

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN

Lehrstuhl für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik
am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*)

Erhöhung der Nahttiefe beim Laserstrahl- Wärmeleitungsschweißen von Stählen

Rüdiger Daub

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Zäh
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Ralf Eckhard Beyer,
Technische Universität Dresden

Die Dissertation wurde am 26.03.2012 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 20.06.2012 angenommen.

Rüdiger Daub

**Erhöhung der Nahttiefe
beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen
von Stählen**



Herbert Utz Verlag · München

Forschungsberichte IWB

Band 263

Zugl.: Diss., München, Techn. Univ., 2012

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek: Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der Wiedergabe auf fotomechanischem oder ähnlichem Wege und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen bleiben – auch bei nur auszugsweiser Verwendung – vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH · 2012

ISBN 978-3-8316-4199-4

Printed in Germany
Herbert Utz Verlag GmbH, München
089-277791-00 · www.utzverlag.de

Geleitwort der Herausgeber

Die Produktionstechnik ist für die Weiterentwicklung unserer Industriegesellschaft von zentraler Bedeutung, denn die Leistungsfähigkeit eines Industriebetriebes hängt entscheidend von den eingesetzten Produktionsmitteln, den angewandten Produktionsverfahren und der eingeführten Produktionsorganisation ab. Erst das optimale Zusammenspiel von Mensch, Organisation und Technik erlaubt es, alle Potentiale für den Unternehmenserfolg auszuschöpfen.

Um in dem Spannungsfeld Komplexität, Kosten, Zeit und Qualität bestehen zu können, müssen Produktionsstrukturen ständig neu überdacht und weiterentwickelt werden. Dabei ist es notwendig, die Komplexität von Produkten, Produktionsabläufen und -systemen einerseits zu verringern und andererseits besser zu beherrschen.

Ziel der Forschungsarbeiten des *iwb* ist die ständige Verbesserung von Produktentwicklungs- und Planungssystemen, von Herstellverfahren sowie von Produktionsanlagen. Betriebsorganisation, Produktions- und Arbeitsstrukturen sowie Systeme zur Auftragsabwicklung werden unter besonderer Berücksichtigung mitarbeiterorientierter Anforderungen entwickelt. Die dabei notwendige Steigerung des Automatisierungsgrades darf jedoch nicht zu einer Verfestigung arbeitsteiliger Strukturen führen. Fragen der optimalen Einbindung des Menschen in den Produktentstehungsprozess spielen deshalb eine sehr wichtige Rolle.

Die im Rahmen dieser Buchreihe erscheinenden Bände stammen thematisch aus den Forschungsbereichen des *iwb*. Diese reichen von der Entwicklung von Produktionssystemen über deren Planung bis hin zu den eingesetzten Technologien in den Bereichen Fertigung und Montage. Steuerung und Betrieb von Produktionssystemen, Qualitätssicherung, Verfügbarkeit und Autonomie sind Querschnittsthemen hierfür. In den *iwb* Forschungsberichten werden neue Ergebnisse und Erkenntnisse aus der praxisnahen Forschung des *iwb* veröffentlicht. Diese Buchreihe soll dazu beitragen, den Wissenstransfer zwischen dem Hochschulbereich und dem Anwender in der Praxis zu verbessern.

Gunther Reinhart

Michael Zäh

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*) der Technischen Universität München.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Zäh und Herrn Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart, den Leitern dieses Instituts, gilt mein besonderer Dank für die wohlwollende Förderung und großzügige Unterstützung meiner Arbeit.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Eckhard Beyer, dem Leiter des Lehrstuhls für Laser- und Oberflächentechnik an der TU Dresden, möchte ich mich für die Übernahme des Korreferates und die aufmerksame Durchsicht der Arbeit sehr herzlich bedanken.

Darüber hinaus bedanke ich mich bei meinen Kolleginnen und Kollegen am *iwb* für die freundschaftliche Zusammenarbeit sowie allen Studierenden, die mich bei der Erstellung meiner Arbeit unterstützt haben.

Ein besonderer Dank gilt Robert Wiedenmann, Dr. Achim Mahrle, meinem Bürokollegen Mirko Langhorst, Jan Musiol, Markus Ruhstorfer und der ganzen Themengruppe Füge- und Trenntechnik des *iwb*, die mit kritischen Anmerkungen und zahlreichen konstruktiven Diskussionen wesentlich zu dieser Arbeit beigetragen haben.

Nicht zuletzt gilt mein Dank meinen Eltern und meiner Familie für ihre Unterstützung. Vor allem bei meiner Frau Sarah und meiner Tochter Lea möchte ich mich für die Geduld, die sie an all den Abenden und Wochenenden im letzten Jahr aufbrachten, und den Rückhalt, den sie mir in dieser Zeit gaben, bedanken.

München, im Juli 2012

Rüdiger Daub

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	1
Abkürzungsverzeichnis	3
Große und kleine lateinische Buchstaben	5
Große und kleine griechische Buchstaben	10
1 Einleitung	1
1.1 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise	1
1.2 Grundlagen	3
1.2.1 Allgemeines	3
1.2.2 Laserstrahlschweißen von Metallen	3
1.2.3 Energietransportmechanismen im Schmelzbad	6
1.2.4 Modell der Oberflächenspannung	8
1.2.5 Methoden zur Bestimmung der Oberflächenspannung	19
1.3 Zusammenfassung	27
2 Stand der Wissenschaft	29
2.1 Allgemeines	29
2.2 Einfluss der Marangoni-Konvektion auf den Schweißprozess	30
2.3 Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen auf die Nahttiefe	35
2.4 Einfluss der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche auf die Nahttiefe	40
2.5 Einfluss von Prozessgasen auf die Nahttiefe	42
2.6 Zusammenfassung	46
3 Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe	49
3.1 Allgemeines	49
3.2 Ändern der Legierungs- und Begleitelemente durch Zusatzwerkstoffe	49
3.3 Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche durch den Spotradius	51
3.4 Beimischen von Kohlenstoffdioxid zum Prozessgas	52
3.5 Zusammenfassung der Forschungsfragen	53

4	Versuchsbeschreibung und Simulationsmethodik	55
4.1	Allgemeines	55
4.2	Versuchsaufbau	55
4.3	Simulationsmethodik	61
5	Untersuchung der Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe	73
5.1	Allgemeines	73
5.2	Ändern der Legierungs- und Begleitelemente durch Zusatzwerkstoffe	73
5.3	Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche durch den Spotradius	82
5.4	Beimischen von Kohlenstoffdioxid zum Prozessgas	87
5.5	Zusammenfassung	98
6	Bedeutung der untersuchten Methoden und der Vorschubgeschwindigkeit	101
6.1	Allgemeines	101
6.2	Effektanalyse	101
6.3	Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Marangoni-Konvektion	106
6.4	Zusammenfassung	108
7	Anwendungsbeispiel	111
8	Zusammenfassung und Ausblick	115
8.1	Zusammenfassung	115
8.2	Ausblick	118
9	Literaturverzeichnis	121
10	Verzeichnis betreuter Studienarbeiten	135
Anhang		137
A1	Legierung der verwendeten Zusatzdrähte	137
A2	Randomisierter Versuchsplan	138
A3	Resultierende Zielgrößen	140

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
Ag	Silber
Al	Aluminium
Ar	Argon
B	reaktive Begleitelemente
bzw.	beziehungsweise
Ca	Calcium
Ce	Cerium
CO	Kohlenstoffmonoxid
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
Cu	Kupfer
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
d. h.	das heißt
EM	elektromagnetisch
Fe	Eisen
HT	Methode des hängenden Tropfens
<i>iwb</i>	Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
Laser	light amplification by stimulated emission of radiation
LT	Methode des liegenden Tropfens
MB	Methode des maximalen Blasendruckes
Mn	Mangan

Abkürzung	Bedeutung
NB	Nahtbreite
NT	Nahttiefe
O	atomarer Sauerstoff
O ₂	molekularer Sauerstoff
ppm	parts per million (10 ⁻⁶)
S	Schwefel
ST	Methode des schwebenden Tropfens
Ti	Titan
TM	Methode der Bestimmung der Tropfenmasse
TS	Laserstrahl-Tiefschweißen
TUM	Technische Universität München
u. a.	unter anderem
vgl.	vergleiche
WS	Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen
z. B.	zum Beispiel
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional

Große und kleine lateinische Buchstaben

Variable	Einheit	Bedeutung
ΔA	m^2	Flächenänderung
A_O	m^2	betrachtete Oberfläche
a_i	-	Aktivität des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
b	m	Hauptkrümmungsradius des Krümmungskreises eines liegenden Tropfens an dessen Scheitelpunkt
c_i	mol/m^3	Stoffmengenkonzentration des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
c_i^a	mol/m^3	Stoffmengenkonzentration des Stoffes i in der Phase a ($i = S, O, \dots$)
c_i^b	mol/m^3	Stoffmengenkonzentration des Stoffes i in der Phase b ($i = S, O, \dots$)
c_P	$J/(kg \cdot K)$	spezifische Wärmekapazität
$c_P(T)$	$J/(kg \cdot K)$	Funktion der spezifischen Wärmekapazität
$c_{P,Ent.}(T)$	$J/(kg \cdot K)$	Funktion der spezifischen Wärmekapazität mit Berücksichtigung der Schmelzenthalpie von Stahl
D	m^2/s	Diffusionskoeffizient
d_f	mm	Fokusbereich
d_s	mm	Spottdurchmesser
d_Z	mm	Dicke des aufgetragenen Zusatzwerkstoffes
E_L	J	Energie des Laserstrahles
E_S	J/m	Streckenenergie
F	N	Kraft
$flc2hs$	-	in dem FEM-Programm Comsol verfügbare Funktion zur Definition der Heaviside-Funktion
g	m/s^2	Erdbeschleunigung

Variable	Einheit	Bedeutung
ΔH_{ad}	J	Adsorptionsenthalpie
ΔH_S	268 kJ/kg	Schmelzenthalpie von Stahl
HE	mm, mm ² , °C	Haupteffekt einer Einflussgröße auf eine Zielgröße
He	-	Heaviside-Funktion
h_E	mm	Eintauchtiefe
I	W/mm ²	Intensität
\vec{j}	mol/(m ² ·s)	Teilchenstromdichte
k	-	Konstante
l	m	charakteristische Länge
$MW(+)$	mm, mm ² , °C	Mittelwert einer Zielgröße bei allen mit „+“ kodierten Stufen
$MW(-)$	mm, mm ² , °C	Mittelwert einer Zielgröße bei allen mit „-“ kodierten Stufen
m	g	Masse eines Tropfens
N_S	-	Anzahl der Versuche pro Stufe
N_V	-	Gesamtzahl der Versuche
n	mol/m ³	Stoffmengenkonzentration
n_i	mol	Anzahl der Teilchen des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
n_i^a	mol	Teilchenzahl des Stoffes i in der Phase a ($i = S, O, \dots$)
n_i^b	mol	Teilchenzahl des Stoffes i in der Phase b ($i = S, O, \dots$)
$n_{i,Ref}$	mol	Referenzteilchenanzahl des Stoffes i im Gesamtsystem ($i = S, O, \dots$)
n_M	-	Gesamtzahl der Messungen

Variable	Einheit	Bedeutung
P	N/m ²	Druck
ΔP	N/m ²	Druckdifferenz zwischen der Schmelze und dem Gas
P_L	W	Laserleistung
P_{max}	N/m ²	maximaler Gasdruck
P_R	W	angepasste Leistung der rechteckigen Wärmequelle
P_S	W	Strahlungsleistung
P_t	N/m ²	tangential wirkender Druck
P_σ	N/m ²	Druck in einer Blase aufgrund von deren Oberflächenspannung
Pe	-	Péclet-Zahl
\dot{q}	J/(m ² s)	Wärmestromdichte
\bar{q}	mm, °C	geschätzter Mittelwert
q_i	mm, °C	Messwert
q_{wq}	W	Wärmequelle
R	J/(mol K)	molare Gaskonstante
R_0	-	empirisch zu ermittelnde Konstante
R^2	-	Bestimmtheitsmaß
r_1, r_2	mm	Hauptkrümmungsradien der Oberfläche in einer Ebene
r_K	mm	Radius der Kapillaröffnung
r_s	mm	Spotradius
r_{sx}	mm	Spotradius entlang der x-Achse
r_{sy}	mm	Spotradius entlang der y-Achse

Variable	Einheit	Bedeutung
s_M	mm, °C	geschätzte Standardabweichung des Mittelwertes
T	K	Temperatur
ΔT	K	Temperaturdifferenz
T_{krit}	K	kritische Temperatur
T_m	K	Schmelztemperatur
T_{max}	K	Maximaltemperatur
t	s	Zeit
t_W	-	t-Wert zur Berechnung zweiseitiger Vertrauensbereiche
u		Strömungsgeschwindigkeit
u_{max}	m/s	maximale Strömungsgeschwindigkeit
V	m ³	Volumen
V^a	m ³	Volumen der Phase a
V^b	m ³	Volumen der Phase b
V_{System}	m ³	Volumen des Gesamtsystems
v	m/min	Vorschubgeschwindigkeit
W	N	Gewichtskraft eines abgelösten Tropfens
W_{Arb}	J	Arbeit
W_i	N	ideale Gewichtskraft eines Tropfens
X_B	-	Stoffmengenanteil an Begleitelementen
X_i	-	Stoffmengenanteil des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
XA_i	-	Stoffmengenanteil des Stoffes i in der Atmosphäre ($i = CO_2, O_2, \dots$)

Variable	Einheit	Bedeutung
XO_i	-	Stoffmengenanteil des Stoffes i an der Oberfläche ($i = S, O, \dots$)
x	m	Koordinate
x_B	m	Abstand auf der x -Achse von der Symmetrieachse des Tropfens zum Punkt B
x_O	m	Abstand von der Oberfläche der Schmelze
y	m	Koordinate
y_0	-	empirisch zu ermittelnde Konstante
y_l	-	empirisch zu ermittelnde Konstante
z	m	Koordinate
Δz_B	m	Abstand auf der z -Achse vom Hochpunkt des Tropfens zum Punkt B
Δz_{opt}	mm	Verschiebung der Optik entlang der z -Achse

Große und kleine griechische Buchstaben

Variable	Einheit	Bedeutung
α_i	°	longitudinaler Anstellwinkel
α_R	%	α -Risiko, Fehler erster Art
β_R	%	β -Risiko, Fehler zweiter Art
Γ_i	Mol/m ²	Oberflächenüberschuss des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
Γ_i^O	Mol/m ²	Oberflächenüberschuss des Stoffes i bei vollständiger Bedeckung der Oberfläche ($i = S, O, \dots$)
γ_i	-	Aktivitätskoeffizient des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
Δ_E	mm	Effektgröße
ε	-	Emissionskoeffizient
η	kg/(s m)	dynamische Viskosität
η_A	-	Absorptionsgrad
η_V	Pa·s	Viskosität
η_W	%	Wirkungsgrad
θ_i	-	Bedeckungsgrad des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
ϑ	°C	Temperatur
λ	nm oder μm	Wellenlänge
λ_T	m ² /s	Temperaturleitfähigkeit
λ_W	W/K	Wärmeleitfähigkeit
μ	mm, °C	tatsächlicher Mittelwert
μ_0	J/mol	chemisches Potential bei Standardbedingungen
μ_i	J/mol	chemisches Potential des Stoffes i ($i = S, O, \dots$)
μ_M	mm, °C	Mittelwert
ρ	kg/m ³	Dichte

Variable	Einheit	Bedeutung
$\Delta\rho$	kg/m ³	Dichteunterschied
ρ_f	kg/m ³	Dichte in der festen Phase
ρ_s	kg/m ³	Dichte in der flüssigen Phase
σ	J/m ²	Oberflächenspannung
$d\sigma$	J/m ²	Änderung der Oberflächenspannung
$\Delta\sigma$	J/m ²	Differenz der Oberflächenspannung
σ_m	J/m ²	Oberflächenspannung am Schmelzpunkt
σ_S	mm	Standardabweichung
$\sigma_{T,0}$	1/K	Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung
φ	°	Winkel zwischen dem Hauptkrümmungsradius r_2 und der Rotationsachse eines liegenden Tropfens
ω_n	Hz	Eigenfrequenz des Tropfens

1 Einleitung

1.1 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise

„Ressourceneffizienz wird bei der Auslegung von (...) Produktionsprozessen ein zunehmender Wettbewerbsgesichtspunkt werden. Wer letztendlich einen Prozess mit weniger Materialeinsatz oder weniger Hilfs- und Betriebsstoffen beherrscht, wird aus ökologischen, aber vor allem ökonomischen Gründen seine Chancen auf dem Weltmarkt verbessern.“ (ABELE & REINHART 2011, S. 114)

Motivation

Zur Steigerung der Wettbewerbsfähigkeit müssen Anwender daher insbesondere bei energieintensiven Prozessen, wie dem Laserstrahlschweißen, energieeffiziente Systeme in ihrer Produktion einsetzen. In **Tabelle 1** sind nach VOLLERTSEN & SEEFELD (2006) der Wirkungsgrad η_w der Strahlungserzeugung, die Wellenlänge λ und die sich daraus ergebenden jährlichen Energiekosten verschiedener Strahlquellen dargestellt.

Tabelle 1: Vergleich ausgewählter Strahlquellen im Hinblick auf ihren Wirkungsgrad η_w bei der Strahlungserzeugung, ihre Wellenlänge λ sowie die sich daraus ergebenden jährlichen Energiekosten nach VOLLERTSEN & SEEFELD (2006). Für die Berechnung der jährlichen Energiekosten wurden die folgenden Annahmen getroffen: 3 kW Strahlleistung, 0,2 € pro Kilowattstunde, 4 h Strahlzeit pro Tag und 268 Arbeitstage pro Jahr.

Strahlquelle	η_w	λ	Energiekosten
CO ₂ -Laser	10 %	10600 nm	6.432 €/Jahr*
Nd:YAG-Laser	3 %	1064 nm	21.225 €/Jahr*
Scheibenlaser	25 %	1030 nm	2.572 €/Jahr*
Faserlaser	30 %	1070 nm	2.144 €/Jahr*
Diodenlaser	40 %	900-1070 nm	1.608 €/Jahr*

*Energiekosten = $3 \text{ kW} / \eta_w \cdot 100 \% \cdot 4 \text{ h} \cdot 268 \text{ Arbeitstage} \cdot 0,2 \text{ €/kWh}$

Um Energie und damit Kosten einzusparen, setzen Anwender daher immer häufiger Scheiben-, Faser- oder Diodenlaser für Schweißprozesse ein. Insgesamt ist in Zu-

kunft aufgrund der allgemeinen Ressourcenverknappung mit steigenden Energiekosten zu rechnen (ABELE & REINHART 2011, S. 74), was diesen Trend noch weiter verstärken wird.

Wie in **Tabelle 1** ersichtlich, unterscheidet sich die von den Lasersystemen emittierte Strahlung neben dem Wirkungsgrad η_w unter anderem auch durch die Wellenlänge λ . Diese bestimmt, wie der Laserstrahl geführt werden kann. Während die Strahlung eines CO₂-Lasers freistrahlend über Spiegel in die Prozesszone gelenkt wird, kann die Strahlung der anderen Laserstrahlquellen über Glasfaserkabel geleitet werden, was die Strahlführung erheblich vereinfacht. Die Wellenlänge λ hat auch einen deutlichen Einfluss auf den Schweißprozess beim Laserstrahl-Tiefschweißen (TS). Dabei ist die Intensität des Laserstrahls so hoch, dass ein Teil des Werkstoffes verdampft und sich ein Dampfkanal in die Schmelze hinein ausbildet. Dieser erhöht die Nahttiefe deutlich. Tatsächlich neigen TS-Prozesse mit CO₂-Lasern zu einer geringeren Bildung von Schweißspritzern als TS mit Faser-, Scheiben- oder Diodenlasern (ALBRECHT 2011). Neueste Arbeiten belegen, dass die Entstehung der Schweißspritzer von der Wellenlänge des Laserstrahls abhängig ist (RÜTERING 2010, KOCH ET AL. 2010, CAI & XIAO 2011). Da die abgekühlten Schweißspritzer zu einem großen Teil an der Bauteiloberfläche anhaften, sind TS-Prozesse und damit Nahttiefen größer 1 mm mit Faser-, Scheiben- oder Diodenlasern an Bauteilen mit einem hohen Qualitätsanspruch im Hinblick auf Schweißspritzer nicht realisierbar.

Zielsetzung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist, qualitativ hochwertige Schweißergebnisse mit Nahttiefen größer 1 mm beim Schweißen mit Faser-, Scheiben- oder Diodenlasern zu erzielen. Um die Bildung von Spritzern zu vermeiden, soll dazu kein TS-Prozess genutzt werden, sondern ein Wärmeleitungsschweißprozess. Das bedeutet, dass die Nahttiefe nicht mit hohen Intensitäten erreicht werden soll, sondern durch eine gezielte Beeinflussung der Schmelzbadströmung.

Vorgehensweise

Die vorliegende Arbeit beschreibt im Abschnitt 1.2, neben den wichtigsten Grundlagen zum Laserstrahlschweißen, wie die Schmelzbadströmung entsteht. Im Kapitel 2 ist das in der Literatur vorhandene Wissen über die Möglichkeiten, die Schmelzbadströmung zu beeinflussen, zusammengefasst. Aus den Grundlagen sowie dem Stand der Wissenschaft werden in Kapitel 3 drei Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe durch eine Beeinflussung der Schmelzbadströmung abgeleitet: Erhö-

hen der Nahttiefe durch einen Zusatzwerkstoff, durch Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche und durch Beimischen von Prozessgasen. Mit dem in Kapitel 4 beschriebenen Versuchsaufbau und der Simulation wurden diese Methoden untersucht; die Ergebnisse sind in Kapitel 5 dargestellt. Die drei verwendeten Methoden werden in Kapitel 6 mit Hilfe einer Effektanalyse konventionellen Methoden zum Erhöhen der Nahttiefe gegenübergestellt. Ebenfalls in Kapitel 6 wird der Einfluss hoher Vorschubgeschwindigkeiten auf die Schmelzbadströmung untersucht. Der Bedarf, die Nahttiefe bei einer gleichzeitig hohen Nahtqualität zu erhöhen, wird durch das Anwendungsbeispiel in Kapitel 7 nochmals verdeutlicht, bevor die Arbeit mit einer Zusammenfassung und einem Ausblick auf zukünftige Arbeiten schließt.

1.2 Grundlagen

1.2.1 Allgemeines

Im diesem Abschnitt werden für die Arbeit relevante Grundlagen zum Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen und zum Einfluss der Oberflächenspannung auf den Prozess zusammengefasst. Es wird in dieser Arbeit darauf verzichtet, den Prozess des Laserstrahlschweißens umfassend zu beschreiben. Stattdessen soll der interessierte Leser an dieser Stelle auf die zu diesem Thema verfügbare umfangreiche Literatur verwiesen werden (HÜGEL 1992, STEEN 2003, POPRAWA 2005, HÜGEL & GRAF 2009).

1.2.2 Laserstrahlschweißen von Metallen

Bei dem Prozess des Laserstrahlschweißens trifft der Laserstrahl zunächst auf die feste Oberfläche der zu schweißenden Werkstücke. In Abhängigkeit von deren Werkstoff und der Wellenlänge des Lasers wird die einfallende Strahlung zu Teilen absorbiert, reflektiert und transmittiert. Bei Metallen kann die Transmission vernachlässigt werden, da der Werkstoff die nicht reflektierte Laserstrahlung innerhalb einiger Nanometer absorbiert und diese in Wärme umgewandelt wird. **Abbildung 1** zeigt den mit den Fresnelschen Formeln (HECHT 2001, S. 195 ff.) berechneten Absorptionsgrad η_A für verschiedene Wellenlängen und Werkstoffe. Der Absorptionsgrad ist das Verhältnis von absorbierter Energie zur eingestrahnten Energie. Für einen Nd:YAG-Laser mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1064$ nm besitzt Eisen (Fe) somit

in etwa einen Absorptionsgrad von 30 %. Die restliche Strahlung wird reflektiert (ZAEH ET AL. 2010).

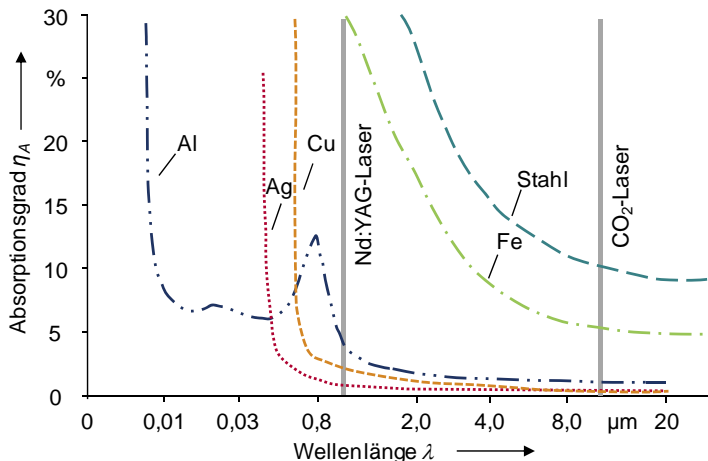


Abbildung 1: Berechneter Absorptionsgrad η_A in Abhängigkeit der Wellenlänge und des Werkstoffes (BEYER 1995)

Die absorbierte Energie des Laserstrahls entspricht einer Wärmequelle auf der Werkstoffoberfläche. Die Wärme wird zunächst rein durch Wärmeleitung (Konduktion) in das Material transportiert. Sobald ein Teil des Werkstoffes aufschmilzt, kommt zusätzlich zu der masselosen Konduktion der Wärmetransport durch Konvektion hinzu. Schweißprozesse, die auf diesen beiden Energietransportmechanismen basieren, werden als Wärmeleitungsschweißen (WS) bezeichnet. Das Prinzip des Wärmeleitungsschweißens ist in **Abbildung 2** zusammen mit einem beispielhaften Querschnitt einer Wärmeleitungsschweißnaht dargestellt. Mit dem Wärmeleitungsschweißen erreichbare Nahttiefen entsprechen in etwa der Nahtbreite und sind typischerweise kleiner als 1 mm (HÜGEL & GRAF 2009, S. 217).

Wird die Intensität des Laserstrahls erhöht, überschreitet die Werkstofftemperatur lokal den Siedepunkt und der Werkstoff beginnt teilweise zu verdampfen. Der dabei entstehende Dampfdruck erzeugt eine Einbuchtung im Schmelzbad. Aufgrund der nun unebenen Oberfläche des bestrahlten Werkstoffes kommt es zu Mehrfachabsorptionen des Laserstrahls in der Einbuchtung.

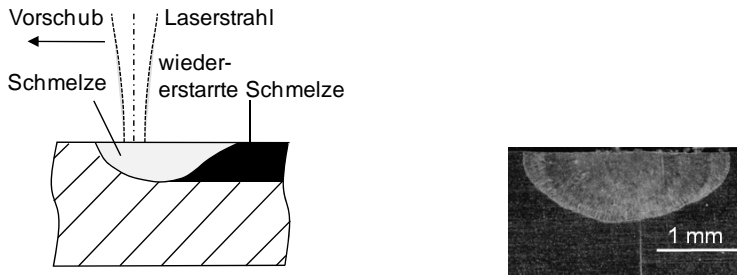


Abbildung 2: Skizze des Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißens im Längsschnitt (links) und WS-Schweißnahtquerschnitt (rechts); Laserleistung $P_L = 2000 \text{ W}$, Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,5 \text{ m/min}$, Spotradius $r_s = 1,28 \text{ mm}$, Wellenlänge $\lambda = 1064 \text{ nm}$, Edelstahl 1.4541

Das führt dazu, dass der Absorptionsgrad sprunghaft ansteigt und sich die zunächst leichte Einbuchtung im Schmelzbad zu einer weit in den Werkstoff hineinreichenden Dampfkapillare ausbildet. In dieser Dampfkapillare wird der Laserstrahl wegen Mehrfachabsorptionen nahezu vollständig absorbiert. Der Absorptionsgrad η_A steigt auf 90 % bis 98 % an. Durch die im Vergleich zum Wärmeleitungsschweißen hohen erzielbaren Nahttiefen wird der Prozess als Tiefschweißprozess (TS) bezeichnet. Eine Skizze des Laserstrahl-Tiefschweißens ist in **Abbildung 3** zusammen mit einem beispielhaften Schliff eines Schweißnahtquerschnitts dargestellt.

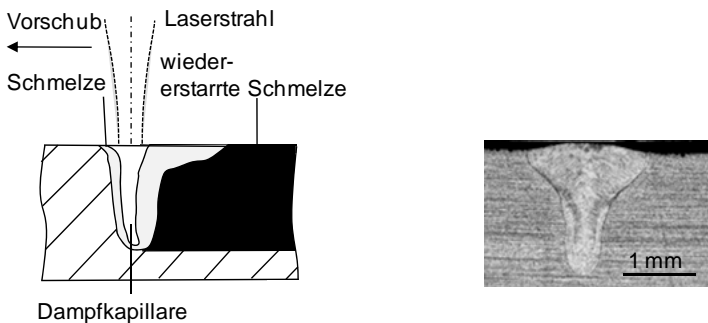


Abbildung 3: Skizze des Laserstrahl-Tiefschweißens im Längsschnitt (links) und TS-Schweißnahtquerschnitt (rechts); $P_L = 2000 \text{ W}$, $v = 2 \text{ m/min}$, $r_s = 0,3 \text{ mm}$, $\lambda = 1070 \text{ nm}$, Edelstahl 1.4541

Der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen beginnt beim Schweißen eines Edlstahls mit einem CO₂-Laser ($\lambda = 10600 \text{ nm}$) bei Intensitäten I von etwa 10^8 W/mm^2 (POPRAWA 2005, S. 258). Da der Absorptionsgrad η_A bei kürzeren Wellenlängen größer ist, verschiebt sich die Schwellintensität zu kleineren Werten. In dem in **Abbildung 3** (rechts) gezeigten Fall war beispielsweise eine Intensität von $I = 0,7 \cdot 10^8 \text{ W/mm}^2$ für einen TS-Prozess ausreichend.

1.2.3 Energietransportmechanismen im Schmelzbad

Konduktion

Konduktion ist ein nicht massegebundener Energietransport, der in Feststoffen oder Fluiden aufgrund von lokalen Temperaturdifferenzen auftritt. Bei Metallen wird so Energie durch Gitterschwingungen, sogenannte Phononen, oder durch die Bewegung der freien Elektronen transportiert. Entsprechend dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik wird Energie durch Konduktion immer von einem Körper mit einer höheren Temperatur auf einen Körper mit einer geringeren Temperatur übertragen und nicht entgegengesetzt (CLAUSIUS 1898). Der Vorgang der Wärmeübertragung wird anschaulich durch die in Gleichung (1-1) dargestellte Wärmestromdichte beschrieben:

$$\dot{q} = -\lambda_w \text{ grad } T \quad (1-1)$$

mit

- \dot{q} : Wärmestromdichte
- λ_w : Wärmeleitfähigkeit
- T : Temperatur

In einfachen Worten wurde die Bedeutung von Gleichung (1-1) durch GERTHSEN & MESCHÉDE (2004) folgendermaßen formuliert: „*Wärme strömt immer längs eines Temperaturgefälles, und zwar umso stärker, je steiler dieses Gefälle ist.*“

Natürliche Konvektion

Die natürliche (auch freie) Konvektion ist ein massebehafteter Energietransport, der durch Dichteunterschiede in einem Fluid oder einem Gas entsteht. Aufgrund eines Dichtegradienten kommt es zu einem Diffusionsprozess von Teilchen, bis der Dichteunterschied ausgeglichen ist. Im Fall des Wärmeleitungsschweißens wird die Schmelze durch den Laserstrahl lokal stetig erwärmt und somit die Dichte, im Vergleich zu dem kälteren Werkstoff am Rand des Schmelzbades, reduziert. Das erste

Ficksche Gesetz beschreibt die Teilchenstromdichte ähnlich der Wärmestromdichte nach Gleichung (1-2):

$$\vec{j} = -D \text{ grad } n \quad (1-2)$$

mit

- \vec{j} : Teilchenstromdichte
- D : Diffusionskoeffizient
- n : Stoffmengenkonzentration

Der Transport von Wärme durch natürliche Konvektion erfolgt also durch den Transport von Atomen und Molekülen, welche eine definierte Menge an Wärmeenergie besitzen.

Marangoni-Konvektion

Lokal unterschiedliche Oberflächenspannungen eines Fluids sind die Ursache der Marangoni-Konvektion. Das in dieser Arbeit verwendete Modell der Oberflächenspannung wird in Abschnitt 1.2.4 vorgestellt. Ein Gradient der Oberflächenspannung entspricht nach LEVIC & LEVICH (1962, S. 385–S. 386) einem Druck, der tangential auf die Atome an der Oberfläche wirkt:

$$P_t = \text{grad } \sigma \quad (1-3)$$

mit

- P_t : tangential wirkender Druck
- σ : Oberflächenspannung

Die Oberflächenspannung eines Fluids ist temperaturabhängig. Damit ergibt sich aus Gleichung (1-3) der tangential wirkende Druck P_t entlang einer Raumkoordinate:

$$P_t = \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad (1-4)$$

mit

- T : Temperatur
- x : Koordinate

Temperaturdifferenzen führen zu unterschiedlichen Dichten und damit zu unterschiedlichen Atomabständen. SIGLOCH (2009, S. 3) beschreibt einen Rückgang der interatomaren Kräfte mit ansteigenden Atomabständen. Ist, wie in **Abbildung 4**

skizziert, der Gradient der Oberflächenspannung ungleich 0, bedeutet das, dass sich die lateralen Kräfte zwischen den Atomen an der Oberfläche nicht gegenseitig ausgleichen. Es entsteht eine parallel zur Oberfläche wirkende Kraft, die zur höheren Oberflächenspannung hin gerichtet ist.

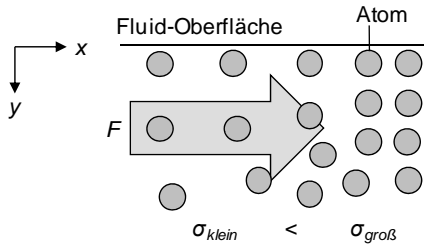


Abbildung 4: Skizzenhafte 2-dimensionale Darstellung der resultierenden Kraft F zwischen Grenzschichtgebieten mit einer großen und einer kleinen Oberflächenspannung σ

Nach LEVIC & LEVICH (1962, S. 385–S. 386) muss für die Schubspannung in einem zweidimensionalen Fall die folgende Kontinuitätsgleichung gelten:

$$\eta \cdot \frac{\partial u}{\partial y} = \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad (1-5)$$

mit

u : Strömungsgeschwindigkeit

Gleichung (1-5) bedeutet, dass die Schubspannung dem in Gleichung (1-4) angegebenen tangentialen Druck entspricht. Derart induzierte Strömungen erzeugen einen weiteren Energietransport. Die Energie eines Volumenelements wird dabei durch die Marangoni-Konvektion zusammen mit dem Volumenelement räumlich verschoben.

1.2.4 Modell der Oberflächenspannung

Die Oberflächenspannung σ ist eine Eigenschaft von Grenzflächen zwischen Flüssigkeiten und Gasen. Sie ist als Arbeit $W_{A,rb}$ definiert, die verrichtet werden muss, um die Oberfläche um ΔA zu vergrößern.

$$\sigma = \left(\frac{W_{Arb}}{\Delta A} \right) \quad (1-6)$$

mit

- ΔA : Flächenänderung
- W_{Arb} : Arbeit
- σ : Oberflächenspannung

Die Kraft, die einer Vergrößerung der Oberfläche entgegen wirkt, wird durch interatomare bzw. intermolekulare Wechselwirkungskräfte erzeugt. Auf ein Teilchen, welches sich im Inneren des Schmelzbades befindet, wirkt keine resultierende Kraft. Wie in **Abbildung 5** (links) veranschaulicht, löschen sich die Kräfte gegenseitig aus.

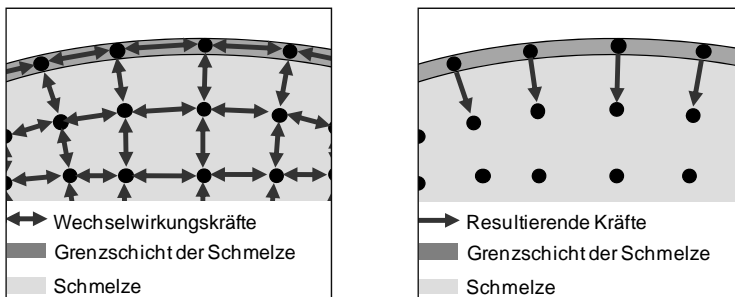


Abbildung 5: Wechselwirkungskräfte innerhalb einer metallischen Schmelze (links) und resultierende Kräfte an der Grenzschicht (rechts) nach CZERNER (2005)

Auf ein Teilchen an der Oberfläche wirkt eine resultierende Kraft zum Inneren der Schmelze hin (**Abbildung 5** rechts). Diese ist die Ursache für die Oberflächenspannung. Die resultierende Kraft, die auf ein Teilchen wirkt, nimmt mit der Entfernung von der Grenzfläche ab. (MITROPOULOS 2008)

Einfluss der Temperatur auf die Oberflächenspannung

Mit zunehmender Temperatur nimmt die Dichte von reinen Metallschmelzen ab, was einer Vergrößerung des interatomaren bzw. intermolekularen Abstandes entspricht. Die größere Entfernung der Teilchen voneinander reduziert die zwischen ihnen wirkenden Kräfte (MITROPOULOS 2008). Die Abhängigkeit der Oberflächen-

spannung von der Temperatur bei einer reinen Eisenschmelze kann daher folgendermaßen beschrieben werden:

$$\sigma = \sigma_m - \sigma_{T,0}(T - T_m) \quad (1-7)$$

mit

σ_m : Oberflächenspannung am Schmelzpunkt

$\sigma_{T,0}$: Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung

T : Temperatur

T_m : Schmelztemperatur

Um mit Gleichung (1-7) den temperaturabhängigen Verlauf der Oberflächenspannung einer Metallschmelze berechnen zu können, muss die Oberflächenspannung σ_m am Schmelzpunkt bekannt sein. In Abschnitt 1.2.5 wird ein Überblick über in der Literatur verfügbare Werte der Oberflächenspannung von Eisen am Schmelzpunkt und Methoden zu deren Bestimmung gegeben. Für die Bestimmung des Temperaturkoeffizienten $\sigma_{T,0}$ werden bei Temperaturen oberhalb des Schmelzpunktes weitere Messungen der Oberflächenspannung durchgeführt. So ermittelte Messpunkte sind beispielhaft in ein Oberflächenspannungs-Temperatur-Diagramm in **Abbildung 6** eingetragen.

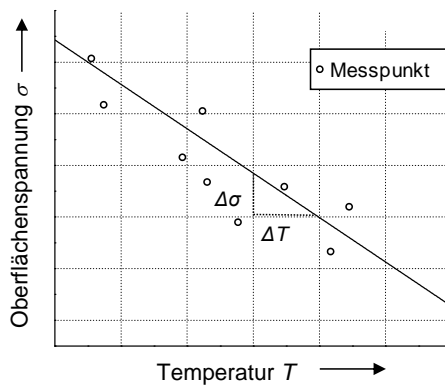


Abbildung 6: Beispielhaft skizzierte Messpunkte der Oberflächenspannung in Abhängigkeit der Temperatur

Durch die Messpunkte wird eine Gerade gelegt, deren Steigung der gesuchte Temperaturkoeffizient $\sigma_{T,0}$ ist:

$$\sigma_{T,0} = \frac{\Delta\sigma}{\Delta T} \quad (1-8)$$

mit

$\Delta\sigma$: Differenz der Oberflächenspannung

ΔT : Temperaturdifferenz

Einfluss der Legierung auf die Oberflächenspannung

Handelt es sich bei dem geschmolzenen Werkstoff um eine Legierung, kann sich das zuvor beschriebene Verhalten der Oberflächenspannung σ über der Temperatur T signifikant ändern. Reines Eisen liegt bei Raumtemperatur als Gitter mit kubisch-raumzentrierten (krz) Elementarzellen vor (α -Eisen). Erhöht sich die Temperatur des Eisens, ändert sich zunächst die Gitterstruktur. Ab einer Temperatur von 1173 K geht das krz Gitter in ein kubisch-flächenzentriertes (kfz) Gitter (γ -Eisen) über, bevor es ab 1665 K wieder in ein krz Gitter überwechselt (δ -Eisen). Überschreitet die Temperatur den Schmelzpunkt bei 1809 K, bricht die Fernordnung der Gitterstruktur auf. Das bedeutet, dass die Eisenatome noch mit ihren unmittelbaren Nachbaratomen wechselwirken und die Atomabstände weiterhin konstant sind. Die Bindungswinkel zwischen ihnen schwanken jedoch, so dass keine Gitterstruktur mehr vorliegt. Zu dem übernächsten Nachbaratom besteht keine Korrelation der Bindungswinkel mehr. Die Eisenatome liegen somit als Flüssigkeit vor und die Teilchen lassen sich einfach zueinander verschieben. Fremdatome bzw. Legierungs- oder Begleitelemente (siehe **Abbildung 7**) können unter bestimmten Umständen, wie beispielsweise bei Vorhandensein einer notwendigen Aktivierungsenergie, Moleküle mit den Eisenatomen bilden. Durch die Molekülbildung wird, je nach der Art des gebildeten Moleküls, eine bestimmte Anzahl an Eisenatomen gebunden. Diese können dann kaum noch mit den restlichen Eisenatomen wechselwirken. Das hat zur Folge, dass die notwendige Kraft zum Herauslösen eines Atoms aus der Oberfläche kleiner wird und damit auch die Oberflächenspannung zurück geht (vgl. **Abbildung 7**). Das gebildete Molekül wird aus der Schmelze ähnlich einem Tensid herausgedrängt, da es nur noch eingeschränkt eine metallische Bindung eingehen kann. Die dadurch verursachte Adsorption der Moleküle an der Oberfläche bei konstantem Druck und konstanter Temperatur kann im einfachsten Fall mit der Langmuir-Isotherme beschrieben werden. (ATKINS 1994, S. 987)

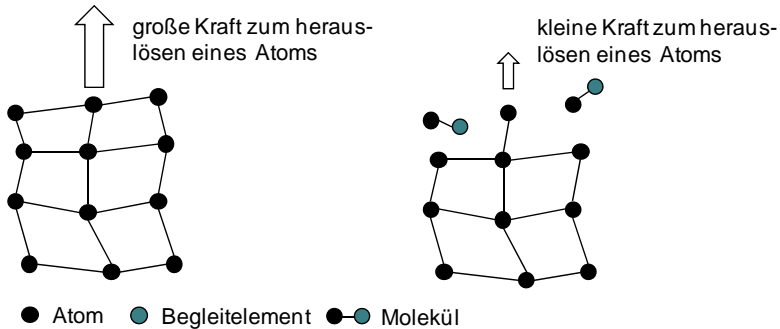


Abbildung 7: Schematische Darstellung der Teilchen in einer Schmelze ohne Begleitelemente (links) und mit Begleitelementen (rechts); durch die Begleitelemente bilden sich Moleküle, welche nur noch geringfügig mit den restlichen Atomen wechselwirken. Begleitelemente sind Elemente, die aufgrund des Herstellungsprozesses ungewollt in meist sehr kleinen Mengen in einer Legierung enthalten sind.

Adsorption nach Langmuir

LANGMUIR (1916) betrachtet die freien und die besetzten Adsorptionsplätze an der Grenze zwischen zwei Phasen (siehe **Abbildung 8**). Der eigentliche physikalische Prozess der Adsorption wird dabei vernachlässigt.

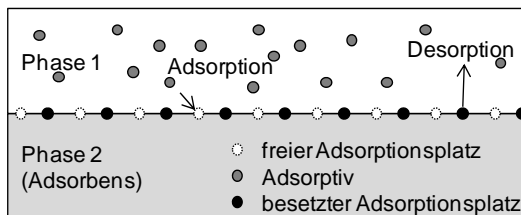


Abbildung 8: Schematisch dargestellter Adsorptions- und Desorptionsvorgang

Der Bedeckungsgrad θ_i der Phasengrenze ist nach SAHOO ET AL. (1988) als Quotient aus der Anzahl der besetzten Adsorptionsplätze und der Anzahl der vorhandenen Adsorptionsplätze definiert:

$$\theta_i = \frac{\text{Anzahl der vorhandenen Adsorptionsplätze}}{\text{Anzahl der besetzten Adsorptionsplätze}} \quad (1-9)$$

mit

θ_i : Bedeckungsgrad des Stoffes i

In Abhängigkeit der Umgebungsbedingungen kommt es zu Adsorptions- und Desorptionsvorgängen. Langmuir setzt voraus, dass sich bei konstanten Bedingungen ein Gleichgewichtszustand zwischen diesen beiden Vorgängen einstellt und es dadurch einen konstanten Bedeckungsgrad gibt. Die Adsorptionsenthalpie ist dabei unabhängig von der eigentlichen chemischen und physikalischen Bindungsenergie. (BELTON 1976)

LANGMUIR (1916) trifft die folgenden Annahmen:

1. Die Moleküle lagern sich alle in einer atomaren Monolage an.
2. Die Adsorptionsenthalpie ist konstant.
3. Es existiert keine Wechselwirkung zwischen den Teilchen, die den Adsorptionsvorgang beeinflusst.

Unter diesen Voraussetzungen kann der Adsorptionsvorgang nach SAHOO ET AL. (1988) durch Gleichung (1-10) beschrieben werden:

$$k \cdot e^{\frac{-\Delta H_{ad}}{RT}} a_i = \frac{\theta_i}{1 - \theta_i} \quad (1-10)$$

mit

ΔH_{ad} : Adsorptionsenthalpie
 a_i : Aktivität des Stoffes i
 R : molare Gaskonstante
 k : Konstante

Die Aktivität a_i und das chemische Potential μ_i

Die Aktivität a_i ist eine thermodynamische Größe. Diese wird in der Physik zur Beschreibung der Änderung physikalischer Größen in Abhängigkeit von Konzentrationsänderungen des Stoffes i in Stoffmischungen verwendet. Die Aktivität selbst hängt über den Aktivitätskoeffizienten γ_i mit dem Stoffmengenanteil X_i zusammen:

$$a_i = \gamma_i \cdot X_i \quad (1-11)$$

mit

γ_i : Aktivitätskoeffizient des Stoffes i

X_i : Stoffmengenanteil des Stoffes i

Über die Aktivität eines Stoffes wird dessen chemisches Potential berechnet:

$$\mu_i = \mu_0 + R \cdot T \cdot \ln(a_i) \quad (1-12)$$

mit

μ_i : chemisches Potential des Stoffes i

μ_0 : chemisches Potential bei Standardbedingungen

Das chemische Potential charakterisiert die Möglichkeit eines Stoffes i , mit anderen Stoffen in Wechselwirkung zu treten, sich räumlich umzuverteilen oder seinen Phasenzustand zu ändern (JOB & HERRMANN 2006). In einem idealen Gemisch existieren keine Wechselwirkungen zwischen den Teilchen des Gemisches. Für diesen Fall ist der Aktivitätskoeffizient $\gamma_i = 1$, und die Änderung des chemischen Potentials kann direkt aus dem Stoffmengenanteil X_i berechnet werden. Für reale Gemische weicht das chemische Potential eines Stoffes von dem eines idealen Gemisches ab. Der empirisch zu ermittelte Wert von γ_i ist dann ungleich 1.

Die Gibbs-Isotherme

Aufgrund des in Gleichung (1-10) beschriebenen Adsorptionsvorgangs sammeln sich an der Oberfläche Legierungselemente an und ändern dort deren Oberflächenüberschuss Γ_i . Wegen ihres chemischen Potentials modifizieren die adsorbierten Teilchen die physikalischen Eigenschaften der Schmelze an der Oberfläche. Die so genannte Gibbs-Isotherme beschreibt den Einfluss der Teilchen auf die Oberflächenspannung, wie aus Gleichung (1-12) zu entnehmen ist. In Gleichung (1-13) ist diese für ein binäres Stoffsystem angegeben:

$$d\sigma = -\Gamma_1 \cdot d\mu_1 - \Gamma_2 \cdot d\mu_2 \quad (1-13)$$

mit

Γ_i : Oberflächenüberschuss des Stoffes i

Der Oberflächenüberschuss Γ_i und der Bedeckungsgrad θ

Der Oberflächenüberschuss Γ_i beschreibt die Adsorptionsvorgänge eines Stoffes an der Grenzfläche zwischen zwei Phasen. Exemplarisch wird hier ein binäres Eisen-Schwefel-System (Fe-S-System) im geschmolzenen Zustand betrachtet. In der Schmelze gehen die S-Atome kovalente Bindungen mit Fe-Atomen ein. Dabei teilen sich das Fe- und das S-Atom zwei Elektronen. Das bedeutet, dass die verbleibenden Fe-Atome mit den restlichen Eisenatomen eine metallische Bindung eingehen können. Das Molekül besitzt damit die Eigenschaften eines Tensides. Ein Teil des Moleküls geht weiterhin eine metallische Bindung mit Fe-Atomen ein, während der andere Teil des Moleküls von den restlichen Fe-Atomen abgestoßen wird. Die Folge ist ein Herausdrängen der Fe-S-Moleküle aus der Schmelze an die Grenzfläche. Dort kommt es zu einer Anreicherung dieser Moleküle. Diese stellen dann genau genommen eine eigene Phase dar. In **Abbildung 9** ist ein möglicher Verlauf der Konzentration der S- und der Fe-Atomen von der Phase a zur Phase b veranschaulicht.

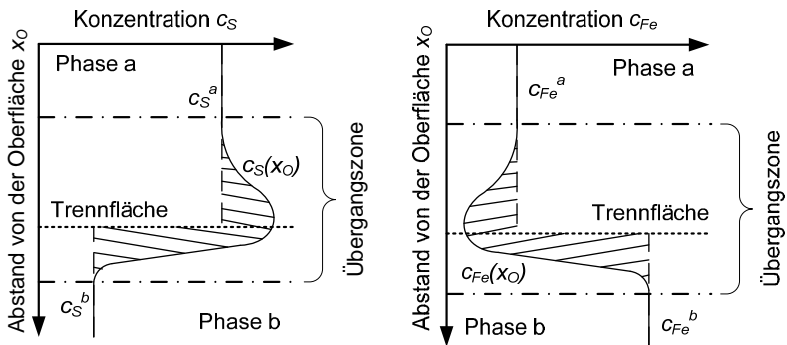


Abbildung 9: Nach MITROPOULOS (2008) skizzierter Verlauf der Konzentration für Schwefel (links) und Eisen (rechts) nach der Verdrängung der Fe-S-Moleküle aus dem Inneren der Schmelze an die Oberfläche; Phase a: Grenzschicht der Schmelze; Phase b: im Inneren der Schmelze

Phase a stellt in diesem Beispiel die Grenzschicht dar, welche durch die Verdrängung gebildet wird. Phase b ist das Innere der Schmelze. Der Verlauf der Konzentration der Stoffe von der einen in die andere Phase ist messtechnisch nicht zu bestimmen. In den Phasen kann aber die Stoffkonzentration c_i eines Stoffes i sowohl vor als auch nach der Verdrängung der Fe-S-Moleküle bestimmt werden. Wird die

Stoffkonzentration c_i vor der Verdrängung bestimmt, so kann daraus die insgesamt in dem System vorhandene Stoffkonzentration berechnet werden:

$$n_i = c_i \cdot V_{\text{System}} \quad (1-14)$$

mit

- n_i : Anzahl der Teilchen des Stoffes i
- c_i : Konzentration des Stoffes i
- V_{System} : Volumen des Gesamtsystems

Um den Übergang der Konzentrationsverteilung zu beschreiben, schlägt GIBBS (1993) vor, an einem beliebigen Punkt des Systems eine Trennfläche zwischen den beiden Phasen zu definieren. In **Abbildung 9** ist diese Trennfläche eingezeichnet. Werden nach der Verdrängung der Fe-S-Moleküle in der Phase a und der Phase b die Konzentrationen n_i^a und n_i^b des Stoffes i bestimmt, so weicht deren Summe $n_{i,Ref}$ von der vor der Verdrängung messbaren Anzahl der Teilchen n_i ab. Die Differenz ist in **Abbildung 9** als schraffierte Fläche unterhalb des Verlaufs der skizzierten Konzentration gekennzeichnet. Es gilt:

$$n_{i,Ref} = n_i^a + n_i^b = c_i^a \cdot V^a + c_i^b \cdot V^b \quad (1-15)$$

mit

- $n_{i,Ref}$: Referenzteilchenanzahl des Stoff i im Gesamtsystem
- n_i^a : Teilchenanzahl des Stoffes i in der Phase a
- n_i^b : Teilchenanzahl des Stoffes i in der Phase b
- c_i^a : Stoffmengenkonzentration des Stoffes i in der Phase a
- c_i^b : Stoffmengenkonzentration des Stoffes i in der Phase b
- V^a : Volumen der Phase a
- V^b : Volumen der Phase b

Der Oberflächenüberschuss errechnet sich aus der Differenz zwischen der Teilchenanzahl n_i und der Referenzteilchenanzahl des Stoffes i im Gesamtsystem $n_{i,Ref}$. Er gibt an, wie viele Teilchen des Stoffes i in der Grenzschicht angereichert sind oder um welche Anzahl von Atomen die Grenzschicht verarmt ist. (MITROPOULOS 2008)

Es gilt:

$$\Gamma_i = \frac{n_i - n_{i,Ref}}{A_O} \quad (1-16)$$

mit

Γ_i : Oberflächenüberschuss des Stoffes i

A_O : betrachtete Oberfläche

Der in Gleichung (1-10) eingeführte Bedeckungsgrad θ_i kann durch den Oberflächenüberschuss folgendermaßen ausgedrückt werden:

$$\theta_i = \frac{\Gamma_i}{\Gamma_i^0} \quad (1-17)$$

mit

Γ_i^0 : Oberflächenüberschuss des Stoffes i bei vollständiger Bedeckung der Oberfläche

Wird die Gibbs-Isotherme aus Gleichung (1-13) auf das Beispiel des binären Fe-S-Systems angewandt, ergibt sich:

$$d\sigma = -\Gamma_S \cdot d\mu_S - \Gamma_{Fe} \cdot d\mu_{Fe} \quad (1-18)$$

mit

$d\sigma$: Änderung der Oberflächenspannung

Wird die Position der Trennfläche in **Abbildung 9** so gewählt, dass sich aus Gleichung (1-16) $\Gamma_{Fe} = 0$ ergibt, dann reduziert sich Formel (1-18) auf ihren ersten Term (MITROPOULOS 2008). Setzt man Gleichung (1-12) in Gleichung (1-18) ein, dann ergibt sich:

$$d\sigma = -\Gamma_S \cdot d(\mu_0 + RT \ln(a_S)) \quad (1-19)$$

Nach JOB (2010) ist das chemische Potential bei Standardbedingungen ($T = 298,15 \text{ K}$, $p = 1 \text{ bar}$) gleich null ($\mu_0 = 0$). Mit Gleichung (1-10) und (1-17) kann somit nach BELTON (1976) die Gibbs-Isotherme umgeschrieben werden:

$$\frac{d\sigma}{d\ln(a_S)} = -RT\Gamma_S = -RT\Gamma_S^0 \frac{ke^{-\frac{\Delta H_{ad}}{RT}} a_S}{1 + ke^{-\frac{\Delta H_{ad}}{RT}} a_S} \quad (1-20)$$

Durch Integration der rechten Seite von Gleichung (1-20) nach $\ln(a_S)$ und Einsetzen des Aktivitätswertes für reines Eisen $a_S = 0$ als untere Grenze erhält man die Ände-

rung der Oberflächenspannung unter Berücksichtigung des temperaturabhängigen Adsorptionsvorganges nach Langumir:

$$d\sigma = -RT\Gamma_S^0 \cdot \ln \left(ke \frac{-\Delta H_{ad}}{RT} a_S + 1 \right) \quad (1-21)$$

Wird Gleichung (1-7) um Gleichung (1-21) ergänzt, so ergibt sich nach SAHOO ET AL. (1988) eine erweiterte Beschreibung der Oberflächenspannung. Mit dieser kann das Verhalten der Oberflächenspannung unter Berücksichtigung der temperaturabhängigen Wechselwirkung zwischen den Fe-Atomen und der ebenfalls temperaturabhängigen Adsorption der Fe-S-Moleküle beschrieben werden:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_{T.o.}(T - T_m) - RT\Gamma_S^0 \ln \left(ke \left(\frac{-\Delta H_{ad}}{RT} \right) a_S + 1 \right) \quad (1-22)$$

Die Fe-S-Moleküle reduzieren somit zunächst die Oberflächenspannung. Steigt die Temperatur weiter an, dissoziieren die Moleküle nach und nach aufgrund zu hoher Schwingungs- und Rotationsenergien. Die Eisenatome können erneut mit dem Gitter wechselwirken und die Oberflächenspannung nähert sich dem Verlauf des reinen Metalles wieder an. Der temperaturabhängige Verlauf der durch Gleichung (1-22) beschriebenen Oberflächenspannung ist für unterschiedliche Aktivitäten unter Verwendung der in SAHOO ET AL. (1988) angegebenen Werte für σ_m , $\sigma_{T.o.}$, T_m und Γ_S^0 in **Abbildung 10** dargestellt (vgl. Abschnitt 2.3, **Tabelle 3**).

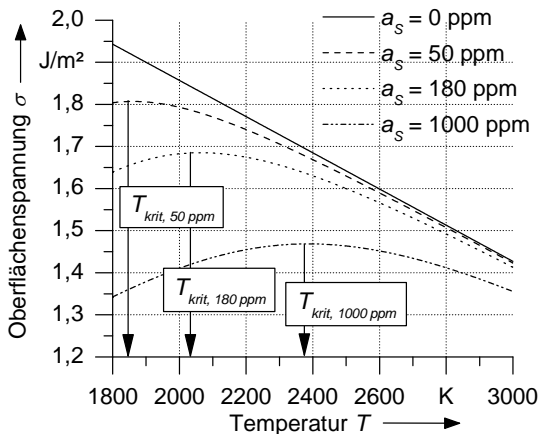


Abbildung 10: Verlauf der Oberflächenspannung von Eisen in Abhängigkeit der Temperatur und der Aktivität a_S (SAHOO ET AL. 1988)

Ist die Aktivität a_S ausreichend groß, bildet sich ein lokales Maximum der Oberflächenspannung aus. Die Temperatur an der Stelle des lokalen Maximums wird im Weiteren als T_{krit} bezeichnet. Wie in **Abbildung 10** veranschaulicht, verschiebt sich die Temperatur T_{krit} mit höheren Aktivitäten hin zu höheren Temperaturen.

1.2.5 Methoden zur Bestimmung der Oberflächenspannung

Für eine genaue Messung der Oberflächenspannung von flüssigen Metallen muss sich die Schmelze in einem Gleichgewichtszustand befinden. Aufgrund der bereits beschriebenen Abhängigkeit der Oberflächenspannung von der Temperatur und den Legierungselementen muss sowohl die Temperatur der Schmelze als auch deren chemische Zusammensetzung während der Messung konstant bleiben. Insbesondere der in **Abbildung 11** belegte Einfluss von Sauerstoff auf die Oberflächenspannung führt zu einer deutlichen Reduktion der Oberflächenspannung und damit zu erheblichen Messfehlern. Eine unbeabsichtigte Verunreinigung der Schmelze mit Sauerstoff kann beispielsweise bei Messungen an Luft durch Oxidation erfolgen.

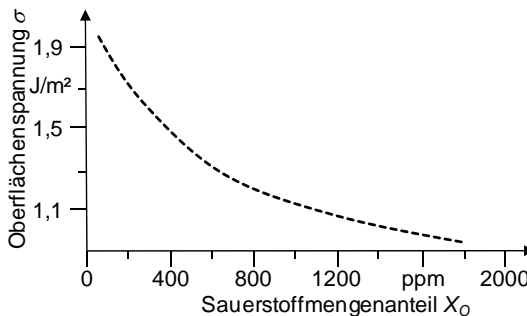


Abbildung 11: Verlauf der Oberflächenspannung von Eisen am Schmelzpunkt in Abhängigkeit des Sauerstoffgehaltes in der Schmelze (KEENE 1993, S. 162)

Liegen unterschiedliche Messwerte für die Oberflächenspannung eines Metalles bei einer bestimmten Temperatur vor, ist es daher sinnvoll, den jeweils größten Wert zu verwenden. (KEENE 1993)

Die experimentelle Bestimmung der Oberflächenspannung ist nicht Gegenstand dieser Arbeit. Für die numerischen Berechnungen werden aus der Literatur verfügbare Werte der Oberflächenspannung verwendet. Trotzdem sollen im Folgenden die wichtigsten Methoden vorgestellt werden, die zur Bestimmung der Oberflächen-

spannung von metallischen Schmelzen geeignet sind, um ein Verständnis für die Genauigkeit und die Bedeutung der in der Literatur angegebenen Werte zu schaffen. Eine ausführlichere Beschreibung der Messmethoden und eine Zusammenfassung von Messwerten der Oberflächenspannung für mehrere Metalle aus verschiedenen Quellen kann bei KEENE (1993) gefunden werden.

Die Young-Laplace-Gleichung

Viele der Methoden zur Bestimmung der Oberflächenspannung basieren auf der Lösung der Young-Laplace-Gleichung:

$$\Delta P = \sigma \cdot \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (1-23)$$

mit

ΔP : Druckdifferenz zwischen der Schmelze und dem Gas

r_1, r_2 : Hauptkrümmungsradien der Oberfläche in einer Ebene

Diese stellt einen Zusammenhang zwischen dem Druck P auf eine gekrümmte Oberfläche, der Oberflächenspannung σ und den Hauptkrümmungsradien her, welche die gekrümmte Oberfläche in einer Ebene beschreiben (BUTT ET AL. 2008). Die Hauptkrümmungsradien sind dabei der maximale und der minimale Radius der möglichen Krümmungskreise.

Methode des maximalen Blasendrucks (MB)

Zur Bestimmung der Oberflächenspannung wird bei dieser Messtechnik eine Kapillare in die Schmelze eingetaucht, wobei sowohl der Radius als auch die Eintauchtiefe der Kapillare in die Schmelze bekannt sein müssen. Wie in **Abbildung 12** veranschaulicht, wird am Ende der Kapillare, das aus der Schmelze herausragt, ein Gasdruck angelegt. An der Spitze der Kapillare bildet sich zwischen dem Gas und der Schmelze eine meniskusförmige Grenzfläche aus. Der Gasdruck in der Kapillare wird kontinuierlich erhöht, bis sich eine Blase an der Öffnung der Kapillare bildet. Die beiden Hauptkrümmungsradien, welche in Gleichung (1-23) zur Beschreibung des Meniskus verwendet werden, entsprechen dann dem Radius r_K der Kapillare bzw. dem Durchmesser der entstandenen Blase. Damit wird Gleichung (1-23) zu:

$$\Delta P = \frac{2\sigma}{r_K} \quad (1-24)$$

mit

r_K : Radius der Kapillaröffnung

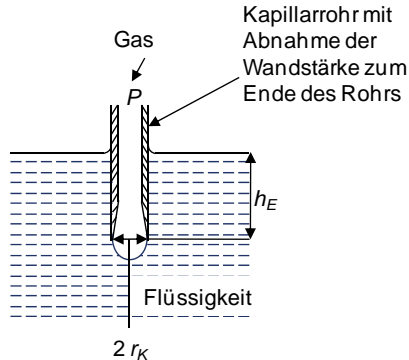


Abbildung 12: Bestimmung der Oberflächenspannung über die Messung des Gasdrucks P , des Radius der Kapillaröffnung r_K und der Eintauchtiefe h_E der Kapillare (KEENE 1993, S. 163)

Der maximale Gasdruck, bei welchem sich die Blase am Kapillarende bildet, entspricht:

$$P_{max} = P_\sigma + \Delta\rho \cdot g \cdot h_E \quad (1-25)$$

mit

P_{max} : maximaler Gasdruck

P_σ : Druck in einer abgelösten Blase aufgrund der Oberflächenspannung

$\Delta\rho$: Dichteunterschied

h_E : Eintauchtiefe

g : Erdbeschleunigung

In Gleichung (1-25) hängt der maximale Gasdruck linear von der Eintauchtiefe h_E ab. Werden mehrere Messungen bei unterschiedlichen Eintauchtiefen durchgeführt und der jeweils gemessene maximale Gasdruck in ein Diagramm über der Eintauchtiefe h_E aufgetragen, kann die Kurve bis zum Schnittpunkt mit der Eintauchtiefe $h_E = 0$ extrapoliert werden. Der so bestimmte maximale Gasdruck bei der Eintauch-

tiefe $h_E = 0$ wird verwendet, um zusammen mit Gleichung (1-24) die Oberflächenspannung zu berechnen:

$$\sigma = \frac{r_k}{2} (P_{\max})_{h=0} \quad (1-26)$$

Bei einem prinzipiell identischen Verfahren wird nicht der Druck des Gases, sondern der der Flüssigkeit erhöht. Anstatt einer Blase in der Flüssigkeit bildet sich dann ein Tropfen im Gas. Die Bestimmung der Oberflächenspannung erfolgt nach demselben Schema. (KEENE 1993)

Methoden des liegenden Tropfens (LT)

Bei der *Methode des liegenden Tropfens* wird zur Bestimmung der Oberflächenspannung ein Tropfen der metallischen Schmelze auf ein Substrat, wie in **Abbildung 13** dargestellt, aufgebracht. Wird die in Gleichung (1-23) angegebene Young-Laplace-Gleichung an einen ruhenden Tropfen angepasst und $x/\sin \varphi$ für den Hauptkrümmungskreis r_2 eingesetzt, ergibt sich nach MAZE & BURNET (1969) und KEENE (1993, S. 165) die dimensionslose Gleichung:

$$\frac{1}{r_1/b} + \frac{\sin \varphi}{x/b} = 2 + \frac{\rho \cdot g \cdot b^2}{\sigma} \left(\frac{\Delta z_B}{b} \right) \quad (1-27)$$

mit

- r_1 : Hauptkrümmungsradius eines Krümmungskreises (y-Achse)
- b : Hauptkrümmungsradius des Krümmungskreises eines liegenden Tropfens an dessen Scheitelpunkt
- φ : Winkel zwischen dem Hauptkrümmungsradius r_2 und der Rotationsachse des liegenden Tropfens
- x_B : Abstand auf der x-Achse von der Symmetrieachse des Tropfens zum Punkt B
- Δz_B : Abstand auf der z-Achse vom Hochpunkt des Tropfens zum Punkt B

Gleichung (1-27) beschreibt den Verlauf der Oberfläche des liegenden Tropfens in einem Achsenabschnitt und ist eine Differentialgleichung 2. Ordnung und 2. Grades. Sie kann nur unter Verwendung von Näherungstabellen, empirisch beschriebenen Zusammenhängen oder computergestützten Kurvenanpassungen numerisch gelöst werden. (KEENE 1993)

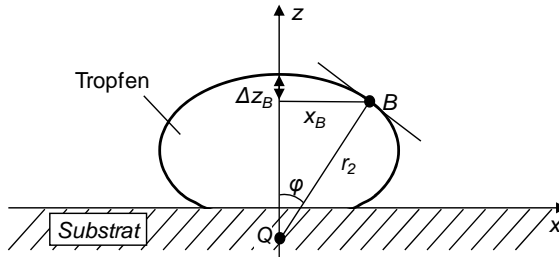


Abbildung 13: Ruhender Tropfen auf einem Substrat (KEENE 1993, S. 165)

Je nachdem, welches Vorgehen gewählt wird, müssen unterschiedliche charakteristische Größen des liegenden Tropfens optisch bestimmt werden. Zusätzlich zu den systematischen Fehlern der gewählten Lösungsmethode erzeugen Messfehler erhebliche Schwankungen der mit Gleichung (1-27) bestimmten Oberflächenspannung. Ein wesentlicher Nachteil der *Methode des ruhenden Tropfens* ist, dass während der Messung die Oberflächenspannung sowohl aufgrund von Temperaturschwankungen des Tropfens als auch durch chemische Reaktionen mit dem Substrat oder der Atmosphäre verändert wird und sich somit kein Gleichgewichtszustand einstellt. Obwohl die *Methode des liegenden Tropfens* mit großen Ungenauigkeiten behaftet ist, wird sie am häufigsten zur Bestimmung der Oberflächenspannung von metallischen Schmelzen eingesetzt. (KEENE 1993)

Methode des hängenden Tropfens (HT)

Eine mit der *Methode des liegenden Tropfens* verwandte Methode ist die *Methode des hängenden Tropfens*. Dabei wird ein unten offenes Kapillarröhrchen verwendet. Wegen der Schwerkraft bildet sich an der Öffnung, wie in **Abbildung 14** veranschaulicht, ein Tropfen aus. Ein hängender Tropfen ist im Wesentlichen ein umgedrehter liegender Tropfen und kann mathematisch ebenfalls durch die Gleichung (1-27) beschrieben werden. Wie bei der *Methode des liegenden Tropfens* wird der hängende Tropfen optisch vermessen und die Gleichung (1-27) mit Hilfe von Näherungstabellen, empirisch beschriebenen Zusammenhängen oder computergestützten Kurvenanpassungen numerisch gelöst. Prinzipiell unterliegt die *Methode des hängenden Tropfens* denselben Messungenauigkeiten wie die *Methode des liegenden Tropfens*. Ein Vorteil dieser Methode gegenüber der *Methode des liegenden Tropfens* ist, dass die chemische Wechselwirkung des Tropfens mit einem Substrat vermieden werden kann, wenn der Tropfen am Ende eines Stabes aus demselben Werkstoff erzeugt wird. Zum Schmelzen des Werkstoffes werden typischerweise

fokussierte Wärmequellen wie Laser- oder Elektronenstrahlen verwendet, die eine inhomogene Temperaturverteilung erzeugen. Damit kann zwar eine chemische Wechselwirkung mit einem Substrat vermieden werden, gleichzeitig wird aber durch die Wärmequellen eine inhomogene Temperaturverteilung in den Tropfen induziert, so dass ein vollständiger Gleichgewichtszustand auch bei dieser Methode nicht erzeugt werden kann. (KEENE 1993, S. 166)

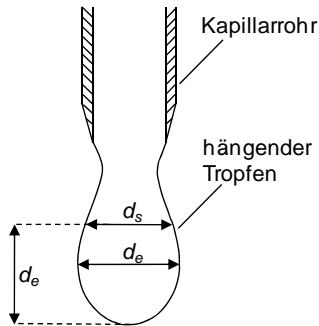


Abbildung 14: Hängender Tropfen (KEENE 1993, S. 166)

Methode der Bestimmung der Tropfenmasse (TM)

Bei der *Methode der Bestimmung der Topfenmasse* wird ebenfalls ein Kapillarröhrchen verwendet, an dessen unteren Ende sich wie bei der *Methode des hängenden Tropfens* ein Tropfen ausbildet (vgl. **Abbildung 14**). Im Gegensatz zu der *Methode des hängenden Tropfens* wird bei der *Methode der Bestimmung der Tropfenmasse* der Druck am oberen Ende der Kapillare weiter erhöht, bis sich ein Tropfen vom unteren Ende des Kapillarröhrchens ablöst. Dieser Vorgang wird mehrmals wiederholt. Die dabei entstehenden Tropfen werden aufgefangen, um im Anschluss aus der Gewichtskraft die mittlere Gewichtskraft eines Tropfens zu bestimmen. Unter idealen Bedingungen ermöglicht es der als *Tate's Law* bekannte Zusammenhang in Gleichung (1-28), die Oberflächenspannung der Flüssigkeit zu bestimmen:

$$W_i = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot \sigma \quad (1-28)$$

mit

W_i : ideale Gewichtskraft eines abgelösten Tropfens

r_K : Radius der Kapillaröffnung

Der Ablösungsprozess eines Tropfens von der Kapillaröffnung ist ein komplexer Vorgang. Die experimentell gemessene Gewichtskraft eines Tropfens weicht signifikant von dem nach Gleichung (1-28) erwarteten Wert ab. Aus diesem Grund bestimmten HARKINS & BROWN (1919) empirisch eine Korrekturfunktion f . Mit dieser von dem Radius des Kapillarröhrchens und dem Volumen V eines Tropfens abhängigen Funktion kann ein Korrekturwert berechnet werden. Gleichung (1-28) wird damit zu:

$$W = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot \sigma \cdot f(r, V) \quad (1-29)$$

mit

- W : Gewichtskraft eines abgelösten Tropfens
- f : Korrekturfunktion
- V : Volumen des Tropfens

Eine notwendige Voraussetzung für die Anwendung dieses Verfahrens ist die Kenntnis der genauen Dichte des betrachteten Werkstoffes. Mit ihr muss über die gemessene Gewichtskraft das tatsächliche Volumen berechnet werden. Die empirisch bestimmte Korrekturfunktion f wurde aus Messungen mit chemischen Verbindungen geringer Dichten, wie Wasser oder organischen Flüssigkeiten, abgeleitet. Es ist daher fraglich, ob sie auf Elemente hoher Dichten, wie Metalle, angewendet werden kann. Der Korrekturfaktor hat einen erheblichen Einfluss auf das Ergebnis und ändert die gemessene Gewichtskraft eines Tropfens um bis zu 40 %. Soll die Oberflächenspannung bei sehr hohen Temperaturen bestimmt werden, kann wie bei der *Methode des hängenden Tropfens* ein Metallstab mit einem definierten Radius an seinem unteren Ende durch eine fokussierte Wärmequelle, d.h. einen Laser- oder einen Elektronenstrahl, geschmolzen werden, was eine mögliche chemische Beeinflussung durch den Werkstoff des Kapillarröhrchens verhindert. (KEENE 1993, S. 197)

Methode des schwebenden Tropfens (ST)

Die letzte, neueste und genaueste Methode zur Bestimmung der Oberflächenspannung von metallischen Schmelzen ist die *Methode des schwebenden Tropfens*. Bei dieser Methode wird eine leitfähige Probe in das elektrische Feld eines Induktionsrohres gebracht. Ein typischer Versuchsaufbau ist auf der linken Seite von **Abbildung 15** zu sehen. In dem Rohr beginnt die Probe aufgrund des elektrischen Feldes zu schweben und zu schmelzen. Durch leichte Störungen des Systems wird der Tropfen zum Schwingen mit der Eigenfrequenz ω_n angeregt. Diese ist abhängig von

der Oberflächenspannung. Um die Schwingungen auswerten zu können, wird ein Bild des Tropfens auf einen Fotodetektor projiziert. Mit einer Fourieanalyse wird das resultierende Signal ausgewertet.

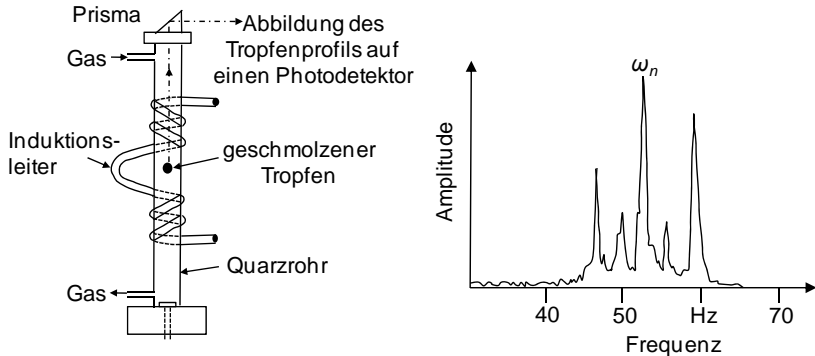


Abbildung 15: Versuchsaufbau zur Bestimmung der Oberflächenspannung mittels der Methode des schwebenden Tropfens (links) und ein typisches Frequenzspektrum eines oszillierenden Fe-Tropfens (rechts) (KEENE 1993, S. 168)

Auf der rechten Seite von **Abbildung 15** ist ein für die *Methode des schwebenden Tropfens* typisches Frequenzspektrum eines Fe-Tropfens dargestellt. RAYLEIGH (1879) hat den folgenden Zusammenhang mit der Oberflächenspannung beschrieben:

$$\sigma = \frac{3}{8} \cdot \pi \cdot m \cdot \omega_n^2 \quad (1-30)$$

mit

m : Masse des Tropfens

ω_n : Eigenfrequenz des Tropfens

Ein wesentlicher Vorteil der *Methode des schwebenden Tropfens* ist, dass die Oberflächenspannung des geschmolzenen Metalles, eine inerte Gasatmosphäre in dem Induktionsrohr vorausgesetzt, nicht durch chemische Reaktionen mit dem Substrat oder der Atmosphäre verunreinigt wird. Problematisch ist bei der Methode allerdings die Bestimmung der Temperatur des Tropfens. Aufgrund des Messaufbaus kann diese nur pyrometrisch erfolgen, was die genaue Kenntnis des Emissionskoeffizienten des Metalles voraussetzt. (KEENE 1993)

Werte der Oberflächenspannung von Eisen

In **Tabelle 2** sind aus KEENE (1993) entnommene Werte für die Oberflächenspannung von Eisen bei Schmelztemperatur zusammen mit der Methode, nach der sie bestimmt wurden, angegeben. Es ist deutlich zu erkennen, dass die *Methode des schwebenden Tropfens* die größten Werte der Oberflächenspannung ergibt. Da chemische Verunreinigungen der Probe zu einer Reduktion der Oberflächenspannung führen, kann die *Methode des schwebenden Tropfens* als die genaueste Methode zu deren Bestimmung betrachtet werden.

Tabelle 2: Auszug aus in KEENE (1993) angegebenen Werten für die Oberflächenspannung von Eisen am Schmelzpunkt

Temperatur in °C	Oberflächenspannung σ in N/m	Verwendete Methode
1530	1,957	ST
1538	1,906	ST
1535	1,880	TM / HT
1530	1,795	MB
1530	1,784	LT
1535	1,657	LT

ST = Methode des schwebenden Tropfens, TM = Methode der Bestimmung der Tropfenmasse, HT = Methode des hängenden Tropfens, MB = Methode des maximalen Blasendrucks, LT = Methode des liegenden Tropfens

1.3 Zusammenfassung

In Kapitel 1 wurde dargestellt, wie der Energietransport beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von der Wärmeleitung, der natürlichen Konvektion und der Marangoni-Konvektion abhängig ist. Es stellt sich daher die Frage, ob einer dieser Energietransport-Mechanismen zur Beeinflussung der Naht aktiv genutzt werden kann. In Abschnitt 2.1 wird erklärt, dass einzig die Marangoni-Konvektion aufgrund ihrer Abhängigkeit von der Oberflächenspannung hierfür in Frage kommt. Um das Potential der Oberflächenspannung zur Beeinflussung der Naht zu identifi-

zieren, werden in Kapitel 2 wissenschaftliche Arbeiten zusammengefasst, die den Einfluss der Marangoni-Konvektion auf die Schweißnaht beschreiben.

2 Stand der Wissenschaft

2.1 Allgemeines

Das Ziel der Arbeit ist, die Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen durch die Beeinflussung der Schmelzbadströmung zu erhöhen. Dies ist nur über die in Abschnitt 1.2.3 beschriebene Wärmeleitung, die natürliche Konvektion und die Marangoni-Konvektion möglich. Bei der natürlichen Konvektion ist ein Gradient der Dichte in der Schmelze die Ursache für die Strömung. Er entsteht durch Temperaturunterschiede in der Schmelze. Die Kontrolle dieser Temperaturunterschiede ist äußerst schwierig, da sie sich in Abhängigkeit von Randbedingungen wie der Bauteilgeometrie erheblich ändern. Dasselbe gilt auch für die stark temperaturabhängige Wärmeleitung. Eine Anpassung der Marangoni-Konvektion erscheint als wesentlich erfolgversprechender. Sie ist rein von der Oberflächenspannung an der Schmelzbadoberfläche abhängig. Im Folgenden wird daher dargestellt, welchen Einfluss die Marangoni-Konvektion auf die Nahttiefe hat. Außerdem werden Möglichkeiten, die Oberflächenspannung und damit die Marangoni-Konvektion während des Schweißprozesses zu ändern, aufgezeigt.

Der Einfluss der Marangoni-Konvektion wurde in mehreren Publikationen sowohl experimentell als auch mit Hilfe von Simulationen untersucht. Sie ist bei Materialbearbeitungsverfahren von Bedeutung, die auf einem lokalen Aufschmelzen des Werkstoffes beruhen. Solche Verfahren sind das Wärmeleitungsschweißen, verschiedene Varianten des Oberflächenveredelns wie beispielsweise das Umschmelzen, Legieren und Dispergieren sowie die generativen Verfahren des Laserstrahlauflagsschweißens und des selektiven Laserstrahlschmelzens (u. a. BIMBERG 1991; HÜGEL 1992; READY 2001; STEEN 2003; POPRAWE 2005; HÜGEL & GRAF 2009). Aufgrund des im Vergleich mit anderen Verfahren einfacheren Prozesses wurden bisher zur Untersuchung der Oberflächenspannung fast ausschließlich Wärmeleitungsschweißprozesse betrachtet. Physikalisch komplexe Phänomene wie beispielsweise die Ausbildung einer Dampfkapillare treten bei diesem Prozess nicht auf. Bei den Untersuchungen kam als Verfahren neben dem Laserstrahlschweißen (u. a. PITSCHENEDER ET AL. 1996; AIDUN & MARTIN 1997; CZERNER 2005; HÄRTL 2006) vor allem das Lichtbogenschweißen zum Einsatz (u. a. HEIPLE & ROPER 1981; HEIPLE & ROPER 1982; HEIPLE & BURGARDT 1985; BURGARDT & HEIPLE 1986; SAHOO ET AL. 1988; MILLS & KEENE 1990; AIDUN & MARTIN 1997; SHANPING ET AL. 2003; HIDETOSHI ET AL. 2008). Eine Ausnahme stellen FUHRICH ET AL. (2001) und FUHRICH (2005) dar, die mit Hilfe einer Simulation die Auswir-

kung der Marangoni-Konvektion auf die Nahtgeometrie beim Laserstrahl-Tiefschweißen untersucht.

2.2 Einfluss der Marangoni-Konvektion auf den Schweißprozess

In den 1970er Jahren wurden bei automatisierten Lichtbogenschweißverfahren stark schwankende Ergebnisse beobachtet, obwohl die Prozessparameter konstant waren. Erste Untersuchungen fokussierten sich auf den Einfluss wechselnder Werkstoffchargen. Bei diesen Untersuchungen konnte eine Korrelation zwischen Schwankungen von Begleitelementen der Legierung und Änderungen der Nahtgeometrie festgestellt werden. Die dabei beobachteten Schwankungen der Begleitelemente lagen im ppm-Bereich (10^{-6}). (GLICKSTEIN & YENISCAVICH 1977; GOODWIN ET AL. 1977)

Es wurden daraufhin zwei Theorien aufgestellt, welche die Schwankungen der Begleitelemente in Zusammenhang mit den stark unterschiedlichen Schweißergebnissen brachten. Die erste Theorie, die von GLICKSTEIN & YENISCAVICH (1977) und GOODWIN ET AL. (1977) untersucht wurde, erklärt die unterschiedlichen Schweißergebnisse damit, dass die Schwankungen der Begleitelemente den Lichtbogen beeinflussen. Die zweite Theorie betrachtete den Einfluss der Begleitelemente auf die Oberflächenspannung sowie die Schmelzbadströmung und wurde von OLSON & ROPER (1978) verfolgt. Arbeiten von ADEN ET AL. (1983), ROBINSON ET AL. (1984) und RODGERS (1984) konnten in den darauf folgenden Jahren zeigen, dass derselbe Effekt auch beim Wärmeleitungsschweißen mit Laser- und Elektronenstrahlanlagen zu beobachten ist. Damit war ein Effekt über die Beeinflussung des Lichtbogens ausgeschlossen, was den Fokus auf die zweite Theorie lenkte. Aus den Arbeiten von HEIPLE & ROPER (1981; 1982), HEIPLE & BURGARDT (1985) und BURGARDT ET AL. (1986) ging letztendlich die sogenannte Heiple-Roper-Theorie hervor. Sie besagt, dass die Schwankungen der Begleitelemente die Oberflächenspannung und damit die Marangoni-Konvektion bzw. die Nahtgeometrie maßgeblich beeinflussen.

Nahtgeometrie

In **Abbildung 16** ist der Zusammenhang aus der Heiple-Roper-Theorie zwischen dem Verlauf der Oberflächenspannung und der Nahtgeometrie am Beispiel einer Punktschweißung skizziert. MILLS & KEENE (1990) unterscheiden zwischen drei Typen von Nahtgeometrien. Bei Typ A ist der Temperaturgradient der Oberflächenspannung $\sigma_{T,0}$ negativ, was zu einer auswärts gerichteten Marangoni-Konvektion führt. Typ B stellt das Gegenteil von Typ A dar. $\sigma_{T,0}$ ist positiv und induziert eine

einwärts gerichtete Marangoni-Konvektion. Wie in Abschnitt 1.2.4 beschrieben, entspricht Typ A einem nahezu reinen Metall, das keine Aktivität a_i besitzt.

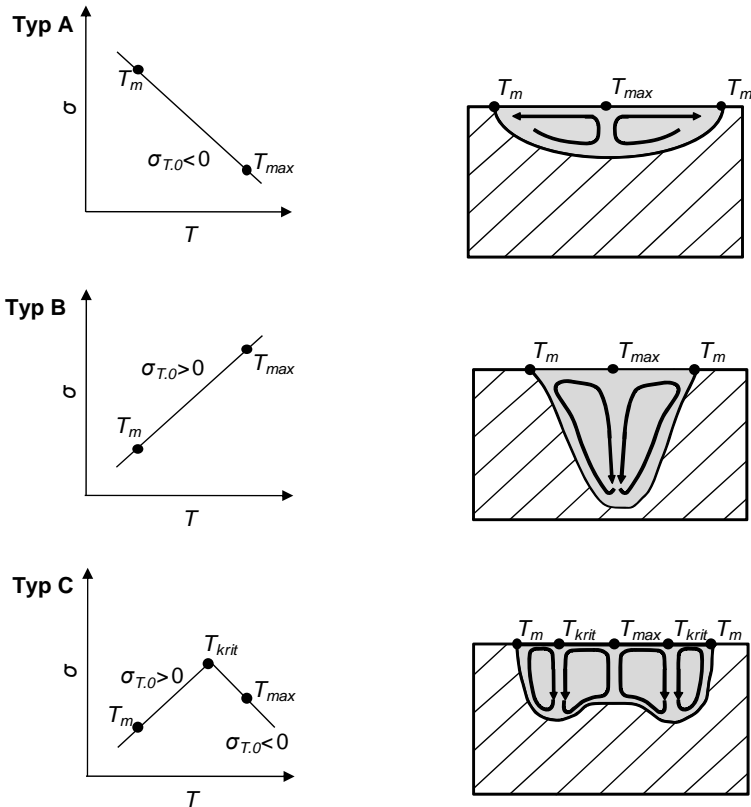


Abbildung 16: Darstellung des aus der Heipel-Roper-Theorie abgeleiteten Zusammenhangs zwischen dem temperaturabhängigen Verlauf der Oberflächenspannung und den experimentell beobachteten Nahtgeometrien; Typ A: $\sigma_{T,0} < 0$ (breite Naht), Typ B: $\sigma_{T,0} > 0$ (tiefe Naht), Typ C: $\sigma_{T,0} > 0$, wenn $T_m < T < T_{krit}$ und $\sigma_{T,0} < 0$, wenn $T_{krit} < T$ (W-förmige Naht) (MILLS & KEENE 1990)

Typ B tritt bei Metallen mit einer hohen Aktivität a_i in einem begrenzten Temperaturbereich auf. Der temperaturabhängige Verlauf der Oberflächenspannung hat dann, wie in **Abbildung 10** veranschaulicht, eine kritische Temperatur T_{krit} . Bei T_{krit} ändert sich das Vorzeichen von $\sigma_{T,0}$. Wird die Schmelze über T_{krit} erhitzt, würde sich

theoretisch der von MILLS & KEENE (1990) als Typ C bezeichnete Zustand einstellen. Am Rand der Schmelze kommt es zu einer einwärts gerichteten Strömung, da $T < T_{krit}$ ist. Im Zentrum der Oberfläche des Schmelzbades liegt die Temperatur oberhalb von T_{krit} ; es kommt zu einer auswärts gerichteten Strömung. Das Ergebnis ist eine W-förmige, breite und etwas tiefere Naht. Eine Voraussetzung für die Gültigkeit der Heipel-Roper-Theorie ist, dass die Marangoni-Konvektion der dominante Energietransportmechanismus ist. Neben der Marangoni-Konvektion treten als solche beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen noch die natürliche Konvektion und die Konduktion auf (siehe Abschnitt 1.2.3).

Energietransportmechanismen

Die Dominanz der Marangoni-Konvektion über andere Energietransportmechanismen wurde mit Hilfe von Simulationen bereits mehrfach untersucht. Schon in den 1980er Jahren zeigten erste 2D-Prozess-Simulationen, dass die Marangoni-Konvektion der dominante Energietransportmechanismus gegenüber der Lorentzkraft beim Lichtbogenschweißen sowie der natürlichen Konvektion beim Lichtbogen- und Laserstrahlschweißen ist (u. a. EAGAR ET AL. 1983; OREPER & SZEKELY 1984 und KOU & SUN 1985). RUSSO (1985) kam zu dem Ergebnis, dass diese Aussage nicht für alle Metalle verallgemeinerbar ist. Er berücksichtigte in seiner Simulation die Wärmeleitfähigkeit von Nickel anstatt die von Stahl, was zu einer Dominanz der Konduktion gegenüber dem massebehafteten Energietransport führte. Welcher der Energietransportmechanismen dominant ist, wird durch die Péclet-Zahl Pe beschrieben. Sie ist definiert als:

$$Pe = \frac{u_{max} \cdot l}{\lambda_T} \quad (2-1)$$

mit

- Pe : Péclet-Zahl
- u_{max} : maximale Strömungsgeschwindigkeit
- l : charakteristische Länge
- λ_T : Temperaturleitfähigkeit

Für den Anwendungsfall des Wärmeleitungsschweißens sind maximale Strömungsgeschwindigkeiten u_{max} von 1 bis 10 m/s dokumentiert (BEYER 1995). Ist $Pe \gg 1$, so kann die Dominanz der Konvektion gegenüber der Konduktion angenommen werden (PITSCHENEDER ET AL. 1996).

Simulation

Mit Hilfe von FEM-Simulationen wurde der experimentell beobachtete Einfluss der Marangoni-Konvektion auf die Nahtgeometrie mehrfach nachvollzogen (u. a. TSAI & KOU 1989; PITSCHENER ET AL. 1996; WINKLER ET AL. 1998; LEI ET AL. 1998; EHLEN ET AL. 1998; EHLEN ET AL. 2000; EHLEN ET AL. 2003; CARIN ET AL. 2005).

Darüber hinaus beobachteten LEI ET AL. (2001) einen Einfluss der Marangoni-Konvektion auf die Schmelzbadtemperatur. Das Ziel ihrer Arbeit war es, den Einfluss der sogenannten Langmuir-Verdampfung auf die Temperatur der Schmelze zu untersuchen. Die Langmuir-Verdampfung betrachtet das Verdampfen einzelner Legierungselemente. In dem eingesetzten FE-Modell wurde dabei der Einfluss unterschiedlicher Gradienten der Oberflächenspannung auf die Marangoni-Konvektion und die aufgrund von Dichteunterschieden induzierte Konvektion berücksichtigt. Die Untersuchungen zeigten, dass die berücksichtigte Verdampfung von Legierungselementen bei einem nicht vorhandenen Temperaturgradienten der Oberflächenspannung, $\sigma_{T,0} = 0 \text{ J}/(\text{m}^2 \text{ K})$, die Temperatur der Oberfläche beeinflusst. Wird jedoch $\sigma_{T,0}$ größer $3 \cdot 10^{-4} \text{ J}/(\text{m}^2 \text{ K})$ angenommen, kann der Verdampfungseffekt auf die Temperatur vernachlässigt werden, da er vom Effekt der Marangoni-Konvektion auf die Temperatur überlagert wird. Dabei hatte es in den Simulationen keinen Einfluss, ob der Gradient der Oberflächenspannung positiv oder negativ war. In allen Fällen ging die Temperatur der Schmelzbadoberfläche mit einsetzender Marangoni-Konvektion wegen des massebehafteten Energietransportes zurück. (LEI ET AL. 2001)

PITSCHENER ET AL. (1996) berechneten in ihrer Simulation eines Laserstrahl-Punktschweißprozesses einen Temperaturanstieg der maximalen Schmelzbadtemperatur von ca. 100 K, wenn ein negativer durch einen positiven Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung $\sigma_{T,0}$ ersetzt, d. h. eine auswärts in eine einwärts gerichtete Strömung geändert wird (vgl. **Abbildung 16**).

Vorschubgeschwindigkeit

Die Oberflächenspannung erzeugt eine Strömung in der Schmelze, die Marangoni-Konvektion. Es stellt sich die Frage, ob der Effekt der Marangoni-Konvektion abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit des Prozesses ist. Kann die Marangoni-Konvektion bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten vernachlässigt werden? Experimentell wurden Geschwindigkeiten der Schmelzbadströmung von bis zu 10 m/s beobachtet (BEYER 1995). Die Beschleunigung der Schmelze ist endlich. Daher muss der Werkstoff lokal für einen ausreichend großen Zeitraum aufgeschmolzen

sein, damit sich der Einfluss der Oberflächenspannung in Form der Marangoni-Konvektion manifestieren kann. Insbesondere viele Laserstrahl-Prozesse basieren auf dem Umschmelzen des Werkstoffes bei teilweise hohen Vorschubgeschwindigkeiten. Beim Laserstrahlschweißen sind beispielsweise Geschwindigkeiten von bis zu 10 m/min nicht ungewöhnlich. FUHRICH ET AL. (2001) untersuchten den Einfluss der Marangoni-Konvektion auf Laserstrahl-Tiefschweißprozesse bei Edelstählen mit einer Simulation. Hierbei wurde eine feste Kapillargeometrie in dem verwendeten Modell angenommen. Die Kapillarwand stellte in der Simulation eine Wärmequelle dar. Um die Kapillarwand wurden das Aufschmelzen des Werkstoffes und die entstehende Schmelzbadströmung unter Berücksichtigung der Oberflächenspannung berechnet. Der Verlauf der Oberflächenspannung wurde vereinfacht als lineare Funktion mit einem positiven, einem negativen und einem abwechselnd positiven und negativen Temperaturkoeffizienten $\sigma_{T,0}$ angenommen. Beim Tiefschweißen von Edelstählen entsteht teilweise eine als Nagel- oder Kelchform bekannte Nahtgeometrie. Ein Ergebnis der Arbeit von FUHRICH (2005) ist, dass diese Nahtgeometrie in Abhängigkeit der Marangoni-Konvektion entsteht. Um den Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit zu untersuchen, führte FUHRICH (2005) alle Simulationen bei 2, 6 und 15 m/min durch. Sein Ergebnis war: Ein deutlicher Unterschied zwischen einem positiven und einem negativen $\sigma_{T,0}$ konnte nur bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 2 m/min beobachtet werden. Für höhere Vorschubgeschwindigkeiten ist trotz unterschiedlicher $\sigma_{T,0}$, wie in **Abbildung 17** gezeigt, nahezu kein Unterschied zwischen den berechneten Nahtgeometrien mehr zu erkennen. Als Ursache nennt FUHRICH (2005), dass die Umströmung des Keyholes bei hohen Geschwindigkeiten die Marangoni-Konvektion überlagert. Weiter kann wegen der kürzeren Zeitdauer, in der der Werkstoff aufgeschmolzen ist, weniger Energie durch Konvektion transportiert werden. Der Einfluss der Marangoni-Konvektion ging daher bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten zurück.

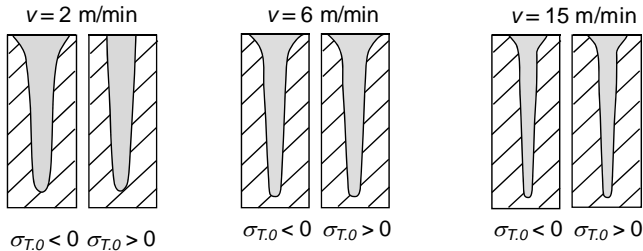


Abbildung 17: Skizze des von FUHRICH (2005, S. 87 und S. 113) berechneten Einflusses der Vorschubgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Vorzeichens des Temperaturkoeffizienten $\sigma_{T,0}$ auf die Schmelzbadgeometrie quer zur Naht

2.3 Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen auf die Nahttiefe

Legierungs- und Begleitelemente im Werkstoff

Nachdem sowohl experimentelle als auch simulierte Ergebnisse die Heiple-Roper-Theorie (HEIPLE & ROPER 1981) bestätigt hatten, knüpfen mehrere Arbeiten an der Theorie an, um den Einfluss verschiedener beim Schweißen von Metallen relevanter Legierungs- und Begleitelemente auf die Oberflächenspannung qualitativ und quantitativ zu untersuchen. Prinzipiell hat jedes Legierungs- und Begleitelement (im Weiteren als Elemente bezeichnet) einen Einfluss auf die Oberflächenspannung (siehe auch Abschnitt 1.2.4). Wie sehr die Oberflächenspannung aufgrund eines Elements geändert wird, hängt aber von dessen jeweiligem chemischen Potential ab. Die ersten Ergebnisse von vergleichenden Untersuchungen zum Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente wurden erneut von HEIPLE & ROPER (1982) vorgestellt. Um den Einfluss von Sauerstoff (O), Aluminium (Al) und Schwefel (S) auf die Nahtgeometrie eines Edelstahls zu untersuchen, wurden in ein Blech mehrere Sackbohrungen eingebracht. Der unbehandelte Edelstahl wies eine nach außen gerichtete Schmelzbadströmung vom Typ A auf. In die Bohrungen wurde jeweils eines der Elemente O, Al und S in Pulverform eingefüllt. Da Sauerstoff nicht pulverförmig vorliegt, wurde dafür ein Eisenoxidpulver verwendet. Blindnahtschweißungen über die Bohrungen ergaben, dass sowohl S als auch O die Schmelzbadströmung von einer Typ-A-Strömung in eine Typ-B-Strömung ändern. S zeigte dabei einen stärkeren Einfluss auf die Strömung als O. Al hingegen schien

im Werkstoff vorhandenen O zu binden und der Strömungsumkehr damit entgegenzuwirken. (HEIPLE & ROPER 1982)

SAHOO ET AL. (1988) verwendeten die in der Literatur verfügbaren Daten über den Verlauf der Oberflächenspannung binärer metallischer Systeme, um die zur Berechnung der Oberflächenspannung nach Gleichung (1-22) notwendigen Größen zu bestimmen. Diese sind in **Tabelle 3** für ein binäres Fe-S- und ein binäres Fe-O-System zusammengefasst.

Tabelle 3: In SAHOO ET AL.(1988) angegebene Werte für die Berechnung der Oberflächenspannung eines Fe-S- und eines Fe-O-Systems.

Variable	Einheit	Wert	System
σ_m	J/m ²	1,943	Fe-S, Fe-O
$\sigma_{T,0}$	J/(m ² K)	$-4,3 \cdot 10^{-4}$	Fe-S, Fe-O
$T_{m.p.}$	K	1809	Fe-S, Fe-O
Γ_S^0	kg·mol/m ²	$1,30 \cdot 10^{-8}$	Fe-S
Γ_O^0	kg·mol/m ²	$2,03 \cdot 10^{-8}$	Fe-O
k	-	$3,18 \cdot 10^{-3}$	Fe-S
k	-	$1,38 \cdot 10^{-3}$	Fe-O
ΔH_{ad}	kJ/(kg mol)	$-166,2 \cdot 10^6$	Fe-S
ΔH_{ad}	kJ/(kg mol)	$-146,3 \cdot 10^6$	Fe-O

Mit den ermittelten Größen waren SAHOO ET AL. (1998) in der Lage, den Verlauf der Oberflächenspannung in Abhängigkeit von der Temperatur zu berechnen. Die resultierenden Verläufe wurden experimentell bestimmten Werten der Oberflächenspannung gegenübergestellt. Das Ergebnis ist in **Abbildung 18** dokumentiert. SAHOO ET AL. (1998) konnten damit zeigen, dass mit Gleichung (1-22) der Verlauf der Oberflächenspannung in Abhängigkeit von der Temperatur T und der Aktivität a_i in guter Näherung beschrieben werden kann.

Wie aus Abschnitt 1.2.4 hervorgeht, hat jedes Begleit- und Legierungselement einen prinzipiellen Einfluss auf die Oberflächenspannung. Aus diesem Grund untersuchten MC NALLAN & DEBROY (1991), wie die metallischen Legierungselemente Nickel (Ni) und Chrom (Cr) den Verlauf der Oberflächenspannung eines Fe-Ni-Cr-S-

Systems beeinflussen. Das Ergebnis ist: Der errechnete Unterschied ist marginaler Natur. Es ist daher ausreichend, für die Berechnung des Verlaufs der Oberflächenspannung einzig die Aktivität von S bzw. der restlichen Nichtmetalle aus der 6. Hauptgruppe des Periodensystems zu berücksichtigen, sofern diese als Begleitelement in der Schmelze auftreten. (MC NALLAN & DEBROY 1991)

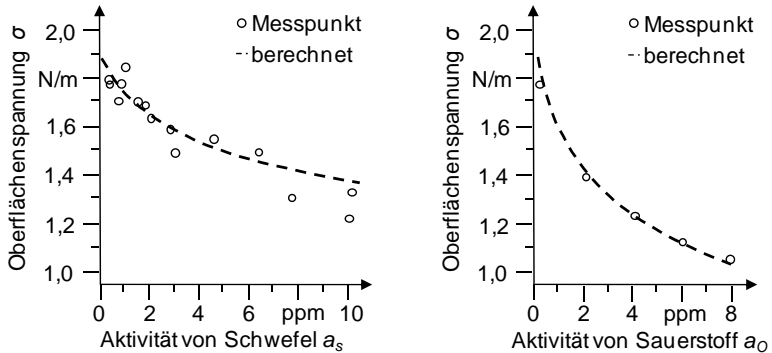


Abbildung 18: Berechneter Verlauf der Oberflächenspannung im Vergleich mit experimentell bestimmten Werten der Oberflächenspannung; Fe-S-System bei $T = 1923\text{ K}$ (links) und Fe-O-System bei $T = 1823\text{ K}$ (rechts) (SAHOO ET AL. 1988)

Eine durch S erzeugte Aktivität im Werkstoff von $a_S < 30\text{ ppm}$ (MILLS ET AL. 1998) bzw. $a_S < 50\text{ ppm}$ (MILLS & KEENE 1990) hat einen negativen $\sigma_{T,0}$ zur Folge. Ist der Wert von $a_S > 60\text{ ppm}$ (MILLS ET AL. 1998) bzw. $a_S > 70\text{ ppm}$ (MILLS & KEENE 1990), so kommt ein positiver $\sigma_{T,0}$ zustande. Diese Werte sind jedoch eher als grobe Anhaltspunkte zu verstehen, da eine Erhöhung der Oberflächenspannung keine sprunghafte Änderung der Nahttiefe nach sich zieht. In **Abbildung 19** ist das von MILLS ET AL. (1998) angegebene Aspektverhältnis der Nahtgeometrie in Abhängigkeit des Schwefelgehaltes des Werkstoffes verdeutlicht. Das Aspektverhältnis ist dabei das Verhältnis der Nahttiefe (NT) zur Nahtbreite (NB).

Folgende Frage ist interessant: Ist eine Vorhersage der NT bzw. des Aspektverhältnisses anhand der sich aus dem Anteil von S und O ergebenden Aktivität a_i möglich? Um diese Frage zu beantworten, untersuchten MILLS ET AL. (1998) mögliche Wechselwirkungen mit reaktiven Elementen untersucht. Reaktive Elemente sind Elemente, die die Wirkung der aktiven Elemente S und O aufheben, in-

dem sie Bindungen mit ihnen eingehen. Effektiv wird damit der in der Schmelze gelöste Anteil von O und S, welcher in die Berechnung von a_i eingeht, reduziert.

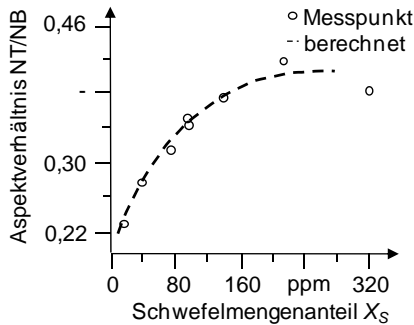


Abbildung 19: Aspektverhältnis der Nahtgeometrie in Abhängigkeit des Stoffmengenanteiles von Schwefel; Werkstoff: X5CrNi18-10 und X2CrNiMo17-12-2 (MILLS ET AL. 1998)

In **Abbildung 20** ist der von MILLS ET AL. (1998) berechnete Einfluss einiger reaktiver Begleitelemente (B) in einem Fe-O-B- bzw. Fe-S-B-System auf den gelösten Stoffmengenanteil von O bzw. S dargestellt. Für O ist es aufgrund der deutlichen Abhängigkeit von reaktiven Begleitelementen notwendig, den tatsächlich gelösten Anteil O in der Schmelze zu kennen. Der Einfluss reaktiver Elemente auf den Stoffmengenanteil an gelöstem S in der Schmelze ist im Vergleich zu dem Einfluss auf Fe-O-B-Systeme wesentlich geringer, sofern keine größeren Mengen an Calcium (Ca) und Cerium (Ce) als Begleitelemente in der Schmelze vorhanden sind. Die Berechnung von a_i aus dem Stoffmengenanteil von S ohne Berücksichtigung des tatsächlich gelösten Anteiles an Schwefel ist daher zulässig. (MILLS ET AL. 1998)

AIDUN ET AL. (1997) wählten Stähle mit einem kleinen Schwefelanteil von 10 und 30 ppm sowie Stähle mit einem hohen Schwefelanteil von 60 und 80 ppm aus, um den Einfluss des Schwefelgehaltes auf die Strömungsrichtung beim Lichtbogenschweißen zu untersuchen. In allen Fällen wurde keine Änderung der Strömungsrichtung im Schmelzbad beobachtet, was im Gegensatz zu der bisher zitierten Literatur steht. Als Ursache für das Ausbleiben der Strömungsumkehr nennen AIDUN ET AL. (1997) den Stoffmengenanteil von Mangan (Mn), der in den verwendeten Werkstoffen bis zu 1 % beträgt.

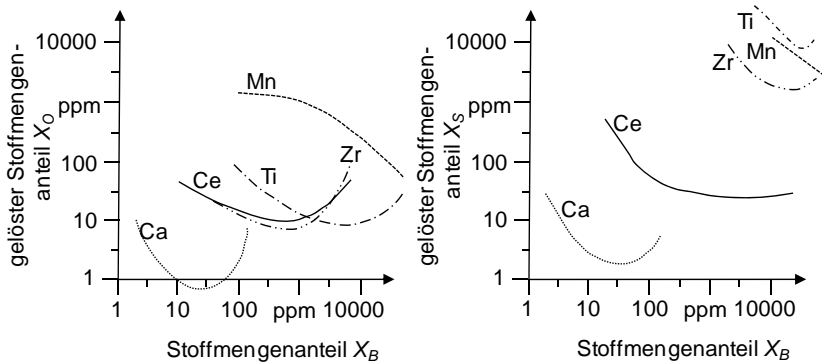


Abbildung 20: Einfluss reaktiver Begleitelemente (B) auf den gelösten Anteil von Sauerstoff O (links) und Schwefel S (rechts) in einem Fe-O-B- bzw. Fe-S-B-System (MILLS ET AL. 1998)

Legierungs- und Begleitelemente im Zusatzwerkstoff

Zusatzwerkstoffe werden bei verschiedenen Schmelzschweißanwendungen eingesetzt, um z. B. Abnutzungen auszugleichen, Werkstoffe lokal aufzulegenieren, Strukturen aufzubauen oder Toleranzen zu erhöhen. Die bekannten Arbeiten, die den Einfluss von nachträglich aufgetragenen Werkstoffen auf die Schmelzbadströmung im Fokus haben, beschreiben die Auswirkung von aktiven Flussmitteln, Folien und Pulvern, mit denen Kerben oder Sacklöcher in Probeblechen präpariert wurden.

SHANPING ET AL. (2003) untersuchten den Einfluss von oxidhaltigen Flussmitteln auf die Nahtgeometrie. Dafür wurden mit unterschiedlichen Flussmitteln gefüllte Kerben in Bleche eingebracht. Nachdem die Proben so vorbereitet waren, erfolgte ein Lichtbogenschweißprozess quer über die Kerbe.

Ähnlich gingen bereits HEIPLE & ROPER (1981) vor. Um den Einfluss von Selen auf die Nahtgeometrie zu betrachten, wurden ebenfalls Kerben in ein Blech eingebracht und darin selenhaltige Folien mit dem Werkstoff verschmolzen. Mit einem Lichtbogenschweißprozess wurde dann quer über die präparierten Kerben geschweißt und deren Einfluss auf die Nahtform untersucht.

In einer kurz darauf folgenden Arbeit, füllten HEIPLE & ROPER (1982), wie bereits in Abschnitt 2.3 beschrieben, Sackbohrungen mit unterschiedlichen Pulvern auf, um deren Auswirkung auf die Schweißnaht zu bestimmen.

Alle hier beschriebenen Arbeiten berichten von Änderungen der Nahtgeometrie in Abhängigkeit der jeweils verwendeten aktiven Zusatzwerkstoffe. Die Naht im Werkstoff war flach und breit (Typ-A-Naht). In den Bereichen, die mit aktiven Elementen präpariert wurden, nahm die Nahttiefe zu, während die Nahtbreite gleichzeitig kleiner wurde (Typ-B-Naht). Die Proben waren für die Versuche so vorbereitet, dass sich die Zusatzwerkstoffe in Kerben oder Bohrungen befanden.

2.4 Einfluss der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche auf die Nahttiefe

Aufgrund des Verlaufs der Oberflächenspannung in **Abbildung 10** ist ein wesentlicher Einfluss der Temperatur auf die Marangoni-Konvektion bzw. die Nahtgeometrie beim Wärmeleitungsschweißen zu erwarten. Bisher gibt es keine Arbeiten, die den Einfluss der Temperaturverteilung auf die Schmelzbadströmung direkt untersuchten. Allerdings existieren mehrere experimentelle Arbeiten, die wegen der Versuchsbeschreibungen vermuten lassen, dass zwischen einzelnen Schweißversuchen eine Änderung der Oberflächentemperatur stattgefunden hat.

Ein erster Hinweis für den Einfluss der Temperaturverteilung auf die resultierende Nahtgeometrie ist bei KOU (1987) zu finden. Er variierte den Winkel der Elektroden spitzen beim Lichtbogenschweißen. In Abhängigkeit von diesem änderten sich die Energieverteilung an der Werkstückoberfläche und auch die Nahtform. Die Vermutung liegt nahe, dass sich mit der Energie- auch die Temperaturverteilung geändert hat. Daher besteht die Möglichkeit, dass die beobachteten unterschiedlichen Nahtformen durch Abweichungen der Marangoni-Konvektion entstanden sind.

Ebenfalls beim Lichtbogenschweißen zeigten SHANPING ET AL. (2004B) die Abhängigkeit der Nahtform vom Abstand der Elektrode zur Fügezone. Eine mögliche Erklärung hierfür ist, wie bereits bei KOU (1987), dass sich mit dem Elektrodenabstand die Temperaturverteilung auf der Schmelzbadoberfläche und damit die Oberflächenspannung sowie die Marangoni-Konvektion ändern.

Von ähnlichen Beobachtungen berichten PIERCE ET AL. (1999) beim Wärmeleitungsschweißen mit einem Elektronenstrahl. In Abhängigkeit der Halbwertsbreite der normalverteilten Energie auf der Werkstoffoberfläche konnten sowohl bei Stählen mit einem hohen S-Gehalt als auch bei Stählen mit einem geringen S-Gehalt erhebliche Änderungen in der Nahtgeometrie nachgewiesen werden, die auf eine Änderung der Marangoni-Konvektion schließen lassen.

Für Werkstoffe mit $a_i = 0$ ppm wiesen LIMMANEEVICHITR & KOU (2000A; 2000B) nach, dass eine Erhöhung der Intensität bei gleichzeitiger Reduzierung des Strahldurchmessers die Marangoni-Konvektion aufgrund der größeren Temperaturdifferenzen verstärkt, aber zu keiner Änderung der Strömungsrichtung führt.

Ergebnisse, welche die Bedeutung der Temperaturverteilung auf die Marangoni-Konvektion andeuten, veröffentlichten PITSCHENEDER ET AL. (1996). In Experimenten wurden mit einem CO₂-Laser Punktschweißungen durchgeführt. Die geschweißten Werkstoffe waren dabei Edelstähle mit einem hohen S-Gehalt ($a_i = 150$ ppm) und mit einem kleinen S-Gehalt ($a_i = 20$ ppm, $a_i = 40$ ppm). Zwischen den Schweißungen wurde der Laserstrahl defokussiert, was die Maximaltemperatur an der Werkstückoberfläche reduzierte. Für einen Werkstoff mit einer Aktivität $a_i = 40$ ppm war trotz der Defokussierung zunächst ein Anstieg der Nahttiefe und ein Rückgang der Nahtbreite zu beobachten. In **Abbildung 21** ist sowohl der Verlauf der Nahttiefe als auch der Nahtbreite nach PITSCHENEDER ET AL. (1996) zu sehen. Die Nahttiefe nahm mit einer Defokussierung des Laserstrahls zunächst zu, hatte bei 25 mm ein Maximum und wurde dann wieder kleiner. Die Nahtbreite hatte bei einer Defokussierung von 25 mm ein Minimum und ist sowohl unterhalb als auch oberhalb von diesem Wert größer. Als Grund für den Anstieg der Nahttiefe nennen PITSCHENEDER ET AL. (1996) die aus der Defokussierung resultierende Reduzierung der maximalen Temperatur T_{max} . Besitzt der zu schweißende Werkstoff eine ausreichende Aktivität, hat der Verlauf der Oberflächenspannung wie in **Abbildung 10** ein Maximum bei der kritischen Temperatur T_{krit} . Dort wechselt der Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung $\sigma_{T,0}$ mit sinkenden Temperaturen das Vorzeichen und wird positiv. Befindet sich die maximale Schmelzbadtemperatur also weit über T_{krit} , ist das Vorzeichen des $\sigma_{T,0}$ in großen Teilen der Schmelzbadoberfläche negativ, was eine nach außen gerichtete Schmelzbadströmung vom Typ A erzeugt. Nähert sich T_{max} T_{krit} an, führt das zu einem positiven $\sigma_{T,0}$ und einer nach innen gerichteten Schmelzbadströmung vom Typ B. Bei Defokussieren des Laserstrahls um mehr als 25 mm wird die Nahttiefe wieder kleiner, während die Nahtbreite erneut leicht ansteigt. Da immer weniger Werkstoff aufgeschmolzen wird, verliert die Konvektion gegenüber der Konduktion an Bedeutung und die Nahttiefe geht zurück. Der leichte Anstieg der Nahtbreite wird durch den immer größer werdenden Spottedurchmesser des Laserstrahls verursacht.

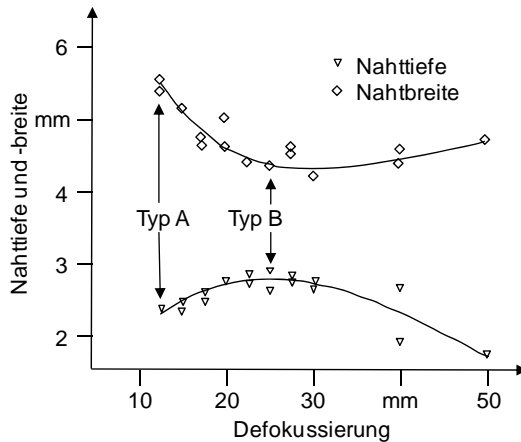


Abbildung 21: Einfluss der Defokussierung eines CO_2 -Lasers auf die Nahttiefe und -breite bei Punktverschweißungen eines Edelstahls mit $a_s = 40 \text{ ppm}$ (PITSCHENEDER ET AL. 1996)

2.5 Einfluss von Prozessgasen auf die Nahttiefe

Bei den meisten Schweißprozessen werden inerte Schutzgase verwendet, um das geschmolzene Metall vor einer Oxidation durch den Luftsauerstoff zu schützen (LARSON 2010). Wie in Abschnitt 2.3 dargestellt, haben Untersuchungen ergeben, dass O in der Schmelze die Oberflächenspannung beeinflusst. Durch eine gezielte Oxidation kann zusätzlich O in die Schmelze gebracht werden. Damit wäre es theoretisch möglich, während des Schweißprozesses die Marangoni-Konvektion zu ändern.

AIDUN ET AL. (1997) untersuchten nicht nur den Einfluss von Schwefel, sondern auch die Auswirkung einer Beimischung von 1 % molekularem Sauerstoff (O_2) in ein inertes Argon-(Ar)-Prozessgas auf die Nahtform. Sie konnten feststellen, dass beim Lichtbogenschweißen mit diesem Prozessgas teilweise Schweißnähte entstehen, die von der Form her einer Typ-B- oder Typ-C-Naht in **Abbildung 16** entsprechen. Schweißungen unter einer 100 %igen Ar-Atmosphäre resultierten hingegen immer in einer Nahtgeometrie vom Typ A. Eine Änderung von einer Typ-A- zu einer Typ-B- oder Typ-C-Naht durch das sauerstoffhaltige Prozessgas konnte jedoch nicht in allen Fällen beobachtet werden (AIDUN & MARTIN 1997).

BERKMANN ET AL. (2002) sowie HÄRTL & ZÄH (2002) und HÄRTL (2006) betrachteten inerte und CO₂-haltige Prozessgase beim Schweißen von Stählen unter Verwendung eines Diodenlasers mit einer geringen Strahlqualität. Während die Schweißprozesse unter Verwendung eines inerten Ar-Prozessgases zu einer Wärmeleitungsschweißnaht vom Typ A führten, drehte sich durch eine Beimischung von bis zu 15 % CO₂ die Strömungsrichtung zu einer einwärts gerichteten Typ-B-Strömung. Der geänderte Energietransport in der Schmelze machte es möglich, trotz kleiner Intensitäten im Fokus die Schwelle zum Tiefschweißen zu überschreiten und Nahttiefen von bis zu 3 mm zu erreichen. Der mit Hilfe von kalorimetrischen Messungen bestimmte Prozesswirkungsgrad wurde so durch den Einsatz von CO₂ teilweise verdoppelt (HÄRTL 2006).

Die meisten Veröffentlichungen zu dem Einfluss von aktiven Prozessgasen kamen in den letzten Jahren von SHANPING ET AL (2003; 2004A; 2004B; 2005A; 2005B; 2008) und HIDETOSHI ET AL. (2008). In allen ihren Arbeiten wird der Einfluss von Prozessgasen beim Lichtbogenschweißen beschrieben. Im Gegensatz zu den Ergebnissen von AIDUN ET AL. (1997) führt bei diesen das Beimischen von O₂ oder CO₂ in ein ansonsten inertes Prozessgas immer zu einer Änderung der Nahtgeometrie. Dabei änderte sich die Nahtgeometrie von einer Typ-A-Naht zu einer Typ-B- oder Typ-C-Naht (siehe **Abbildung 16**), wenn der Anteil an O₂ oder CO₂ in etwa zwischen 0,1 % und 0,6 % lag. War der Anteil an O₂ oder CO₂ größer, ging die Naht wieder in eine Typ-A-Naht über. Der Verlauf des Aspektverhältnisses (NT/NB) sowie Querschliffe der Schweißnaht sind in **Abbildung 22** dargestellt. Die Änderung der Nahtgeometrie wird von SHANPING ET AL. (2004A) mit einer Erhöhung des Sauerstoffgehaltes in der Schweißnaht durch eine Oxidation der Schmelze und einer dadurch geänderten Marangoni-Konvektion erklärt. Der Rückgang des Aspektverhältnisses bei einem Anteil von mehr als 0,6 % O₂ oder CO₂ wird damit begründet, dass sich am Rand der Schweißnahtoberfläche während des Schweißprozesses eine feste Oxidschicht bildet. In diesen Gebieten gibt es keinen Phasenübergang von flüssig zu gasförmig, sondern einen Phasenübergang von flüssig zu fest. Dieser induziert keine Scherspannungen in die Schmelze. Das führt dazu, dass die Marangoni-Konvektion geschwächt wird und die Nahtgeometrie wieder in eine Typ-A-Naht übergeht (SHANPING ET AL. 2004A; 2005A). Vergleichende Untersuchungen des Effekts von Ar-O₂- und Ar-CO₂-Prozessgasen auf die Nahtgeometrie ließen keine wesentlichen Unterschiede zwischen O₂ und CO₂ erkennen (SHANPING ET AL. 2004A).

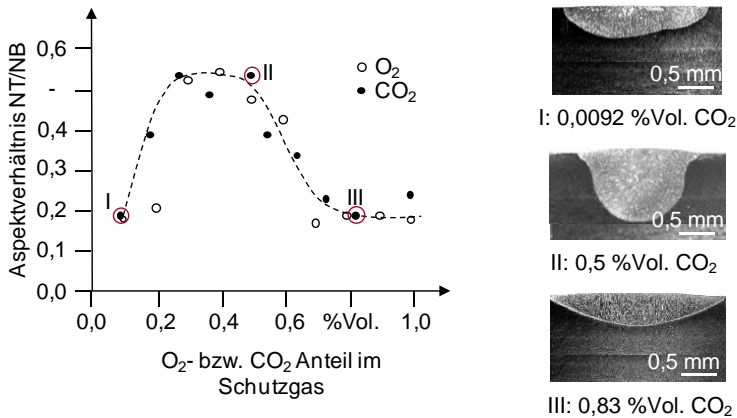


Abbildung 22: Einfluss des O₂- und des CO₂-Gehaltes eines O₂- und CO₂-Ar-Prozessgasgemisches auf das Aspektverhältnis einer durch Lichtbogenschweißen erzeugten Schweißnaht (links) und beispielhafte Schweißnähte (rechts); I: Typ-A-Naht, II: Typ-B-Naht, III: Typ-A-Naht (SHANPING ET AL. 2004A)

Versuche zu der Wechselwirkung zwischen Prozessgas und Vorschubgeschwindigkeit wurden in einem Bereich von 0,06 bis 0,3 m/min bei ansonsten konstanten Prozessparametern mit 99,9 % Ar und 0,1 % CO₂ sowie 99,7 % Ar und 0,3 % CO₂ durchgeführt. Das Ergebnis war, dass das Aspektverhältnis der Naht unter Verwendung von 0,1 % CO₂ mit größeren Geschwindigkeiten ansteigt und bei 0,3 % CO₂ zurück geht (SHANPING ET AL. 2005A). Erklärt wurde das ungleiche Verhalten damit, dass unterschiedliche Mengen an CO₂ verschiedene temperaturabhängige Verläufe der Oberflächenspannung erzeugen (vgl. **Abbildung 10**). Die Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit bei ansonsten konstanten Parametern resultiert in geringeren Maximaltemperaturen des Schmelzbades. Diese Temperaturänderung kann aufgrund der temperaturabhängigen Verläufe der Oberflächenspannung je nach Aktivität einen unterschiedlichen Einfluss auf die Marangoni-Konvektion und damit die resultierende Nahtform haben.

Absorptionsgrad

Stähle mit einer oxidierten Oberfläche haben einen höheren Absorptionsgrad als nicht oxidierte Stähle. Der Absorptionsgrad η_A eines nicht oxidierten Stahles wird von POPRAWA ET AL. (2004, S. 8) für einen Festkörperlaser mit 35 % bis 40 % angegeben. Ist der Werkstoff oxidiert, kann der Absorptionsgrad auf über 90 % anstei-

gen. Beim Schweißen mit O₂- oder CO₂-haltigen Prozessgasen werden in Abhängigkeit des Mischungsverhältnisses teilweise stark oxidierte Nahtoberflächen beobachtet. Dadurch besteht die Möglichkeit, dass aktive Prozessgase den Absorptionsgrad η_A erhöhen. HÄRTL (2006) bestimmte aus diesem Grund bei seinen Untersuchungen zum Prozessgaseinfluss experimentell die Abhängigkeit des Absorptionsgrades vom CO₂-Gehalt des verwendeten Ar-CO₂-Prozessgases mit kalorimetrischen Messungen. Er beobachtete beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen mit einem Diodenlaser einen Anstieg des Absorptionsgrades von Stahl von 40 % auf über 50 %, wenn ein Ar-CO₂-Prozessgas mit einem CO₂-Gehalt größer 10 % anstatt reinem Argon verwendet wurde. Mit einer chemischen Beispielrechnung wies HÄRTL (2006) nach, dass die durch die Oxidationsreaktion eingebrachte Energie im Vergleich mit der Zunahme der eingekoppelten Energie vernachlässigt werden kann. Der deutliche Anstieg des Absorptionsgrades wurde auf ein sich ausbildendes Keyhole zurückgeführt.

CZERNER (2005) verglich im Rahmen seiner Untersuchungen zum Schmelzbadwachstum ebenfalls den Einfluss von O₂- und CO₂-haltige Atmosphären mit einer 100 %igen Ar-Atmosphäre. Im Gegensatz zu HÄRTL (2006) konnte er keinen Anstieg des Schmelzbadwachstums in einer CO₂-Atmosphäre beobachten. In einer O₂-Atmosphäre wies er dagegen einen deutlichen Anstieg des Schmelzbadwachstums und eine Zunahme der Strömungsgeschwindigkeit in der Schmelze nach, was für einen Anstieg des Absorptionsgrades spricht (CZERNER 2005). Die unterschiedlichen Ergebnisse beim Einsatz von CO₂ in der Prozessatmosphäre zwischen HÄRTL (2006) und CZERNER (2005) können durch Unterschiede in den verwendeten Versuchsaufbauten erklärt werden. HÄRTL (2006) schweißte mit bis zu 3000 W Laserleistung Blindnähte, während CZERNER (2005) einen stationären Aufbau verwendete. In diesem bestrahlte er Stahl mit maximal 500 W Laserleistung und beobachtete die Entstehung des stehenden Schmelzbades sowie die Strömungsgeschwindigkeiten in dem Schmelzbad unter Verwendung einer Röntgenkamera. Aufgrund der verwendeten Laserleistungen sind unterschiedliche Schmelzbadtemperaturen zu vermuten. Die Dissoziation von CO₂ ist temperaturabhängig und nimmt mit steigenden Temperaturen zu. Bei CZERNER (2005) ist deshalb im Vergleich zu HÄRTL (2006) mit einer wesentlich geringeren Dissoziation von CO₂ zu rechnen. Eine Änderung der Marangoni-Konvektion oder ein Anstieg des Absorptionsgrades aufgrund einer Oxidation der Schmelze mit dissoziiertem Sauerstoff ist daher bei CZERNER (2005) unwahrscheinlicher als bei HÄRTL (2006).

2.6 Zusammenfassung

Einfluss der Marangoni-Konvektion auf den Schweißprozess

Die in den Abschnitten zuvor aufgeführten Arbeiten belegen, dass die Oberflächenspannung bzw. die Marangoni-Konvektion einen signifikanten Einfluss auf die Nahtgeometrie beim Wärmeleitungsschweißen hat, sofern $Pe \gg 1$ gilt. Der Energietransport ist dann durch die Konvektion und nicht durch die Konduktion bestimmt. Für den Fall $Pe \gg 1$ bilden sich in Abhängigkeit des Gradienten der Oberflächenspannung verschiedene Strömungsregime aus, die zu unterschiedlichen Typen von Nahtgeometrien führen. Erkenntnisse über den Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit des Schweißprozesses auf die Marangoni-Konvektion liegen bisher in Form von Ergebnissen aus der Simulation eines Tiefschweißprozesses vor. Diese lassen erwarten, dass der Einfluss der Marangoni-Konvektion bei Vorschubgeschwindigkeiten über 6 m/min deutlich zurückgeht.

Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen auf die Nahttiefe

Der temperaturabhängige Verlauf der Oberflächenspannung ist von aktiven Begleitelementen wie Schwefel (S) und Sauerstoff (O) abhängig. Mehrere Autoren geben an, dass eine in der Schmelze gelöste Menge S von weniger als 30 ppm zu einem negativen und von mehr als 70 ppm zu einem positiven Gradienten der Oberflächenspannung führt. Eine Berechnung des Gradienten der Oberflächenspannung anhand der Begleitelemente ist nicht möglich, da reaktive Begleitelemente die Wirkung der aktiven Begleitelemente zum Teil aufheben. Über Zusatzwerkstoffe wie Folien oder Pulver ist es möglich, einen in der Wirkungsweise ähnlichen Effekt auf die Nahttiefe auszuüben, wie er bei den aktiven Begleitelementen zu beobachten ist. Alle in der Literatur dazu dokumentierten Experimente beruhen auf der Einbindung von Zusatzwerkstoffen in zuvor mit Löchern oder Kerben präparierte Proben. Eine Erhöhung der Nahttiefe durch im Prozess zugeführte Zusatzwerkstoffe ist bisher nicht erfolgt.

Einfluss der Temperatur auf die Nahttiefe

Neben den aktiven Begleitelementen wurde in mehreren Veröffentlichungen von einem Einfluss der Temperatur bzw. der Temperaturverteilung auf die Nahtform beim Wärmeleitungsschweißen mit Lichtbogen sowie mit Elektronen- und Laserstrahlung berichtet. Beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen konnte das Strömungsregime in einem stehenden Schmelzbad von einer Typ-A- zu einer Typ-B-Strömung (siehe **Abbildung 16**) durch Defokussieren eines CO₂-Lasers geändert

werden. Versuche, die Temperaturverteilung für eine Erhöhung der Nahttiefe zu nutzen, wurden bisher nicht unternommen.

Einfluss von Prozessgasen auf die Nahttiefe

Der Einfluss von Prozessgasen auf die Nahtform wurde in einer Vielzahl von Veröffentlichungen beschrieben. Mit wenigen Ausnahmen konnte die Nahttiefe durch Prozessgase, die Sauerstoff in Form von CO_2 oder O_2 enthielten, signifikant erhöht werden. In diesen Fällen wurde die Naht von einer Typ-A-Naht zu einer Typ-B-Naht geändert (vgl. **Abbildung 16**). Die Wirkungsweise von CO_2 kann dabei mit der Wirkungsweise von O_2 gleichgesetzt werden. Beim Lichtbogenschweißen ist eine Erhöhung der Nahttiefe bzw. eine Änderung der Strömungsrichtung bei relativ geringen Anteilen von CO_2 oder O_2 zu beobachten. Steigt der Anteil von CO_2 oder O_2 über 0,6 % an, geht die Nahttiefe stark zurück. Beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen ist ein Rückgang der Nahttiefe nach einer erfolgten Strömungsänderung nicht bekannt. Der Anteil der durch den Laser eingestrahlteten Energie, die von dem Werkstoff absorbiert wird, kann beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen in einer Ar- CO_2 -Atmosphäre auf bis zu 50 % ansteigen. In einer reinen Ar-Atmosphäre sind es nur 35 %. Aktive Prozessgase wie O_2 und CO_2 erhöhen durch eine Oxidation der Oberfläche den Absorptionsgrad η_A . Ein Anstieg von η_A in einer CO_2 -Atmosphäre konnte allerdings nur bei hohen Laserleistungen von 1 bis 3 kW gemessen werden. Ist die Laserleistung wesentlich geringer, so kommt es zu keiner Dissoziation von CO_2 an der Schmelzbadoberfläche. CO_2 wirkt dann wie ein Inertgas.

Insgesamt belegen die Abschnitte 2.2 bis 2.5, dass die Marangoni-Konvektion die Nahtgeometrie signifikant beeinflusst und deshalb zur Erhöhung der Nahttiefe nutzbar ist. Trotzdem wird die Oberflächenspannung bisher in der Praxis beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen nicht berücksichtigt. Der Hauptgrund hierfür ist, dass es aktuell keine Möglichkeiten gibt, diese zu ändern. Vor dem Hintergrund der in Kapitel 2 angegebenen wissenschaftlichen Vorarbeiten und des in Abschnitt 1.2.4 vorgestellten Modells der Oberflächenspannung werden im folgenden Kapitel drei Methoden abgeleitet, wie die Marangoni-Konvektion über die Oberflächenspannung gezielt beeinflusst werden kann.

3 Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe

3.1 Allgemeines

Die Betrachtungen zum Stand der Wissenschaft machen deutlich, dass die Marangoni-Konvektion einen erheblichen Einfluss auf die Nahtgeometrie und damit auch die Nahttiefe hat. Da in dieser Arbeit ausschließlich Stahlwerkstoffe betrachtet werden, dominiert der konvektive Energietransport die Konduktion; es gilt $Pe \gg 1$. Der konvektive Energietransport wird von der Marangoni-Konvektion bestimmt (vgl. Abschnitt 2.2). Im Weiteren können daher die folgenden Annahmen getroffen werden: Die natürliche Konvektion (ohne Marangoni-Konvektion) und die Konduktion sind vernachlässigbar gering in ihrer Wirkung. In diesem Fall sind die Nahtform und die Nahttiefe einzig von der Marangoni-Konvektion abhängig. Sie wird, wie in den Grundlagen dargestellt, durch einen Gradienten der Oberflächenspannung erzeugt. Aus der Literatur können drei generelle Ansätze entnommen werden, wie die Oberflächenspannung beeinflusst und darüber die Marangoni-Konvektion geändert werden kann:

- Ändern der Legierungs- und der Begleitelemente
- Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche
- Beimischen von CO_2 oder O_2 in das Prozessgas

Alle drei Ansätze haben einen Einfluss auf die Nahttiefe. Im Folgenden werden aus diesen Ansätzen Methoden abgeleitet. Zu jeder der drei Methoden wird der jeweilige Handlungsbedarf formuliert und in Forschungsfragen zusammengefasst. Diese werden dann in Kapitel 5 beantwortet.

3.2 Ändern der Legierungs- und Begleitelemente durch Zusatzwerkstoffe

Die Oberflächenspannung ist von Legierungs- und Begleitelementen im Werkstoff abhängig. Während eines Schweißprozesses kann über Zusatzwerkstoffe die Legierungszusammensetzung des Werkstoffes im Bereich der Schweißnaht angepasst werden. Um den Einfluss bestimmter Elemente auf die Oberflächenspannung zu untersuchen, wurden diese vor dem Schweißprozess beispielsweise als Pulver in Löcher oder Kerben in Schweißproben eingebracht. In der Literatur ist beschrieben, dass dadurch teilweise die Naht von einer Typ-A- zu einer Typ-B-Naht geändert wurde (siehe **Abbildung 16**).

Beschreibung der Methode

Die erste Methode ist daher, die Aktivität an der Phasengrenze durch Zuführen von Draht oder Pulver zu definieren. Dabei können diese sowohl eine große als auch keine Aktivität haben. Erhöht oder reduziert sich die Aktivität a_i in der Grenzschicht, kann der Gradient der Oberflächenspannung das Vorzeichen wechseln. Aufgrund des Marangoni-Effekts kehrt dies die Strömungsrichtung der Schmelze um. Damit wird es möglich, die Nahttiefe bei ansonsten konstanten Prozessparametern zu steigern oder zu verringern. In **Abbildung 23** ist das Prinzip der Methode dargestellt.

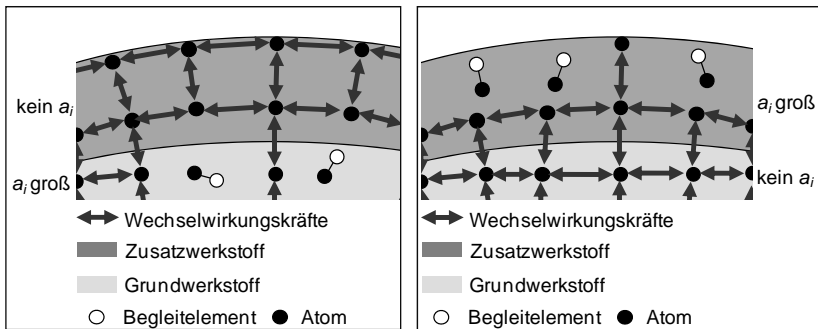


Abbildung 23: Schematisch dargestellter Einfluss des Zusatzwerkstoffes auf die Wechselwirkungskräfte zwischen den Atomen; Zusatzwerkstoff ohne und Werkstoff mit aktiven Begleitelementen (links) sowie Zusatzwerkstoff mit und Werkstoff ohne aktive Begleitelemente (rechts)

Der Zusatzwerkstoff erzeugt eine Grenzschicht, welche die Oberflächenspannung am Phasenübergang zwischen schmelzflüssiger und gasförmiger Phase vorgibt. Im linken Teil von **Abbildung 23** hat der Zusatzwerkstoff keine und der Werkstoff eine hohe Aktivität a_i . Die Wechselwirkungskräfte zwischen den Teilchen in dem aufgeschmolzenen Zusatzwerkstoff sind größer als zwischen den Teilchen in der Grenzschicht des Werkstoffes. Die Oberflächenspannung ist daher mit Zusatzwerkstoff größer als ohne. Im rechten Teil von **Abbildung 23** ist es umgekehrt. Die Aktivität a_i des Zusatzwerkstoffes ist hoch und der Werkstoff hat keine Aktivität. Dementsprechend ist die Oberflächenspannung mit Zusatzwerkstoff niedriger als ohne. In beiden Fällen erzwingt der Zusatzwerkstoff eine Änderung der Strömungsrichtung.

Handlungsbedarf

Es sind keine Untersuchungen mit Zusatzwerkstoffen, die auf die Oberfläche aufgebracht werden, bekannt. Es muss also zunächst prinzipiell dargestellt werden, dass so die Oberflächenspannung und die Strömungsrichtung der Schmelze bzw. die Nahttiefe während des Prozesses beeinflusst werden können.

1. Forschungsfrage

Ist ein auf die Werkstückoberfläche aufgebrachter Zusatzwerkstoff geeignet, die Aktivität an der Phasengrenze zu ändern?

3.3 Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche durch den Spotradius

PITSCHENEDER ET AL. (1996) beobachteten bei einer Punktschweißung, dass die Temperatur der Schmelzbadoberfläche die Schmelzbadströmung beeinflussen kann. Dieser Sachverhalt soll für das Schweißen von Nähten genutzt werden.

Beschreibung der Methode

Eine große Aktivität a_i des Werkstoffes krümmt den Verlauf der Oberflächenspannung über der Temperatur (siehe **Abbildung 10**). Die Oberflächenspannung hat dann bei der kritischen Temperatur T_{krit} ein Maximum. Liegt die maximale Schmelzbadtemperatur T_{max} über T_{krit} , dann dominiert die auswärts gerichtete Strömung. Es entsteht ein Strömungsregime, das eine Naht vom Typ A erzeugt (vgl. **Abbildung 16**). In diesem Fall ist es theoretisch möglich, durch Reduzieren von T_{max} auf T_{krit} , den Gradienten der Oberflächenspannung und damit wegen des Marangoni-Effekts die Strömungsrichtung zu ändern. Eine Anpassung von T_{max} bei konstanten Prozessparametern kann beispielsweise über eine Änderung des Spotradius bzw. -durchmessers erfolgen.

Handlungsbedarf

Die Richtung der Schmelzbadströmung bei Punktschweißungen kann, wie in Abschnitt 2.4 beschrieben, durch eine Variation der Maximaltemperatur an der Schmelzbadoberfläche geändert werden. Es ist bisher nicht bekannt, ob diese Ergebnisse auf Schweißnähte übertragbar sind.

2. Forschungsfrage

Kann die Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen durch die Temperatur an der Schmelzbadoberfläche beeinflusst werden?

3.4 Beimischen von Kohlenstoffdioxid zum Prozessgas

In Abschnitt 2.5 wurde veranschaulicht, dass mit O₂- und CO₂-haltigen Prozessgasen die Nahttiefe geändert werden kann. Unklar ist bisher, weshalb der Effekt nicht reproduzierbar beobachtet werden kann und was die Ursache für diesen Effekt ist.

Beschreibung der Methode

Aktive Elemente im Prozessgas wie O₂ oder CO₂ reagieren chemisch mit der Schmelze und ändern dadurch deren Aktivität a_i . Dies kann nach Gleichung (1-22) den Verlauf der temperaturabhängigen Funktion der Oberflächenspannung signifikant ändern (siehe **Abbildung 10**). Um Oxidationseffekte so gering wie möglich zu halten, wurde in dieser Arbeit CO₂ als aktives Element in einem Ar-CO₂-Prozessgasgemisch verwendet. CO₂ ist ein bei niedrigen Temperaturen inertes Gas, das erst bei hohen Temperaturen dissoziiert. Zwei CO₂-Moleküle ergeben dabei ein reaktives O₂- und zwei inerte CO-Moleküle (BEYER & ZÄH 2009, S. 6). Wie von BEYER & ZÄH (2009, S. 22) beschrieben, ist die Dissoziation von CO₂ temperatur- und konzentrationsabhängig. Unterhalb der Schmelztemperatur von Stahl dissoziiert CO₂ unabhängig von seiner Konzentration kaum. Das verhindert ein Nachoxidieren der erstarrten Schmelze. In **Abbildung 24** ist die Änderung der Aktivität a_i durch Sauerstoff im Prozessgas schematisch dargestellt. Die Sauerstoffatome reagieren durch Oxidation mit den Atomen der Schmelze. Die entstehenden Moleküle reduzieren die Wechselwirkungskräfte zwischen den Teilchen, und die Oberflächenspannung geht zurück.

Handlungsbedarf

Aus der Literatur sind mehrere Arbeiten bekannt, die durch Beimischen von CO₂ in ein inertes Prozessgas die Nahttiefe erhöhten. Es fehlen bisher jedoch Ergebnisse, die belegen, ob und wie CO₂ die Aktivität und die Oberflächenspannung ändert. Da insbesondere bei Edeltählen der Einsatz von CO₂ aus Korrosionsgründen äußerst fragwürdig ist, muss auch geklärt werden, welche Menge an CO₂ notwendig ist, um einen Effekt auf die Nahtgeometrie zu erzielen.

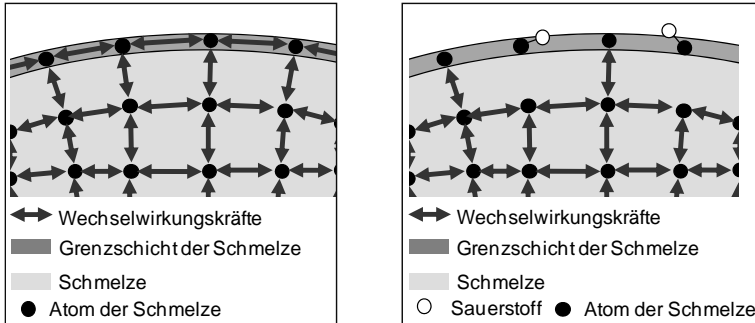


Abbildung 24: Schematische Darstellung des Einflusses von sauerstoffhaltigen Prozessgasen auf die Wechselwirkungskräfte zwischen den Atomen in der Grenzschicht einer Schmelze; Schmelze ohne Sauerstoffeinfluss (links) und mit Sauerstoffeinfluss (rechts); die Sauerstoffatome reagieren mit den Atomen an der Grenzschicht. Dabei entstehenden Moleküle, welche die Wechselwirkungskräfte zwischen den Teilchen reduzieren; die Oberflächenspannung geht zurück.

3. und 4. Forschungsfrage

Erhöht ein CO_2 -Anteil in einem Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch die Aktivität in der Grenzschicht und wie kann der Einfluss des CO_2 -Anteiles auf die Oberflächenspannung beschrieben werden?

Welche Menge an CO_2 in einem Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch ist notwendig, um die Strömungsrichtung der Schmelze zu ändern?

3.5 Zusammenfassung der Forschungsfragen

Aus dem Stand der Wissenschaft wurden drei Methoden abgeleitet, mit denen mutmaßlich die Nahttiefe beim Wärmeleitungsschweißen durch die Schmelzbadströmung erhöht werden kann. Der Handlungsbedarf für jede der drei in Betracht kommenden Methoden wurde beschrieben und es wurden daraus vier Forschungsfragen formuliert, die im Abschnitt 8.1 beantwortet werden sollen. Zusammengefasst lauten sie:

1. *Ist ein auf die Werkstückoberfläche aufgebracht Zusatzwerkstoff geeignet, die Aktivität an der Phasengrenze zu ändern?*

- 2. Kann die Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen durch die Temperatur an der Schmelzbadoberfläche beeinflusst werden?*
- 3. Erhöht ein CO_2 -Anteil in einem Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch die Aktivität in der Grenzschicht und wie kann der Einfluss des CO_2 -Anteiles auf die Oberflächenspannung beschrieben werden?*
- 4. Welche Menge an CO_2 in einem Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch ist notwendig, um die Strömungsrichtung der Schmelze zu ändern?*

Um die in diesem Kapitel gestellten Forschungsfragen beantworten zu können, werden die den Fragen zugrunde liegenden Methoden in Kapitel 5 systematisch untersucht. Im folgenden Kapitel 4 wird der hierfür eingesetzte Versuchsaufbau und die verwendete Simulationsmethodik beschrieben.

4 Versuchsbeschreibung und Simulationsmethodik

4.1 Allgemeines

In Abschnitt 2.2 wurde anhand mehrerer Quellen belegt, dass die Nahttiefe beim Wärmeleitungsschweißen durch die Marangoni-Konvektion maßgeblich bestimmt wird. Die Grundlagen in Abschnitt 1.2 beschreiben deren Abhängigkeit von der Oberflächenspannung des geschmolzenen Werkstoffes. Aus dem Stand der Wissenschaft wurden daher drei Methoden abgeleitet, wie diese während des Prozesses geändert werden kann. Zu den Methoden sind in Kapitel 3 vier Forschungsfragen formuliert worden, die in der vorliegenden Arbeit beantwortet werden sollen. Deren rein experimentelle Betrachtung ist nicht ausreichend, da die physikalischen Zusammenhänge hoch komplex sind und experimentelle Ergebnisse leicht fehlinterpretiert werden können. Deshalb wurden diese mit einer numerischen Simulation nachvollzogen. Im Folgenden werden der Versuchsaufbau und die verwendete numerische Simulation beschrieben.

4.2 Versuchsaufbau

Schweißversuche

Mit Schweißversuchen sollte geprüft werden, ob mit den in Kapitel 3 abgeleiteten Methoden die Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen tatsächlich erhöht werden kann. Daher wurde gemäß Kapitel 5 die Marangoni-Konvektion mit Zusatzwerkstoffen, einer gezielten Temperaturänderung durch unterschiedliche Spotradien und mit Ar-CO₂-Prozessgasen beeinflusst. Der Effekt dieser Einflussgrößen auf die Marangoni-Konvektion wurde anhand der Nahtgeometrie entsprechend **Abbildung 16** beurteilt. Als Zielgrößen wurden die Nahttiefe und -breite ausgewertet. Um den Einfluss der Defokussierung auf die Temperatur nachzuweisen, wurde als zusätzliche Zielgröße die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche bestimmt.

Für die Schweißversuche mussten drei Voraussetzungen erfüllt sein:

- Zusatzwerkstoffe durften durch Prozessgase nicht verblasen werden.
- Der Spotradius des Laserstrahls musste variierbar sein.
- Das Verhältnis von Ar zu CO₂ im Prozessgas musste frei einstellbar sein.

Prozessgaszufuhr

Ein hoher Prozessgasdruck erzwingt eine Konvektion an der Werkstoffoberfläche, die den Energiehaushalt der Schmelze beeinflusst; dieser Einfluss ist schwer abschätzbar. Außerdem können Zusatzwerkstoffe durch eine starke Gasströmung verblasen werden, was die Untersuchung ihres Einflusses erschwert. Aus diesem Grund wurde das Prozessgas über eine Spannvorrichtung zugeführt. Die Spannvorrichtung bestand aus zwei einzelnen Spannelementen, wobei in einen Spannelement Prozessgasdüsen integriert waren. Dieser wird im Weiteren als aktives Spannelement bezeichnet. Messungen mit einem O₂-Analysator ergaben, dass ein dem Schweißprozess vorausgehendes langsames Fluten der Prozesszone auf fünf Sekunden beschränkt werden kann. Nach dieser Zeit hatte das Prozessgas die Luft nahezu vollständig verdrängt. Dabei war der Abstand zwischen dem aktiven Spannelement und dem Spannelement ohne Prozessgasdüsen, dem passiven Spannelement, für die Qualität der Prozessgasabdeckung ausschlaggebend. Der Abstand zwischen dem aktiven und dem passiven Spannelement betrug in dem in dieser Arbeit verwendeten Aufbau 20 mm.

Variation des Spotradius

Der Spotradius r_s wurde durch Defokussieren der verwendeten Optiken mit einem 6-Achs-Roboter variiert, der gleichzeitig auch die Vorschubbewegung erzeugte. Mittels austauschbarer Optiken und Strahlquellen (3-kW-Nd:YAG, 6-kW-Diodenlaser und 8-kW-Faserlaser) war es zusätzlich möglich, zwischen unterschiedlichen Intensitätsverteilungen zu wählen.

Verhältnis von Ar zu CO₂

Der verwendete Versuchsaufbau ist in **Abbildung 25** schematisch dargestellt. Über einen Gasmischer wurden Prozessgasatmosphären mit einem beliebigen Ar-CO₂-Verhältnis eingestellt. Da die eingesetzten Gase kein O₂ enthielten, spiegelte der Restsauerstoffgehalt der Luft die Qualität der Prozessgasabdeckung wider. Dieser wurde mittels eines O₂-Messgerätes (Zirkoniumdioxidsensor) in der Prozesszone bestimmt. Durch einen CO₂-Analysator war der CO₂-Gehalt der eingestellten Ar-CO₂-Gasgemische überprüfbar. Im Folgenden sind alle prozentualen Angaben des Ar- und CO₂-Gehaltes als Volumenprozentangaben zu verstehen. Der Temperaturverlauf wurde mit einem Pyrometer an einem Punkt der Schweißnaht gemessen. Das für die Messung verwendete Pyrometer ist ein 1-Lambda-Pyrometer. Dieses misst die Strahlungsleistung eines Körpers bei einer festen Wellenlänge und errechnet nach dem Stefan-Boltzmann-Gesetz dessen Temperatur.

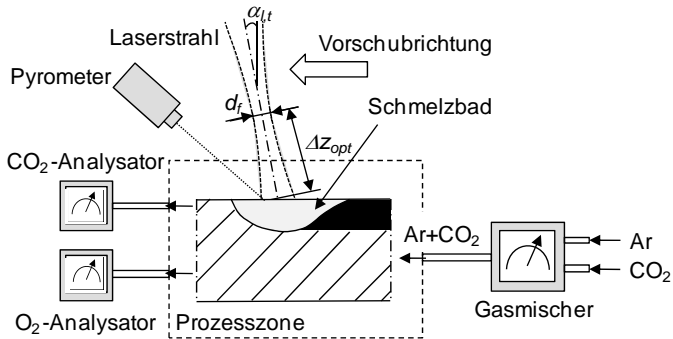


Abbildung 25: Schematischer Versuchsaufbau; Ein Pyrometer überwacht die Temperatur während des Laserstrahl-Schweißprozesses. In der Prozesszone wurde mit einem frei einstellbaren Gemisch aus Ar und CO₂ eine definierte Atmosphäre erzeugt. Mit einem O₂- und einem CO₂-Analysator wurde die Atmosphäre in der Prozesszone überwacht; Fokusdurchmesser d_f , Verschiebung der Optik entlang der x-Achse Δz_{opt} , Longitudinaler Anstellwinkel α_l

In **Abbildung 26** ist der verwendete experimentelle Aufbau dokumentiert.

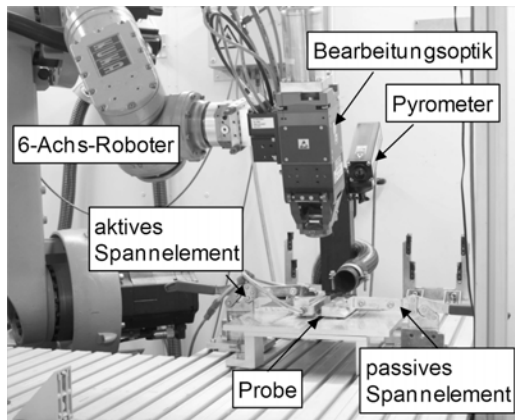


Abbildung 26: Versuchsaufbau mit 6-Achs-Knickarm-Roboter, Schweißoptik Precitec YW50, Pyrometer Sensortherm sowie Schweißbrenner mit dem aktiven und passiven Spannelement

Strahlquellen

Da ein signifikanter Einfluss der Wellenlänge (λ) und der Intensitätsverteilung nicht ausgeschlossen werden konnte, wurden als Laserstrahlquellen ein 3-kW-Nd:YAG-Laser ($\lambda = 1064 \text{ nm}$) der Fa. Trumpf GmbH + Co. KG, ein fasergekoppelter 6-kW-Diodenlaser ($\lambda = 900 \text{ nm} - 1070 \text{ nm}$) der Fa. Laserline GmbH und ein 8-kW-Faserlaser ($\lambda = 1070 \text{ nm}$) der Fa. IPG-Photonics GmbH verwendet. Beispielhafte Intensitätsverteilungen im Fokus sind in **Abbildung 27** veranschaulicht. Die experimentellen Ergebnisse in Kapitel 5 sind mit unterschiedlichen Laserstrahlquellen erzeugt worden. Es hat sich jedoch in allen Fällen gezeigt, dass es aufgrund der verwendeten Wellenlängen und Intensitätsverteilungen qualitativ zu keinem abweichenden Verhalten des Prozesses kommt.

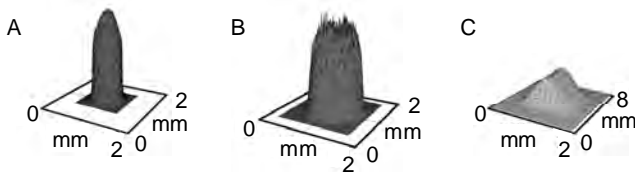


Abbildung 27: *Unterschiedliche Intensitätsverteilungen im Fokus; A: Faserlaser, B: Nd:YAG-Laser, C: Diodenlaser*

Die jeweils verwendeten Optiken und deren Hersteller sind in **Tabelle 4** aufgelistet.

Tabelle 4: *Verwendete Laserstrahlquellen und Optiken*

Laserstrahlquelle	Verwendete Optik
8-kW-Faserlaser	Bimo, HighYAG GmbH
3-kW-Nd:YAG-Laser	YW50, Precitec KG
6-kW-Diodenlaser	Laserline-Optik, Laserline GmbH

Werkstoffe der Proben

Die Werkstoffe der verwendeten Proben sind zusammen mit deren O- und S-Stoffmengenanteilen in **Tabelle 5** aufgelistet. Beim Vergleich der Werte fällt auf, dass es erhebliche Abweichungen zwischen den Messwerten von ein und derselben Probe gibt. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die zu bestimmenden Stoffmengen sehr gering waren und in der Größenordnung der Messfehler der Messgeräte lagen. Da

eine genaue Bestimmung der Aktivität a_i nicht möglich war, wurden die in **Tabelle 5** angegebenen Werkstoffe anhand der Nahtgeometrie einer Wärmeleitungsschweißung unter 100 % Ar in die Kategorien a_i groß und a_i klein eingeteilt. Dabei wurden die Nahtformen jeweils einem der Nahttypen aus **Abbildung 16** zugeordnet. Bei einer Typ-A-Naht war a_i folglich klein. Entsprach die Naht einer Typ-B-Naht, so galt a_i im Weiteren als groß.

Tabelle 5: Für die Proben verwendete Werkstoff und deren Sauerstoff- bzw. Schwefelgehalt; die Werte wurden vom Hersteller angegeben¹, im Prüflabor der Dillinger-Hütte bestimmt² und am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der TUM gemessen³. Die Aktivität a_i ist entsprechend der Nahtgeometrie in „groß“ und „klein“ unterteilt.

Werkstoff	O / ppm	S / ppm	a_i
Stahl X6CrNiTi18-10	-	5 ² , 21 ³	klein
Stahl X5CrNi18-10	-	38 ³	groß
Stahl S235JR	-	170 ¹ , 59 ³	groß

Fehlerrechnung

In dieser Arbeit wurden die Nahttiefe und -breite sowie die Temperatur messtechnisch bestimmt. Anhand der ersten beiden Größen kann, wie in **Abbildung 16** dargestellt, auf die Art der Marangoni-Konvektion geschlossen werden. Die dritte Größe wird benötigt, um den Einfluss unterschiedlicher Spotradien auf die Maximaltemperatur an der Schmelzbadoberfläche zu belegen. Jeder gemessene Wert ist nach ADUNKA (1998, S. 65) mit systematischen und zufälligen Fehlern behaftet. Ein systematischer Fehler entsteht beispielsweise durch einen fehlerhaften Emissionskoeffizienten während den pyrometrischen Messungen. Systematische Fehler haben eine konstante Auswirkung auf alle Messergebnisse. Zufällige Fehler sind hinsichtlich ihrer Ursache nicht bestimmbar. Da es technisch unmöglich ist, fehlerfrei zu messen, sind Messergebnisse immer verteilt um den jeweils wahren Wert. Der Wert selbst ist unbekannt. Auch die Mittelung einer großen Anzahl von Ergebnissen aus einer mehrmals wiederholten Messung liefert immer nur einen geschätzten Mittelwert \bar{q} , der in der Regel nicht mit dem tatsächlichen Mittelwert μ übereinstimmt. Daher wurden nach KLEPPMANN (2003, S. 70–73) Konfidenzintervalle für die Messwerte der Zielgrößen *Nahttiefe* und *Temperatur* berechnet. In diesen Interval-

len liegt mit einer bestimmten Wahrscheinlichkeit der jeweils tatsächliche Mittelwert μ einer Messreihe. Anhand der Messwerte q_i aus jeweils zehn wiederholten Messungen mit gleichen Parametern ($n_M = 10$) wurde zunächst der geschätzte Mittelwert berechnet:

$$\bar{q} = \frac{1}{n_M} \cdot \sum_{i=1}^{n_M} q_i \quad (4-1)$$

mit

\bar{q} : geschätzter Mittelwert

q_i : Messwert

n_M : Gesamtzahl der Messungen

Aus dem geschätzten Mittelwert \bar{q} wurde dann ein Schätzwert der Standardabweichung für den tatsächlichen Mittelwert μ bestimmt:

$$s_M = \frac{\sqrt{\frac{1}{n_M - 1} \cdot \sum_{i=1}^{n_M} (q_i - \bar{q})^2}}{\sqrt{n_M}} \quad (4-2)$$

mit

s_M : geschätzte Standardabweichung des Mittelwertes

Daraus ergab sich das folgende Konfidenzintervall um den tatsächlichen Mittelwert μ :

$$\bar{q} - t_W \cdot s_M \leq \mu \leq \bar{q} + t_W \cdot s_M \quad (4-3)$$

mit

t_W : t -Wert zur Berechnung zweiseitiger Vertrauensbereiche

μ : tatsächlicher Mittelwert

Der t -Wert ergibt sich aus der geforderten Genauigkeit des anzugebenden Konfidenzintervalls und dem Freiheitsgrad der Messungen. Dieser ist definiert als:

$$f = n_M - 1 \quad (4-4)$$

mit

f : Freiheitsgrad

Der Freiheitsgrad war in dem hier beschriebenen Fall also $f = 9$. Mit ihm konnte der t -Wert aus **Tabelle 6** entnommen werden. Je nachdem, ob sich der tatsächliche Mittelwert μ mit 95 %, 99 % oder 99,9 % Wahrscheinlichkeit innerhalb des Konfidenzintervalls befinden soll, wird der t -Wert und damit das Intervall größer. Erhöht man die Gesamtzahl der Messungen, aus denen der Mittelwert und die Standardabweichung geschätzt werden, wird der Freiheitsgrad f größer und das Konfidenzintervall kleiner.

Tabelle 6: Für die Berechnung der zweiseitigen Vertrauensbereiche verwendete t -Werte (KLEPPMANN 2003, S. 73)

Freiheitsgrad	95 %	99 %	99,9 %
5	2,571	4,032	6,869
9	2,262	3,250	4,781

Die berechneten Konfidenzintervalle sind in **Tabelle 7** angegeben. Im Weiteren wird angenommen, dass die Varianz der Messwerte bei allen durchgeführten Versuchen konstant war. Damit kann das bestimmte Konfidenzintervall auf alle Messwerte übertragen werden kann.

Tabelle 7: Für die einzelnen Messarten verwendete Konfidenzintervalle

Zielgröße	n_M	t -Wert	s_M	Konfidenzintervall
Temperatur	10	2,262	44,59 °C	$\pm 100,86$ K
Nahttiefe	10	2,262	0,0599 mm	$\pm 0,13$ mm
Nahtbreite	10	2,262	0,1498 mm	$\pm 0,33$ mm

4.3 Simulationsmethodik

Der Prozess wurde mit dem FEM-Programm Comsol 3.5 unter Verwendung der Module *Convection&Conduction* und *Navier-Stokes* simuliert, um die in **Tabelle 8** aufgelisteten physikalischen Effekte abzubilden. Die Gleichungen zur Berechnung der physikalischen Phänomene sind bis auf den Marangoni-Effekt in dem Programm bereits hinterlegt. Dieser wurde mit Gleichung (1-5) in dem Modul *Partielle Differentialgleichungen (PDE)* berücksichtigt. Als Funktion der Oberflächenspan-

nung wurde die in Gleichung (1-22) angegebene Beschreibung nach SAHOO ET AL. (1988) eingesetzt. Die sich aus dem tangential wirkenden Druck P_t ergebende Strömungsgeschwindigkeit an der Modelloberseite wurde als Randbedingung der Navier-Stokes-Gleichung verwendet. Eine detaillierte Beschreibung, wie die Marangoni-Konvektion in Comsol eingebunden werden kann, befindet sich in COMSOL (2008A, S. 397-408).

Tabelle 8: *In Comsol 3.5 verwendete Module und die damit modellierten physikalischen Phänomene*

Modul	modellierte physikalische Phänomene
<i>Convection&Conduction</i>	Konduktion, Wärmestrahlung, Wärmequelle
<i>Navier-Stokes</i>	Freie Konvektion, erzwungene Konvektion
<i>PDE</i>	Marangoni-Effekt

Geometrie und Vernetzung

Die Simulation wurde in der vorliegenden Arbeit verwendet, um nachzuweisen, dass die experimentell erzeugten Änderungen der Zielgrößen tatsächlich auf Änderungen der Oberflächenspannung zurück geführt werden können. Eine quantitative Übereinstimmung wurde hierfür nicht angestrebt, da ein qualitativ identisches Verhalten ausreicht, um die Wirkzusammenhänge erklären zu können. Um den Rechenaufwand klein zu halten, wurde eine 2D-Simulation aufgebaut, mit der die Strömung im Schmelzbad quer zur Schweißnaht berechnet werden kann. Die in der Simulation verwendete 2D-Modellgeometrie war ein Rechteck. Dieses wurde in die Gebiete I, II, III und IV unterteilt (siehe **Abbildung 28**). Die Gebiete wurden in Abhängigkeit der Prozesskomplexität unterschiedlich dicht vernetzt. Aufgrund der mit der Vernetzungsdichte ansteigenden Rechenzeiten wurde das Netz so grob wie möglich gewählt. In Gebiet I war das Netz mit einer maximalen Elementlänge von $0,04 \mu\text{m}$ am dichtesten. Dort war der Mittelpunkt der Wärmequelle positioniert. Es waren daher hohe Temperaturgradienten und Strömungsgeschwindigkeiten zu erwarten.

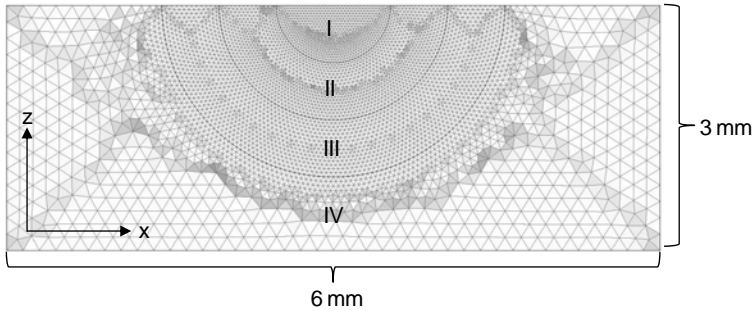


Abbildung 28: In der Simulation modellierte Geometrie mit Gebieten unterschiedlicher Vernetzungsdichten

Die Gebiete II und III waren mit einer maximalen Elementlänge von $0,05 \mu\text{m}$ und $0,06 \mu\text{m}$ ebenfalls fein vernetzt, da sich die Wärmequelle und die Strömung bis in diese Bereiche ausdehnten. Im Gebiet IV trat keine Strömung auf. Daher wurde dieser Bereich mit einer maximalen Elementlänge von $0,2 \mu\text{m}$ weniger fein vernetzt. Die Vernetzung erfolgte mit Dreieck-Elementen. Diese werden bei Übergängen zwischen unterschiedlich dicht vernetzten Gebieten weniger verzerrt als Viereck-Elementen.

Zur Vermeidung von Dreieck-Elementen mit spitzen Winkeln wurde der in Comsol 3.5 neu eingeführte Vernetzungsalgorithmus „Advancing Front“ angewandt. Dieser führt zum einen zu weniger Elementen bei gleicher maximaler Elementgröße. Zum anderen erzeugt der Vernetzungsalgorithmus eine gleichmäßigere Verteilung der Elemente. Ein beispielhafter Vergleich ist in **Abbildung 29** dargestellt.

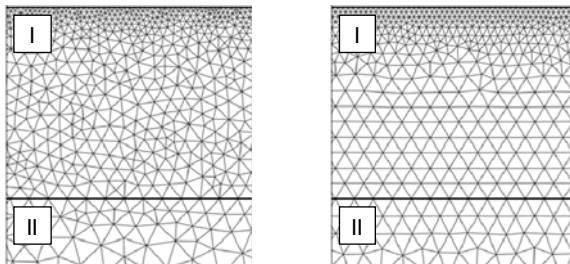


Abbildung 29: Übergang zwischen Gebiet I und II; konventionell vernetzter Übergang (links) und mit „Advancing Front“ vernetzter Übergang (rechts) (Comsol 2008B, S.305)

Zur Beschreibung des durch den Laserstrahl erzeugten Spots auf der Bauteiloberfläche wurden zwei sich zeitlich ändernde Wärmequellen modelliert; und zwar eine normalverteilte Wärmequelle und eine rechteckige Wärmequelle. Die normalverteilte Wärmequelle wurde verwendet, wenn die Strahlquellen im Experiment der Nd:YAG- oder der Faserlaser waren. Die rechteckige Wärmequelle diente der Modellierung der rechteckigen Intensitätsverteilung des Diodenlasers.

Normalverteilte Wärmequelle

Der Spot des Laserstrahls auf der Bauteiloberfläche wurde als normalverteilte Wärmequelle q_{wq} an der Modelloberseite beschrieben. Die Vorschubgeschwindigkeit v wurde in der 2D-Simulation durch eine von der Simulationszeit t und v abhängigen Wärmequelle berücksichtigt. Der Spotradius ist dabei nach der DIN EN ISO 11146-1 der Abstand vom Maximum der Verteilungsfunktion, bei dem deren Wert um 86 % im Vergleich zum Maximum gefallen ist. Es gilt:

$$q_{wq} = \frac{2 \cdot P_L \cdot \eta_A}{r_s^2 \pi} \cdot e^{-\frac{2 \cdot (x^2 + (r_s - v \cdot t)^2)}{r_s^2}} \quad (4-5)$$

mit

- η_A : Absorptionsgrad
- P_L : Laserleistung
- q_{wq} : Wärmequelle
- r_s : Spotradius
- t : Zeit
- v : Vorschubgeschwindigkeit
- x : Position auf der Modelloberseite

Gleichung (4-5) beschreibt eine normalverteilte 3D-Wärmequelle, die um $r_s - v \cdot t$ aus dem Ursprung entlang der Schweißnaht (y-Achse) verschoben ist. Die Oberseite der modellierten Geometrie entspricht der x-Achse bei $y = 0$. Da die Verschiebung von v und t abhängig ist, ändert sich die 2D-Wärmequelle auf der Modelloberseite, wie wenn eine normalverteilte 3D-Wärmequelle über eine Linie auf der Bauteiloberfläche hinweg läuft. Eine nach Gleichung (4-5) berechnete normalverteilte Wärmequelle ist in **Abbildung 30** (links) zu sehen. Sie entspricht einer Wärmeeintensität, aus der sich ein Wärmestrom für jedes Element an der Oberseite der Modellgeometrie errechnen lässt. Die Modellgeometrie ist eine Ebene quer zur Schweißnaht. Aufgrund der Abhängigkeit der Wärmequelle von t und v wird zu Beginn der Simulation ($t = 0$) keine Wärme auf die Modelloberseite appliziert. Mit

zunehmender Zeit t , nimmt auch die Wärmelast zu, durchläuft das Maximum der Verteilung und geht dann wieder zurück (siehe **Abbildung 30**).

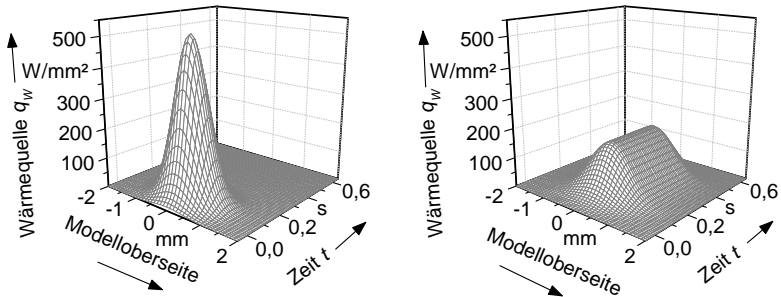


Abbildung 30: Normalverteilte Wärmelast (links) mit den Parametern $r_s = 1 \text{ mm}$, $P_L = 1500 \text{ W}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$ und $\eta_A = 0,35$ und rechteckige Wärmelast (rechts) mit den Parametern $r_{sx} = 1,4 \text{ mm}$, $r_{sy} = 2,5 \text{ mm}$, $P_L = 3000 \text{ W}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$ und $\eta_A = 0,4$

ZAEH ET AL. (2009) wiesen experimentell nach, dass der Absorptionsgrad η_A beim Wärmeleitungsschweißen in einer inerten Atmosphäre mit $\lambda = 1070 \text{ nm}$ bei etwa 35 % liegt. Wird ein Diodenlaser mit Wellenlängenanteilen von 900 nm bis 1070 nm verwendet, so liegt der experimentell bestimmte Absorptionsgrad bei etwa 40 %. Der errechnete Absorptionsgrad einer elektromagnetischen (EM) Welle an einer Fe-Oberfläche liegt für $\lambda = 1064 \text{ nm}$ bei 36 % (POPRAWA ET AL. 2004, S. 23) und für $\lambda = 900 \text{ nm}$ bei 40 % (POPRAWA ET AL. 2004, S. 9). Dementsprechend wurde ein Nd:YAG- oder Faserlaser in der Simulation durch einen Absorptionsgrad von $\eta_A = 0,35$ abgebildet und ein Diodenlaser durch einen Absorptionsgrad von $\eta_A = 0,4$. In Abhängigkeit der Prozessgasatmosphäre kann sich der Absorptionsgrad allerdings ändern. ZAEH ET AL. (2009) dokumentierten, dass sich beim Schweißen in einer Atmosphäre mit 85 % Ar und 15 % CO_2 der Absorptionsgrad um bis zu 4 % im Vergleich zu einer Atmosphäre mit 100 % Ar erhöht.

Rechteckige Wärmelast

Als zweite Wärmelast wurde die in **Abbildung 30** (rechts) dargestellte rechteckige Wärmelast in Comsol modelliert. Wie auch die Normalverteilte Wärmelast ist sie ebenfalls abhängig von v und t . Die mathematische Beschreibung wurde in drei Bereiche unterteilt. Der zeitliche Verlauf der Wärmelast an der Stelle

$x = 0$ mm auf der Modelloberseite ist in **Abbildung 31** zusammen mit diesen drei Bereichen veranschaulicht. Im Folgenden werden die einzelnen Bereiche genannt und die Beschreibung der Wärmequelle innerhalb dieser Bereiche erklärt.

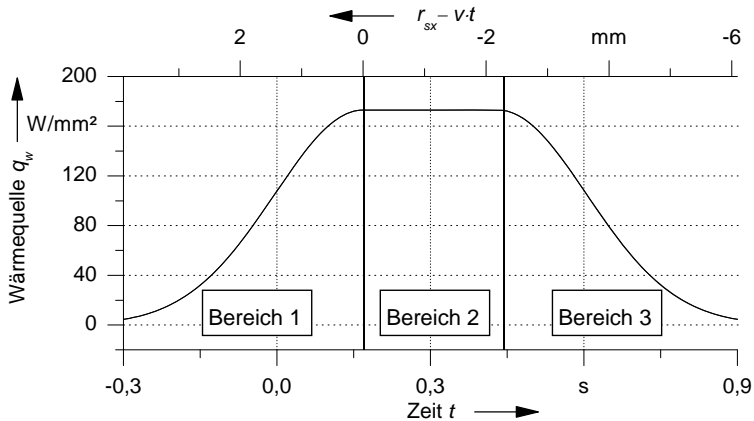


Abbildung 31: Rechteckige Wärmequelle mit den Parametern $x = 0$ mm, $r_{sx} = 1,4$ mm, $r_{sy} = 2,5$ mm, $P_L = 3000$ W, $v = 0,5$ m/min und $\eta_A = 0,4$

Bereich 1

Die Simulation befindet sich in Bereich 1, wenn gilt: $r_{sx} - v \cdot t > 0$ mm (siehe **Abbildung 31**, zweite Abszisse). r_{sx} ist dabei der Spotradius entlang der x-Achse des Simulationsmodells bzw. der Modelloberseite. In Bereich 1 wurde Gleichung (4-5) zur Beschreibung der Wärmequelle verwendet. Einzig die Laserleistung P_L wurde durch P_R ersetzt. P_R ist die für die rechteckige Wärmequelle angepasste Leistung. Sie errechnet sich nach:

$$P_R = \frac{P_L}{2 \int_{-\infty}^0 \int_{-\infty}^{\infty} \frac{2}{r_{sx}^2 \pi} e^{-\frac{2(x^2+y^2)}{r_{sx}^2}} dx dy + 2(r_{sx} - r_{sy}) \int_{-\infty}^{\infty} \frac{2}{r_s^2 \pi} e^{-\frac{2(x^2)}{r_{sx}^2}} dx} \quad (4-6)$$

mit

P_R : angepasste Leistung der rechteckigen Wärmequelle

r_{sx} : Spotradius entlang der x-Achse

r_{sy} : Spotradius entlang der y-Achse

Der Nenner der Gleichung (4-6) steht für das Volumen der rechteckigen Wärmequelle und normiert die eingebrachte Laserleistung P_L auf dieses Volumen. Da die rechteckige Wärmequelle nicht rotationssymmetrisch ist, wurden die beiden Strahlradien r_{sx} und r_{sy} zur Definition der räumlichen Ausdehnung verwendet. Die Wärmequelle in **Bereich 1** lautet:

$$q_{wq} = \frac{2 \cdot P_R \cdot \eta_A}{r_{sx}^2 \pi} \cdot e^{-\frac{2 \cdot (x^2 + (r_{sx} - v \cdot t)^2)}{r_{sx}^2}} \quad (4-7)$$

Gleichung (4-7) beschreibt wie Gleichung (4-5) eine normalverteilte Wärmequelle, die um $r_{sx} - v \cdot t$ aus dem Ursprung entlang der Schweißnaht (y-Achse) verschoben ist. Die Leistung der Wärmequelle steigt mit der Zeit t an und hat bei $r_{sx} - v \cdot t = 0 \text{ mm}$ ein Maximum. Ab diesem von der Vorschubgeschwindigkeit v abhängigen Zeitpunkt beginnt Bereich 2.

Bereich 2

Die Simulation befindet sich in Bereich 2, wenn gilt: $0 \text{ mm} \geq r_{sx} - v \cdot t \geq 2 \cdot r_{sx} - 2 \cdot r_{sy}$. In Bereich 2 wird eine leicht angepasste Form der Gleichung (4-7) verwendet:

$$q_{wq} = \frac{2 \cdot P_R \cdot \eta_A}{r_{sx}^2 \pi} \cdot e^{-\frac{2 \cdot x^2}{r_{sx}^2}} \quad (4-8)$$

Im Exponenten der e-Funktion ist die Verschiebung um $r_{sx} - v \cdot t = 0 \text{ mm}$ zu erkennen. Das bedeutet, dass sich in Bereich 2 die Normalverteilung immer im Ursprung befindet. Damit ist die Wärmequelle auf der Modelloberfläche konstant.

Bereich 3

Die Simulation befindet sich in Bereich 3, wenn gilt: $2 \cdot r_{sx} - 2 \cdot r_{sy} > r_{sx} - v \cdot t$. In diesem letzten Bereich wurde ähnlich wie in Gleichung (4-7) eine um $(r_{sx} - v \cdot t + r_{sy})$ verschobene Normalverteilung verwendet. Diese beginnt im Maximum und wird mit zunehmender Simulationszeit t immer kleiner:

$$q_{wq} = \frac{2 \cdot P_R \cdot \eta_A}{r_{sx}^2 \pi} \cdot e^{-\frac{2 \cdot (x^2 + (r_{sx} - v \cdot t + r_{sy})^2)}{r_{sx}^2}} \quad (4-9)$$

Wärmeleitfähigkeit

Die Simulation berücksichtigte wahlweise die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit λ_W der Stähle S235JR, X5CrNi18-10 und X6CrNiTi18-10. Für die Berechnung des Verlaufs von λ_W wurden die im VDI-WÄRMEATLAS (2002) angegebenen

und in **Tabelle 9** aufgelisteten Werte verwendet. Zwischen diesen Stützstellen wurde der Verlauf linear interpoliert. Bei hohen Temperaturen sind teilweise keine Daten für λ_w verfügbar. In diesen Fällen wurde der jeweils letzte bekannte Wert konstant extrapoliert, d. h., der für die höchste Temperatur zu findende Wert verwendet.

Tabelle 9: *Wärmeleitfähigkeit λ_w der Stähle S235JR, X5CrNi18-10 und X6CrNiTi18-10 (VDI-WÄRMEATLAS 2002); bei hohen Temperaturen sind teilweise keine Daten vorhanden. In diesen Fällen wurde der jeweils letzte für die höchste Temperatur bekannte Wert konstant extrapoliert.*

Temperatur in K	λ_w von S235JR in W/m·K	λ_w von X5CrNi18-10 in W/m·K	λ_w von X6CrNiTi18-10 in W/m·K
293	57	15	15
373	57	16	16
473	54	18	18
573	50	19	20
673	45	21	21
773	42	22	22
873	37	24	24
973	-	25	25
1073	-	26	27
1173	-	28	28
1273	-	29	29

Spezifische Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität bei verschiedenen Temperaturen wurde ebenfalls aus dem VDI-WÄRMEATLAS (2002) entnommen. Wie bereits bei der Wärmeleitfähigkeit wurde der Verlauf zwischen den in **Tabelle 10** angegebenen Stützstellen linear interpoliert. Auch hier wurde bei hohen Temperaturen der jeweils letzte bekannte Wert konstant extrapoliert.

Tabelle 10: Spezifische Wärmekapazität c_p der Stähle S235JR, X5CrNi18-10 und X6CrNiTi18-10 (VDI-WÄRMEATLAS 2002); bei hohen Temperaturen sind teilweise keine Daten vorhanden. In diesen Fällen wurde der jeweils letzte bekannte Wert konstant extrapoliert.

Temperatur in K	c_p für S235JR in J/kg·K	c_p für X5CrNi18-10 in J/kg·K	c_p für X6CrNiTi18-10 in J/kg·K
293	430	470	470
373	500	500	500
473	540	530	530
573	580	560	530
673	620	580	560
773	690	600	580
873	780	610	600
973	-	-	610
1073	-	-	610
1173	-	-	620
1273	-	-	640

Berücksichtigung der Schmelzenthalpie

Die Schmelzenthalpie im Bereich des Phasenwechsels wurde über die spezifische Wärmekapazität berücksichtigt. Der Wert für die latente Wärme ΔH_S von Stahl wurde auf den temperaturabhängigen Verlauf der spezifischen Wärmekapazität $c_p(T)$ aufaddiert. Dabei wurde ΔH_S mit einer Gaußschen Normalverteilung multipliziert, damit die resultierende Funktion $c_{p,Ent.}(T)$ stetig verläuft. Die Temperaturdifferenz ΔT ist dabei der Radius der Normalverteilung und gibt vor, in welchem Temperaturbereich die Addition der Schmelzenthalpie erfolgt. Die erweiterte Funktion der spezifischen Wärmekapazität $c_{p,Ent.}(T)$ lautet:

$$c_{p,Ent.}(T) = c_p(T) + \frac{e^{-\frac{(T-T_m)^2}{\Delta T^2}}}{\Delta T \sqrt{\pi}} \cdot \Delta H_S \quad (4-10)$$

mit

$c_p(T)$:	Funktion der spezifischen Wärmekapazität
$c_{p,Ent.}(T)$:	Funktion der spezifischen Wärmekapazität mit Berücksichtigung der Schmelzenthalpie von Stahl
ΔH_S :	Schmelzenthalpie von Stahl
ΔT :	Temperaturdifferenz

Dichte

Die genauen Dichtewerte der Stähle sind nicht bekannt. In der Simulation wurde daher näherungsweise die Dichte von Eisen bei Raumtemperatur, $\rho_f = 7870 \text{ kg/m}^3$, und bei Schmelztemperatur, $\rho_s = 7015 \text{ kg/m}^3$, nach POPRAWA ET AL. (2004, S. 27) verwendet. Es wurde angenommen, dass die Dichte unterhalb und oberhalb des Schmelzpunktes T_m konstant ist. Die Berechnung des Übergangs zwischen den Phasen erfolgte mit einer in Comsol implementierten Heaviside-Funktion He . Die folgende Formel beschreibt den Verlauf der Dichte über der Temperatur:

$$\rho(T) = \rho_f + (\rho_s - \rho_f) \cdot He \quad (4-11)$$

mit

He :	Heaviside-Funktion
ρ_f :	Dichte in der festen Phase
ρ_s :	Dichte in der flüssigen Phase

Viskosität

Die Viskosität η_V wurde in der Simulation verwendet, um den Phasen-Übergang von *fest* zu *flüssig* zu simulieren. Der Wert für die Viskosität der Schmelze bei $T \geq T_m$ wurde mit $\eta_V = 0,0055 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ angenommen (POPRAWA ET AL. 2004, S. 27). Ist $T < T_m$, wurde die Viskosität auf $\eta_V = 500 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ gesetzt. Wie bereits bei der Dichte, erfolgte die Berechnung des Übergangs zwischen den beiden Werten mit einer Heaviside-Funktion.

Heaviside-Funktion

Eine sprunghafte Änderung von Werten führt zu Problemen bei der transienten Berechnung der Lösung. Aus diesem Grund wurden die Dichte und die Viskosität mit

einer Heaviside-Funktion (*He*) multipliziert. Comsol bietet über diese Funktion die Möglichkeit, den stetigen Übergang einer Größe zu beschreiben (COMSOL 2008A, S. 398). Ein Beispiel für die Formulierung der Heaviside-Funktion ist:

$$He = flc2hs \left(t \cdot \frac{1}{s} - 0,1; 0,05 \right) \quad (4-12)$$

mit

<i>t</i> :	Zeit
<i>flc2hs</i> :	In Comsol verfügbare Funktion zu Definition der Heaviside-Funktion

flc2hs ist der in dem Programm verwendete Funktionsname. Die Funktion hat zwei Übergabewerte. In Gleichung (4-12) ist der erste Übergabewert $t \cdot 1/s - 0,1$. Dieser definiert die Lage des Punktes, zu dem die Heavisidefunktion symmetrisch ist. In dem Beispiel aus Gleichung (4-12) ist die Funktion zu dem Punkt $t = 0,1 \text{ s}$ symmetrisch. Der zweite Übergabewert, hier 0,05, bestimmt den Abstand vom Mittelpunkt der Funktion, bis diese den Wert 1 bzw. 0 annimmt. Die in Gleichung (4-12) beschriebene Heaviside-Funktion ist in **Abbildung 32** veranschaulicht.

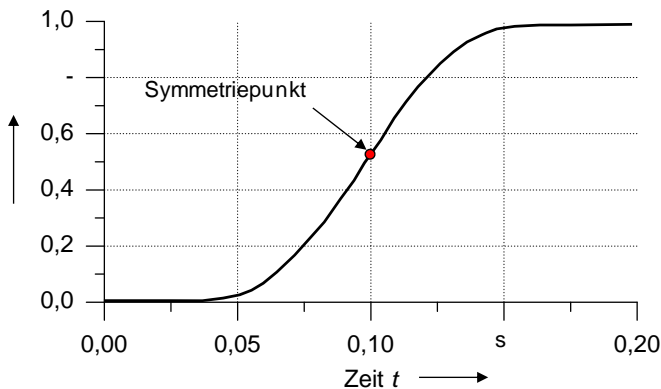


Abbildung 32: Beispielhafte punktsymmetrische Heaviside-Funktion

Im folgenden Kapitel 5 werden die in Kapitel 4 beschriebenen Versuchsaufbauten und die Simulationstechnik verwendet, um die in Kapitel 3 gestellten Forschungsfragen zu beantworten.

5 Untersuchung der Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe

5.1 Allgemeines

Aus den Grundlagen und den Betrachtungen zum Stand der Wissenschaft ergaben sich die in Abschnitt 3.5 zusammengefassten Forschungsfragen. Im Folgenden werden die Untersuchungsergebnisse zu diesen Fragen dargestellt. Experimentellen Ergebnissen werden immer Simulationsergebnisse gegenüber gestellt. Durch dieses Nachbilden der Experimente in der Simulation und das damit gewonnene Prozessverständnis wird es ermöglicht, beobachteten Effekten eine Ursache zuzuordnen. Die hierfür verwendeten Versuchsaufbauten und die Simulationsmethodik sind in Kapitel 4 beschrieben. Ein Teil der hier vorgestellten Ergebnisse wurde im Rahmen des DFG-Forschungsprojekts „*Beeinflussung des Strömungsregimes in laserinduzierten Schmelzbädern durch Prozessgasgemische mit grenzflächenaktiven Komponenten*“ erarbeitet und ist bereits veröffentlicht (MAHRLE & BEYER 2008, ZAEH ET AL. 2009, BEYER & ZÄH 2009, DAUB ET AL. 2010).

5.2 Ändern der Legierungs- und Begleitelemente durch Zusatzwerkstoffe

Die Firma Quada GmbH stellte die für die Versuche erforderlichen Zusatzdrähte vom Typ QuFe und QuMed (unternehmensspezifische Markenbezeichnung, Zusammensetzung siehe Anhang) zur Verfügung. Aus den vorhandenen Chargen wurden Drähte ausgewählt, die S und O als Begleitelemente enthalten. Der genaue Stoffmengenanteil dieser Elemente war teilweise unbekannt. Zusätzlich zu den Drähten wurden ein Edelstahl-Pulver und ein Fe-Pulver als Zusatzwerkstoff verwendet. Das Edelstahl-Pulver war aufgrund der Lagerung sichtbar schwarz oxidiert. Das Fe-Pulver enthielt laut Legierungsanalyse S als Begleitelement, wobei eine Oxidation an der Luft während der Lagerung nicht ausgeschlossen war. Die verwendeten Zusatzwerkstoffe sind zusammen mit der Dicke des aufgebrachtten Werkstoffes d_z in **Tabelle 11** aufgelistet.

Tabelle 11: Verwendete Zusatzwerkstoffe zur Beeinflussung der Oberflächenspannung

Zusatzwerkstoff	S/ppm	enthält O	Typ	d_z/mm
QuFe65 I*	63	-	Draht	1**
QuFe65 II*	34	-	Draht	1**
QuMed I*	-	ja	Draht	0,6**
QuMed II*	-	ja	Draht	0,3**
Edelstahl-Pulver	-	-	Pulver	~0,3***
Fe-Pulver	58	-	Pulver	~0,3***

*Zusammensetzung siehe Anhang, ** Dicke des Zusatzdrahtes, *** Höhe der aufgetragenen Pulverschicht

Bei den hier beschriebenen Schweißversuchen wurde ein Nd:YAG-Laser als Strahlquelle eingesetzt. Der Zusatzwerkstoff war in der Schweißzone auf der Probe positioniert. Um die Nahtgeometrie der einzelnen Versuche auszuwerten, wurden aus den geschweißten Proben Querschliffe angefertigt. Die Prozesszone war während aller Versuche mit 100 % Ar abgedeckt, damit die Schmelze nicht mit dem Luftsauerstoff reagieren konnte. Die Probenwerkstoffe waren der in Abschnitt 4.2 beschriebene Edelstahl X5CrNi18-10 mit einer großen Aktivität a_i und der Edelstahl X6CrNiTi18-10 mit einer kleinen Aktivität a_i .

Werkstoff mit kleiner Aktivität a_i

Die Schmelzbadströmung wird durch die Legierungs- und Begleitelemente des jeweiligen Werkstoffes an der Phasengrenze bestimmt. Aus ihnen errechnet sich die Aktivität a_i . Diese bestimmt den Verlauf der Oberflächenspannung und hat deswegen Einfluss auf die Marangoni-Konvektion. Aufgrund der kleinen Aktivität des Edelstahls X6CrNiTi18-10 ist die Schmelzbadströmung bei diesem Werkstoff nach außen gerichtet. Das führt zu einer Naht vom Typ A. Ist die Aktivität a_i eines der Zusatzwerkstoffe ausreichend groß, kann sich die Schmelzbadströmung und die Schweißnaht von einer Typ-A- zu einer Typ-B-Naht ändern (vgl. **Abbildung 16**). Zusatzwerkstoffe mit aktiven Begleitelementen wie S oder O erhöhen die Aktivität des Werkstoffes an der Phasengrenze während des Prozesses. Der Einfluss auf die Schmelzbadströmung und die Nahttiefe wurde anhand von Querschliffen ausgewer-

tet. Die im Folgenden angegebenen Nahttiefen und -breiten sind beispielhaft in **Abbildung 33** bildlich zu sehen.

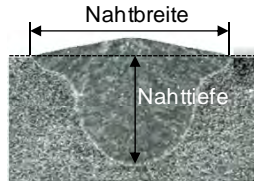


Abbildung 33: Querschliff mit eingezeichneter Nahttiefe und -breite

Die Ergebnisse der Versuche sind in **Abbildung 34** dokumentiert. Ohne Zusatzwerkstoff ist die Schweißnaht eine typische Typ-A-Schweißnaht. Die Nahtbreite ist groß im Vergleich zur Nahttiefe. Alle verwendeten Zusatzwerkstoffe führen zu einer Erhöhung der Nahttiefe. Diese wurde teilweise um mehr als 100 % vergrößert. Dabei bleibt die Nahtbreite nahezu konstant.

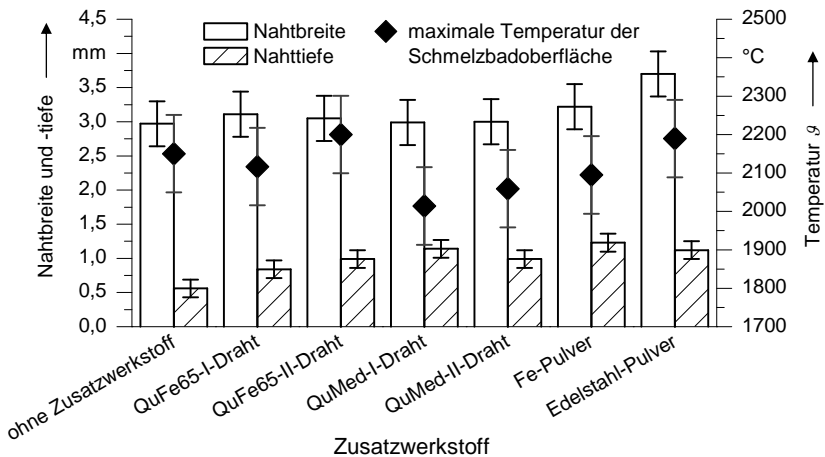


Abbildung 34: Nahttiefe und -breite sowie maximale Schmelzbadtemperatur bei kleiner Aktivität a_i des Werkstoffes; Parameter: X6CrNiTi18-10, Nd:YAG-Laser mit $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1064 \text{ nm}$, $d_s = 3,6 \text{ mm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Belchdicke 3 mm , $\alpha_1 = 18^\circ$ schleppend, Prozessgas $100 \% \text{ Ar}$

Ein deutlicher Anstieg der Nahtbreite und der maximalen Temperatur an der Schmelzbadoberfläche wurde beobachtet, wenn der Zusatzwerkstoff das Edelstahl-

Pulver war. Eine mögliche Erklärung dafür ist ein Anstieg des Absorptionsgrades wegen der rauen und dadurch vergrößerten Oberfläche des Pulvers im Vergleich zu den verwendeten Drähten (POPRAWA ET AL. 2004 S. 8). Die resultierenden Nahtgeometrien können in Typ-A-, Typ-B- und Typ-C-Nähte eingeteilt werden. Ohne Zusatzwerkstoff kam es zu einer auswärts gerichteten Strömung vom Typ A (siehe **Abbildung 35** links). Mit den Zusatzdrähten QuFe65 I und QuFe65 II wurde ein Übergangsströmungsregime vom Typ C erzeugt. Ein Teil der Strömung war auswärts, ein Teil bereits einwärts gerichtet. Ein Querschnitt einer solchen Naht ist in **Abbildung 35** (Mitte) zu sehen. Mit den Zusatzdrähten QuMed I und QuMed II sowie den verwendeten Pulvern entstand eine Nahtgeometrie, die auf eine nach innen gerichtete Strömung vom Typ B schließen lässt (vgl. **Abbildung 35** rechts).

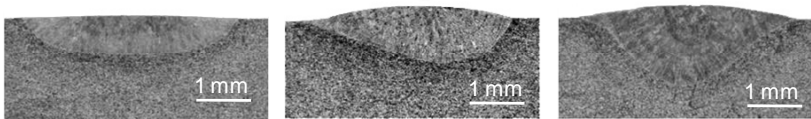
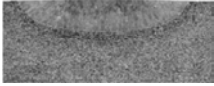

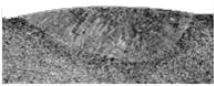
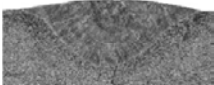
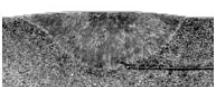
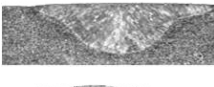



Abbildung 35: Nahtgeometrien der Probe ohne Zusatzwerkstoff (links), mit Zusatzwerkstoff QuFe 65 I (Mitte) und mit Zusatzwerkstoff QuMed I (rechts); Parameter: X6CrNiTi18-10, Nd:YAG-Laser mit $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1064 \text{ nm}$, $d_S = 3,6 \text{ mm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Blechdicke 3 mm , $\alpha_l = 18^\circ$ schleppend, Prozessgas 100 % Ar

Bei den Messdaten in **Abbildung 34** geht die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche mit einer eindeutig nach innen gerichteten Strömung im Fall der Zusatzwerkstoffe QuMed I, QuMed II und Fe-Pulver um etwa 100 K zurück. Einzig der Einsatz des Edelstahl-Pulvers bewirkt keinen Temperaturrückgang, obwohl auch hier aufgrund der Nahtgeometrie eine einwärts gerichtete Strömung angenommen wurde. Wie bereits erwähnt, ist die Ursache hierfür ein möglicher Anstieg des Absorptionsgrades.

Durch einen Vergleich der Schlibfbilder mit den in **Abbildung 16** (Seite 31) dargestellten Nahtformtypen konnte auf das Strömungsregime und die Aktivität geschlossen werden. Entspricht die Nahtgeometrie einer Nahtform vom Typ B, wird eine große Aktivität vermutet. Erhöht der Zusatzwerkstoff zwar die Nahttiefe, gleicht die Nahtform aber einer Typ-A- oder Typ-C-Naht, so wird eine mittlere Aktivität angenommen. Anhand von Querschliffen wurden so den Zusatzwerkstoffen in **Tabelle 12** die Aktivitätskategorien *mittel* und *groß* zugeordnet.

Tabelle 12: Anhand der Schlibfbilder kategorisierte Aktivität a_i der Zusatzwerkstoffe

Zusatzwerkstoff	Nahtform	Aktivität a_i
ohne		-
QuFe65 I		mittel
QuFe65 II		mittel
QuMed I		groß
QuMed II		groß
Edelstahl Pulver		groß
Fe-Pulver		groß

Werkstoff mit großer Aktivität a_i

Die Oberflächenspannung ist von den Eigenschaften der Schmelze an der Phasengrenze abhängig. Es wurde untersucht, ob die Zusatzwerkstoffe die Nahttiefe auch ändern, wenn der Werkstoff bereits eine hohe Aktivität hat. Die Nahttiefe und -breite der aus den Versuchen resultierenden Nahtgeometrien sowie die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche während der Prozesse sind analog zu **Abbildung 34** in **Abbildung 36** dargestellt.

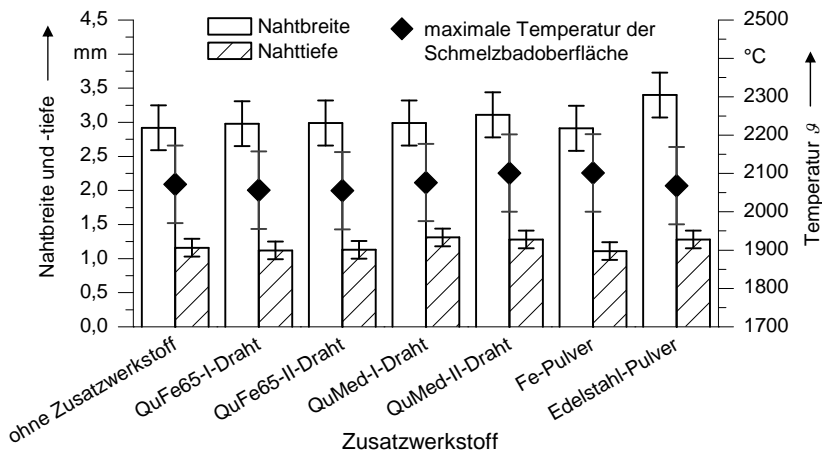


Abbildung 36: Nahttiefe und -breite sowie maximale Schmelzbadtemperatur bei großer Aktivität a_i des Werkstoffes; Parameter: X5CrNi18-10, Nd:YAG-Laser mit $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1064 \text{ nm}$, $d_s = 3,6 \text{ mm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Blechdicke 3 mm , $\alpha_i = 18^\circ$ schleppend, Prozessgas 100 % Ar

In allen Fällen ist keine signifikante Erhöhung der Nahttiefe durch die verwendeten Zusatzwerkstoffe zu erkennen. Ebenso blieben die Nahtbreite und die maximale Temperatur der Schmelzbadoberfläche nahezu konstant. Die einzige Ausnahme war das Edelstahl-Pulver. Dieses erzeugte einen Anstieg der Nahtbreite, ohne die Nahttiefe und die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche zu erhöhen. In allen Fällen kann anhand der Nahtgeometrie auf eine einwärts gerichtete Strömung vom Typ B geschlossen werden. Eine Naht, die ohne Zusatzwerkstoff geschweißt wurde, ist in **Abbildung 37** (links) zu sehen. Diese Naht kann einer einwärts gerichteten Strömung vom Typ B zugeordnet werden. In **Abbildung 37** (Mitte und rechts) wurden Zusatzwerkstoffe eingesetzt, die nach der Kategorisierung in **Tabelle 12** eine mittlere Aktivität aufweisen. Eine wesentliche Änderung der Nahtgeometrie ist im Vergleich zu **Abbildung 37** (links) nicht zu erkennen. Die als *mittel* kategorisierte Aktivität des Zusatzwerkstoffes hatte somit keine Auswirkung auf die Nahttiefe. Erwartet wurde, dass eine Nahtform wie in **Abbildung 35** (Mitte) entsteht, indem die Aktivität an der Schmelzbadoberfläche im Vergleich zum Werkstoff reduziert wird. Für das Ausbleiben eines Effektes auf die Nahtgeometrie kommen zwei Erklärungen in Frage. Es ist denkbar, dass die Aktivität der Zusatzwerkstoffe, deren Aktivität als *mittel* eingestuft wurde, zu hoch war, um eine Naht vom Typ A

zu erzeugen. Die zweite Erklärung ist, dass Zusatzwerkstoffe die Aktivität a_i des Werkstoffes generell nicht reduzieren. Theoretisch ist die zweite Erklärung dadurch zu untermauern, dass der in Abschnitt 1.2.4 beschriebene Adsorptionsvorgang stetig aktive Elemente wie S oder O an die Oberfläche bringt. Diese erhöhen die Aktivität a_i an der Phasengrenze und verhindern eine Strömungsänderung.

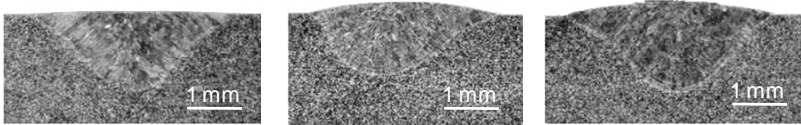


Abbildung 37: Nahtgeometrien der Probe ohne Zusatzwerkstoff (links), mit Zusatzwerkstoff *QuFe65 II* (Mitte) und mit Zusatzwerkstoff *QuMed I* (rechts); Parameter: *X5CrNi18-10*, Nd:YAG-Laser mit $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1064 \text{ nm}$, $d_S = 3,6 \text{ mm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Blechdicke 3 mm , $\alpha_i = 18^\circ$ schleppend, Prozessgas $100 \% \text{ Ar}$

Simulation des Anstiegs der Aktivität

Die tatsächliche Aktivität der in den Experimenten verwendeten Zusatzwerkstoffe war unbekannt und wurde daher, wie in **Tabelle 12** dargestellt, anhand von Querschliffen kategorisiert. Um zu klären, ob die Ursache für die beobachteten Änderungen der Nahttiefe und -breite sowie der maximalen Temperatur der Schmelzbadoberfläche auf eine Beeinflussung der Aktivität und damit des Marangoni-Effekts zurückzuführen sind, wurde der Prozess mit Methoden der Simulation (Abschnitt 4) nachgebildet. Es wurde die Nahtform in Abhängigkeit von unterschiedlichen Aktivitäten berechnet. Der Einfluss der zusätzlich aufgetragenen Werkstoffschicht wurde durch das verwendete Modell nicht abgebildet. Die berechneten Nahttiefen und -breiten sowie die maximalen Temperaturen an der Schmelzbadoberfläche sind in **Abbildung 38** dokumentiert. Bei Aktivitäten ab $a_i = 30 \text{ ppm}$ stieg die berechnete Nahttiefe um bis zu 77% an, die Nahtbreite und die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche gingen deutlich zurück. Ein Anstieg von $a_i = 50 \text{ ppm}$ auf 1200 ppm führte zu keiner weiteren Änderung der Simulationsergebnisse.

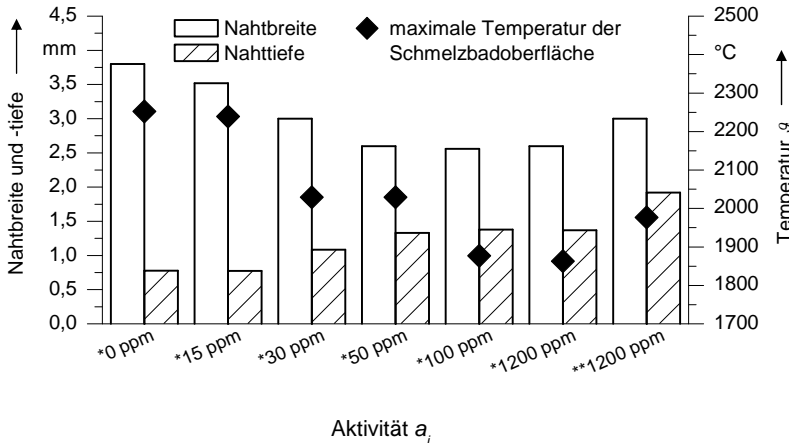


Abbildung 38: Berechnete Nahttiefe und -breite sowie maximale Schmelzbadtemperatur bei unterschiedlichen Aktivitäten a_i und Absorptionsgraden; Parameter: X6CrNiTi18-10, normalverteilte Wärmequelle, $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $d_s = 3,6 \text{ mm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Bauteildicke 3 mm , $*\eta_A = 0,35$, $**\eta_A = 0,45$

Bei einem Vergleich der berechneten Nahtgeometrien in **Abbildung 39** mit den experimentell bestimmten Nahtgeometrien in **Abbildung 35** und **Abbildung 37** fällt folgendes auf: War die Aktivität des verwendeten Zusatzwerkstoffes als *groß* kategorisiert oder die Aktivität des eingesetzten Werkstoffes *groß*, stimmen die berechneten Querschliffe mit $a_i = 30$, **Abbildung 39** (Mitte), mit den experimentellen Ergebnissen gut überein. Abweichungen der Nahttiefe und der maximalen Schmelzbadtemperatur befinden sich innerhalb der Konfidenzintervalle (vgl. **Abbildung 34**, **Abbildung 36** und **Abbildung 38**). In der Simulation geht die Nahtbreite bei einem Anstieg der Aktivität deutlich zurück. Dieser Effekt wurde bei den experimentellen Ergebnissen nicht beobachtet. Eine mögliche Erklärung dafür ist, dass der Zusatzwerkstoff an der Nahtoberfläche in der Simulation nicht abgebildet wurde. Eine Erhöhung der Aktivität ändert die berechnete Nahtform in gleicher Weise, wie Zusatzwerkstoffe mit einer großen Aktivität die Nahtgeometrie beim Schweißen eines Werkstoffes ohne Aktivität ändern.

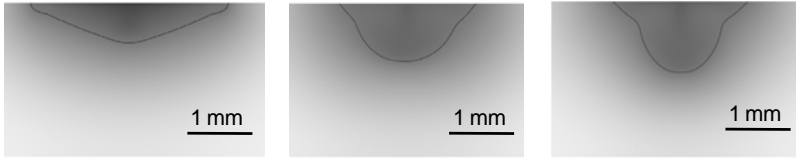


Abbildung 39: Berechnete Nahtgeometrien mit $a_i = 0$ (links), $a_i = 30$ ppm (Mitte) und $a_i = 1200$ ppm (rechts); Parameter: X5CrNi18-10, normalverteilte Wärmequelle, $\eta_A = 0,35$, $P_{\text{Laser}} = 1,5$ kW, $d_S = 3,6$ mm, $v = 0,5$ m/min, Bauteildicke 3 mm, Prozessgas 100 % Ar

Das Verwenden von Zusatzwerkstoffen mit einer großen Aktivität bei Werkstoffen mit einer ebenfalls großen Aktivität führte in den Experimenten zu keiner Änderung der Nahttiefe im Vergleich zu den erzielten Nahttiefen ohne Zusatzwerkstoff. Die Simulation belegt ebenfalls, dass ein weiteres Erhöhen der Aktivität von $a_i = 100$ ppm auf $a_i = 1200$ ppm die Nahtgeometrie nicht mehr ändert.

Erhöhung des Absorptionsgrades durch Pulver

Beim Schweißen eines Werkstoffes mit einer kleinen Aktivität erhöhten alle Zusatzwerkstoffe die Nahttiefe. Die Nahtbreite blieb konstant, außer es wurde mit dem Edelstahl-Pulver als Zusatzwerkstoff geschweißt. Dieses erhöhte die Nahttiefe und die Nahtbreite (siehe **Abbildung 34**). Bei dem Werkstoff mit einer großen Aktivität blieben die Nahttiefe und die Nahtbreite unverändert, wenn Zusatzwerkstoffe eingesetzt wurden. Die einzige Ausnahme war erneut zu beobachten, wenn der Zusatzwerkstoff das Edelstahl-Pulver war. Wie bei dem Werkstoff mit einer kleinen Aktivität kam es auch bei dem Werkstoff mit einer großen Aktivität in diesem Fall zu einer Zunahme der Nahtbreite (vgl. **Abbildung 36**). Pulver haben eine raue Oberfläche. Das erhöht nach POPRAWA ET AL. (2004, S. 8) den Absorptionsgrad des Werkstoffes. Dadurch wird mehr Energie in den Werkstoff eingekoppelt, was dazu führt, dass mehr Schmelze entsteht. Durch Erhöhen des Absorptionsgrades η_A von 0,35 auf 0,45 wurde dieser mögliche Einfluss in der Simulation berücksichtigt. Wie in **Abbildung 38** belegt, erhöhten sich dadurch sowohl die Nahttiefe und -breite als auch die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche. Die Ergebnisse der Simulation verdeutlichen, dass ein alleiniger Anstieg der Nahtbreite durch eine Erhöhung des Absorptionsgrades in der Simulation nicht nachgebildet werden kann. Dieser Effekt ist daher vermutlich auf einen durch das Pulver geänderten Energieeintrag zurückzuführen.

Antwort auf die 1. Forschungsfrage: Der Vergleich der berechneten und der experimentellen Ergebnisse belegt, dass Zusatzwerkstoffe mit einer großen Aktivität auf die Nahttiefe denselben Effekt haben wie eine große Aktivität an der Phasengrenze selbst. Eine Reduzierung der Aktivität durch Zusatzwerkstoffe mit einer mittleren Aktivität wurde im Experiment nicht beobachtet.

5.3 Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche durch den Spotradius

Bei der zweiten Methode zum Erhöhen der Nahttiefe wird die maximale Temperatur der Schmelzbadoberfläche über den Spotradius angepasst und dadurch die Schmelzbadströmung sowie die Nahttiefe geändert.

Solch eine Anpassung der maximalen Schmelzbadtemperatur ist allerdings nur dann sinnvoll, wenn der Verlauf der Oberflächenspannung bei der kritischen Temperatur T_{krit} ein Maximum hat (**Abbildung 10**). Das ist der Fall, wenn der Werkstoff eine große Aktivität a_i aufweist. Um die Bedeutung von T_{krit} zu untersuchen, wurde die maximale Schmelzbadtemperatur T_{max} experimentell durch Ändern des Spotradius bei konstanter Laserleistung P_{Laser} variiert. Wie in Abschnitt 5.2 wird der Einfluss der Methode auf die Nahttiefe zunächst anhand von experimentellen Ergebnissen dargestellt und die beobachteten Effekte dann mit der Simulation nachvollzogen.

Um die Temperatur der Schmelzbadoberfläche zu ändern, wurde der Spotradius r_s von $r_s = 0,8$ mm bis $r_s = 1,8$ mm variiert. Die mit dem Pyrometer gemessene maximale Temperatur T_{max} an der Schmelzbadoberfläche ging dabei im Experiment von ca. 2450°C auf etwa 2150°C zurück. In der Simulation nahm die maximale Schmelzbadtemperatur von bis zu 2900°C auf etwa 1800°C ab. Der gemessene und mit der Simulation berechnete Temperaturverlauf ist in **Abbildung 40** für einen Werkstoff mit einer großen Aktivität a_i dokumentiert. Zum Vergleich ist dort auch ein Werkstoff mit einer kleinen Aktivität a_i dargestellt. Für beide geht sowohl die berechnete als auch die gemessene maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche mit zunehmendem Spotradius r_s zurück. Absolut ist der gemessene Temperaturbereich zwischen $r_s = 0,8$ mm und $r_s = 1,8$ mm wesentlich kleiner als der in der Simulation berechnete. Dies ist durch das endlich kleine Messfeld des Pyrometers zu erklären; es hat einen Durchmesser von ca. einem Millimeter. Die gemessene Temperatur ist daher als ein über das gesamte Messfeld gemittelter Wert zu verstehen.

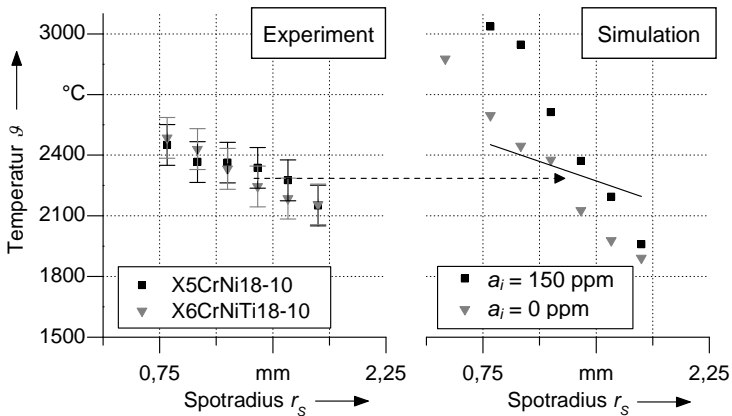


Abbildung 40: Rückgang der Temperatur in Abhängigkeit des Spotradius r_s ; experimentell bestimmter Temperaturverlauf (links) und mit der Simulation berechneter Temperaturverlauf (rechts); Werkstoff: X5CrNi18-10 (a_i groß), X6CrNiTi18-10 (a_i klein); Parameter: Faserlaser, normalverteilte Wärmequelle, $P_{\text{Laser}} = 1,5$ kW, $\lambda = 1070$ nm, $v = 0,5$ m/min, Prozessgas 100 % Ar

Der in den Experimenten und in den Simulationsrechnungen beobachtete Verlauf der Nahttiefe ist in **Abbildung 41** dargestellt. Wurde in der Simulation ein Werkstoff mit einer großen Aktivität a_i abgebildet, stieg die Nahttiefe mit zunehmendem Spotradius r_s zunächst an und nahm dann wieder ab (vgl. **Abbildung 41** rechts). Qualitativ zeigten die Experimente mit dem Edelstahl X5CrNi18-10 (a_i groß) dasselbe Verhalten der Nahttiefe in Abhängigkeit des Spotradius (siehe **Abbildung 41** links). Wurde in der Simulation ein Werkstoff ohne Aktivität abgebildet, ging die Nahttiefe mit zunehmendem Spotradius zurück (**Abbildung 41** rechts). Anders war dies bei den Experimenten mit dem Werkstoff X6CrNiTi18-10, der eine kleine Aktivität a_i hat. Die experimentellen Ergebnisse belegen zunächst einen leichten Anstieg der Nahttiefe mit zunehmendem Spotradius, bevor diese ebenfalls kleiner wurde (**Abbildung 41** links). Die Konfidenzintervalle aller Messpunkte überschneiden sich jedoch; der beobachtete Anstieg kann daher durch eine zufällige Messabweichung begründet sein. Wahrscheinlicher ist allerdings, dass ein oder mehrere in der Simulation nicht berücksichtigte Effekte, wie Rauch im optischen Pfad des Laserstrahls, den Einfluss des Spotradius auf die Nahttiefe überlagern. Eine weitere mögliche Erklärung ist der von POPRAWA ET AL. (2004, S. 10) beschrie-

bene Anstieg des Absorptionsgrades mit sinkenden Temperaturen. Dieser wird in der Simulation nicht berücksichtigt.

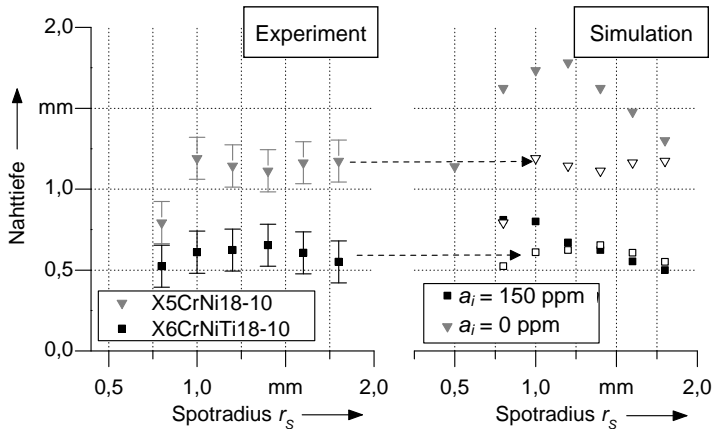


Abbildung 41: Nahttiefe in Abhängigkeit verschiedener Spotradien und Werkstoffe; experimentell bestimmter Verlauf (links) und mit der Simulation berechneter Verlauf (rechts); Werkstoff: X5CrNi18-10 (a_i groß), X6CrNiTi18-10 (a_i klein); Parameter: Faserlaser, normalverteilte Wärmequelle $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1070 \text{ nm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Prozessgas 100 % Ar

Ein Vergleich der Querschliffe der beiden Edelmetalle X5CrNi18-10 (a_i groß) und X6CrNiTi18-10 (a_i klein) in **Abbildung 42** ergibt, dass der Effekt des Spotradius auf die Nahtgeometrien gut zu erkennen ist. Die Nahtgeometrie des Werkstoffes mit der kleinen Aktivität a_i (**Abbildung 42** rechts) änderte sich nur marginal in Abhängigkeit des Spotradius. Hatte der Werkstoff eine große Aktivität a_i (**Abbildung 42** links), so kam es zu einem Übergang von einer Typ-A- zu einer Typ-B-Naht mit ansteigendem Spotradius.

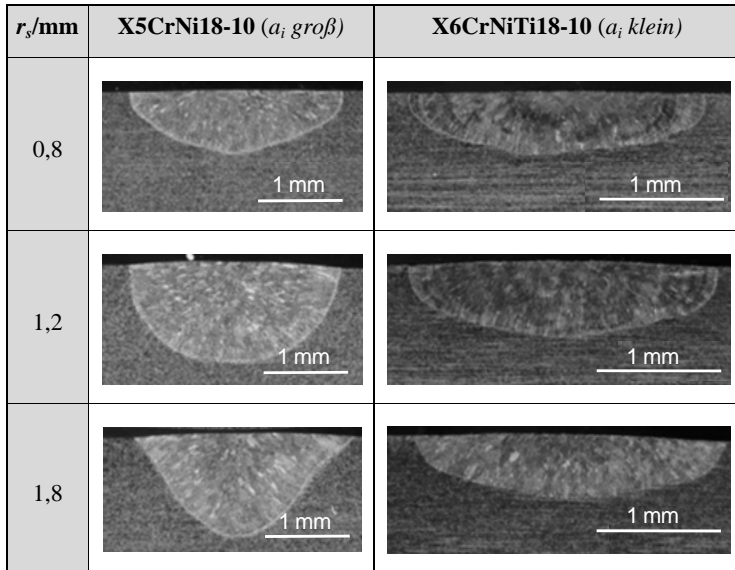


Abbildung 42: Querschnitte in Abhängigkeit verschiedener Spotradien; links: X5CrNi18-10 (a_i groß); rechts: X6CrNiTi18-10 (a_i klein); Parameter: Faserlaser, $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1070 \text{ nm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, Prozessgas 100 % Ar

Die mit der Simulation berechneten Nahtformen ergaben dieselbe Abhängigkeit der Nahtform vom Spotradius. War die berücksichtigte Aktivität a_i groß (siehe **Abbildung 43** links), hatte der temperaturabhängige Verlauf der Oberflächenspannung einen Hochpunkt bei T_{krit} . Mit größeren Spotradien ging die Temperatur an der Schmelzbadoberfläche zurück. Die Naht änderte sich von einer Typ-C-Naht zu einer Typ-B-Naht. Bei einer Aktivität von $a_i = 0$ zeigte eine Vergrößerung des Spotradius keinen Einfluss auf die berechnete Strömungsrichtung; der Verlauf der Oberflächenspannung hatte kein Maximum. Die Naht entspricht in allen Fällen einer Typ-A-Naht. Der Einfluss des Spotradius auf die Nahtgeometrie kann aufgrund der Konsistenz zwischen den experimentellen und den berechneten Ergebnissen eindeutig auf die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung zurückgeführt werden.

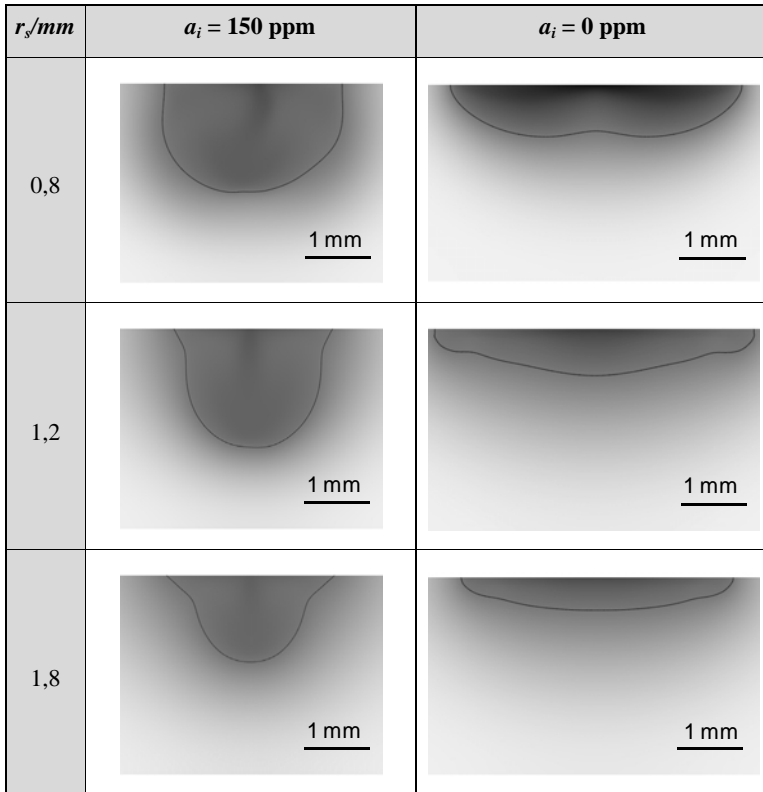


Abbildung 43: Berechnete Nahtformen in Abhängigkeit verschiedener Fokusradi-
 en und Aktivitäten; links: X5CrNi18-10, $a_i = 150 \text{ ppm}$; rechts:
 X6CrNiTi18-10, $a_i = 0 \text{ ppm}$; Parameter: $P_{Laser} = 1,5 \text{ kW}$, normal-
 verteilte Wärmequelle, $v = 0,5 \text{ m/min}$, $\eta_{Abs} = 35 \%$

Antwort auf die 2. Forschungsfrage: Hat der temperaturabhängige Verlauf der
 Oberflächenspannung ein Maximum, so kann die Strömungsrichtung durch Anpas-
 sen der maximalen Temperatur an der Schmelzbadoberfläche umgekehrt werden.
 Das macht es beispielsweise möglich, die Nahttiefe über eine Temperaturregelung
 der Schmelzbadoberfläche zu optimieren.

5.4 Beimischen von Kohlenstoffdioxid zum Prozessgas

In Kapitel 2 ist beschrieben, dass aktive Prozessgase sowohl die Nahtgeometrie als auch den Absorptionsgrad beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen beeinflussen. Um den Effekt kontrolliert nutzen zu können, muss jedoch die genaue Wirkungsweise der aktiven Prozessgase bekannt sein. Das im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendete inerte Prozessgas war Argon, das aktive Prozessgas war CO_2 . O_2 wurde als aktives Prozessgas nicht verwendet, da es nach SHANPING ET AL. (2004A) (siehe Abschnitt 2.5) keinen signifikanten Unterschied zwischen der Wirkung von CO_2 und O_2 auf die Nahttiefe gibt.

Oxidation der Nahtoberfläche

Während eines Schweißprozesses in einer CO_2 -Atmosphäre dissoziieren CO_2 -Moleküle. Dabei freigesetzte Sauerstoffatome und -moleküle können dann durch Oxidation in die Schmelze gelangen. Mittels Röntgenspektroskopie (EDX-Analyse) wurden die Schweißnahtoberflächen auf ihren Sauerstoffgehalt untersucht. Die Ergebnisse belegen, dass der Sauerstoff-Stoffmengenanteil an der Nahtoberfläche XO_o mit dem CO_2 -Gehalt im Prozessgas ansteigt (vgl. **Abbildung 44**). Hierbei ergaben sich für den untersuchten Edelstahl X6CrNiTi18-10 generell höhere Sauerstoff-Stoffmengenanteile im Vergleich zum ebenfalls verwendeten Baustahl S235JR. In beiden Fällen war es möglich, den Verlauf des Sauerstoff-Stoffmengenanteiles XO_o in Abhängigkeit des CO_2 -Gehaltes der Ar- CO_2 -Prozessgasatmosphäre durch die folgende Exponentialfunktion zu beschreiben:

$$XO_o = y_0 + y_1 \cdot e^{R_0 X_{A_{CO_2}}} \quad (5-1)$$

mit

- $X_{A_{CO_2}}$: Stoffmengenanteil von CO_2 in der Atmosphäre
- XO_o : Sauerstoff-Stoffmengenanteil an der Oberfläche
- R_0 : Empirisch zu ermittelnde Konstante
- y_0 : Empirisch zu ermittelnde Konstante
- y_1 : Empirisch zu ermittelnde Konstante

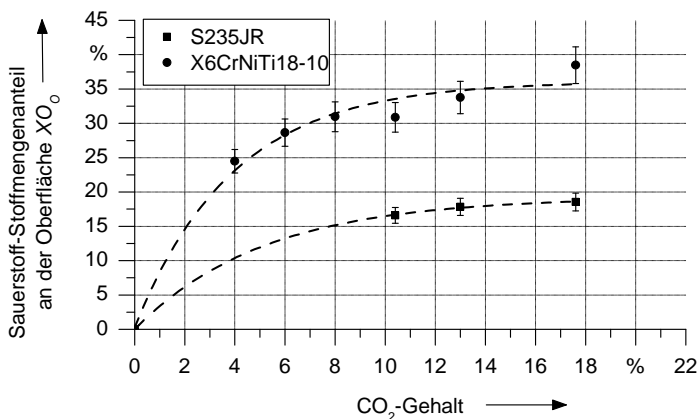


Abbildung 44: Gemessener Stoffmengenanteil von Sauerstoff an der Nahtoberfläche von Schweißversuchen mit Edelstahl X6CrNiTi18-10 und Baustahl S235JR als Funktion des CO₂-Gehaltes im eingesetzten Ar-CO₂-Prozessgasgemisch; Prozessparameter: $v = 0,5 \text{ m/min}$, $P_L = 2150 \text{ kW}$, $r_{sx} = 1,4 \text{ mm}$, $r_{sy} = 2,5 \text{ mm}$, Diodenlaser mit rechteckiger Intensitätsverteilung, $\lambda = 900 \text{ nm} - 1070 \text{ nm}$

Die aus der Regressionsanalyse resultierenden empirisch zu bestimmenden Konstanten sind in **Tabelle 13** zusammen mit dem Bestimmtheitsmaß R^2 aufgelistet. Dabei galt die Annahme, dass Gleichung (5-1) den funktionalen Zusammenhang beschreibt.

Tabelle 13: Aus der Regressionsanalyse resultierende empirisch bestimmte Konstanten und das jeweilige Bestimmtheitsmaß

Werkstoff	R_0	y_0	y_1	R^2
S235JR	-0,194	19,249	-19,251	0,999
X6CrNiTi18-10	-0,254	36,112	-35,807	0,971

Unterschiede zwischen den beiden Werkstoffen waren auch in der Verteilung des Sauerstoffes über der Nahtbreite im erstarrten Zustand zu erkennen. Bei dem Baustahl hatten die ermittelten Werte des Sauerstoff-Stoffmengenanteiles deutliche Maxima am Rand der Schweißnaht. Dagegen sind diese Maxima für den Edelstahl, der insgesamt eine homogenere Sauerstoffverteilung über die Nahtbreite aufweist, weniger ausgeprägt.

Eine mögliche Erklärung für den in Abschnitt 2.5 beschriebenen Einfluss von O₂- und CO₂-haltigen Prozessgasen auf die Nahtgeometrie ist, dass diese die Oberflächenspannung der Schmelze und damit die Schmelzbadströmung ändern. Hierfür muss der Sauerstoff, der durch die Oxidation an der Nahtoberfläche in die Schmelze gelangt, die Aktivität des Werkstoffes ändern. Wie bereits in Abschnitt 1.2.4 erläutert, wird die Abhängigkeit der Oberflächenspannung von der Aktivität a_i und der Temperatur T nach SAHOO ET AL. (1988) mit der folgenden Gleichung beschrieben:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_{T,0} (T - T_m) - RT \Gamma_i \ln \left(1 - k e^{\left(\frac{-\Delta H_{ad}}{RT} \right)} a_i \right) \quad (5-2)$$

Der erste Summand ist die Oberflächenspannung am Schmelzpunkt, der zweite gibt den Einfluss der Temperatur auf die Oberflächenspannung wieder und der dritte Summand beschreibt den Vorgang der Adsorption aktiver Elemente an die Oberfläche. Der Vorgang der Adsorption von O an der Phasengrenze aus der Prozessatmosphäre heraus kann äquivalent zu der Adsorption der aktiven Elemente aus der Schmelze heraus betrachtet werden. In **Abbildung 44** ist dokumentiert, wie der Sauerstoff-Stoffmengenanteil der Nahtoberfläche XO_O mit dem CO₂-Gehalt in der Prozessgasatmosphäre ansteigt. In Abhängigkeit des verwendeten Werkstoffes kann der Vorgang empirisch mit einer Exponentialfunktion (Gleichung (5-1)) beschrieben werden. Unter der Annahme, dass der gemessene Stoffmengenanteil in etwa dem Sauerstoffgehalt an der Nahtoberfläche während des Prozesses entspricht, kann aus diesem die Aktivität berechnet werden:

$$a_O = \gamma_O \cdot XO_O \quad (5-3)$$

mit

a_O : Sauerstoffaktivität

γ_O : Aktivitätskoeffizient von Sauerstoff

XO_O : Sauerstoff-Stoffmengenanteil an der Nahtoberfläche

Der in Gleichung (5-1) hergestellte empirische Zusammenhang zwischen dem CO₂-Gehalt in der Ar-CO₂-Prozessgasatmosphäre XA_{CO_2} und dem Stoffmengenanteil von Sauerstoff an der Werkstoffoberfläche XO_O wird in Gleichung (5-3) eingesetzt. Daraus ergibt sich:

$$a_O = \gamma_O \cdot (\gamma_0 + \gamma_1 \cdot e^{R_0 XA_{CO_2}}) \quad (5-4)$$

Dabei muss darauf hingewiesen werden, dass der hier verwendete empirische Zusammenhang Änderungen der Prozessparameter, wie Laserleistung, Vorschubgeschwindigkeit oder Spotradius, unberücksichtigt lässt. Es wird weiter angenommen,

das es sich bei der Schmelze um ein ideales Gemisch handelt. Daher ist der Aktivitätskoeffizient $\gamma_o = 1$. Die Funktion der Oberflächenspannung in Abhängigkeit der Temperatur, der aktiven Elemente im Werkstoff, hier Schwefel (S), und des Anteils von CO_2 im Prozessgas kann damit folgendermaßen beschrieben werden:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_{T,0} (T - T_m) - RT\Gamma_S \ln \left(1 - ke^{\left(\frac{-\Delta H_{ad}}{RT}\right)} a_S \right) - RT\Gamma_o \ln \left(1 - ke^{\left(\frac{-\Delta H_{ad}}{RT}\right)} (y_0 + y_1 \cdot e^{R_0 X A_{CO_2}}) \right) \quad (5-5)$$

In **Abbildung 45** ist der Verlauf der Oberflächenspannung veranschaulicht. Der Oberflächenüberschuss Γ_o und die Adsorptionenthalpie ΔH_{ad} (vgl. Abschnitt 1.2.4) wurden aus der Arbeit von SAHOO ET AL. (1988) übernommen.

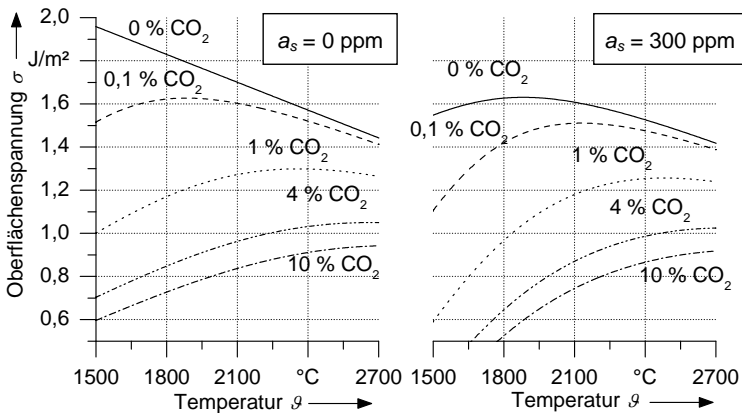


Abbildung 45: Berechneter temperaturabhängiger Verlauf der Oberflächenspannung für eine durch Schwefelelemente erzeugte Aktivität von $a_S = 0$ (links) und $a_S = 300 \text{ ppm}$ (rechts) in Abhängigkeit des CO_2 -Gehaltes der Prozessatmosphäre; für die Berechnung des Sauerstoffgehaltes an der Nahtoberfläche wurden die in **Tabelle 13** für X6CrNiTi18-10 angegebenen empirischen Konstanten verwendet.

Das linke Diagramm in **Abbildung 45** stellt dar, wie der CO_2 -Gehalt in der Prozessatmosphäre den Verlauf der Oberflächenspannung eines Werkstoffes beeinflusst, der keine Aktivität besitzt. Geringe Mengen an CO_2 führen zu einer deutlichen Änderung des Verlaufes der Oberflächenspannung. Allerdings bleibt die Steigung der Kurve bis zum temperaturabhängigen Maximum T_{krit} schon ab 1 % CO_2 nahezu konstant. Mit höheren Anteilen von CO_2 ändert sich zwar noch der absolute

Wert der Oberflächenspannung und der kritischen Temperatur T_{krit} , der Gradient der Kurve ist über weite Temperaturbereiche aber identisch. Dieser ist wie in Abschnitt 1.2.3 erklärt die Ursache für die Marangoni-Konvektion. Ein positiver Gradient erzeugt eine einwärts gerichtete Strömung und erhöht die Nahttiefe. Je größer der Gradient ist, desto mehr wird die Schmelze beschleunigt. Da der Gradient aber ab einem Prozessgasanteil von ca. 1 % konstant bleibt, führen höhere Anteile von CO_2 in der Prozessatmosphäre zu keiner weiteren Beschleunigung der Schmelze und Erhöhung der Nahttiefe. Weist der Werkstoff, wie in **Abbildung 45** (rechts), bereits eine gewisse Aktivität auf, wird der Gradient der Kurve größer. Allerdings ändert sich auch hier ab ca. 1 % CO_2 in der Prozessatmosphäre nur noch der absolute Betrag der Oberflächenspannung und von T_{krit} ; der Gradient bleibt stabil. Der Einfluss des CO_2 -Gehaltes in der Ar- CO_2 -Prozessgasatmosphäre wurde im Weiteren mit Gleichung (5-5) in der Simulation abgebildet.

Nahtgeometrie und Schmelzbadtemperatur

Um den Einfluss des CO_2 auf die Nahttiefe zu untersuchen, wurde dessen Gehalt im Ar- CO_2 -Prozessgas variiert. Als Werkstoffe wurden ein S235JR mit einer nach **Tabelle 5**, S. 59, hohen Anzahl an aktiven Begleitelementen a_i und ein X6CrNiTi18-10 mit einer nach **Tabelle 5**, S. 59, kleinen Anzahl an aktiven Begleitelementen a_i verwendet. Die Naht wurde mit der Nahttiefe (NT) charakterisiert. Zusätzlich wurde mit einem Pyrometer, wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, die Prozesstemperatur in der Mitte der Schweißnaht aufgenommen. Der CO_2 -Anteil im Prozessgas wurde von 0 % bis 17 % variiert. Der Werkstoff mit der hohen Aktivität a_i ließ keinen signifikanten Einfluss von CO_2 im Prozessgas auf die Nahttiefe und die Schmelzbadtemperatur erkennen (vgl. **Abbildung 46**).

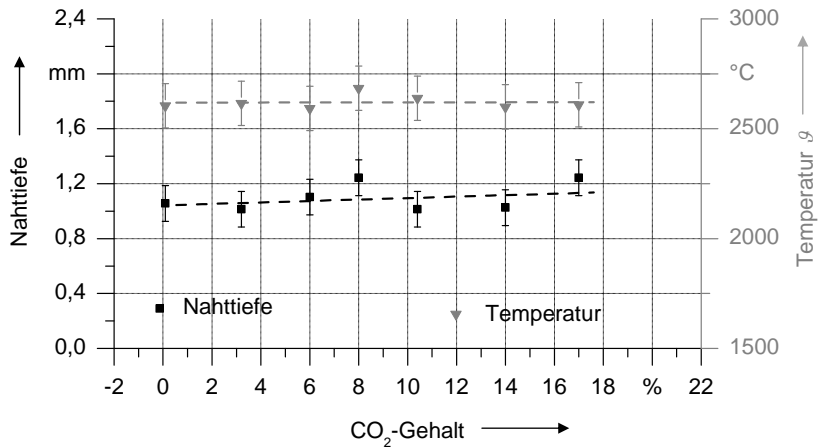


Abbildung 46: Verlauf der Nahttiefe und der Temperatur der Schmelzbadoberfläche in Abhängigkeit des CO₂-Anteiles im eingesetzten Ar-CO₂-Prozessgasgemisch; Parameter: Diodenlaser mit rechteckigem Strahlprofil, $r_{sx} = 1,4 \text{ mm}$, $r_{sy} = 2,5 \text{ mm}$, $P_L = 2150 \text{ W}$, $\lambda = 900 \text{ nm}$ – 1070 nm , $v = 0,5 \text{ m/min}$, S235JR, a_i groß

Der Prozess wurde parallel in der Simulation nachvollzogen. Diese berechnet den qualitativ gleichen Verlauf der Nahttiefe und der maximalen Schmelzbadtemperatur mit einem zunehmenden CO₂-Anteil in der Atmosphäre (siehe **Abbildung 47**). Die bereits vorhandene Aktivität des verwendeten Werkstoffes S235JR wurde in der Simulation mit $a_S = 300 \text{ ppm}$ berücksichtigt. Der temperaturabhängige Verlauf der Oberflächenspannung entsprach also den in **Abbildung 45** (rechts) dargestellten Kurven. Es fällt auf, dass das temperaturabhängige Maximum der Kurve mit 0 % CO₂ schon bei $T_{krit} = 2000^\circ\text{C}$ liegt. Da die simulierte maximale Schmelzbadtemperatur unterhalb von 2000°C lag, kam es bereits bei einem CO₂-Anteil von 0 % zu einer einwärts gerichteten Strömung vom Typ B. Der ansteigende CO₂-Anteil änderte die Strömung in der Simulation nicht mehr. Experimentell lagen die Temperaturen weit oberhalb von 2000°C . Vermutlich lagen die tatsächliche Aktivität des Werkstoffes und T_{krit} daher deutlich oberhalb von 300 ppm und 2000°C . Neben den absoluten Werten der Temperatur liegen auch die absoluten Werte der berechneten und der experimentell beobachteten Nahttiefen deutlich auseinander. Das wird als Hinweis darauf gewertet, dass die thermodynamischen Eigenschaften für den Werkstoff S235JR in der Simulation nur unzureichend berücksichtigt wurden. Die qualitative Übereinstimmung der experimentellen und der simulierten Ergebnisse belegt

jedoch, dass der fehlende Einfluss des CO_2 -Anteiles im Prozessgas auf eine bereits hohe Aktivität des Werkstoffes zurückzuführen ist.

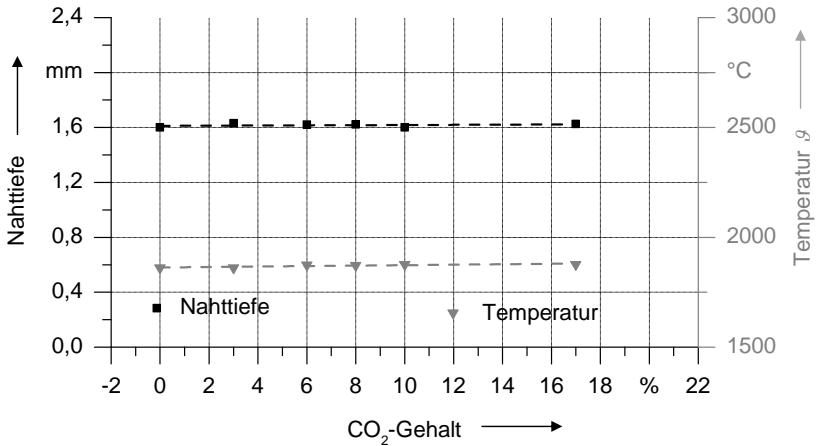


Abbildung 47: Berechnete Nahttiefe und Temperatur der Schmelzbadoberfläche in Abhängigkeit des CO_2 -Anteiles im eingesetzten Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch; Parameter: rechteckige Wärmequelle, $r_{sx} = 1,4 \text{ mm}$, $r_{sy} = 2,5 \text{ mm}$, $P_L = 2100 \text{ W}$, $\eta_A = 0,4$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, S235JR, $a_S = 300 \text{ ppm}$; zur Berechnung des Sauerstoffgehaltes an der Nahtoberfläche wurden die in **Tabelle 13** für S235JR angegebenen empirisch ermittelten Konstanten verwendet.

Bei einer Wiederholung der Versuche mit dem Stahl X6CrNiTi18-10 (a_i klein) kam es zu einem anderen Verhalten der Nahttiefe und der maximalen Schmelzbadtemperatur (siehe **Abbildung 48**). Beide änderten sich sprunghaft, sobald der CO_2 -Gehalt von 0 % auf 4 % anstieg. Bei CO_2 -Anteilen von mehr als 4 % kam es zu keiner weiteren signifikanten Änderung der Nahttiefe und der maximalen Temperatur der Schmelzbadoberfläche.

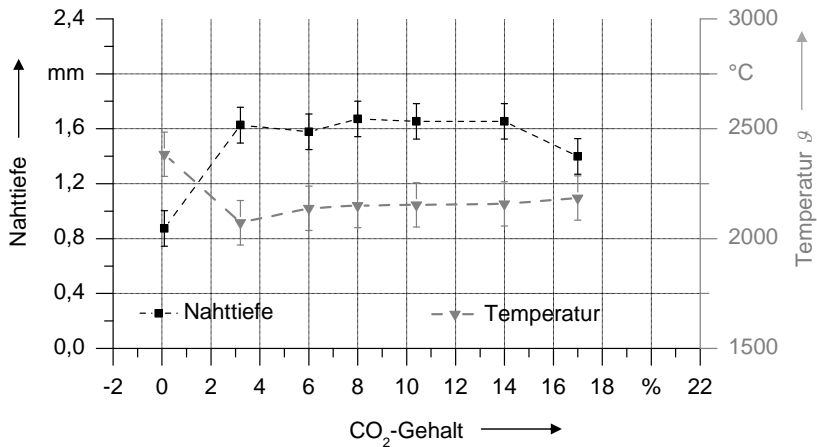


Abbildung 48: Verlauf der Nahttiefe und der Temperatur der Schmelzbadoberfläche in Abhängigkeit des CO₂-Anteiles im eingesetzten Ar-CO₂-Prozessgasgemisch; Parameter: Diodenlaser mit rechteckigem Strahlprofil, $r_{sx} = 1,4 \text{ mm}$, $r_{sy} = 2,5 \text{ mm}$, $P_L = 2100 \text{ W}$, $\lambda = 900 \text{ nm} - 1070 \text{ nm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, X6CrNiTi18-10, a_i klein

Auch diese Versuche wurden in der Simulation abgebildet. Die auf diese Weise berechneten Nahttiefen und die maximalen Temperaturen der Schmelzbadoberfläche sind in **Abbildung 49** dargestellt. Aufgrund des CO₂-Gehaltes im Prozessgas stieg die Aktivität a_O im Werkstoff an. Da dieser zuvor keine Aktivität hatte, änderte der Gradient der Oberflächenspannung dadurch sein Vorzeichen; es kam zu einer Umkehr der Strömungsrichtung.

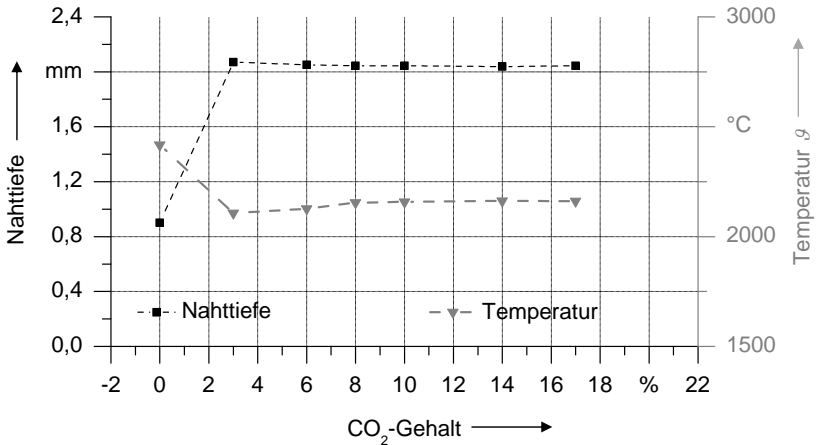


Abbildung 49: Berechnete Nahttiefe und Temperatur der Schmelzbadoberfläche in Abhängigkeit des CO₂-Anteiles im eingesetzten Ar-CO₂-Prozessgasgemisch; Parameter: rechteckige Wärmequelle, $r_{sx} = 1,4 \text{ mm}$, $r_{sy} = 2,5 \text{ mm}$, $P_L = 2100 \text{ W}$, $\lambda = 900 \text{ nm} - 1070 \text{ nm}$, $\eta_A = 0,4$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, X6CrNiTi18-10, $a_S = 0$; zur Berechnung des Sauerstoffgehaltes an der Nahtoberfläche wurden die in **Tabelle 13** für X6CrNiTi18-10 angegebenen empirisch ermittelten Konstanten verwendet.

In allen bisherigen Versuchen wurde der Anteil des CO₂ im Prozessgas von 0 % auf 4 % ohne weitere Zwischenstufen erhöht. Das Verhalten der beiden Zielgrößen in diesem Bereich ist daher unklar. Aus diesem Grund wurden weitere Versuche mit dem Werkstoff X6CrNiTi18-10 durchgeführt. Der CO₂-Anteil wurde dabei zwischen 0 % und 1 % in Schritten von etwa 0,25 % und zwischen 1 % und 20 % in Schritten von etwa 0,5 % erhöht. Da der CO₂-Anteil manuell über eine Mischbatterie eingestellt wurde, weichen die tatsächlich eingestellten Werte leicht von den Schritten ab. Bei diesen weiteren Versuchen diente der Faserlaser als Strahlquelle. Das heißt, dass sich die Wellenlänge und das Intensitätsprofil im Vergleich zu den bisherigen Versuchen zum Einfluss des CO₂-Gehaltes auf die Nahttiefe unterscheiden. Ursprünglich war es geplant, durch die Variation der Strahlquellen den Einfluss unterschiedlicher Wellenlängen und Strahlqualitäten zu untersuchen. Die Ergebnisse zeigen jedoch, dass sich dadurch an dem bisher beobachteten qualitativen Verhalten nichts ändert. Die Änderung der Wellenlänge und der Strahlkaustik hatten nur einen marginalen Einfluss auf die Nahtgeometrie beim Laserstrahl-

Wärmeleitungsschweißen. In **Abbildung 50** ist der gemessene Verlauf der Nahttiefe und der maximalen Schmelzbadtemperatur dokumentiert. Bereits bei einem geringen Anteil von CO_2 steigt die Nahttiefe deutlich an, bevor sie bei etwa 3 % CO_2 in Sättigung geht. Anhand der Schlifffbilder kann nachvollzogen werden, wie sich die Nahtgeometrie von einer Typ-A-Naht zunächst in eine Typ-C- und dann in eine Typ-B-Naht ändert (vgl. **Abbildung 16**). Wie bereits mit **Abbildung 48** belegt, ging auch in diesem Fall die Temperatur der Schmelzbadoberfläche mit zunehmendem CO_2 -Gehalt deutlich zurück.

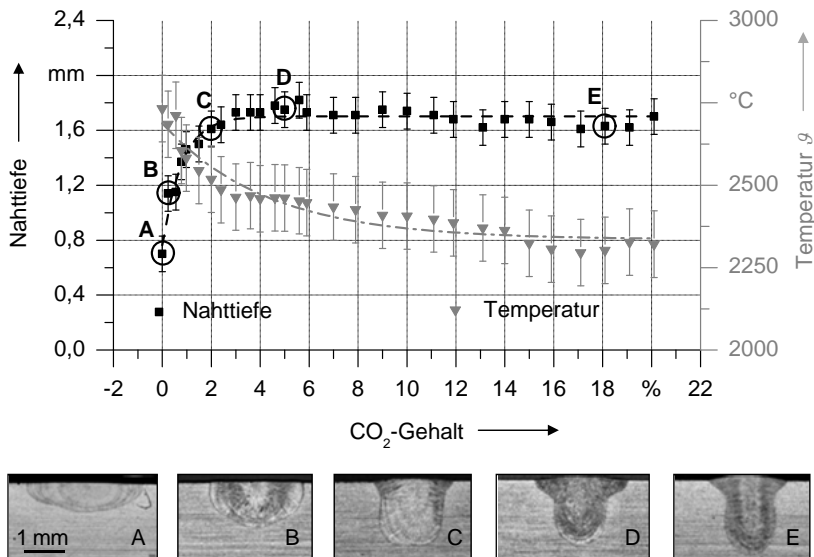


Abbildung 50: Änderung der Nahttiefe und der maximalen Schmelzbadtemperatur in Abhängigkeit des CO_2 -Gehaltes des Ar- CO_2 -Prozessgases; A: 0 % CO_2 , B: 0,55 % CO_2 , C: 2 % CO_2 , D: 4,6 % CO_2 , E: 18,1 % CO_2 ; Parameter: Faserlaser, $P_L = 1,5 \text{ kW}$, $\lambda = 1070 \text{ nm}$, $v = 0,5 \text{ m/min}$, $\alpha_1 = 18^\circ$ (schleppend), $d_s = 1,8 \text{ mm}$, X6CrNiTi18-10, a_i klein

Eine naheliegende Erklärung für den Rückgang der Schmelzbadtemperatur ist, dass die oxidierte Nahtoberfläche einen anderen Emissionskoeffizienten besitzt als der eigentliche Werkstoff. Tatsächlich entspricht nach dem Kirchhoffschen Strahlungsgesetz die Emission ε eines Körpers dessen Absorptionsgrad η_A (HECHT 2001, S. 935). Kalorimetrische Messungen beweisen aber, dass η_A durch die Oxidation der

Nahtoberfläche zunimmt (ZAEH ET AL. 2009). Daher muss auch der Emissionsgrad ansteigen. Das Pyrometer errechnet die Temperatur aus der gemessenen Strahlungsleistung P_S . Nach dem Stefan-Boltzmann-Gesetz gilt $P_S \sim \varepsilon$. Wird der Emissionskoeffizient aufgrund der Oxidation größer, so misst das Pyrometer eine größere Strahlungsleistung P_S . Für die Berechnung der Temperatur verwendet das Auswertungsprogramm aber einen festen voreingestellten Emissionskoeffizienten. Das bedeutet, dass durch den größeren Emissionskoeffizienten kein Rückgang, sondern ein Anstieg der Schmelzbadtemperatur zu erwarten ist.

Um die beobachteten Ergebnisse zu erklären, wurde der WS-Prozess erneut mit dem in Abschnitt 4 beschriebenen Finite-Elemente-Modell (FEM) simuliert. Die Ergebnisse sind in **Abbildung 51** dargestellt. Wird in dem Modell der CO_2 -Anteil

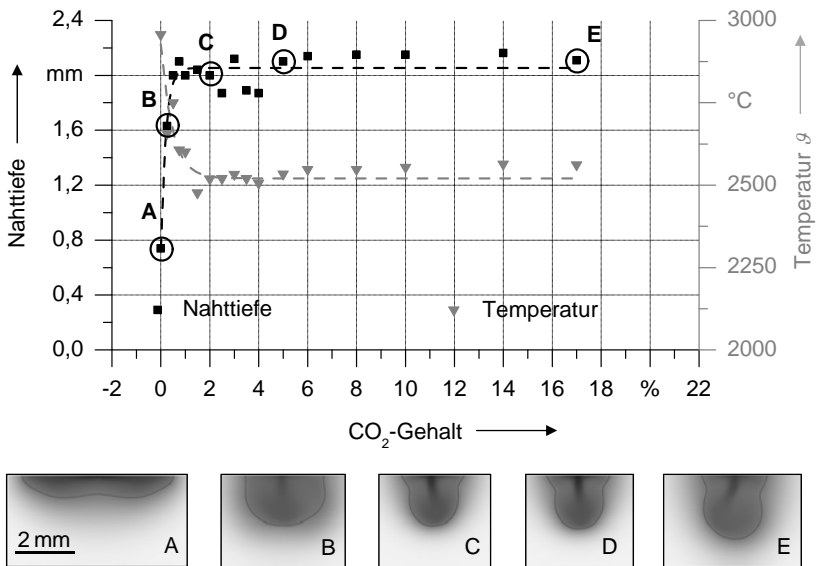


Abbildung 51: Berechnete Änderung der Nahttiefe und der maximalen Schmelzbadtemperatur in Abhängigkeit des CO_2 -Gehaltes des Ar- CO_2 -Prozessgases; A: 0 % CO_2 , B: 0,25 % CO_2 , C: 2 % CO_2 , D: 5 % CO_2 , E: 17 % CO_2 ; Parameter: normalverteilte Wärmequelle, $\eta_A = 0,35$, $P_L = 1,5$ kW, $v = 0,5$ m/min, $d_S = 1,8$ mm, X6CrNiTi18-10, Aktivität $a_S = 0$; zur Berechnung des Sauerstoffgehaltes an der Nahtoberfläche wurden die in Tabelle 13 für X6CrNiTi18-10 angegebenen empirisch ermittelten Konstanten verwendet.

erhöht, so führt dies in einem Bereich von 0 % bis 2 % CO₂ zu einer Zunahme der Nahttiefe. Anhand der berechneten Nahtformen in **Abbildung 51** ist zu erkennen, dass die Zunahme der Nahttiefe mit einer Strömungsänderung vom Typ A über den Typ C zum Typ B einhergeht. Oberhalb dieses Bereichs ergab die Simulation keine wesentliche Änderung der Nahttiefe und der -geometrie. In **Abbildung 51** ist zusätzlich zu der Nahttiefe auch die errechnete maximale Temperatur der Schmelzbadoberfläche aufgetragen. Diese wurde mit einem zunehmenden CO₂-Gehalt zunächst kleiner und blieb ab etwa 2 % CO₂ konstant. Ein Rückgang der Schmelzbadtemperatur wird, wie bereits in Abschnitt 5.2, sowohl in den Experimenten als auch in den Simulationen immer dann beobachtet, wenn es zu einer Strömungsumkehr von auswärts (Typ A) zu einwärts gerichteter Strömung (Typ B) kommt.

Antwort auf die 3. Forschungsfrage: Ein CO₂-Anteil im Ar-CO₂-Prozessgasgemisch erhöht die Aktivität der Grenzschicht. Die Zunahme des Sauerstoff-Stoffmengenanteiles an der Nahtoberfläche in Abhängigkeit des CO₂-Anteiles kann mit einer Exponentialfunktion beschrieben werden. Durch diese lässt sich die zusätzlich in die Schmelze eingebrachte Aktivität berechnen. Deren Einfluss kann mittels einer Erweiterung der Gleichung der Oberflächenspannung um einen zusätzlichen Adsorptionsvorgang beschrieben werden.

Antwort auf die 4. Forschungsfrage: Die berechneten und die experimentellen Ergebnisse zeigten, dass ein Anteil von 2 % bis 4 % CO₂ im Ar-CO₂-Prozessgasgemisch ausreichend ist, um eine Naht von einer Typ-A-Naht in eine Typ-B-Naht zu ändern und dadurch die Nahttiefe zu erhöhen. Auf dem Markt verfügbare Schweiß-Prozessgase haben deutlich höhere Anteile von CO₂. Der Vorteil eines geringeren CO₂-Anteils ist, dass erheblich weniger Oxidationseffekte auftreten. Insbesondere bei hochlegierten Stählen ist das von enormer Bedeutung.

5.5 Zusammenfassung

In Abschnitt 5.2 wird veranschaulicht, dass die Aktivität und damit die Schmelzbadströmung eines Werkstoffes durch Zusatzwerkstoffe geändert werden kann. Um deren Einfluss auf die Aktivität zu untersuchen, wurden die in Abschnitt 4.2 beschriebenen Edelmehle mit verschiedenen Zusatzwerkstoffen geschweißt und die Versuche durch Simulationen nachgebildet. Bei einer kleinen Aktivität a_i des Werkstoffes steigerten alle verwendeten Zusatzwerkstoffe die Nahttiefe. In der Simulation erzeugte eine Erhöhung der Aktivität denselben Effekt. Anhand der resultierenden Nahtformen aus ersten Versuchsreihen wurden die Aktivitäten der Zusatzwerk-

stoffe in *mittel* und *groß* eingeteilt. Dann wurde die Wirkung dieser Zusatzwerkstoffe auf die Naht eines Werkstoffes mit einer hohen Aktivität a_i untersucht. Eine Erhöhung der Nahttiefe durch Zusatzwerkstoffe mit einer als *groß* kategorisierten Aktivität wurde nicht beobachtet. In der Simulation hatte nach einer Erhöhung der Aktivität von $a_i = 0$ ppm auf 50 ppm deren weitere Erhöhung ebenfalls keinen Effekt mehr auf die Nahttiefe. Da die Aktivität des Werkstoffes bereits als *groß* eingestuft war, wurde vermutet, dass einige Zusatzwerkstoffe diese reduzieren können. Das hätte zur Folge, dass die Nahtform von einer Typ-B- (tief) in eine Typ-A-Naht (flach) übergeht und die Nahttiefe reduziert wird. Der Effekt konnte in den Experimenten jedoch nicht beobachtet werden. Änderte sich durch eine Zunahme der Aktivität a_i die Naht von einer Typ-A- zu einer Typ-B-Naht, kam es sowohl in den Experimenten als auch in den Simulationen zu einem Rückgang der maximalen Temperatur der Schmelzbadoberfläche. Die Simulation zeigte bei einer Erhöhung der Aktivität wegen der sich dadurch ändernden Schmelzbadströmung das gleiche Verhalten.

Die maximale Temperatur T_{max} hatte einen erheblichen Einfluss auf die Nahttiefe. Bei einem Werkstoff mit einer großen Aktivität a_i besitzt die Oberflächenspannung ein temperaturabhängiges Maximum bei T_{krit} . In diesem Fall konnten in Abhängigkeit von T_{max} Typ-A-Nähte (flach) in Typ-B-Nähte (tief) und umgekehrt geändert werden. Ursächlich hierfür ist, dass sich aufgrund der Temperatur der Gradient der Oberflächenspannung und damit über den Marangoni-Effekt die Schmelzbadströmung ändern. PITSCHENEDER ET AL. (1996) veröffentlichten vergleichbare Ergebnisse für Punktschweißungen. Bei Werkstoffen mit einer kleinen Aktivität a_i führte eine Änderung der maximalen Schmelzbadtemperatur zu keiner Änderung der Nahtgeometrie, da der Gradient der Oberflächenspannung konstant war und daher von der T_{max} nicht beeinflusst wird.

EDX-Messungen belegten einen mit dem CO_2 -Gehalt im Prozessgasgemisch ansteigenden Sauerstoff-Stoffmengenanteil an der Nahtoberfläche. Diese Zunahme wurde in Abhängigkeit des CO_2 -Gehaltes in einem Ar- CO_2 -Gemisch mit einer empirisch bestimmten Exponentialfunktion beschrieben. Um den Einfluss des CO_2 -Gehaltes der Atmosphäre in der Simulation abzubilden, wurde die Beschreibung der Oberflächenspannung mit dieser empirisch ermittelten Exponentialfunktion erweitert.

Der Effekt von CO_2 im Prozessgas auf die Nahttiefe wurde an drei Werkstoffen untersucht. Ein Werkstoff hatte eine kleine und zwei eine hohe Aktivität a_i . Wurde ersterer verwendet, konnte mit aktiven Prozessgasen die Nahttiefe mehr als verdop-

pelt werden (**Abbildung 48**). Dieser Effekt wurde mit der Simulation qualitativ gut nachvollzogen. Die berechneten und die beobachteten Ergebnisse wiesen beide einen Anstieg der Nahttiefe bis zu einem CO_2 -Gehalt von etwa 3 % auf (vgl. **Abbildung 51**). Das Ansteigen der Nahttiefe wurde in der Simulation von einer Strömungsumkehr (Typ-A- zu Typ-B-Strömung) begleitet (siehe **Abbildung 16** und **Abbildung 51**). Hatte der Werkstoff jedoch eine hohe Aktivität, wurde experimentell keine signifikante Änderung der Nahttiefe beobachtet (**Abbildung 46**) oder mit der Simulation berechnet (**Abbildung 47**). Die Simulation verdeutlichte, dass die Strömung bereits wegen der hohen Aktivität des Werkstoffes nach innen gerichtet war. Die weitere Erhöhung der Aktivität durch einen CO_2 -Anteil in der Prozessatmosphäre hatte keinen Einfluss mehr auf die Nahttiefe. Ein Beleg für die gute Übereinstimmung der Simulationen und der Experimente ist der Verlauf der maximalen Temperatur der Schmelzbadoberfläche. Kehrete sich aufgrund des CO_2 -Anteiles im Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch die Strömung der Schmelze um, so kam es auch hier zu einer Änderung der maximalen Schmelzbadtemperatur an der Oberfläche (vgl. **Abbildung 51**). Dabei wurde, wie in den Simulationen auch, in allen Experimenten ein signifikanter Temperaturrückgang beobachtet, sobald sich die Strömungsrichtung bzw. die Nahtgeometrie von einer Typ-A- zu einer Typ-B-Naht änderte.

Die guten Übereinstimmungen zwischen den Experimenten und der Simulation belegen, dass die beobachteten Effekte tatsächlich auf eine Änderung der Oberflächenspannung und der Marangoni-Konvektion zurückzuführen sind. Das Prozessverständnis, aus dem heraus die Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe abgeleitet wurden, wird somit durch die Experimente bestätigt. Im nächsten Kapitel soll jetzt die Bedeutung der Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe im Vergleich mit weiteren Einflussgrößen, wie der Laserleistung oder der Vorschubgeschwindigkeit, dargestellt werden. Außerdem wird geprüft, ob der Einfluss der Marangoni-Konvektion auf die Naht bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten zurück geht und damit der Einsatzbereich der Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe prinzipiell auf geringe Vorschubgeschwindigkeiten beschränkt ist.

6 Bedeutung der untersuchten Methoden und der Vorschubgeschwindigkeit

6.1 Allgemeines

Kapitel 5 dokumentiert, dass Zusatzwerkstoffe, die Temperatur und das Prozessgas einen deutlichen Einfluss auf die Nahttiefe ausüben. Durch den Vergleich der Ergebnisse aus den Experimente mit den Simulationsergebnissen wurde dieser auf eine Änderung der Oberflächenspannung und der Marangoni-Konvektion zurückgeführt. Um die Bedeutung der Einflussgrößen Zusatzwerkstoff, Temperatur und Prozessgas für die Nahtgeometrie im Verhältnis zu den Einflussgrößen Laserleistung P_L und Vorschubgeschwindigkeit v darzustellen, wird in Abschnitt 6.2 eine Effektanalyse beschrieben, die im Rahmen der Arbeit durchgeführt wurde.

Der Marangoni-Effekt verursacht eine Kraft, welche die Schmelze beschleunigt. Dieser Vorgang benötigt Zeit. Wird ein Prozess mit einer hohen Vorschubgeschwindigkeit gefahren, ist es denkbar, dass die Schmelze durch den Marangoni-Effekt kaum noch beschleunigt werden kann. Der Einfluss der Marangoni-Konvektion auf die Nahttiefe bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten würde dann zurück gehen. Um das experimentell zu prüfen, wurden die Versuche in Abschnitt 6.3 in Anlehnung an die in Abschnitt 2.1 beschriebenen Simulationen von FUHRICH ET AL. (2001) durchgeführt.

6.2 Effektanalyse

In diesem Abschnitt werden die Effekte der drei Methoden auf die Nahtform mit denen der Laserleistung und der Vorschubgeschwindigkeit verglichen. Die jeweiligen Auswirkungen der Einflussgrößen wurden mit einem vollfaktoriellen 2^5 -Versuchsplan nach der bei SIEBERTZ ET AL. (2010, S. 122 ff.) beschriebenen Methode der Effektanalyse untersucht. Die Einflussgrößen sind in **Tabelle 14** zusammen mit den verwendeten Stufen angegeben. Für die Bestimmung des Versuchsumfanges wurde, wie in SIEBERTZ ET AL. (2010, S. 125), zunächst das α_R -Risiko, das β_R -Risiko, die zu erkennende Effektgröße Δ_E und die Standardabweichung σ_S festgelegt. Dabei ist das α_R -Risiko das Risiko, einen Effekt zu beobachten, der nicht signifikant ist. α_R wurde hier mit 5 % gewählt. Das β_R -Risiko ist das Risiko, einen Effekt nicht zu beobachten, der signifikant ist. β_R wurde mit 10 % festgesetzt. Die

sogenannte Power, das heißt, die Wahrscheinlichkeit, eine signifikante Änderung zu erkennen, lag damit bei 90 % (SIEBERTZ ET AL. 2010, S. 122).

Tabelle 14: In der Effektanalyse betrachtete Einflussgrößen und deren Stufen

Einflussgröße	Stufe „-1“	Stufe „1“
Prozessgas (CO ₂)	0 %	4 %
Laserleistung (P_L)	1500 W	2000 W
Vorschubgeschwindigkeit (v)	1 m/min	0,5 m/min
Zusatzdraht (QuMed I)	ohne	mit
Spotdurchmesser (d_S)	3 mm	1,5 mm

Der Versuchsplan wurde auf die Nahttiefe als Zielgröße ausgelegt. Die Effektgröße Δ_E war daher die erwartete Änderung der Nahttiefe, die beobachtbar sein sollte. Hier wurde $\Delta_E = 0,06$ mm gewählt. Als Standardabweichung σ_S wurde die in Abschnitt 4.2 angegebene geschätzte Standardabweichung $s_M = 0,0599$ mm des Mittelwertes der Nahttiefe verwendet. Der Quotient aus der zu beobachtenden Effektgröße Δ_E und der erwarteten Standardabweichung σ_S ist damit gleich eins. Aus der von SIEBERTZ ET AL. (2010, S. 125) angegebene Tabelle ergab sich die benötigte Anzahl der Versuche pro Stufe. Für die hier berechneten und angenommenen Werte war die minimale Versuchszahl pro Stufe $N_S = 23$. Ein vollfaktorieller 2^5 -Versuchsplan besteht aus $N_V = 32$ Versuchen, d. h. 16 Versuchen pro Stufe. Aus diesem Grund wurde der 2^5 -Versuchsplan zwei Mal wiederholt. Das bedeutet, dass jede Stufe insgesamt $N_S = 32$ Mal enthalten war. Damit wurden die festgelegten Grenzwerte der Risiken, einen Effekt falsch zu interpretieren, eingehalten. Der verwendete Versuchsplan befindet sich im Anhang. Neben der Nahttiefe waren die Nahtbreite und die Querschnittsfläche der Naht weitere Zielgrößen. Da die erwarteten Änderungen der Nahtbreite und der Querschnittsfläche jedoch in derselben Größenordnung wie die Nahttiefe lagen, war es nicht notwendig, für jede Zielgröße einen eigenen Versuchsplan zu erstellen.

Der Haupteffekt HE einer Einflussgröße auf eine Zielgröße wird nach SIEBERTZ ET AL. (2010) wie folgt berechnet:

$$HE = MW(-) - MW(+) \quad (6-1)$$

mit

- HE*: Haupteffekt einer Einflussgröße auf eine Zielgröße
MW(-): Mittelwert der Zielgröße bei allen mit „-“ kodierten Stufen
MW(+): Mittelwert der Zielgröße bei allen mit „+“ kodierten Stufen

Der verwendete Werkstoff war der in Abschnitt 4.1 beschriebene Stahl X6CrNiTi18-10 mit einer kleinen Aktivität a_i .

Die Änderung des Mittelwertes der Nahttiefe durch die in **Tabelle 14** angegebenen Stufen ist in **Abbildung 52** dargestellt. Es wird deutlich, dass eine Änderung der Laserleistung P_L den größten Einfluss auf den Mittelwert der Nahttiefe hat. Der Einfluss des in das Ar beigemischten CO_2 war vergleichbar mit dem Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit v und des Zusatzwerkstoffes. Hervorzuheben ist, dass eine kleinere Intensität bzw. ein größerer Spotdurchmesser zu einer höheren mittleren Nahttiefe führte.

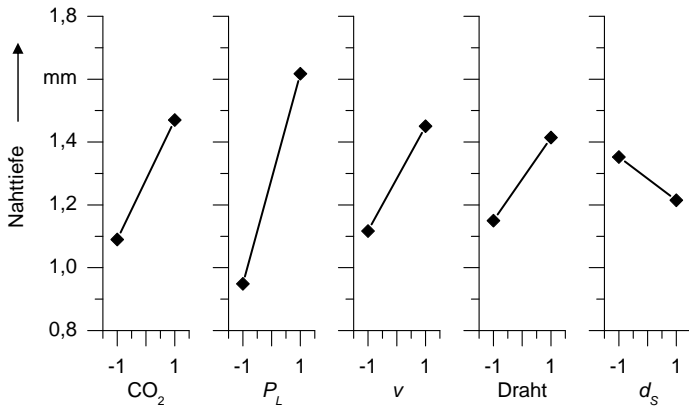


Abbildung 52: Über den Stufen aufgetragener Mittelwert (MW) der Nahttiefe für die Einflussgrößen (von links nach rechts) Prozessgas (CO_2), Laserleistung (P_L), Vorschubgeschwindigkeit (v), Zusatzdraht QuMed I (Draht) und Spotdurchmesser (d_s); verwendeter Werkstoff: Stahl X6CrNiTi18-10; die Kodierung der Stufen ist in **Tabelle 14** aufgeschlüsselt.

Wird statt der mittleren Nahttiefe die mittlere Nahtbreite betrachtet, so hat erneut die Laserleistung den größten Effekt (siehe **Abbildung 53**). Allerdings war der Ef-

fekt des beigemischten CO_2 , der Vorschubgeschwindigkeit und des Zusatzwerkstoffes nur geringfügig kleiner. Das beigemischte CO_2 und der verwendete Zusatzwerkstoff reduzierten die Nahtbreite deutlich, während eine höhere Laserleistung, eine kleinere Vorschubgeschwindigkeit sowie ein größerer Spotdurchmesser eine breitere Naht erzeugten. Der Rückgang der Nahtbreite durch das beigemischte CO_2 und den Zusatzwerkstoff kann auf die Änderung der Strömungsrichtung von auswärts nach einwärts gerichtet zurückgeführt werden. Die Reduzierung der Intensität durch einen größeren Spotdurchmesser erhöhte die Nahtbreite hingegen leicht. Der größere Spotdurchmesser hatte in diesem Fall einen stärkeren Einfluss auf die Nahtbreite als die Strömungsumkehr.

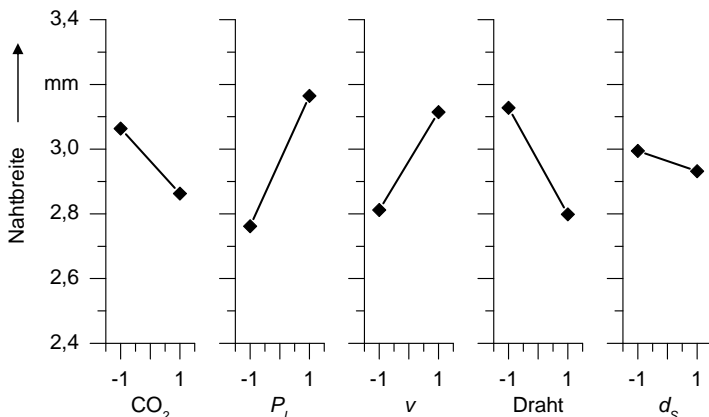


Abbildung 53: Über den Stufen aufgetragener Mittelwert (MW) der Nahtbreite für die Einflussgrößen (von links nach rechts) Prozessgas (CO_2), Laserleistung (P_L), Vorschubgeschwindigkeit (v), Zusatzdraht QuMed I (Draht) und Spotdurchmesser (d_s); verwendeter Werkstoff: Stahl X6CrNiTi18-10; die Kodierung der Stufen ist in **Tabelle 14** aufgeschlüsselt.

Die Laserleistung und die Vorschubgeschwindigkeit bewirkten durch eine Erhöhung der eingebrachten Energie eine Erhöhung der Nahttiefe und der Nahtbreite. Das CO_2 , der Zusatzwerkstoff und der Spotdurchmesser änderten die eingebrachte Energie nicht. Das beigemischte CO_2 führte nach ZAEH ET AL. (2009) nur zu einem leichten Ansteigen des Absorptionsgrades und damit der eingekoppelten Energie. Eine Zunahme der mittleren Querschnittsfläche aufgrund eines größeren Absorptionsgrades durch das CO_2 ist in **Abbildung 54** allerdings kaum zu erkennen. Das

beigemischte CO_2 und ein kleinerer Spottdurchmesser führten nur zu einer leichten Erhöhung der Querschnittsfläche. Eine größere Laserleistung und eine kleinere Vorschubgeschwindigkeit ließen die Querschnittsfläche durch die mehr eingebrachte Energie dagegen deutlich anwachsen. Der Zusatzwerkstoff vergrößerte ebenfalls die Querschnittsfläche, da zusätzliches Material aufgebracht wurde.

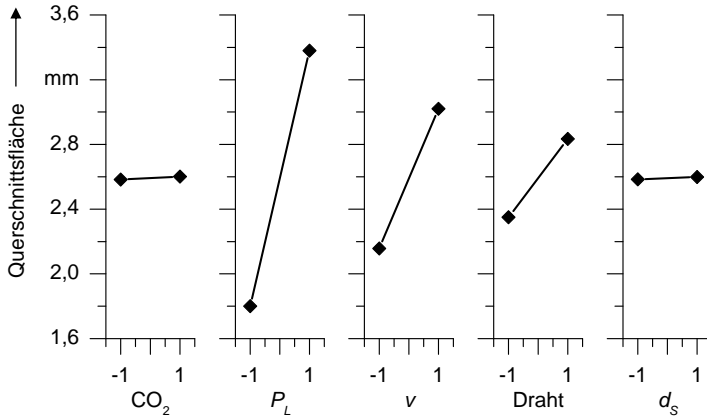


Abbildung 54: Über den Stufen aufgetragener Mittelwert (MW) der Querschnittsfläche für die Einflussgrößen (von links nach rechts) Prozessgas (CO_2), Laserleistung (P_L), Vorschubgeschwindigkeit (v), Zusatzdraht QuMed I (Draht) und Spottdurchmesser (d_s); verwendeter Werkstoff: Stahl X6CrNiTi18-10; die Kodierung der Stufen ist in **Tabelle 14** aufgeschlüsselt.

Alle Zielgrößen, die Nahttiefe, die Nahtbreite und die Querschnittsfläche, wurden wie in Kapitel 5 beschrieben durch die Größen Prozessgas, Laserleistung, Vorschubgeschwindigkeit, Zusatzwerkstoffe und Spottdurchmesser beeinflusst. Um Wechselwirkungen zwischen den Einflussgrößen ausschließen zu können, wurde der Versuchsplan auf Zweifach-Wechselwirkungen ausgewertet. Eine ausgeprägte Wechselwirkung zwischen den Einflussgrößen war jedoch nicht zu beobachten und wurde daher nicht ausgewertet.

Die Effektanalyse dokumentiert, dass eine Änderung der Oberflächenspannung über beigemischtes CO_2 , einen (aktiven) Zusatzwerkstoff oder den Spottdurchmesser bzw. die Temperatur der Schmelzbadoberfläche eine für das Schweißergebnis ähnliche Bedeutung hat, wie eine Erhöhung der Laserleistung oder eine Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit. Die Ergebnisse sind jedoch einzig in dem Parame-

terbereich gültig, der von den in **Tabelle 14** angegebenen Stufen aufgespannt wird. Sie sind außerdem von dem verwendeten Werkstoff abhängig. Hat dieser eine hohe Aktivität, ist zu erwarten, dass das CO₂-haltige Prozessgas und der Zusatzwerkstoff einen geringeren Einfluss haben.

6.3 Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Marangoni-Konvektion

Neben der generellen Bedeutung der drei abgeleiteten Methoden für die Nahttiefe und die restliche Nahtgeometrie ist es wichtig, den Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit zu klären. FUHRICH (2005) wies nach, dass die Marangoni-Konvektion mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit zurück geht. Aufgrund seiner Simulationsergebnisse ist davon auszugehen, dass bei Geschwindigkeiten größer 6 m/min die Marangoni-Konvektion auf die Schmelzbadströmung keinen Einfluss mehr hat. Um das experimentell zu überprüfen, wurden Schweißungen mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten und konstanter Streckenenergie E_s bei einwärts sowie auswärts gerichteter Marangoni-Konvektion durchgeführt. Verliert der Marangoni-Effekt bei hohen Geschwindigkeiten an Bedeutung, müssen sich die Nahtformen, wie von FUHRICH (2005) berechnet, immer mehr annähern. Die Schmelzbadströmung wurde hierfür durch Prozessgase kontrolliert. Der Verwendete Werkstoff war der Edelstahl X6CrNiTi18-10 mit einer kleinen Aktivität a_i . Wurde ein reines Ar-Prozessgas verwendet, kam es zu einer auswärts gerichteten Strömung. Ein Ar-CO₂-Prozessgasgemisch erzeugte eine einwärts gerichtete Strömung. FUHRICH (2005) modellierte für seine Simulationsrechnungen einen Tiefschweißprozess (TS). Um eine bessere Vergleichbarkeit zu gewährleisten, wurde daher in diesem Abschnitt statt eines Wärmeleitungsschweiß-(WS)-Prozesses ebenfalls ein TS-Prozess verwendet. Da es bei diesen Untersuchungen rein um die Wechselwirkung der Vorschubgeschwindigkeit mit dem Marangoni-Effekt ging, wurde nur die Schmelzbadschulter einer TS-Naht betrachtet. Beim TS von Edelstahl beeinflusst die Marangoni-Konvektion im Gegensatz zum WS kaum die Nahttiefe. Die Marangoni-Konvektion bestimmt jedoch, ob sich im Schulterbereich der Naht eine Kelchform genannte Form ausbildet oder nicht. In **Abbildung 55** sind beispielhaft zwei TS-Nahtgeometrien zu sehen. Die linke Naht ist im Schulterbereich vergleichbar mit einer Typ-B-Marangoni-Konvektion; die Strömung ist nach innen gerichtet. Die rechte Naht zeigt die sogenannte Kelchform. Sie entsteht, wenn im Schulterbereich durch den Marangoni-Effekt eine auswärts gerichtete Strömung vom Typ A zustande kommt (siehe auch **Abbildung 16**).



Abbildung 55: *Nahtquerschnitt eines Tiefschweißprozesses mit 96 % Ar + 4 % CO₂ (links) und mit 100 % Ar (rechts); Parameter: X6CrNiTi18-10 (a_i klein), Faserlaser mit $P_L = 2$ kW, $v = 3$ m/min, $r_s = 400$ μ m, $\alpha_1 = 18^\circ$ schleppend*

Um den Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit isoliert beobachten zu können, betrug die Streckenenergie E_s bei allen Versuchen 40 kJ/m. Die Geschwindigkeit wurde von 2 m/min bis 12 m/min variiert. Als Strahlquelle wurde der 8-kW-Faserlaser verwendet. Höhere Geschwindigkeiten als 12 m/min waren mit diesem Versuchsaufbau aufgrund der Leistungsobergrenze der Strahlquelle von 8 kW nicht möglich. Wenn die Marangoni-Konvektion bei größeren Geschwindigkeiten an Einfluss verliert, müssen sich die bei ein- und auswärts gerichteten Strömungen erzeugten Nahtbreiten mit steigenden Geschwindigkeiten annähern. In der Simulation von FUHRICH (2005) ist das, wie in Abschnitt 2.2 beschrieben, ab etwa 6 m/min der Fall. In **Abbildung 56** (links) ist der experimentell beobachtete Verlauf der Nahtbreiten über der Vorschubgeschwindigkeit dargestellt. Diese unterscheiden sich über den gesamten Geschwindigkeitsbereich deutlich. Die mit 4 % CO₂ erzeugte einwärts gerichtete Strömung resultierte in einer ca. 1,1 mm und die auswärts gerichtete Strömung in einer ca. 1,6 mm breiten Nahtoberfläche. Ein Rückgang des Einflusses der Marangoni-Konvektion im Schulterbereich konnte bis zu einer Vorschubgeschwindigkeit von 12 m/min nicht beobachtet werden.

Wird statt der Nahtbreite der Verlauf der Nahttiefe in **Abbildung 56** (rechts) betrachtet, ist kein wesentlicher Unterschied zwischen den beiden Kurven zu erkennen. Ihr Verlauf steigt mit der Vorschubgeschwindigkeit zunächst an. Ab ca. 8 m/min nähern sich beide Kurven einem konstanten Wert. Der Anstieg der Nahttiefe ist vermutlich darauf zurück zu führen, dass der konduktive Energietransport (Wärmeleitung) mit zunehmender Geschwindigkeit deutlich zurück geht.

Bei der Berechnung der Konfidenzintervalle in Abschnitt 4.2 wurde als Randbedingung für deren Übertragbarkeit auf anderer Parametersätze eine konstante Varianz der Ergebnisse vorausgesetzt. Diese ist bei den in **Abbildung 56** dargestellten Ergebnissen aufgrund des Tiefschweißprozesses nicht mehr gegeben. Die Fehlerbal-

ken in diesen Diagrammen stellen die zweifache Standardabweichung der aus jeweils drei Messwerten berechneten Normalverteilung dar.

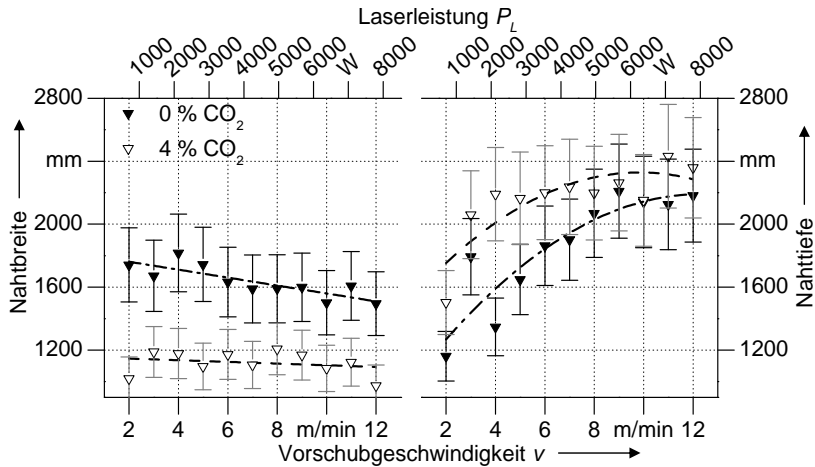


Abbildung 56: Änderung der Nahtbreite (links) und der Nahttiefe (rechts) in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit eines Tiefschweißprozesses mit konstanter Streckenenergie; Parameter: 96 % Ar + 4 % CO₂ oder 100 % Ar + 0 % CO₂ Prozessgasgemisch, X6CrNiTi18-10 (α_1 klein), Faserlaser, $E_L = 40$ kJ/m, $r_s = 400$ μ m, $\alpha_1 = 18^\circ$ schleppend

Die Marangoni-Konvektion hat im untersuchten Bereich einen erheblichen Einfluss auf die Schmelzbadströmung. Trotz hoher Geschwindigkeiten erzeugte die Strömung weiterhin die sogenannte Kelchform im Schulterbereich der Schweißnaht in Abhängigkeit des verwendeten Prozessgases (siehe **Abbildung 55**). Bis 12 m/min konnte experimentell keine Einflussgrenze der Marangoni-Konvektion festgestellt werden.

6.4 Zusammenfassung

Kapitel 6 belegt, dass die Methoden zur Erhöhung der Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen in ihrer Wirkung einer Erhöhung der Laserleistung oder einer Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit ähnlich sind. Dabei wird durch die hier vorgestellten Methoden der Energieeintrag in das Bauteil nicht erhöht. Das bietet unter anderem die Möglichkeit, auch in der Nähe der Tiefschweiß-Schwelle die

Nahttiefe noch zu erhöhen, ohne die Schwelle zu überschreiten und ins Tiefschweißen zu kommen. Im nächsten Kapitel wird anhand eines Anwendungsbeispiels veranschaulicht, welchen Nutzen die Erhöhung der Nahttiefe durch die Marangoni-Konvektion in der Praxis bietet.

7 Anwendungsbeispiel

Wie bereits in Abschnitt 1.1 erwähnt, sind Faser- und Scheibenlaser im Vergleich mit CO₂-Lasern zwar energieeffizienter, liefern jedoch bei Tiefschweiß-(TS)-Prozessen häufig qualitativ schlechtere Ergebnisse. In vielen Anwendungsfällen spielt das keine oder nur eine untergeordnete Rolle. Erfordert die Anwendung einen spritzerfreien Prozess, stehen Anwender allerdings häufig vor dem Dilemma, sich zwischen einer energieeffizienten Strahlquelle oder einem qualitativ hochwertigen Prozess entscheiden zu müssen. Ein Beispiel hierfür ist das Schweißen eines Wärmetauschers zur Abgasrückführung mit einem Faserlaser. An dem Bauteil waren die abgasführenden Rohre in **Abbildung 57** (links) mit einem aufgesetzten Endstück zu verschweißen. Anforderungen an den Schweißprozess waren: keine Verunreinigung der Rohre durch Spritzer, eine Durchschweißung sowie eine dichte Naht.

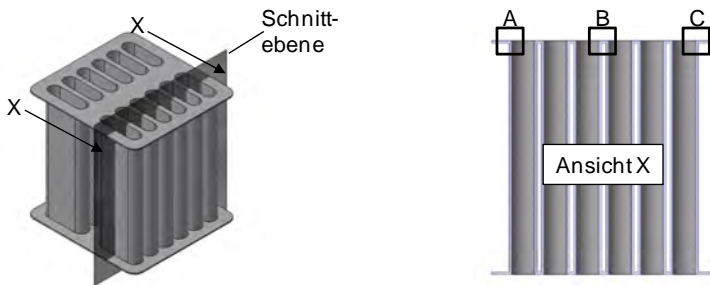


Abbildung 57: Skizze des zu schweißenden Wärmetauschers mit Schnittebene (links) und Schnittansicht (rechts) mit den beispielhaft markierten Fügezonen A, B und C

Zunächst wurde das Bauteil mit einem TS-Prozess gefügt. Ein beispielhafter Querschliff einer so erzeugten Naht ist in **Abbildung 58** (B) zu sehen. Dieser wurde an der in **Abbildung 57** (rechts) markierten Fügezone B entnommen. Nach dem Prozess befanden sich nicht tolerierbare Spritzer auf der Rohrinne-Seite. Eine absolute Sicherheit, keine Spritzer zu erzeugen, war in diesem Fall nur mit einem WS-Prozess gegeben. Außerdem kam hinzu, dass die dünnen Rohrwände der Abgaskanäle wegen der hohen Intensitäten während des TS-Prozesses teilweise durch Verdampfung des Werkstoffes geschädigt waren. Aus diesem Grund wurde die Intensität reduziert und das Bauteil letztendlich mit einem WS-Prozess geschweißt.

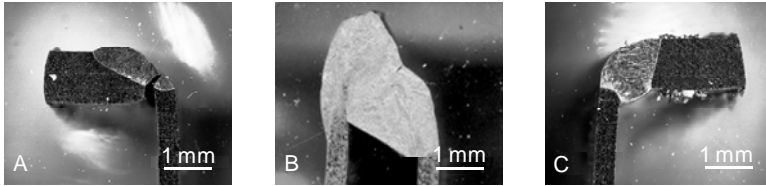


Abbildung 58: Querschliffe der mit unterschiedlichen Parametern geschweißten Fügezonen A, B und C (siehe **Abbildung 57** rechts);
 A: $I < 10^6$ W/cm², Prozessgas 100 % Ar; B: $I > 10^6$ W/cm², Prozessgas Luft; C: $I < 10^6$ W/cm², Prozessgas Ar-CO₂-Gemisch;
 Werkstoff: X6CrNiTi18-10 (a_i klein)

Mit Intensitäten unterhalb der Tiefschweißschwelle bei ca. 10^6 W/cm² wurden zunächst optisch gute Nähte erzeugt. Bei Betrachtung der Querschliffe fiel jedoch auf, dass die Nahttiefe nicht ausreichte, um das Rohr vollständig an das Endstück anzubinden (**Abbildung 58** A). Der Querschliff in **Abbildung 58** (A) wurde aus der in **Abbildung 57** (rechts) markierten Fügezone A entnommen. Die flache Naht kann eindeutig einem Strömungsregime vom Typ A zugeordnet werden (vgl. Abschnitt 2.2). Das bedeutet, dass der Werkstoff eine kleine Aktivität a_i hat und die Oberflächenspannung wie in **Abbildung 6** mit steigender Temperatur linear fällt. Im Zentrum der Schmelze ist diese daher immer kleiner als am Rand der Schmelze. Wie in Abschnitt 1.2.3 geschildert, entsteht somit eine auswärts gerichtete Strömung. Entsprechend den Ergebnissen in Kapitel 5 kann die Aktivität durch Prozessgase oder Zusatzwerkstoffe erhöht werden. Das führt zu einer Änderung des temperaturabhängigen Verlaufes der Oberflächenspannung (vgl. **Abbildung 10**). Eine Anpassung der Schmelzbadtemperatur über den Spotdurchmesser war aufgrund der kleinen Aktivität a_i , die bei Typ-A-Nähten vorliegen muss, nicht möglich. Über eine Schutzgaszuführung, die in der Spannvorrichtung bereits integriert war, wurde daher ein CO₂-haltiges Prozessgasgemisch zugeführt. Bei einer Schweißung mit ansonsten identischen Prozessparametern wie in **Abbildung 58** (A) entstand der Querschliff in **Abbildung 58** (C). Dieser wurde in **Abbildung 57** (rechts) aus der als Fügezone C markierten Stelle entnommen. Es ist gut zu erkennen, dass im Vergleich zu **Abbildung 58** (A) die Nahtbreite reduziert und die Nahttiefe erhöht wurde. Der Stoß zwischen der Rohrwand und dem Steg des Endstückes war vollständig angebunden, ohne dass die Kontur von Steg und Rohrwand beschädigt wurde. Das Bauteil war nach dem Prozess spritzerfrei.

Mit dem Anwendungsbeispiel wird belegt: Bei WS-Prozessen kann die Nahtgeometrie über eine Änderung der Oberflächenspannung angepasst werden. Die Ober-

flächenspannung ist daher ein nicht zu vernachlässigender Parameter. Das Wissen über das Verhalten der Oberflächenspannung und über Methoden, diese zu beeinflussen, hat es in dem hier dargestellten Fall ermöglicht, einen ressourceneffizienten Faserlaser bei einer gleichzeitig hohen Prozessqualität zum Schweißen des Bauteils einzusetzen.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Einfluss der Oberflächenspannung auf die Schmelzbadströmung beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen. Gradienten der Oberflächenspannung erzeugen eine Strömung, die den Wärme-Energietransport in Stahlschmelzen dominiert. Diese auch als Marangoni-Konvektion bekannte Strömung wird genutzt, um die Nahttiefe zu erhöhen. Der Stand der Wissenschaft und Technik dokumentiert, dass der prinzipielle Einfluss der Oberflächenspannung bzw. der Marangoni-Konvektion auf die Nahtgeometrie bereits mehrfach nachgewiesen wurde. In Abhängigkeit der Strömungsrichtung kann sich die Nahttiefe mehr als verdoppeln. Trotzdem wird die Oberflächenspannung bisher in der Praxis beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen nicht berücksichtigt. Der Hauptgrund hierfür ist, dass es aktuell keine Möglichkeiten gibt, diese zu ändern. Es wurden daher drei Methoden vorgestellt und untersucht, mit denen durch Ausnutzen des Marangoni-Effektes die Nahttiefe erhöht werden kann. Die erste Methode ist, durch Zusatzwerkstoffe eine Grenzschicht mit einer definierten Oberflächenspannung zu erzeugen. Bei der zweiten Methode wird die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung genutzt, um die Konvektion zu beeinflussen. Das Beimischen von CO_2 in ein Ar- CO_2 -Prozessgasgemisch ist die dritte Methode. Durch Oxidation gelangt Sauerstoff in die Schmelze. Dieser ändert dabei deren temperaturabhängigen Verlauf der Oberflächenspannung und die Konvektion in der Schmelze. Alle drei Methoden wurden aus dem Stand der Wissenschaft und dem in den Grundlagen (Abschnitt 1.2) vorgestellten Modell der Oberflächenspannung abgeleitet. Das gewählte Vorgehen zur Untersuchung der Methoden war, die jeweiligen Prozesse mit einem FEM-Programm abzubilden und die berechneten den experimentellen Ergebnissen gegenüberzustellen. Durch diese Vergleiche von Simulation und Experiment wurde nachvollzogen, ob beobachtete Effekte tatsächlich auf eine Änderung der Oberflächenspannung bzw. der Marangoni-Konvektion zurückzuführen sind. Trotz der komplexen Prozesswechselwirkungen konnte damit eine Fehlinterpretation der experimentellen Beobachtungen verhindert werden.

Erste Methode: Ändern der Legierungs- und Begleitelemente durch Zusatzwerkstoff

Ein Zusatzwerkstoff erzeugt eine zusätzliche Schicht an der Phasengrenze. Die Marangoni-Konvektion wird dann durch die Funktion der Oberflächenspannung

dieser Schicht bestimmt. Das Ziel der Versuche zu dieser Methode war, durch Zusatzwerkstoffe mit einer kleinen Aktivität eine auswärts gerichtete Schmelzbadströmung (flache Naht) und durch Zusatzwerkstoffe mit einer hohen Aktivität eine einwärts gerichtete Schmelzbadströmung (tiefe Naht) zu erzwingen. Im Rahmen der hier vorliegenden Arbeit war es allerdings nicht möglich, hierfür spezielle Zusatzwerkstoffe herzustellen. Daher wurden verfügbare Zusatzdrähte sowie Pulver eingesetzt und diese anhand der resultierenden Nahtform im Hinblick auf ihre Aktivität a_i kategorisiert. Wurde deren Aktivität als groß eingestuft, so war es problemlos möglich, einwärts gerichtete Strömungen zu erzeugen, welche die Nahttiefe deutlich vergrößerten. Allerdings reduzierten in keinem der Versuche die Zusatzwerkstoffe die Nahttiefe bzw. erzwangen eine auswärts gerichtete Schmelzbadströmung. Eine mögliche Erklärung dafür ist, dass die verfügbaren Zusatzwerkstoffe hierfür nicht geeignet und deren Aktivitäten in allen Fällen zu groß waren. In der Simulation wurde der Effekt der Zusatzwerkstoffe durch Variieren der Aktivität des modellierten Werkstoffes nachgebildet. Damit war es möglich, die experimentell beobachteten Nahtformen gut abzubilden und diese unterschiedlichen Aktivitäten bzw. Oberflächenspannungen zuzuordnen. Aus der Simulation geht außerdem hervor, dass zum Erzwingen einer auswärts gerichteten Strömung (flache Naht) der verwendete Zusatzwerkstoff eine maximale Aktivität von $a_i = 15$ ppm haben darf, was sehr gering ist.

Zweite Methode: Anpassen der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche durch den Spotdurchmesser

Bei der zweiten Methode wird die Temperatur an der Schmelzbadoberfläche angepasst, um so den Gradienten der temperaturabhängigen Oberflächenspannung zu ändern. Das ist möglich, wenn der Werkstoff eine signifikante Aktivität a_i besitzt. Nur dann hat der Verlauf der Oberflächenspannung bei der kritischen Temperatur T_{krit} ein Maximum und das Vorzeichen sowie der Betrag des Gradienten der Oberflächenspannung sind abhängig von der Temperatur. Im einfachsten Fall kann dann die Maximaltemperatur der kritischen Temperatur T_{krit} angepasst werden, um die Nahttiefe zu erhöhen. Zum Überprüfen der Methode wurde in einer inerten Ar-Atmosphäre geschweißt und der Spotdurchmesser d_s variiert. Es wurde nachgewiesen, dass bei größeren Spotdurchmessern und konstanter Laserleistung die maximale Temperatur aufgrund der kleineren Intensität sinkt. Alleine durch diesen Effekt wurde bei dem Werkstoff mit einer großen Aktivität die Nahttiefe um 44 % erhöht. Simulationsergebnisse lieferten sogar eine Erhöhung der Nahttiefe um 56 %. Wurde ein Werkstoff mit einer kleinen Aktivität verwendet, war mit derselben Methode sowohl in der Simulation als auch experimentell kein signifikanter Anstieg der

Nahttiefe zu beobachten. Insgesamt wurde eine deutliche Abhängigkeit der Nahtgeometrie und damit auch der Schmelzbadströmung von der maximalen Schmelzbadtemperatur an der Nahtoberfläche nachgewiesen. Der beobachtete Einfluss des Spotdurchmessers wurde mit Hilfe der Simulation eindeutig auf die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung zurückgeführt.

Dritte Methode: Beimischen von CO₂ in das Prozessgas

Dass CO₂ in der Prozessatmosphäre die Nahttiefe steigern kann, geht aus dem Stand der Wissenschaft hervor. Es war bisher allerdings nicht möglich, zu klären, ob dieser Einfluss durch eine Änderung der Aktivität und damit der Oberflächenspannung beschrieben werden kann. Experimentell wurde beobachtet, dass der Sauerstoff-Stoffmengenanteil der Nahtoberfläche mit dem CO₂-Gehalt der Prozessatmosphäre zunimmt. Wegen der Aktivität des Sauerstoffes ändert sich der Verlauf der Oberflächenspannung. Dieser Effekt wurde in deren mathematischer Beschreibung berücksichtigt und bei der Modellierung der Marangoni-Konvektion verwendet. Damit konnte mit dem Simulationsmodell der Einfluss des CO₂-Gehaltes in der Prozessatmosphäre abgebildet werden. In Abhängigkeit des verwendeten Werkstoffes änderten variierende CO₂-Anteile in einem Ar-CO₂-Prozessgas die Nahttiefe erheblich. Der größte Einfluss auf die Nahtgeometrie war bei Edelstählen zu beobachten. Diese haben eine geringe Wärmeleitfähigkeit, was die Bedeutung der Schmelzbadströmung im Vergleich zu dem konduktiven Energietransport (Wärmeleitung) für die Nahtgeometrie erhöht. Weiter war es wichtig, ob der Werkstoff bereits eine Aktivität a_i hatte. Insgesamt ist eine eindrucksvolle Übereinstimmung zwischen dem erweiterten Simulationsmodell und den Experimenten festzustellen. Bei dem Vergleich zwischen den berechneten und den experimentellen Ergebnissen wurden die Nahttiefe und die maximale Temperatur an der Nahtoberfläche ausgewertet. Eine Erhöhung des CO₂-Gehaltes der Prozessatmosphäre erhöhte in der Simulation die Aktivität der Oberflächenspannung und führte zu qualitativ identischen Änderungen der Messgrößen wie in den Experimenten. Der Effekt des CO₂-Gehaltes in der Ar-CO₂-Atmosphäre konnte durch die Simulation mit einer Änderung der Aktivität und damit der Funktion der Oberflächenspannung erklärt werden.

Effektanalyse und Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Marangoni-Konvektion

Um den Einfluss der Oberflächenspannung darzustellen, wurde der Effekt der drei Methoden mit dem Effekt einer Änderung der Laserleistung sowie der Vorschubgeschwindigkeit verglichen. Ein vollfaktorieller Versuchsplan wurde abgearbeitet und

die Ergebnisse im Hinblick auf die Effekte der Einflussgrößen auf die Zielgrößen Nahttiefe, Nahtbreite und Querschnittsfläche der Naht ausgewertet. Die Ergebnisse dokumentieren, dass die Ansätze in ihrer Bedeutung für die Nahttiefe beim Wärmeleitungsschweißen bei den gewählten Prozessparametern mit einer Erhöhung der Laserleistung um 500 W sowie einer Halbierung der Vorschubgeschwindigkeit gleichzusetzen sind.

Neben den drei Methoden betrachtet die Arbeit den Einfluss großer Vorschubgeschwindigkeiten auf die Marangoni-Konvektion. Bisherige Arbeiten sind davon ausgegangen, dass der Einfluss der Oberflächenspannung auf die Konvektion bei Schweißgeschwindigkeiten über 6 m/min deutlich zurück geht. Im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Experimente zeigten jedoch, dass die Marangoni-Konvektion bzw. die Oberflächenspannung auch noch bei 12 m/min einen erheblichen Einfluss auf die Nahtgeometrie hat.

Anwendungsbeispiel

Mit einem Anwendungsbeispiel wurde verdeutlicht, wie die Marangoni-Konvektion genutzt werden kann, um eine Schweißnaht an die Anforderungen eines Bauteils anzupassen. Durch eine gezielte Manipulation der Oberflächenspannung war es möglich, für die Schweißung eines Wärmetauschers einen ressourceneffizienten Faserlaser mit einem Wärmeleitungsschweiß-(WS)-Prozess einzusetzen. Dieser war notwendig, da die stärkere Spritzerbildung beim Tiefschweißen (TS) mit dem Faserlaser für das Bauteil nicht tolerierbar ist. Außerdem verdampften Teile des Wärmetauschers wegen der hohen Intensität beim TS, was die Bauteile irreparabel schädigte. Die Nahttiefe beim WS des Bauteiles war zunächst nicht ausreichend. Der Einsatz eines CO₂-haltigen Prozessgasgemisches erhöhte die Nahttiefe, so dass die zu schweißenden Bauteile vollständig angebunden wurden.

Die Arbeit belegt, dass die Oberflächenspannung als Prozessgröße im Vergleich mit den konventionellen Schweißparametern wie der Laserleistung oder der Vorschubgeschwindigkeit nicht vernachlässigbar ist und erklärt, wie sie mit den vorgestellten Methoden zur Prozessoptimierung genutzt werden kann.

8.2 Ausblick

Ein nächster Schritt ist, die untersuchten Methoden auf andere Prozesse zu übertragen und anzuwenden. Dabei kommen vor allem Prozesse wie das selektive Laser-

strahlsintern, das Laserstrahllegieren oder Auftrags- und Reparaturschweißen in Frage, bei denen der Werkstoff aufgeschmolzen wird, ohne zu verdampfen.

In dieser Arbeit wird ein umfangreiches Bild über die Funktion der Oberflächenspannung dargelegt. Es wurde unter anderem nachgewiesen, dass die Marangoni-Konvektion über die Temperatur an der Schmelzbadoberfläche kontrolliert werden kann. Mit Hilfe dieses Wissens besteht die Möglichkeit, eine temperaturgesteuerte Nahttiefenregelung aufzubauen. Denkbar ist, über Prozessgase oder Zusatzwerkstoffe einen qualitativ bekannten Zustand an der Phasengrenze zu erzeugen. Dieser stellt einen temperaturabhängigen Verlauf der Oberflächenspannung mit einem Maximum bei der Temperatur T_{krit} sicher. Die Temperatur der Schmelzbadströmung kann über ein zeitlich hochauflösendes Pyrometer erfasst werden. Die so bestimmten Werte sind Eingangsgrößen für eine Prozessregelung. Diese Regelung passt entsprechend der Funktion der Oberflächenspannung die Laserleistung so an, dass $T \sim T_{krit}$ gilt, wenn die Nahttiefe maximiert wird, und $T > T_{krit}$ erfüllt ist, wenn sie minimiert werden soll. Ist $T \sim T_{krit}$, kommt es, wie in der Arbeit dargestellt, zu einer einwärts gerichteten Strömung, was die Nahttiefe erhöht. Ist $T > T_{krit}$, kommt es zu einer auswärts gerichteten Strömung. Diese erzeugt eine flache und breite Naht.

Ein ähnlicher Ansatz ist, die gezielte Temperatursteuerung nicht nur in einem Punkt, sondern auf der gesamten Schmelzbadoberfläche anzuwenden. Durch eine Energiedeposition mit einer prozessangepassten Optik wäre es möglich, ein Temperaturfeld so zu erzeugen, dass beispielsweise auch bei Stählen ohne Aktivität und damit ohne eine kritische Temperatur T_{krit} eine einwärts gerichtete Strömung zustande kommt. Ein Stahl ohne eine Aktivität hat einen negativen Temperaturgradienten der Oberflächenspannung. Für eine einwärts gerichtete Strömung wäre es daher notwendig, im Zentrum ein lokales Temperaturminimum herzustellen. Die durch eine Optik erzeugte Intensitätsverteilung unterscheidet sich aufgrund des Energietransports im Werkstoff signifikant von dem resultierenden Temperaturfeld. Daher ist die Entwicklung einer prozessangepassten Optik nicht trivial. Hierfür ist es notwendig, zunächst ein optimales Temperaturfeld zu identifizieren. Als Methode zur Entwicklung eines solchen Temperaturfeldes bietet sich eine FE-Simulation an. Danach muss aus dem Temperaturfeld die benötigte Intensitätsverteilung errechnet werden. Mit diesem Wissen kann dann eine an den Prozess angepasste Optik realisiert werden.

Die Marangoni-Konvektion mit Zusatzwerkstoffen gezielt zu kontrollieren, war im Rahmen dieser Arbeit nur bedingt möglich. Nahttiefen konnten vergrößert, aber nicht reduziert werden. Um diese Methode zu nutzen, sollten in einem nächsten

Schritt Zusatzwerkstoffe im Hinblick auf deren Einfluss auf die Oberflächenspannung gezielt hergestellt werden. Da bisher nur Standardzusatzwerkstoffe verwendet wurden, ist das volle Potential der Methode noch nicht ausgeschöpft.

9 Literaturverzeichnis

ABELE & REINHART 2011

Abele, E.; Reinhart, G.: Zukunft der Produktion. München: Hanser 2011.
ISBN: 3-44642-595-0.

ADEN ET AL. 1983

Aden, R. J.; Heiple, C. R.; Roper, J. R.; Stagner, R. T.: Surface Active Elements Effects on the Shape of GTA Laser and Electron Beam Welds. *Welding Journal* 62 (1983) 3, S. 72–77.

ADUNKA 1998

Adunka, F.: Meßunsicherheiten. Essen: Vulkan-Verlag 1998. ISBN: 3-8072-186-1.

AIDUN & MARTIN 1997

Aidun, D. K.; Martin, S. A.: Effect of Sulfur and Oxygen on Weld Penetration of High-Purity Austenitic Stainless Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance* 6 (1997) 4, S. 496–502.

ALBRECHT 2011

Albrecht, V.: In aller Form dynamisch geschnitten
<http://www.industrieanzeiger.de/html/portlet/ext/articles-portlet/articles_content/print.jsp?groupId=12503&articleId=34931368&companyId=1&accountId=7&version=1.0&p_1_i_d=12513&articlePk=34931367&layId=1&langId=de_DE> - 10.11.2011.

ATKINS 1994

Atkins, P. W.: Physical Chemistry. Oxford: Oxford University Press 1994.
ISBN: 0-19855-730-2.

BELTON 1976

Belton, G.: Langmuir Adsorption, the Gibbs Adsorption Isotherm, and Interfacial Kinetics in Liquid Metal Systems. *Metallurgical and Materials Transactions B* 7 (1976) 1, S. 35–42.

BERKMANN ET AL. 2002

Berkmanns, J.; Danzer, W.; Härtl, J.: Influence of Process Gases in Welding with Diode Lasers. In: Beyer, Eckhard (Hrsg.): International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Orlando Florida / USA, 10.-15. Oktober 2002. Orlando Florida / USA: LIA 2002, S. 10-18. 2002. ISBN: 0-91203-572-2.

BEYER & ZÄH 2009

Beyer, E.; Zäh, M. F.: Beeinflussung des Strömungsregimes in laserinduzierten Schmelzbädern durch Prozessgasgemische mit grenzflächenaktiven Komponenten <<http://gepris.dfg.de/gepris/OCTOPUS/?jsessionid=8C87E95A76F9937F00640AA3E20CE4B9?module=gepris&task=showDetail&context=projekt&id=26355070&selectedSubTab=1>> - 20.02. 011.

BEYER 1995

Beyer, E.: Schweißen mit Laser. 1. Aufl. Berlin: Springer 1995. ISBN: 3-54052-674-9.

BIMBERG 1991

Bimberg, D.: Materialbearbeitung mit Lasern. Ehningen bei Böblingen: Expert-Verlag 1991. ISBN: 3-81690-335-5.

BURGARDT & HEIPLE 1986

Burgardt, P.; Heiple, C. R.: Interaction Between Impurities and Welding Variables in Determining GTA Weld Shape. Welding Research Supplement 65 (1986) 6, S. 150–155.

BUTT ET AL. 2008

Butt, H. J.; Graf, K.; Kappl, M.: Physics and Chemistry of Interfaces. Weinheim: Wiley-VCH 2008. ISBN: 3-52740-629-8.

CAI & XIAO 2011

Cai, H.; Xiao, R.: Comparison of Spatter Characteristics in Fiber and CO₂ Laser Beam Welding of Aluminum Alloy. In: Washio, K. (Hrsg.): International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Orlando Florida / USA, 23.-27. Oktober 2011. Orlando Florida / USA: LIA 2011, S. 150-158. ISBN: 978-0-91203-559-8.

CARIN ET AL. 2005

Carin, M.; Fafre, E.: Numerical Simulation of Fluid Flows During Arc Welding. COMSOL Multiphysics User's Conference. Paris / Frankreich, 17.-19. November 2005. <<http://www.comsol.com/academic/papers/1034/>> - 02.01.2010.

COMSOL 2008A

Comsol (Hrsg.): Multiphysics Model Library, Version 3.5. Palo Alto, Kalifornien / USA: September 2008.

COMSOL 2008B

Comsol (Hrsg.): Multiphysics User's Guide, Version 3.5. Palo Alto, Kalifornien / USA: September 2008.

CLAUSIUS 1898

Clausius, R.: Über die bewegende Kraft der Wärme, und die Gesetze, welche sich daraus für die Wärmelehre selbst ableiten lassen. <<http://www.archive.org/details/ueberdiebewegen00claugooq>> - 09.09.2011.

CZERNER 2005

Czerner, S.: Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Eisenwerkstoffen. Diss. Universität Hannover (2005). <<http://d-nb.info/97669512X/34>> - 09.08.2011.

DAUB ET AL. 2010

Daub, R.; Wiedenmann, R.; Mahrle, A.; Duong, J.; Zäh, M.: Influence on the Efficiency of the Heat Conduction Mode Laser Beam Welding Process Regarding Different laser Spot Geometries. In: Liu, X. (Hrsg.): International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Anaheim Kalifornien / USA 26.-30. September 2010. Orlando, Florida / USA: LIA 2010, S. 200-208. ISBN: 978-0-912035-61-1.

DIN EN ISO 11146-1

DIN EN ISO 11146: Laser und Laseranlagen – Prüfverfahren für Laserstrahlmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen. Berlin: Beuth 2005.

EAGAR ET AL. 1983

Eagar, T. W.; Oreper, G. M.; Szekely, J.: Convection in Arc Weld Pools. *Welding Journal* 62 (1983) 11, S. 307–312.

EHLEN ET AL. 1998

Ehlen, G.; Schweizer, A.; Ludwig, A.; Sahm, P.: Macroscopic Modeling of Marangoni Flow and Solute Redistribution During Laser Welding of Steel. In: Thomas, B. et al. (Hrsg.): *Proceedings of the Eight Int. Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII, San Diego / USA, 7.-12. Juni 1998*. Warrendale: Minerals, Metals & Materials Society, S. 289–296. ISBN: 0-87339-407-0.

EHLEN ET AL. 2000

Ehlen, G.; Schweizer, A.; Ludwig, A.; Sahm, P.: Influence of Convection and Surface Effects on Macroseggregations in Eutectic and Peritectic Systems. *Materials Science Forum* 16 (2000) 329, S. 105–110.

EHLEN ET AL. 2003

Ehlen, G.; Ludwig, A.; Sahm, P.: Simulation of time-dependent pool shape during laser spot welding: Transient effects. *Metallurgical and Materials Transactions A* 34 (2003) 12, S. 2947–2961.

FUHRICH ET AL. 2001

Fuhrich, T.; Berger, P.; Hügel, H.: Marangoni Effect in Laser Deep Penetration Welding of Steel. *Journal of Laser Applications* 13 (2001) 5, S. 178–186.

FUHRICH 2005

Fuhrich, T.: *Marangoni-Effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl*. Diss. Universität Stuttgart (2005). München: Utz 2005. ISBN: 3-83160-493-2. (Laser in der Materialbearbeitung).

GERTHSEN & MESCHEDI 2004

Gerthsen, C.; Meschede, D.: *Gerthsen Physik*. Berlin: Springer 2004. ISBN: 3-54002-622-3.

GIBBS 1993

Gibbs, J. W.: The scientific papers of J. Willard Gibbs. Woodbridge, Connecticut: Ox Bow Press 1993. ISBN: 0-91802-477-3.

GLICKSTEIN & YENISCAVICH 1977

Glickstein, S. S.; Yeniscavich, W.: A Review of Minor Element Effects on the Welding Arc and Weld Penetration. In: Welding Research Council (Hrsg.): WRC Bulletin 229. Ann Arbor, Michigan / USA: University of Michigan 1977, S. 18ff. ISBN: 1-58145-225-X.

GOODWIN ET AL. 1977

Goodwin, G. M.; Savage, W. F.; Nippes, E. F.: Effect of Minor Elements on Fusion-Zone Dimensions of Inconel 600. *Welding Journal* 56 (1977) 4, S. 126-132.

HARKINS & BROWN 1919

Harkins, W. D.; Brown, F. E.: The Determination of Surface Tension (Free Surface Energy), and the Weight of Falling Drops: The Surface Tension of Water and Benzene by the Capillary Height Method. *Journal of the American Chemical Society* 41 (1919) 4, S. 499–524.

HÄRTL & ZÄH 2002

Härtl, J.; Zäh, M. F.: Angepasste Prozessgase für das Schweißen mit Hochleistungsdiodenlasern. *Stahl* 11 (2002) 3, S. 66–68.

HÄRTL 2006

Härtl, J.: Prozessgaseinfluss beim Schweißen mit Hochleistungsdiodenlasern. Diss. Technische Universität München (2006). München: Utz 2006. ISBN: 3-83160-611-0. (Forschungsberichte *iwb* 197).

HECHT 2001

Hecht, E.: *Optik*. München: Oldenbourg 2001. ISBN: 3-48624-917-7.

HEIPLE & BURGARDT 1985

Heiple, C. R.; Burgardt, P.: Effects of SO₂ shielding gas additions on GTA weld shape. *Welding Research Supplement* 64 (1985) 6, S. 159–162.

HEIPLE & ROPER 1981

Heiple, C. R.; Roper, J. R.: Effect of Selenium on GTAW Fusion Zone Geometry. Welding Research Supplement 60 (1981) 8, S. 143–145.

HEIPLE & ROPER 1982

Heiple, C. R.; Roper, J. R.: Mechanism for Minor Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry. Welding Research Supplement 61 (1982) 4, S. 97–102.

HIDETOSHI ET AL. 2008

Hidetoshi, F.; Shanping, L.; Toyoyuki, S.; Kiyoshi N.: Effect of Oxygen Content in He-O₂ Shielding Gas on Weld Shape for Ultra Deep Penetration TIG. Transaction of JWRI 37 (2008) 1, S. 19–25.

HÜGEL 1992

Hügel, H.: Strahlwerkzeug Laser. Stuttgart: Teubner 1992. ISBN: 3-51906-134-1.

HÜGEL & GRAF 2009

Hügel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung. Wiesbaden: Vieweg+Teubner 2009. ISBN: 3-83510-005-X.

JOB 2010

Job, G.: Tabelle chemischer Potenziale
<<http://www.job-stiftung.de/>> - 18.09.2010.

JOB & HERRMANN 2006

Job, G.; Herrmann, F.: Chemical Potential - a Quantity in Search of Recognition. European Journal of Physics 27 (2006) 2, S. 353–371.

KEENE 1993

Keene, B. J.: Review of data for the surface tension of pure metals. International Materials Reviews 38 (1993) 4, S. 157-192.

KLEPPMANN 2003

Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung. München: Hanser 2003. ISBN: 3-44622-319-3.

KOCH ET AL. 2010

Koch, H.; Leitz, K.; Otto, A.; Schmidt, M.: Laser Deep Penetration Welding Simulation Based on a Wavelength Dependent Absorption Model. Physics Procedia 5 (2010) 1, S. 309–315.

KOU 1987

Kou, S.: Welding metallurgy. New York: Wiley 1987. ISBN: 0-47184-090-4.

KOU & SUN 1985

Kou, S.; Sun, D.: Fluid Flow and Weld Penetration in Stationary Arc Welds. Metallurgical and Materials Transactions A 16 (1985) 2, S. 203–213.

LANGMUIR 1916

Langmuir, I.: The Constitution and Fundamental Properties of Solids and Liquids Part I Solids. Journal of the American Chemical Society 38 (1916) 11, S. 2221–2295.

LARSON 2010

Larson, N.: Influence of Shielding Gases on the Quality of Welds
<http://www.polysoude.com/documents/english/Influence_of_the_welding_shielding_gases.pdf> - 27.01.2011.

LEI ET AL. 1998

Lei, Y. P.; Shi, Y. W.; Murakawa, H.; Ueda, Y.: Numerical analysis of the effect of sulphur content on weld pool geometry and free surface phenomena for type 304 stainless steel. In: Cerjak, H. (Hrsg.): Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Graz / Österreich, 28.-30. September. London: IOM Communications 1998, S. 104–122. ISBN: 978-18612-506-05

LEI ET AL. 2001

Lei, Y. P.; Murakawa, H.; Shi, Y. W.; Li, X. Y.: Numerical Analysis of the Competitive Influence of Marangoni Flow and Evaporation on Heat Surface Temperature and Molten Pool Shape in Laser Surface Remelting. *Computational Materials Science* 21 (2001) 3, S. 276–290.

LEVIC & LEVICH 1962

Levic, V. G.; Levich, V. G.: *Physicochemical Hydrodynamics*. Englewood Cliffs, New Jersey: Prentice-Hall 1962. ISBN: 0-13674-440-0.

LIMMANEEVICHITR & KOU 2000A

Limmaneevichitr, C.; Kou, S.: Experiments to Simulate Effect of Marangoni Convection on Weld Pool Shape. *Welding Journal* 79 (2000) 8, S. 231-237.

LIMMANEEVICHITR & KOU 2000B

Limmaneevichitr, C.; Kou, S.: Visualization of Marangoni Convection in Simulated Weld Pools Containing a Surface-Active Agent. *Welding Journal* 79 (2000) 11, S. 324-330.

MAHRLE & BEYER 2008

Mahrle, A.; Beyer, E.: Derivation of Optimal Processing Parameters for Conduction Mode Laser Beam Welds by Simulation. In: Zhong, M. (Hrsg.): *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO)*. Orlando Florida / USA, 20.-23. Oktober 2008. Orlando, Florida / USA: LIA 2008, S. 936-941. ISBN: 978-0-91203-589-5.

MAZE & BURNET 1969

Maze, C.; Burnet, G.: A Non-Linear Regression Method for Calculating Surface Tension and Contact Angle from the Shape of a Sessile Drop. *Surface Science* 13 (1969) 2, S. 451–470.

MC NALLAN & DEBROY 1991

Mc Nallan, M. J.; Debroy, T.: Effect of Temperature and Composition on Surface Tension in Fe-Ni-Cr Alloys Containing Sulfur. *Metallurgical Transactions B* 22 (1991) 4, S. 557–559.

MILLS ET AL. 1998

Mills, K. C.; Keene, B. J.; Brooks, R. F.; Shirali, A.: Marangoni Effects in Welding. *Philosophical Transactions: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 356 (1998) 1739, S. 911–925.

MILLS & KEENE 1990

Mills, K. C.; Keene B.J.: Factors Affecting Variable Weld Penetration. *International Materials Reviews* 35 (1990) 4, S. 185–190.

MITROPOULOS 2008

Mitropoulos, A. Ch.: What is a Surface Excess? *Journal of Engineering Science and Technology Review* 1 (2008) 1, S. 1-3.

OLSON & ROPER 1978

Olson, D. L.; Roper, J. R.: Capillarity Effects in the GTA Weld Penetration of 21-6-9 Stainless Steel. *Welding Journal* 57 (1978) 4, S. 103-107.

OREPER & SZEKELY 1984

Oreper, G. M.; Szekely, J.: Heat- and Fluid-Flow Phenomena in Weld Pools. *Journal of Fluid Mechanics* 29 (1984) 1, S. 53–79.

PIERCE ET AL. 1999

Pierce, S. W.; Burgardt, P.; Olson, D. L.: Thermocapillary and Arc Phenomena in Stainless Steel Welding. *Welding Research Supplement* 78 (1999) 2, S. 45–52.

PITSCHENEDER ET AL. 1996

Pitscheneder, W.; Debroy, W.; Mundra, K.; Ebener, R.: Role of Sulfur and Processing Variables on the Temporal Evolution of Weld Pool Geometry During Multikilowatt Laser Beam Welding of Steels. *Welding Research Supplement* 75 (1996) 3.

POPRAWA 2005

Poprawa, R.: *Lasertechnik für die Fertigung*. Berlin: Springer 2005. ISBN: 3-54021-406-2.

POPRAWA ET AL. 2004

Poprawe, R.; Bäuerle, D.; Landolt, H.; Börnstein, R.; Martienssen, W.; Madelung, O.: Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology. Berlin: Springer 2004. ISBN: 3-54000-105-0.

RAYLEIGH 1879

Rayleigh, L.: On the Capillary Phenomena of Jets. Proceedings of the Royal Society of London 29 (1879) 1, S. 71–97.

READY 2001

Ready, J. F.: LIA Handbook of Laser Materials Processing. Berlin: Springer 2001. ISBN: 0-91203-515-3.

ROBINSON ET AL. 1984

Robinson, J. L.; Rosa, S. de; Hutt, G. A.: Variable Penetration Behaviour in TIG Welds: Assessment, the Influence of Surface Coatings, and Comparison with Nonarc Welding Processes. In: Dolby, R. E. et al. (Hrsg.): The Effects of Residual, Impurity, and Microalloying Elements on Weldability and Weld Properties. London / England, 15.-17. November 1983. Abington Cambridge: Welding Institute 1984, S. 41.1-41.9. ISBN: 0-85300-175-8.

RODGERS 1984

Rodgers, K. J.: A Study of Penetration Variability Using Mechanised TIG-Welding. In: Dolby, R. E. et al. (Hrsg.): The Effects of Residual, Impurity, and Microalloying Elements on Weldability and Weld Properties. London / England, 15.-17. November 1983. Abington Cambridge: Welding Institute 1984, S. 41.1-41.9. ISBN: 0-85300-175-8.

RUSSO 1985

Russo, A. J.: Calculated Transient Two-Dimensional Marangoni Flow in a Pulsed-Laser Weld Pool. American Society of Mechanical Engineers Winter Annual Meeting. Miami (Florida) / USA, 17.11.1985.

RÜTERING 2010

Rütering, M.: Lasertechnik vergleichen. Laser Technik Journal 7 (2010) 6, S. 27-31.

SAHOO ET AL. 1988

Sahoo, P.; Debroy, T.; McNallan, M. J.: Surface Tension of Binary Metal-Surface Active Solute Systems Under Conditions Relevant to Welding Metallurgy. *Metallurgical and Materials Transactions B* 19 (1988) 3, S. 483–491.

SHANPING ET AL. 2003

Shanping, L.; Hidetoshi, F.; Hiroyuki, S.; Kiyoshi, N.: Mechanism and Optimization of Oxide Fluxes for Deep Penetration in Gas Tungsten Arc Welding. *Metallurgical and Materials Transactions A* 34 (2003) 9, S. 1901–1907.

SHANPING ET AL. 2004A

Shanping, L.; Hidetoshi, F.; Kiyoshi, N.: Marangoni Convection and Weld Shape Variations in Ar-O₂ and Ar-CO₂ Shielded GTA Welding. *Materials Science and Engineering A* 380 (2004) 1-2, S. 290–297.

SHANPING ET AL. 2004B

Shanping, L.; Hidetoshi, F.; Kiyoshi, N.: Sensitivity of Marangoni Convection and Weld Shape Variations to Welding Parameters in O₂-Ar Shielded GTA Welding. *Scripta Materialia* 51 (2004) 3, S. 271–277.

SHANPING ET AL. 2005A

Shanping, L.; Hidetoshi, F.; Kiyoshi, N.: Effects of CO₂ Shielding Gas Additions and Welding Speed on GTA Weld Shape. *Journal of Materials Science* 40 (2005) 9-10, S. 2481–2485.

SHANPING ET AL. 2005B

Shanping, L.; Hidetoshi, F.; Kiyoshi, N.: Influence of Welding Parameters and Shielding Gas Composition on GTA Weld Shape. *ISIJ International* 45 (2005) 1, S. 66–70.

SIEBERTZ ET AL. 2010

Siebertz, K.; van Bebber, D.; Hochkirchen, T.: *Statistische Versuchsplanung*. Berlin: Springer 2010. ISBN: 3-64205-492-7.

SIGLOCH 2009

Sigloch, H.: Technische Fluidmechanik. Berlin: Springer 2009. ISBN: 3-64203-089-0.

STEEN 2003

Steen, W. M.: Laser Material Processing. London: Springer 2003. ISBN: 1-85233-698-6.

TSAI & KOU 1989

Tsai, M. C.; Kou, S.: Marangoni Convection in Weld Pools With a Free Surface. International Journal for Numerical Methods in Fluids 9 (1989) 12, S. 1503–1516.

VDI-WÄRMEATLAS 2002

Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen: VDI-Wärmeatlas. Berlin: Springer 2002. ISBN: 3-54041-200-X.

VOLLERTSEN & SEEFELD 2006

Vollertsen, F.; Seefeld, T.: Aktuelle Entwicklungen und Perspektiven beim Laserstrahlfügen. 5. Laser-Anwenderforum. Bremen / Deutschland, 13.-14. September 2006. <<http://www.bias.de/Events/Archive/LAF06/Proceedings/01%20VOLLERTSEN.pdf>> - 09.04.2011.

WINKLER ET AL. 1998

Winkler, C.; Amberg, G.; Inoue, H.; Koseki, T.: A Numerical and Experimental Investigation of Qualitatively Different Weld Pool Shapes. In: Cerjak, H. (Hrsg.): Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Graz / Österreich, 28.-30. September 1998. London: IOM Communications 1998, S. 37–69. ISBN: 978-18612-506-05.

ZAEH ET AL. 2009

Zaeh, M. F.; Daub, R.; Mahrle, A.; Beyer, E.: Influence of CO₂ in the Ar Process-Gas on the Heat-Conduction Mode Laser Beam Welding Process with Nd:YAG and Diode Lasers. In: Ostendorf, A. (Hrsg.): Lasers in Manufacturing (LiM). München / Deutschland, 15.-18. Juni 2009. Stuttgart: AT-Fachverlag 2009, S. 45–52. ISBN: 978-3-00-027994-2.

ZAEH ET AL. 2010

Zaeh, M. F.; Braunreuther, S.; Daub, R.; Stadler, T.: Reflected Laser Radiation - Relevance for Laser Safety? *Physics Procedia* 5 (2010) 1, S. 177–186.

10 Verzeichnis betreuter Studienarbeiten

Im Rahmen dieser Dissertation entstanden am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*) der Technischen Universität München (TUM) in den Jahren von 2007 bis 2011 unter wesentlicher wissenschaftlicher, fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors die im Folgenden aufgeführten studentischen Arbeiten. In diesen wurden unter anderem Fragestellungen zum Einfluss der Marangoni-Konvektion beim Laserstrahl-Schweißen untersucht. Entstandene Ergebnisse sind teilweise in das vorliegende Dokument eingeflossen. Der Autor dankt allen Studierenden für ihr Engagement bei der Unterstützung dieser wissenschaftlichen Arbeit.

Studierende/r	Studienarbeit
Duong, J.	Qualification of the Convection Mode Laser Beam Welding Process, abgegeben im Dezember 2010, eingeflossen in Abschnitt 5.2 und Abschnitt 5.3.
Imhof, C.	Einfluss und Kontrolle der Oberflächenspannung beim Laserstrahlschweißen mit aktivem Prozessgas, abgegeben im September 2010, eingeflossen in Abschnitt 5.4 und Abschnitt 6.3.
Römhild, F.	Absorption von Laserstrahlung, abgegeben im Februar 2009, eingeflossen in Abschnitt 5.4.
Sampl, T.	Simulation von laserinduzierten Wärmequellen, abgegeben im Mai 2009, eingeflossen in Abschnitt 4.3.
Seedlmeier, C.	Untersuchung der Prozesseffizienz beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen mit verschiedenen Intensitätsverteilungen, abgegeben im Mai 2010, eingeflossen in Abschnitt 5.3.
Stadler, T.	Optische Messung der reflektierten Strahlung beim Laserstrahlschweißen, abgegeben im November 2012, eingeflossen in Abschnitt 1.2.2.
Witzke, W.	Einfluss des CO ₂ -Gehaltes beim Laserstrahlschweißen von Stählen in einer Ar-CO ₂ -Atmosphäre, abgegeben im Juli 2009, eingeflossen in Abschnitt 5.4.

Anhang

A1 Legierung der verwendeten Zusatzdrähte

Die in Abschnitt 5.2 und Abschnitt 6.2 eingesetzten Zusatzdrähte wurden von der Firma Quada GmbH anhand der Begleitelemente Schwefel (S) und Sauerstoff (O) ausgewählt und bereitgestellt. Der genaue Anteil dieser Begleitelemente war dabei nicht bekannt. Die Legierungselemente der beiden Draht-Typen sind im Folgenden angegeben.

QuFe65 I und II					
C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe
0,1 %	0,4 %	1,6 %	30 %	9 %	Rest

QuMed 4115					
C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe
0,22 %	0,7 %	0,7 %	17,5 %	1,2 %	Rest

A2 Randomisierter Versuchsplan

Versuch Nr.	Prozessgas		P		v		Zusatzmaterial		Bestrahlte Fläche	
	% CO ₂	kodiert	W	kodiert	m / min	kodiert		kodiert	mm ²	kodiert
1	4	1	2000	1	1	-1	mit	1	1,77	1
2	4	1	1500	-1	0,5	1	mit	1	1,77	1
3	0	-1	2000	1	1	-1	mit	1	7,06	-1
4	4	1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
5	0	-1	1500	-1	1	-1	mit	1	1,77	1
6	0	-1	1500	-1	1	-1	mit	1	7,06	-1
7	4	1	2000	1	1	-1	mit	1	7,06	-1
8	0	-1	2000	1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
9	4	1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
10	0	-1	2000	1	0,5	1	mit	1	1,77	1
11	4	1	2000	1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
12	0	-1	2000	1	1	-1	mit	1	1,77	1
13	4	1	1500	-1	1	-1	mit	1	1,77	1
14	4	1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
15	4	1	1500	-1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
16	0	-1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
17	0	-1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
18	4	1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
19	4	1	2000	1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
20	0	-1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
21	4	1	2000	1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
22	0	-1	2000	1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
23	0	-1	1500	-1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
24	0	-1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
25	0	-1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
26	0	-1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
27	0	-1	2000	1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
28	4	1	2000	1	0,5	1	mit	1	1,77	1
29	4	1	1500	-1	1	-1	mit	1	7,06	-1
30	4	1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
31	4	1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
32	0	-1	1500	-1	0,5	1	mit	1	1,77	1
33	0	-1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
34	0	-1	2000	1	1	-1	mit	1	7,06	-1
35	0	-1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
36	4	1	1500	-1	1	-1	mit	1	7,06	-1
37	4	1	2000	1	1	-1	mit	1	7,06	-1
38	0	-1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
39	0	-1	2000	1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
40	0	-1	1500	-1	0,5	1	mit	1	1,77	1

Versuch Nr.	Prozessgas		P		v		Zusatzmaterial		Bestrahlte Fläche	
	% CO ₂	kodiert	W	kodiert	m / min	kodiert	kodiert	kodiert	mm ²	kodiert
41	4	1	2000	1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
42	0	-1	2000	1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
43	0	-1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
44	0	-1	1500	-1	1	-1	mit	1	1,77	1
45	4	1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
46	4	1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
47	4	1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
48	4	1	1500	-1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
49	4	1	2000	1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
50	0	-1	2000	1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
51	4	1	2000	1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
52	4	1	2000	1	1	-1	mit	1	1,77	1
53	4	1	1500	-1	0,5	1	mit	1	1,77	1
54	4	1	1500	-1	1	-1	mit	1	1,77	1
55	0	-1	2000	1	1	-1	mit	1	1,77	1
56	4	1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	7,06	-1
57	4	1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	7,06	-1
58	0	-1	2000	1	0,5	1	mit	1	1,77	1
59	0	-1	1500	-1	1	-1	mit	1	7,06	-1
60	4	1	2000	1	0,5	1	mit	1	1,77	1
61	4	1	1500	-1	1	-1	ohne	-1	1,77	1
62	0	-1	1500	-1	0,5	1	mit	1	7,06	-1
63	0	-1	1500	-1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1
64	0	-1	2000	1	0,5	1	ohne	-1	1,77	1

A3 Resultierende Zielgrößen

Versuch Nr.	Nahttiefe in mm	Nahtbreite in mm	Nahtquerschnitt in mm ²	Aspektverhältnis -	max. Schmelzbad- temperatur in °C
1	1,55	2,57	2,56	0,60	2678
2	1,84	2,62	3,14	0,70	2400
3	0,90	3,08	1,94	0,29	2234
4	1,23	2,30	1,53	0,53	2378
5	0,77	2,49	1,75	0,31	2756
6	0,55	2,70	1,31	0,20	2167
7	1,12	3,13	1,97	0,36	2174
8	0,91	3,10	1,76	0,29	2384
9	2,49	2,78	4,28	0,90	2435
10	1,44	3,52	4,12	0,41	2922
11	1,02	3,21	1,93	0,32	2076
12	0,90	2,97	2,29	0,30	2810
13	1,06	2,30	1,84	0,46	2222
14	1,98	3,65	3,85	0,54	2183
15	1,32	3,24	2,54	0,41	2086
16	0,60	2,74	0,95	0,22	2129
17	1,61	3,58	3,69	0,45	2505
18	1,40	3,34	2,60	0,42	1976
19	1,45	2,68	2,55	0,54	2515
20	1,15	3,21	2,92	0,36	2658
21	1,84	3,62	4,13	0,51	2064
22	0,98	2,94	2,24	0,33	2774
23	1,25	3,08	2,47	0,41	2161
24	0,83	2,56	1,68	0,32	2544
25	1,53	3,53	4,26	0,43	2754
26	1,26	3,13	2,28	0,40	2116
27	1,42	3,54	3,87	0,40	2570
28	2,34	2,82	4,39	0,83	2526
29	0,55	2,59	1,23	0,21	2119
30	1,83	2,53	2,71	0,72	2180
31	0,80	2,71	1,09	0,30	2026
32	1,14	3,19	3,14	0,36	2375
33	1,17	3,17	2,28	0,37	2146
34	0,73	3,07	1,89	0,24	2119
35	0,67	2,59	0,96	0,26	2029
36	0,64	2,65	1,23	0,24	1872
37	1,06	3,02	1,96	0,35	2011
38	1,48	3,66	3,71	0,40	2548
39	1,41	3,48	3,65	0,41	2512
40	1,08	3,16	2,98	0,34	2657

Versuch	Nahttiefe	Nahtbreite	Nahtquerschnitt	Aspektverhältnis	max. Schmelzbadtemperatur
Nr.	in mm	in mm	in mm ²	-	in °C
41	1,61	2,65	2,53	0,61	2760
42	0,93	3,02	1,70	0,31	2236
43	0,77	2,55	1,51	0,30	2534
44	0,77	2,57	1,78	0,30	2503
45	2,01	3,50	3,95	0,57	2067
46	2,49	2,78	4,28	0,90	2334
47	1,89	2,49	2,90	0,76	2158
48	1,44	3,15	2,74	0,46	2044
49	1,84	3,55	4,12	0,52	2192
50	0,99	3,00	2,31	0,33	2753
51	1,11	3,08	1,86	0,36	1985
52	1,50	2,65	2,71	0,57	2477
53	2,07	2,49	3,23	0,83	2129
54	1,07	2,22	1,83	0,48	2291
55	0,86	2,93	2,25	0,29	2894
56	0,68	2,80	1,06	0,24	2103
57	1,45	3,21	2,39	0,45	2059
58	1,49	3,39	4,32	0,44	3000
59	0,55	2,54	1,12	0,22	2111
60	1,18	2,31	1,70	0,51	2681
61	1,21	2,97	2,41	0,41	2457
62	1,19	3,17	2,99	0,38	2163
63	1,51	3,52	4,43	0,43	2757
64	2,23	2,85	4,13	0,78	2899

iwb Forschungsberichte Band 1–121

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. J. Milberg und Prof. Dr.-Ing. G. Reinhart, Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München

Band 1–121 erschienen im Springer Verlag, Berlin, Heidelberg und sind im Erscheinungsjahr und den folgenden drei Kalenderjahren erhältlich im Buchhandel oder durch Lange & Springer, Otto-Suhr-Allee 26–28, 10585 Berlin

- 1 *Streifinger, E.*
Beitrag zur Sicherung der Zuverlässigkeit und Verfügbarkeit moderner Fertigungsmittel
1986 · 72 Abb. · 167 Seiten · ISBN 3-540-16391-3
- 2 *Fuchsberger, A.*
Untersuchung der spanenden Bearbeitung von Knochen
1986 · 90 Abb. · 175 Seiten · ISBN 3-540-16392-1
- 3 *Maier, C.*
Montageautomatisierung am Beispiel des Schraubens mit Industrierobotern
1986 · 77 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-16393-X
- 4 *Summer, H.*
Modell zur Berechnung verzweigter Antriebsstrukturen
1986 · 74 Abb. · 197 Seiten · ISBN 3-540-16394-8
- 5 *Simon, W.*
Elektrische Vorschubantriebe an NC-Systemen
1986 · 141 Abb. · 198 Seiten · ISBN 3-540-16693-9
- 6 *Büchs, S.*
Analytische Untersuchungen zur Technologie der Kugelbearbeitung
1986 · 74 Abb. · 173 Seiten · ISBN 3-540-16694-7
- 7 *Hunzinger, I.*
Schneiderodierte Oberflächen
1986 · 79 Abb. · 162 Seiten · ISBN 3-540-16695-5
- 8 *Pilland, U.*
Echtzeit-Kollisionsschutz an NC-Drehmaschinen
1986 · 54 Abb. · 127 Seiten · ISBN 3-540-17274-2
- 9 *Barthelmeß, P.*
Montagegerechtes Konstruieren durch die Integration von Produkt- und Montageprozeßgestaltung
1987 · 70 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-18120-2
- 10 *Reithofer, N.*
Nutzungssicherung von flexibel automatisierten Produktionsanlagen
1987 · 84 Abb. · 176 Seiten · ISBN 3-540-18440-6
- 11 *Diess, H.*
Rechnerunterstützte Entwicklung flexibel automatisierter Montageprozesse
1988 · 56 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-18799-5
- 12 *Reinhart, G.*
Flexible Automatisierung der Konstruktion und Fertigung elektrischer Leitungssätze
1988 · 112 Abb. · 197 Seiten · ISBN 3-540-19003-1
- 13 *Bürstner, H.*
Investitionsentscheidung in der rechnerintegrierten Produktion
1988 · 74 Abb. · 190 Seiten · ISBN 3-540-19099-6
- 14 *Groha, A.*
Universelles Zellenrechnerkonzept für flexible Fertigungssysteme
1988 · 74 Abb. · 153 Seiten · ISBN 3-540-19182-8
- 15 *Riese, K.*
Klippsmontage mit Industrierobotern
1988 · 92 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-19183-6
- 16 *Lutz, P.*
Leitsysteme für rechnerintegrierte Auftragsabwicklung
1988 · 44 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-19260-3
- 17 *Klippel, C.*
Mobiler Roboter im Materialfluß eines flexiblen Fertigungssystems
1988 · 86 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-50468-0
- 18 *Rascher, R.*
Experimentelle Untersuchungen zur Technologie der Kugelherstellung
1989 · 110 Abb. · 200 Seiten · ISBN 3-540-51301-9
- 19 *Heusler, H.-J.*
Rechnerunterstützte Planung flexibler Montagesysteme
1989 · 43 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-51723-5
- 20 *Kiechknopf, P.*
Ermittlung modaler Parameter aus Übertragungsfrequenzgängen
1989 · 57 Abb. · 157 Seiten · ISBN 3-540-51724-3
- 21 *Sauerer, Ch.*
Beitrag für ein Zerspanprozeßmodell Metallbandsägen
1990 · 89 Abb. · 166 Seiten · ISBN 3-540-51868-1
- 22 *Karstedt, K.*
Positionsbestimmung von Objekten in der Montage- und Fertigungsautomatisierung
1990 · 92 Abb. · 157 Seiten · ISBN 3-540-51879-7
- 23 *Peiker, St.*
Entwicklung eines integrierten NC-Planungssystems
1990 · 66 Abb. · 180 Seiten · ISBN 3-540-51880-0
- 24 *Schugmann, R.*
Nachgiebige Werkzeugaufhängungen für die automatische Montage
1990 · 71 Abb. · 155 Seiten · ISBN 3-540-52138-0
- 25 *Wrbe, P.*
Simulation als Werkzeug in der Handhabungstechnik
1990 · 125 Abb. · 178 Seiten · ISBN 3-540-52231-X
- 26 *Eibelshäuser, P.*
Rechnerunterstützte experimentelle Modalanalyse mittels gestufter Sinusanregung
1990 · 79 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-52451-7
- 27 *Prasch, J.*
Computerunterstützte Planung von chirurgischen Eingriffen in der Orthopädie
1990 · 113 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-52543-2

- 28 *Teich, K.*
Prozeßkommunikation und Rechnernetz in der Produktion
1990 · 52 Abb. · 158 Seiten · ISBN 3-540-52764-8
- 29 *Pfrang, W.*
Rechnergestützte und graphische Planung manueller und teilautomatisierter Arbeitsplätze
1990 · 59 Abb. · 153 Seiten · ISBN 3-540-52829-6
- 30 *Tauber, A.*
Modellbildung kinematischer Strukturen als Komponente der Montageplanung
1990 · 93 Abb. · 190 Seiten · ISBN 3-540-52911-X
- 31 *Jäger, A.*
Systematische Planung komplexer Produktionssysteme
1991 · 75 Abb. · 148 Seiten · ISBN 3-540-53021-5
- 32 *Hartberger, H.*
Wissensbasierte Simulation komplexer Produktionssysteme
1991 · 58 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-53326-5
- 33 *Tuczek, H.*
Inspektion von Karosserieteilen auf Risse und Einschnürungen mittels Methoden der Bildverarbeitung
1992 · 125 Abb. · 179 Seiten · ISBN 3-540-53965-4
- 34 *Fischbacher, J.*
Planungsstrategien zur stömungstechnischen Optimierung von Reinraum-Fertigungsgeräten
1991 · 60 Abb. · 166 Seiten · ISBN 3-540-54027-X
- 35 *Moser, O.*
3D-Echtzeitkollisionsschutz für Drehmaschinen
1991 · 66 Abb. · 177 Seiten · ISBN 3-540-54076-8
- 36 *Naber, H.*
Aufbau und Einsatz eines mobilen Roboters mit unabhängiger Lokomotions- und Manipulationskomponente
1991 · 85 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-54216-7
- 37 *Kupac, Th.*
Wissensbasiertes Leitsystem zur Steuerung flexibler Fertigungsanlagen
1991 · 68 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-54260-4
- 38 *Maulhardt, U.*
Dynamisches Verhalten von Kreissägen
1991 · 109 Abb. · 159 Seiten · ISBN 3-540-54365-1
- 39 *Gatz, R.*
Strukturierte Planung flexibel automatisierter Montagesysteme für flächige Bauteile
1991 · 86 Abb. · 201 Seiten · ISBN 3-540-54401-1
- 40 *Koepfer, Th.*
3D-grafisch-interaktive Arbeitsplanung - ein Ansatz zur Aufhebung der Arbeitsteilung
1991 · 74 Abb. · 126 Seiten · ISBN 3-540-54436-4
- 41 *Schmidt, M.*
Konzeption und Einsatzplanung flexibel automatisierter Montagesysteme
1992 · 108 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-55025-9
- 42 *Burger, C.*
Produktionsregelung mit entscheidungsunterstützenden Informationssystemen
1992 · 94 Abb. · 186 Seiten · ISBN 3-540-55187-5
- 43 *Hoßmann, J.*
Methodik zur Planung der automatischen Montage von nicht formstabilen Bauteilen
1992 · 73 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-5520-0
- 44 *Petry, M.*
Systematik zur Entwicklung eines modularen Programmablaufkastens für robotergeführte Klebprozesse
1992 · 106 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-55374-6
- 45 *Schönecker, W.*
Integrierte Diagnose in Produktionszellen
1992 · 87 Abb. · 159 Seiten · ISBN 3-540-55375-4
- 46 *Bick, W.*
Systematische Planung hybrider Montagesysteme unter Berücksichtigung der Ermittlung des optimalen Automatisierungsgrades
1992 · 70 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-55377-0
- 47 *Gebauer, L.*
Prozeßuntersuchungen zur automatisierten Montage von optischen Linsen
1992 · 84 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-55378-9
- 48 *Schrüfer, N.*
Erstellung eines 3D-Simulationssystems zur Reduzierung von Rüstzeiten bei der NC-Bearbeitung
1992 · 103 Abb. · 161 Seiten · ISBN 3-540-55431-9
- 49 *Wisbacher, J.*
Methoden zur rationalen Automatisierung der Montage von Schnellbefestigungselementen
1992 · 77 Abb. · 176 Seiten · ISBN 3-540-55512-9
- 50 *Garnich, F.*
Laserbearbeitung mit Robotern
1992 · 110 Abb. · 184 Seiten · ISBN 3-540-55513-7
- 51 *Eubert, P.*
Digitale Zustandsregelung elektrischer Vorschubantriebe
1992 · 89 Abb. · 159 Seiten · ISBN 3-540-44441-2
- 52 *Glaas, W.*
Rechnerintegrierte Kabelsatzfertigung
1992 · 67 Abb. · 140 Seiten · ISBN 3-540-55749-0
- 53 *Helml, H.J.*
Ein Verfahren zur On-Line Fehlererkennung und Diagnose
1992 · 60 Abb. · 153 Seiten · ISBN 3-540-55750-4
- 54 *Lang, Ch.*
Wissensbasierte Unterstützung der Verfügbarkeitsplanung
1992 · 75 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-55751-2
- 55 *Schuster, G.*
Rechnergestütztes Planungssystem für die flexibel automatisierte Montage
1992 · 67 Abb. · 135 Seiten · ISBN 3-540-55830-6
- 56 *Bomm, H.*
Ein Ziel- und Kennzahlensystem zum Investitionscontrolling komplexer Produktionssysteme
1992 · 87 Abb. · 195 Seiten · ISBN 3-540-55964-7
- 57 *Wendt, A.*
Qualitätssicherung in flexibel automatisierten Montagesystemen
1992 · 74 Abb. · 179 Seiten · ISBN 3-540-56044-0
- 58 *Hansmaier, H.*
Rechnergestütztes Verfahren zur Geräuschminderung
1993 · 67 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-56053-2
- 59 *Dilling, U.*
Planung von Fertigungssystemen unterstützt durch Wirtschaftssimulationen
1993 · 72 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-56307-5

- 60 *Strohmayr, R.*
Rechnergestützte Auswahl und Konfiguration von
Zubringeinrichtungen
1993 · 80 Abb. · 152 Seiten · ISBN 3-540-56652-X
- 61 *Glas, J.*
Standardisierter Aufbau anwendungsspezifischer
Zellenrechnersoftware
1993 · 80 Abb. · 145 Seiten · ISBN 3-540-56890-5
- 62 *Stetter, R.*
Rechnergestützte Simulationswerkzeuge zur
Effizienzsteigerung des Industrierobotereinsatzes
1994 · 91 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-56889-1
- 63 *Dirndorfer, A.*
Robotersysteme zur förderbandsynchronen Montage
1993 · 76 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-57031-4
- 64 *Wiedemann, M.*
Simulation des Schwingungsverhaltens spanender
Werkzeugmaschinen
1993 · 81 Abb. · 137 Seiten · ISBN 3-540-57177-9
- 65 *Woenckhaus, Ch.*
Rechnergestütztes System zur automatisierten 3D-
Layoutoptimierung
1994 · 81 Abb. · 140 Seiten · ISBN 3-540-57284-8
- 66 *Kummetsteiner, G.*
3D-Bewegungssimulation als integratives Hilfsmittel zur
Planung manueller Montagesysteme
1994 · 62 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-57535-9
- 67 *Kugelmann, F.*
Einsatz nachgiebiger Elemente zur wirtschaftlichen
Automatisierung von Produktionssystemen
1993 · 76 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-57549-9
- 68 *Schwarz, H.*
Simulationsgestützte CAD/CAM-Kopplung für die 3D-
Laserbearbeitung mit integrierter Sensorik
1994 · 96 Abb. · 148 Seiten · ISBN 3-540-57577-4
- 69 *Viethen, U.*
Systematik zum Prüfen in flexiblen Fertigungssystemen
1994 · 70 Abb. · 142 Seiten · ISBN 3-540-57794-7
- 70 *Seehuber, M.*
Automatische Inbetriebnahme
geschwindigkeitsadaptiver Zustandsregler
1994 · 72 Abb. · 155 Seiten · ISBN 3-540-57896-X
- 71 *Amann, W.*
Eine Simulationsumgebung für Planung und Betrieb von
Produktionssystemen
1994 · 71 Abb. · 129 Seiten · ISBN 3-540-57924-9
- 72 *Schöpf, M.*
Rechnergestütztes Projektinformations- und
Koordinationssystem für das Fertigungsvorfeld
1997 · 63 Abb. · 130 Seiten · ISBN 3-540-58052-2
- 73 *Welling, A.*
Effizienter Einsatz bildgebender Sensoren zur
Flexibilisierung automatisierter Handhabungsvorgänge
1994 · 66 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-580-0
- 74 *Zetlmayer, H.*
Verfahren zur simulationsgestützten
Produktionsregelung in der Einzel- und
Kleinserienproduktion
1994 · 62 Abb. · 143 Seiten · ISBN 3-540-58134-0
- 75 *Lindl, M.*
Auftragsleittechnik für Konstruktion und Arbeitsplanung
1994 · 66 Abb. · 147 Seiten · ISBN 3-540-58221-5
- 76 *Zipper, B.*
Das integrierte Betriebsmittelwesen - Baustein einer
flexiblen Fertigung
1994 · 64 Abb. · 147 Seiten · ISBN 3-540-58222-3
- 77 *Raith, P.*
Programmierung und Simulation von Zellenabläufen in
der Arbeitsvorbereitung
1995 · 51 Abb. · 130 Seiten · ISBN 3-540-58223-1
- 78 *Engel, A.*
Strömungstechnische Optimierung von
Produktionssystemen durch Simulation
1994 · 69 Abb. · 160 Seiten · ISBN 3-540-58258-4
- 79 *Zah, M. F.*
Dynamisches Prozeßmodell Kreissägen
1995 · 95 Abb. · 186 Seiten · ISBN 3-540-58624-5
- 80 *Zwanzer, N.*
Technologisches Prozeßmodell für die
Kugelschleifbearbeitung
1995 · 65 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-58634-2
- 81 *Romanow, P.*
Konstruktionsbegleitende Kalkulation von
Werkzeugmaschinen
1995 · 66 Abb. · 151 Seiten · ISBN 3-540-58771-3
- 82 *Kahlenberg, R.*
Integrierte Qualitätssicherung in flexiblen
Fertigungszellen
1995 · 71 Abb. · 136 Seiten · ISBN 3-540-58772-1
- 83 *Huber, A.*
Arbeitsfolgenplanung mehrstufiger Prozesse in der
Hartbearbeitung
1995 · 87 Abb. · 152 Seiten · ISBN 3-540-58773-X
- 84 *Birkel, G.*
Aufwandsminimierter Wissenserwerb für die Diagnose in
flexiblen Produktionzellen
1995 · 64 Abb. · 137 Seiten · ISBN 3-540-58869-8
- 85 *Simon, D.*
Fertigungsregelung durch zielgrößenorientierte Planung
und logistisches Störungsmanagement
1995 · 77 Abb. · 132 Seiten · ISBN 3-540-58942-2
- 86 *Nedeljkovic-Groha, V.*
Systematische Planung anwendungsspezifischer
Materialflußsteuerungen
1995 · 94 Abb. · 188 Seiten · ISBN 3-540-58953-8
- 87 *Rockland, M.*
Flexibilisierung der automatischen Teilbereitstellung in
Montageanlagen
1995 · 83 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-58999-6
- 88 *Linner, St.*
Konzept einer integrierten Produktentwicklung
1995 · 67 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-59016-1
- 89 *Eder, Th.*
Integrierte Planung von Informationssystemen für
rechnergestützte Produktionssysteme
1995 · 62 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-59084-6
- 90 *Deutschle, U.*
Prozeßorientierte Organisation der Auftragsentwicklung
in mittelständischen Unternehmen
1995 · 80 Abb. · 188 Seiten · ISBN 3-540-59337-3
- 91 *Dieterle, A.*
Recyclingintegrierte Produktentwicklung
1995 · 68 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-60120-1

- 92 *Hechl, Chr.*
Personalorientierte Montageplanung für komplexe und variantenreiche Produkte
 1995 · 73 Abb. · 158 Seiten · ISBN 3-540-60325-5
- 93 *Albertz, F.*
Dynamikgerechter Entwurf von Werkzeugmaschinen · Gestellstrukturen
 1995 · 83 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-60608-8
- 94 *Trunzer, W.*
Strategien zur On-Line Bahnplanung bei Robotern mit 3D-Konturfolgesensoren
 1996 · 101 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-60961-X
- 95 *Fichtmüller, N.*
Rationalisierung durch flexible, hybride Montagesysteme
 1996 · 83 Abb. · 145 Seiten · ISBN 3-540-60960-1
- 96 *Trucks, V.*
Rechnergestützte Beurteilung von Getriebestrukturen in Werkzeugmaschinen
 1996 · 64 Abb. · 141 Seiten · ISBN 3-540-60599-8
- 97 *Schäffer, G.*
Systematische Integration adaptiver Produktionssysteme
 1996 · 71 Abb. · 170 Seiten · ISBN 3-540-60958-X
- 98 *Koch, M. R.*
Autonome Fertigungszellen · Gestaltung, Steuerung und integrierte Störungsbehandlung
 1996 · 67 Abb. · 138 Seiten · ISBN 3-540-61104-5
- 99 *Moctezuma de la Barrera, J.L.*
Ein durchgängiges System zur computer- und rechnergestützten Chirurgie
 1996 · 99 Abb. · 175 Seiten · ISBN 3-540-61145-2
- 100 *Geuer, A.*
Einsatzpotential des Rapid Prototyping in der Produktentwicklung
 1996 · 84 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-61495-8
- 101 *Ebner, C.*
Ganzheitliches Verfügbarkeits- und Qualitätsmanagement unter Verwendung von Felddaten
 1996 · 67 Abb. · 132 Seiten · ISBN 3-540-61678-0
- 102 *Pischeltzrieder, K.*
Steuerung autonomer mobiler Roboter in der Produktion
 1996 · 74 Abb. · 171 Seiten · ISBN 3-540-61714-0
- 103 *Köhler, R.*
Disposition und Materialbereitstellung bei komplexen variantenreichen Kleinprodukten
 1997 · 62 Abb. · 177 Seiten · ISBN 3-540-62024-9
- 104 *Feldmann, Ch.*
Eine Methode für die integrierte rechnergestützte Montageplanung
 1997 · 71 Abb. · 163 Seiten · ISBN 3-540-62059-1
- 105 *Lehmann, H.*
Integrierte Materialfluß- und Layoutplanung durch Kopplung von CAD- und Ablaufsimulationssystem
 1997 · 96 Abb. · 191 Seiten · ISBN 3-540-62202-0
- 106 *Wagner, M.*
Steuerungintegrierte Fehlerbehandlung für maschinennahe Abläufe
 1997 · 94 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-62656-5
- 107 *Lorenzen, J.*
Simulationgestützte Kostenanalyse in produktorientierten Fertigungsstrukturen
 1997 · 63 Abb. · 129 Seiten · ISBN 3-540-62794-4
- 108 *Krönert, U.*
Systematik für die rechnergestützte Ähnlichkeitsuche und Standardisierung
 1997 · 53 Abb. · 127 Seiten · ISBN 3-540-63338-3
- 109 *Pfersdorf, I.*
Entwicklung eines systematischen Vorgehens zur Organisation des industriellen Service
 1997 · 74 Abb. · 172 Seiten · ISBN 3-540-63615-3
- 110 *Kuba, R.*
Informations- und kommunikationstechnische Integration von Menschen in der Produktion
 1997 · 77 Abb. · 155 Seiten · ISBN 3-540-63642-0
- 111 *Kaiser, J.*
Vernetztes Gestalten von Produkt und Produktionsprozeß mit Produktmodellen
 1997 · 67 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-63999-3
- 112 *Geyer, M.*
Flexibles Planungssystem zur Berücksichtigung ergonomischer Aspekte bei der Produkt- und Arbeitssystemgestaltung
 1997 · 85 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-64195-5
- 113 *Martin, C.*
Produktionsregelung · ein modularer, modellbasierter Ansatz
 1998 · 73 Abb. · 162 Seiten · ISBN 3-540-64401-6
- 114 *Löffler, Th.*
Akustische Überwachung automatisierter Fügeprozesse
 1998 · 85 Abb. · 136 Seiten · ISBN 3-540-64511-X
- 115 *Lindermaier, R.*
Qualitätsorientierte Entwicklung von Montagesystemen
 1998 · 84 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-64686-8
- 116 *Koehler, J.*
Prozeßorientierte Teamstrukturen in Betrieben mit Großserienfertigung
 1998 · 75 Abb. · 185 Seiten · ISBN 3-540-65037-7
- 117 *Schuller, R. W.*
Leitfaden zum automatisierten Auftrag von hochviskosen Dichtmassen
 1999 · 76 Abb. · 162 Seiten · ISBN 3-540-65320-1
- 118 *Debuschewitz, M.*
Integrierte Methodik und Werkzeuge zur herstellungsorientierten Produktentwicklung
 1999 · 104 Abb. · 169 Seiten · ISBN 3-540-65350-3
- 119 *Bauer, L.*
Strategien zur rechnergestützten Offline-Programmierung von 3D-Laseranlagen
 1999 · 98 Abb. · 145 Seiten · ISBN 3-540-65382-1
- 120 *Pfob, E.*
Modellgestützte Arbeitsplanung bei Fertigungsmaschinen
 1999 · 69 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-65525-5
- 121 *Spitznagel, J.*
Erfahrungsgel leitete Planung von Laseranlagen
 1999 · 63 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-65896-3

Seminarberichte iw b

herausgegeben von Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart und Prof. Dr.-Ing. Michael Zäh,
Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften
der Technischen Universität München

Seminarberichte iw b sind erhältlich im Buchhandel oder beim
Herbert Utz Verlag, München, Fax 089-277791-01, info@utz.de

- 1 **Innovative Montagesysteme - Anlagengestaltung, -bewertung und -überwachung**
115 Seiten - ISBN 3-931327-01-9
- 2 **Integriertes Produktmodell - Von der Idee zum fertigen Produkt**
82 Seiten - ISBN 3-931327-02-7
- 3 **Konstruktion von Werkzeugmaschinen - Berechnung, Simulation und Optimierung**
110 Seiten - ISBN 3-931327-03-5
- 4 **Simulation - Einsatzmöglichkeiten und Erfahrungsberichte**
134 Seiten - ISBN 3-931327-04-3
- 5 **Optimierung der Kooperation in der Produktentwicklung**
95 Seiten - ISBN 3-931327-05-1
- 6 **Materialbearbeitung mit Laser - von der Planung zur Anwendung**
86 Seiten - ISBN 3-931327-76-0
- 7 **Dynamisches Verhalten von Werkzeugmaschinen**
80 Seiten - ISBN 3-931327-77-9
- 8 **Qualitätsmanagement - der Weg ist das Ziel**
130 Seiten - ISBN 3-931327-78-7
- 9 **Installationstechnik an Werkzeugmaschinen - Analysen und Konzepte**
102 Seiten - ISBN 3-931327-79-5
- 10 **3D-Simulation - Schneller, sicherer und kostengünstiger zum Ziel**
90 Seiten - ISBN 3-931327-10-8
- 11 **Unternehmensorganisation - Schlüssel für eine effiziente Produktion**
110 Seiten - ISBN 3-931327-11-6
- 12 **Autonome Produktionssysteme**
100 Seiten - ISBN 3-931327-12-4
- 13 **Planung von Montageanlagen**
130 Seiten - ISBN 3-931327-13-2
- 14 **Nicht erschienen - wird nicht erscheinen**
- 15 **Flexible fluide Kleb/Dichtstoffe - Dosierung und Prozeßgestaltung**
80 Seiten - ISBN 3-931327-15-9
- 16 **Time to Market - Von der Idee zum Produktionsstart**
80 Seiten - ISBN 3-931327-16-7
- 17 **Industrierkeramik in Forschung und Praxis - Probleme, Analysen und Lösungen**
80 Seiten - ISBN 3-931327-17-5
- 18 **Das Unternehmen im Internet - Chancen für produzierende Unternehmen**
165 Seiten - ISBN 3-931327-18-3
- 19 **Leittechnik und Informationslogistik - mehr Transparenz in der Fertigung**
85 Seiten - ISBN 3-931327-19-1
- 20 **Dezentrale Steuerungen in Produktionsanlagen - Plug & Play - Vereinfachung von Entwicklung und Inbetriebnahme**
105 Seiten - ISBN 3-931327-20-5
- 21 **Rapid Prototyping - Rapid Tooling - Schnell zu funktionalen Prototypen**
95 Seiten - ISBN 3-931327-21-3
- 22 **Mikrotechnik für die Produktion - Greifbare Produkte und Anwendungspotentiale**
95 Seiten - ISBN 3-931327-22-1
- 24 **EDM Engineering Data Management**
195 Seiten - ISBN 3-931327-24-8
- 25 **Rationelle Nutzung der Simulationstechnik - Entwicklungstrends und Praxisbeispiele**
152 Seiten - ISBN 3-931327-25-6
- 26 **Alternative Dichtungssysteme - Konzepte zur Dichtungsmontage und zum Dichtmittelauftrag**
110 Seiten - ISBN 3-931327-26-4
- 27 **Rapid Prototyping - Mit neuen Technologien schnell vom Entwurf zum Serienprodukt**
111 Seiten - ISBN 3-931327-27-2
- 28 **Rapid Tooling - Mit neuen Technologien schnell vom Entwurf zum Serienprodukt**
154 Seiten - ISBN 3-931327-28-0
- 29 **Installationstechnik an Werkzeugmaschinen - Abschlußseminar**
156 Seiten - ISBN 3-931327-29-9
- 30 **Nicht erschienen - wird nicht erscheinen**
- 31 **Engineering Data Management (EDM) - Erfahrungsberichte und Trends**
183 Seiten - ISBN 3-931327-31-0
- 32 **Nicht erschienen - wird nicht erscheinen**
- 33 **3D-CAD - Mehr als nur eine dritte Dimension**
181 Seiten - ISBN 3-931327-33-7
- 34 **Laser in der Produktion - Technologische Randbedingungen für den wirtschaftlichen Einsatz**
102 Seiten - ISBN 3-931327-34-5
- 35 **Ablaufsimulation - Anlagen effizient und sicher planen und betreiben**
129 Seiten - ISBN 3-931327-35-3
- 36 **Moderne Methoden zur Montageplanung - Schlüssel für eine effiziente Produktion**
124 Seiten - ISBN 3-931327-36-1
- 37 **Wettbewerbsfaktor Verfügbarkeit - Produktivitätsteigerung durch technische und organisatorische Ansätze**
95 Seiten - ISBN 3-931327-37-X
- 38 **Rapid Prototyping - Effizienter Einsatz von Modellen in der Produktentwicklung**
128 Seiten - ISBN 3-931327-38-8
- 39 **Rapid Tooling - Neue Strategien für den Werkzeug- und Formenbau**
130 Seiten - ISBN 3-931327-39-6
- 40 **Erfolgreich kooperieren in der produzierenden Industrie - Flexibler und schneller mit modernen Kooperationen**
160 Seiten - ISBN 3-931327-40-X
- 41 **Innovative Entwicklung von Produktionsmaschinen**
146 Seiten - ISBN 3-89675-041-0
- 42 **Stückzahlflexible Montagesysteme**
139 Seiten - ISBN 3-89675-042-9
- 43 **Produktivität und Verfügbarkeit - ...durch Kooperation steigern**
120 Seiten - ISBN 3-89675-043-7
- 44 **Automatisierte Mikromontage - Handhaben und Positionieren von Mikrobauteilen**
125 Seiten - ISBN 3-89675-044-5
- 45 **Produzieren in Netzwerken - Lösungsansätze, Methoden, Praxisbeispiele**
173 Seiten - ISBN 3-89675-045-3
- 46 **Virtuelle Produktion - Ablaufsimulation**
108 Seiten - ISBN 3-89675-046-1

- 47 Virtuelle Produktion · Prozeß- und Produktsimulation
131 Seiten · ISBN 3-89675-047-X
- 48 Sicherheitstechnik an Werkzeugmaschinen
106 Seiten · ISBN 3-89675-048-8
- 49 Rapid Prototyping · Methoden für die reaktionsfähige
Produktentwicklung
150 Seiten · ISBN 3-89675-049-6
- 50 Rapid Manufacturing · Methoden für die reaktionsfähige Produktion
121 Seiten · ISBN 3-89675-050-X
- 51 Flexibles Kleben und Dichten · Produkt- & Prozeßgestaltung,
Mischverbindungen, Qualitätskontrolle
137 Seiten · ISBN 3-89675-051-8
- 52 Rapid Manufacturing · Schnelle Herstellung von Klein-
und Prototypenserien
124 Seiten · ISBN 3-89675-052-6
- 53 Mischverbindungen · Werkstoffauswahl, Verfahrensauswahl,
Umsetzung
107 Seiten · ISBN 3-89675-054-2
- 54 Virtuelle Produktion · Integrierte Prozess- und Produktsimulation
133 Seiten · ISBN 3-89675-054-2
- 55 e-Business in der Produktion · Organisationskonzepte, IT-Lösungen,
Praxisbeispiele
150 Seiten · ISBN 3-89675-055-0
- 56 Virtuelle Produktion – Ablaufsimulation als planungsbegleitendes
Werkzeug
150 Seiten · ISBN 3-89675-056-9
- 57 Virtuelle Produktion – Datenintegration und Benutzerschnittstellen
150 Seiten · ISBN 3-89675-057-7
- 58 Rapid Manufacturing · Schnelle Herstellung qualitativ hochwertiger
Bauteile oder Kleinserien
169 Seiten · ISBN 3-89675-058-7
- 59 Automatisierte Mikromontage · Werkzeuge und Fügetechnologien für
die Mikrosystemtechnik
114 Seiten · ISBN 3-89675-059-3
- 60 Mechatronische Produktionssysteme · Genauigkeit gezielt
entwickeln
131 Seiten · ISBN 3-89675-060-7
- 61 Nicht erschienen – wird nicht erscheinen
- 62 Rapid Technologien · Anspruch – Realität – Technologien
100 Seiten · ISBN 3-89675-062-3
- 63 Fabrikplanung 2002 · Visionen – Umsetzung – Werkzeuge
124 Seiten · ISBN 3-89675-063-1
- 64 Mischverbindungen · Einsatz und Innovationspotenzial
143 Seiten · ISBN 3-89675-064-X
- 65 Fabrikplanung 2003 – Basis für Wachstum · Erfahrungen Werkzeuge
Visionen
136 Seiten · ISBN 3-89675-065-8
- 66 Mit Rapid Technologien zum Aufschwung · Neue Rapid Technologien
und Verfahren, Neue Qualitäten, Neue Möglichkeiten, Neue Anwend-
ungsfelder
185 Seiten · ISBN 3-89675-066-6
- 67 Mechatronische Produktionssysteme · Die Virtuelle Werkzeug-
maschine: Mechatronisches Entwicklungsvorgehen, Integrierte Mod-
ellbildung, Applikationsfelder
148 Seiten · ISBN 3-89675-067-4
- 68 Virtuelle Produktion · Nutzenpotenziale im Lebenszyklus der Fabrik
139 Seiten · ISBN 3-89675-068-2
- 69 Kooperationsmanagement in der Produktion · Visionen und Methoden
zur Kooperation – Geschäftsmodelle und Rechtsformen für die Koop-
eration – Kooperation entlang der Wertschöpfungskette
134 Seiten · ISBN 3-89675-069-0
- 70 Mechatronik · Strukturodynamik von Werkzeugmaschinen
161 Seiten · ISBN 3-89675-070-4
- 71 Klebtechnik · Zerstörungsfreie Qualitätssicherung beim flexibel au-
tomatisierten Kleben und Dichten
ISBN 3-89675-071-2 · vergriffen
- 72 Fabrikplanung 2004 · Erfolgsfaktor im Wettbewerb · Erfahrungen –
Werkzeuge – Visionen
ISBN 3-89675-072-0 · vergriffen
- 73 Rapid Manufacturing Vom Prototyp zur Produktion · Erwartungen –
Erfahrungen – Entwicklungen
179 Seiten · ISBN 3-89675-073-9
- 74 Virtuelle Produktionssystemplanung · Virtuelle Inbetriebnahme und
Digitale Fabrik
133 Seiten · ISBN 3-89675-074-7
- 75 Nicht erschienen – wird nicht erscheinen
- 76 Berührungslose Handhabung · Vom Wafer zur Glaslinse, von der Kap-
sel zur aseptischen Ampulle
95 Seiten · ISBN 3-89675-076-3
- 77 ERP-Systeme · Einführung in die betriebliche Praxis · Erfahrungen,
Best Practices, Visionen
153 Seiten · ISBN 3-89675-077-7
- 78 Mechatronik · Trends in der interdisziplinären Entwicklung von
Werkzeugmaschinen
155 Seiten · ISBN 3-89675-078-X
- 79 Produktionsmanagement
267 Seiten · ISBN 3-89675-079-8
- 80 Rapid Manufacturing · Fertigungsverfahren für alle Ansprüche
154 Seiten · ISBN 3-89675-080-1
- 81 Rapid Manufacturing · Heutige Trends –
Zukünftige Anwendungsfelder
172 Seiten · ISBN 3-89675-081-X
- 82 Produktionsmanagement · Herausforderung Variantenmanagement
100 Seiten · ISBN 3-89675-082-8
- 83 Mechatronik · Optimierungspotenzial der Werkzeugmaschine nutzen
160 Seiten · ISBN 3-89675-083-6
- 84 Virtuelle Inbetriebnahme · Von der Kür zur Pflicht?
104 Seiten · ISBN 978-3-89675-084-6
- 85 3D-Erfahrungsforum · Innovation im Werkzeug- und Formenbau
375 Seiten · ISBN 978-3-89675-085-3
- 86 Rapid Manufacturing · Erfolgreich produzieren durch innovative Fertigung
162 Seiten · ISBN 978-3-89675-086-0
- 87 Produktionsmanagement · Schlank im Mittelstand
102 Seiten · ISBN 978-3-89675-087-7
- 88 Mechatronik · Vorsprung durch Simulation
134 Seiten · ISBN 978-3-89675-088-4
- 89 RFID in der Produktion · Wertschöpfung effizient gestalten
122 Seiten · ISBN 978-3-89675-089-1

Forschungsberichte iwB

herausgegeben von Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart und Prof. Dr.-Ing. Michael Zäh,
Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften
der Technischen Universität München

Forschungsberichte iwB ab Band 122 sind erhältlich im Buchhandel oder beim
Herbert Utz Verlag, München, Fax 089-277791-01, info@utz.de

- 122 Schneider, Burghard
Prozesskettenorientierte Bereitstellung nicht formstabiler Bauteile
1999 · 183 Seiten · 98 Abb. · 14 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-559-5
- 123 Goldstein, Bernd
Modellgestützte Geschäftsprozeßgestaltung in der Produktentwicklung
1999 · 170 Seiten · 65 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-546-3
- 124 Moßmer, Helmut E.
Methode zur simulationsbasierten Regelung zeitvarianter Produktionssysteme
1999 · 164 Seiten · 67 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-585-4
- 125 Gräser, Ralf-Gunter
Ein Verfahren zur Kompensation temperaturinduzierter Verformungen an Industrierobotern
1999 · 167 Seiten · 63 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-603-6
- 126 Trossin, Hans-Jürgen
Nutzung der Ähnlichkeitstheorie zur Modellbildung in der Produktionstechnik
1999 · 162 Seiten · 75 Abb. · 11 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-614-1
- 127 Kugelmann, Doris
Aufgabenorientierte Offline-Programmierung von Industrierobotern
1999 · 168 Seiten · 68 Abb. · 2 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-615-X
- 128 Diesch, Rolf
Steigerung der organisatorischen Verfügbarkeit von Fertigungszellen
1999 · 160 Seiten · 69 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-618-4
- 129 Lulay, Werner E.
Hybrid-hierarchische Simulationsmodelle zur Koordination teilautonomer Produktionsstrukturen
1999 · 182 Seiten · 51 Abb. · 14 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-620-6
- 130 Murr, Otto
Adaptive Planung und Steuerung von integrierten Entwicklungs- und Planungsprozessen
1999 · 178 Seiten · 85 Abb. · 3 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-636-2
- 131 Macht, Michael
Ein Vorgehensmodell für den Einsatz von Rapid Prototyping
1999 · 170 Seiten · 87 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-638-9
- 132 Mehler, Bruno H.
Aufbau virtueller Fabriken aus dezentralen Partnernverbänden
1999 · 152 Seiten · 44 Abb. · 27 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-645-1
- 133 Heitmann, Knut
Sichere Prognosen für die Produktionsoptimierung mittels stochastischer Modelle
1999 · 146 Seiten · 60 Abb. · 13 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-675-3
- 134 Blessing, Stefan
Gestaltung der Materialflußsteuerung in dynamischen Produktionsstrukturen
1999 · 160 Seiten · 67 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-690-7
- 135 Abay, Can
Numerische Optimierung multivariater mehrstufiger Prozesse am Beispiel der Hartbearbeitung von Industriekeramik
2000 · 159 Seiten · 46 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-697-4

- 136 Brandner, Stefan
Integriertes Produktdaten- und Prozeßmanagement in virtuellen Fabriken
 2000 · 172 Seiten · 61 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-715-6
- 137 Hirschberg, Arnd G.
Verbindung der Produkt- und Funktionsorientierung in der Fertigung
 2000 · 165 Seiten · 49 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-729-6
- 138 Reek, Alexandra
Strategien zur Fokuspositionierung beim Laserstrahlschweißen
 2000 · 193 Seiten · 103 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-730-X
- 139 Sabbah, Khalid-Alexander
Methodische Entwicklung störungstoleranter Steuerungen
 2000 · 148 Seiten · 75 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-739-3
- 140 Schliffenbacher, Klaus U.
Konfiguration virtueller Wertschöpfungsketten in dynamischen, heterarchischen Kompetenznetzwerken
 2000 · 187 Seiten · 70 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-754-7
- 141 Sprengel, Andreas
Integrierte Kostenkalkulationsverfahren für die Werkzeugmaschinenentwicklung
 2000 · 144 Seiten · 55 Abb. · 6 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-757-1
- 142 Gallasch, Andreas
Informationstechnische Architektur zur Unterstützung des Wandels in der Produktion
 2000 · 150 Seiten · 69 Abb. · 6 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-781-4
- 143 Cuiper, Ralf
Durchgängige rechnergestützte Planung und Steuerung von automatisierten Montagevorgängen
 2000 · 168 Seiten · 75 Abb. · 3 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-783-0
- 144 Schneider, Christian
Strukturmechanische Berechnungen in der Werkzeugmaschinenkonstruktion
 2000 · 180 Seiten · 66 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-789-X
- 145 Jonas, Christian
Konzept einer durchgängigen, rechnergestützten Planung von Montageanlagen
 2000 · 183 Seiten · 82 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-870-5
- 146 Willnecker, Ulrich
Gestaltung und Planung leistungsorientierter manueller Fließmontagen
 2001 · 175 Seiten · 67 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-891-8
- 147 Lehner, Christof
Beschreibung des Nd:Yag-Laserstrahlschweißprozesses von Magnesiumdruckguss
 2001 · 205 Seiten · 94 Abb. · 24 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0004-X
- 148 Rick, Frank
Simulationsgestützte Gestaltung von Produkt und Prozess am Beispiel Laserstrahlschweißen
 2001 · 145 Seiten · 57 Abb. · 2 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0008-2
- 149 Höhn, Michael
Sensorgeführte Montage hybrider Mikrosysteme
 2001 · 171 Seiten · 74 Abb. · 7 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0012-0
- 150 Böhl, Jörn
Wissensmanagement im Klein- und mittelständischen Unternehmen der Einzel- und Kleinserienfertigung
 2001 · 179 Seiten · 88 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0020-1
- 151 Bürgel, Robert
Prozessanalyse an spanenden Werkzeugmaschinen mit digital geregelten Antrieben
 2001 · 185 Seiten · 60 Abb. · 10 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0021-X
- 152 Stephan Dürrschmidt
Planung und Betrieb wandlungsfähiger Logistiksysteme in der variantenreichen Serienproduktion
 2001 · 914 Seiten · 61 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0023-6
- 153 Bernhard Eich
Methode zur prozesskettenorientierten Planung der Teilebereitstellung
 2001 · 132 Seiten · 48 Abb. · 6 Tabellen · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0028-7

- 154 Wolfgang Rudorfer
Eine Methode zur Qualifizierung von produzierenden Unternehmen für Kompetenznetzwerke
 2001 · 207 Seiten · 89 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0037-6
- 155 Hans Meier
Verteilte kooperative Steuerung maschinennaher Abläufe
 2001 · 162 Seiten · 85 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0044-9
- 156 Gerhard Nowak
Informationstechnische Integration des industriellen Service in das Unternehmen
 2001 · 203 Seiten · 95 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0055-4
- 157 Martin Werner
Simulationsgestützte Reorganisation von Produktions- und Logistikprozessen
 2001 · 191 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0058-9
- 158 Bernhard Lenz
Finite Elemente-Modellierung des Laserstrahlschweißens für den Einsatz in der Fertigungsplanung
 2001 · 150 Seiten · 47 Abb. · 5 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0094-5
- 159 Stefan Grunwald
Methode zur Anwendung der flexiblen integrierten Produktentwicklung und Montageplanung
 2002 · 206 Seiten · 80 Abb. · 25 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0095-3
- 160 Josef Gartner
Qualitätssicherung bei der automatisierten Applikation hochviskoser Dichtungen
 2002 · 165 Seiten · 74 Abb. · 21 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0096-1
- 161 Wolfgang Zeller
Gesamtheitliches Sicherheitskonzept für die Antriebs- und Steuerungstechnik bei Werkzeugmaschinen
 2002 · 192 Seiten · 54 Abb. · 15 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0100-3
- 162 Michael Loferer
Rechnergestützte Gestaltung von Montagesystemen
 2002 · 178 Seiten · 80 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0118-6
- 163 Jörg Fahrner
Ganzheitliche Optimierung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses
 2002 · 176 Seiten · 69 Abb. · 13 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0124-0
- 164 Jürgen Höppner
Verfahren zur berührungslosen Handhabung mittels leistungsstarker Schallwandler
 2002 · 132 Seiten · 24 Abb. · 3 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0125-9
- 165 Hubert Götte
Entwicklung eines Assistenzrobotersystems für die Knieendoprothetik
 2002 · 258 Seiten · 123 Abb. · 5 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0126-7
- 166 Martin Weissenberger
Optimierung der Bewegungsdynamik von Werkzeugmaschinen im rechnergestützten Entwicklungsprozess
 2002 · 210 Seiten · 86 Abb. · 2 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0138-0
- 167 Dirk Jacob
Verfahren zur Positionierung unterseitenstrukturierter Bauelemente in der Mikrosystemtechnik
 2002 · 200 Seiten · 82 Abb. · 24 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0142-9
- 168 Ulrich Roßgoderer
System zur effizienten Layout- und Prozessplanung von hybriden Montageanlagen
 2002 · 175 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0154-2
- 169 Robert Klingel
Anziehverfahren für hochfeste Schraubenverbindungen auf Basis akustischer Emissionen
 2002 · 164 Seiten · 89 Abb. · 27 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0174-7
- 170 Paul Jens Peter Ross
Bestimmung des wirtschaftlichen Automatisierungsgrades von Montageprozessen in der frühen Phase der Montageplanung
 2002 · 144 Seiten · 38 Abb. · 38 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0191-7
- 171 Stefan von Praun
Toleranzanalyse nachgiebiger Baugruppen im Produktentstehungsprozess
 2002 · 250 Seiten · 62 Abb. · 7 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0202-6

- 172 Florian von der Hagen
Gestaltung kurzfristiger und unternehmensübergreifender Engineering-Kooperationen
 2002 · 220 Seiten · 104 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0208-5
- 173 Oliver Kramer
Methode zur Optimierung der Wertschöpfungskette mittelständischer Betriebe
 2002 · 212 Seiten · 84 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0211-5
- 174 Winfried Dohmen
Interdisziplinäre Methoden für die integrierte Entwicklung komplexer mechatronischer Systeme
 2002 · 200 Seiten · 67 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0214-X
- 175 Oliver Anton
Ein Beitrag zur Entwicklung telepräsender Montagesysteme
 2002 · 158 Seiten · 85 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0215-8
- 176 Welf Broser
Methode zur Definition und Bewertung von Anwendungsfeldern für Kompetenznetzwerke
 2002 · 224 Seiten · 122 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0217-4
- 177 Frank Breitinge
Ein ganzheitliches Konzept zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen
 2003 · 156 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0227-1
- 178 Johann von Pieverling
Ein Vorgehensmodell zur Auswahl von Konturfertigungsverfahren für das Rapid Tooling
 2003 · 163 Seiten · 88 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0230-1
- 179 Thomas Baudisch
Simulationsumgebung zur Auslegung der Bewegungsdynamik des mechatronischen Systems Werkzeugmaschine
 2003 · 190 Seiten · 67 Abb. · 8 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0249-2
- 180 Heinrich Schieferstein
Experimentelle Analyse des menschlichen Kausystems
 2003 · 132 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0251-4
- 181 Joachim Berlek
Methodik zur strukturierten Auswahl von Auftragsabwicklungssystemen
 2003 · 244 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0258-1
- 182 Christian Meierlohr
Konzept zur rechnergestützten Integration von Produktions- und Gebäudeplanung in der Fabrikgestaltung
 2003 · 181 Seiten · 84 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0292-1
- 183 Volker Weber
Dynamisches Kostenmanagement in kompetenzzentrierten Unternehmensnetzwerken
 2004 · 210 Seiten · 64 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0330-8
- 184 Thomas Bongardt
Methode zur Kompensation betriebsabhängiger Einflüsse auf die Absolutgenauigkeit von Industrierobotern
 2004 · 170 Seiten · 40 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0332-4
- 185 Tim Angerer
Effizienzsteigerung in der automatisierten Montage durch aktive Nutzung mechatronischer Produktkomponenten
 2004 · 180 Seiten · 67 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0336-7
- 186 Alexander Krüger
Planung und Kapazitätsabstimmung stückzahlflexibler Montagesysteme
 2004 · 197 Seiten · 83 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0371-5
- 187 Matthias Meindl
Beitrag zur Entwicklung generativer Fertigungsverfahren für das Rapid Manufacturing
 2005 · 222 Seiten · 97 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0465-7
- 188 Thomas Fusch
Betriebsbegleitende Prozessplanung in der Montage mit Hilfe der Virtuellen Produktion am Beispiel der Automobilindustrie
 2005 · 190 Seiten · 99 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0467-3

- 189 Thomas Mosandl
Qualitätssteigerung bei automatisiertem Klebstoffauftrag durch den Einsatz optischer Konturfolgesysteme
 2005 · 182 Seiten · 58 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0471-1
- 190 Christian Patron
Konzept für den Einsatz von Augmented Reality in der Montageplanung
 2005 · 150 Seiten · 61 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0474-6
- 191 Robert Cisek
Planung und Bewertung von Rekonfigurationsprozessen in Produktionssystemen
 2005 · 200 Seiten · 64 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0475-4
- 192 Florian Auer
Methode zur Simulation des Laserstrahlschweißens unter Berücksichtigung der Ergebnisse vorangegangener Umformsimulationen
 2005 · 160 Seiten · 65 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0485-1
- 193 Carsten Selke
Entwicklung von Methoden zur automatischen Simulationsmodellgenerierung
 2005 · 137 Seiten · 53 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0495-9
- 194 Markus Seefried
Simulation des Prozessschrittes der Wärmebehandlung beim Indirekten-Metall-Lasersintern
 2005 · 216 Seiten · 82 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0503-3
- 195 Wolfgang Wagner
Fabrikplanung für die standortübergreifende Kostensenkung bei marktnaher Produktion
 2006 · 208 Seiten · 43 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0586-6
- 196 Christopher Ulrich
Erhöhung des Nutzungsgrades von Laserstrahlquellen durch Mehrfach-Anwendungen
 2006 · 178 Seiten · 74 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0590-4
- 197 Johann Hartl
Prozessgaseinfluss beim Schweißen mit Hochleistungsdiodenlasern
 2006 · 140 Seiten · 55 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0611-0
- 198 Bernd Hartmann
Die Bestimmung des Personalbedarfs für den Materialfluss in Abhängigkeit von Produktionsfläche und -menge
 2006 · 208 Seiten · 105 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0615-3
- 199 Michael Schilp
Auslegung und Gestaltung von Werkzeugen zum berührungslosen Greifen kleiner Bauteile in der Mikromontage
 2006 · 130 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0631-5
- 200 Florian Manfred Grätz
Teilautomatische Generierung von Stromlauf- und Fluidplänen für mechatronische Systeme
 2006 · 192 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0643-9
- 201 Dieter Eireiner
Prozessmodelle zur statischen Auslegung von Anlagen für das Friction Stir Welding
 2006 · 214 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0650-1
- 202 Gerhard Volkwein
Konzept zur effizienten Bereitstellung von Steuerungsfunktionalität für die NC-Simulation
 2007 · 192 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0668-9
- 203 Sven Roeren
Komplexitätsvariable Einflussgrößen für die bauteilbezogene Struktursimulation thermischer Fertigungsprozesse
 2007 · 224 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0680-1
- 204 Henning Rudolf
Wissensbasierte Montageplanung in der Digitalen Fabrik am Beispiel der Automobilindustrie
 2007 · 200 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0697-9
- 205 Stella Clarke-Griebsch
Overcoming the Network Problem in Telepresence Systems with Prediction and Inertia
 2007 · 150 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0701-3
- 206 Michael Ehrenstraßer
Sensoreinsatz in der telepräsenten Mikromontage
 2008 · 160 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0743-3

- 207 Rainer Schack
Methodik zur bewertungsorientierten Skalierung der Digitalen Fabrik
 2008 · 248 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0748-8
- 208 Wolfgang Sudhoff
Methodik zur Bewertung standortübergreifender Mobilität in der Produktion
 2008 · 276 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0749-5
- 209 Stefan Müller
Methodik für die entwicklungs- und planungsbegleitende Generierung und Bewertung von Produktionsalternativen
 2008 · 240 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0750-1
- 210 Ulrich Kohler
Methodik zur kontinuierlichen und kostenorientierten Planung produktionstechnischer Systeme
 2008 · 232 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0753-2
- 211 Klaus Schlickerrieder
Methodik zur Prozessoptimierung beim automatisierten elastischen Kleben großflächiger Bauteile
 2008 · 204 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0776-1
- 212 Niklas Möller
Bestimmung der Wirtschaftlichkeit wandlungsfähiger Produktionssysteme
 2008 · 260 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0778-5
- 213 Daniel Siedl
Simulation des dynamischen Verhaltens von Werkzeugmaschinen während Verfahrensbewegungen
 2008 · 200 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0779-2
- 214 Dirk Ansoerge
Auftragsabwicklung in heterogenen Produktionsstrukturen mit spezifischen Planungsfreiräumen
 2008 · 146 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0785-3
- 215 Georg Wunsch
Methoden für die virtuelle Inbetriebnahme automatisierter Produktionssysteme
 2008 · 224 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0795-2
- 216 Thomas Oertli
Strukturmechanische Berechnung und Regelungssimulation von Werkzeugmaschinen mit elektromechanischen Vorschubantrieben
 2008 · 194 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0798-3
- 217 Bernd Petzold
Entwicklung eines Operatorarbeitsplatzes für die telepräsenste Mikromontage
 2008 · 234 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0805-8
- 218 Loucas Papadakis
Simulation of the Structural Effects of Welded Frame Assemblies in Manufacturing Process Chains
 2008 · 260 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0813-3
- 219 Mathias Mörtl
Ressourcenplanung in der variantenreichen Fertigung
 2008 · 210 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0820-1
- 220 Sebastian Weig
Konzept eines integrierten Risikomanagements für die Ablauf- und Strukturgestaltung in Fabrikplanungsprojekten
 2008 · 232 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0823-2
- 221 Tobias Hornfeck
Laserstrahlbiegen komplexer Aluminiumstrukturen für Anwendungen in der Luftfahrtindustrie
 2008 · 150 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0826-3
- 222 Hans Egermeier
Entwicklung eines Virtual-Reality-Systems für die Montagesimulation mit kraftrückkoppelnden Handschuhen
 2008 · 210 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0833-1
- 223 Matthäus Sigl
Ein Beitrag zur Entwicklung des Elektronenstrahlsinterns
 2008 · 185 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0841-6

- 224 Mark Harfensteller
Eine Methodik zur Entwicklung und Herstellung von Radiumtargets
 2009 · 196 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0849-8
- 225 Jochen Werner
Methode zur roboterbasierten förderbandsynchronen Fließmontage am Beispiel der Automobilindustrie
 2009 · 210 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0857-7
- 226 Florian Hagemann
Ein formflexibles Werkzeug für das Rapid Tooling beim Spritzgießen
 2009 · 226 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0861-4
- 227 Haitham Rashidy
Knowledge-based quality control in manufacturing processes with application to the automotive industry
 2009 · 212 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0862-1
- 228 Wolfgang Vogl
Eine interaktive räumliche Benutzerschnittstelle für die Programmierung von Industrierobotern
 2009 · 200 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0869-0
- 229 Sonja Schedl
Integration von Anforderungsmanagement in den mechatronischen Entwicklungsprozess
 2009 · 160 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0874-4
- 230 Andreas Trautmann
Bifocal Hybrid Laser Welding – A Technology for Welding of Aluminium and Zinc-Coated Steels
 2009 · 268 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0876-8
- 231 Patrick Neise
Managing Quality and Delivery Reliability of Suppliers by Using Incentives and Simulation Models
 2009 · 224 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0878-2
- 232 Christian Habicht
Einsatz und Auslegung zeitenfensterbasierter Planungssysteme in überbetrieblichen Wertschöpfungsketten
 2009 · 200 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0891-1
- 233 Michael Spitzweg
Methode und Konzept für den Einsatz eines physikalischen Modells in der Entwicklung von Produktionsanlagen
 2009 · 180 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0931-4
- 234 Ulrich Munzert
Bahnplanungsalgorithmen für das robotergestützte Remote-Laserstrahlschweißen
 2010 · 176 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 978-3-8316-0948-2
- 235 Georg Völlner
Rührreischweißen mit Schwerlast-Industrierobotern
 2010 · 232 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-0955-0
- 236 Nils Müller
Modell für die Beherrschung und Reduktion von Nachfrageschwankungen
 2010 · 270 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-0992-5
- 237 Franz Decker
Unternehmensspezifische Strukturierung der Produktion als permanente Aufgabe
 2010 · 180 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-0996-3
- 238 Christian Lau
Methodik für eine selbstoptimierende Produktionssteuerung
 2010 · 200 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4012-6
- 239 Christoph Rimpau
Wissensbasierte Risikobewertung in der Angebotskalkulation für hochgradig individualisierte Produkte
 2010 · 200 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4015-7
- 240 Michael Loy
Modulare Vibrationswendelförderer zur flexiblen Teilezuführung
 2010 · 169 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4027-0
- 241 Andreas Eursch
Konzept eines immersiven Assistenzsystems mit Augmented Reality zur Unterstützung manueller Aktivitäten in radioaktiven Produktionsumgebungen
 2010 · 205 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4029-4

- 242 Florian Schwarz
Simulation der Wechselwirkungen zwischen Prozess und Struktur bei der Drehbearbeitung
 2010 · 256 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4030-0
- 243 Martin Georg Prasch
Integration leistungsgewandelter Mitarbeiter in die variantenreiche Serienmontage
 2010 · 261 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4033-1
- 244 Johannes Schilp
Adaptive Montagesysteme für hybride Mikrosysteme unter Einsatz von Telepräsenz
 2011 · 160 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4063-8
- 245 Stefan Lutzmann
Beitrag zur Prozessbeherrschung des Elektronenstrahlschmelzens
 2011 · 222 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4070-6
- 246 Gregor Branner
Modellierung transienter Effekte in der Struktursimulation von Schichtbauverfahren
 2011 · 230 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4071-3
- 247 Josef Ludwig Zimmermann
Eine Methodik zur Gestaltung berührungslos arbeitender Handhabungssysteme
 2011 · 184 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4091-1
- 248 Clemens Pörnbacher
Modellgetriebene Entwicklung der Steuerungssoftware automatisierter Fertigungssysteme
 2011 · 280 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4108-6
- 249 Alexander Lindworsky
Teilautomatische Generierung von Simulationsmodellen für den entwicklungsbegleitenden Steuerungstest
 2011 · 300 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4125-3
- 250 Michael Mauderer
Ein Beitrag zur Planung und Entwicklung von rekonfigurierbaren mechatronischen Systemen – am Beispiel von starren Fertigungssystemen
 2011 · 150 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4126-0
- 251 Roland Mork
Qualitätsbewertung und -regelung für die Fertigung von Karosserieteilen in Presswerken auf Basis Neuronaler Netze
 2011 · 228 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4127-7
- 252 Florian Reichl
Methode zum Management der Kooperation von Fabrik- und Technologieplanung
 2011 · 224 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4128-4
- 253 Paul Gebhard
Dynamisches Verhalten von Werkzeugmaschinen bei Anwendung für das Rührreißschweißen
 2011 · 220 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4129-1
- 254 Michael Heinz
Modellunterstützte Auslegung berührungsloser Ultraschallgreifsysteme für die Mikrosystemtechnik
 2012 · 302 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4147-5
- 255 Pascal Krebs
Bewertung vernetzter Produktionsstandorte unter Berücksichtigung multidimensionaler Unsicherheiten
 2012 · 244 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4156-7
- 256 Gerhard Straßer
Greiftechnologie für die automatisierte Handhabung von technischen Textilien in der Faserverbundfertigung
 2012 · 290 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4161-1
- 257 Frédéric-Felix Lacour
Modellbildung für die physikbasierte Virtuelle Inbetriebnahme materialflussintensiver Produktionsanlagen
 2012 · 222 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4162-8
- 258 Thomas Hensel
Modellbasierter Entwicklungsprozess für Automatisierungslösungen
 2012 · 220 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4167-3

- 259 Sherif Zaidan
A Work-Piece Based Approach for Programming Cooperating Industrial Robots
2012 · 220 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4175-8
- 260 Hendrik Schellmann
Bewertung kundenspezifischer Mengenflexibilität im Wertschöpfungsnetz
2012 · 224 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4189-5
- 261 Marwan Radi
Workspace scaling and haptic feedback for industrial telepresence and teleaction systems with heavy-duty teleoperators
2012 · 172 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4195-6
- 262 Markus Ruhstorfer
Rührreibschweißen von Rohren
2012 · 206 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4197-0
- 263 Rüdiger Daub
Erhöhung der Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Stählen
2012 · 182 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4199-4
- 264 Michael Ott
Multimaterialverarbeitung bei der additiven strahl- und pulverbettbasierten Fertigung
2012 · 220 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4201-4
- 265 Martin Ostgathe
System zur produktbasierten Steuerung von Abläufen in der auftragsbezogenen Fertigung und Montage
2012 · 278 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · 978-3-8316-4206-9

