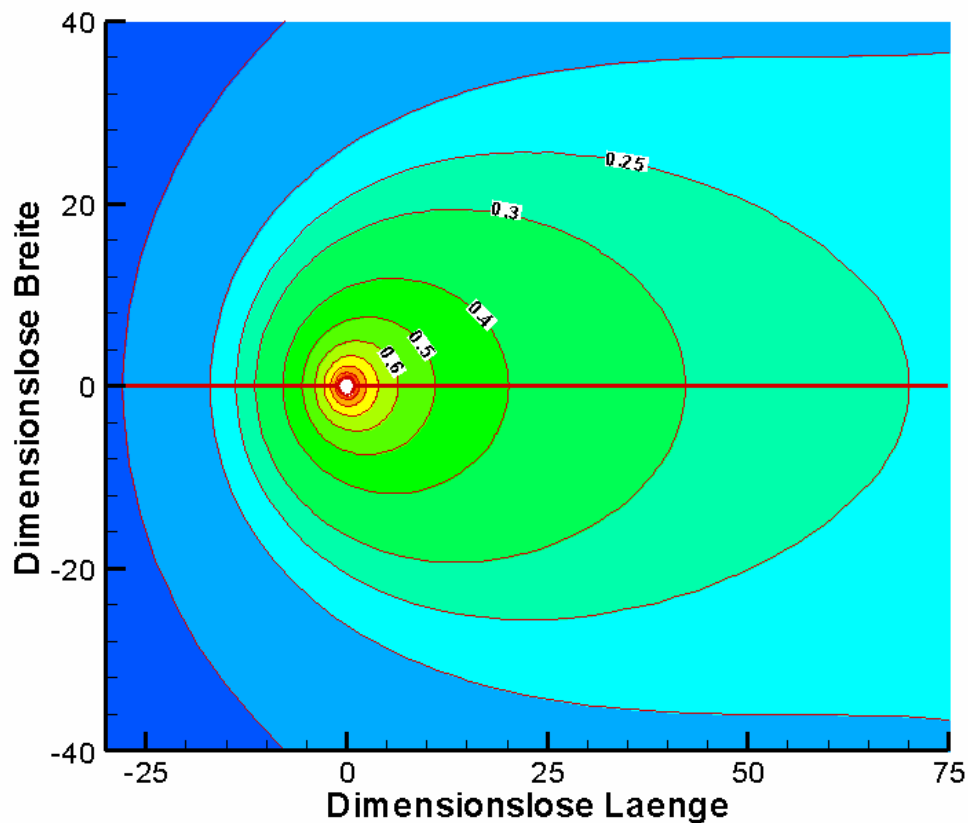


Bild 5.31: Darstellung des berechneten Temperaturfeldes für Aluminium ($Pe=0,048$; $w_{ch}=2m/min$; $l_{ch}=0,05mm$; $\theta_s=0,25$)

Größere Pe-Zahlen (höhere Schweißgeschwindigkeiten und gleichzeitig höhere Werte des Modellparameters l_{ch}) führen zu einer Streckung der Isothermen, wie aus dem Bild 5.32 zu erkennen ist.

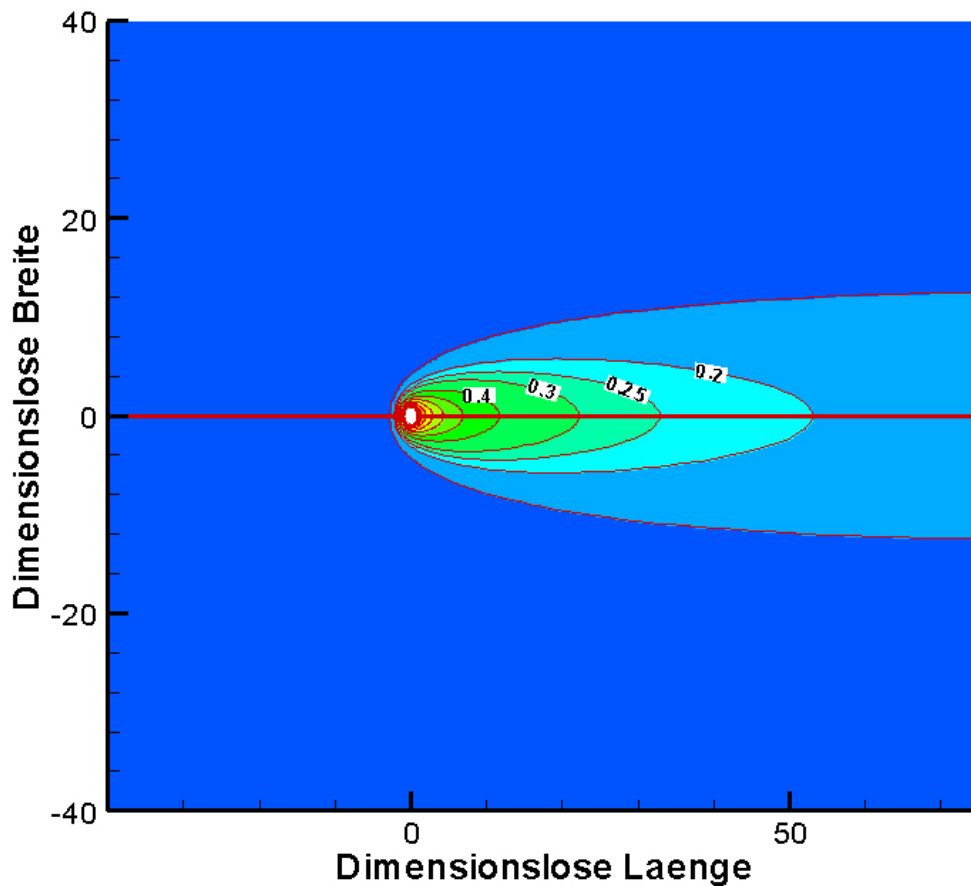


Bild 5.32: Darstellung des berechneten Temperaturfeldes für Aluminium ($Pe=1,15$; $w_{ch}=8\text{m/min}$; $l_{ch}=0,3\text{mm}$; $\theta_s=0,25$)

Zum Vergleich der Verhältnisse bei Aluminium und Magnesium wurden die Schmelzbadabmessungen zwischen $\theta_s=0,25$ und $\theta_s=0,50$ untersucht, jeweils für $Pe=0,048$ und $Pe=1,15$. Die Ergebnisse für die mit der charakteristischen Länge normierte Schmelzbadlänge, die normierte Schmelzbadbreite und das insbesondere für die Auswertung von Schweißversuchen wichtige Länge-Breite-Verhältnis sind in den Bildern 5.33 bis 5.35 vergleichend dargestellt:

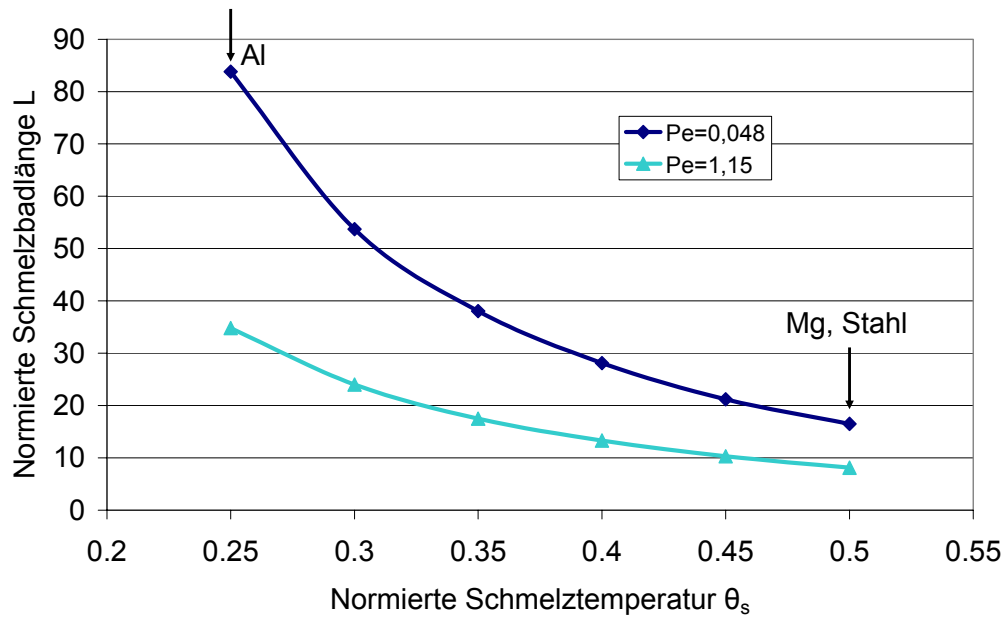


Bild 5.33: Berechnete Schmelzbadlänge L bei Variation der normierten Schmelztemperatur für 2 verschiedene Pe-Zahlen - Pe=0,048 und Pe=1,15

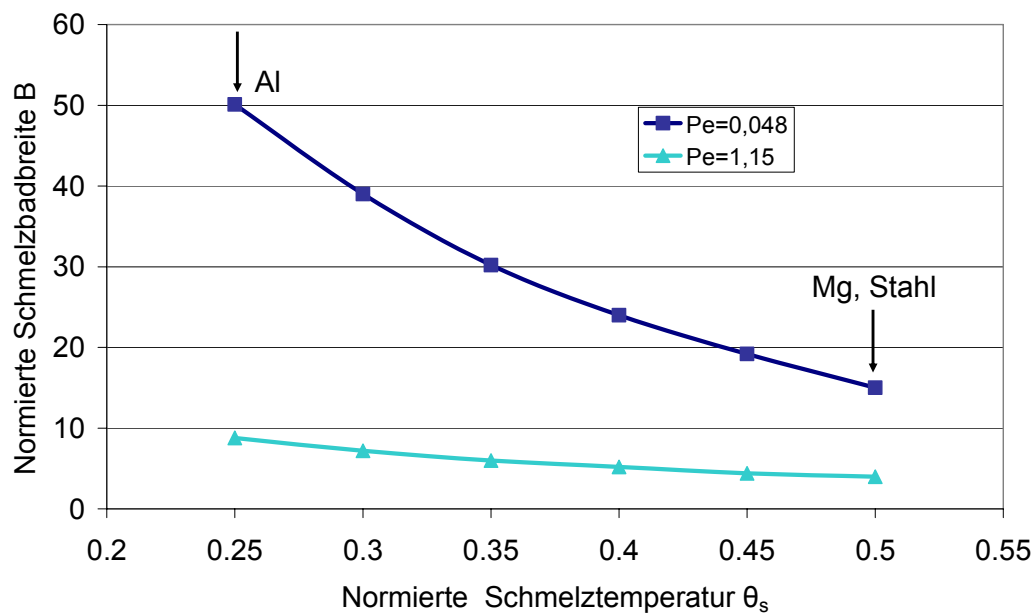


Bild 5.34: Berechnete Schmelzbadbreite B bei Variation der normierten Schmelztemperatur für 2 verschiedene Pe-Zahlen - Pe=0,048 und Pe=1,15

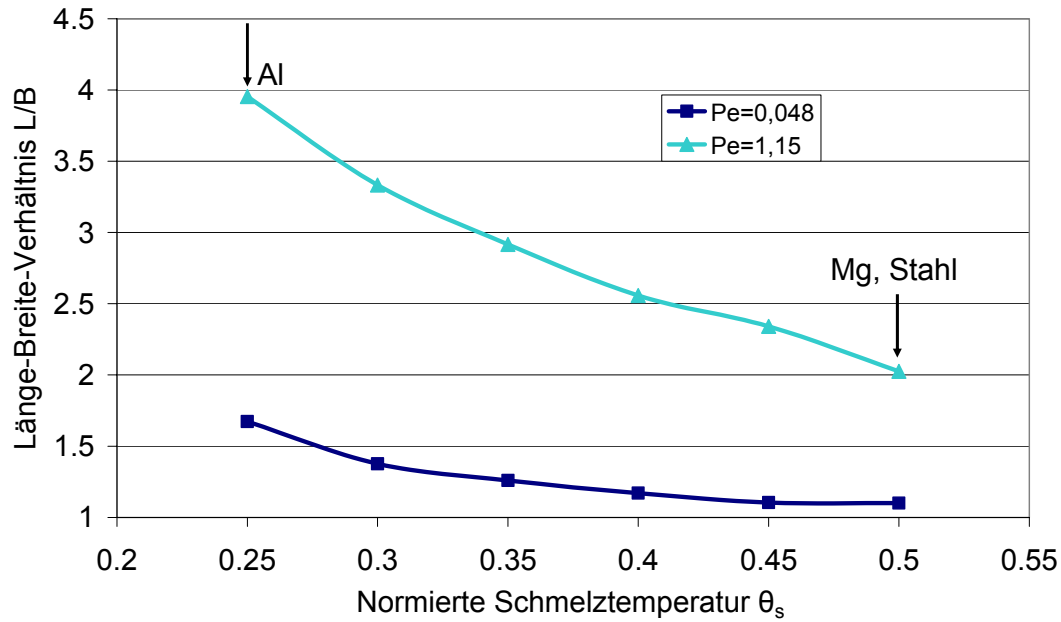


Bild 5.35: Berechnetes Länge-Breite-Verhältnis L/B bei Variation der normierten Schmelztemperatur für 2 verschiedene Pe-Zahlen - $Pe=0,048$ und $Pe=1,15$

Für die flüssige Phase werden in den Simulationsrechnungen konstante Werte entsprechend Tab. 5.3 benutzt. Die Phasenumwandlung wird analog zu den Stählen durch eine erhöhte spezifische Wärmekapazität berücksichtigt.

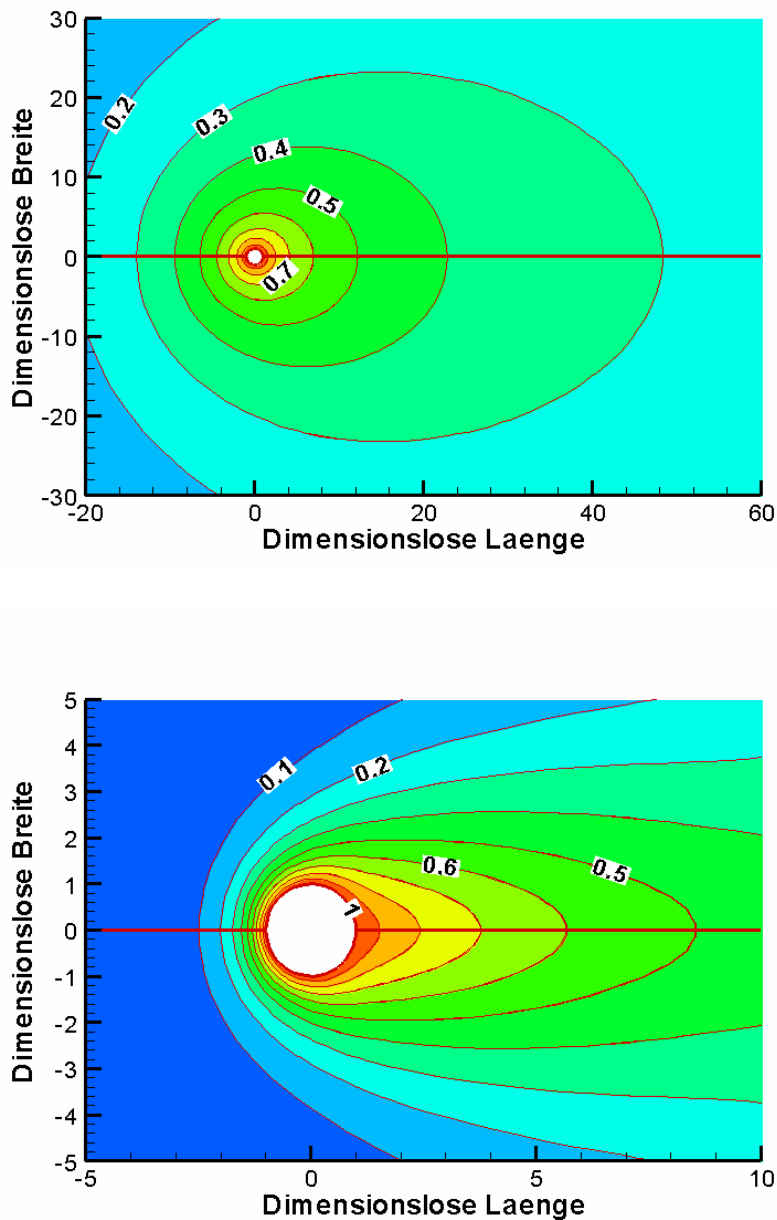


Bild 5.36: Dimensionslose Temperaturverteilung in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für AZ31B: oben: $Pe=0,035$ ($Pr=0,0145$; $l_{ch}=0,05\text{mm}$; $w_{ch}=2\text{m/min}$); unten: $Pe=1,4$ ($Pr=0,0145$; $l_{ch}=0,5\text{mm}$; $w_{ch}=8\text{m/min}$)

Bild 5.36 zeigt 2 relevante Grenzfälle für AZ31B – einmal wenn die Péclet-Zahl sehr klein ist und einmal wenn die Péclet-Zahl sehr groß ist. Bei der Simulation wurde dabei der Radius der Dampfkapillare als Modellparameter um eine Größenordnung variiert - von 0,05mm bis 0,5mm. Die Schweißgeschwindigkeit wurde von 2 bis 8 m/min variiert. In der Gleichung für die Pe-Zahl stehen die Schweißgeschwindigkeit und der charakteristische Durchmesser

(Radius der Dampfkapillare) im Zähler, so dass sich die entsprechenden minimalen und maximalen Werte ergeben.

Die Prandtl-Zahl ist eine materialspezifische Kennzahl. Entscheidenden Einfluss hat die Zähigkeit. Bei der Simulation des Temperaturfeldes wird ein mittlerer Wert der Zähigkeit für die flüssige Phase angenommen (genauere Angaben über die Temperaturabhängigkeit der Zähigkeit in der flüssigen Phase sind in der Literatur kaum zu finden). Die Größe der Prandtl-Zahl hat überwiegend Einfluss auf die Strömungsverhältnisse im Schmelzbad und kaum Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie. Sobald aber der Wert der Péclet-Zahl auch klein ist ($<0,5$ - was der Fall bei Magnesium und seinen Legierungen ist), ist der konduktive Wärmetransport stark ausgeprägt und dadurch sind auch kaum Änderungen bei den Strömungsverhältnissen sogar bei kleineren Pr-Zahlen zu beobachten, siehe Bild 5.37.

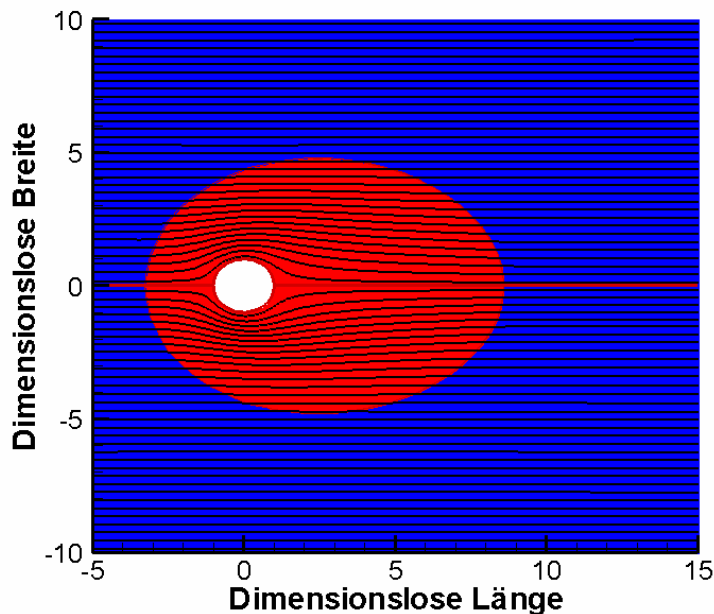


Bild 5.37: 2D Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilung (Magnesium), $w_{ch}=4\text{m/min}$; $l_{ch}=0,1\text{mm}$ und $Pr=0,0145$ ($Pe=0,14$)

Bild 5.38 zeigt einen Beispielfall für Stähle mit einer Pe-Zahl von 2 und $Pr=0,1$. Es ist hinter der Dampfkapillare eine Verdichtung der Stromlinien zu beobachten

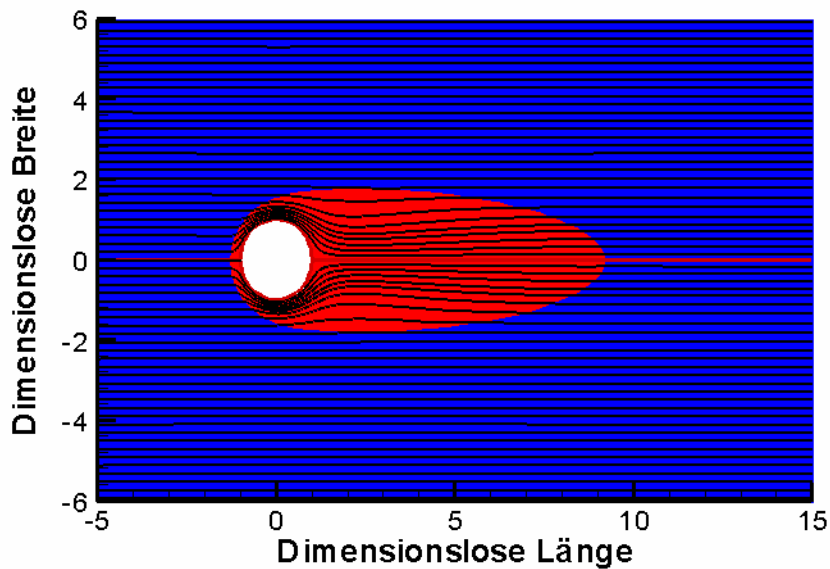


Bild 5.38: 2D Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilung, niedriglegierter Stahl, $w_{ch}=4\text{m/min}$, $l_{ch}=0,2\text{mm}$ und $Pr=0,1$ ($Pe=2,0$)

In der Regel führen kleinere Werte der Pr-Zahl bei gleicher Pe-Zahl und damit höhere Werte der Re-Zahl zur Ablösung der Schmelzbadströmung an der fest-flüssigen Phasengrenze und zur Ausbildung von Rezirkulationsgebieten im Kapillarnachlauf. Diese Rezirkulationsgebiete sind eigentlich nur bei den Stählen zu beobachten, da der Wert der Pe-Zahl deutlich höher ist und der konvektive Energietransport in der flüssigen Phase ziemlich ausgeprägt ist. Je kleiner der Wert der Pr-Zahl ist, desto besser ist dieser Effekt zu beobachten (steigender Wert der Re-Zahl). Das Ergebnis ist im Bild 5.39 dargestellt.

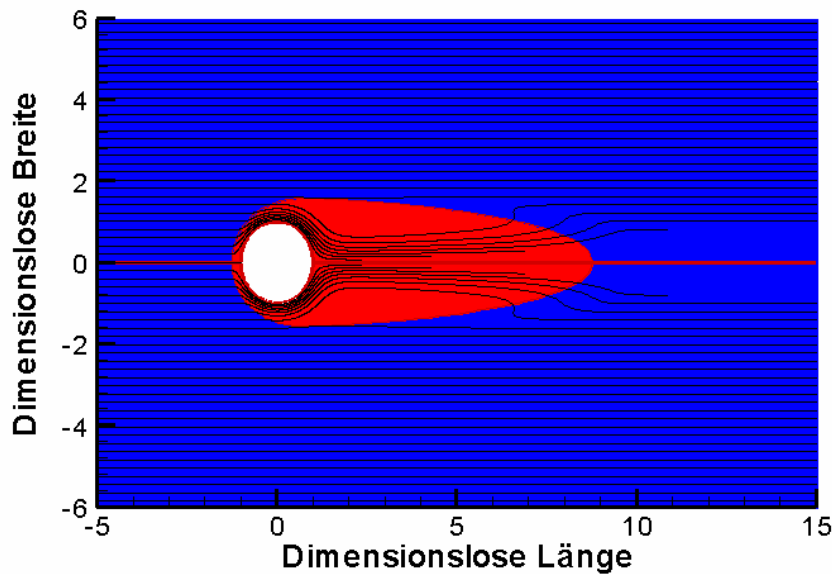


Bild 5.39: 2D Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilung in einem Berechnungsbeispiel (niedriglegierter Stahl), $Pe=2$ und $Pr=0,04$

Die Variation des Radius der Dampfkapillare als Modellparameter wird am Beispiel der Magnesiumlegierung AZ31B untersucht. Dabei wird der Temperaturverlauf längs (Bild 5.40) und quer zur Naht (Bild 5.41), betrachtet. Die Blechdicke beträgt 1,3 mm und die Schweißgeschwindigkeit 2,5 m/min. Die Ergebnisse werden mit experimentellen Daten [Steinborn 2000] verglichen und weisen sehr gute Übereinstimmung für einen Kapillarradius von 0,2 mm als Modellparameter auf. Die Pe -Zahl weist einen kleinen Wert für Magnesium und seine Legierungen auf und man befindet sich relativ unabhängig vom Radius der Dampfkapillare stets im Bereich eines dominierenden Wärmeleittransportes. Für diese Materialien sind Radien von 0,05 mm bis ca. 0,3 mm am häufigsten relevant.

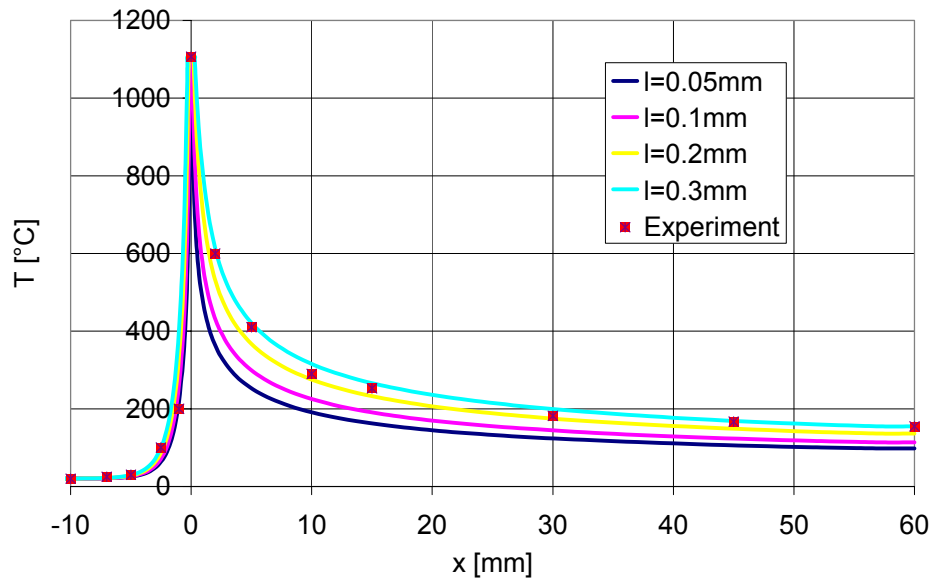


Bild 5.40: Vergleich des Temperaturverlaufes in Nahtmitte für unterschiedliche Kapillarradien (AZ31B: $h=1,3\text{mm}$; $w_{\text{ch}}=2,5\text{m/min}$)

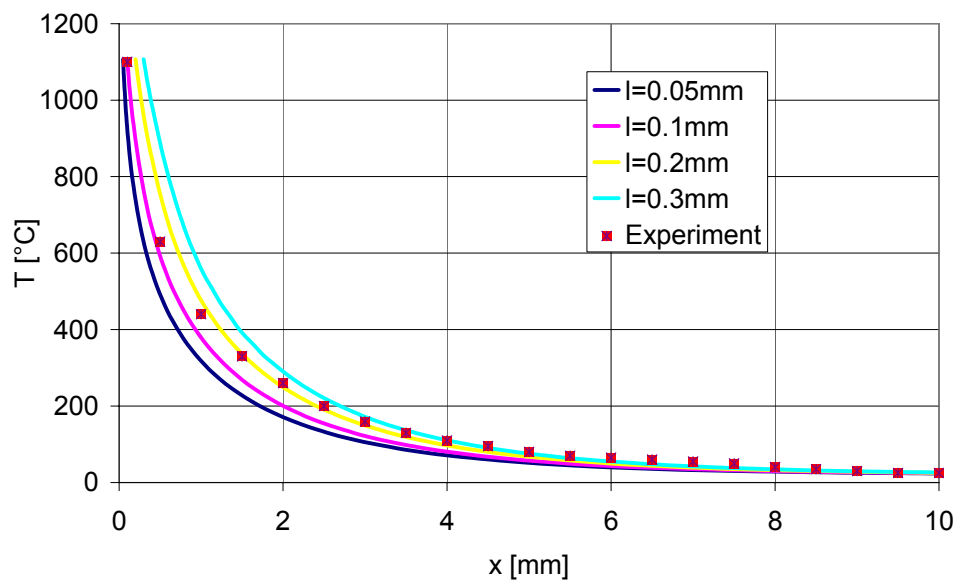


Bild 5.41: Vergleich des Temperaturverlaufes quer zur Naht für unterschiedliche Kapillarradien (AZ31B: $h=1,3\text{mm}$; $w_{\text{ch}}=2,5\text{m/min}$)

Geht man von der 2D-Analyse der Temperaturfelder zur 3D-Betrachtung über, so ist zusätzlich der Einfluß der Gr-Zahl, der Ma-Zahl und der bezogenen Keyholegeschwindigkeit zu untersuchen.

Die Änderung der Gr-Zahl hat insgesamt wiederum einen kleinen Einfluss auf die 3D-Verteilung der Temperatur, d.h. die Aufweitung der Schmelzbadoberfläche im oberen Bereich des zu schweißenden Materials ist gering - der Energietransport erfolgt überwiegend durch Wärmeleitung. Das ist auch aus der Abbildung 5.42 ersichtlich. Dargestellt wurde das gesamte 3D-Berechnungsgebiet, um die Position aller Isothermen vergleichen zu können. Die Berechnung erfolgte wieder dimensionslos. Dabei wurden die Werte der Ma-Zahl und der vertikalen Keyholegeschwindigkeit jeweils gleich Null angenommen, um die Überlagerung der einzelnen Effekte zu vermeiden. Bei den Isothermen ist nur nahe der Dampfkapillare eine Abhängigkeit von der z-Koordinate erkennbar.

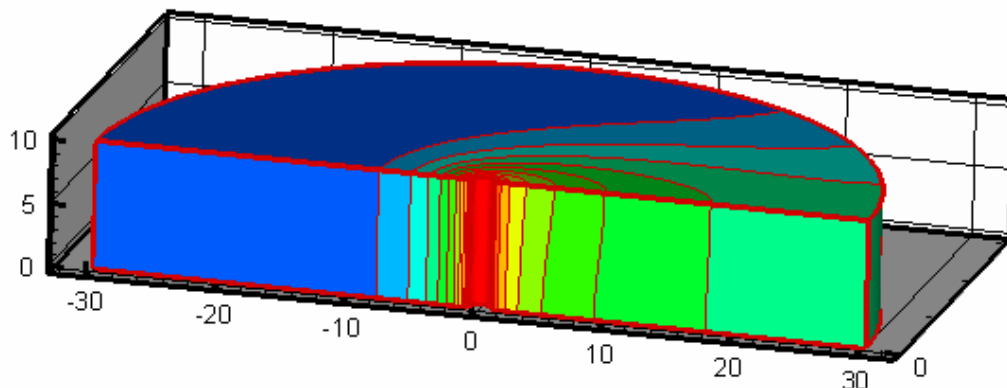


Bild 5.42: 3D Darstellung des Temperaturfeldes zum Einfluß der Gr-Zahl $Gr=700$
 ($w_{ch}=4\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\theta_s=0,55$; $Pe=0,25$; $Pr=0,013$; $Ma=0$; $w_{key}=0\text{m/s}$)

Bei der Berücksichtigung der Ma-Zahl kann man in der Regel 2 Allgemeinfälle betrachten: einseitiger (oberseitiger) Effekt und beidseitiger Effekt (oben und unten). In der Regel lässt sich der Ma-Effekt nur sehr schwer vorausberechnen. Wie schon erwähnt hängt die Marangoni Konvektion von sehr vielen Parametern ab und wird auch von kleinsten Verunreinigungen stark beeinflusst. Für einen Schweißprozess mit 4 m/min und einer Marangoni-Zahl von 200 wird beispielhaft die einseitige, Bild 5.43, und beidseitige, Bild 6.44, Wirkung des Marangoni Effektes dargestellt.

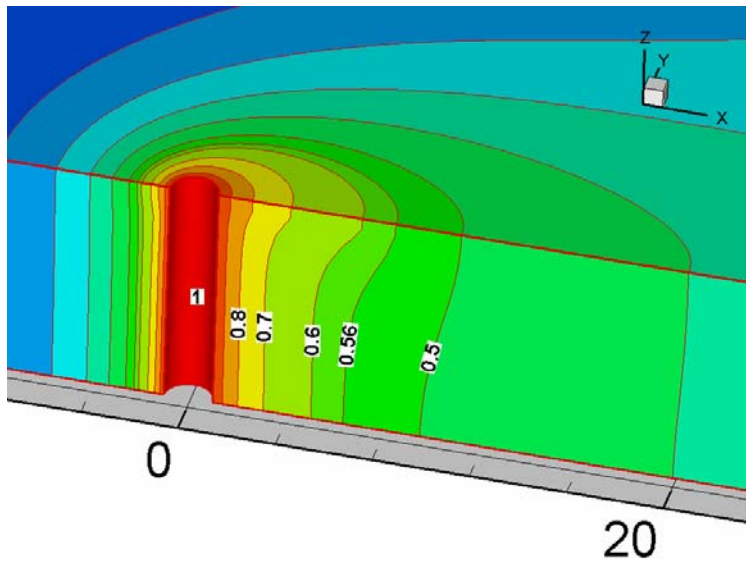


Bild 5.43: Temperaturfeld bei einseitiger Berücksichtigung der Marangoni-Konvektion mit $Ma=200$ ($w_{ch}=4\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\theta_s=0,56$; $Pe=0,25$; $Pr=0,013$; $Gr=0$; $w_{key}=0\text{m/s}$)

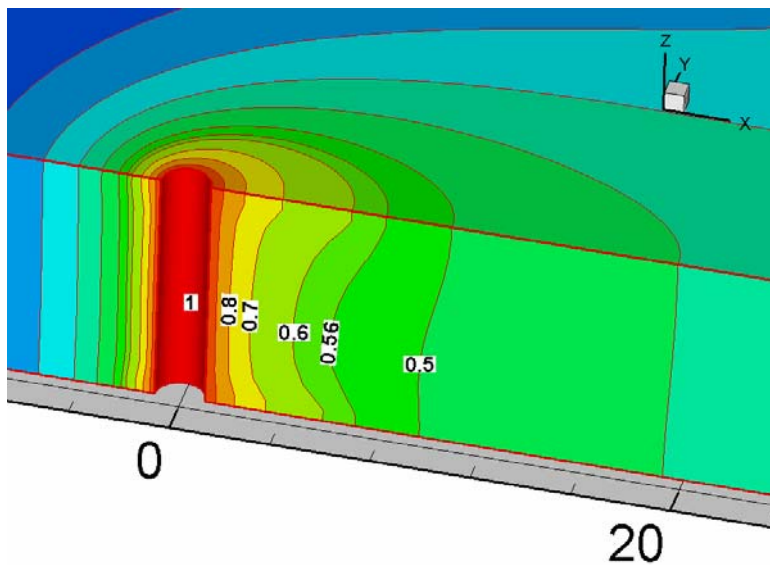


Bild 5.44: Temperaturfeld bei beidseitiger Berücksichtigung der Marangoni-Konvektion mit $Ma=200$ ($w_{ch}=4\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\theta_s=0,56$; $Pe=0,25$; $Pr=0,013$; $Gr=0$; $w_{key}=0\text{m/s}$)

Für eine bessere Anschaulichkeit wird der Bereich um die Dampfkapillare in den Bildern 5.45 und 5.46 in Vergrößerung gezeigt. Dabei wurden auch Geschwindigkeitsvektoren zur Verdeutlichung der Bewegung der Schmelze abgebildet.

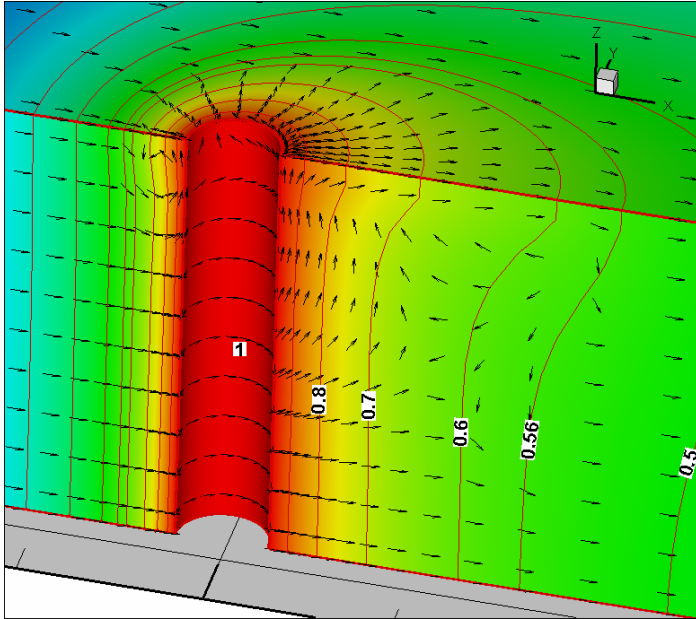


Bild 5.45: Darstellung des Geschwindigkeitsfeldes in der Schmelze bei einseitiger Berücksichtigung der Ma-Konvektion mit $Ma=200$: $w_{ch}=4\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\theta_s=0,56$; $Pe=0,25$; $Pr=0,013$; $Gr=0$; $w_{key}=0\text{m/s}$

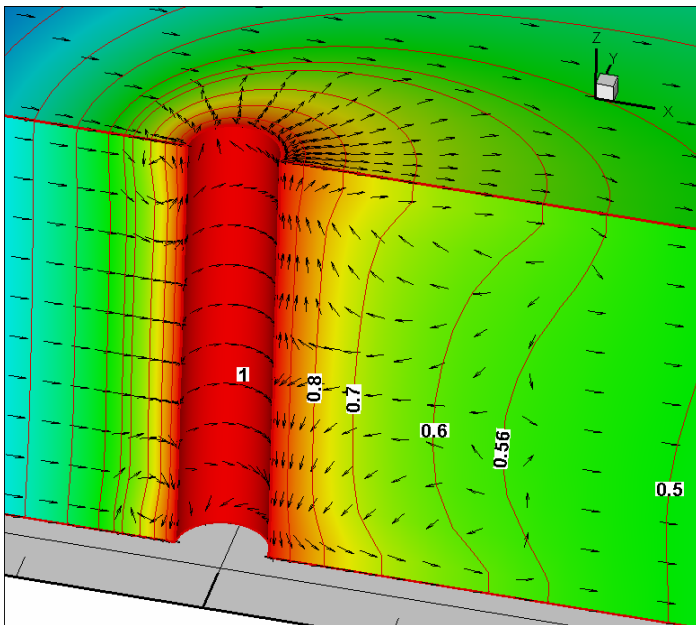
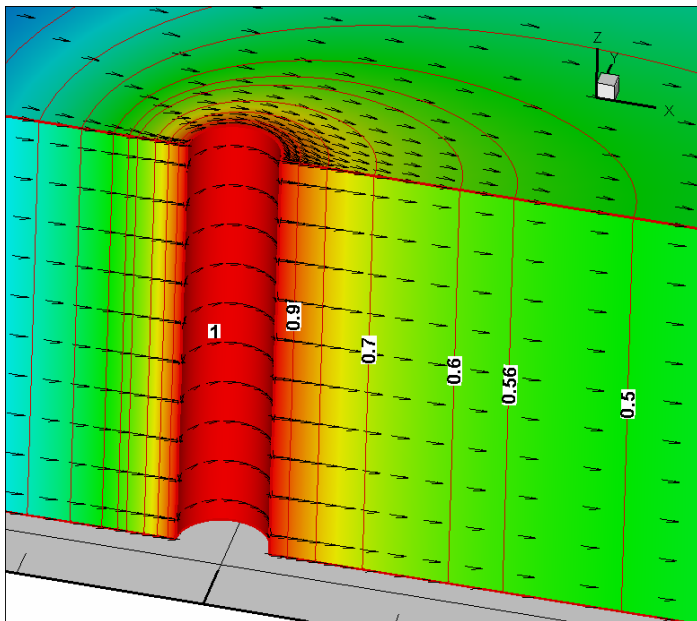


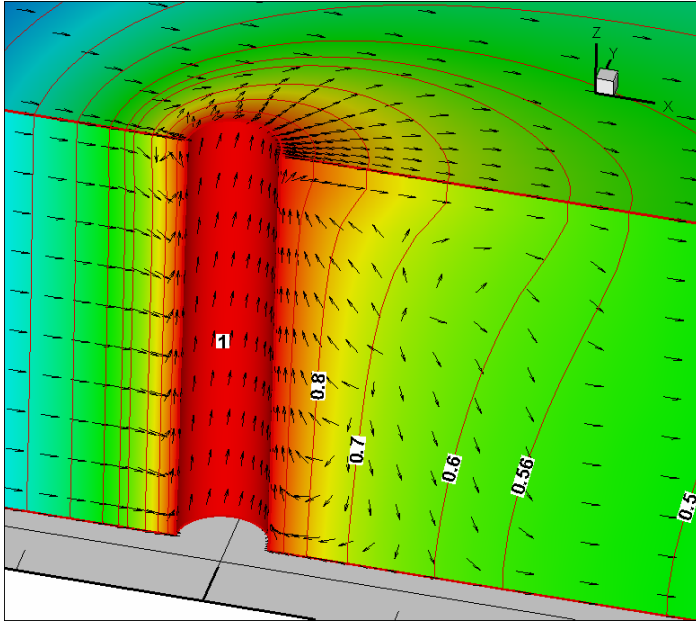
Bild 5.46: Darstellung des Geschwindigkeitsfeldes in der Schmelze bei beidseitiger Berücksichtigung der Ma-Konvektion mit $Ma=200$: $w_{ch}=4\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\theta_s=0,56$; $Pe=0,25$; $Pr=0,013$; $Gr=0$; $w_{key}=0\text{m/s}$

In den meisten Fällen werden Marangoni-Zahlen im Bereich 100-300 für Aluminium- und Magnesiumwerkstoffe berechnet. Theoretisch können aber die Werte sogar 1200 erreichen. Sowohl die Marangoni-, als auch Grashof-Zahlen sind bei den Magnesiumlegierungen etwas kleiner als diese von Stählen.

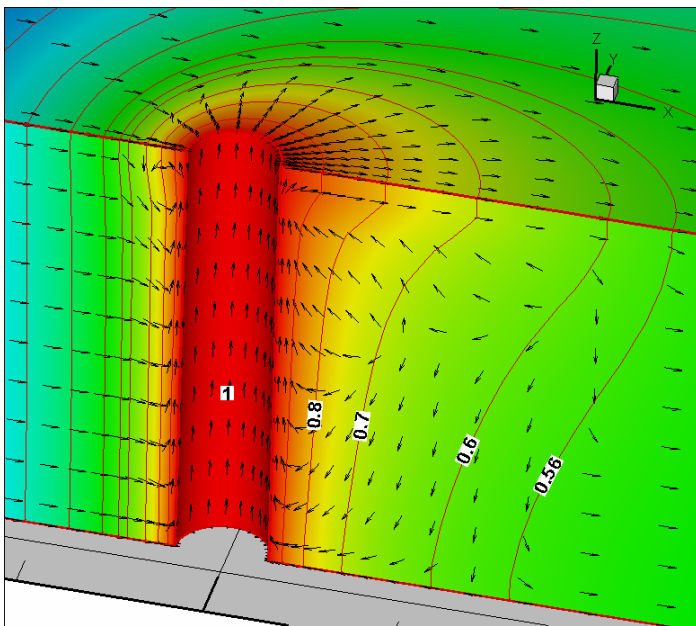
Die Berücksichtigung der vertikalen normierten Keyholegeschwindigkeit der Schmelze ist für Magnesium AZ31B für drei unterschiedliche Fälle dargestellt: $w_{\text{key}}=0$ m/s, $w_{\text{key}}=1$ m/s und $w_{\text{key}}=2$ m/s. Da wiederum die anderen 3D Effekte nicht berücksichtigt wurden, ist im ersten Fall kein Einfluss der Höhenkoordinate gegeben, so dass sich der 3D Fall auf einen 2D Fall reduziert. Die Ergebnisse sind im Bild 5.47 dargestellt.



a)



b)



c)

Bild 5.47: Einfluss der Keyhole-Geschwindigkeit bei a) $w_{\text{key}}=0\text{m/s}$, b) $w_{\text{key}}=1\text{m/s}$ und c) $w_{\text{key}}=2\text{m/s}$ (AZ31B: $h=2\text{mm}$; $w_{\text{ch}}=4\text{m/min}$; $l_{\text{ch}}=2\text{mm}$; $Pe=0,25$; $Pr=0,013$; $Gr=0$; $Ma=0$)

Zur Ermittlung des Leistungsbedarfs in Zusammenhang mit der über die Dampfkapillare in das Werkstück eingetragenen Energie müssen die lokalen Nusselt-Zahlen $Nu(\varphi, z)$ an der Kapillarberandung in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl berechnet werden. Diese entsprechen den lokalen dimensionslosen Temperaturgradienten:

$$Nu(\varphi, z) = -\frac{\partial \theta}{\partial R} \Big|_{key} \quad (5.14)$$

unmittelbar an der Kapillarberandung. Aus den lokalen Nusselt-Zahlen lässt sich durch Integration wiederum die mittlere Nusselt-Zahl:

$$Nu_m = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} Nu(\varphi) d\varphi \quad (5.15)$$

berechnen.

Im Bild 5.48 ist die Abhängigkeit der mittleren Nu-Zahl von der Pe-Zahl dargestellt. Dabei wurden die Berechnungen ohne und mit Berücksichtigung der vertikalen Keyholegeschwindigkeit der Dampfströmung durchgeführt. Es ist ersichtlich, dass die mittlere Nu-Zahl mit Steigerung der Keyhole-Geschwindigkeit auch zunimmt. Dementsprechend ist auch die absorbierte Laserleistung bei größeren Keyholegeschwindigkeiten größer. Die Konvektion in der flüssigen Phase spielt eine entscheidende Rolle bei der Laserstrahlabsorption. So nimmt auch mit Steigerung der Pe-Zahl, welche ein Maß für die konvektive Wärmeübertragung ist, die absorbierte Laserleistung zu (Bild 5.49).

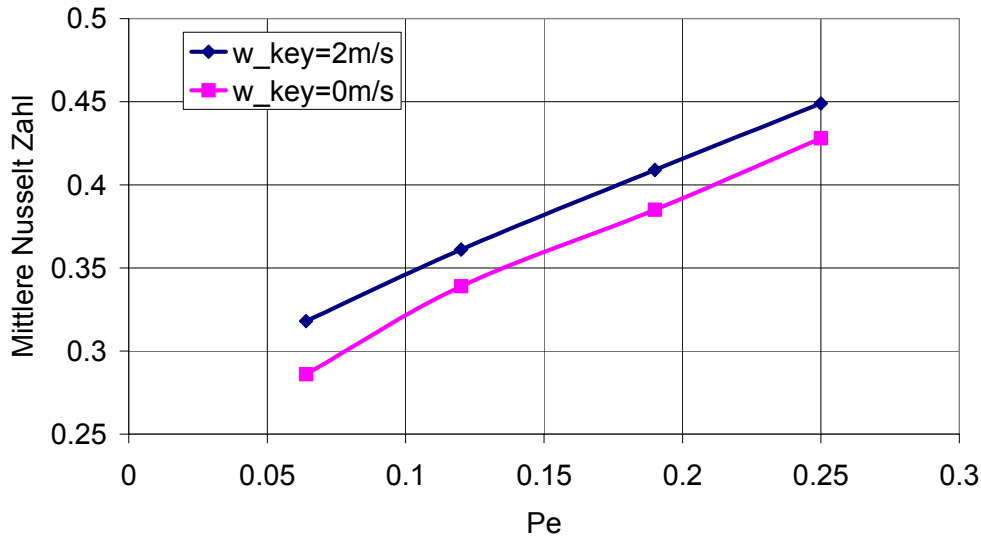


Bild 5.48: Abhängigkeit der mittleren Nu-Zahl von der Pe-Zahl für zwei verschiedene Keyholegeschwindigkeiten $w_{\text{key}}=0\text{m/s}$ und $w_{\text{key}}=2\text{m/s}$ (AZ31B; $w_{\text{ch}}=2\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\text{Ma}=0$; $\text{Gr}=70$)

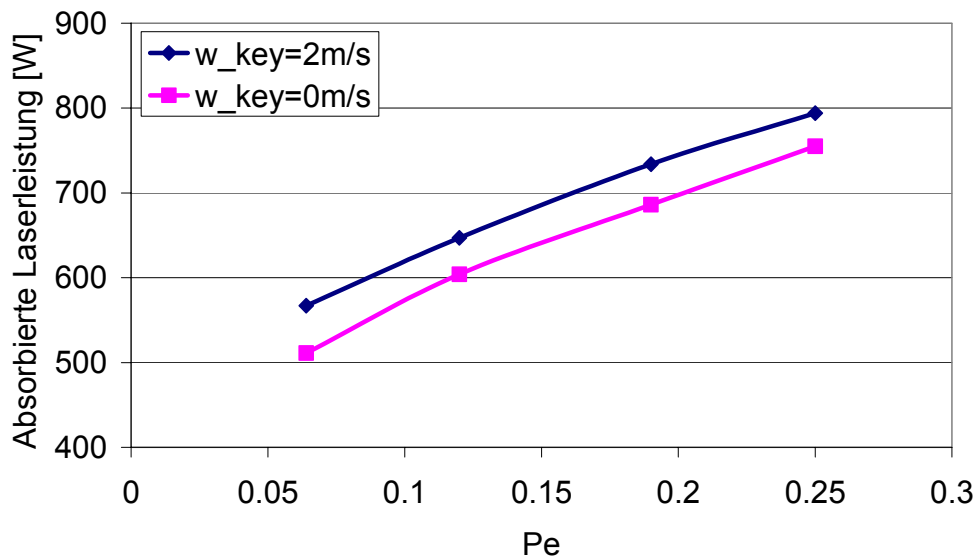


Bild 5.49: Abhängigkeit der absorbierten Laserleistung von der Pe-Zahl für zwei verschiedene Keyholegeschwindigkeiten $w_{\text{key}}=0\text{m/s}$ und $w_{\text{key}}=2\text{m/s}$ (AZ31B; $w_{\text{ch}}=2\text{m/min}$; $h=2\text{mm}$; $\text{Ma}=0$; $\text{Gr}=70$)

Die absorbierte Laserleistung hängt weiterhin entscheidend von der Blechdicke ab. Die bisherigen 3D Simulationen bezogen sich jeweils auf Bleche mit einer Dicke von 2 mm. Den Einfluss der Blechdicke zeigen die Bilder 5.50 bis 5.52

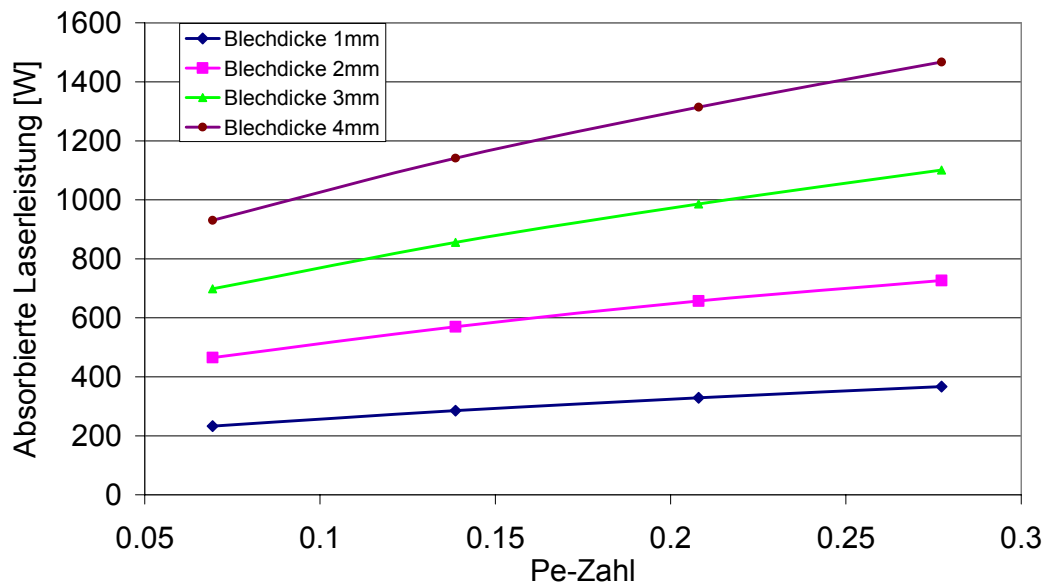


Bild 5.50: Absorbierte Laserleistung in Abhängigkeit der Pe-Zahl bei unterschiedlichen Blechdicken (AZ31B: $l_{ch}=0,1\text{mm}$; $w_{key}=1\text{m/s}$)

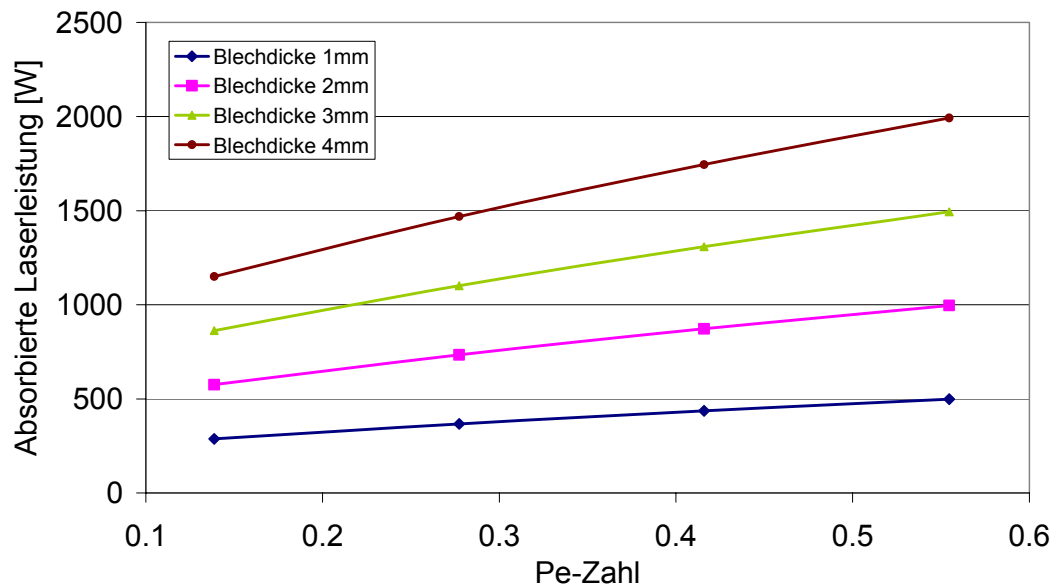


Bild 5.51: Absorbierte Laserleistung in Abhängigkeit der Pe-Zahl bei unterschiedlichen Blechdicken (AZ31B: $l_{ch}=0,2\text{mm}$; $w_{key}=1\text{m/s}$)

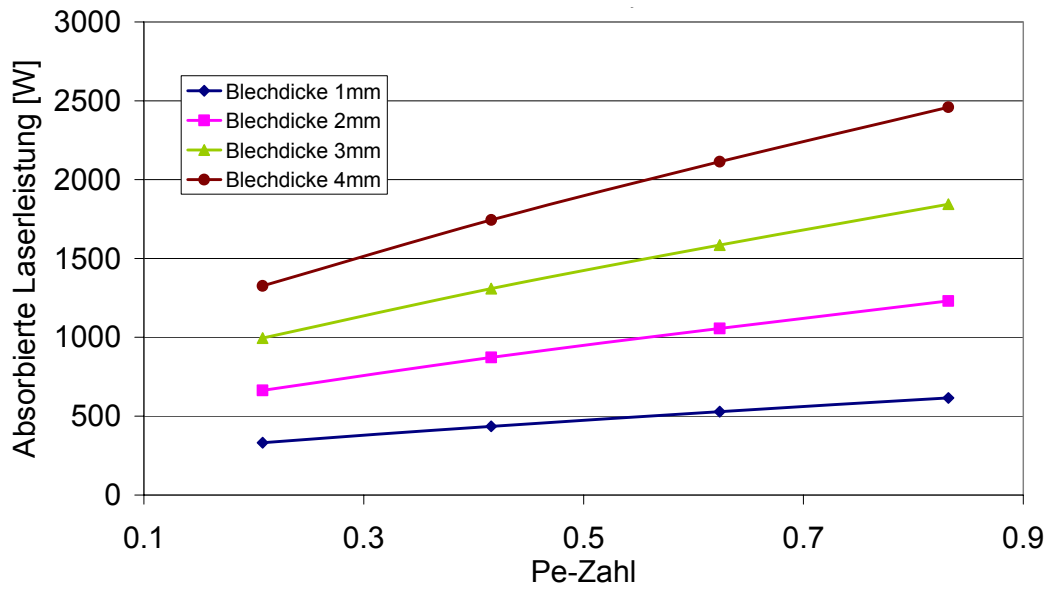


Bild 5.52: Absorbierte Laserleistung in Abhängigkeit der Pe-Zahl bei unterschiedlichen Blechdicken (AZ31B: $l_{ch}=0,3\text{mm}$; $w_{key}=1\text{m/s}$)

Die 3 Grafiken in Bild 5.50, 5.51 und 5.52 stellen die absorbierte Laserleistung in Abhängigkeit der Pe-Zahl dar. Dabei wurde die Blechdicke von 1 bis 4mm variiert. Es ist klar zu sehen, dass die größeren Blechdicken mehr Laserleistung absorbieren. Die größten Werte der absorbierten Laserleistung sind bei den größten Blechdicken und gleichzeitig bei den maximalen Werten der Pe-Zahl zu beobachten.

6. Zusammenfassung

Gegenstand dieser Arbeit waren numerische Simulationsrechnungen zur Bestimmung der Geometrie des Schmelzbades und des Temperaturfeldes in der Wärmeeinflusszone beim Laserstrahlschweißen. Ziel der Untersuchungen war die Erweiterung der Schmelzbadmodellierung auf unsymmetrische Anwendungsfälle und die Analyse der Einflussgrößen bei unterschiedlichen Materialien.

In Bezug auf das numerische Lösungsverfahren baut die Arbeit auf dem Modell von [Mahrle 2000] zur Berechnung der lokalen stationären Temperaturverteilung beim Laserstrahlschweißen auf, wobei dies modifiziert und weiterentwickelt wurde. Das daraus resultierende gekoppelte Gleichungssystem der Erhaltungsgleichungen der Energie, des Impulses und der Masse wurde numerisch unter Verwendung eines Differenzenverfahrens gelöst. Das so entstandene dreidimensionale Modell für den Schmelzbadbereich berücksichtigt insbesondere den konvektiven Transport in Schmelzbädern unterschiedlicher Werkstoffe. Für vereinfachte und schnellere Simulationsrechnungen wurde neben der dreidimensionalen Rechnung auch ein zweidimensionales Programm genutzt und weiterentwickelt. Alle Simulationsrechnungen wurden für den Fall „Tiefschweißen“ durchgeführt und es wurde eine voll ausgebildete zylindrische Dampfkapillare, die sich über die gesamte Dicke des Materials erstreckt, angenommen. Die Temperaturfeldsimulation wurde von den Wechselwirkungsphänomenen zwischen dem Laserstrahl und dem Material entkoppelt, da Messungen der Fluktuationen, Tiefe und Form der Kapillare in der Praxis sehr schwer realisierbar sind. Der mittlere Radius der Dampfkapillare wurde während der Simulationen als konstant angenommen und diente als Modell- und Anpassungsparameter. Als Wandtemperatur der Kapillare wurde die Verdampfungstemperatur angenommen, weshalb der Kapillarradius wesentlich den Energieeintrag bestimmt.

Im Modell von [Mahrle 2000] wurde für eingeschränkte Anwendungsfälle eine symmetrische Temperaturverteilung bezüglich der Schweißnaht vorausgesetzt. In Erweiterung dessen wurde das Modell auf ein zylindrisches Grundgebiet übertragen und ein sogenanntes Mikromodell entwickelt, welches auch für die Berechnung unsymmetrischer Temperaturfelder, z.B. bei gekrümmter Nahtführung, geeignet ist. Die an der Grenze des Mikromodells als Randbedingung benötigten Temperaturen sind durch ein Makromodell, welches das gesamte Werkstück beschreibt, bereit zu stellen. Während sich das Mikromodell mit der

Schweißquelle bewegt und auch der Bestimmung der lokalen Temperaturverteilung sowie der Geschwindigkeitsverteilung in der flüssigen Phase dient, wird das Makromodell zur Bestimmung der globalen Temperaturverteilung und zur thermomechanischen Analyse im Werkstück benutzt. Das Makromodell selbst war nicht Gegenstand dieser Arbeit und es sei auf [Michailov 2006] verwiesen. Um das vorgeschlagene Mikromodell mit einem kommerziellen Programm wie z.B. SYSWELD zu koppeln, wurden im Mikromodell verschiedene Vernetzungsstrategien und Staffellungen mit dem Ziel erprobt, zuverlässige und genaue Rechnungen für Gebiete mit hohen Temperaturgradienten zu gewährleisten und gleichzeitig die Knotenzahl zu reduzieren. Das hielt die Rechenzeit in akzeptablen Grenzen und war Voraussetzung zur Kopplung des Mikromodells mit einem Makromodell. Allein aus der im Vergleich zum symmetrischen Fall bedingten Verdopplung der Gitterpunkte resultierte eine ca. viermal größere Rechenzeit.

Die entwickelten Schmelzbadmodelle wurden zur Analyse der Einflussgrößen und Hauptparameter, die den Laserstrahlschweißprozess bei unterschiedlichen Materialien beeinflussen, genutzt. Die Ähnlichkeitstheorie wurde dabei vorteilhaft zur Reduzierung der Einflussparameter eingesetzt und dementsprechend erfolgte die Simulation der Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilungen dimensionslos. Es wurden charakteristische Kennzahlen eingeführt und ihre beispielhafte Anwendung auf ausgewählte Werkstoffe dargestellt. Benutzt wurden die Péclet-Zahl, die Prandtl-Zahl, die Grashof-Zahl, die Marangoni-Zahl sowie die normierte vertikale Geschwindigkeit an der Kapillarberandung. Besondere Bedeutung besitzt dabei die Péclet-Zahl, die das Verhältnis des konvektiven zum konduktiven Wärmetransports angibt und die Schweißgeschwindigkeit, den Kapillarradius und die Temperaturleitfähigkeit berücksichtigt. Anhand von 3D Rechnungen wurde der Einfluss der Grashof-Zahl, der Marangoni-Zahl und der vertikalen Geschwindigkeit am Kapillarrand untersucht. Dabei haben die beiden letzten Größen einen ausgeprägten Einfluss auf die Form der Schmelze, während die Auftriebskräfte von nicht so entscheidender Bedeutung sind und vernachlässigt werden können.

Die Simulationsrechnungen zeigten die Notwendigkeit zur Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der Materialstoffwerte λ , c_p und ρ sowie des Einflusses der Schmelzenthalpie und der Wirkung der dimensionslosen Schmelztemperatur auf den konvektiven Transport. Durch Vergleich mit experimentellen Daten aus der Literatur konnte nachgewiesen werden, dass das komplexe Modell eine realitätsnahe Berechnung der lokalen Temperaturverteilung beim Laserstrahlschweißen von verschiedenen Werkstoffen gestattet.

Zur Charakterisierung des Laserschweißens wurden 2D- und 3D- Simulationsrechnungen vergleichend an unterschiedlichen Werkstoffen durchgeführt, deren Eigenschaften sich relativ stark voneinander unterscheiden (niedrig- und hochlegierte Stähle, insbesondere aber Aluminium- und Magnesiumlegierungen). Dabei bildeten die 3D- Simulationen und die Analyse des konvektiven Energietransportes den Schwerpunkt der Untersuchungen. Im Ergebnis wurden neue Erkenntnisse zur Ausbildung der Temperatur- und Geschwindigkeitsfelder sowie zu den Schmelzbadabmessungen und der vom Werkstück absorbierten Laserleistung für die untersuchten Materialgruppen in Abhängigkeit der technologischen Parameter gewonnen. Für die niedrig legierten Stähle wurden die Ergebnisse durch die Bestimmung lokaler $t_{8/5}$ -Zeiten, die wesentlich für die Bewertung des thermischen Zyklus sind, ergänzt. Durch weiterführende experimentelle Untersuchungen können zukünftig die Aussagen zur Abhängigkeit der Schweißwirkungsgrades bzw. des charakteristischen Kapillarradius von den wesentlichen Einflussgrößen weiter präzisiert werden

7. Literaturverzeichnis

- Abderrazak 2009** Abderrazak, K.; Bannour, S.; Mhiri, H.; Lepalec, G.; Autric, M.: *Numerical and experimental study of molten pool formation during continuous laser welding of AZ91 magnesium alloy*: Computational Materials Science, Volume 44, Issue 3, January 2009, Pages 858-866
- Albring 1978** Albring, W.: *Angewandte Strömungslehre*: Berlin, Akademie-Verlag, 1978
- Araya 2006** Araya, G.; Gutierrez, G.: *Analytical solution for a transient, three-dimensional temperature distribution due to a moving laser beam*: International Journal of Heat and Mass Transfer, Volume 49, Issues 21-22, October 2006, Pages 4124-4131
- Beck 1996** Beck, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens*: Dissertation, B.G. Teubner, Stuttgart, 1996
- Becker 1998** Becker, J.; Fischer, G.; Schemme, K.: *Light Weight Construction Using Extruded and Forged Semi-Finished Products Made of Magnesium Alloys*: Magnesium alloys and their applications (ed. By Mordike, B.L.; Kainer, K.U.), Werkstoffinformationsges., Frankfurt (a.M.), 1998
- Bergmann 1997** Bergmann, H.W.; Mayer, S.: *Werkstoffkundliche Aspekte beim Laserstrahlschweißen höherfester Stähle*: Schweißen und Schneiden 1997: Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Essen vom vom 10. bis 12. September 1997, Dt. Verl. für Schweißtechnik, S.204-211, DVS- VERL. Düsseldorf, 1997

- Bergström 2007** Bergström, D.; Powell, J.; Kaplan, A.F.H.: *The absorptance of steels to Nd:YLF and Nd:YAG laser light at room temperature*: Applied Surface Science, Volume 253, Issue 11, 30 March 2007, Pages 5017-5028
- Beyer 1995** Beyer, E.: *Schweißen mit Laser*: Springer, Berlin, 1995
- Bittance 1980** Bittance, J.C.: *Werkstoffe und Verfahren der Raumfahrttechnik im Automobilbau*: Zeitschriftenaufsatz: Materials Engineering, Band 91, Heft 3, 1980, Seite 40-45
- Chen 2009** Chen, Y.; Miao, Y.; Li, L.; Wu, L.: *Joint performance of laser-TIG double-side welded 5A06 aluminum alloy*: Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Volume 19, Issue 1, February 2009, Pages 26-31
- Chien 2003** Chien, W.Y.; Pan, J.; Friedman, P.A.: *Failure Prediction of Aluminum Laserwelded Blanks*: International Journal of Damage Mechanics, July 2003, vol.12 no.3, pages 193-223
- Cerjak 1998** Cerjak, H.; Buchmayr, B.: *Mathematical modelling of weld phenomena*: Konferenz-Einzelbericht: Eurojoin 3. Proceedings, 1998, Seite 259-266, Basel: Swiss Weld. Ass. (SVS)
- Danzer 2006** Danzer, W.: *Gaseinfluss bei der Laserstrahlmaterialbearbeitung*: 5. Laser-Anwenderforum, Bremen, 13./14.09.2006,
<http://www.bias.de/Events/LAF06/Proceedings/06%20%20DANZER.pdf>
- Deflorio 2008** Deflorio, A.: *Distortion Simulation of Cylindrical Body Shape during Laser Beam Welding*: Dissertation, Shaker, 2008

- Dilthey 2002** Dilthey, U.; Goumeniouk, A.; Lopota, V. A.; Turichin, G. A.: *Simulation des Laserstrahlschweißens unter besonderer Berücksichtigung von Leichtbauwerkstoffen und deren Gefügevorschau*: Abschlussbericht des BMBF-Gemeinschaftsprojektes des Institutes für Schweißtechnische Fertigungsverfahren der RWTH Aachen und des Institutes für Robotik und Kybernetik der TU St Petersburg; <http://edok01.tib.uni-hannover.de/edoks/e01fb02/359081851.pdf>
- Doynov 2006** Doynov, N.; Ossenbrink, R.; Michailov, V.: *Verbesserte Verzugsvorhersage beim Laserstrahlschweißen durch Implementierung eines Prozessmodells*: 20.-22. September 2006, Aachen, DVS-Berichte, Band 204, DVS-Verlag Düsseldorf, 2006
- Doynov 2007** Doynov, N.; Ossenbrink, R.; Schmidt, J.; Michailov, V. G.: *Utilization of Weld Pool Models in Thermal-Mechanical Simulations*: Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, Verlag der Technischen Universität Graz, 2007, 925-938
- Doynov 2008** Doynov, N.; Ossenbrink, R.; Michailov, V.: *A Multiscaled Model for Simulation of Welding Distortions in Laser Beam Welding*: Forum der Forschung, Wissenschaftsmagazin der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus, Heft 21, Dezember 2008
- Draugelates 1998** Draugelates, U.; Schram, A.; Bouaifi, B.; Kettler, Chr.: *Joining Technologies for Magnesium Alloys*: Magnesium alloys and their applications (ed. By Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoff-informationsges., Frankfurt (a.M.), 1998
- Dumord 1997** Dumord, E.; Jouvard, J. M.; Grevey, D.: *Modeling of high-power cw Nd:YAG laser welding*: Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the SPIE - The International Society for Optical Engineering, Band 2989 (1997), Seite 236-244
- Engl 1997** Engl, B.: *Stahlwerkstoffe mit großem Innovationspotential für den Automobilbau*: Praxis Forum, Technik + Kommunikation Verlags GmbH, Berlin 1997

- Fabbro 2004** Fabbro, R.; Hamadou, M.; Coste, F.: *Metallic vapor ejection effect on melt pool dynamics in deep penetration laser welding*: Journal of Laser Applications, Volume 16, Issue 1, Pages 16-19, February, 2004
- Filippis 2002** Filippis, L. A. C. de; Ludovico, A. D.; Positano, P.; Bentini, F.: *FEM simulation for Nd:YAG laser welding of aluminium alloys in the T-joint configuration with filler material*: Konferenz-Einzelbericht: ICME 2002, Intelligent Computation in Manufacturing Engineering, 3rd CIRP Internat. Seminar, Proc. * (2002)
- Frolov 2001** Frolov, V.A.; Shornikov, Y.V.; Sudnik, V.A.; Rybakov, A.S.: *Mathematical simulation of the light-beam welding process*: Svarochnoe Proizvodstvo, March, 2001
- Fuhrich 2001** Fuhrich, T.; Berger, P.; Hügel, H.: *Marangoni effect in laser deep penetration welding of steel*: Journal of Laser Applications, Volume 13, issue 5, 2001
- Galun 1998** Galun, R.; Weisheit, A.; Mordike, B.L.: *Mechanische Eigenschaften lasergeschweißter Magnesiumlegierungen*: Metallwissenschaft und Technik, 52. Jahrgang, Nr. 1-2/98
- Galun 1997** Galun, R.; Weisheit, A.; Mordike, B.L.: *Schweißen von Magnesiumlegierungen mit einem CO₂ Laser*: Schweißen und Schneiden 49, Heft 10, 1997
- Gao 2009** Gao, M.; Zeng, X; Hu, Q.; Yan, J.: *Laser-TIG hybrid welding of ultra-fine grained steel*: Journal of Materials Processing Technology, Volume 209, Issue 2, 19 January 2009, Pages 785-791
- Giese 1993** Giese, P.: *Numerische Simulation von Schweißprozessen für Stahl- und Gußeisenverbindungen*: Dissertation, TU Clausthal, 1993

- Haferkamp 1998** Haferkamp, H.; Diltthey, U.; Träger, G.; Burmester, M.; Niemeyer, M.: *Beam welding of Magnesium Alloys: Magnesium alloys and their applications* (ed. By Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoffinformationsges., Frankfurt (a.M.), 1998
- Hauser 1997** Hauser, F.; Keitel, St.; Marquardt, E.: *Vergleich der Verfahren Laserstrahlschweißen, Elektronenstrahlschweißen an Atmosphäre und Plasmaschweißen beim Fügen von Aluminiumlegierungen: Schweißen und Schneiden 1997: Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Essen vom 10. bis 12. September 1997*, Dt. Verl. für Schweißtechnik, DVS- VERL. Düsseldorf, 1997 S.179-181
- Hilbinger 1997** Hilbinger, R.M.; Bergmann, H.W.: *Numerische Simulation der Heißrißbildung beim Schweißen von Aluminium: Schweißen und Schneiden 1997: Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Essen vom 10. bis 12. September 1997*, Dt. Verl. für Schweißtechnik, DVS -VERL. Düsseldorf, 1997, S.38-42
- Hilbinger 2001** Hilbinger, R.M.; *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*: Dissertation, Inst. f. Materialforsch. - Bayreuth, München 2001
- Hillebrand 1994** Hillebrand, A.; Decker, I.; Wohlfahrt, H.: *Optimizing welding processes by using FEM-tools*: Zeitschriftenaufsatz: *Welding in the World*, Band 34 (1994), Seite 393-394
- Huang 2007** Huang, R.-S.; Liu, L.-M.; Song, G.: *Infrared temperature measurement and interference analysis of magnesium alloys in hybrid laser-TIG welding process*: *Materials Science and Engineering: A*, Volume 447, Issues 1-2, 25 February 2007, Pages 239-243

- Husmeier 1998** Husmeier, F; Meschede: *Stand und Entwicklung von Magnesium-Guß- und Knetwerkstoffen*: Neues zum Schweißen von Leichtbauwerkstoffen: Vorträge der gleichnamigen Tagung in Erding 24. und 25. März 1998; Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt, München, SLV, 1998
- Iida 1993** Iida, T.; Guthrie, R.I.L.: *The Physical Properties of liquid Metals*, Oxford, Clarendon Press, 1993
- Jeschar 1990** Jeschar, R.; Alt, R.; Specht, E.: *Grundlagen der Wärmeübertragung*: Viola-Jeschar-Verlag, Goslar 1990
- Kammer 2000** Kammer C. u.a.: *Magnesium Taschenbuch*: Aluminium Verlag, Düsseldorf, 2000
- Karkhin 2001** Karkhin, V. A.; Ilyin, A. S.; Plochikhine, V. V.; Bergmann, H.W.: *Inverse modelling of the heat input distribution during deep penetration laser and electron beam welding*: Konferenz-Einzelbericht: 8th NOLAMP Conf., 8th Nordic Conf. on Laser Materials Processing, Band 2, 2001
- Karkhin 2007** Karkhin, V. A., Homich, P. N. u. Michailov, V. G.: *Analytical-Experimental Technique for Calculating the Temperature Fields in Laser Welding*: 11th Nolamp Conference in Laser Processing of Materials, August 20-22, 2007 Lappeenranta, 21-27
- Kazemi 2009** Kazemi, K.; Goldak, J. A.: *Numerical simulation of laser full penetration welding*: Computational Materials Science, Volume 44, Issue 3, January 2009, Pages 841-849

- Ki 2002** Ki, H.; Mohanty, P.S.; Mohanty, P.S.; Mazumder, J.: *Modeling of laser keyhole welding. Part II. Simulation of keyhole evolution, velocity, temperature profile, and experimental verification*: Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 33, Number 6, Pages 1831-1842, June 2002
- Kim 2002** Kim, B. C.; Kim, T.H.; Kim, J.S.; Kim, K.B.; Lee, H.-Y.: *Investigation on the effect of laser pulse shape during Nd:YAG laser microwelding of thin Al sheet by numerical simulation*: Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 33, Number 5, Pages 1449-1459, 2002
- Kim 2008** Kim, Y.; Kim, W.: *A numerical analysis of heat and fluid flow with a deformable curved free surface in a laser melting process*: International Journal of Heat and Fluid Flow, Volume 29, Issue 5, October 2008, Pages 1481-1493
- King 1998** King J., F.: *Development of Magnesium Die Casting Alloy*: Magnesium alloys and their applications (ed. By Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoffinformationsges., Frankfurt (a.M.), 1998
- Komlodi 2003** Komlodi, A.; Otto, A.; Geiger, M.: *Improvements in the aluminium welding process through FE-modelling*: Konferenz-Einzelbericht: Sheet Metal 2003, 10th Internat. Conf. on SheMet 2003, Proc., Jordanstown, GB, 2003, Seite 89-96
- Kotowski 2001** Kotowski, J.; Michailov, V.; Wohlfahrt, H.; Koch, M.: *Experimentelle und numerische Ermittlung der Energiekopplung während des Laserstrahlschweißens von Tailored Blanks*: 19th CAD-FEM Users' Meeting 2001, Internationale FEM – Technologietage, 17.-19. Oktober 2001, Potsdam, Vol. 2, 2.12.2
- Lee 2009** Lee, H.W.; Wu, J. L.: *The effects of peak temperature and cooling rate on the susceptibility to intergranular corrosion of alloy 690 by laser beam and gas tungsten arc welding*: Corrosion Science, Volume 51, Issue 3, March 2009, Pages 439-445

- Liang 2009** Liang, G.L.; Zhou, G.; Yuan, S.Q.: *Study on hybrid heat source overlap welding of magnesium alloy AZ31B*: Materials Science and Engineering: A, Volume 499, Issues 1-2, 15 January 2009, Pages 93-96
- Limmaneevichitr 2000 (a)** Limmaneevichitr, C.; Kou, S.: *Visualization of Marangoni convection in simulated weld pools*: Zeitschriftenaufsatz: Welding Journal, New York, Band 79, Heft 5, 2000
- Limmaneevichitr 2000 (b)** Limmaneevichitr, C.; Kou, S.: *Experiments to simulate effect of marangoni convection on weld pool shape*: Zeitschriftenaufsatz: Welding Journal, New York, Band 79, Heft 8, 2000
- Liu 2005** Liu, L.; Song, G.; Liang, G.; Wang, J.: *Pore formation during hybrid laser-tungsten inert gas arc welding of magnesium alloy AZ31B - mechanism and remedy*: Materials Science and Engineering A, Volume 390, Issues 1-2, 15 January 2005, Pages 76-80
- Liu 2009** Liu, L.M.; Wang, H.Y.: *The effect of the adhesive on the microcracks in the laser welded bonding Mg to Al joint*: Materials Science and Engineering: A, Volume 507, Issues 1-2, 15 May 2009, Pages 22-28
- Mahrle 2000** Mahrle, A.: *Einfluß des konvektiven Energietransportes auf die lokale Temperaturverteilung beim Laserstrahlschweißen*: Dissertation, Shaker, 2000
- Mahrle 2002** Mahrle, A.; Schmidt, J.: *Numerical Investigation Of Transport Phenomena In The Fusion Zone Of Laser Beam Welded Joints*: Numerical Heat Transfer, Part A: Applications, Volume 41, Issue 6, May 2002 , pages 629 - 642

- Melzer 1997** Melzer, C.: *Eigenschaften und metallkundliche Untersuchungen von Laserstrahl- und WIG-Schweißnähten an Aluminium-Lithium-Legierungen*: Dissertation, Technische Universität Clausthal, 1997
- Matteï 2009** Matteï, S.; Grevey, D.; Mathieu, A.; Kirchner, L.: *Using infrared thermography in order to compare laser and hybrid (laser+MIG) welding processes*: Optics & Laser Technology, Volume 41, Issue 6, September 2009, Pages 665-670
- Metzbower 1990** Metzbowen, E. A.: *Laser beam welding: Thermal profiles and HAZ hardness*: Welding J., vol. 69, Welding Supplement, 1990, S.272-278
- Michailov 2006** Michailov, V.; Schmidt, J.; Chernigovski, S.; Doynov, N.; Kotsev, T.: *Simulation thermomechanischer Vorgänge beim Laserstrahlschweißen unter Berücksichtigung transienter Einflüsse im Nahtbereich*: Abschlussbericht Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) – Forschungsvorhaben - Nr.13687 BG, Magdeburg, Cottbus, 2006
- Mills 2002** Mills C., Kenneth.: *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*: Cambridge, Woodhead, 2002
- Ming 2007 (a)** Ming, G.; Xiaoyan, Z.; Qianwu, H.: *Effects of gas shielding parameters on weld penetration of CO₂ laser-TIG hybrid welding*: Journal of Materials Processing Technology, Volume 184, Issues 1-3, 12 April 2007, Pages 177-183
- Ming 2007 (b)** GuoMing, H.; Jian, Z.; JianQang L.: *Dynamic simulation of the temperature field of stainless steel laser welding*: Materials & Design, Volume 28, Issue 1, 2007, Pages 240-245

- Mordike 1997** Mordike, B.L.; von Buch, F.: *Stand der Technik und Entwicklungspotentiale von Magnesium und seinen Legierungen*: DGM-Fortbildungsseminar „Magnesium – Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale“, 29.-31.10.1997, Clausthal-Zellerfeld
- Nentwig 1998** Nentwig, A.W.E.; Cramer, H.; Limley P.; Baum, L.: *Schmelz- und Reibschweißen von Magnesium- Guß- und Knetwerkstoffen*: Neues zum Schweißen von Leichtbauwerkstoffen: Vorträge der gleichnamigen Tagung in Erding 24. und 25. März 1998; Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt, München, SLV, 1998
- Ossenbrink 2009** Ossenbrink, R.: *Thermomechanische Schweißsimulation unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlungen*: Dissertation, Shaker, 2009
- Pasquale 2001** Pasquale, P.: *Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte*: Dissertation, Fraunhofer IWM, 2001; Internetlink: digbib.ubka.uni-karlsruhe.de/volltexte/documents/1218
- Phanikumar 2001** Phanikumar, G.; Chattopadhyay, K.; Dutta, P.: *Numerical simulation of laser welding of dissimilar metals*: Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5, 2001
- Pierron 2007** Pierron, N.; Sallamand, P.; Matteï, S.: *Study of magnesium and aluminum alloys absorption coefficient during Nd:YAG laser interaction*: Applied Surface Science, Volume 253, Issue 6, 15 January 2007, Pages 3208-3214
- Pitscheneder 1996** Pitscheneder, W.; Ebner, R.; Mundra, K.; Debroy, T.: *Untersuchung von Laser-Schweißbädern durch numerische Simulation und Experimente*: DVS-Berichte 176, 1996, S. 202-204

- Porzner 2001** Porzner, H.: *Possibilities of numerical simulation for evaluation and optimisation of welded designs. Principles: Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5*, 2001
- Radaj 1988** Radaj, D.: *Wärmewirkungen des Schweißen*: Springer Verlag, 1988
- Radaj 1998** Radaj, D.; Häuser, H.; Braun, S.: *Numerische Simulation von Eigenspannungen und Verzug bei Schweißverbindungen aus AlMgSi-Legierungen: Zeitschriftenaufsatz: Konstruktion, Band 50, 1998, Heft 7/8, Seite 31-38*
- Radaj 2001** Radaj, D.; Sudnik, W.; Erofeew, W.; Sghumagher, J.: *Modelling of laser beam welding with complex joint geometry and inhomogeneous material: Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5*, Institute of Materials. 1 Carlton House Terrace, London, 2001, Seite 645-669
- Saeed 2004** Saeed, G.; Lou, M.; Zhang, Y.M.: *Computation of 3D weld pool surface from the slope field and point tracking of laser beams: Measurement Science & Technology, vol.15, no.2, Feb., 2004*
- Sierra 2007** Sierra, G.; Peyre, P.; Deschaux-Beaume, F.; Stuart, D.; Fras, G.: *Steel to aluminium keyhole laser welding: Materials Science and Engineering: A, Volume 447, Issues 1-2, 25 February 2007, Pages 197-208*
- Smith 1977** Smith, D.C.: *High power laser propagation: Thermal blooming: Proc. of the IEEE, vol. 65, Nr. 12, 1977, S.1679-1712*
- Steinborn 2002** Steinborn, S.: *Numerische Untersuchungen zur Verbesserung der Schweißnahtqualität beim Laserstrahlschweißen von Magnesiumlegierungen: Dissertation, Clausthal-Zellerfeld, Papierflieger-Verl., 2002*

- Schumann 1998** Schumann, S.; Friedrich, F.: *The use of magnesium in cars - today and in future: Magnesium alloys and their applications* (ed. By Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoffinformationsges. , Frankfurt (a.M.), 1998
- Schubert 1997** Schubert, E.; Zerner, I.; Sepold, G.: *Laser beam joining of material combinations for automotive applications: Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the SPIE - The International Society for Optical Engineering, Band 3097, 1997; Seite 212-221*
- Schwenk 2007** Schwenk, C.: *FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche - Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte: Dissertation, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, 2007*
- Sokolowski 1991** Sokolowski, W.: *Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO₂-Lasern: Dissertation, Verlag der Augustinus-Buchhandlung, 1991*
- Sudnik 1997** Sudnik, V. A.; Radaj, D.; Erofeev, V. A.: *Computer modelling of laser-beam welding. Model and verification: Welding International, Band 11 (1997) Heft 7, Seite 567-573*
- Takahashi 2003** Takahashi, N.; Fujii, S.; Yasuda, K: *Development of numerical simulation technique for laser welding: Konferenz-Einzelbericht, Proceedings of the SPIE - The International Society for Optical Engineering, Band 4831, 2003; Seite 203-207*
- Weiß 1995** Weiß, D.: *Finite-Elemente-Simulation von Temperaturfeld und Schmelzbaddeformation beim Lichtbogenschweißen: Dissertation, Tectum Verlag, 1995*

- Weiß 1996** Weiß, D.; Franz, U.; Ouaisa, B.; Schmidt, J.: *Rechnergestützte Simulation von Temperaturfeld und Nahtausbildung beim MAG-Schweißen in senkrechter Position*: Schweißtechnische Software in der Praxis, DVS Bericht 176, 1996
- Winkler 2000** Winkler, J.: *Herstellung rotationssymmetrischer Funktionsflächen aus Magnesiumwerkstoffen durch Spanen und Festwalzen*: Dissertation, Hannover, 2000
- Xue 2003** Xue, Z. M.; Gu, L.; Zhang, Y. H.: *Numerical simulation on temperature field in laser welding*: Hanjie Xuebao (Transactions of the China Welding Institution), China, 2003
- Zhao 2003** Zhao, H.; DebRoy, T.: *Computer modeling of keyhole mode laser welding to avoid macro-porosity.*; Trends in Welding Research: Proceedings of the 6th International Conference, Seite 118-123, 2003
- Zhu 2002** Zhu, X.K.; Chao, Y.J.: *Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation*: Computers & Structures, vol.80, no.11 May, 2002

LEBENS LAUF

Persönliche Daten:

Name: Tihomir Kotsev
Geburtsdatum/-ort: 14.01.1977, Stara Zagora, Bulgarien
Nationalität: bulgarisch

Ausbildung:

09/1991 – 07/1996 K.-Galabov-Deutschsprachiges Gymnasium, Sofia / Bulgarien
Abschluss: Abitur (Note: sehr gut)

10/1996 – 02/2001 Studium an der Universität für chemische Technologie und Metallurgie, Sofia / Bulgarien
Studienfach: Chemische Verfahrenstechnik mit Abschluss Magistergrad (Unterricht zum Teil in deutscher Sprache)

03/2001 – 08/2001 Diplomarbeit im Institut für Apparate- und Umwelttechnik, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg
Thema: Untersuchung des Trocknungsverhaltens und der pneumatischen Charakteristik unterschiedlicher Produkte in einer Strahlschicht

Berufspraxis:

03/2002 – 09/2009 Wissenschaftlicher Mitarbeiter und Doktorand im Institut für Strömungstechnik und Thermodynamik, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg