

Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl- Wärmeleitungsschweißen von Eisenwerkstoffen

Von der Fakultät Maschinenbau
der Universität Hannover
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Stefan Czerner
geboren am 13.03.1967 in Delmenhorst

2005

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. B.-A. Behrens

1. Referent: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. Dr. med. h.c. H. Haferkamp

2. Referent: Prof. Dr.-Ing. D. Mewis

3. Referent: Prof. Dr.-Ing. M. Niemeyer

Tag der Promotion: 29.6.2005

Vorwort

Die vorliegende Arbeit habe ich im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter des Laser Zentrum Hannover e.V. erstellt.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. Dr. med. h.c. H. Haferkamp, dem Direktor a.D. des Instituts für Werkstoffkunde der Universität Hannover und Vorstandsmitglied des Laser Zentrum Hannover e.V., für seine Unterstützung.

Meinen Kollegen, Studenten sowie den technischen Mitarbeitern danke ich für die konstruktive Zusammenarbeit.

Zusätzlich gilt mein Dank der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) durch deren finanzielle Unterstützung diese Arbeit erst möglich geworden ist.

Abschließend möchte ich meinen Freunden und meiner Familie für deren Zustimmung und Unterstützung während dieser Arbeit danken.

Inhaltsverzeichnis

VORWORT	III
FORMELZEICHEN UND ABKÜRZUNGEN	IV
Formelzeichen	IV
Wortbezogene und chemische Abkürzungen.....	V
Legierungsbezeichnungen	VI
ABSTRAKT	VII
ABSTRACT	VIII
1 EINLEITUNG	1
2 STAND VON WISSENSCHAFT UND TECHNIK	3
2.1 Schmelzbaddynamik von Eisenschmelzen.....	3
2.1.1 Strömungsdynamische Grundlagen	3
2.1.2 Entstehung von Oberflächenspannung in Eisenschmelzen.....	5
2.1.3 Einfluss von Absorption und Elementverteilung auf die Oberflächenspannung vom Eisenschmelzbad.....	8
2.1.4 Einfluss der Desorption von Elementen aus der Schmelzbadoberfläche	12
2.1.5 Einfluss von Legierungselementen auf Eisenschmelzen.....	13
2.1.6 Einfluss der Temperatur auf die Oberflächenspannung.....	14
2.1.7 Oberflächenspannung und Viskosität	16
2.2 Oberflächenspannungsinduzierte Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen, Marangonikonvektion.....	17
2.2.1 Experimentelle Untersuchungen in artverwandten Schweißverfahren.....	21
2.2.2 Experimentelle Untersuchungen in artverwandten Schweißverfahren mit Laserstrahlung	24
2.2.3 Prozessgaseinflusses auf die Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen.....	24
2.3 In-situ Techniken zur Erfassung von metallischen Schmelzbadvolumen und -oberflächen	26
2.3.1 Röntgentechnik.....	26
2.3.1.1 Abbildungsbedingungen innerhalb der Röntgentechnik.....	27
2.3.2 Mikrofokus Röntgentechnik	30

2.3.3	Emission von Prozessstrahlung.....	31
2.3.4	Thermographie von Schmelzbadoberflächen	33
3	ZIELSETZUNG DER ARBEIT	35
4	LÖSUNGSKONZEPT	36
5	SYSTEMINTEGRATION ZUR DATENERFASSUNG UND SCHWEIßTECHNIK	38
5.1	Visualisierung der Dynamik der Schmelzbadoberfläche.....	38
5.1.1	Ortsaufgelöste Erfassung der Oberflächentemperaturverteilung	38
5.1.1.1	HDR-Kamerasystem.....	39
5.1.1.2	HG-Kamerasystem	40
5.1.1.3	Spektrale Empfindlichkeit der Kamerasysteme	42
5.1.2	Pyrometrische Erfassung der Oberflächentemperatur.....	42
5.1.3	Optisches System.....	43
5.2	Lasersysteme	48
5.3	Schweißprozessumgebung und Schweißatmosphäre	48
5.4	Versuchsaufbau zur Visualisierung der inneren Schmelzbadströmungen.....	50
5.4.1	Einrichtung der Röntgentechnik.....	50
5.4.2	Integration von Optischem System, Arbeitskammer und Mikrofokus-Röntgentechnik	52
5.5	Bildverarbeitung.....	53
5.6	Daten der eingesetzten Werkstoffe	54
5.6.1	Probekörpergeometrie und Partikeldeposition.....	55
5.6.2	Fertigungsart von Probekörpergeometrien aus Halbzeugen mit definierter Form	57
5.6.3	Fertigung von Probekörpern aus Pulvern	57
5.6.4	Markierungsvolumen	59
6	ERGEBNISSE UND DISKUSSION	60
6.1	Röntgentechnische Erfassung der Dynamik im Inneren von Schmelzbädern.....	60
6.1.1	Partikeldeposition	61
6.1.2	Partikelerfassung und Schmelzbadform	63
6.1.3	Untersuchungsergebnisse mit Pulverpresslingen	66
6.2	Ortsaufgelöste Erfassung der Prozessemission.....	68
6.3	Temperaturerfassung	80

6.4	Bilddatenverarbeitung.....	84
6.4.1	Erfassung von partikelförmiger Markierungsvolumen.....	84
6.4.2	Erfassung von gasförmigen Markierungsvolumen.....	86
6.4.3	Programmgestützte Datenerfassung, Programm Sequenz	86
6.4.4	Interpretation von Bewegungsvektoren	88
6.4.5	Strömungsgeschwindigkeit.....	89
6.4.6	Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeit.....	96
6.4.6.1	Legierungselementeinfluss auf das Schmelzbadwachstum.....	96
6.4.6.2	Einfluss von Sauerstoff- und Kohlendioxydbeimengungen in der Schweißatmosphäre auf die Schmelzbaddynamik	99
7	FOLGERUNGEN UND AUSBLICK – BEDEUTUNG FÜR DIE PRAXIS	102
8	ZUSAMMENFASSUNG	104
9	LITERATURVERZEICHNIS	108
10	LEBENS LAUF	113

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Zeichen	Benennung	Einheit
α	Durchstrahlungswinkel	[°]
ΔH	Reaktionsenthalpie	[kJ/mol]
ε_s	spektraler Emissionsgrad	[-]
γ	Scherwinkel	[-]
γ	Oberflächenspannung	[N/m]
γ_0	Oberflächenspannung bei Schmelztemperatur	[N/m]
$\dot{\gamma}$	Ableitung des Scherwinkels nach der Zeit	[s ⁻¹]
η	dynamische Viskosität	[Pa·s]
λ	Wellenlänge elektromagnetischer Strahlung	[nm]
μ	linearer Schwächungskoeffizient für Röntgenstrahlen	[cm ⁻¹]
μ_s	linearer Schwächungskoeffizient des Substrates	[cm ⁻¹]
ρ_s	Dichte Substrat	[g/cm ³]
a	Abstand Objekt- / Strahlennachweisebene	[mm]
A	Querschnittsfläche eines Schmelzbads	[mm ²]
A	Torsionsfläche	[mm ²]
b	Abstand Objektebene / Röntgenquelle	[mm]
B	Breite des Schmelzbads	[mm]
d ₀	Durchmesser Objektebene	[mm]
D	Brennfleckdurchmesser (Röntgenröhre)	[µm]
D ₀	Atom- oder Molekülabstand	[m]
D ₁	Strahlendosis an der Oberfläche der Strahlenquelle	[W/m ²]
D ₂	Strahlendosis im Abstand b	[W/m ²]
d _b	Durchmesser Strahlennachweisebene	[mm]
d _f	Fehlerdurchmesser	[mm]
dA	Ausdehnungsdifferenz	[-]
dH	Helligkeitsdifferenz	[-]
dK	Kontrastdifferenz	[-]
dT	Temperaturdifferenz	[°C]
d _w	Strahlwirkdurchmesser	[mm]
d γ	Oberflächenspannungsdifferenz	[N/m]
EFW	Strahleinfallwinkel	[°]
F	Kraft	[N]
F	Brennweite	[mm]

Zeichen	Benennung	Einheit
G	Gleitmodul	[Pa]
h	Materialstärke der Probe	[mm]
I_R	Röntgenstrom	[mA]
I_R	Röntgenstrom	[mA]
k	Bolzmannkonstante	[J/K]
m	Masse	[kg]
p	absoluter Druck	[Pa]
P	Leistung	[W]
P_0	Sauerstoffpartialdruck	[Pa]
P_0^{aus}	Sauerstoffpartialdruck, einströmend	[Pa]
P_0^{ein}	Sauerstoffpartialdruck, ausströmend	[Pa]
P_L	Laserstrahlleistung	[W]
R	universelle Gaskonstante	[kJ/kmol K]
r_a	Außenradius der Probe	[mm]
r_i	Innenradius der Probe	[mm]
S	Kontrast	[-]
T	Temperatur	[°C], [K]
T	Tiefe eines Schmelzbads	[mm]
t	Zeit	[ms], [s]
U_R	Beschleunigungsspannung der Röntgenstrahlen	[kV]
US_g	geometrische Unschärfe	[mm]
V	Vergrößerungsfaktor	[-]
V	Volumen	[mm ³]
v_f	Vorschubgeschwindigkeit	[mm/s]
v_{ges}	Resultierende Gesamtvektorgeschwindigkeit	[mm/s]
v_x	Vektorgeschwindigkeit in x-Richtung	[mm/s]
v_s	Oberflächengeschwindigkeit	[m/s]
v_y	Vektorgeschwindigkeit in y-Richtung	[mm/s]
X	Achsenbezeichnung	[-]
Z	Achsenbezeichnung	[-]

Wortbezogene und chemische Abkürzungen

Zeichen	Benennung
Ar	Argon
BK7	Glasbezeichnung der Fa. Schott: Bor-Kron-Glas, Typnummer 7
C	Kohlenstoff
Co	Kobalt

Zeichen	Benennung
CO ₂	Kohlendioxid
Cu	Kupfer
E1	Ellipse 1
Fe	Eisen
G1	Grundwerkstoff 1
G2	Grundwerkstoff 2
HDR-Kamera	Hoch helligkeitsdynamische Kamera (high dynamic range camera)
HG-Kamera	Hochgeschwindigkeitskamera
K1	Kreis 1
LWS	Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen
Mg	Magnesium
MP	Markierungspartikel
N	Stickstoff
N ₂	Stickstoff, molekular
Ni	Nickel
O	Sauerstoff
O ₂	Sauerstoff, molekular
Pb	Blei
S	Schwefel
SPS	Speicherprogrammierbare Steuerung
T/B-Verhältnis	Tiefen- zu Breitenverhältnis einer Schweißnaht
VC	Vanadiumkarbid
W	Wolfram
WC	Wolframkarbid
WIG-Schweißen	Wolfram-Inert-Gas-Schweißen
Wkst	Werkstoff

Legierungsbezeichnungen

Werkstoff- nummer	Werkstoffname
1.0037	S235JR
1.0941	H340X
1.2379	X155CrVMo12-1
1.3344	HS6-5-3
1.4301	X5CrNi18-10
3.7165	TiAl6V4

Abstrakt

Eisenwerkstoffe gehören traditionell zu den wichtigsten Konstruktionswerkstoffen im industriellen Gebrauch. Das Leistungspotenzial dieser Werkstoffe konnte bisher durch Reinheit, Wärmebehandlung und vor allem Legierungstechnik so gesteigert werden, dass Eisenwerkstoffe auch heute noch erfolgreich mit Aluminium- und Magnesiumlegierungen konkurrieren.

Eisenwerkstoffe werden als Gussteile oder Halbzeuge in Blech-, Rohr- oder Profilform ausgeliefert. In der Weiterverarbeitung zu technischen Produkten werden diese Werkstoffe mit artgleichen oder artfremden Werkstoffen verbunden oder in oberflächennahen Regionen beschichtet oder legiert. Schweißverfahren stellen hierfür wirtschaftlich relevante Verfahren dar. Bisher ist nicht vollständig bekannt, in welcher Höhe die Begleit- oder Legierungselemente der Eisenwerkstoffe die dem Schweißschmelzbad innewohnende Dynamik beeinflussen. Am Beispiel des Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißens soll daher ein Beitrag zur Erweiterung des Prozessverständnisses durch diese Arbeit geleistet werden.

Der Aufbau einer geeigneten Prozesstechnik steht im Mittelpunkt dieser Arbeit. Röntgentechnik, Hochgeschwindigkeitskameratechnik, hochdynamische Kamertechnik, Pyrometrie, Lasertechnik und Datenverarbeitung wird hierbei zu einem Messsystem vereinigt. Dieses System ermöglicht während des Schweißprozesses die Erfassung der Schmelzbaddynamik im Inneren und die zeitgleiche Erfassung der Prozessemissionen an der Oberfläche des Schmelzbads.

Experimentelle Untersuchungen unter Einsatz des Messsystems weisen deren Funktion nach und belegen den Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente auf die Schmelzbaddynamik von Eisenbasisschmelzen während des Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißens.

In der Analyse der Untersuchungen kann in Relation zu anderen Legierungs- und Begleitelementen ein relativ hoher Einfluss der Elemente Kohlenstoff und Schwefel auf die Schmelzbaddynamik nachgewiesen werden.

Zusätzliche Stichpunktuntersuchungen mit Bezug auf den Einfluss von Verunreinigungen der Schweißatmosphäre weisen eine massive Wirkung von Sauerstoff auf die Schmelzbaddynamik nach. Der Einfluss von Sauerstoff übertrifft hierbei die Wirkung von Schwefel und Kohlenstoff.

Schlagwörter: Laserstrahl, Schmelzbaddynamik, Legierungselementeinfluss

Abstract

Traditionally, ferrous materials belong to the most important construction materials of our industrialized world. The performance potential of these materials could be increased by higher purity, optimized thermal treatment and alloying techniques, so that iron basis materials still successfully compete with aluminum and magnesium alloys.

Ferrous materials are delivered as cast parts or semi-finished materials in sheet metal, tubing or profile form. In further processing to become technical products, these materials are surface treated or joined with other parts made of the same alloy, other ferrous materials or non ferrous materials. Welding represents for this purpose an economically relevant procedure for the connection of ferrous materials.

So far, it is not completely known which of the accompanying- or alloying elements of ferrous materials influence the melt pool intrinsic dynamics. Considering the example of laser beam thermal conduction welding a contribution to the extension of the process understanding should therefore be performed by this thesis work.

The focal point of this work is the development of a process measurement technology. X-ray technology, high-speed camera technology, high-dynamic camera technology, pyrometry, laser technology and data processing were combined to form a measuring system. This system allows the registration of the inside melt pool dynamics during the welding process and simultaneous registration of the process emission at the surface of the melt pool.

Experimental investigations using the measuring system prove its function, and show the influence of different alloying elements on the melting bath dynamics in ferrous melts during laser beam thermal conduction welding.

In analysis of the experimental technical results a relatively high influence of the elements carbon and sulphur on the melting bath dynamics can be proved in relation to other alloying- and accompanying elements.

Additional spot tests with reference to the influence of pollutions of welding atmosphere show a massive impact of oxygen on the melt pool dynamics. The influence of oxygen exceeds here the one of carbon and sulphur.

Key words: Laser beam, melt pool dynamics, alloying elements influence

1 Einleitung

Eisenwerkstoffe werden in die Untergruppen Stahl und Gusseisen unterteilt. Stahlbau, Transporttechnik und Werkzeugbau sind einige der Haupteinsatzgebiete der Eisenwerkstoffe. Manganhartstahl, Chrom-Nickel-Stahl, Federstahl, Baustahl, Grauguss und Werkzeugstahl sind einige Beispiele aus dem Anwendungsbereich der Eisenwerkstoffe. Die Stahl- und Gusseisensorten werden in Hinblick auf die anwendungsoptimierte Kombination von Härte, Zähigkeit, chemischer Beständigkeit, Zugfestigkeit, Dämpfung, Abrasionsfestigkeit und Produktionskosten entwickelt.

Vor dem technischen Einsatz der Eisenwerkstoffe müssen diese in der Regel miteinander und mit anderen Werkstoffen zu vollständigen Konstruktionen verbunden werden. Ein qualitativ hochwertiges Verfahren zum Fügen von Eisenwerkstoffen ist das Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen. Es hat den Vorzug, Energie besonders präzise in den Bearbeitungsort einbringen zu können. Im Bearbeitungsort wird der Werkstoff durch die absorbierte Energie verflüssigt. Ein Schmelzbad wird erzeugt. Hohe Temperaturgradienten auf der Schmelzbadoberfläche erzeugen eine ungleichmäßige Ausprägung der Oberflächenspannung des Schmelzbads. Hierdurch werden Ausgleichsströmungen an der Oberfläche induziert, die hochdynamische Schmelzbadbewegungen verursachen. Die Ausprägung dieser Bewegungen im Inneren der Schmelze und an der Schmelzbadoberfläche werden als Schmelzbaddynamik bezeichnet.

Gase in der Atmosphäre des Schweißprozesses, sowie Legierungs- und Begleitelemente in der Schmelze ändern in der Regel die Oberflächenspannung von Eisenschmelzen. Hierdurch haben sie das Potential, die Schmelzbaddynamik zu verändern. Die innere Schmelzbaddynamik ist mit Bezug auf das Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Eisenbasiswerkstoffen mit etablierten bildgebenden Verfahren nicht abbildbar. Gründe hierfür sind die fehlende Transparenz der Schmelze und die durch Werkstofftemperaturen während des Schweißprozesses von mehr als 1000°C erschwerte Zugänglichkeit. Es ist somit problematisch, die Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch einzelne Elemente wissenschaftlich zu erfassen.

Die wissenschaftlichen Defizite führen bei Schweißverfahren, wie dem Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen, in der Regel dazu, dass empirisch geeignete Schweißparameter entwickelt werden. Diese sind jedoch in der Regel nicht allgemeingültig. Bereits geringe Änderungen der Werkstoffzusammensetzung oder in der Art der

Werkstückhandhabung können ehemals nutzbare Schweißparameter unbrauchbar machen. Die Gründe hierfür sind in der Anwendung in der Regel nicht zu ermitteln.

Innerhalb dieser Arbeit wird daher eine Technik entwickelt, die als Werkzeug für die Erfassung der inneren Schmelzbaddynamik bei Eisenwerkstoffen dient. Der Hauptfokus der Untersuchungen liegt hierbei auf der Ermittlung von Einflüssen auf die Schmelzbaddynamik durch einzelne Legierungs- und Begleitelemente. Eine geänderte Handhabung von Werkstücken kann zu Verunreinigungen in der Schweißatmosphäre führen. Zusätzlich zu den Legierungselementen wird daher untersucht, ob Gase wie Sauerstoff und Kohlendioxid die Schmelzbaddynamik beeinflussen.

Die Technik zur Erfassung von Einflüssen auf die Schmelzbaddynamik nutzt abgestimmte, berührungslos messende Geräte. Hierbei wird die planksche Strahlungsemission von der Schmelzbadoberfläche aufgezeichnet. Diese wird mit Röntgenbildern korreliert, welche mittels Hochgeschwindigkeits-Mikrofokus-Röntgentechnik erstellt werden. Des Weiteren werden charakteristische Daten der Schmelzbaddynamik, wie die Strömungsgeschwindigkeit und der Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeit unter Einwirkung differierender Legierungs- und Begleitelemente, sowie Schweißatmosphären ermittelt und einander gegenübergestellt.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Schmelzbaddynamik von Eisenschmelzen

2.1.1 Strömungsdynamische Grundlagen

Unter Einwirkung von Kräften können Körper deformiert werden. Abbildung 1 stellt hierzu die Reaktion eines beliebigen Werkstoffs dar.

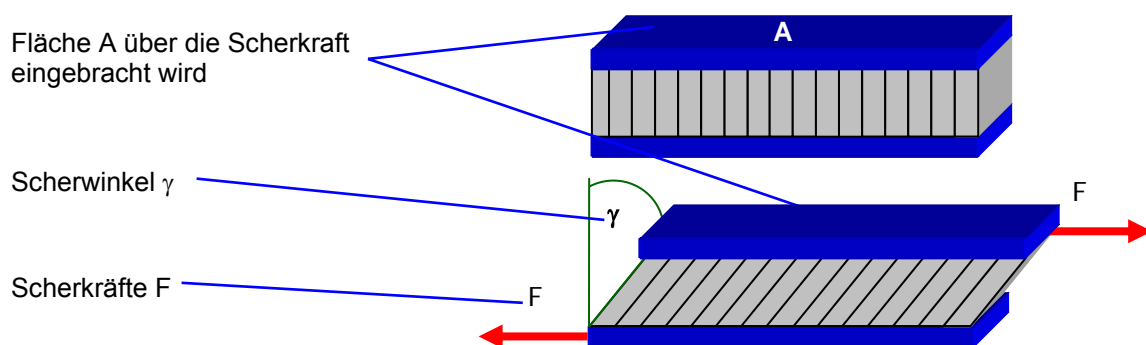


Abbildung 1: Entstehung von Scherwinkeln γ durch Scherkräfte F

Die Kraft F wird über eine Fläche A in den Werkstoff eingeleitet. Als Folge dieser Krafteinleitung, die in der dargestellten Form auch als Scherspannung τ bezeichnet wird, folgt eine Deformation des Werkstoffs. Ein Scherwinkel γ bezeichnet die Verformung in Relation zur Ausgangsform des Körpers. Während Festkörper bei geringen Scherspannungen ein elastisches Verhalten besitzen und nach Aufhebung der Krafteinleitung in ihre Ausgangsform zurückkehren, erfolgt dies bei newtonschen Fluiden nicht. Diese Fluide werden solange plastisch verformt, wie die Kraftaufbringung anhält. Kinetische Energie wird in das Fluid eingebracht. Über verschiedene interatomare oder intermolekulare Wechselwirkungen wird die kinetische Energie in tiefere Regionen des Fluids übertragen. Das erzeugte Geschwindigkeitsprofil im Fluid nimmt hierbei vom Einbringungsort der Scherkraft ausgehend ab. Der Scherwinkel γ bezeichnet hierbei die Abnahme der Geschwindigkeit zu tieferen Bereichen des Fluides hin. Diese Geschwindigkeitsabnahme wird auch als Schergefälle bezeichnet.

Die Scherkraft τ wird entsprechend Gleichung 2-1 definiert:

$$\tau = \frac{F}{A} \quad \text{Gleichung 2-1}$$

Hierbei entspricht F der Kraft, die über die Fläche A in einen Werkstoff eingeleitet wird.

Der Scherwinkel γ wird entsprechend Gleichung 2-2 definiert:

$$\gamma = \frac{\tau}{G} \quad \text{Gleichung 2-2}$$

Hierbei wird ein Gleitmodul G eingeführt. Dessen Ableitung nach der Zeit definiert die dynamische Viskosität η und wird in Gleichung 2-3 dargestellt.

$$\dot{\gamma} = \frac{\tau}{\eta} \Leftrightarrow \eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad \text{Gleichung 2-3}$$

Die dynamische Viskosität η entspricht somit dem Quotienten aus Scherspannung τ und der Ableitung des Scherwinkels nach der Zeit für newtonsche Fluide.

Neben Fluiden, die ein newtonsches Werkstoffverhalten aufweisen, existieren weitere. Abbildung 2 stellt weitere Ausprägungen des Schergefälles in Fluiden vergleichend zum newtonschen Fluid dar.

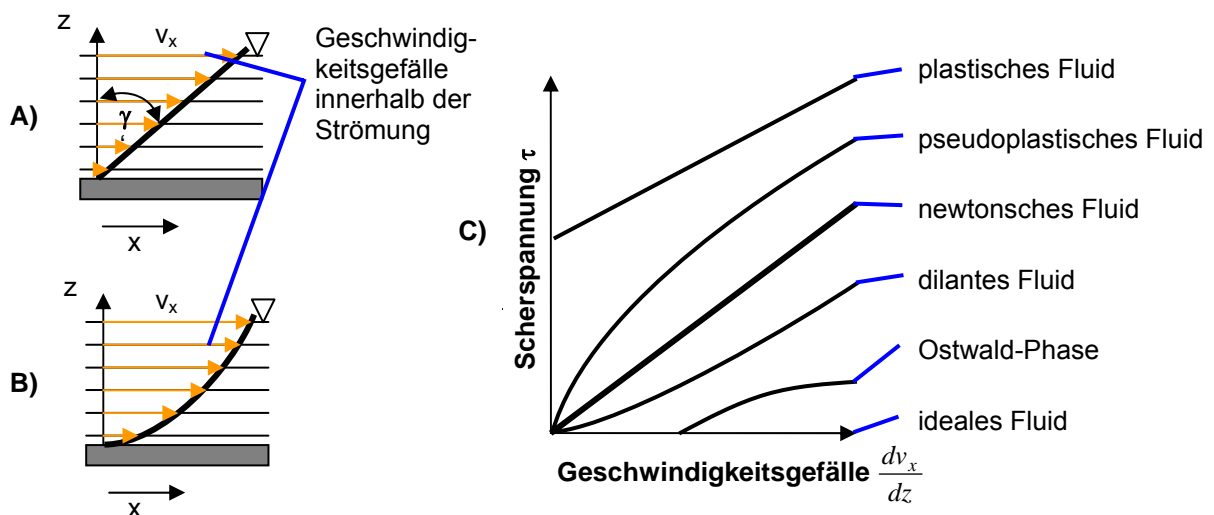


Abbildung 2: Geschwindigkeitsgefälle bei differentem Fluidverhalten [1]

Die in Abbildung 2, A) skizzierte Geschwindigkeitsverteilung in einem Fluid stellt eine newtonsche Geschwindigkeitsverteilung in Folge von Scherkräften im Fluid dar. Die

Geschwindigkeit v_x nimmt hierbei entlang der Z-Achse in Richtung Achsenursprung linear ab. Der Scherwinkel γ ist entsprechend gekennzeichnet. Der Balken am Achsenursprung symbolisiert eine fest stehende Wand ohne Geschwindigkeit. Die an dieser Wand anliegenden Fluidelemente besitzen ebenfalls keine Geschwindigkeit.

Die in Abbildung 2, B) skizzierte Geschwindigkeitsverteilung weist ein nicht lineares Geschwindigkeitsgefälle und somit kein newtonsches Verhalten auf. Es sind verschiedenste Geschwindigkeitsgefälle möglich, von denen Abbildung 2, C) eine Grundauswahl an charakteristischen Ausprägungen dieser Geschwindigkeitsgefälle dargestellt.

Innerhalb der Fluide sind Gase und Dämpfe von Flüssigkeiten zu unterscheiden. Flüssigkeiten werden auch als tropfbare Fluide beschrieben. Gase, Dämpfe und Flüssigkeiten reagieren mit Bezug auf die Viskosität different auf Temperatur. Abbildung 3 stellt dieses dar.

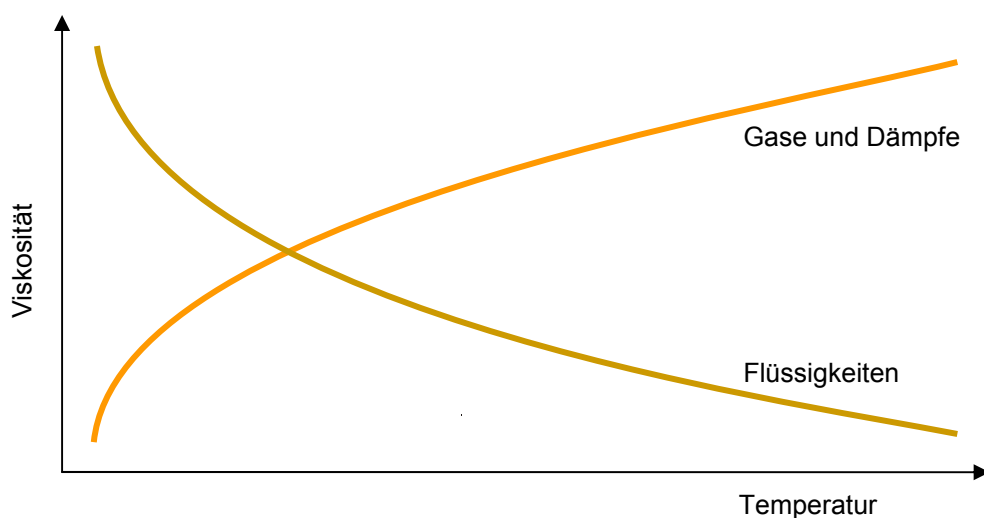


Abbildung 3: Änderung der Viskosität in Abhängigkeit der Temperatur [1]

Mit steigender Temperatur nimmt die Viskosität von Flüssigkeiten ab, während die von Gasen und Dämpfen zunimmt (Abbildung 3).

2.1.2 Entstehung von Oberflächenspannung in Eisenschmelzen

Die interatomaren und -molekularen Wechselwirkungen erzeugen in Flüssigkeiten Anziehungs- und Abstoßungskräfte. Abbildung 4, A stellt diese dar.

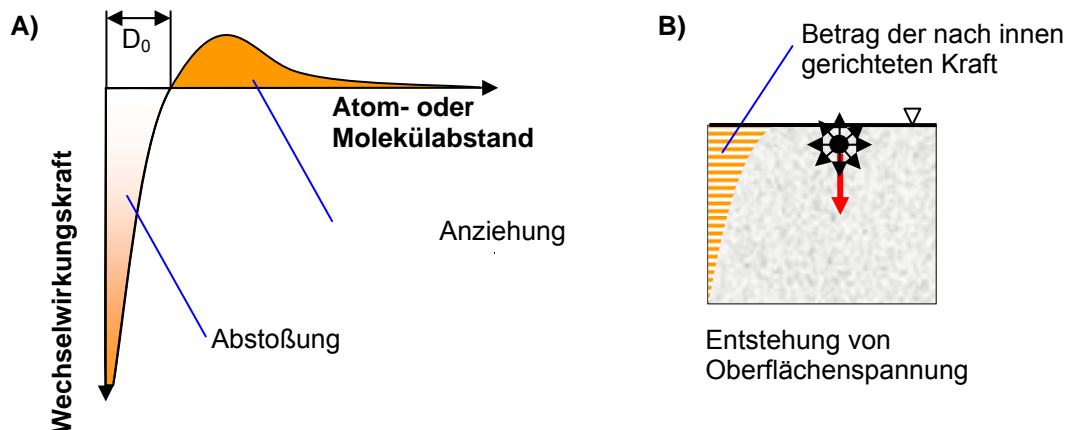


Abbildung 4: Entstehung von Oberflächenspannung [1]

Der Atom- oder Molekülabstand D_0 (Abbildung 4, A) ist innerhalb einer Flüssigkeit näherungsweise der Atom- bzw. der Moleküldurchmesser. Wird die Flüssigkeit komprimiert und hierdurch der Abstand D_0 unterschritten, entstehen Abstoßungskräfte. Bei Aufbringung von Zugkräften, die den Abstand D_0 vergrößern entstehen Anziehungskräfte.

Befindet sich ein Atom, wie in Abbildung 4, B dargestellt an der Grenzfläche des Fluids kann es den Atomverband verlassen, es wird jedoch durch die Anziehungskräfte (Abbildung 4, A) daran gehindert.

In reinen Eisenschmelzen stehen die einzelnen Eisenatome in stetiger Wechselwirkung zu den jeweils benachbarten Atomen. Abbildung 5 stellt die Spannungszustände im idealisierten Modell dar.

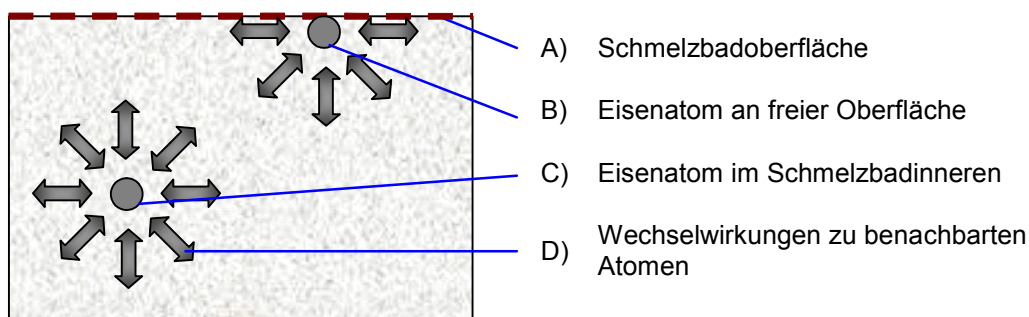


Abbildung 5: Idealisierendes Modell der auf ein Atom innerhalb einer Eisenschmelze einwirkenden Kräfte

Die Atome befinden sich in einem ständigen Wechsel von Anziehungs- und Abstoßungskräften zu den benachbarten Atomen (Abbildung 5, D). Im Inneren von homogen erwärmten Schmelzen entsteht durch gleichmäßige Einwirkung der Wechselwirkungskräfte auf die einzelnen Atome ein räumlich ausgewogenes Spannungsfeld um jedes Atom herum (Abbildung 5, C). An der freien Oberfläche (Abbildung 5, A) stehen jenseits der Schmelzbadoberfläche keine Atome für Wechselwirkungen zur Verfügung. Das Spannungsfeld in dem sich die Atome (Abbildung 5, B) bewegen wird hierdurch unsymmetrisch.

Mit Bezug auf das Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen (LWS) wird das idealisierte Reineisenmodell (Abbildung 5) erweitert. Zum einen stehen die Atome in der technischen Anwendung an der Schmelzbadoberfläche in Wechselwirkung zu Gasen, Dämpfen und Verunreinigungen in der Umgebung der Schmelzbadoberfläche. Zum anderen wird das Modell mit Bezug auf Eisenwerkstoffe dahingehend erweitert, dass die Wirkung von Legierungs- und Begleitelementen innerhalb der Schmelze Eingang in die Modelldarstellung findet. Abbildung 6 stellt das erweiterte Modell zu den auf und innerhalb einer Schmelze einwirkenden atomaren Wechselwirkungen dar.

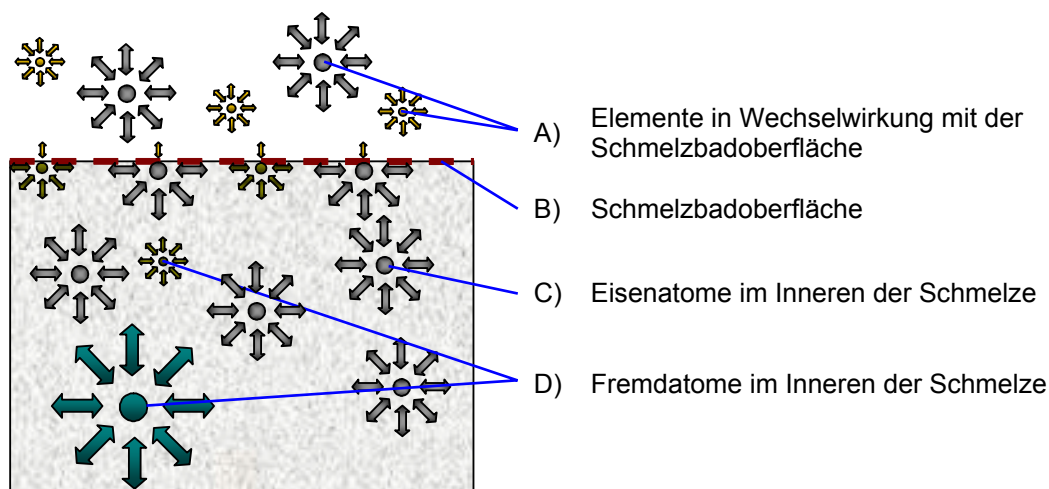


Abbildung 6: Atomare Wechselwirkungen innerhalb einer Eisenbasis-Schmelze

Abbildung 6 stellt in Erweiterung vom Modell in Abbildung 5 mit Bezug auf die in der realen Anwendung des Schweißens stets vorhandenen atomaren Wechselwirkungen innerhalb und jenseits der Schmelzbadoberfläche als Modell dar.

Kennbuchstabe D (Abbildung 6) stellt die in realen Eisenbasiswerkstoffen stets vorhandenen Fremdatome dar. Diese sind in der Regel Legierungs- oder Begleitelemente. Sie können im Bereich der Schmelzbadoberfläche neutral, erhöhend oder verringend die Oberflächenspannung beeinflussen. Zusätzlich können diese

Elemente verdampfen. Das Entfernen von Elementen aus der Oberfläche eines Werkstoffs wird auch als Desorption bezeichnet. Die Desorptionskinetik der verschiedenen in Eisen vorkommenden Elemente kann differieren. Hierdurch können bei Temperaturgradienten auf der Schmelzbadoberfläche Elementverteilungsgradienten erzeugt werden. Zusätzlich können Elemente oder Verbindungen an der Schmelzbadoberfläche unterschiedliche Absorptionsraten für die einfallende Laserstrahlung besitzen und hierdurch in differierender Weise aus der Schmelzbadoberfläche desorbieren.

Die Eisenatome (Abbildung 6, C) stehen in Wechselwirkung miteinander und mit den Fremdatomen innerhalb der Schmelze. Die Eisenatome desorbieren ebenfalls von der Schmelzbadoberfläche und bilden unter geeigneten Umständen einen Metalldampf oberhalb des Schmelzbads [2]. Diese dampfförmige Phase oberhalb des Schmelzbads ist bereits bei ofeninduzierten Schmelzen reaktionsfreudig. Beim LWS stehen die Dämpfe zusätzlich in direktem Kontakt mit der einfallenden und der von der Schmelzbadoberfläche reflektierten Laserstrahlung und werden hierdurch zusätzlich mit thermischer Energie beaufschlagt.

2.1.3 Einfluss von Absorption und Elementverteilung auf die Oberflächenspannung vom Eisenschmelzbad

Die Dampfphase von Eisenwerkstoffen enthält in der Regel Eisenatome und Elemente, die aus dem Grundwerkstoff desorbieren. Zusätzlich stehen Atome aus der Umgebungsatmosphäre in Wechselwirkung mit der Dampfphase und der Schmelzbadoberfläche. Beim LWS wird in der Regel eine Schweißatmosphäre aus Edelgasen wie zum Beispiel Argon oder Helium dem Schweißprozess zugeführt. Je nach technischer Reinheit der zugeführten Gase und Art der Gaszuführung wird neben dem reaktionsträgen Edelgas die Schweißatmosphäre mit Elementen aus der Umgebungsluft verunreinigt. Sauerstoff und Stickstoff beeinflussen die Oberflächenspannung von Eisen [2, 5, 8, 9]. Bei geeigneter Reaktionskinetik kann Sauerstoff mit einem definierten Partialdruck P_0 in die Oberfläche hinein diffundieren. Abbildung 7 stellt verschiedene Reaktionskinetiken nach Ricci et al [2] dar.

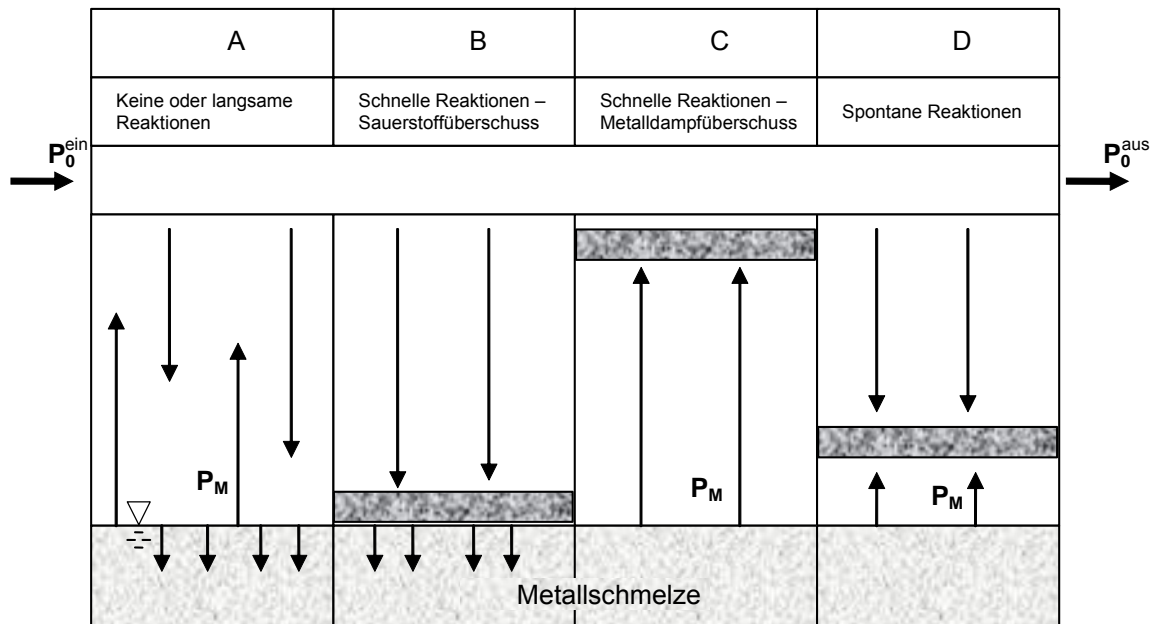


Abbildung 7: Schematische Darstellung von unterschiedlichen physiochemischen Zuständen an der Grenzfläche flüssig-dampfförmig [2]

Schutzgase werden in der Regel strömend dem Schweißprozess zugeführt. Der Schutzgasstrom beinhaltet einen konstanten Sauerstoffpartialdruck P_0 , der dem Schmelzbad zugeführt wird. In Abbildung 7 wird dieser als P_0^{ein} dargestellt. P_0^{aus} stellt den Sauerstoffpartialdruck P_0 nach Wechselwirkung mit der Schmelze dar. Ist die Reaktionskinetik der Schmelze und des Dampfes mit Sauerstoff sehr gering, dann kann Sauerstoff in die Schmelzbadoberfläche hinein diffundieren (Abbildung 7, A). Bei extremen Sauerstoffüberschuss und hoher Reaktionskinetik kann sich ein Oxidfilm auf der Schmelzbadoberfläche bilden, der allerdings eine Diffusion von Sauerstoff in die Schmelzbadoberfläche hemmt (Abbildung 7, B). Ist der Metalldampfpartialdruck P_M relativ hoch, kommt es zu einer Oxidationsreaktion innerhalb der Metalldampfschicht weit oberhalb der Schmelzbadoberfläche, so dass Sauerstoff daran gehindert wird, die Schmelzbadoberfläche zu erreichen (Abbildung 7, C). Derartige Prozesse weisen in der Regel eine Art Nebelbildung über der Schmelzbadoberfläche auf. Bei einem Gleichgewicht der Partialdrücke und hoher Reaktionskinetik erfolgt die Oxidbildung mit einem geringeren Abstand im Vergleich zu C. Auch hier wird Sauerstoff an der Diffusion in die Oberfläche gehindert.

Die Reaktionskinetik von Stickstoff und Eisen ist im Allgemeinen geringer als die von Sauerstoff und Eisen. Prozesse in denen Stickstoff aus der Gasatmosphäre in die Oberfläche des Schmelzbads hinein diffundieren (Abbildung 7, A) können hierdurch relativ gut realisiert werden. Jun et al [3] haben hierzu Eisen in einem Tiegel unter

Argon-Schutzgasatmosphäre erschmolzen und auf das Zentrum der Oberfläche einen reinen Stickstoff-Gasstrom geleitet. In Folge der zentralen Zuführung von Stickstoff entstand ein Konzentrationsgradient auf der Schmelzbadoberfläche. Dieser Konzentrationsgradient induziert Ausgleichsströmungen, die Marangonikonvektion genannt werden. Die Geschwindigkeit dieser Ausgleichsströmungen an der Oberfläche wurde gemessen und ist in Abbildung 8 dargestellt.

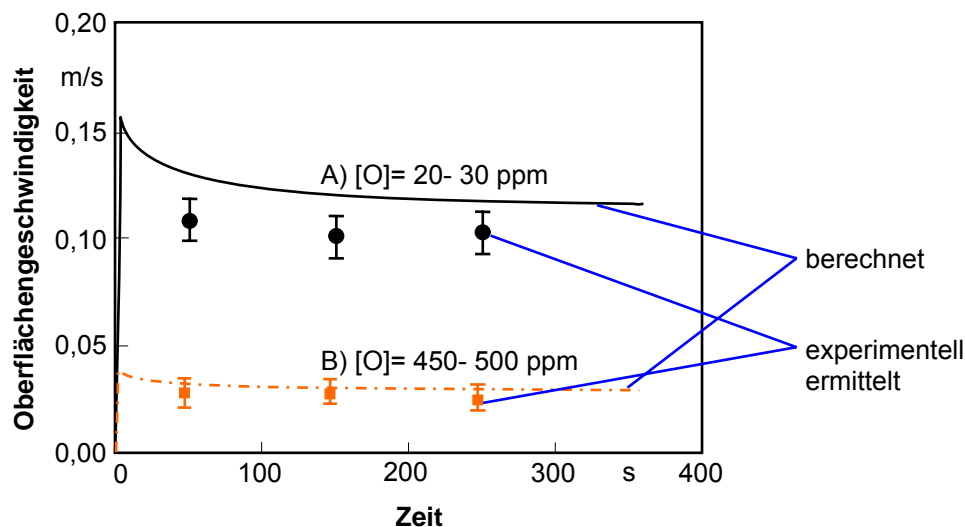


Abbildung 8: Geschwindigkeiten von durch Stickstoffgradienten induzierter Marangonikonvektion in Reineisen bei Gegenwart von Sauerstoff [3]

Die mit A) und B) in Abbildung 8 gekennzeichneten Kurven stellen die Oberflächengeschwindigkeit infolge von differierender Stickstoffkonzentration in der Schmelzbadoberfläche dar. Verunreinigungen der Argon-Schutzgasatmosphäre mit Sauerstoff führen zu geänderten Geschwindigkeiten. Ein von 20 bis 30 ppm auf 450 bis 500 ppm vergrößerter Sauerstoffgehalt reduziert die Oberflächengeschwindigkeit von etwa 0,11 m/s auf 0,03 m/s. Hierbei ist möglich, dass Sauerstoff entweder den konzentrationsbedingten Oberflächenspannungsgradienten oder die Diffusion von Stickstoff (Abbildung 7, B) reduziert.

Für den Fall der Sauerstoffkonzentration von 20 bis 30 ppm (Abbildung 8, A) ist in Abbildung 9 eine berechnete Bewegungsform der oberflächenspannungsinduzierten Schmelzbadbewegungen dargestellt.

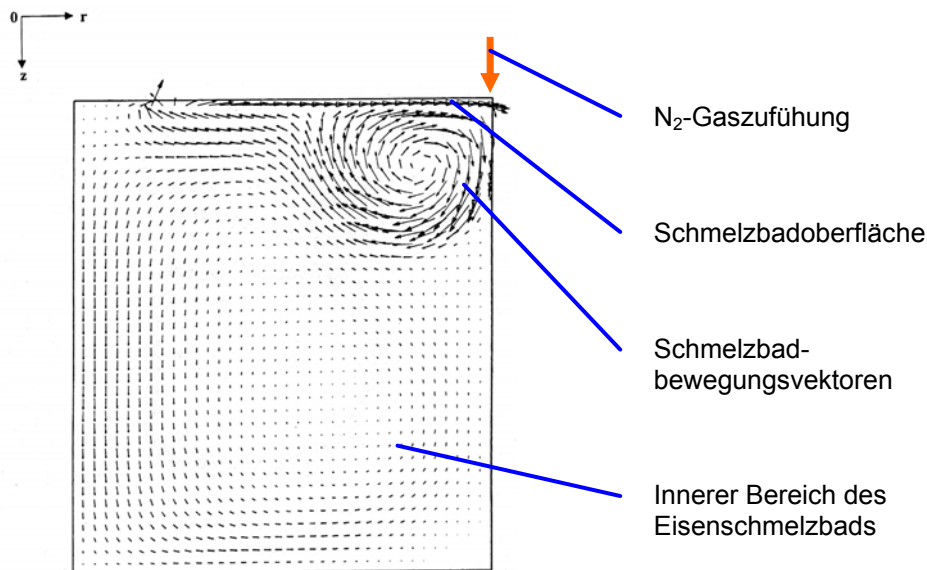


Abbildung 9: Bewegungsform einer konzentrationsinduzierten Marangoni-Konvektion in einem mit flüssigen Reineisen gefüllten Tiegel [3]

Abbildung 9 stellt eine berechnete Bewegungsform dar. Diese wurde mit Hilfe versuchstechnisch ermittelter Oberflächengeschwindigkeiten korreliert [3]. Der Innere Bereich des Eisenschmelzbads erfährt nur eine geringe Bewegung, während an der Schmelzbadoberfläche ein ausgeprägter Strömungswirbel vorhanden ist. Das Berechnungsergebnis aus Abbildung 9 stellt hierbei ausschließlich den linken Teil des Wirbels dar, da der rechte Teil hierzu symmetrische Bewegungen ausführt. Die Schmelze wurde im ofeninduziert erzeugt, d.h. die Energie, die zur Erschmelzung des Eisens notwendig ist, wurde durch ein beheiztes Volumen gleichmäßig in den Werkstoff eingebracht. Die Temperatur der Schmelzbadoberfläche kann hierbei konstant eingestellt werden. Die Kräfte, die die Wirbelbildung (Abbildung 9) verursachen, werden durch einen Oberflächenspannungsgradienten erzeugt, der durch eine erhöhte Stickstoffkonzentration in der Schmelzbadmitte verursacht wird.

Diese in einem Tiegel ermittelten Bewegungsformen entsprechen in erster Näherung den Bewegungsformen beim LWS [4].

Neben Stickstoff haben weitere Elemente Einfluss auf die Oberflächenspannung von Reineisen. Abbildung 10 stellt ausgewählte Elemente und deren Auswirkungen auf die Oberflächenspannung bei relativ geringen Konzentrationen dar.

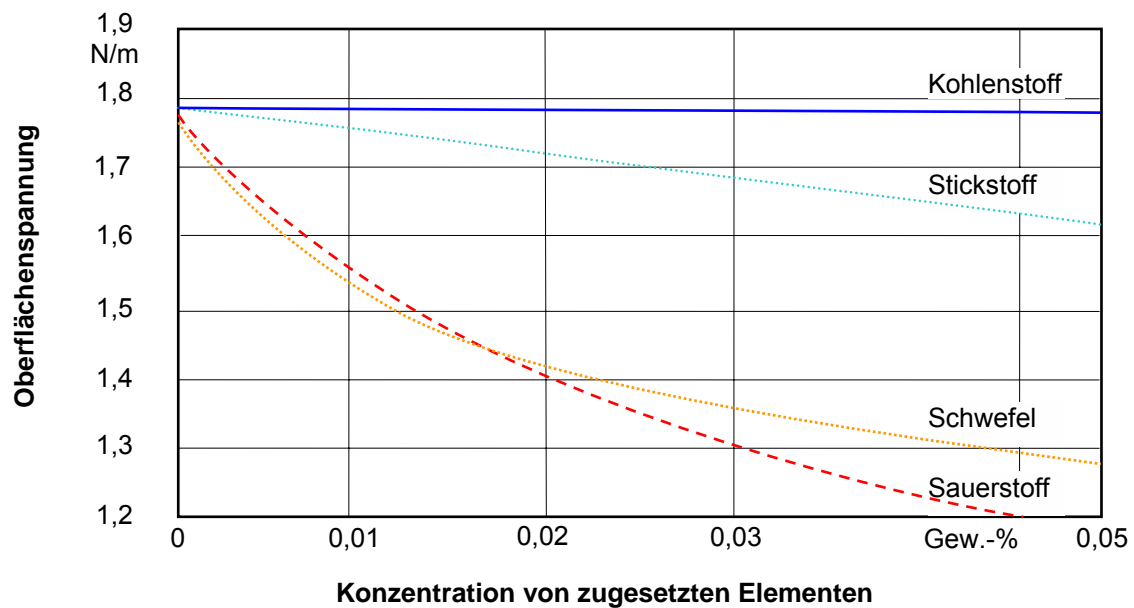


Abbildung 10: Einfluss von ausgewählten nichtmetallischen Elementen auf die Oberflächenspannung von Eisen [3]

Mit steigender Konzentration der dargestellten Elemente (Abbildung 10) sinkt die Oberflächenspannung. Bei Induzierung von Elementengradienten auf der Schmelzbadoberfläche entstehen Oberflächenspannungsgradienten [3, 5]. Die unterschiedlichen Steigungen der dargestellten Kurven führen bei identischem Konzentrationsgefälle zu entsprechend differierenden Spannungsgradienten im dargestellten Konzentrationsintervall. Der Spannungsgradient hat seinerseits wiederum einen Einfluss auf das Adsorptionsverhalten [6].

2.1.4 Einfluss der Desorption von Elementen aus der Schmelzbadoberfläche

Neben der Absorption kann besonders die Desorption von Elementen zu Unterschieden in der Spannungsverteilung auf einer Schmelzbadoberfläche führen. In der Messung von Oberflächenspannungen führt u.a. dieser Effekt zu erheblichen Differenzen in den Messergebnissen unterschiedlicher Untersuchungen [7, 8]. Abbildung 11 stellt den Einfluss der Messzeit auf die Oberflächenspannung dar.

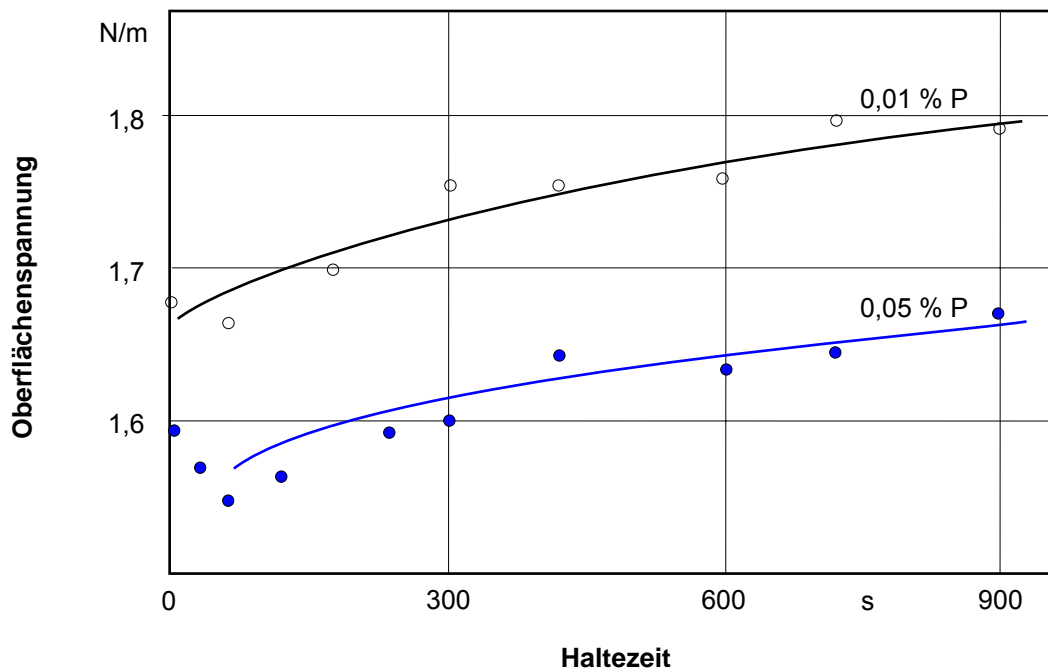


Abbildung 11: Einfluss der Haltezeit auf die Oberflächenspannung von Fe-P-Legierungen mit differentem Phosphorgehalt bei 1550 °C [7]

Abbildung 11 stellt exemplarisch dar, dass bei Eisen-Phosphor-Legierungen mit steigender Messzeit die Oberflächenspannung größer wird. Dieser Effekt wird durch die im Vergleich zu Eisen höhere Desorptionsrate von Phosphoratomen aus der Oberfläche erklärt. Mit der Zeit sinken der Phosphorgehalt in der Oberflächenschicht und somit ebenfalls dessen spannungsmindernder Einfluss. Dieses Verhalten korreliert mit dem höheren Dampfdruck von Phosphor bei 1550 °C.

2.1.5 Einfluss von Legierungselementen auf Eisenschmelzen

Besonders im Hinblick auf die Stahlerzeugung wurden einige grundsätzliche Wirkzusammenhänge zwischen der Oberflächenspannung von ofeninduzierten Eisenschmelzen und Legierungselementen untersucht. Diese Arbeiten geben Hinweise auf einen ausgeprägten Einfluss der Elemente Schwefel, Silizium, Mangan, Molybdän und Vanadium auf die Oberflächenspannung von Eisenwerkstoffen [8 bis 12]. Abbildung 12 stellt ausgewählte Einflüsse von Legierungs- und Begleitelementen nach Schrinner [13] dar.

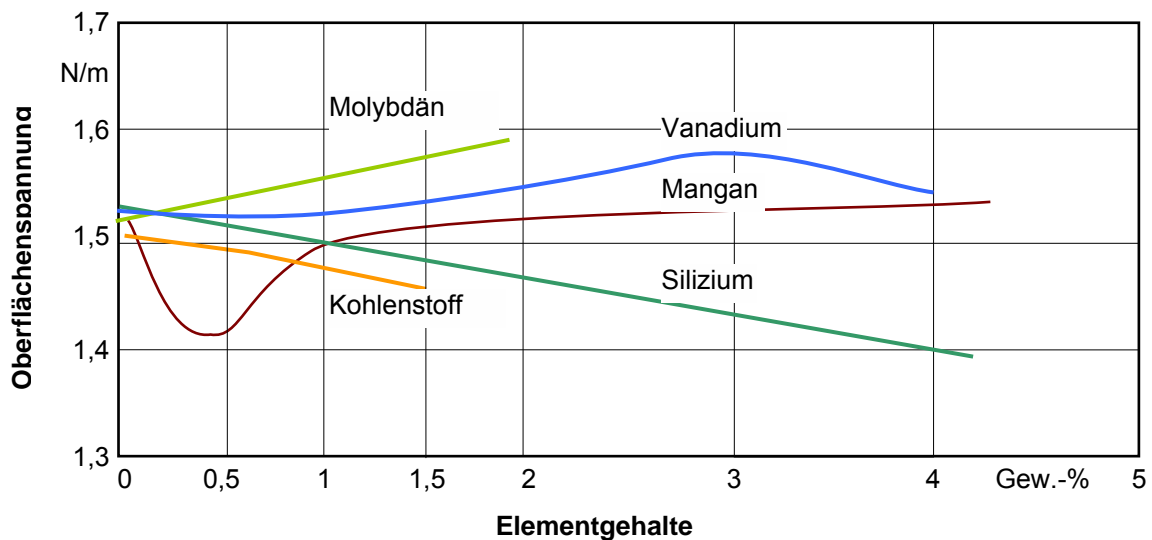


Abbildung 12: Einfluss von unterschiedlichen Legierungselementgehalten auf die Oberflächenspannung von Reineisen bei 1550 °C [13]

Der direkte Einfluss von Kohlenstoff auf die Oberflächenspannung wird von Schriener [13] als gering beschrieben. Im Wesentlichen beruht die Wirkung von Kohlenstoff auf einer Verstärkung der Schwefelaktivität bei steigendem Kohlenstoffgehalt. Der Einfluss von Mangan ist hierbei in Bezug auf die Oberflächenspannung bis 0,7 % höher. Ein Maximum in der oberflächenspannungssenkenden Wirkung wird bei 0,44 % Mangangehalt durchschritten. Diese Ausbildung eines Maximums wird ebenfalls auf Wechselwirkungen mit dem Begleitelement Schwefel zurückgeführt.

2.1.6 Einfluss der Temperatur auf die Oberflächenspannung

Die Temperatur besitzt ebenso wie die Elemente in der Schmelzbadoberfläche einen Einfluss auf die Oberflächenspannung. Gleichung 2-4 beschreibt den Spannungsverlauf von Metallschmelzen [8].

$$\gamma = \gamma_0 + \left(\frac{d\gamma}{dT} \right) \cdot T \quad \text{Gleichung 2-4}$$

Die temperaturabhängige Oberflächenspannung γ (Gleichung 2-4) hat bei der Schmelztemperatur einen Oberflächenspannungswert γ_0 . Mit steigender Temperatur T verändert sich diese Oberflächenspannung γ um den Spannungsgradienten ($d\gamma/dT$). Bei reinen Metallen ist der Spannungsgradient negativ. Hieraus folgt, dass diese Metallschmelzen mit steigender Temperatur T eine Verringerung der Oberflächenspannung aufweisen.

Für Reineisen gilt der in Gleichung 2-5 dargestellte Verlauf [14].

$$\gamma = (1862 - 0,39 \cdot (T - 1530^\circ\text{C}) / ^\circ\text{C}) \text{mNm}^{-1}$$

Gleichung 2-5

In reinem Eisen ist aus thermodynamischer Sicht ein positiver Wert des Spannungsgradienten ($d\gamma/dT$) nicht möglich. Legierungs- oder Begleitelemente von Eisen haben allerdings das Potenzial, durch mit steigender Temperatur abnehmende Konzentrationen in der Schmelzbadoberfläche dem Spannungsgradienten ($d\gamma/dT$) positive Werte zu verleihen. [7, 8]. Exemplarisch wird für dieses Verhalten das Legierungssystem Fe-P in Abbildung 13 und Fe-O in Abbildung 14 dargestellt.

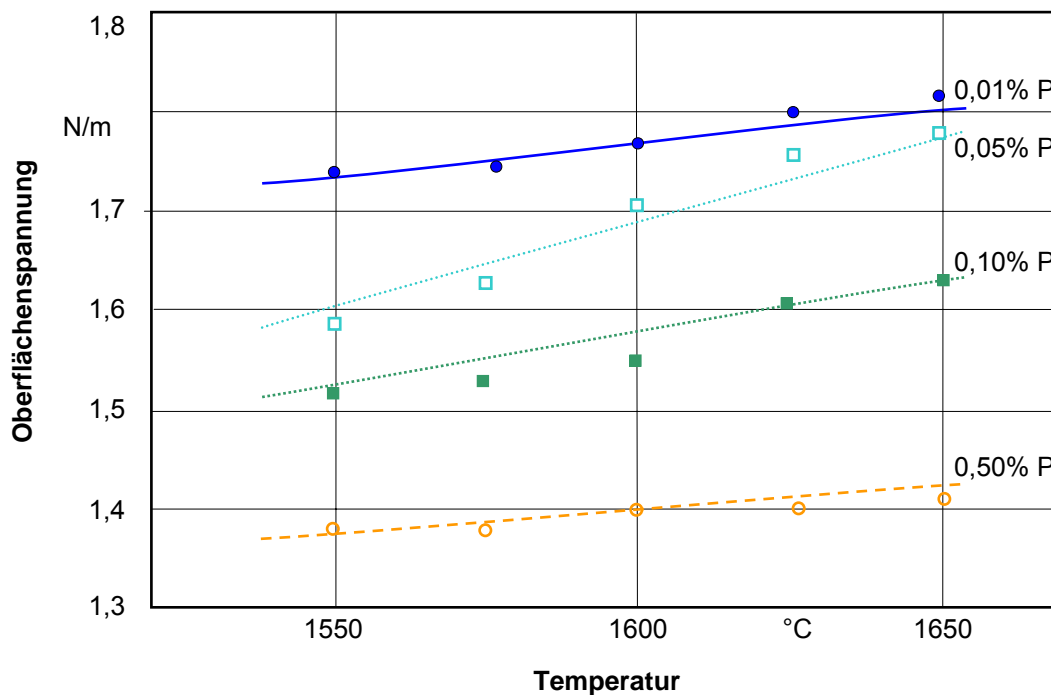


Abbildung 13: Temperatureinfluss auf die Oberflächenspannung bei Fe-P-Legierungen mit differentem Phosphorgehalt [7]

Die mit der Temperatur ansteigenden Oberflächenspannungswerte in Abbildung 13 verdeutlichen den positiven Spannungsgradienten ($d\gamma/dT$) im Legierungssystem Fe-P. Für die dargestellten Legierungszusammensetzungen von Eisen und Phosphor differieren die Geradensteigungen der Oberflächenspannung über der Temperatur relativ gering. Der Spannungsunterschied bei differierenden Konzentrationen und identischer Temperatur ist demgegenüber relativ hoch. Die Verringerung der Oberflächenspannung erfolgt bei konstanter Temperatur im dargestellten Konzentrationsintervall nicht linear.

In Abbildung 14 ist der Einfluss von Sauerstoff auf die Oberflächenspannung von Eisen dargestellt.

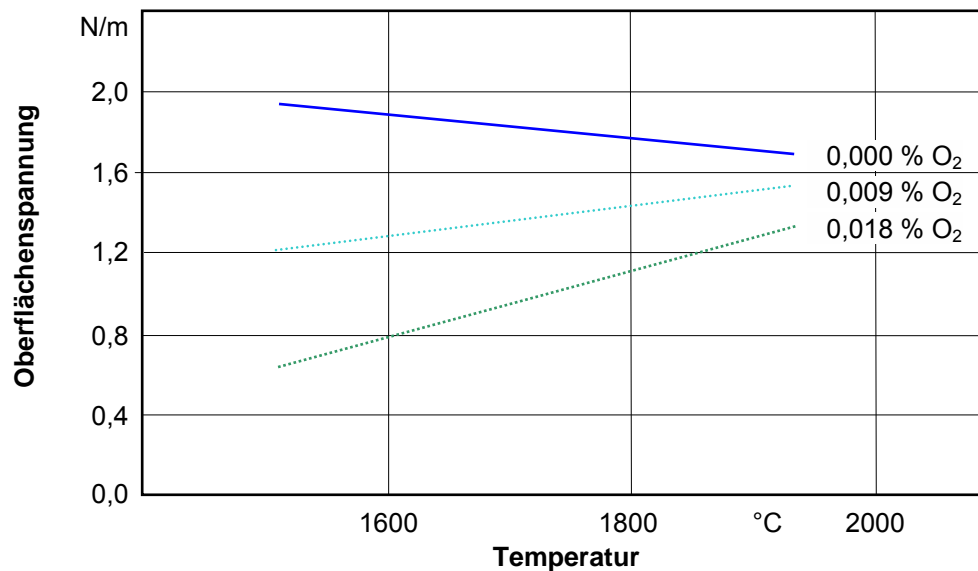


Abbildung 14: Einfluss des Sauerstoffgehalts auf die Oberflächenspannung von Eisenschmelzen [29, 15]

Abbildung 14 verdeutlicht, dass ohne Sauerstoff für reines Eisen ein negativer temperaturabhängiger Oberflächenspannungsgradient vorliegt. Bei Anwesenheit von Sauerstoff besteht dagegen ein positiver Oberflächenspannungsgradient.

Sauerstoff in der Umgebungsatmosphäre wirkt wie Phosphor innerhalb der Schmelze reduzierend auf die Oberflächenspannung von flüssigem Eisen. Im Vergleich zum Einfluss von Phosphor ist der Einfluss von Sauerstoff wesentlich größer.

Die Wirkungsweise, die zu einer Umkehr des Oberflächenspannungsgradienten führt besteht darin, dass bereits geringe Mengen an Sauerstoff bei Schmelztemperatur zu einer massiven Reduzierung der Oberflächenspannung führen. Dieser Effekt ist bei höheren Temperaturen geringer, so dass die Oberflächenspannung mit höheren Temperaturen steigt.

2.1.7 Oberflächenspannung und Viskosität

Die Viskosität η und die Oberflächenspannung γ basieren auf identischen interatomaren Wechselwirkungen. Als Näherung besteht der in Gleichung 2-6 dargestellte Zusammenhang [16, 17].

$$\frac{\gamma}{\eta} = \frac{15}{16} \sqrt{\frac{kT}{m}}$$

Gleichung 2-6

In Gleichung 2-6 bezeichnet k die Boltzmannkonstante, T die Temperatur und m die atomare Masse. Der Quotient aus Viskosität η und Oberflächenspannung γ verläuft proportional zur Wurzel der Temperatur. Abbildung 15 stellt diesen Zusammenhang für Eisen (Fe), Nickel (Ni) und Kobalt (Co) dar.

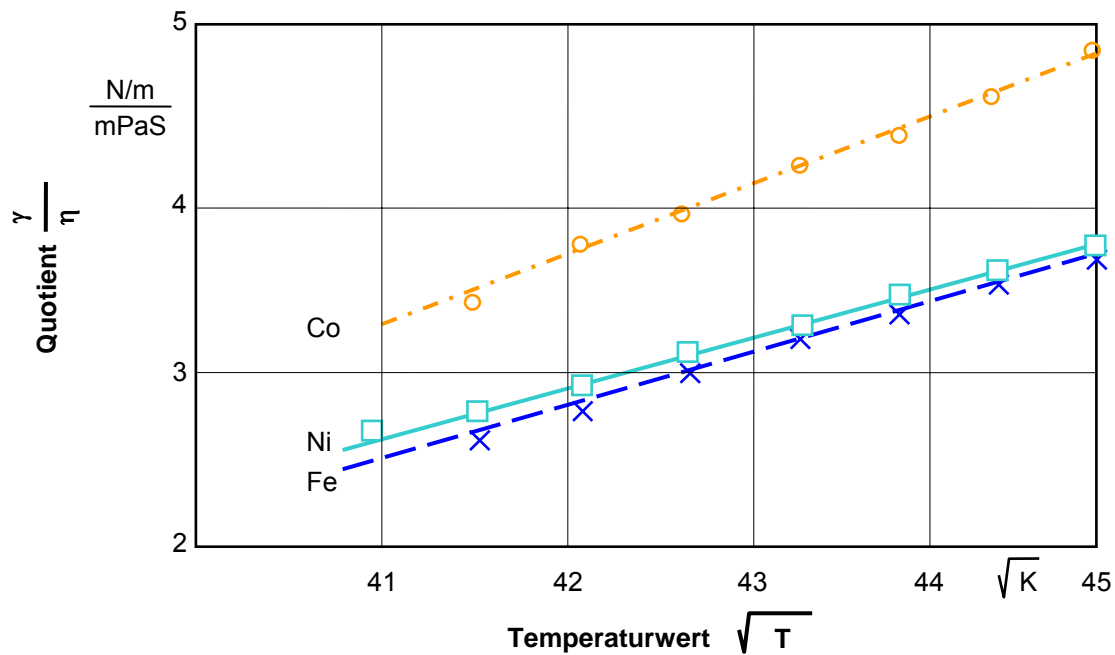


Abbildung 15: Quotient aus Viskosität η und Oberflächenspannung γ für Fe, Co und Ni in Abhängigkeit von der Temperatur [17]

Mit steigender Temperatur nimmt entsprechend Abbildung 15 bei reinen Metallen nicht nur die Oberflächenspannung, sondern auch die Viskosität derart ab, dass der Quotient aus beiden ansteigt. Im gleichen Temperaturintervall nimmt die Viskosität somit stärker als die Oberflächenspannung ab.

2.2 Oberflächenspannungsinduzierte Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen, Marangonikonvektion

Die Intensität von Ausgleichströmungen an der Grenzfläche der Schmelze steht in Abhängigkeit zu den vorhandenen thermisch- oder konzentrationsinduzierten Spannungsgradienten an der Schmelzbadoberfläche. Die Ausgleichsströmungen an der Schmelzbadoberfläche verursachen über die induzierte kinetische Energie Strömungsfelder im Schmelzbad. [3 bis 5, 15, 18]

Abbildung 9 (Seite 11) stellt eine prinzipiell mögliche Ausformung einer resultierenden Schmelzbadströmung am Beispiel eines ofeninduzierten Schmelzbad dar. Das Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen nutzt einen Laserstrahl als Energiequelle um ein Basismaterial zu erschmelzen. Hierbei wird in der technischen Anwendung überwiegend ein TEM_{00} -Mode eingesetzt. Ein TEM_{00} -Mode beschreibt hierbei einen Laserstrahl der in seiner geometrischen Mitte ein einzelnes Leistungsmaximum besitzt und zum Rand hin geringere Laserstrahlleistung bereitstellt. Eine derartige Leistungsdichteverteilung führt zu einer stärkeren Energieeinbringung in der Schmelzbadmitte, als am Schmelzbadrand. Hieraus folgt primär, dass die entstehende Schmelzbadoberfläche in der Mitte wärmer ist, als am Rand. Der Temperaturgradient führt in der Regel zu einer gradierten Oberflächenspannungsverteilung. Die hieraus resultierenden Ausgleichsströmungen an der Schmelzbadoberfläche induzieren die kinetische Energie für die Strömungen innerhalb des Schmelzbad.

Die eingebrachte thermische Energie wird innerhalb des Schmelzbad durch Konduktion und Konvektion geleitet. Der konduktive Wärmetransport erfolgt über Wärmeleitung innerhalb des Werkstoffs. Er führt beim LWS von dem wärmsten Ort, in der Regel die Mitte der Schmelzbadoberfläche, zu kälteren Werkstoffbereichen wie dem Schmelzbadrand hin. Der konvektive Wärmetransport erfolgt durch die Strömung von Schmelze. Der konvektive Wärmetransport überlagert hierbei den konduktiven. Zusätzlich verändern die Wärmeströme in der Schmelze die Temperaturverteilung auf der Schmelzbadoberfläche und hiermit die Verteilung der thermisch induzierten Oberflächenspannungsgradienten.

Abhängig vom Temperaturhaushalt auf der Schmelzbadoberfläche, der Geschwindigkeit der Ausgleichsströmungen, dem Legierungssystem des Werkstoffs, der Gasatmosphäre und dem Dampfdruck des Schmelzbad prägen sich zusätzlich die temperatur- und zeitabhängigen Desorptions- und Adsorptionsprozesse auf der Schmelzbadoberfläche aus. Diese können wiederum zu einem Gradienten in der Elementverteilung auf der Schmelzbadoberfläche führen. Dieser Gradient führt zu einer Beeinflussung der Oberflächenspannung. Zusätzlich kann dieser Elementgradient auch zu einem Absorptionsgradienten bezüglich der Einkopplung der zugeführten Laserstrahlungsenergie führen, wodurch das Temperaturfeld wiederum beeinflusst werden kann.

Der Begriff „Marangonikonvektion“ wird in der Literatur genutzt, um Ausgleichsströmungen durch Unterschiede in der Oberflächenspannung zu bezeichnen. Mit

Bezug auf das LWS haben die in Abbildung 16 dargestellten Faktoren innerhalb des Schmelzbads Einfluss auf die Marangonikonvektion.

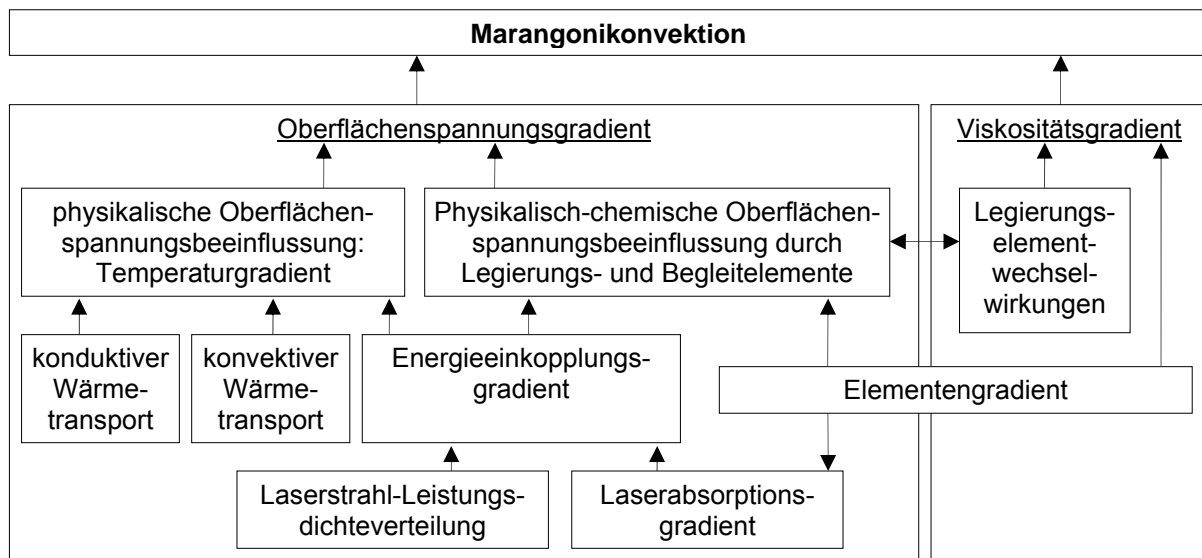


Abbildung 16: Qualitative Darstellung der Einflussfaktoren auf die Marangonikonvektion beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen

Abbildung 16 stellt zusammenfassend entsprechend Kap. 2.1.1 bis 2.1.7 die Einflussfaktoren auf die Marangonikonvektion und deren Wechselwirkungen beim LWS dar.

Die Laserstrahl-Leistungsdichteverteilung hat hierbei entsprechend der Absorptionseigenschaften des Schmelzbads einen direkten Einfluss auf die in das Schmelzbad eingebrachte Energie. Über die Fläche des Schmelzbads wird hierdurch ein Gradient an eingebrachter Laserstrahlleistung erzeugt. Der an der Schmelzbadoberfläche mögliche Elementengradient kann zu einer Gradierung der Absorptionseigenschaften der Schmelzbadoberfläche führen. Somit wird durch einen Elementengradient in Wechselwirkung mit der Laserstrahlungsabsorption der Gradient der Energieeinkopplung auf der Schmelzbadoberfläche beeinflusst (Laserabsorptionsgradient). Zusätzlich kann der Elementengradient in Wechselwirkung mit dem Grundwerkstoff zu einer Gradierung der Oberflächenspannung führen. Diese Gradierung kann zusätzlich durch das Temperaturfeld auf der Schmelzbadoberfläche erzeugt werden.

Wichtige Einflussfaktoren auf das Temperaturfeld sind hierbei die Leistungsdichteverteilung der einfallenden Laserstrahlung, die durch Elementengradienten differierende Absorptionseigenschaften der Schmelzbadoberfläche, sowie die konvektiven und konduktiven Wärmeströme. Der Oberflächenspannungsgradient führt zu

Ausgleichsströmungen an der Schmelzbadoberfläche. Die Geschwindigkeit dieser Ausgleichsströmungen sind neben dem Oberflächenspannungsgradienten abhängig von der Viskosität der Schmelze. Die interatomaren Wechselwirkungen, die zur Ausprägung von Oberflächenspannung führen, sind hierbei artgleich mit den Wechselwirkungen, die zur Ausprägung von Viskosität führen. Bei Existenz eines Oberflächenspannungsgradienten existiert somit ebenfalls ein Viskositätsgradient. Die räumlich veränderbaren Viskositäts- und Oberflächenspannungseigenschaften der Schmelze bewirken die Ausprägung der Marangonikonvektion.

Aufgrund der zahlreichen Einflussfaktoren und unzureichender werkstofftechnischer Daten über die Wechselwirkung der Einflussfaktoren miteinander und der Oberflächenspannung ist eine Berechnung der Strömungsdynamik problematisch.

Ein Weg zur Analyse der Schmelzbaddynamik ist deren versuchstechnische Erfassung. Als Resultat der in Abbildung 16 dargestellten Einflussfaktoren auf die Marangonikonvektion werden nicht nur Schmelzbadströmungen unterschiedlicher Intensität, sondern auch unterschiedlicher Strömungsrichtung induziert. Abbildung 17 stellt röntgentechnisch erfasste Strömungen in verschiedenen Eisenbasiswerkstoffen und einem Titanbasiswerkstoff qualitativ dar.

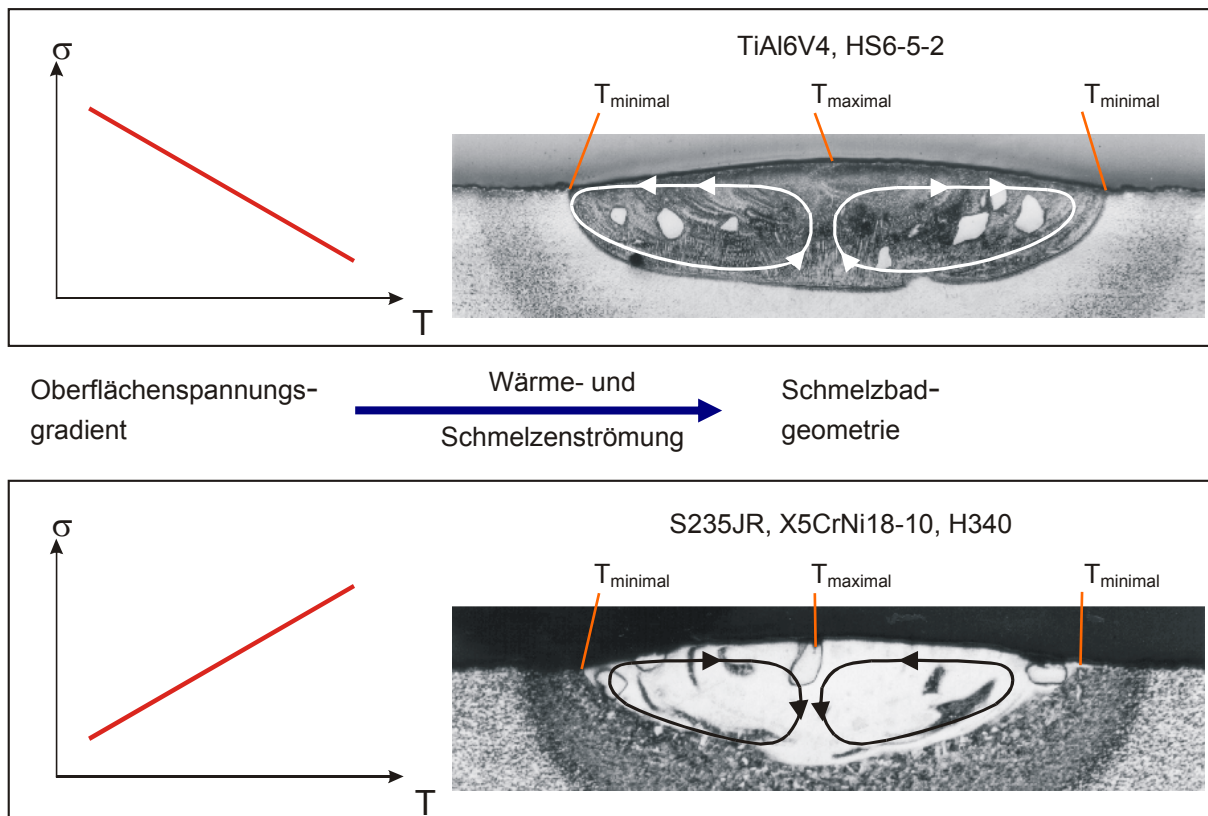


Abbildung 17: Qualitativer Einfluss von Oberflächenspannungsgradienten mit positiver oder negativer Steigung auf die Schmelzbadgeometrie beim LWS [4]

Der in Abbildung 17 mittels Pfeilen dargestellten Schmelzbadströmungen sind Schliffbilder hinterlegt. Die Schliffbilder veranschaulichen die Wirkung des strömungsbedingten Energietransports auf die Schmelzbadgeometrie. Während die obere Schmelzbadform besonders beim Legieren im Hinblick auf Homogenität und Flächenleistung Vorteile bringt, ist die untere Schmelzbadform für das Verbindungsschweißen durch die höhere Schmelzbadtiefe von Vorteil. Der für die Dynamik ursächliche temperaturabhängige Oberflächenspannungsgradient ist in Abbildung 17 in den jeweils links angeordneten Diagrammen qualitativ dargestellt.

2.2.1 Experimentelle Untersuchungen in artverwandten Schweißverfahren

Insbesondere im Bereich des Wolfram-Inert-Gas-Schweißens (WIG-Schweißen) wurde die Wirkung von einzelnen Begleitelementen, Metallen und Gasen beim Schweißen von Edelstählen untersucht. Diese Untersuchungen wurden vielfach durch das Problem des ungleichmäßigen Einbrandes bei gleichen Werkstoffen

unterschiedlicher Chargen initiiert, da hierdurch besonders bei automatisierten Schweißverfahren Probleme auftreten können. Die Veröffentlichungen [18 bis 24] weisen einen erheblichen Einfluss der Begleitelemente von metallischen Konstruktionswerkstoffen nach. Leimonen, Hsieh et al [18, 19] beschreiben den positiven Einfluss von Schwefel bis 0,02% auf das Tiefen- zu Breitenverhältnis (T/B-Verhältnis) beim Schweißen von austenitischem Stahl mit Al_2O_3 -Einschlüssen [18]. In dieser Veröffentlichung wird auch der positive Einfluss von CO_2 auf das T/B-Verhältnis beschrieben. Die Zugabe von CO_2 führte verstärkt zu oxidischen Einschlüssen. Eine Änderung der Schutzgaszusammensetzung beeinflusste dagegen das Bearbeitungsergebnis nicht [21]. Hsieh et al [19] beschreibt des Weiteren den positiven Einfluss von Sauerstoff und den negativen von Aluminium auf das T/B-Verhältnis. Walsh et al [20] berichtet über die gegenseitige Wechselwirkung von Elementen der Gruppen V und VI des Periodensystems bei der Beeinflussung der Oberflächenspannung des Schmelzbads. Einzelne Elemente der Gruppe V können, ähnlich wie Elemente der Gruppe VI, die Oberflächenströmung beeinflussen. Das durch die Elemente veränderte Strömungsmuster beeinflusst die Fiederung der Schweißraupe. Phosphor ist hierzu nicht in der Lage [20]. Steffens, Hsieh et al [21, 22] ermittelten Wirkungen der Begleitelemente auf die Schmelzbaddynamik beim Schweißen von austenitischen Stählen. Oxide und Schwefel werden hier als wichtigste Einflussgrößen genannt. Pollard, Heiple et al [23, 24] stellen fest, dass Aluminium und Schwefel großen Einfluss auf das Einbrand- und Schlackeverhalten beim WIG-Schweißen von nichtrostendem Stahl hat. Pollard [23] betont, dass Phosphor, Molybdän und Kupfer diesbezüglich einen kleinen Einfluss zeigen. Bei Silizium wird von Pollard [23] ein Einfluss auf die Viskosität angenommen, während Hsieh den Einfluss von Silizium auf das T/B-Verhältnis als gering beschreibt [19]. Diese Veröffentlichungen stimmen in dem Bericht über die Wirkung von Schwefel im Schmelzbad weitgehend überein, während zum Teil unterschiedliche Gewichtungen in der Wirkung der anderen Legierungs- und Begleitelemente beschrieben werden.

Ushio [25] führt die unterschiedlichen Einschweißstiefen beim WIG-Schweißen, Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen und Elektronenstrahlschweißen auf Schmelzbadströmungen durch Korrelation von mathematischer Modellierung und Geometriefaktoren der Schweißnahtquerschliffe zurück. Abbildung 18 stellt diese im Wirkprinzip (A, B) und in Messwerten (C) dar.

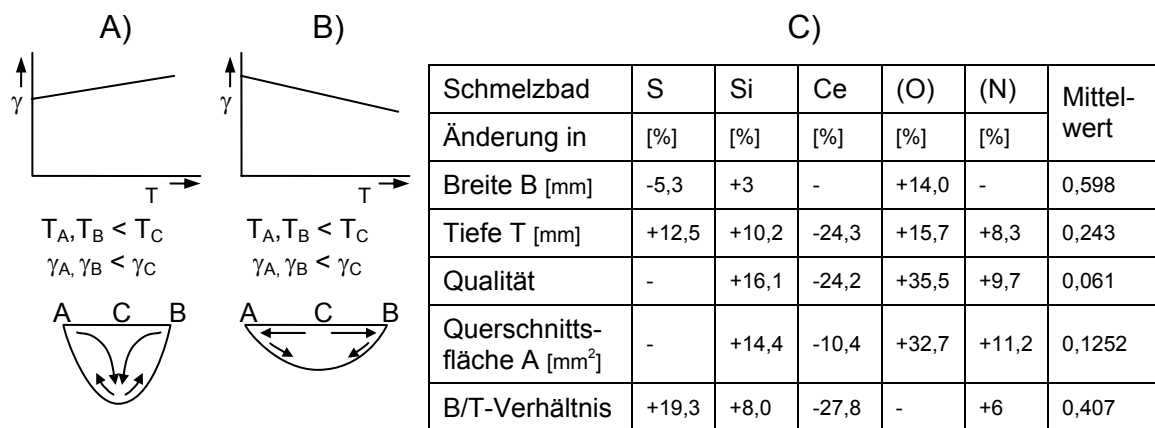


Abbildung 18: WIG-Einschweißiefen in Abhängigkeit der Elementzugabe zu 30NiCrMo2-2 (1.6545) [25]

Die Prinzipdarstellungen der Schmelzbadströmungen in Abbildung 18 A) und B) (unten) nutzen von links nach rechts die Kennbuchstaben A, C und B. A markiert den linken, B den rechten Rand und C die Mitte des Schmelzbaus. T_A , T_B und T_C (mitte) stehen für die Temperaturen an diesen Orten. γ_A , γ_B und γ_C für die aus der Temperatur resultierenden Oberflächenspannungen. Im Fall A) wird ein positiver temperaturabhängiger Oberflächenspannungsgradient, im Fall B) ein negativer vorausgesetzt.

Das Wirkprinzip aus Abbildung 18 A) (unten) verdeutlicht, dass tiefere Schmelzbäder durch eine Schmelzenströmung zum Schmelzbadgrund hin erklärt werden können. Diese resultiert aus einer mit der Temperatur ansteigenden Oberflächenspannung, welche zu einem Oberflächenspannungsgradienten führt. Dieser Spannungsgradient führt zu Ausgleichsströmungen die vom Schmelzbadrand zur Schmelzbadmitte hin gerichtet sind und an der Schmelzbadmitte zum tiefsten Punkt des Schmelzbaus führen.

Schwefel führt entsprechend Abbildung 18 C) zu einer Verringerung der Schmelzbadbreite und zu einer Tiefenzunahme von bis zu 12,5 %. Dieses Verhalten kann allein durch den in Abbildung 18 A) dargestellten Strömungsverlauf erklärt werden, die gleichzeitige Breiten- und Tiefenerhöhung bei Einsatz von Silizium dagegen nicht.

2.2.2 Experimentelle Untersuchungen in artverwandten Schweißverfahren mit Laserstrahlung

In Bachhofer, Matsunawa et al [26, 27, 28] haben über den Einfluss von reaktiven Gasen beim Laserstrahlschweißen berichtet. In [26] wurde hierbei die Umkehr des temperaturabhängigen Oberflächenspannungsgradienten beim Schweißen von Aluminium unter Einsatz von Stickstoff festgestellt. In [28] wurden trotz Schutzgas Helium und Laborbedingungen, Anteile von Wasserstoff, Stickstoff und Argon neben nur 86,8 bis 95,9% Helium in Schweißsporen nachgewiesen. Auch unter dem Einsatz von Edelgasen muss daher bei technischen Schweißprozessen nachweislich mit verunreinigten Prozessgasatmosphären gerechnet werden. Die Wechselwirkungen dieser Einflussgrößen auf die Schmelzbaddynamik beim Wärmeleitungsschweißen sind bisher unzureichend bekannt.

Zusätzlich zum Schutzgas, den Legierungs- und Begleitelementen spielt die Vorbereitung der Schweißnaht eine Rolle, da zum Beispiel auch durch Bearbeitungsverfahren oberflächenaktive Elemente in die Schweißung eingebracht werden können. In [8] wird hierzu beschrieben, dass die Elemente der Gruppe VIa und hohe Konzentrationen von SiO_2 dem Oberflächenspannungsgradienten von Eisen positive Werte verleihen können. Die Wirkungsweise von SiO_2 auf die Oberflächenspannung wird so beschrieben, dass komplexe SiO_2 -Molekülstrukturen mit steigender Temperatur zerfallen, eine wachsende Zahl von ungesättigten molekularen Bindungen an der Oberfläche produzieren und somit die Oberflächenspannung erhöhen. Sauerstoff und andere Elemente der VI. Hauptgruppe verursachen in Eisenschmelzen einen Anstieg der Oberflächenspannung durch eine temperaturabhängige progressive Desorption dieser Elemente aus der Oberfläche [8].

2.2.3 Prozessgaseinflusses auf die Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen

Berkmanns, Danzer et al [29] haben in Bezug auf das Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen nachgewiesen, dass Prozessgase den Schweißprozess beeinflussen. Sie haben Indizien für eine Umkehr des temperaturabhängigen Oberflächenspannungsgradienten durch den Zusatz von Kohlendioxyd (CO_2) zu Argonatmosphären gefunden. Diese Umkehr wird für eine Richtungsänderung der Schmelzbadströmungen innerhalb des Schmelzbads verantwortlich gemacht. Die Auswirkungen dieser Strömungsumkehr werden als so gravierend beschrieben, dass allein durch

Änderung der Schweißatmosphäre ein Wärmeleitungsschweißprozess zu einem Tiefschweißprozess werden kann.

Der Wirkmechanismus, der zur Beeinflussung der Oberflächenspannungsverteilung führt, wird in einer Freisetzung von Sauerstoffradikalen aus CO_2 in die Gasatmosphäre gesehen [30, 31]. Bereits relativ geringe Mengen an Sauerstoff (Abbildung 14) in der Schweißatmosphäre führen zur Verringerung der Oberflächenspannung an der Phasengrenze flüssig-gasförmig. Mit steigender Temperatur wird dieser Effekt weniger intensiv, wodurch ein Anstieg der Oberflächenspannung trotz erhöhter Temperatur folgt.

Der Einfluss reaktiver Gase auf die Oberflächenspannung von Metallschmelzen wurde zusätzlich zu den oben genannten Veröffentlichungen in [8, 26, 27, 32] dargestellt. Hügel et al haben beim Laserstrahl-Tiefschweißen von Aluminium unter Einsatz von Stickstoff eine Umkehr des temperaturabhängigen Oberflächenspannungsgradienten festgestellt [26]. Bei technischen Schweißprozessen muss davon ausgegangen werden, dass ein vollständiger Schutz der Schmelzbadoberfläche durch die konventionelle Zufuhr von Schutzgasen nicht sichergestellt werden kann.

Als Modell für die Wirkung von oberflächenaktiven Elementen auf die Dynamik von laserinduzierten Schmelzen haben Limmaneevichtr und Kou ein Schmelzbad aus NaNO_3 genutzt [33, 34]. Die Strömungen wurden mittels Lichtschnittverfahren visualisiert. Die oberflächenspannungsaktive Verbindung $\text{C}_2\text{H}_5\text{COOK}$ konnte hierbei in geringen Konzentrationen die Dynamik der Schmelze verringern und in höheren Konzentrationen die Strömungsrichtung der Schmelze umkehren, sowie die Dynamik erhöhen.

In Bezug auf die Schmelzbadform und damit die Querschnittsgeometrie der resultierenden Fügezone haben Limmaneevichtr und Kou als wesentliche Einflussfaktoren die Oberflächenspannungsgradienten, die Viskosität und die Wärmeleitfähigkeit der Schmelze identifiziert [35]. Mit Kenntnis der entsprechenden Zusammenhänge lassen sich konkave bis konvexe Formen des Schmelzbadgrundes erreichen. Abbildung 17 stellt zwei unterschiedlich stark konvexe Schmelzbadformen dar.

Matsunawa et al [36] haben beim WIG-Schweißen des austenitischen Werkstoffs X5CrNi18-10 den Einfluss des Begleitelements Schwefel untersucht. In Bezug auf das Begleitelement Schwefel wurde ermittelt, dass es eine Wirkung auf die Oberflächenspannung von Stahl ausübt. Schwefelbeimengungen können damit das

Strömungsverhalten ändern. Enthält eine X5CrNi18-10-Stahlschmelze 0,011 % Schwefel, führt dies beim WIG-Schweißen zur Umkehrung der Strömungsrichtung. Bei einem geringeren Gehalt von 0,004 % und gleichen Untersuchungsbedingungen konnte keine Umkehrung der Strömung nachgewiesen werden.

Bezüglich der Ursache für die Strömungsumkehr durch Schwefel wird ausgeführt, dass die Oberflächenspannung durch ausreichende Mengen an Schwefel an der Schmelzbadoberfläche des Schmelzbads herabgesetzt wird. Im Bereich der maximalen Oberflächentemperatur verdunstet Schwefel stärker als in Bereichen geringerer Temperatur auf der Schmelzbadoberfläche. Diese maximale Oberflächentemperatur wird in der Regel in der Mitte des Schmelzbads erreicht. Die Schwefelkonzentration ist somit im Zentrum des Schmelzbads geringer als am Rand. Als Folge hiervon liegt ein entsprechender Gradient der Oberflächenspannung an der Schmelzoberfläche vor. Die Ausgleichsströmungen auf der Schmelzbadoberfläche finden hierdurch vom Schmelzbadrand aus zur Schmelzbadmitte hin statt [36, 37].

Die Versuchstechnik von Matsunawa et al besitzt Gemeinsamkeiten mit dem Versuchsaufbau im Forschungsvorhaben Ha 1213/39 1-3 [4] und AL 416/14-1 [46]. Gemeinsam sind der Einsatz von Röntgentechnik und Markierungspartikeln zur Detektion von Schmelzbadströmungen. Unterschiede bestehen im Fehlen [36] eines Systems zur koaxialen Erfassung der Oberflächentemperaturverteilung, im Einsatz des WIG-Schweißverfahrens, im Verzicht auf umfassende Untersuchung des Einflusses verschiedener Legierungselemente und Gasatmosphären. Kapitel 2.3 stellt die versuchstechnischen Komponenten dar.

2.3 In-situ Techniken zur Erfassung von metallischen Schmelzbadvolumen und -oberflächen

2.3.1 Röntgentechnik

Röntgentechniken werden in der Werkstoffprüfung eingesetzt und gehören zu den bildgebenden Messtechniken. Bei der Messung werden Werkstoffe zerstörungsfrei und wechselwirkungsarm durchstrahlt. Die vom Werkstoff geschwächte Röntgenstrahlung wird orts aufgelöst detektiert. Hierdurch werden Schattenbilder der durchstrahlten Werkstoffe erzeugt.

2.3.1.1 Abbildungsbedingungen innerhalb der Röntgentechnik

Unschärfe von Röntgenaufnahmen

Innerhalb von bildgebenden Messverfahren wie der Röntgentechnik sind die Helligkeit, Kontrast und Bildschärfe qualitätsbestimmende Messgrößen. Abbildung 19 stellt relevante Einstellwerte schematisch dar.

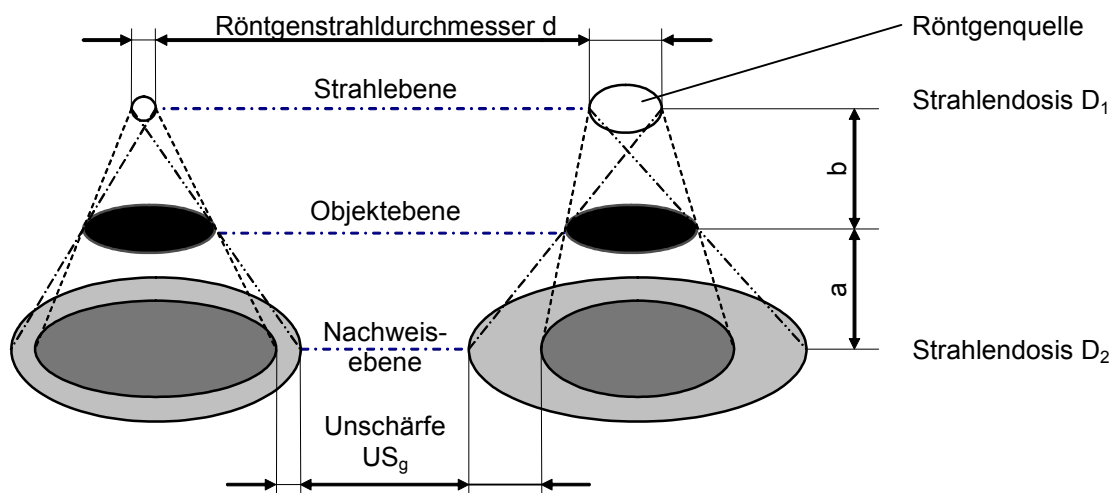


Abbildung 19: Einflussfaktoren der geometrischen Unschärfe

An der Röntgenstrahlquelle wird die Röntgenstrahlung mit einem Quelldurchmesser d emittiert. Die emittierte Strahlung durchdringt in der Objektelebene das zu durchstrahlende Objekt. Die geschwächte Röntgenstrahlung wird in der Nachweisebene detektiert. Hierzu werden z.B. im Medizinbereich vielfach Filmnegative verwendet. Diese werden nach erfolgter Durchstrahlung entwickelt. Ohne Entwicklung kommen so genannte Bildwandler aus, die in der Nachweisebene angeordnet die geschwächte Röntgenstrahlung in Form von sichtbarem Licht direkt darstellen (Kapitel 2.3.2).

Kontrast

Der Kontrast eines röntgentechnisch erzeugten Bildes wird zusätzlich zu der Unschärfe US_g von der Differenz der Strahlenenergiedosis, welche den Bildwandler erreicht, bestimmt. Die Strahlenenergiedosis wird bei gleich bleibender Strahlleistung im Wesentlichen durch den linearen Schwächungskoeffizienten μ und die Dichte ρ der durchstrahlten Werkstoffe beeinflusst. Hierdurch werden Kontraständerungen hervorgerufen. Abbildung 21 stellt diese am Beispiel eines Partikels mit hohem

Schwächungskoeffizienten und hoher Dichte in einer Matrix mit geringerer Dichte und geringerem Schwächungskoeffizienten dar.

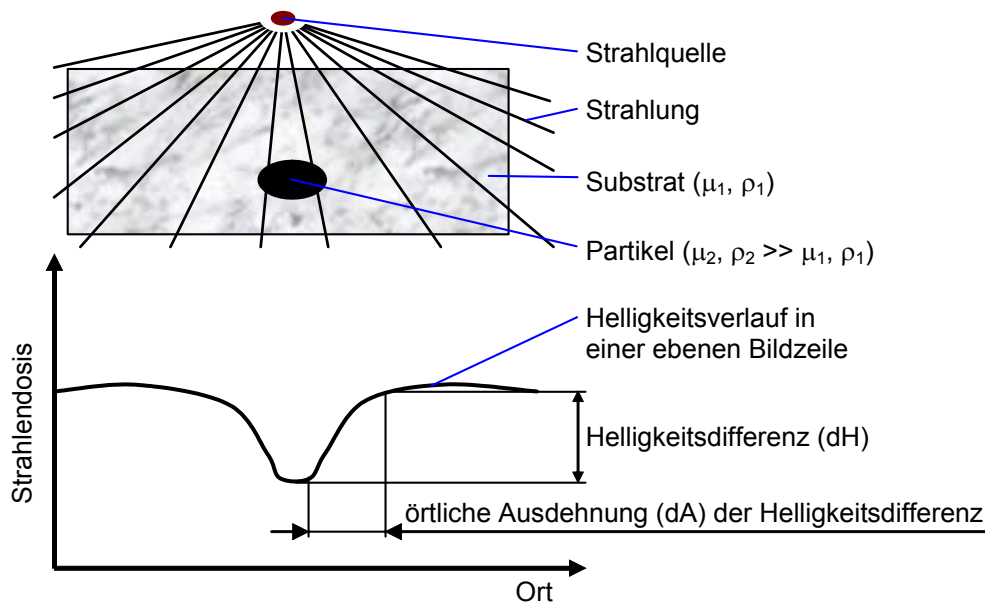


Abbildung 20: Kontrast einer Röntgenaufnahme

Der hohe Schwächungskoeffizient des Partikels in Abbildung 20 führt zu einer verringerten Strahlendosis. Runde Formen von Partikeln führen hierbei dazu, dass die Strahlung, die die Mitte des Partikel passiert, einen längeren Weg im Partikel zurücklegen muss, als die Strahlung, den rechten oder linken Rand durchtritt. Der wesentlich höhere Schwächungskoeffizient des Partikels führt somit im Zentrum des Partikels zu einer höheren und im Randbereich zu einer geringeren Schwächung der Röntgenstrahlung. Dieses führt zusätzlich zu der geometrischen Unschärfe US_g zu einer Verringerung des Kontrastes K , durch eine Steigerung der örtlichen Ausdehnung dA der Helligkeitsdifferenz dH . Gleichung 2-7 stellt diesen Zusammenhang dar.

$$dK = \frac{dH}{dA}$$

Gleichung 2-7

Helligkeit

Die Röntgenstrahlung durchtritt in der Regel die vor der Röntgenquelle positionierte Probe (Abbildung 19 und Abbildung 20). Ein Bildwandler wird hinter der Probe positioniert, um die durch die Probe geschwächte Röntgenstrahlung in sichtbares Licht umzuwandeln. Die Helligkeit der hierbei erzeugten Aufnahme wird von der Strahldosis D_2 bestimmt, welche die Bildwandlerebene erreicht. Abbildung 19 stellt

dar, dass die Strahldosis D_1 am Ort der Strahlungsemission vorliegt. Im Abstand $(a+b)$ trifft die durch die Probe und den Abstand abgeschwächte Strahlung auf die Bildwandlerebene.

Die Abschwächung der Röntgenstrahlungsdosis D durch den Abstand von Quelle zu Nachweisebene wird durch Gleichung 2-8 beschrieben.

$$D_2 = \frac{d^2}{4 \cdot (a+b)^2} \cdot D_1 \quad \text{Gleichung 2-8}$$

Aus Gleichung 2-8 folgt, dass die Strahlungsdosis D_2 proportional zum Quadrat der Summe $(a+b)$ sinkt und proportional zum Quadrat des Röntgenstrahldurchmessers d steigt.

Bei Nachweis der von der Quelle ausgehenden Röntgenstrahlung (Abbildung 20) auf einem ebenen Objekt, wie zum Beispiel einem Bildwandler, trifft auf den Randbereichen des Bildwandlers in der Regel eine geringere Strahlendosis auf, als in dessen Mitte, da der Rand weiter von der Quelle entfernt ist. Ist zusätzlich noch ein die Röntgenstrahlung gleichmäßig minderndes Medium zwischen Quelle und Nachweisebene vorhanden, wird die in Abbildung 20 dargestellte abfallenden Strahlungsdosis im Radbereich erzeugt.

Geometrische Bildunschärfe

Die geometrische Bildunschärfe US_g wird von dem Durchmesser d sowie den Abständen a und b (Abbildung 19) der Objektebene von der Röntgenstrahlquelle sowie dem Röntgenstrahldetektor bestimmt. Zur Qualitätssteigerung in Bezug auf die Bildschärfe ist anzustreben, die Bildunschärfe US_g zu minimieren. Gleichung 2-9 beschreibt, dass die Unschärfe US_g proportional zum Röntgenstrahldurchmesser d und dem Abstand a zunimmt. Der Abstand b verringert die Unschärfe US_g .

$$US_g = \frac{d \cdot a}{b} \quad \text{Gleichung 2-9}$$

Eine ideale Bildunschärfe US_g mit dem Wert Null ist technisch nicht einstellbar, da hierzu der Abstand a oder der Röntgenstrahlungsdurchmesser d mit dem Wert Null oder der Abstand b mit dem Wert Unendlich realisiert werden müsste.

Ein Zielkonflikt zwischen Helligkeit und minimierter Unschärfe US_g entsteht, da der Röntgenstrahldurchmesser d (Abbildung 19) leistungsabhängig mit der Strahl-

leistung D_1 steigt. Entsprechend Gleichung 2-9 folgt hieraus, dass eine erhöhte Helligkeit proportional die Unschärfe US_g erhöht.

Vergrößerung

In der Bildwandlerebene wird eine Vergrößerung der in der Objektebene (Abbildung 19) befindlichen Dichteunterschiede detektiert. Gleichung 2-10 stellt den Einfluss der Abstände a und b auf die Vergrößerung dar.

$$V = \frac{a+b}{b} = 1 + \frac{a}{b} \qquad \text{Gleichung 2-10}$$

Die Vergrößerung wächst mit einer Vergrößerung von Abstand a oder einer Verringerung von dem Abstand b . Hieraus folgt, dass die mögliche Vergrößerung begrenzt wird durch die technisch auswertbaren Werte für Helligkeit und Unschärfe.

2.3.2 Mikrofokus Röntgentechnik

Innerhalb der Röntgentechniken zeichnet sich die Mikrofokus-Röntgenröhren dadurch aus, dass der Fokus um Zehnerpotenzen geringere Ausmaße besitzt als bei herkömmlichen Röntgenröhren. Der Brennfleckdurchmesser von Mikrofokus-Röntgenröhren kann bis auf Werte zwischen 5 und 15 μm reduziert werden. Daher bietet der Einsatz von Mikrofokus-Röntgenröhren im Vergleich zur konventionellen Durchstrahlungsprüfung eine vergleichsweise hohe Abbildungsschärfe sowie die Möglichkeit einer Detaildirektvergrößerung. Hierdurch ist es möglich, Fehlerstrukturen und Materialinhomogenitäten im Submillimeterbereich mit der Durchstrahlungsprüfung zu detektieren [38, 39].

Weiterhin ermöglicht die Anwendung von Mikrofokus-Radioskopiesystemen in Kombination mit einem Röntgenstrahl-Bildwandler und einer Videokamera die prozessintegrierte zerstörungsfreie Untersuchung dynamischer Vorgänge [40, 41]. Die durch Substratwerkstoff und Partikel geschwächte Strahlendosis D (Abbildung 20) werden hierbei einem Röntgenstrahlen-Bildwandler zugeführt. Der Bildwandler besitzt ein Eintrittsfenster aus Aluminium. Dahinter befinden sich Szintillationskristalle, die unter Einwirkung von Röntgenstrahlung sichtbares Licht emittieren. Das von der Röntgenstrahlung erzeugte Licht trifft hinter den Szintillationskristallen auf eine Fotokathode, wodurch Elektronen freigesetzt werden. Die Elektronen werden durch elektrische Felder im Bildwandler beschleunigt und auf einen Phosphorschirm am Ausgang des Bildwandlers fokussiert. Hierdurch wird das von den Szintillationskristallen ausgesendete Licht verstärkt. Eine spezielle Optik bildet

den Ausgangsschirm des Bildwandlers auf eine dahinter angeordnete Kamera ab. Das Gesamtsystem der Bildwandlung realisiert somit Echtzeitaufnahmen von Röntgenbildern.

2.3.3 Emission von Prozesstrahlung

Jeder Körper mit einer Temperatur größer 0 Kelvin emittiert Strahlung. Abbildung 21 stellt am Beispiel eines schwarzen Strahlers die Wellenlängen und Strahlungsintensität temperaturabhängig dar.

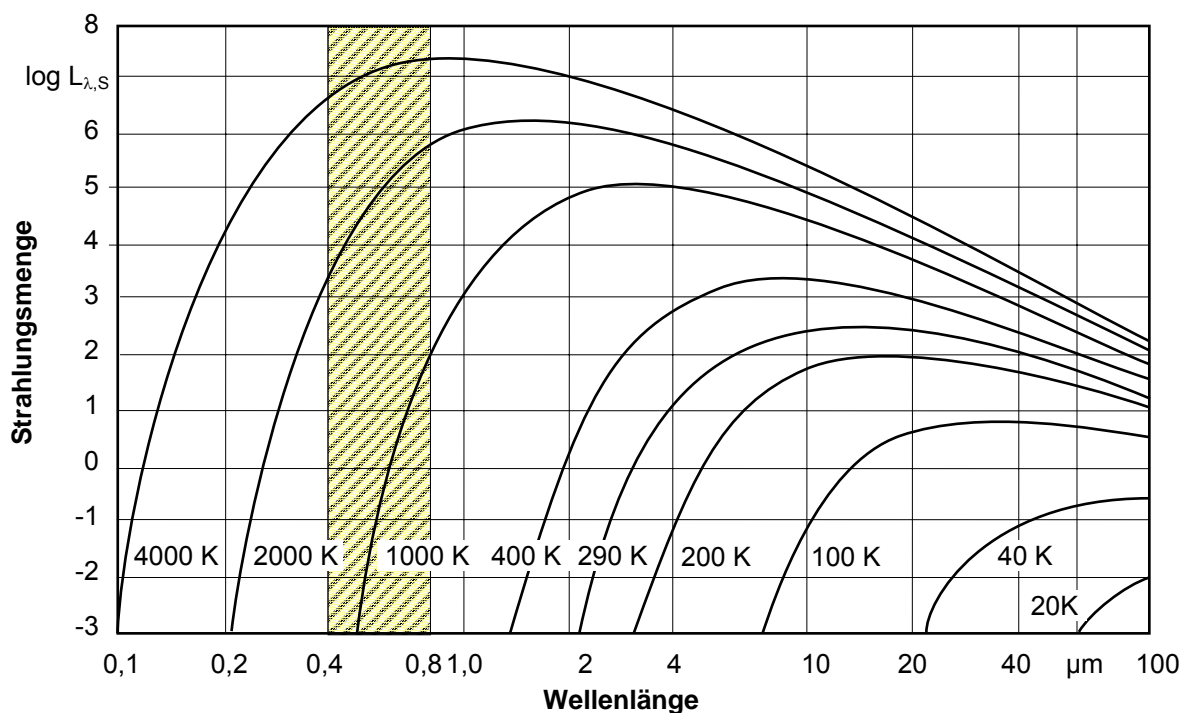


Abbildung 21: Temperaturabhängige Strahlungsemission eines schwarzen Strahlers [42]

Die Isothermen in Abbildung 21 verdeutlichen, dass die gesamte Strahlungsemission eines schwarzen Strahlers mit steigender Temperatur erheblich zunimmt. Mit zunehmender Temperatur steigt hierbei der Anteil an kurzwelliger Strahlungsemissionen. Bereits bei 1000 K werden vom schwarzen Strahler auch Wellenlängen des sichtbaren Bereiches (Abbildung 21, schraffierter Bereich) emittiert.

Die gesamte Strahlungsmenge eines schwarzen Strahlers ist, wie in Gleichung 2-11 dargestellt, im Wesentlichen proportional zu der Temperatur des Strahlers, wobei diese in der vierten Potenz in die Strahlungsmenge beeinflusst. [42]

$$\int_0^{\infty} L_{\lambda,S}(\lambda, T) d\lambda = T^4 \beta \int_0^{\infty} \xi^{-5} F(\xi) d\xi = \text{const.} T^4 \quad \text{Gleichung 2-11}$$

Bei den Temperaturen des Wärmeleitungsschweißens von Eisenbasiswerkstoffen ist die Helligkeit der Prozessemissionen der Schmelzbadoberfläche ebenfalls proportional zur Temperatur auf der Schmelzbadoberfläche. Die spektrale Strahldichte $L_{\lambda,S}$, mit der spezifische Wellenlängen von der Oberfläche emittiert werden, wird durch die um das Kirchhoffsche Gesetz ergänzte Plancksche Strahlungsformel eines nicht-schwarzen Strahles beschrieben. Gleichung 2-12 stellt diesen Zusammenhang dar [42].

$$L_{\lambda,S}(\lambda, T) = \frac{c_1}{\pi \lambda^5} \cdot \frac{1}{e^{\frac{c_2}{\lambda T}} - 1} \cdot \varepsilon(\lambda, T) \quad \text{Gleichung 2-12}$$

Die Werte c_1 und c_2 (Gleichung 2-12) stellen die Planckschen Strahlungskonstanten dar. Die Wellenlänge λ und die Temperatur T sind Variablen. Diese bestimmen als Zahlenwerte die ersten zwei Terme der Gleichung 2-12. Der spektrale Emissionsgrad ε wird je Werkstoff versuchstechnisch bestimmt und ist abhängig von der Temperatur des Werkstoffs und der betrachteten Wellenlänge.

Innerhalb der schweißtechnischen Verarbeitung von Eisenwerkstoffen können Werkstofftemperaturen von 1000 bis 3000°C auftreten. Am Beispiel der Prozessemission mit 500 nm und 800 nm Wellenlänge ist in Abbildung 22 der Anstieg der Emission bei Temperaturerhöhung mit Bezug auf einen idealen schwarzen Strahler dargestellt. Hierbei werden Emissionsdifferenzen innerhalb des in dieser Arbeit relevanten Temperaturbereichs für schmelzflüssige Eisenwerkstoffe von bis zu fünf Zehnerpotenzen erreicht.

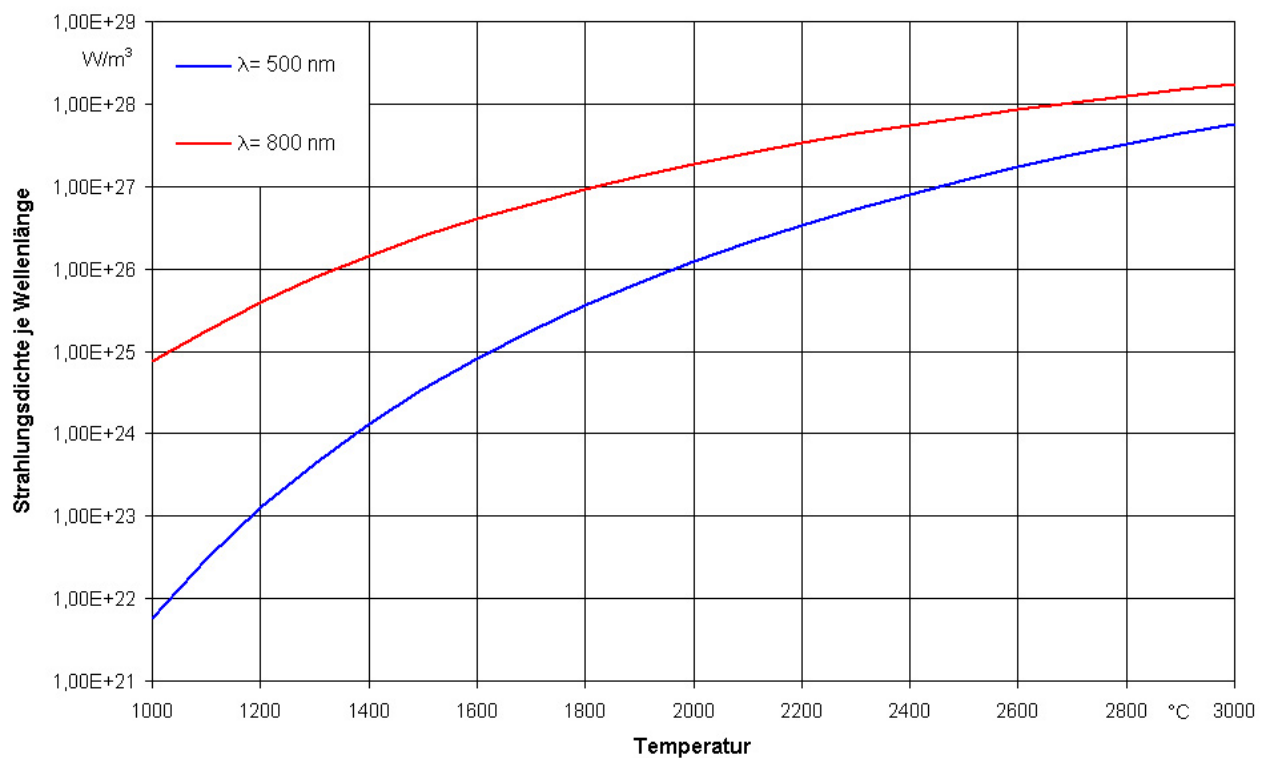


Abbildung 22: Strahldichte der temperaturabhängigen spektralen Emission von 500 nm und 800 nm Wellenlänge eines schwarzen Strahlers

Ein legiertes Eisenschmelzbad kann je Legierungszusammensetzung durch den werkstoffspezifischen, temperaturabhängigen, spektralen Emissionsgrad ε von der in Abbildung 22 dargestellten Strahlungsdichte eines schwarzen Strahlers abweichen. Bekannt ist, dass der spektrale Emissionsgrad ε für metallische Werkstoffe ausschließlich Werte innerhalb einer Dekade annehmen kann. Aus diesem Grund ist die Auswirkung der Varianz des spektralen Emissionsgrads in Bezug auf die Betrachtung der Helligkeitsdynamik im Bereich von 1000 bis 3000 $^{\circ}\text{C}$ relativ gering.

2.3.4 Thermographie von Schmelzbadoberflächen

Die Oberflächentemperaturverteilung ist eine der Ursachen für die Ausprägung der Marangonikonvektion (s. Kap. 2.1 und 2.2). Eine Methode um diese Verteilung zu erfassen, ist die Aufzeichnung von thermographischen Aufnahmen von Schmelzbadoberflächen. Abbildung 23 zeigt eine thermographische Aufnahme einer Schmelzbadoberfläche beim Tiefschweißen von Magnesiumlegierungen [43].

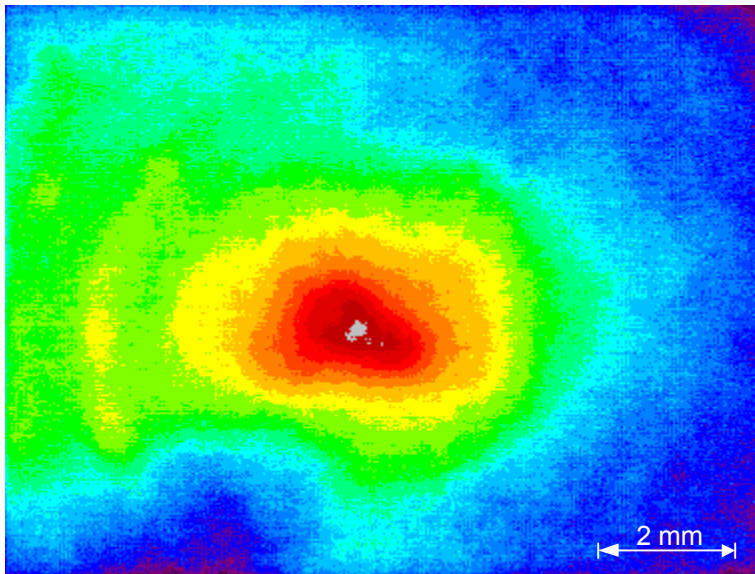


Abbildung 23: Thermographische Messung der Oberflächentemperatur der Magnesiumlegierung AZ91 beim Laserstrahl-Tiefschweißen [43]

Abbildung 23 stellt die qualitative Oberflächentemperaturverteilung beim Schweißen einer Magnesiumlegierung dar. Die Temperatur nimmt stetig bis zu einer Dampfkapillare im Zentrum des roten Bereiches zu. Die zur Laserstrahlachse axiale Anordnung der Kamera ermöglicht, Messungenauigkeiten wie perspektivische Winkelfehler oder Abschattungen vermieden.

3 Zielsetzung der Arbeit

Schmelzen von Eisenwerkstoffen sind extrem energiereich und chemisch hoch reaktiv. Eisenwerkstoffe beinhalten Legierungs- und Begleitelemente. Bei der schweißtechnischen Bearbeitung von Eisenwerkstoffen kommen deren Schmelzen in Kontakt mit Energiequellen und Prozessgasen. Hierbei werden Wechselwirkungen erzeugt, welche die Ausprägung der Schmelzbaddynamik bestimmen. In der Kenntnis dieser wechselwirkenden Einflüsse auf die Schmelzbaddynamik von Eisenschmelzen beim Laserstrahl-Wärmeleistungsschweißen bestehen wissenschaftliche und technische Defizite.

Das Kernproblem in der Ermittlung der Wechselwirkungen stellt hierbei die Visualisierung der Dynamik im Inneren der Schmelze während des Schweißprozesses dar. Weitere Probleme bereiten die Erfassung der Energiezustände an der Schmelzbadoberfläche und die Auswertung der großen Mengen an Daten.

Ziel dieser Arbeit ist, ein erweitertes Prozessverständnis und neue Erkenntnisse zum Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen auf die Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleistungsschweißen (LWS) zu erarbeiten.

Zur Erreichung dieses Ziels wird eine Laserstrahl-Schweißanlage derart aufgebaut, dass Sensoren in die Lage gesetzt werden, relevante Ausprägungen der Schmelzbaddynamik zeitgleich zu erfassen. Die Daten dieser Sensoren werden einer Auswertung zugänglich gemacht. Die Auswertung der experimentellen Daten wird mit dem Ziel geführt, die erfassten Daten zur Prozessdynamik in quantitativ und qualitativ vergleichbare Werte umzusetzen und hierdurch neue Erkenntnisse und ein erweitertes Prozessverständnis beim Schweißen von Eisenwerkstoffen zu erbringen.

4 Lösungskonzept

Die Erreichung der vorgenannten Ziele wird durch den gezielten Einsatz von Systemintegration, Datenauswertung, Experimenten und der Bestimmung von Wechselwirkungen der Schmelze mit einzelnen Legierungs- oder Begleitelementen angestrebt. Hierbei dient die Systemintegration der Ermöglichung der Visualisierung von schmelzendynamischen Prozessen. Experimente werden zur gezielten Erfassung der Wechselwirkung einzelner Legierungs- und Begleitelemente mit der Schmelzbad-dynamik durchgeführt. Über eine stetige Datenauswertung und Rückschleifung der Ergebnisse zur Optimierung von Systemintegration und Versuchsdurchführung werden hierbei die Grundlagen zur Bestimmung von Wechselwirkungen und aussagekräftigen Kenngrößen der Schmelzbad-dynamik beim LWS geschaffen. Abbildung 24 (Seite 37) stellt dieses Konzept durch vier Blöcke dar, die miteinander in Wechselwirkung stehen und mittels der Datenauswertung optimiert werden.

Die Systemintegration (Abbildung 24, oben) fasst geeignete Messsysteme, Werkstoffe, Laserquellen und Bildverarbeitung zusammen. Es werden Messsysteme eingesetzt, welche die Oberflächentemperatur, deren Verteilung auf der Oberfläche und die Schmelzbad-dynamik im Inneren der Schmelze erfassen. Deren sensoreigenen Qualitätsmerkmale werden genutzt, um eine optimierte Messanordnung und Justage zu entwickeln.

Werkstoffe und Gase werden eingesetzt, um die Visualisierung der inneren Schmelzbad-dynamik und deren Wechselwirkungen zu realisieren. Die Eisenwerkstoffe werden in pulver- und blechform, vorlegiert und unlegiert eingesetzt. Die spezifische Handhabung dieser Werkstoffe erfolgt in direkter Wechselwirkung miteinander und geometrischen, sowie fertigungstechnischen Entwicklungen. Die Schweißatmosphäre wird im Regelfall aus Reinargon gebildet. In der technischen Realität sind Verunreinigungen dieses Gases mit Umgebungsatmosphäre zu beachten. Gasgemische sollen zur Klärung eines möglichen Einflusses exemplarisch eingesetzt werden. In Wechselwirkung mit den vorgenannten Systemen erfolgt die Laserauswahl. Wellenlänge, Leistungsdichte und Leistung sind hierbei primäre Auswahl-faktoren. Die Verarbeitung der Daten, die vorwiegend in Bildform vorliegen, folgt der Erfassung und wird genutzt, um die Systemintegration zu optimieren und um der Datenauswertung Informationen zuzuführen. Der Systemintegration wird die experimentelle Erfassung der Schmelzbad-dynamik angeschlossen. In Wechselwirkung mit der Datenauswertung erfolgen abschließend die Bestimmung von

Wechselwirkungen einzelner Legierungs- und Begleitelemente mit der Schmelzbaddynamik, sowie die Erarbeitung von charakteristischen Kenngrößen.

Abbildung 24 stellt das Lösungskonzept schematisch dar.

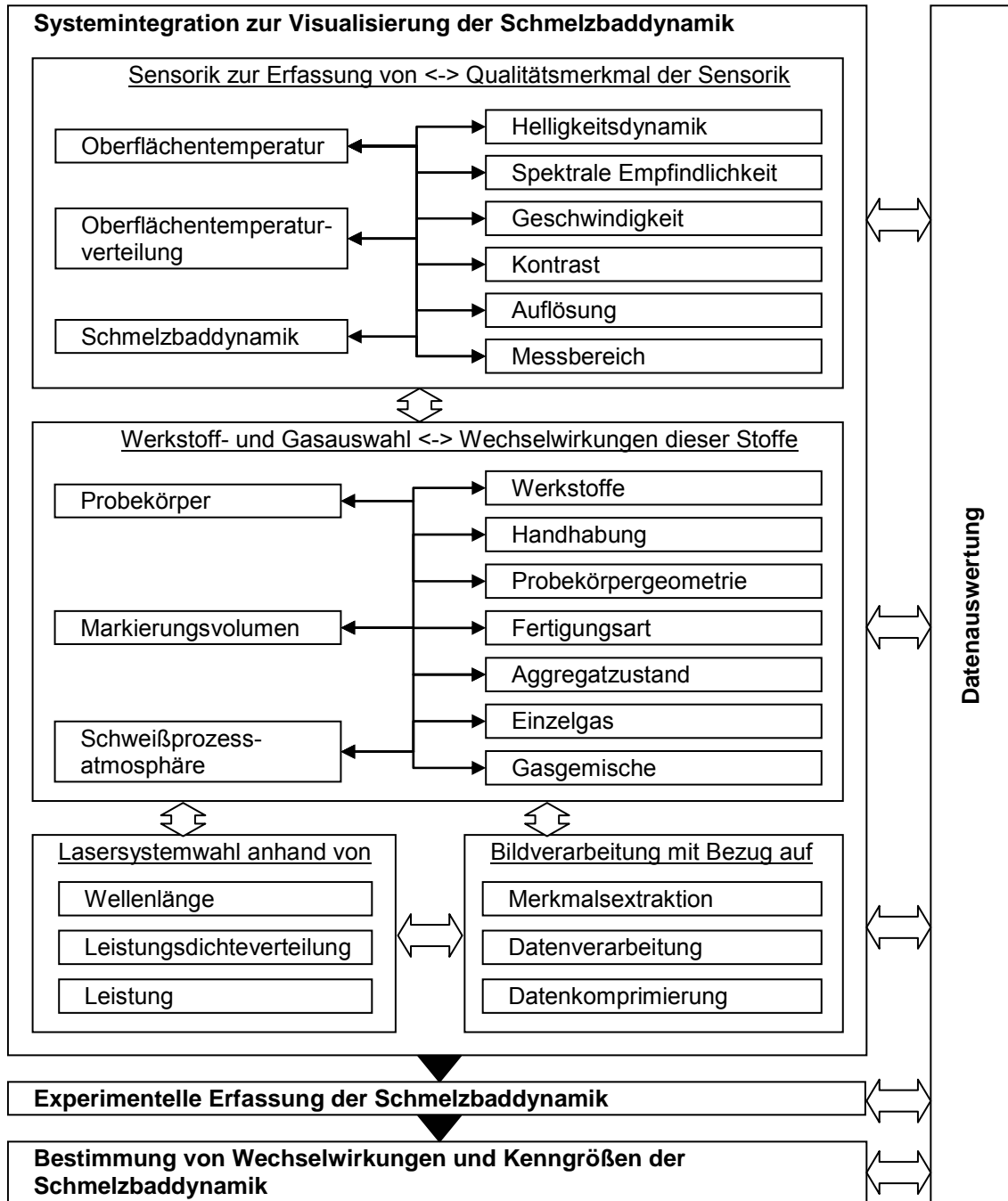


Abbildung 24: Konzept zur Entwicklung und Einsatz von Techniken zur Ermittlung von Wechselwirkungen beim LWS von Eisenbasiswerkstoffen

5 Systemintegration zur Datenerfassung und Schweißtechnik

5.1 Visualisierung der Dynamik der Schmelzbadoberfläche

Die hochdynamischen Schmelzbadströmungen erhalten ihre Energie durch die eingebrachte Laserstrahlung. Diese wird über die Oberfläche des Schweißbades in den Werkstoff eingekoppelt. Zur Erfassung der dynamischen Erwärmung der Schmelzbadoberfläche in Abhängigkeit von Energieeinkopplung und Schmelzbadströmung werden in Ergänzung zueinander zwei Kameras und ein Pyrometer eingesetzt. Diese erfassen die Schmelzbadoberfläche während der Bearbeitung und speichern die erfassten Daten auf Rechnern. Hierbei wird eine Hochgeschwindigkeitskamera, eine Kamera mit einer hochdynamischen Auflösungsfähigkeit für Helligkeitsdifferenzen (high dynamic range camera: HDR-Kamera) und ein Quotientenpyrometer zeitgleich zum Einsatz gebracht. Das Pyrometer erfasst die Temperatur der Schmelzbadoberfläche, die Kamerasysteme deren örtliche Verteilung auf der Oberfläche.

5.1.1 Ortsaufgelöste Erfassung der Oberflächentemperaturverteilung

Eine ortsaufgelöste Erfassung der Oberflächentemperatur wird in dieser Arbeit durch den Einsatz von Kameras realisiert. In Abhängigkeit der Temperatur der Schmelzbadoberfläche emittiert diese elektromagnetische Strahlung (s. Kap. 2.3.3). Im Bereich der Sensitivität der Kameras wird die elektromagnetische Strahlungsemission genutzt, um die Verteilung der Temperatur auf der Schmelzbadoberfläche zu erfassen.

CCD-Kameras (CCD = charge coupled device) sind in der Lage, elektromagnetische Strahlung ortsaufgelöst zu erfassen. Am weitesten verbreitet sind CCD-Sensoren, die vom nahen Ultraviolett bis zum nahen Infrarot sensitiv sind. So genannte Thermokameras können Wellenlängen bis zum fernen Infrarot nachweisen.

HDR- und Hochgeschwindigkeitskameras gehören zur Gruppe der CCD-Kameras. Kernstück dieser Kameras ist ein Raster aus lichtempfindlichen Halbleiterelementen. Jedes Halbleiterelement repräsentiert einen Bildpunkt (Pixel) der Aufnahme. Jedes dieser Halbleiterelemente emittiert proportional zu den einfallenden Photonen elektrische Spannung. Die Quantenausbeute der Halbleiterelemente kann bis zu 80% betragen. Die Größe des Rasters aus Bildpunkten wird durch die Anzahl an

horizontalen und vertikalen Bildpunkten oder ihrem Produkt spezifiziert. Das Auslesen der einzelnen Bildpunkte erfolgt in der Regel zeilenweise. Je mehr Zeilen vorhanden sind und je mehr Bildpunkte je Zeile ausgelesen werden, desto mehr Zeit wird innerhalb der Systeme verwendet, um ein einzelnes Bild aufzubauen.

Für diese Arbeit werden zwei spezielle Kamerasysteme ausgewählt, deren spektrale Sensitivität, Bildpunktezahl, Aufnahmefrequenz und Sensordynamik den Bedingungen der Schmelzbadoberfläche angepasst sind. Eine HDR-Kamera wird hierbei eingesetzt, um die gesamte Schmelzbadoberfläche abzubilden, während eine HG-Kamera eingesetzt wird, um zeitaufgelöst Bereiche höchster Strahlungsemission zu erfassen.

5.1.1.1 HDR-Kamerasystem

Die Differenzen von minimaler bis zu maximaler Strahlungsemission im Temperaturintervall von 1100 bis 3000°C erreichen wie in Abbildung 22 (Seite 33) dargestellt eine Emissionsbreite von über 10^5 W/m^3 für 500 nm und 10^3 W/m^3 für 800 nm Wellenlänge. Standardkameras weisen eine lineare Umwandlung der Strahlungsintensität in Helligkeitswerte auf. Emissionsbreiten von 10^2 bis 10^3 W/m^3 können hierdurch innerhalb eines Bildes dargestellt werden. HDR-Kameras (HDRC: High Dynamic Range Camera) besitzen eine logarithmische Helligkeitsumsetzung. Sie verfügen durch diese Charakteristik über einen Dynamikumfang der Emissionsbreiten von größer 10^6 W/m^3 , der innerhalb eines Bildes dargestellt werden kann. Entsprechend der Emissionscharakteristik von Wärmestrahlung im Bereich von 1100 bis 3000°C ist diese Kameraart geeignet, um die gesamte Breite der Prozessmission einer Schmelzbadoberfläche orts aufgelöst zu erfassen. Die technischen Daten des Kamerasystems sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1: Technische Daten der HDR-Kamera

Hersteller	KAMERA WERKE NOBLE GmbH, Dresden			
Kameraausführung	LOGLUX			
max. Bildauflösung	512 x 256			
spektrale Empfindlichkeit	350 – 1100 nm			
Vollbildrate	60 Hz			
Auflösungsreduzierte Aufnahmegeschwindigkeiten	Auflösung	Max. Bild- frequenz	Max. Bild- speicher	Max. Aufnahmezeit bei 60 Hz
	[Bildpunkte]	[Hz]	[Anz.]	[s]
	512 x 256	60 Hz	100	1,7
	256 x 256	120 Hz	200	3,3
	256 x 128	240 Hz	400	6,6
	256 x 64	480 Hz	800	13,3

Wie in Tabelle 1 dargestellt, kann die HDR-Kamera mit höheren Geschwindigkeiten als 60 Hz betrieben werden. Die Auflösungsfähigkeit bei höheren Geschwindigkeiten wird drastisch reduziert.

Die Aufzeichnungseinheit, welche die von der Kamera gesendeten Bilder speichert, erreicht innerhalb der eingesetzten Anlage einen Frequenzbereich von 25 bis 60 Hz. Im Hinblick auf eine gute Auflösung der Schmelzbadoberfläche, wird durch die kreisförmige Oberfläche des Schmelzbads die quadratische Auslegung des Bildpunktrasters von 256x256 Bildpunkten eingesetzt. 256 steht hierbei für die Anzahl der verwendeten Bildpunkte in horizontaler und vertikaler Bildrichtung. Bei einer Aufnahme Frequenz von 60 Hz wird hierdurch ein Aufnahmezeitraum von max. 3,3 s realisiert. Ein Einzelbild repräsentiert bei 60Hz eine Einstrahlungsdauer von 16,7 ms auf den HDR-Kamerasensor.

5.1.1.2 HG-Kamerasystem

Die Erfassung der Dynamik der Helligkeitsschwankungen an der Schmelzbadoberfläche erfordert neben einer hohen Helligkeitsdynamik des Kamerasystems auch eine hohe Aufzeichnungsgeschwindigkeit. Ergänzend zur HDR-Kamera werden daher Hochgeschwindigkeitskamerasysteme (HG-Kamerasystem) zur Schmelzbadoberflächenvisualisierung eingesetzt.

Es werden HG-Kamerasysteme verschiedener Hersteller zum Einsatz gebracht. Beste Ergebnisse werden mit einem HG-Kamerasystem des Typs KODAK

EKTRAPRO 1012 erzielt. Diese Kamera bietet folgende für das Gesamtmesssystem vorteilhafte Eigenschaften:

- Bei der Nutzung von Teilbildern wird die Auflösung in dem erfassten Bereich unvermindert beibehalten.
- Der Bildkontrast dieser Kamera ist herausragend.
- Die maximal erzielbare Aufnahme­frequenz bei Aufzeichnung und Speicherung von 12000 Teilbildern pro Sekunde bietet Reserven zur Erweiterung des Messsystems.
- Das KODAK-System ermöglicht neben der weiten Bandbreite an Aufnahme­frequenzen den zeitsynchronen Einsatz von zwei Kameras. Die Daten beider Kameras werden in einem gemeinsamen Bild dargestellt (Bild im Bild-Technik) und gespeichert.

Dieser Kamerateyp ist in seiner Grundausführung relativ lichtunempfindlich, aber durch die Nutzung einer lichtverstärkten Variante dieser Kamera als zweite HG-Kamera (Kodak Ektrapro Intensified Imager) wird eine für die Röntgenaufnahmen ausreichende Empfindlichkeit erreicht. Die technischen Daten des KODAK-Systems sind in Tabelle 2 aufgeführt.

Tabelle 2: Technische Daten der HG-Kamera

Hersteller	EASTMAN KODAK COMPANY, SAN DIEGO, USA			
Kameraausführung	EKTRAPRO EM HI-SPEC 1012/2			
max. Bildauflösung	192 x 239			
Vollbildrate	1.000 Hz			
spektrale Empfindlichkeit	400 – 1000 nm			
Auflösungsreduzierte Aufnahme­geschwindigkeiten	Auflösung	Max. Bildfrequenz	Max. Bildspeicher	Max. Aufnahmezeit bei 1000 Hz
	[Bildpunkte]	[Hz]	[Anz.]	[s]
	239 x 192	1000	3.276	3,3
	239 x 96	2000	6.552	6,6
	239 x 64	3000	9.828	9,8
	239 x 48	4000	13.104	13,1

Bei der zeitsynchronen Strömungs- und Oberflächenvisualisierung mittels HG-Kameras wird eine Aufnahme­geschwindigkeit von 1000 Hz realisiert. In Kombination mit dem HDR-Kamerasystem wird eine zeitgleiche Aufnahmezeit von maximal 3,3 s erreicht.

5.1.1.3 Spektrale Empfindlichkeit der Kamerasysteme

Zusätzlich zu den in Tabelle 1 und Tabelle 2 aufgeführten Daten ist die spektrale Sensitivität der in den Kameras befindlichen CCD-Elemente bestimmend für den Einsatz der Kamerasysteme. In Abbildung 25 sind die spektralen Wirkungsgrade der eingesetzten CCD-Kameras einander gegenübergestellt.

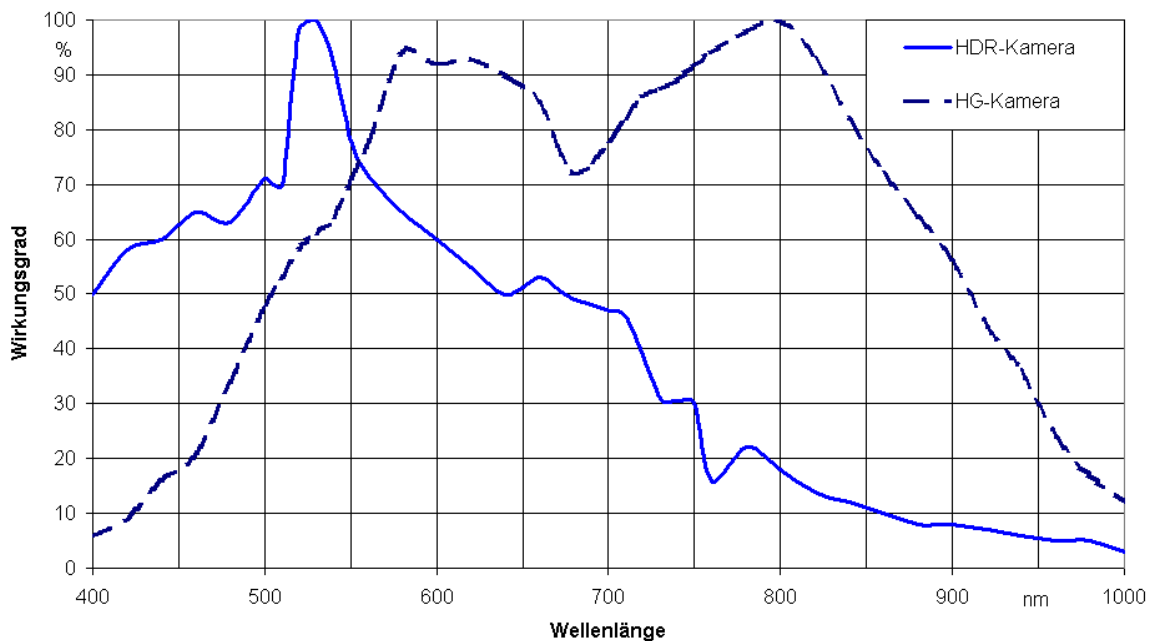


Abbildung 25: Spektraler Wirkungsgrad der eingesetzten Kameras

Abbildung 25 zeigt, dass die eingesetzten CCD-Kameras unterschiedliche optimale Betriebspunkte in Bezug auf ihren spektralen Wirkungsgrad besitzen. Während die HDR-Kamera ein Leistungsoptimum bei 550 nm aufweist, erreicht die HG-Kamera die höchste Quanteneffizienz bei 800 nm.

5.1.2 Pyrometrische Erfassung der Oberflächentemperatur

Neben der örtlichen Verteilung der Wärmestrahlungsdichte auf der Schmelzbadoberfläche ist die Temperatur der Schmelzbadoberfläche von Interesse für das Verständnis der Schmelzbaddynamik. Ein Verfahren, das auf den in Kapitel 2.3.3 dargelegten physikalischen Grundlagen zur Strahlungsemission von Wärmestrahlern basiert, ist die Pyrometrie. Diese nutzt Wärmestrahlung zur berührungslosen Bestimmung der Temperatur. Hierbei wird in einfachen Sensoren ein einzelnes Sensorelement über einen größeren Wellenlängenbereich mit Strahlung beauf-

schlagt. Zur Erhöhung der Messgenauigkeit werden in der Regel zwei Sensoren eingesetzt, die auf unterschiedliche Wellenlängen der einfallenden Strahlung sensitiv reagieren. Der Quotient aus den Messergebnissen dieser Sensordaten wird berechnet und hierauf basierend die Temperatur der erfassten Oberfläche bestimmt. Der Vorteil des Verfahrens liegt hierbei in dem weitgehenden Ausgleich differierender spektraler Emissionsgrade innerhalb einer Werkstoffgruppe. Bei den in dieser Arbeit eingesetzten Eisenbasislegierungen können unterschiedliche Emissionsgrade auftreten. Zur Erhöhung der Messgenauigkeit wird daher ein Quotientenpyrometer eingesetzt. Die technischen Daten des Pyrometers werden in Tabelle 3 dargestellt.

Tabelle 3: Technische Daten des Infrarot-Quotientenpyrometers [44]

Geräteausführung	Fa. Dr. Maurer GmbH, Serie KTR 1000 Typ QKTR 1075 - 2
Messbereich	1000-3300°C
Spektralbereich 1	1,45-1,75 µm
Spektralbereich 2	1,60-1,75 µm
Emissionsgrad	0,1-1,0
Emissionsverhältnis	1
Genauigkeit	1% ± 1 °C
Reproduzierbarkeit	± 0,3%
Signalausgang	0 - 20 mA, temperaturlinear

Der Spektralbereich der pyrometrischen Messung der Oberflächentemperatur des Schmelzbads erfolgt im mittleren Infrarot. Die verwendeten Kameras nutzen sichtbares Licht und das nahe Infrarot. Dies eröffnet neue Möglichkeiten in der Kombination der Sensoren.

5.1.3 Optisches System

Die Kombination verschiedener optischer Sensoren um ein Messobjekt kann zu perspektivischen Verzerrungen je Sensor führen, wenn die Sensoren in einem Winkel zueinander angeordnet sind. Aus diesem Grund wird ein System aus Optiken entwickelt, das geeignet ist, mit jedem Sensor entlang der optischen Symmetrieachse des eingesetzten Laserstrahls die Oberfläche des Eisenbasissubstrats zu erfassen. Zu diesem Zweck werden teildurchlässige Spiegel eingesetzt. Die eingesetzten Spiegel zeichnen sich durch einen hohen Transmissionsgrad bei definiertem spektralen Reflektionsbereich aus. Abbildung 26 stellt die Strahlverläufe an einem teilreflektierenden Spiegel dar.

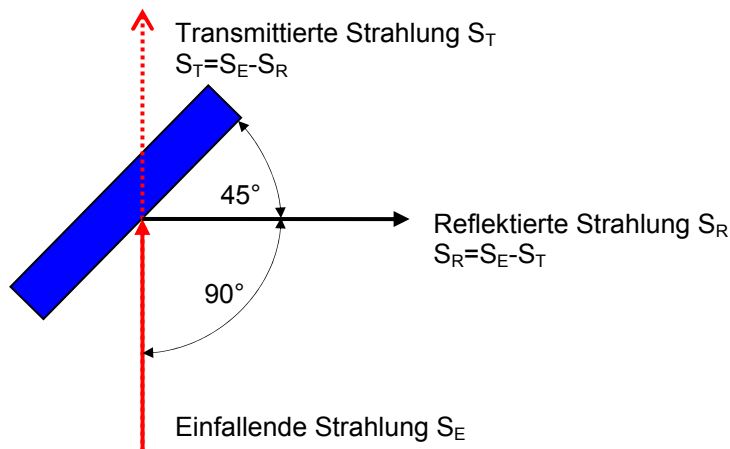


Abbildung 26: Transmission und Reflektion an teilreflektierenden Spiegeln

Die transmittierte Strahlung S_T besteht zu einem definierten Prozentsatz aus der Strahlungsmenge der einfallenden Strahlung S_E . Unter Vernachlässigung von Absorption und Streuung kann die Reflektion nach Gleichung 5-1 berechnet werden.

$$S_T = 100\% - S_R \quad \text{Gleichung 5-1}$$

Zum Zweck der Justierung der optischen Sensoren und des Lasers auf einer gemeinsamen optischen Achse, werden teildurchlässige Spiegel entsprechend Abbildung 26 angeordnet. Diese Spiegel besitzen spezielle Transmissionseigenschaften. Abbildung 27 stellt die Transmissionseigenschaften der Spiegel dar. Entsprechend Gleichung 5-1 entspricht hierbei eine Transmission von 0% einer Reflektion von 100%.

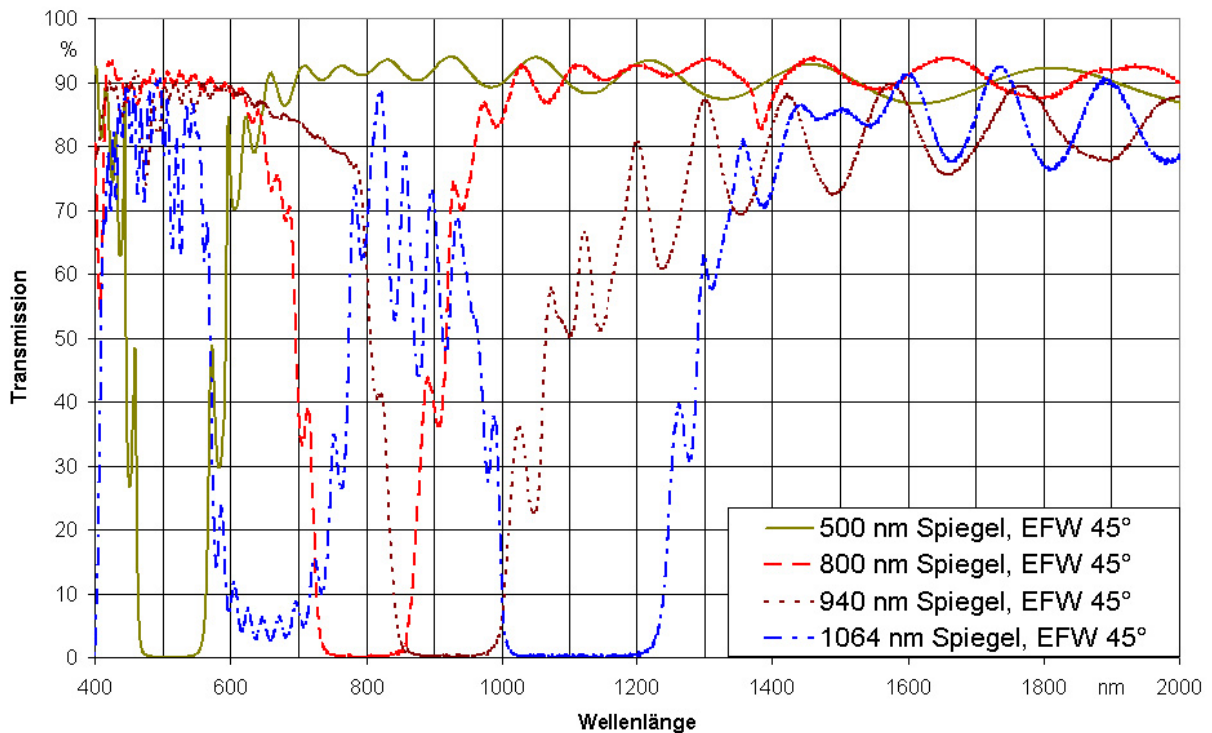


Abbildung 27: Transmission der Spiegel innerhalb des Optischen Systems

In Abbildung 27 werden die Transmissionsdaten der innerhalb dieser Arbeit verwendeten Hochleistungsspiegel dargestellt. Diese sind derart abgestimmt, dass jeder einzelne Spiegel einen speziellen Wellenlängenbereich vollständig reflektiert ohne in diesem Bereich eine Überschneidung mit anderen Spiegeln aufzuweisen. Der Transmissionsmessung liegt hierbei zugrunde, dass die elektromagnetische Strahlung in einem Strahleinfallswinkel (EFW) von 45° relativ zu der Spiegelfläche einfällt. Als Grundwerkstoff der Spiegel wird BK7 eingesetzt. Die verschiedenen Beschichtungen bestehen aus Dünnschichtsystemen.

Wellenlängen von 470 bis 1200 nm können bei Kombination aller Spiegel reflektiert werden. Jeder Spiegel besitzt um den Hauptbereich für den er ausgelegt ist einen Bereich in dem er ebenfalls vollständig reflektiert. Diese Bereiche vergrößern die Sicherheit und Variabilität der Spiegel. Mit Bezug auf eine Transmission von weniger als 0,5 % weist der für die Wellenlänge von 500 nm produzierte Spiegel einen Bereich von 474 bis 548 nm auf. Der für die Reflektion von 800 nm beschichtete Spiegel besitzt im Bereich von 748 bis 843 nm eine geringere Transmission als 0,5 %.

Die Spiegel werden derart beschichtet, dass die für das eingesetzte Pyrometer nutzbaren Strahlen mit Wellenlängen von 1450 bis 1750 nm die Einzelspiegel durchdringen können.

Alternativ zum Einsatz eines Nd:YAG-Lasers mit 1064 nm Wellenlänge wird der Einsatz eines Diodenlasers mit 940 nm Wellenlänge ermöglicht. Für die Reflexion des Bearbeitungslaserstrahls stehen entsprechend der Lasersysteme zwei gegeneinander austauschbare Spiegel zur Verfügung.

Das Konzept und die Realisierung der Anordnung der Spiegel innerhalb des Optischen Systems ist in Abbildung 28 dargestellt.

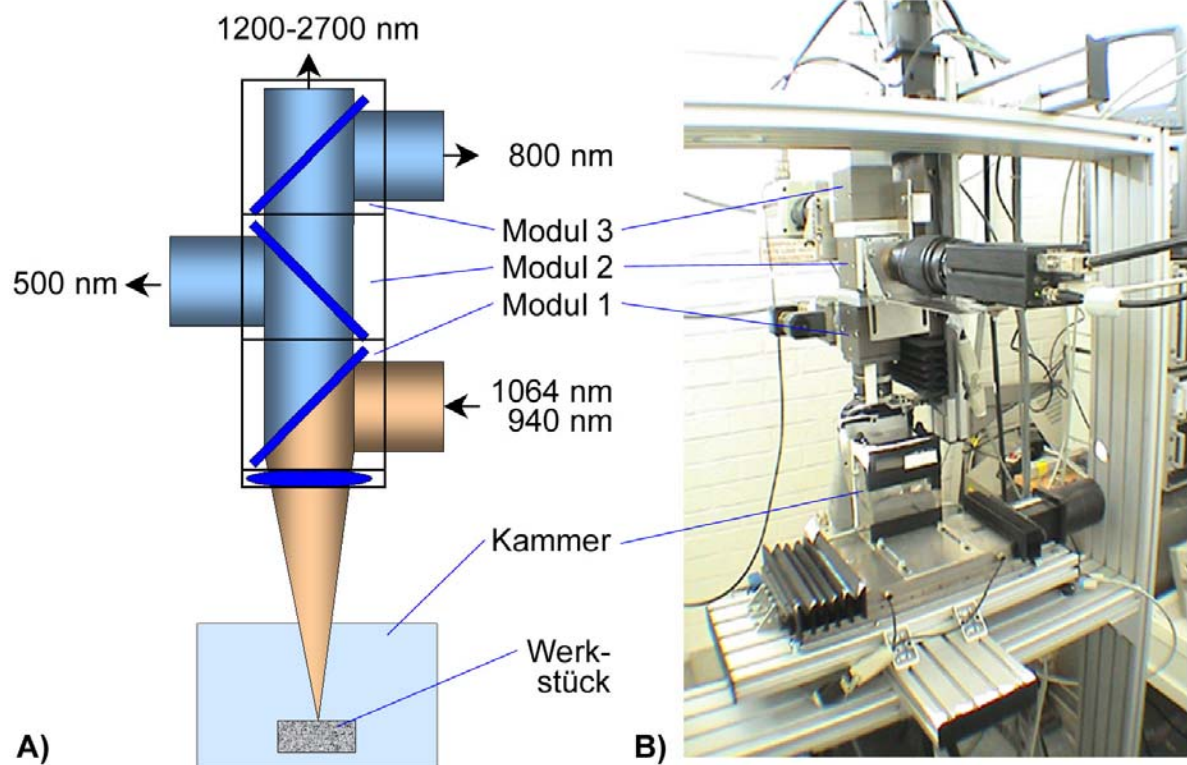


Abbildung 28: Anordnung der teildurchlässigen Spiegel innerhalb des Optischen Systems

Innerhalb von Modul 1 wird die Laserstrahlung um 90° umgelenkt und zum Werkstück geleitet. Auf dem Werkstück kommt es zur Erwärmung der Werkstückoberfläche durch die Absorption von Laserstrahlungsenergie. Durch die Erwärmung angeregt, wird von der Oberfläche Prozessstrahlung emittiert. Diese tritt durch die Fokussierlinse hindurch zum Teil wieder in das Modul 1 hinein. Der teildurchlässige Spiegel für 1064 oder alternativ 940 nm Wellenlänge lässt die Prozessstrahlung entsprechend Abbildung 27 hindurch. In Modul 2 wird der Teil der Strahlung aus dem

Optischen System herausgeleitet, der von dem Spiegel für 500 nm Wellenlänge (Abbildung 27) reflektiert wird. Innerhalb von Modul 3 wird entsprechend der Kennlinie des Spiegels für 800 nm ein weiterer Teil der Wärmestrahlung des Schweißprozesses aus dem Optischen System herausgeleitet.

Die jeweils aus dem Optischen System herausreflektierte Prozessstrahlung wird den Kameras zugeführt. Wie in Abbildung 27 dargestellt reflektieren die Spiegel die Strahlung oberhalb von 1200 nm nur sehr gering. Der überwiegende Teil der Wärmestrahlung von 1200 bis 2700 nm wird dem Quotientenpyrometer zugeführt.

Jede strahlungsführende Komponente innerhalb des Optischen Systems hat eine spezifische Charakteristik (Abbildung 27). Durch die Kombination der Prozessoptiken wird die Prozessstrahlung abgeschwächt an die Messsysteme weitergeleitet. Abbildung 29 stellt dar, wie viel Prozent der in das Optische System eingetretenen Prozessstrahlung die Sensoren erreicht, wenn das System für die Nd:YAG-Lasermaterialbearbeitung konfiguriert ist.

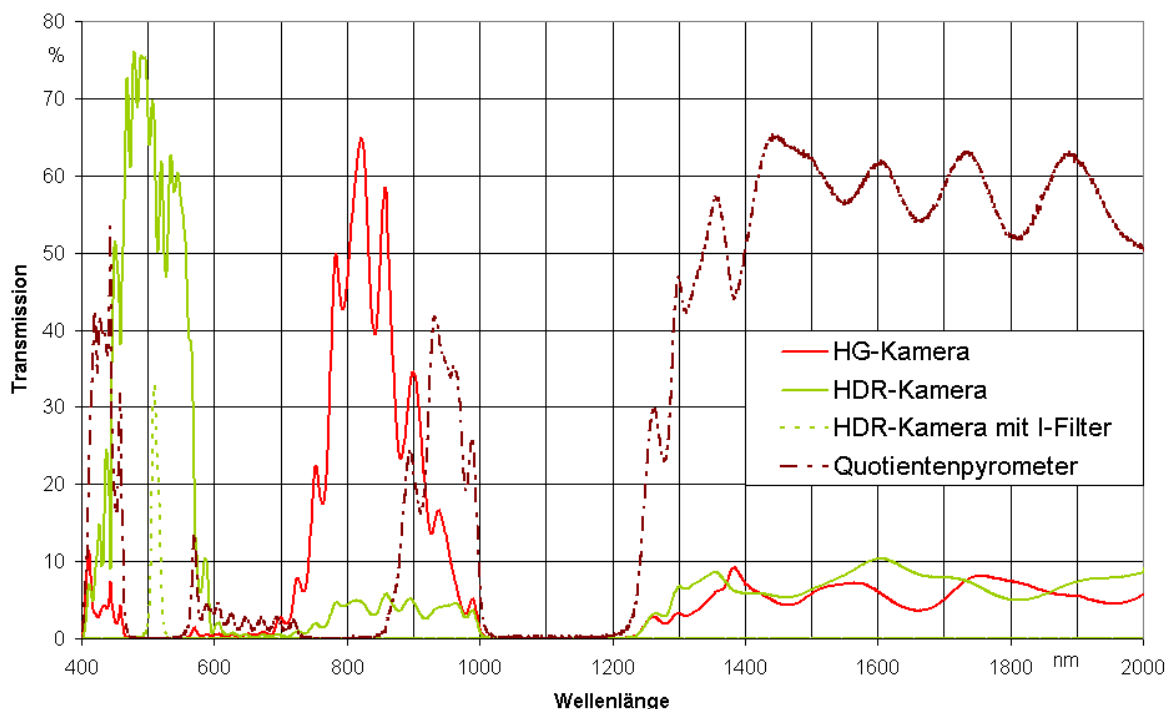


Abbildung 29: Abschwächung der Prozessstrahlung bei Austritt aus dem Optischen System

Abbildung 29 stellt dar, dass im Mittel etwa 60 % der aufgefangenen Prozessstrahlung an die Optiken der HG-, HDR-Kamera und Quotientenpyrometer weiterge-

leitet werden. Zur Erhöhung der Bildqualität der HDR-Kamera wird zusätzlich ein Interferenzfilter (I-Filter) für 514 nm Wellenlänge eingesetzt. Hierdurch erreichen 30 % der in das Optische System eintretenden Strahlungsmenge von 500 nm Wellenlänge die Kameraoptik.

5.2 Lasersysteme

In dieser Arbeit wird vorwiegend ein 1,2 kW Nd:YAG-Laser als Strahlquelle eingesetzt. Ergänzend wird ein fasergekoppelter Diodenlaser mit 250 W Strahlleistung eingesetzt. Die Leistungsdaten der Lasersysteme sind in Tabelle 4 aufgelistet.

Tabelle 4: Kenndaten der Lasersysteme

Lasertyp	Nd:YAG	Diodenlaser
Wellenlänge	1.064 nm	940 nm λ = 940 +/-10 nm
Hersteller	NEC, Japan	Laserline, Deutschland
Modell	YL 117 C	LDF 600-250
Maximale Strahlleistung	1200 W	250 W
Betriebsart	Kontinuierlich	Kontinuierlich
Lichtwellenleiterart	Stufenindex	Stufenindex

Die Lasersysteme werden alternativ zueinander an Modul 1 (Abbildung 28) angeschlossen. Der Spiegel innerhalb von Modul 1 wird der Wellenlänge des Lasers entsprechend ausgewählt.

5.3 Schweißprozessumgebung und Schweißatmosphäre

Die in dieser Arbeit entwickelte Arbeitskammer hat die primäre Funktion, eine definierte Atmosphäre für den Schweißprozess sicherzustellen. Die sekundäre Funktion ist die reproduzierbare Positionierung des Probenmaterials relativ zur Laser- und Röntgenstrahlung. Abbildung 28 stellt den Einbauzustand der Arbeitskammer dar. Das Funktionskonzept der Kammer wird in Abbildung 30 dargestellt.

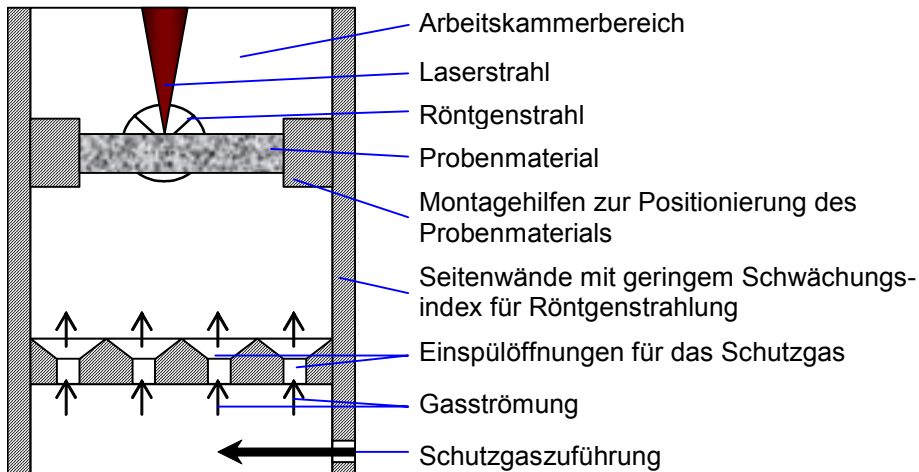


Abbildung 30: Konzeptskizze der Arbeitskammer

Die Arbeitskammer wird stetig mit dem Gasgemisch gespült, das als Schweißatmosphäre genutzt wird. Die Zuführung des Gases erfolgt im unteren Teil der Kammer (Abbildung 30). Von hier ausgehend wird das Gas gleichmäßig in den Arbeitsbereich des Schweißprozesses eingebracht. Durch die Spülung mit Gas wird verhindert, dass Umgebungsluft in die Kammer eintritt. Des Weiteren wird sichergestellt, dass unabhängig von chemischen Reaktionen oder dampfförmigen Prozessemissionen stets Gas mit definierter Zusammensetzung dem Schweißprozess zugeführt wird.

Zur Realisierung einer geringen Röntgenstrahlungsabsorption durch die Wände der Arbeitskammer werden diese aus den Werkstoffen Polymetacrylat (PMMA), Polyethylen (PE) und PE-Quarzglas-Verbund gefertigt. PMMA wird hierbei für die tragenden Seitenwände genutzt. PE wird in Durchstrahlungsrichtung als 1 mm dicke Folie eingesetzt. Quarzglas wird in direkter Nähe zum Schweißprozess als Verstärkung auf das PE aufgesetzt.

Die Montagehilfe wird als Aluminiumträger mit zusätzlicher Stahlblechhalterung ausgeführt. Der Aluminiumträger ist im Bereich der Röntgendurchstrahlung ausgefräst. Zur Probenhalterung dient ein Reineisenblech. Dieses schwächt in Durchstrahlungsrichtung die Bereiche ab, welche nicht durch das Probenmaterial abgedeckt sind. Hierdurch wird eine relativ gleichmäßige Röntgenstrahlungsintensität auf dem Röntgenstrahlungsbildwandler (Kap. 5.4, Abbildung 32, D) erreicht.

5.4 Versuchsaufbau zur Visualisierung der inneren Schmelzbadströmungen

Das Innere des Schmelzbads wird während des Schweißprozesses mit speziellen röntgentechnischen Anlagenkomponenten der Visualisierung zugeführt.

5.4.1 Einrichtung der Röntgentechnik

Eine Mikrofokus-Röntgenröhre vom Typ FXE 160 der Firma FEIN-FOCUS, Garbsen, wird genutzt, um Röntgenstrahlung zu emittieren. Die Strahlung durchtritt die vor der Röntgenquelle positionierte Probe. Ein Bildwandler wird hinter der Probe positioniert, um die durch die Probe geschwächte Röntgenstrahlung in sichtbares Licht umzuwandeln. Das sichtbare Licht wird über Optiken zu einem Lichtverstärker und nachfolgend zu einer Hochgeschwindigkeitskamera geleitet.

Der Strahlweg der Röntgenstrahlung ist anlagenbedingt horizontal angeordnet. Die Werkstoffprobe ist im Standardfall 90° relativ zur Symmetrieachse der Röntgenstrahlung angeordnet. In Abbildung 31 ist diese Positionierung mit dem Kennbuchstaben A gekennzeichnet.

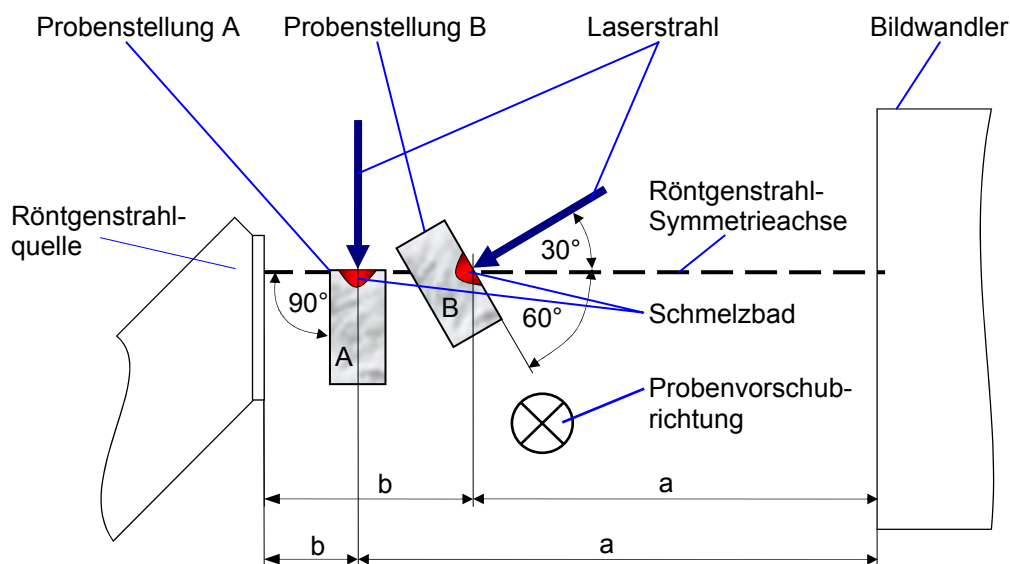


Abbildung 31: Anordnungen für 60° - und 90° -Durchstrahlung

Im Fall der Probenstellung A (Abbildung 31) resultiert eine Darstellung der Schmelzbadströmung in einer Seitenansicht. Zur Realisierung einer Darstellung der Schmelzbadströmung in einer Draufsicht wird das Werkstück in einem Winkel von 60° relativ

zur Röntgenstrahlsymmetrieachse angeordnet. Abbildung 31 stellt diesen Fall durch den Kennbuchstaben B dar.

Die Radioskopiekomponenten werden so zueinander angeordnet, dass eine ausreichende Schärfe und Helligkeit innerhalb der Strömungsvisualisierung erreicht wird. Die Helligkeit wird von der Strahlendosis D bestimmt, die den Bildwandler erreicht. Die Bildschärfe wird von dem Durchmesser d sowie den Abständen a und b der Objektebene von der Röntgenstrahlquelle sowie dem Röntgenstrahldetektor bestimmt. Abbildung 19 und Abbildung 31 stellen die geometrischen Einflussfaktoren innerhalb einer Skizze dar.

Je mehr Strahlungsleistung D gewählt wird, desto größer wird der Röntgenstrahldurchmesser d . Je nach Leistungseinstellung der Mikrofokus-Röntgenröhre werden Werte zwischen $d=5$ und $d=50 \mu\text{m}$ erreicht. Die Unschärfe US_g einer Vergrößerung von Objekten steigt entsprechend Gleichung 2-9 (Seite 29) proportional zum Röntgenstrahldurchmesser d und dem Abstand a . Ziel der Röntgenparameterentwicklung dieser Arbeit ist, die Unschärfe US_g zu minimieren. Strahlungsleistung D und Abstand a werden daher minimal gewählt. Entsprechend Gleichung 2-8 wird der Abstand b ebenfalls so klein wie anlagenbedingt möglich gewählt. Gleichung 2-10 verdeutlicht, dass der Abstand b größer sein muss als der Abstand a , um eine ausreichende Vergrößerung zu realisieren. Die Summe aus Abstand a und b vergrößert quadratisch die notwendige Strahlendosis. Als Hilfsmittel zur Minimierung von Abstand b wird zusätzlich zu den Parametern der Durchstrahlungsanlage das Objektiv der Röntgenanlage durch ein Objektiv mit größerer Brennweite (120 mm) bei identischer Lichtstärke (Blende 1.4) ersetzt.

Die Funktionsdaten des eingesetzten Röntgenstrahlen-Bildwandlers sind in Tabelle 5 hinterlegt [45].

Tabelle 5: Technische Daten des verwendeten Röntgenstrahlen-Bildwandlers

Hersteller	Thomson Tubes Electroniques
Ausführung	TH 9438 HX
Eingangsschirm	Cäsiumjodid (CsI)
Durchmesser der CsI-Kristalle	5 μm
Feldgröße	215 mm im Durchmesser
Ausgangsbildschirm	25 mm im Durchmesser

Mit Hilfe dieses Bildwandlers werden die in Tabelle 6 aufgeführten, optimierten Einstellwerte für die Mikrofokus-Radioskopie zur Visualisierung der Schmelzbad-dynamik erreicht.

Tabelle 6: Einstellwerte zur Visualisierung der Schmelzbad-dynamik

Einstellwert	Einheit	Wert
Abstand Probe zu Quelle a (Abbildung 31)	mm	4
Abstand Probe zu Bildwandler b (Abbildung 31)	mm	680
Materialstärke der Probe (Substrat)	mm	2
Beschleunigungsspannung Röntgenstrahlung U_R	kV	142
Röntgenstrom I_R	mA	0,12
Belichtungszeit der Hochgeschwindigkeitskamera t	s	0,001
Objektivbrennweite der Hochgeschwindigkeitskamera	mm	120

5.4.2 Integration von Optischem System, Arbeitskammer und Mikrofokus-Röntgentechnik

Abbildung 32 stellt mittels einer Prinzipskizze die Kombination von Optischem System, Arbeitskammer, Laseranlagen und Röntgentechnik dar.

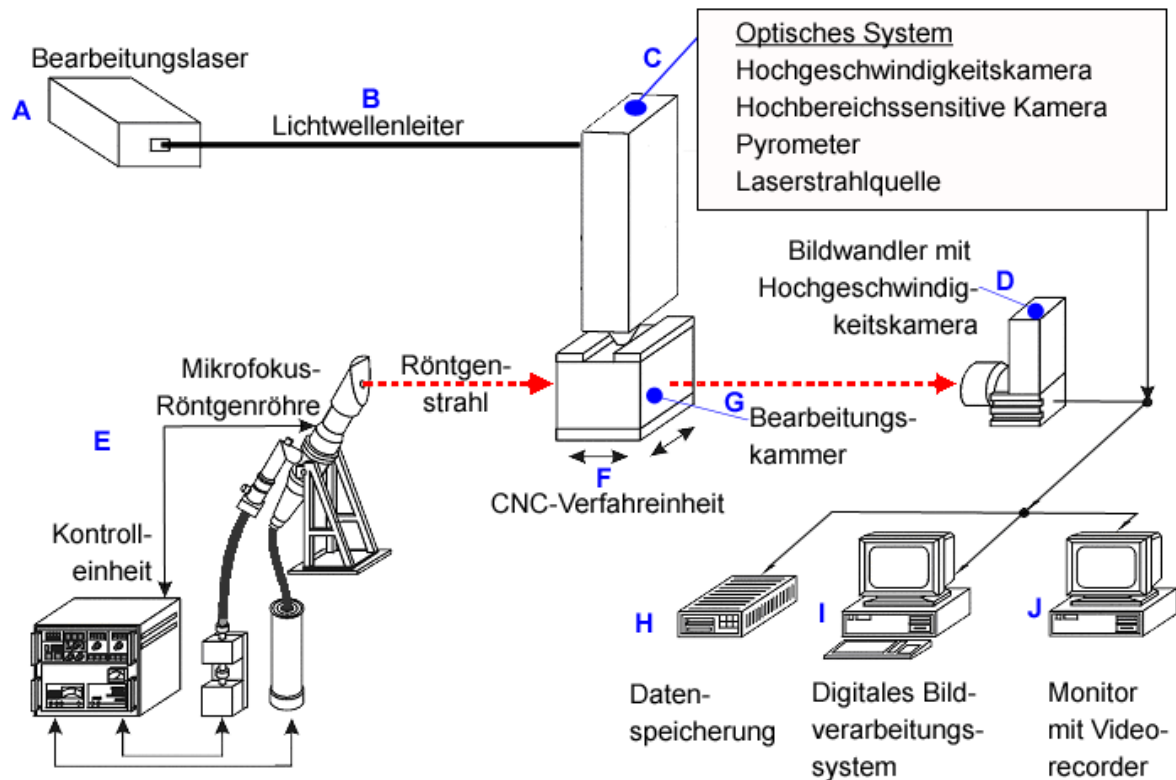


Abbildung 32: Messaufbau zur Prozessbeobachtung beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen

Die Laserstrahlung wird von dem Bearbeitungslaser (Abbildung 32, A) durch einen Lichtwellenleiter (B) hindurch zum Optischen System (C) geleitet. Von dort wird die Laserstrahlung auf das Werkstück fokussiert (Abbildung 28, Abbildung 30).

Die Röntgenstrahlung wird von der Röntgenquelle (Abbildung 32, E) ausgesandt. Die Arbeitskammer (G) wird auf einer CNC-Verfahreinheit (F) so positioniert, dass die Röntgenstrahlung, die das Schmelzbad durchtritt, in den Bildwandler (Abbildung 32, D) eintritt. Dort wird die von durchstrahlten Werkstoffen geschwächte Röntgenstrahlung in sichtbares Licht transformiert. Dieses wird gebündelt und einer lichtverstärkten HG-Kamera zugeführt.

5.5 Bildverarbeitung

Die von den verschiedenen Kameras aufgezeichneten Bilddaten werden zu Analyse der dynamischen Veränderungen verarbeitet. Abbildung 33 stellt zugehörige computerunterstützte Verarbeitungsmodulare dar.

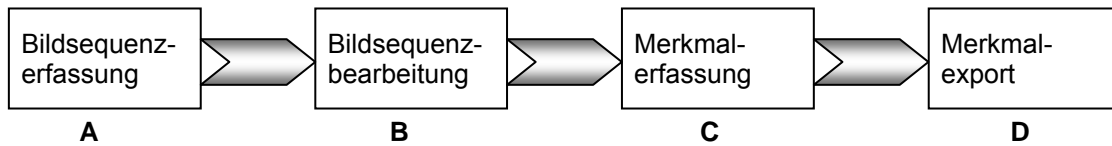


Abbildung 33: Verarbeitung von Videomessexdaten

Die Videomessexdaten bestehen aus einer Folge von Einzelbildern. Innerhalb der Versuchsdurchführung werden aus der Gesamtmenge an Kameraaufnahmen relevante Bereiche (Bildsequenzen) extrahiert und der wissenschaftlichen Datenerfassung zugeführt.

Die Bildsequenzerfassung (Abbildung 33, A) transponiert die Bilddaten in eine für Computer nutzbare Form. Hierbei wird das Videosignal abgetastet, digitalisiert und in eine für den Rechner geeignete Zahlenmatrix codiert. Diese Zahlenmatrix wird innerhalb des Rechners der Visualisierung und Weiterverarbeitung zugeführt.

Die Bildsequenzbearbeitung (Abbildung 33, B) ist eine Bildmodifikation, die dazu dient, die Datenerfassung vorzubereiten, indem die Helligkeit des Bildes angepasst wird und relevante Grauwertbereiche zum Zweck der Kontrasterhöhung verstärkt werden. Das innerhalb dieser Arbeit speziell für die Verarbeitung von Röntgenbildern entwickelte Programm Namens Sequenz bietet hierzu geeignete Werkzeuge.

Die Merkmalerfassung (Abbildung 33, C) erfolgt indem durch den Bediener des Computers ein Merkmal wie zum Beispiel ein Partikel oder eine Phasengrenze (festflüssig) in der Bildmatrix ausgewählt wird. Das Programm Sequenz erzeugt einen Vektor der den Ort der Auswahl beschreibt. Bei ausreichender Bildqualität kann das Programm die nachfolgende Position des Merkmals selbstständig erfassen.

Der Merkmalexport (Abbildung 33, D) dient der Weiterverarbeitung der in der Merkmalerfassung erarbeiteten Daten. Diese werden derart ausgegeben, dass Ortsvektoren, Geschwindigkeiten und Wegstrecken in kalibrierter Form direkt von gängigen Tabellenkalkulationsprogrammen übernommen werden können.

5.6 Daten der eingesetzten Werkstoffe

Bei der Visualisierung der Schmelzbaddynamik und der Analyse der Wechselwirkungen dieser Dynamik mit Legierungs- oder Begleitelementen werden spezielle Probenformen entwickelt und Legierungen genutzt. Die Legierungen werden als

Stahlbleche bezogen oder durch Vordeponierung von Legierungs- oder Begleitelement auf einem Reineisenblech, sowie durch gepresste Pulvermischungen beim Schweißen erzeugt. Markierungspartikel oder -blasen werden eingesetzt, um die Schmelzbadströmungen zu verfolgen.

5.6.1 Probekörpergeometrie und Partikeldeposition

Verschiedene Probekörpergeometrien werden innerhalb dieser Arbeit entwickelt. Die Probenform und die Art der Partikelablage (Deponierung) werden hierbei aufeinander abgestimmt. Abbildung 34 stellt verschiedene Probengeometrien dar.

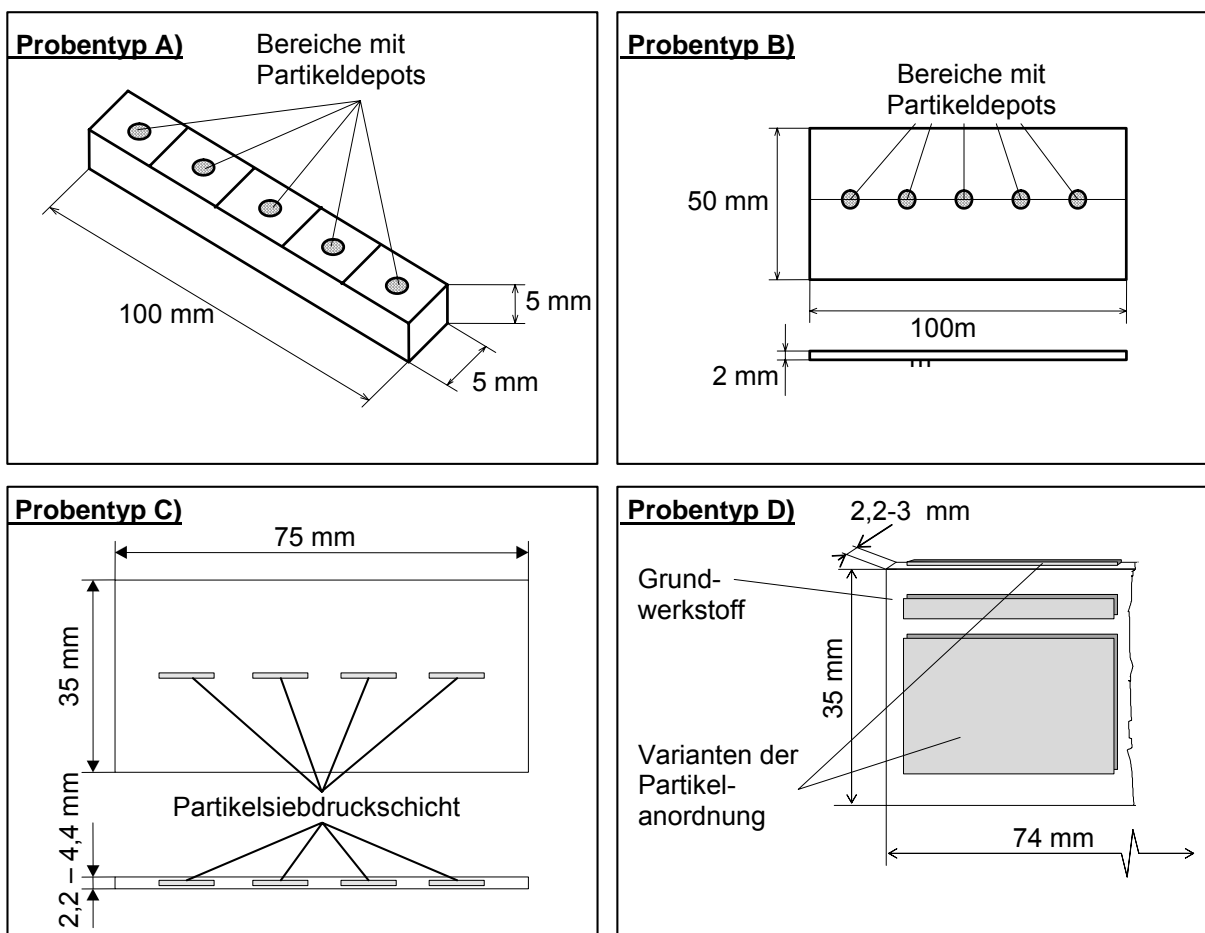


Abbildung 34: Quaderförmige Probengeometrien

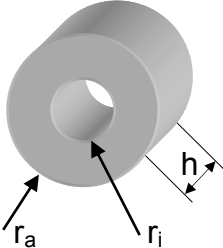
Der Probentyp A weist Bohrungen für einzelne Bereiche mit Partikeldepos auf. Dort werden einzelne Markierungspartikel eingesetzt und im Winkel von 90° mittels Röntgenstrahlung durchstrahlt. Die Probenform B besitzt entsprechend A Bereiche für Partikeldepos. Form B wird im Winkel von 60° mittels Röntgenstrahlung durchstrahlt. Die geringere Probenstärke dient hierbei der Reduzierung der Röntgenstrahlungsschwächung durch den Grundwerkstoff. Probenform C nutzt eine gemeinsame

Substratform für die 90°- und 60°-Durchstrahlung. Zum Einsatz kommen hierbei Partikeldepots in Form von Siebdruckschichten zur Erhöhung der Menge an Markierungspartikeln. Die Probentypen A bis C werden mit dem Eisenbasisgrundwerkstoff S235JR und im Vergleich mit dem Titanbasiswerkstoff TiAl6V4 eingesetzt. Der Probentyp D nutzt zusätzlich die Eisenbasisgrundwerkstoffe S6-5-2, X5CrNi18-10 und H340. Die Markierungspartikel werden auf das durch Sandstrahlen vorbereitete Substrat gelegt. Zur Erhöhung der Haftung der Partikel auf dem Substrat wird zum Teil zusätzlich Fett (Vaseline) als Haftmittel eingesetzt. Während der Laserstrahlbearbeitung wird das Fett durch die dem Schweißprozess vorlaufende Wärme verdampft. An dieser Vorbereitung ist nachteilig, dass Rückstände aus der Verdampfung des Haftmittels oder aus Bearbeitung mittels Sandstrahlen auf der Oberfläche des Probenmaterials verbleiben können.

Im Fortschritt der Untersuchungen werden Haftmittel, Bohrungen und die Probenvorbereitungsmethode Sandstrahlen ausgeschlossen, um die Oberfläche des Substrats frei von schwer nachzuweisenden Kontaminationen mit organischen Substanzen oder Siliziumoxid zu halten.

Für Reineisensubstrate und die Untersuchung des Einflusses einzelner Legierungselemente werden ausschließlich runde Probengeometrien eingesetzt. Runde Proben bieten hierbei ein optimiertes Verhältnis von Oberfläche zu Werkstoffmasse. Mittels einer ebenfalls runden Halterung werden diese effizient und sicher positioniert. Legierungselemente und Markierungspartikel werden auf die Probenoberfläche aufgelegt. Tabelle 7 enthält die Maße der eingesetzten Probengeometrie.

Tabelle 7: Probengeometrie E, Maße und Skizze

Maß	Symbol	Länge	Probentyp E) 
Außenradius	r_a	7,5 mm	
Innenradius (entfällt bei Blechproben)	r_i	3,5 mm	
Probenstärke	H	2 mm	

Die blechförmigen Werkstoffe, die mit den Geometrien von Probentyp A bis E eingesetzt werden, sind in Tabelle 8 und Tabelle 9 aufgeführt.

Tabelle 8: Auszug von Legierungs- und Begleitelemente in eingesetzten blechförmigen Probenkörpern auf Eisenbasis

Werkstoff	C [Gew.-%]	Si [Gew.-%]	Mn [Gew.-%]	P [Gew.-%]	S [Gew.-%]	Cr [Gew.-%]	Mo [Gew.-%]	V [Gew.-%]	Ni [Gew.-%]	Cu [Gew.-%]	W [Gew.-%]	N [Gew.-%]
1.0037	≤0,17	≤0,3	≤1,4	≤0,045	≤0,045	-	-	-	-	-	-	≤0,009
1.0941	≤0,14	≤0,5	≤2,0	≤0,04	≤0,015	-	-	-	-	-	-	-
1.2379	1,50-1,60	0,10-0,40	0,15-0,45	≤0,03	≤0,03	11,0-12,0	0,60-0,80	0,90-1,10	-	-	-	-
1.3344	1,17-1,27	≤0,45	≤0,4	≤0,03 0	≤0,03 0	3,80-4,50	4,70-5,20	2,70-3,20	-	-	6,00-6,70	-
1.4301	≤0,07	≤1,00	≤2,00	≤0,045	≤0,015	17,00-19,50	-	-	8,00-10,50	-	-	≤0,110
Reineisenblech	-	-	0,18	-	-	0,03	-	-	0,05	0,04	-	-

Tabelle 9: Auszug von Legierungs- und Begleitelemente von TiAl6V4

Element Werkstoff	Fe [Gew.-%]	O [Gew.-%]	N [Gew.-%]	C [Gew.-%]	H [Gew.-%]	Al [Gew.-%]	V [Gew.-%]
3.7165	0,30	0,2	0,05	0,08	0,015	5,50-6,57	3,50-4,50

5.6.2 Fertigungsart von Probekörpergeometrien aus Halbzeugen mit definierter Form

Der Werkstoff Reineisen, die Eisenbasislegierungen S235JR, H340, X5CrNi18-10, S6-5-2 und der Titanbasiswerkstoff TiAl6V4 liegen als blechförmige Halbzeuge vor. Diese werden zu den Geometrien B bis E mittels Laserstrahl-Schneiden hergestellt.

Für den Werkstoff X155CrVMo12-1 (1.2379) in Kombination mit der Probekörpergeometrie E wird das Zerspanen als Fertigungsverfahren eingesetzt. Hierbei wird die Geometrie aus einem stabförmigen Halbzeug durch den Fertigungsschritt Drehen erzeugt.

5.6.3 Fertigung von Probekörpern aus Pulvern

Das Pulverpressen ermöglicht eine effiziente und reproduzierbare legierungstechnische Mischung von Reineisen mit seinen Legierungselementen in der festen Phase durch das Vermischen der Elemente in Pulverform mit anschließender

Umformung. Das Pressen bietet hierbei die Freiheit der legierungstechnischen Zusammensetzung aller technischen Eisenbasislegierungen.

Das Verfahren nutzt ein speziell entwickeltes Presswerkzeug. Eine kraftgesteuerte hydraulische Presse dient der Aufbringung der Presskraft. Nach Befüllung und Verschluss des Pulverpresswerkzeugs wird das Werkzeug evakuiert. Anschließend wird das Werkzeug mit Argon bei 0,1 MPa Überdruck befüllt und erneut evakuiert. Der Pressvorgang wird gestartet und ein Werkstück mit der in Tabelle 7 dargestellten Geometrie gepresst. Abbildung 35 stellt das Presssystem dar.

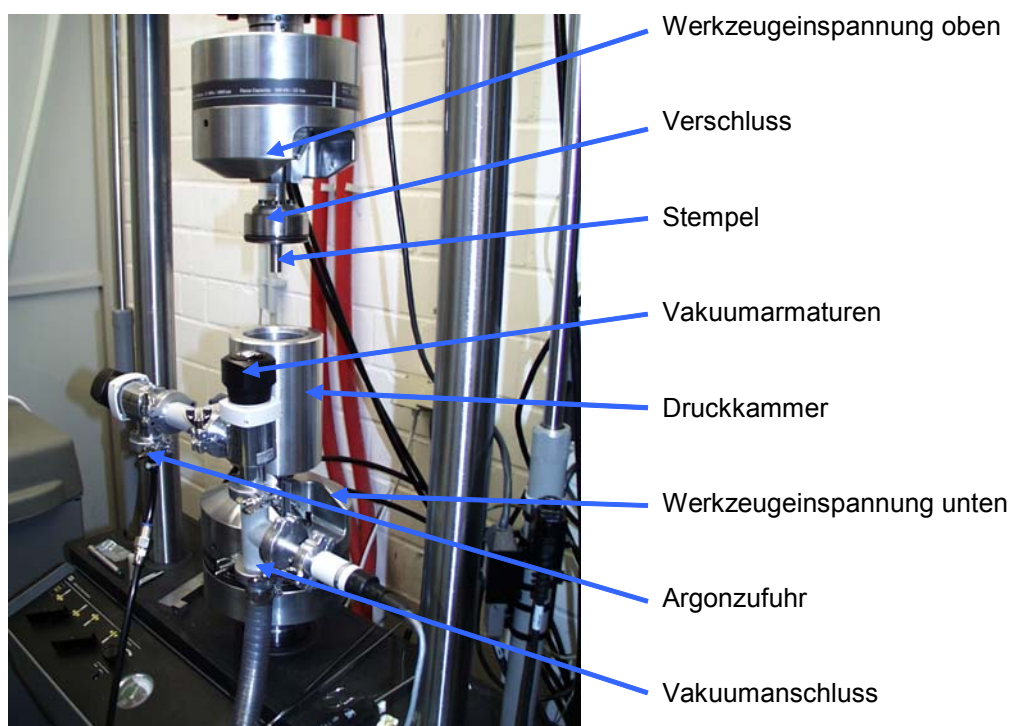


Abbildung 35: Universalprüfsystem mit Presswerkzeug

Das Presswerkzeug ist, wie in Abbildung 35 dargestellt, in eine Universalprüfmaschine integriert. Der mit bis zu 100 kN einwirkende Stempel bringt die Kraft zur Kompression der Pulverpresslinge auf. Von unten wird das Pulver durch einen Stempel gestützt. Radial wird das Pulvervolumen durch einen Dorn und eine schwimmende Matrize begrenzt.

Nach dem Pressen der Pulver zu der in Tabelle 7 dargestellten Probengeometrie, wird der Pulverpressling innerhalb des Werkzeugs mit Argon belüftet. Hierbei wird ein Überdruck von 0,2 MPa eingesetzt. Nach Öffnen des Werkzeugs wird der Pressling unter Argon verpackt und für die Versuchsdurchführung gelagert.

Die eingesetzten Legierungselemente und deren Mengen innerhalb der Presslinge sind in Tabelle 10 aufgeführt.

Tabelle 10: Legierungselemente in Pulverpresslingen

Element	Schrittweiten [Gew.-%]	Element	Schrittweiten [Gew.-%]	Element	Schrittweiten [Gew.-%]	Element	Schrittweiten [Gew.-%]
C	0,1/0,3/0,8/0,9	V	0,1/0,3/2	Nb	0,2/0,5/2	P	0,01/0,02/0,03
Si	0,05/0,1/0,4	W	0,2/2/6,5	Ta	0,2/0,5/2	S	0,01/0,02/0,03
Mn	0,1/0,4/2,5/15	Ni	0,2/2/20	Ti	0,02/0,2/2	O	0,01/0,02/0,03
Cr	0,1/0,5/4,5/20	Pb	0,05/0,1/0,3	Al	0,02/0,2/2	N	0,01/0,03/0,5
Mo	0,2/0,4/5	Cu	0,05/0,1/0,3				

5.6.4 Markierungsvolumen

Röntgendurchstrahlungsaufnahmen können bei ausreichenden Dichteunterschieden in einem Werkstoff Markierungsvolumen sichtbar machen. Dieser Dichteunterschied wird durch den Zusatz von Partikeln oder Gasvolumina zu der Schmelze erreicht. Als Partikel werden vorwiegend Wolframkarbidpartikel eingesetzt. Exemplarisch werden ebenfalls Partikel aus Vanadiumkarbid, Blei, Bornitrid und reines Wolfram eingesetzt. Die Größe der Partikel wird zwischen 45 µm bis 150 µm gewählt. Tabelle 11 stellt für die Versuchsdurchführung relevante Kennwerte von Partikelwerkstoffen, die in dieser Arbeit eingesetzt werden, im Vergleich zu Reineisen dar.

Tabelle 11: Kenndaten von Werkstoffen, die als Markierungspartikel oder –volumen eingesetzt werden.

Partikelwerkstoff	Einheit	Argon	Vanadiumkarbid	Eisen	Blei	Wolframkarbid	Wolfram
Formelzeichen	-	Ar	VC	Fe	Pb	WC	W
Dichte ρ	g/cm ³	0,01	5,41	7,87	11,4	15,7	19,26
Schmelztemperatur T_s	°C	-255	2648	1530	327	2780	3370
Oberflächen- spannung γ bei T_s	mN/m	k.A.	k.A.	1909	457	k.A.	2333

k.A.: keine Angaben verfügbar

6 Ergebnisse und Diskussion

Die Versuchstechnik besteht aus angepasster Mikrofokus-Röntgentechnik und neu entwickeltem Optischem System zur Kombination von Lasertechnik, HG-, HDR-Kameratechnik und Pyrometrie. Eine speicherprogrammierbare Steuerungstechnik (SPS) dient hierbei der reproduzierbaren Steuerung von Kameraaufnahmezeiten, Laserstrahlleistung, Laserstrahldauer und Schutzgasatmosphäre. Die in Betrieb genommene und abgestimmte Versuchstechnik wird zur Erfassung der Schmelzbaddynamik von Eisenwerkstoffen eingesetzt.

Das Vorgehen zur Analyse der Schmelzbaddynamik erfolgt in folgenden Schritten:

- I. Röntgentechnische Erfassung der Dynamik im Inneren von Schmelzbädern
- II. Ortsaufgelöste Erfassung der Schmelzbademissionen
- III. Pyrometrische Erfassung der Schmelzbadtemperatur
- IV. Verarbeitung der Bilddaten zu Vektoren
- V. Verarbeitung der Vektoren zum Zweck der
 - Strömungsrichtungsbeschreibung im Schmelzbad
 - Geschwindigkeitsanalyse der Schmelzbadströmungen
 - Beschreibung des Schmelzbadwachstums

6.1 Röntgentechnische Erfassung der Dynamik im Inneren von Schmelzbädern

Die röntgentechnische Erfassung der inneren Schmelzbaddynamik erfolgt durch die Visualisierung von Markierungselementen, die innerhalb des Schmelzbads von der Strömung mitgerissen werden. Hierbei werden feste Markierungspartikel und gasförmige Markierungsvolumen verwendet. Verschiedene Probenformen und Deponierungsformen für feste Markierungspartikel werden eingesetzt.

6.1.1 Partikeldeposition

Zur röntgentechnischen Erfassung der Schmelzbaddynamik werden verschiedene Probekörpergeometrien und Partikeldepositionen eingesetzt. Kapitel 5.6 beschreibt diese. Die Probentypen A und B (Abbildung 34) besitzen einzelne Vertiefungen, in die Markierungspartikel eingebracht werden. Diese Probentypen werden für Untersuchungen ohne Relativbewegung zwischen Werkstück und Laserstrahl eingesetzt. Im Folgenden wird dieser Versuchsparameter als Punktversuch bezeichnet. Die Strahlbeaufschlagung führt zu einem weitgehenden Entfernen aller Partikel aus dem Depot. Auch der Einsatz von Leistungsrampen über bis zu 0,3 Sekunden verbessert den Nutzungsgrad der Partikel nicht ausreichend. Die Ursache für die Entfernung der Partikel aus der Vertiefung ist die Ausdehnung des Argons, das sich zwischen den Partikeln und der Probenoberfläche befindet. Es wird von Raumtemperatur auf die Schmelztemperatur von Eisen erwärmt und erfährt hierbei eine Volumenvergrößerung. Die Volumenvergrößerung folgt der in Gleichung 6-1 dargestellten Beziehung.

$$P \cdot V = R \cdot T$$

Gleichung 6-1

Die Aufheizgeschwindigkeit des Gases wird innerhalb des Versuchsaufbaus nicht gemessen. Ein Anhaltspunkt für die Aufheizgeschwindigkeit der oberflächennahen Bereiche ist die Entstehung einer Schmelze. Eine Schmelzbadoberfläche entsteht in der Regel innerhalb von 0,1 s. In direkter Oberflächennähe entsteht somit ein Temperaturzuwachs von min. 1500 °C bei Einsatz von Reineisen, 500 W Laserstrahlung und dem Versuchsaufbau nach Kapitel 5. Nach Gleichung 6-1 ist somit eine Expansion des schmelzbadnahen Argons um etwa 10^3 wahrscheinlich. Die resultierende Gasströmung ist ausreichend, um die oberflächennahen Partikel mitzureißen. Die Lage innerhalb einer Vertiefung führt hierbei zusätzlich zu einer gerichteten Strömung nach oben.

Hartstoffsiebdruckschichten entsprechend Probentyp C (Abbildung 34) werden mit ölversetzttem Terpentin aufgebracht. Dem Terpentin wird vor Versuchsbeginn ausreichend Zeit zum Verdampfen gegeben. Das Öl verbleibt in der Schicht als Haftvermittler zwischen den Partikeln und dem Substrat. Mit Strahlbeaufschlagung werden auch hier Partikel aus der Wechselwirkungszone herausgeschleudert. Im Randbereich der Wechselwirkungszone bleiben ausreichend Partikel für die Visualisierung der Schmelzbadströmung erhalten. In diesem Bereich kommt es durch Kapillarwirkung zu einem Strömen von Schmelze in die Siebruckschicht hinein.

Eine Anordnung der Partikel auf der Probenoberfläche entsprechend Probenform D (Abbildung 34) nutzt statt einer Siebdruckschicht eine einlagige Partikelschicht unter Verwendung eines Haftmittels zur Fixierung der Partikel auf der Probenoberfläche. Durch die geringe Anzahl von Partikeln wird der Schmelzeschwund durch Kapillarkräfte verhindert. Diese Deponierungsart ist geeignet, ausreichend Partikel für die Schmelzbadvisualisierung bereitzustellen. Das Haftmittel verdampft schon weit vor der Schmelztemperatur des Eisens. Verunreinigungen durch Pyrolyseprodukte sind möglich.

Die Probenform E (Tabelle 7) realisiert eine Form, die ohne Haftmittel ausreichend Partikel aus der Probenoberfläche nach der Strahlbeaufschlagung bereitstellt. Die Strahlbeaufschlagung erfolgt auf dem Umfang am höchsten Punkt der Scheibe. Die Argonexpansion kann hierdurch dreidimensional erfolgen. Durch den Verzicht auf Haftmittel muss die Präparation der Oberfläche mit Markierungspartikeln in der Haltevorrichtung innerhalb der Arbeitskammer erfolgen. Die Partikel werden hierbei ausschließlich von der Rauheit der Oberfläche an einem Abrutschen gehindert. Die Markierungspartikel liegen nach Strahlbeaufschlagung am Rand des Schmelzbads. Durch das sich ausbreitende Schmelzbad werden sie aufgenommen und anschließend von der Schmelzbadströmung mitgerissen. Sofern nicht anders genannt wird im Folgenden stets diese Partikeldeponierungsart eingesetzt.

Von den eingesetzten Markierungspartikeln stellt Wolframkarbid (WC) das Optimum für die Strömungsvisualisierung dar. Mit Vanadiumkarbid (VC), Bornitrid (BN) und Blei (Pb) war eine Strömungsvisualisierung im Rahmen dieser Arbeit nicht möglich. Reines Wolfram führt im Vergleich zu WC zu ähnlichen Erfolgen in der Strömungsverfolgung, es wird aber schneller von der Schmelze aufgelöst und verliert somit schneller seine Markierungsfunktion.

Bei Vordeponierung von Pb im Werkstück mittels Vakuum-Pulverpressung sind die Partikel an der unteren Grenzfläche des Schmelzbads in Kontakt mit der Schmelze. Sie folgen der Schmelzbadströmung nicht. Bei Deponierung von Pb auf der Substratoberfläche erhalten die Pb-Partikel Kontakt mit dem sich während des Schweißens ausdehnenden Schmelzbadrand. Das Blei tritt nicht in die Schmelze oder die Grenzfläche fest flüssig ein, sondern verdampft. BN und VC haben einen für die Röntgenaufnahmen zu geringen Dichteunterschied zum Substrat und liefern hierdurch keine Aussagen für die Schmelzbadynamik.

Alle im Folgenden beschriebenen Ergebnisse des Schmelzbadinneren werden, sofern nicht anders bezeichnet, mittels des Markierungspartikelwerkstoffs WC erarbeitet.

Alternativ zu der Standardpartikeldeponierung wird partiell das Vakuum-Pulverpressen eingesetzt, um bereits vor Schmelzenausbildung Markierungspartikel im Inneren der Schweißprobe zu deponieren. Hierbei werden die WC-Partikel mit Reineisenpulver vermischt und die Gemische zu Hohlzylindern verpresst.

6.1.2 Partikelerfassung und Schmelzbadform

In Abbildung 36 ist eine typische Durchstrahlungsaufnahme mit auf der Schmelzbadoberfläche vordeponierten Markierungspartikeln dargestellt. Die Röntgenstrahlung ist senkrecht zur Laserstrahlsymmetrieachse ausgerichtet, so dass das erfasste Bild das Schmelzbad in der Seitenansicht darstellt. Die überwiegende Anzahl der Untersuchungen wird ortsfest durchgeführt. Durch die ortsfeste Energieeinbringung bildet sich das Schmelzbad rotationssymmetrisch zur Laserstrahlachse aus.

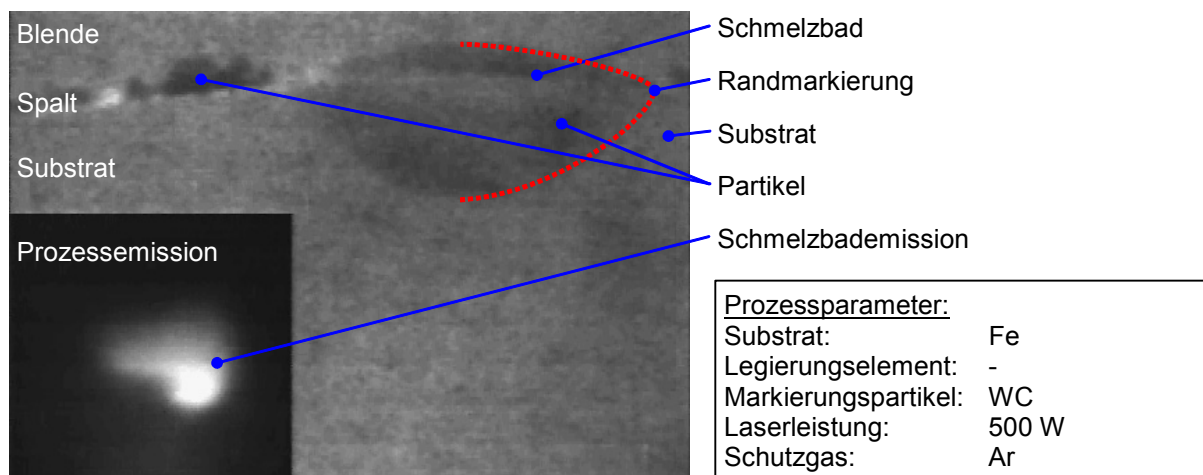


Abbildung 36: Eisenschmelzbad in Draufsicht und Durchstrahlung nach 1,5 s Versuchszeit

Abbildung 36 stellt die Ausprägung eines Eisenschmelzbaus nach 1,5 s Versuchsdauer dar. Die eingesetzte Substratgeometrie ist eine kreisförmige Scheibe (Probenform E, Tabelle 7). Zur Reduzierung von Überstrahlungen oberhalb der Werkstoffprobe wird eine Eisenblende oberhalb des Substrats in den Röntgenstrahlenweg eingesetzt. Die Blende wird seitlich von dem Substrat positioniert, so dass die Laserstrahlung ungehindert die Substratoberfläche beleuchten kann. In Röntgenstrahlungsrichtung befindet sich die Blende hinter der Werkstoffprobe. Ein

geringer Spalt ist als helle Linie im Bild dargestellt und gekennzeichnet. Das Gesamtbild (Abbildung 36) beinhaltet die Aufnahmen von zwei HG-Kameras. Der überwiegende Teil des Bildes stellt die Röntgenaufnahme dar. Eingebettet in diesen Hintergrund wird das Bild einer weiteren HG-Kamera dargestellt, welche die Emissionen der Schmelzbadoberfläche erfasst. Beide Bilder werden zeitgleich mit identischer Aufnahmegeschwindigkeit erfasst und wie dargestellt gespeichert. Als Aufnahmefrequenz für die Röntgenaufnahmen werden 1000 Hz realisiert. Es werden maximal 3276 Bilder je Untersuchung aufgezeichnet. Die die Geschwindigkeit begrenzenden Anlagenkomponenten sind hierbei die Intensität der Röntgenstrahlung und die Verstärkung der Röntgenbildwandlung. In Folge von Gleichung 2-8 bis Gleichung 2-10 stellt der dargestellte Kontrast das anlagentechnischen Optimum dar. Die auf dem Substrat befindlichen Markierungspartikel (Abbildung 36) werden relativ kontrastreich erfasst. Innerhalb des Schmelzbads wird dieser Kontrast durch die Bewegungsunschärfe der hochdynamisch bewegten Partikel reduziert.

Erläuterungen und Versuchsparameter sind innerhalb von Abbildung 36 im linken und rechten Bildbereich dargestellt. Der Schmelzbadrand wird in Abbildung 36 bis Abbildung 38 halbseitig durch eine Markierung hervorgehoben, da der Kontrast in Abhängigkeit von den eingesetzten Versuchsparameter wechselt.

Sofern im Folgenden nicht anders bezeichnet, werden Ergebnisse mit Nd:YAG-Laserstrahlung, Reineisen und aufgelegten Legierungselementen sowie WC-Markierungspartikeln dargestellt.

Abbildung 37 stellt, wie Abbildung 36, ein Schmelzbad nach 1,5 s Versuchszeit dar. Zusätzlich zu den in Abbildung 36 verwendeten Parametern wird hier das Legierungselement Kohlenstoff (C) eingesetzt.

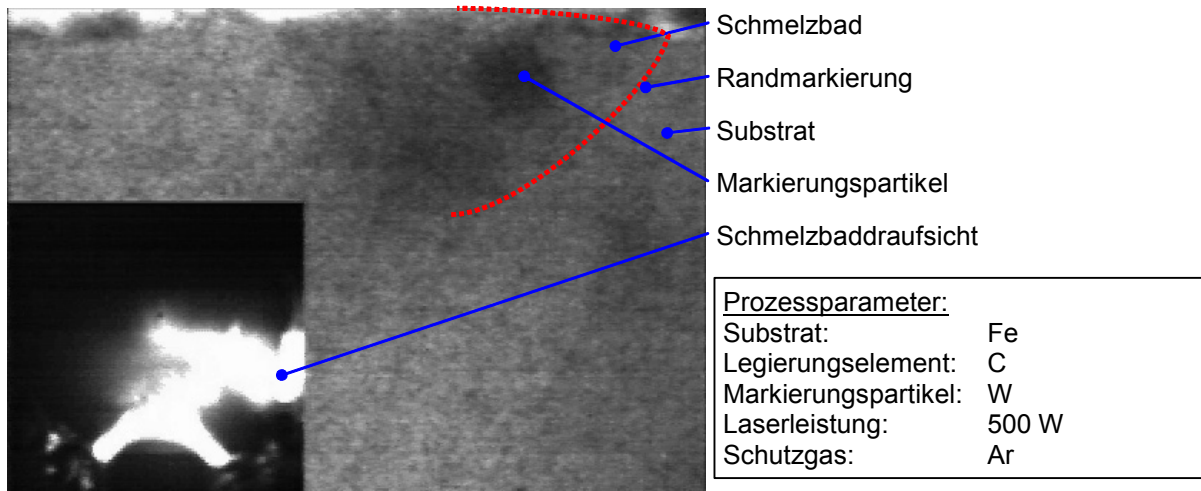


Abbildung 37: Kohlenstofflegiertes Eisenschmelzbad in Draufsicht und Durchstrahlung nach 1,5 s Versuchszeit

Abbildung 37 stellt im Vergleich zu Abbildung 36 dar, dass das Schmelzbad tiefer ausgeprägt ist. Ein großes Markierungspartikel aus Wolfram im Schmelzbad stammt aus der Agglomeration von mehreren kleinen Markierungspartikeln. Bei Einsatz von WC-Partikeln werden dagegen nur vereinzelt Agglomerate von zwei Partikeln erfasst.

Abbildung 38 stellt dem Einfluss von Legierungselementen den Einfluss eines Sauerstoff-Argon-Gemisches als Schweißatmosphäre gegenüber.

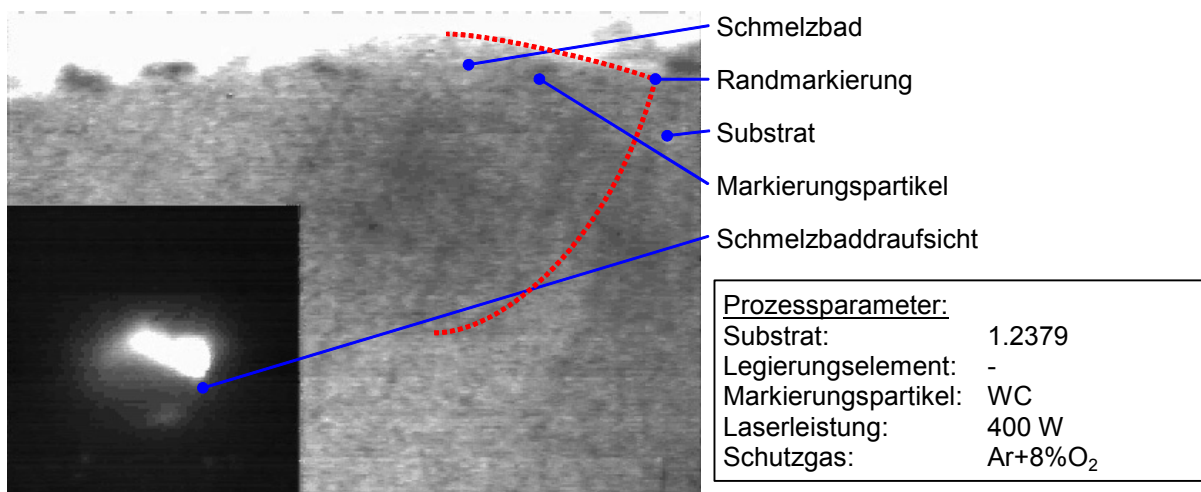


Abbildung 38: Legiertes Eisenschmelzbad in Draufsicht und Durchstrahlung bei mit 8% Sauerstoff versetzter Argonatmosphäre nach 1,5 s Versuchszeit

Im Vergleich zu Abbildung 37 und Abbildung 36 ist die Schmelzbadtiefe in Abbildung 38 wesentlich vergrößert. Dieses gesteigerte Wachstum erfolgt trotz einer Reduzierung der Laserstrahlleistung um 20%. Die schmelzbadynamischen Ursachen für

dieses Schmelzbadwachstum werden im Rahmen der weiteren Daten (s. Kapitel 6.4) diskutiert.

6.1.3 Untersuchungsergebnisse mit Pulverpresslingen

Ein ähnlicher Dichteunterschied wie von WC zu Fe wird erreicht, wenn gasförmige Markierungsvolumen, z.B. Argonvolumen, in die Schmelze eingebracht werden. Diese Gasvolumen liegen innerhalb der Pulverpresslinge vor, da nach dem Pressen Hohlräume innerhalb der Probekörper enthalten sind. Abbildung 39 stellt einen Pulverpressling dar.

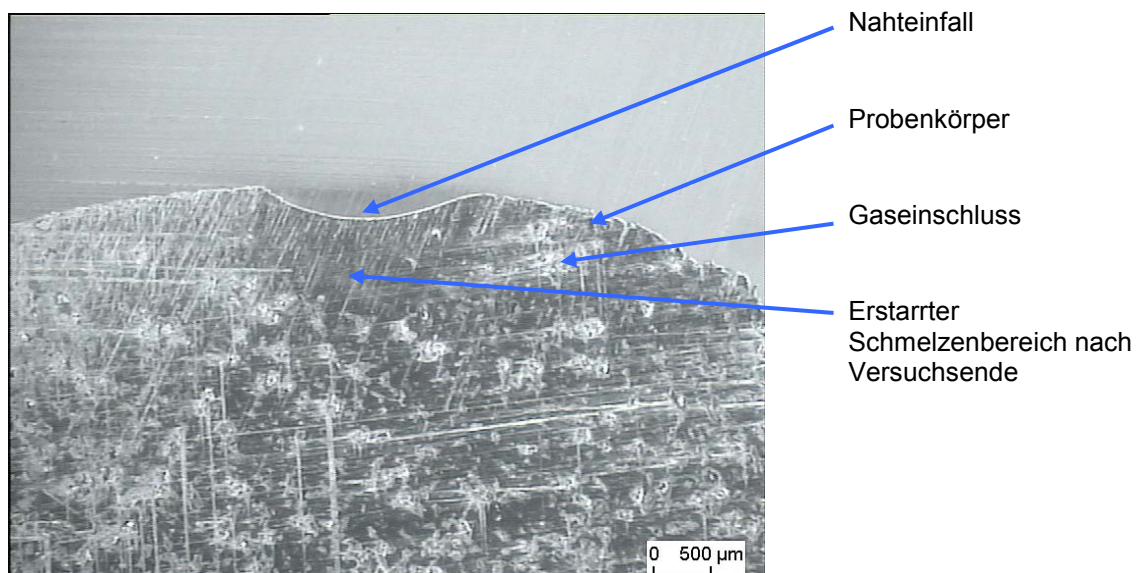


Abbildung 39: Schliffbild einer Probe mit 0,4 % Silizium bei Nutzung eines Pulverpresslings als Substratwerkstoff

Nach dem Pressen der Probekörper und dem Belüften mittels Argon verbleiben Gaseinschlüsse innerhalb des Pulverpresslings (Abbildung 39). Während der Beaufschlagung mit Laserstrahlung schmilzt das Pulver auf. Teilweise wird es am Schmelzbadrand in die Pulverlage durch Kapillarwirkung hineingezogen. Durch das Austreiben der Gaseinschlüsse aus der Schmelze, Verdampfung von Substratwerkstoff und Werkstoffschwund infolge von Kapillarwirkung verringert sich das ursprüngliche Volumen des Schmelzbads. Ein Nahteinfall ist die Folge.

In Ergänzung zu WC wird bei den Pulverpresslingen das innerhalb des Presslings eingeschlossene Gas als Markierungsvolumen eingesetzt.

Während des Schweißprozesses liegen an der Übergangszone vom Schmelzbad zum Substratwerkstoff bei Einsatz von reinem Eisen 1536 °C an. Von Raumtemperatur bis zum Schmelzpunkt erfährt die Grenzzone eine Erwärmung um etwa 1510 °C. Die in den Poren vorhandenen Gase erfahren hierdurch eine Volumenvergrößerung entsprechend Gleichung 6-1. Innerhalb von Poren an der Grenzfläche vom Substratwerkstoff zum Schmelzbad findet eine Vergrößerung des Produkts $p \cdot V$ etwa um den Faktor 1510 statt. Dieser Effekt wird genutzt, um gasförmige Markierungsvolumen in die Schmelze der untersuchten Legierungssystemen einzubringen.

Die in die Schmelze eingebrachten Gasvolumen bewirken in der Regel eine Volumenvergrößerung der Schmelze. Diese Vergrößerung führt zu einer Veränderung der Schmelzbadoberflächenwölbung. Die Wölbung der Oberfläche ist ein charakteristisches Maß zum Vergleich unterschiedlicher Oberflächenspannungen innerhalb der Messreihe. Zusätzlich wird das Auftriebsverhalten der Argonvolumen genutzt um vergleichende Ergebnisse des Einflusses der Legierungselemente auf die Viskosität zu erarbeiten. Ergebnisse sind in Tabelle 12 dargestellt.

Tabelle 12: Vergleich der Einflüsse von Legierungselementen beim Einsatz von Pulververpresslingen

Element	Wölbung der Schmelzbadoberfläche	Auftriebsgeschwindigkeit der Gasvolumen
Aluminium	+	-
Blei	+	+
Chrom	-	-
Kohlenstoff	-	/
Kupfer	-	+
Mangan	-	-
Molybdän	+	/
Nickel	-	-
Niob	+	+
Phosphor	+	/
Schwefel	-	/
Silizium	+	/
Tantal	-	-
Titan	-	/
Vanadium	-	+
Wolfram	+	+

Legende:

Oberflächenspannung / Auftriebsgeschwindigkeit
 + = steigert
 - = verringert
 / = ohne Ergebnis

6.2 Ortsaufgelöste Erfassung der Prozessemission

Die Emissionen der Schmelzbadoberfläche werden über einen Spektralbereich von 474 bis 1750 nm messtechnisch erfasst. Innerhalb des Optischen Systems werden hierbei Spiegel eingesetzt, die 500 nm und 800 nm reflektieren. Zur Absicherung dieser Reflektionseigenschaft wird bei 800 nm ein Sicherheitsbereich von annähernd ± 40 nm bezogen auf die Hauptwellenlänge reflektiert. Bei der Hauptwellenlänge 500 nm wird ein Spiegel eingesetzt, der einen Sicherheitsbereich von -26 nm bis +48 nm bietet (vergl. Abbildung 28). Die Prozessstrahlung wird vor dem Erreichen dieser Spiegel durch die Transmissionseigenschaften des Schutzglases, der Fokussierlinse und des Laserstrahl-Umlenkspiegels abgeschwächt. Im Fall der HG-Kamera kann trotz der Abschwächung das Kameraobjektiv auf Blende 16 heruntergeblendet werden. Durch diese hohe Blendenzahl und die hohe Verschlusszeit wird die Aufnahme von relativ scharfen und kontrastreichen Bildern unterstützt.

Der HDR-Kamera werden die vom 500 nm-Spiegel reflektierten Wellenlängen zugeführt. Die HG-Kamera erhält die von dem 800 nm Spiegel reflektierten Strahlungsanteile.

Bei Einsatz der HDR-Kamera verschlechtern Doppelbilder die Bildqualität so massiv, dass gute Bildqualitäten nur bei Einsatz eines zusätzlichen Interferenzfilters erreicht werden. Das Intensitätsmaximum dieses Filters liegt bei 514 nm. Die Helligkeit der HDR-Aufnahmen nimmt hierbei ab. Die Auswertbarkeit der Aufnahmen wird erst hierdurch realisiert. Es wird bei der HDR-Kamera ebenfalls mit einer Blende 16 am Kameraobjektiv gearbeitet.

Im Folgenden werden Bildsequenzen von HG- und HDR-Kameras bei Einsatz von Reineisen, Reineisen und dem Legierungselement Tantal und Reineisen in Kombination mit dem Begleitelement Schwefel dargestellt. Hierbei werden jeweils Einzelbilder aus einer Filmsequenz zu diskreten Zeitpunkten herausgelöst und in Tabelle 13 bis Tabelle 18 exemplarisch dargestellt.

Tabelle 13: HG-Kamera-Bildsequenz aus einer Draufsicht auf ein Reineisenschmelzbad

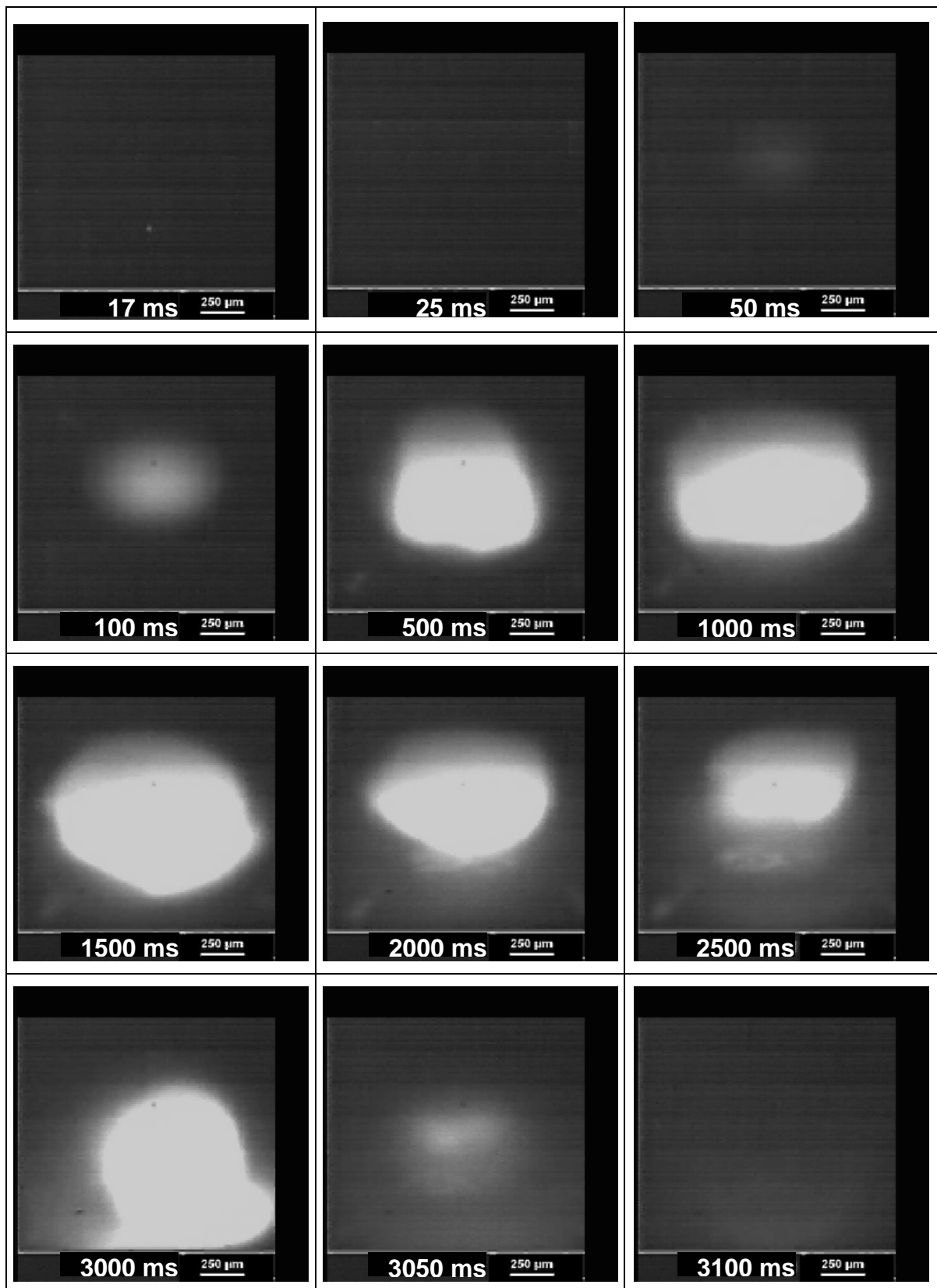


Tabelle 14: Bildsequenz aus einer HDR-Kamera-Draufsicht auf ein Reineisenschmelzbad, Zeitpunkte entsprechend Tabelle 13

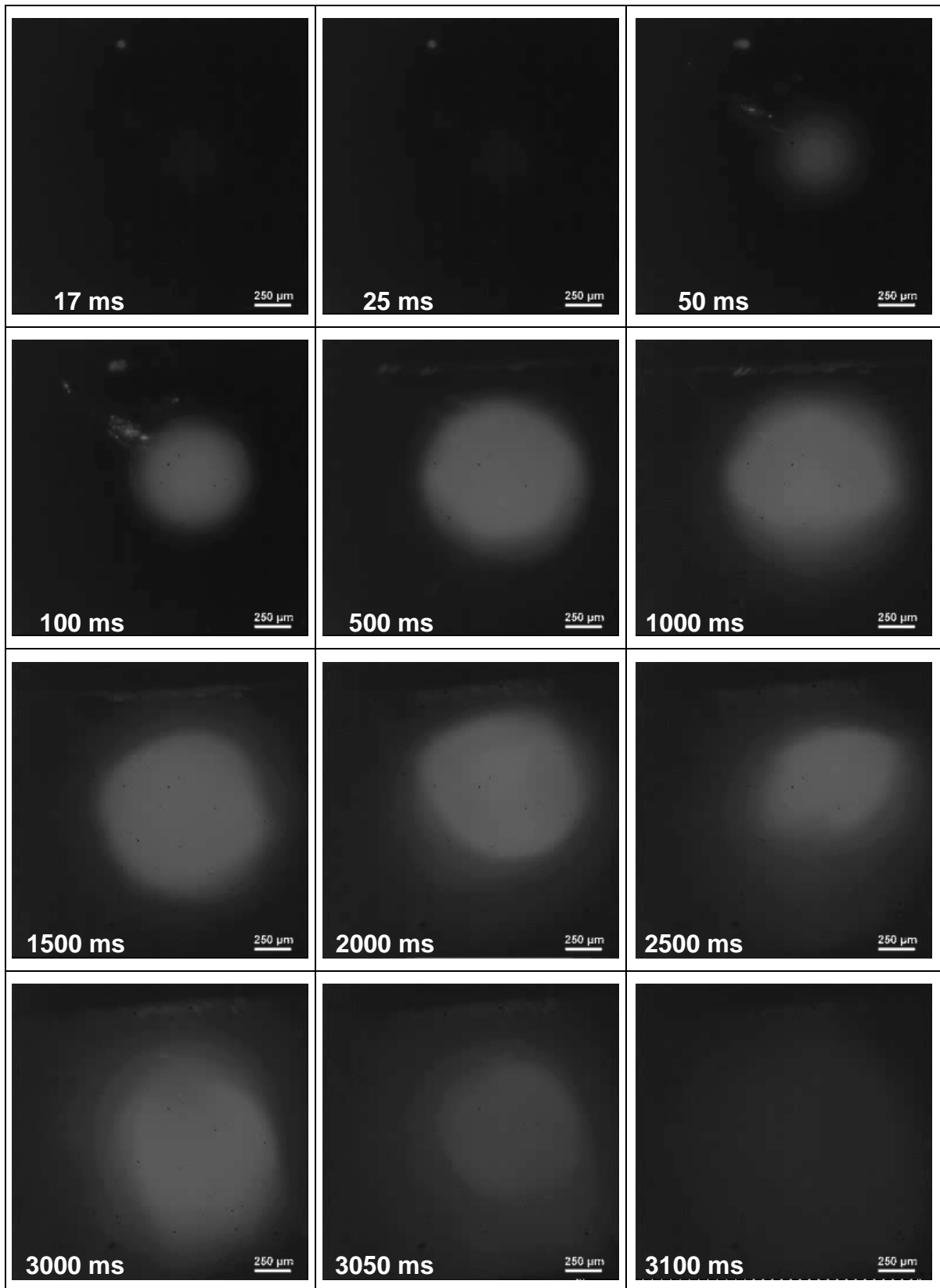


Tabelle 15: HG-Kamerabilder eines Legierungsprozesses von Eisen und Tantal

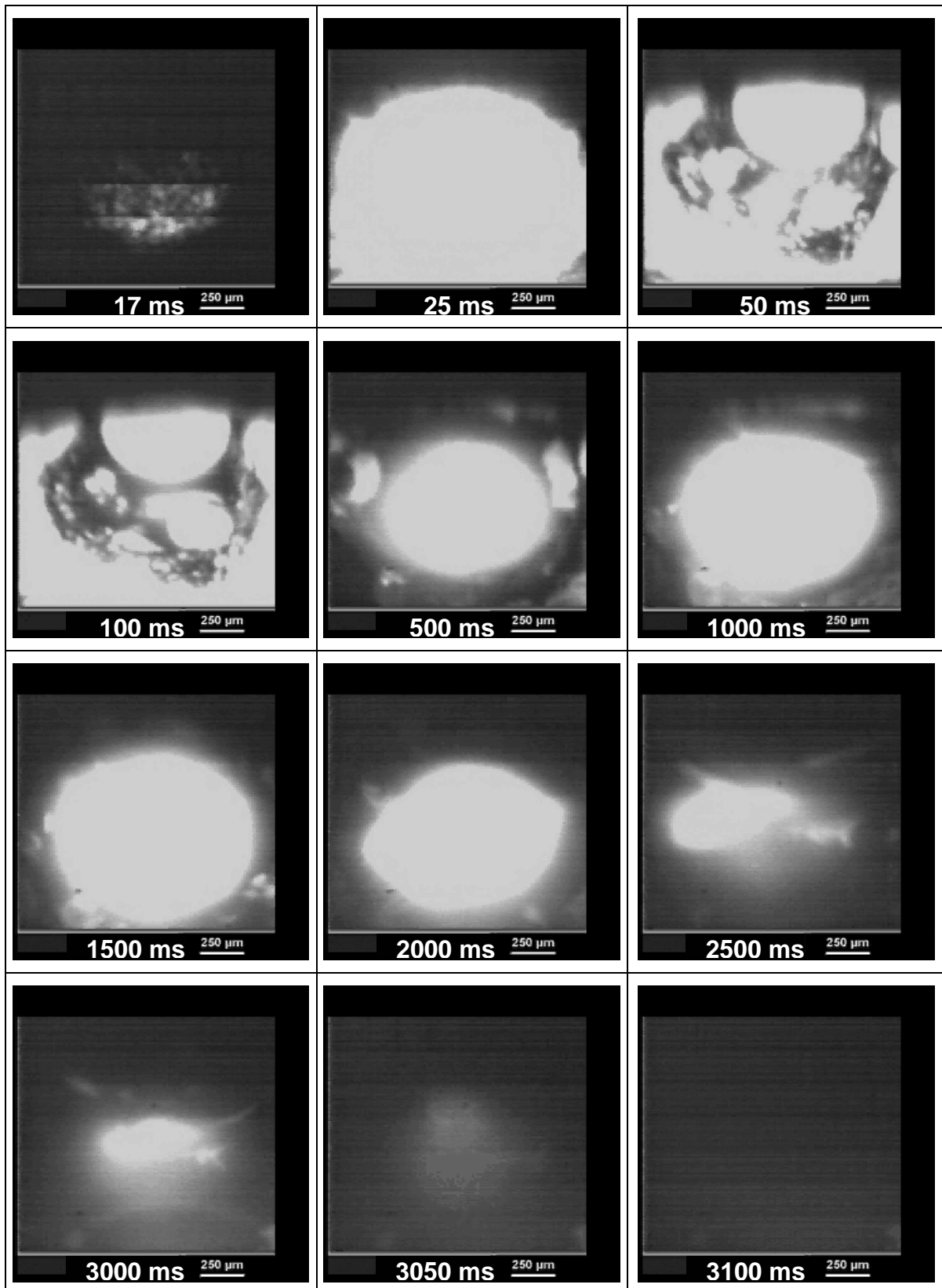


Tabelle 16: HDR-Aufnahmen des Legierungsprozesses von Eisen und Tantal beim zweistufigen Dispergieren

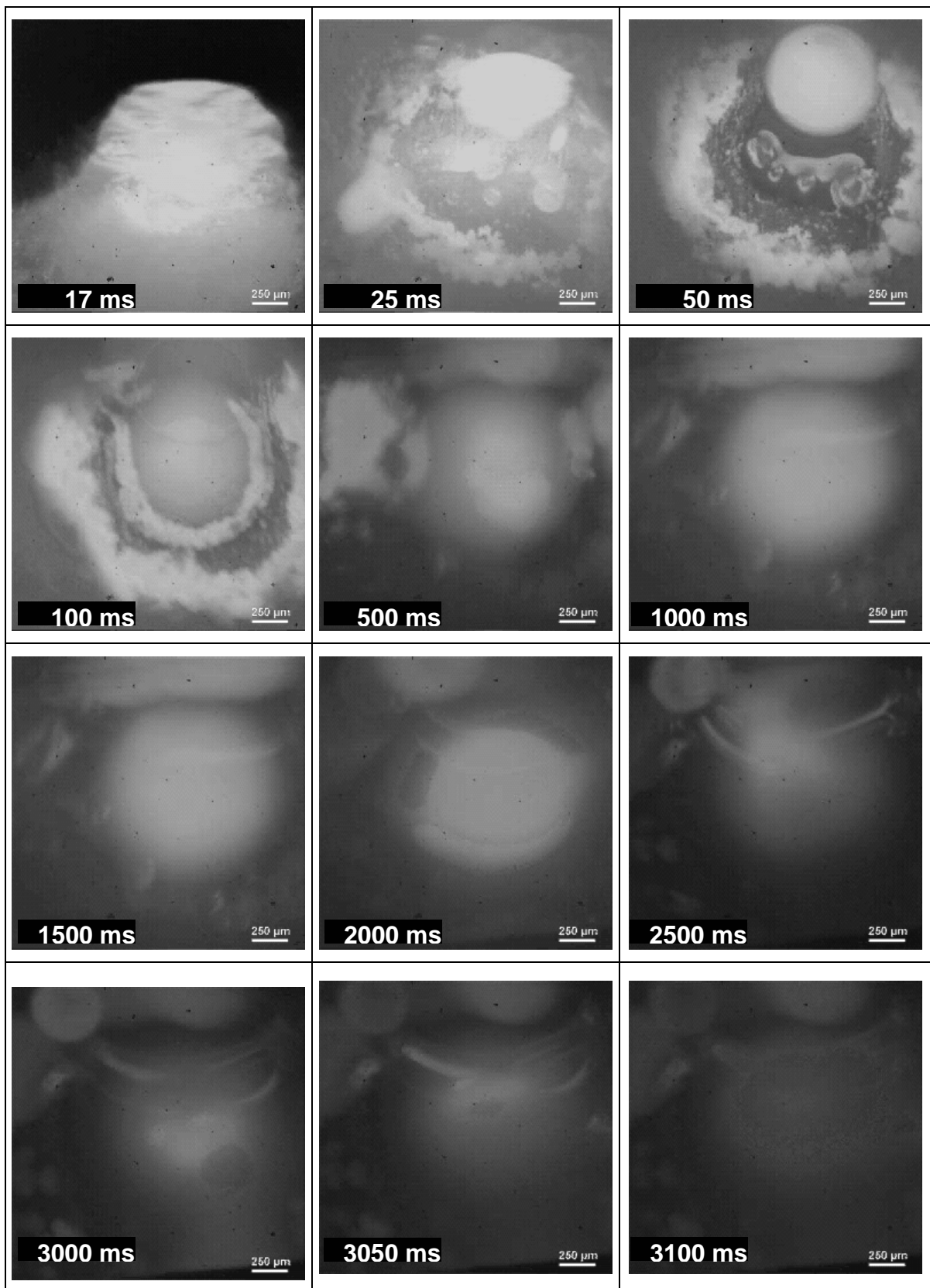


Tabelle 17: HG-Kameraaufnahmen von einem Schweißprozess unter Anwesenheit vom Element Schwefel und Markierungspartikelwerkstoff WC

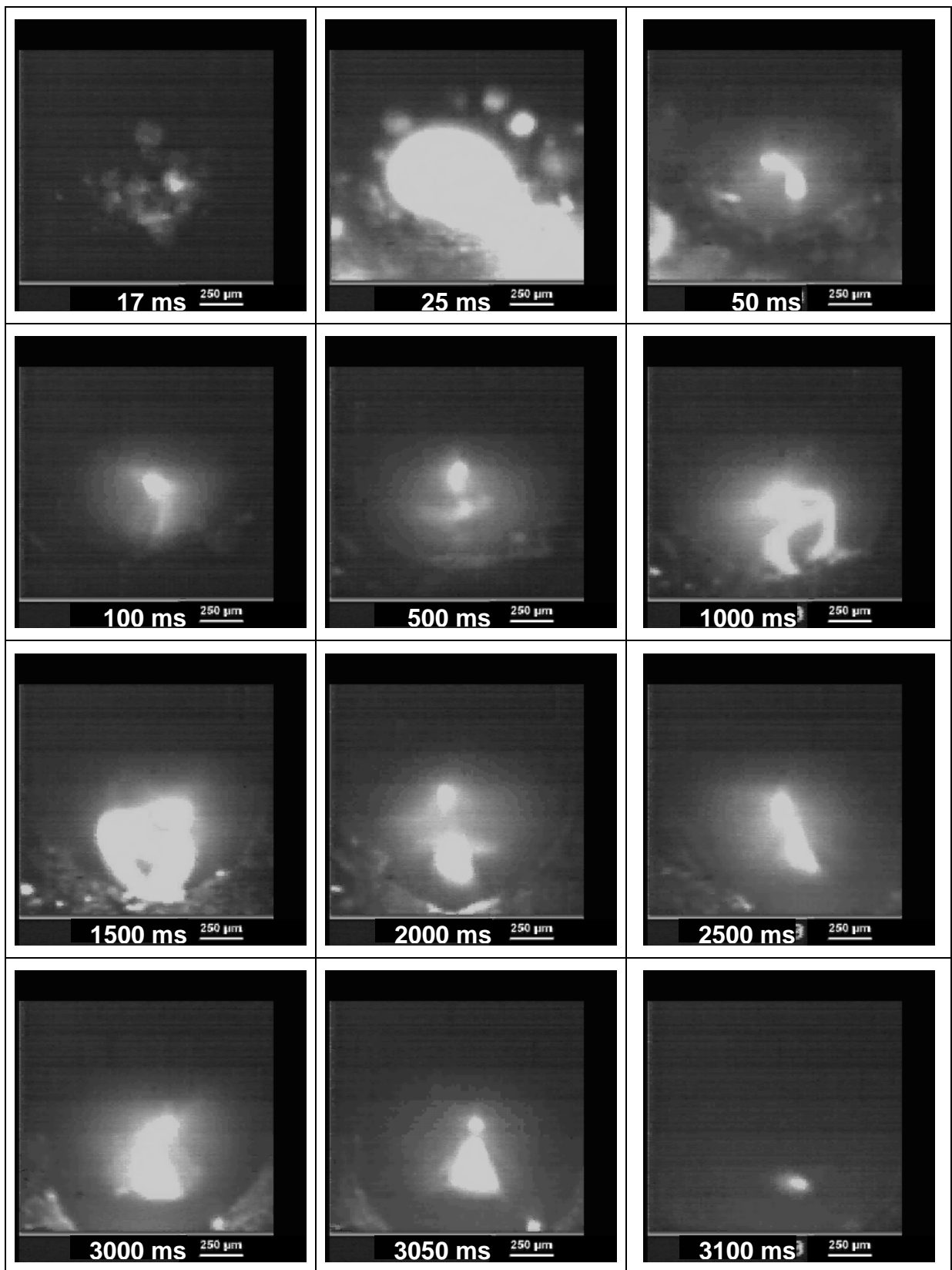
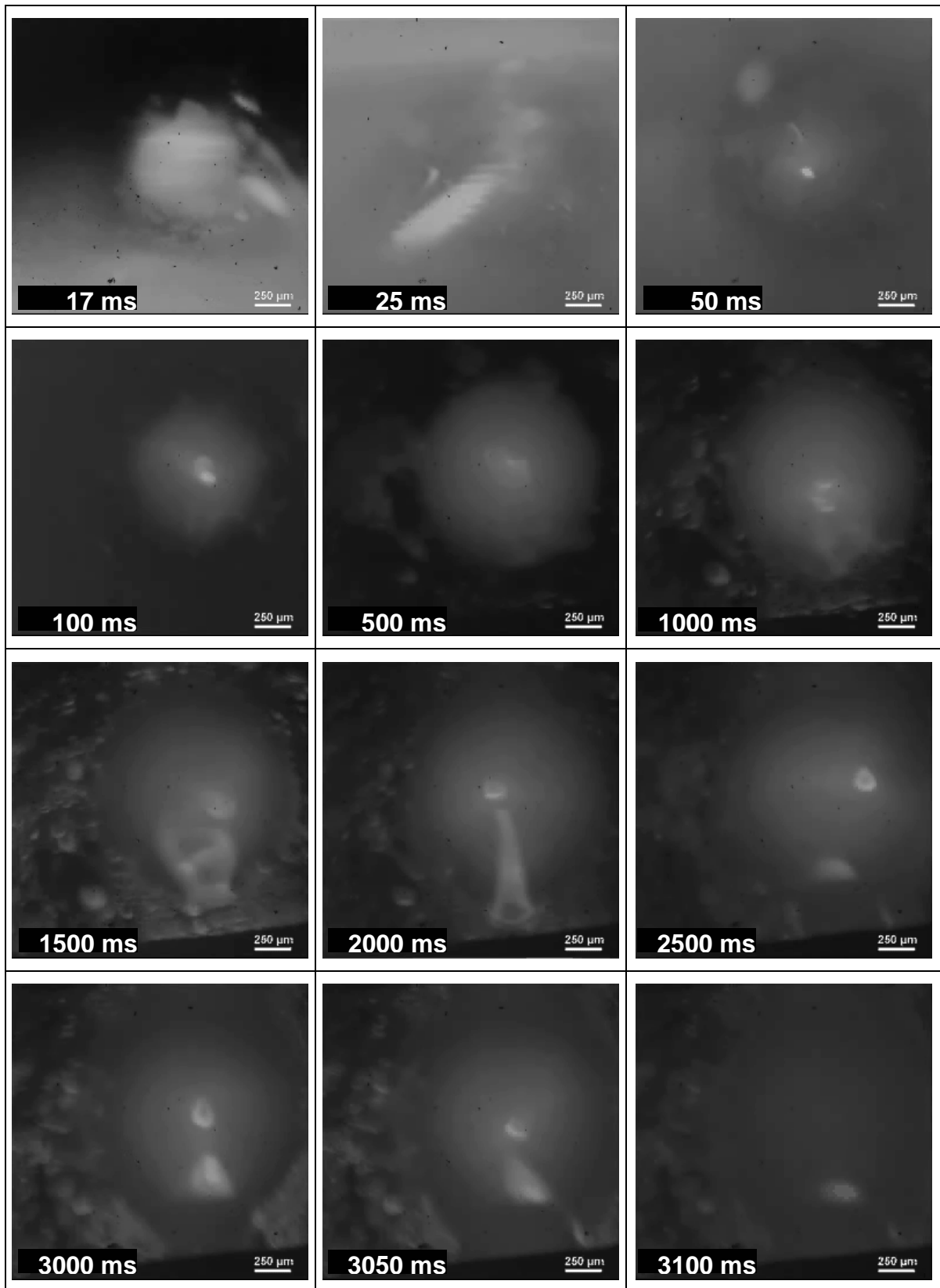


Tabelle 18: HDR-Kamera; Sicht auf einen Schweißprozess unter Anwesenheit vom Element Schwefel und Markierungspartikelwerkstoff WC



In Tabelle 13 bis Tabelle 18 sind Einzelbildauszüge aus Filmaufnahmen dargestellt, die mit den eingesetzten Draufsichtkameras zeitgleich erfasst werden. Mit der HDR-Kamera wird innerhalb des bildspeichernden Computers eine maximale Aufnahme-frequenz von 69,3 Hz erreicht, während das Hochgeschwindigkeitskamarasystem 1000 Hz realisiert. In der Regel führt der kürzere Zeitbereich je Bild bei der Hochgeschwindigkeitskamera durch eine Reduzierung der Bewegungsunschärfe zu mehr Kontrast und Schärfe relativ zu den HDR-Aufnahmen.

17 ms nach Aufnahmebeginn trifft der Laserstrahl auf die Werkstückoberfläche. Die Laserstrahl-Einwirkzeit beträgt 3 s bei einer Laserleistung von 500 W. Die Blendeneinstellungen der Kameras sind für die dargestellten Bilder identisch. Die Helligkeitswerte innerhalb der Bilder stellen orts aufgelöst die Prozessemission, die proportional zur Wärmeverteilung auf der Oberfläche entsteht, dar.

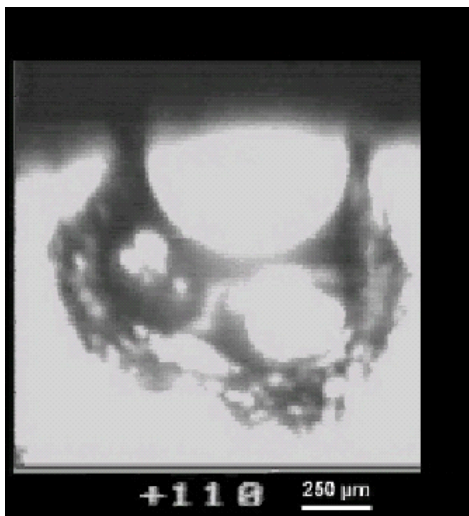
Im Reineisenschweißprozess (Tabelle 13 und Tabelle 14) überschreitet die Intensität der Prozessemission 50 ms nach Aufnahmestart die untere Empfindlichkeitsgrenze der Draufsichtkameras. Das Zufügen von Legierungselementen (Tabelle 15 bis Tabelle 18) führt dagegen bereits mit der Strahlbeaufschlagung zu hoher Prozessemission. Mit der Strahlbeaufschlagung (17 ms nach Aufnahmestart) emittieren einzelne vordeponierte Partikel (Bildnr. 17, Tabelle 15 und Tabelle 16) im Helligkeits- und Wellenlängenbereich der aufzeichnenden Kameras. Anschließend werden die vordeponierten Partikel in der Laserstrahl-Wechselwirkungszone erschmolzen und agglomerieren zum Teil (Bildnr. 25 und 50, Tabelle 15 und Tabelle 16). Zeitgleich mit dem Agglomerieren der Partikel auf der Reineisenoberfläche bildet sich die Schmelze aus (Bildnr. 50ff, Tabelle 15 und Tabelle 16).

Bei Reineisen übersteigt 150 ms nach Aufnahmebeginn die Intensität der Prozessemission die obere Helligkeitsgrenze der Draufsicht-Hochgeschwindigkeitskamera in einzelnen Bildbereichen (Tabelle 13). Bei Zuführung von den Elementen Tantal oder Schwefel ist dies bereits 1 ms nach Strahlbeaufschlagung der Fall. Die Kamera ist im Zentrum der Aufnahmen (Tabelle 15, Tabelle 17) i.d.R. bereits überstrahlt, während der Schmelzbadrandbereich von der Hochgeschwindigkeitskamera nicht erfasst wird.

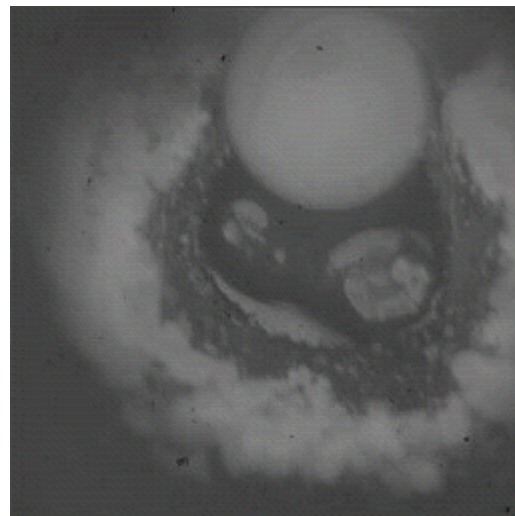
Die HDR-Kamera wird eingesetzt, um die fehlenden Detailinformationen der Hochgeschwindigkeitskamera zur Verteilung der Temperatur auf der Schmelzbadoberfläche zu erhalten. Bereits bei der Agglomeration von Tantalpulver ist die Detailauflösung sehr gut. Eine höhere Helligkeit bzw. Strahlungsemission der Partikel im Vergleich zum Grundwerkstoff ist ersichtlich. Erst ab Bildnummer 500 in Tabelle 16

ist die Prozessemission des Schmelzbads äquivalent zu der der angrenzenden Agglomerate.

Der Einsatz unterschiedlicher Kamerasysteme zur Beobachtung der Schmelzbadoberfläche führt zu dem Ergebnis, dass die Temperaturverteilung auf der Schmelzbadoberfläche am besten durch HDR-Kamerasysteme erfasst werden kann. Die zeitliche Auflösung dieser Kamera führt allerdings bei schnellen Prozessemissionschwankungen zu einer Bewegungsunschärfe. Das vorhandene System muss daher um eine Hochgeschwindigkeitskamera ergänzt werden, um die Emissionsdynamik zeitlich aufgelöst zu erfassen. Die HG-Kamera bildet im Vergleich mit der HDR-Kamera die Prozessemission mit einer besseren Schärfe ab, da hier die Bewegungsunschärfe reduziert ist. Die Helligkeitsdynamik dieser Kamera führt zu überstrahlten Bildbereichen. Mit Photonen gesättigte Bildpunkte bilden weitgehend weiße Flächen. Zur eindeutigen Interpretierung dieser Flächen werden HDR-Aufnahmen eingesetzt. Abbildung 40 stellt hierzu exemplarisch zwei Aufnahmen dar, die ein zeitgleiches Ereignis dokumentieren.



A) HG-Aufnahme



B) HDR-Aufnahme

Versuchsparameter:

Substrat:	Fe	Legierungselement:	Ta
Markierungspartikel:	-	Laserleistung:	500 W
Schutzgas:	Ar	Versuchszeitpunkt:	110 ms

Abbildung 40: HDR- und HG-Kamerabilder im Vergleich

Die HG-Aufnahme (Abbildung 40, A) ist in weiten Bildbereichen überstrahlt. Die Ausprägung einer flüssigen Metallphase ist im mittleren Bildbereich von hellen Leuchterscheinungen begleitet. Die Interpretation dieser Bildinformationen ist

problematisch. Der Vergleich von HDR- und HG-Kameradaten führt zur Erklärung der überstrahlten Bereiche im links dargestellten HG-Kamerabild: Mit der Strahlbeaufschlagung wird aus dem Strahlbeaufschlagungszentrum Tantalpartikel herausgeschleudert. Diese Partikel werden durch die Laserstrahlungsenergie oberhalb der Schmelzbadoberfläche zu einem Tropfen verschmolzen. Dieser befindet sich zum abgebildeten Zeitpunkt im Flug oberhalb der Schmelzbadoberfläche. In dem HDR-Bild (Abbildung 40, B) werden darüber hinaus die das Schmelzbad umgebende Partikelschicht und einzelne noch nicht vollständig aufgeschmolzene Partikel auf der Schmelzbadoberfläche dargestellt.

In Abbildung 36 bis Abbildung 38 ist dargestellt, dass die Oberflächenaufnahmen der HG-Kamera als eingebetteter Bildbereich im Röntgenbild abgespeichert werden. Abbildung 41 stellt zum Vergleich verschiedene Oberflächenaufnahmen, die aus diesem Röntgenbildhintergrund herausgeschnitten werden, nebeneinander dar. Die Aufnahmen geben die jeweilige Prozessemission 0,66 s nach Strahlbeaufschlagung wieder.

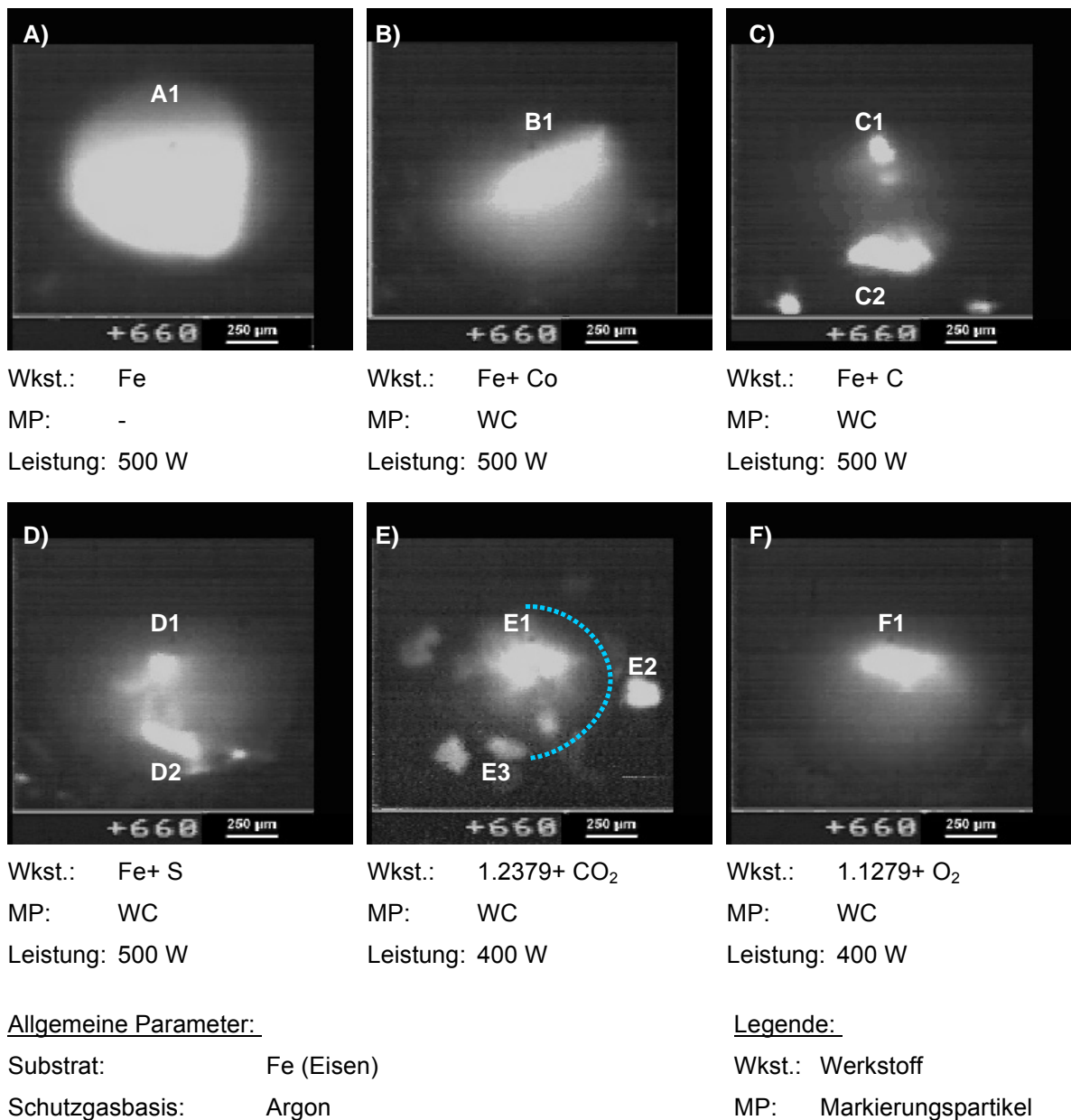


Abbildung 41: Einfluss von Legierungselementen und Prozessgasen auf die Prozessemission

Die Gegenüberstellung der Prozessemissionsaufnahmen in Abbildung 41 stellt die Ausbildung unterschiedlich breiter weißer Flächen in den jeweiligen Kameraaufnahmen dar. Diese weißen Flächen entstehen dadurch, dass die Sensorelemente, welche die Bildpunkte repräsentieren, mit Photonen gesättigt sind. Die für die Prozessemission relevanten Bereiche sind in Abbildung 41 mit den Buchstaben von A, B bis F und dem Index 1 gekennzeichnet. Diese Bereiche repräsentieren in der Regel Temperaturfelder oberhalb einer spezifischen Grenze, durch die eine

Strahlungsemission erfolgt, welche die Bildpunktsensoren sättigt. Beim Auftreten von mehreren weißen Flächen im Bild wird der Gesamtkontext der Filmaufnahme betrachtet, um die Entstehung der Bereiche zu erläutern:

Abbildung 41 C weist in der unteren Bildhälfte drei weiße Flächen (C2) auf. Abbildung 41 D enthält neben der D1-Fläche eine weitere weiße Fläche (D2). Diese zusätzlichen Flächen entstehen durch Reflexion von Prozessstrahlung, die außerhalb des Schmelzbads entsteht. Hierbei werden Rauche, die sich an der Blende für die Röntgenstrahlung niedergeschlagen haben, durch von der Schmelzbadoberfläche reflektierte Laserstrahlung derart erwärmt, dass eine Strahlungsemission außerhalb des Schmelzbads entsteht und durch die gekrümmte Schmelzbadoberfläche in Richtung der Laserstrahl-Symmetrieachse reflektiert wird.

Abbildung 41 E stellt neben dem Zentrum der Emission (E1) zahlreiche weitere hell leuchtende Bereiche dar. Diese sind WC-Markierungspartikel, die auf der Substratoberfläche in Wechselwirkung mit dem Laserstrahl stehen. Ein Halbkreis markiert die Schmelzbadgrenze. E2 kennzeichnet ein Partikel, das noch keinen Kontakt zum Schmelzbad besitzt. Die auf 400 W reduzierte Laserstrahlleistung führt hierbei, im Vergleich zu den anderen dargestellten Oberflächenaufnahmen, zu einer vergleichsweise verzögerten Ausbildung des Schmelzbads. Sobald die Partikel in Kontakt mit dem Schmelzbad kommen, verringert sich deren Strahlungsemission. Der Kennbuchstabe E3 kennzeichnet einen Ort in dem die Partikel zunehmend von schmelzflüssiger Phase benetzt werden. Durch die Benetzung mit Schmelze wird der Wärmestrom aus den Partikeln heraus gesteigert und die Temperatur, sowie die Strahlungsemission im Vergleich zu E2 verringert.

Die Prozessemissionen der Schmelzbadoberfläche in Abbildung 41 belegen, dass bei reinem Eisen ein relativ breites und hohes Temperaturniveau auf der gesamten Schmelzbadoberfläche vorherrscht. Durch die Legierung mit Kobalt (Co) wird unter den Untersuchungsbedingungen eine Konzentration dieses hohen Temperaturniveaus auf einen mittleren Bereich des Schmelzbads verursacht. Bei Legierung mit Kohlenstoff oder Schwefel kommt es zu einer weiteren Konzentration. Die Legierungs- und Begleitelemente haben somit einen Einfluss auf die Temperaturverteilung an der Schmelzbadoberfläche. Dieser Einfluss differiert mit dem jeweils eingesetzten Element.

Das Strahlungszentrum, das den Bereich der höchsten Temperatur auf der Schmelzbadoberfläche kennzeichnet, bewegt sich in Abhängigkeit von den Untersuchungs-

parametern Laserstrahlleistung, sowie Legierungs- bzw. Begleitelement um den geometrischen Mittelpunkt der Schmelzbadoberfläche. Bei Reineisen sind diese Bewegungen des Strahlungszentrums vergleichsweise langsam. Mit zunehmender Verkleinerung des Strahlungszentrum steigt die Dynamik dieser Fluktuation, wobei das Strahlungszentrum geringere Abstände vom geometrischen Zentrum des Schmelzbads einhält. Bei Einsatz des Legierungselements Schwefel erreicht die Dynamiksteigerung innerhalb dieser Untersuchung ihr Maximum.

Unterschiedliche Legierungselemente führen zu veränderter Prozessemission. Eine Konzentration der Prozessstrahlungsemissionen auf den Mittelpunkt des Schmelzbads liegt in der Regel bei Einsatz von Legierungs- und Begleitelementen vor. Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel bewirken besonders gravierende Änderungen in der Prozessemission. Tabelle 13 bis Tabelle 18, sowie Abbildung 41 stellen hierzu exemplarische Bildsequenzen dar.

Prozessgase haben ebenfalls einen Einfluss auf die Prozessemission der Schmelzoberfläche. CO₂-Zusatz zur Argonatmosphäre führt hierbei ebenso wie Legierungselemente zu einer Beeinflussung der Prozessemission, die sich in einer Konzentration der Wärme auf die Mitte der Schmelzbadoberfläche manifestiert (Abbildung 41, E).

Aus der Charakteristik der orts aufgelösten Prozessstrahlungsemission kann des Weiteren auf das Schmelzbadwachstum an der Oberfläche geschlossen werden. Bei verringerter Laserstrahlleistung tritt das Breitenwachstum des Schmelzbads verzögert ein. O₂-Zusatz (Abbildung 41, F) führt trotz verringerter Strahlleistung zu einem schnellen Wachstum des Schmelzbads an der Oberfläche.

6.3 Temperaturerfassung

Die orts aufgelöste Erfassung der Prozessemission wird durch die Erfassung der Oberflächentemperatur mittels Pyrometrie ergänzt. Hierbei wird einem Quotientenpyrometer Strahlung des nahen Infrarots zugeführt und in Temperaturwerte transformiert. Abbildung 42 stellt für ausgewählte Legierungs- und Begleitelemente Temperaturmesskurven dar.

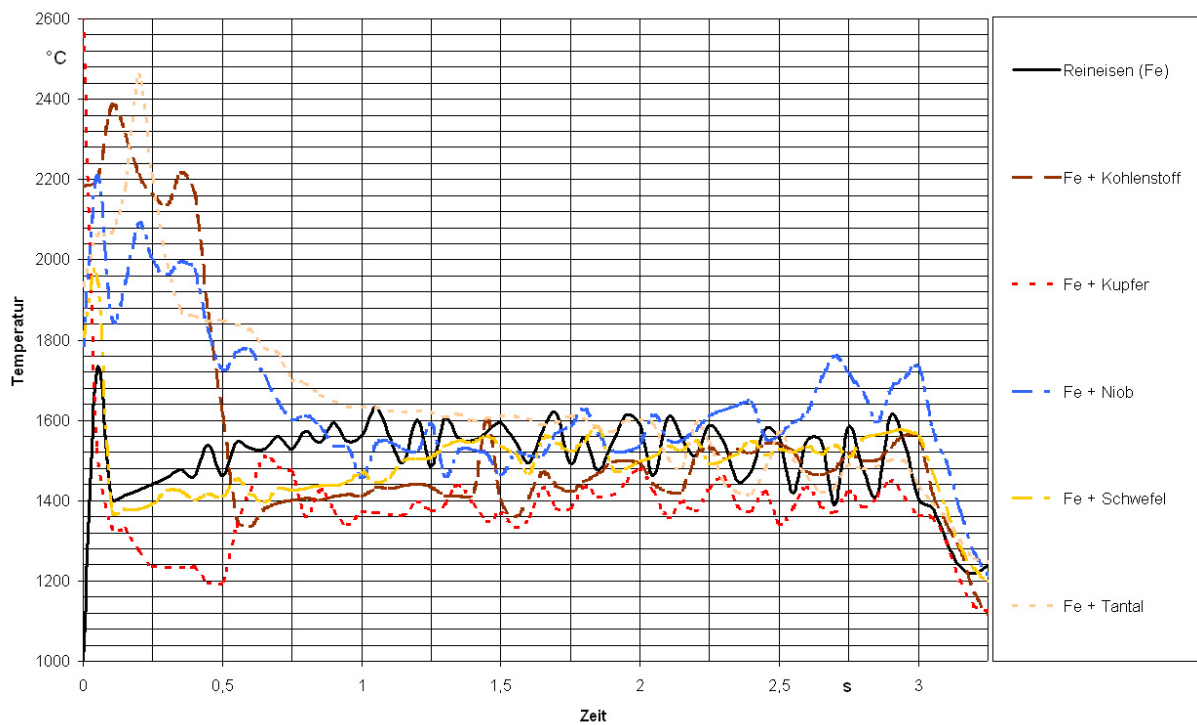


Abbildung 42: Oberflächentemperatur des Schmelzbads bei Einsatz von 500 W Nd:YAG-Laserstrahlung und verschiedenen Legierungselementen

Abbildung 42 stellt dar, dass die Temperaturverläufe innerhalb der ersten 0,5 s bei unterschiedlichen Legierungselementen differieren. Im weiteren Versuchsverlauf werden die Temperaturdifferenzen geringer. Im Zeitintervall von 0,5 bis 3 s herrschen überwiegend periodische Temperaturschwankungen. Nach 3 Sekunden endet die Laserbestrahlung und die Werkstoffprobe kühlt auf Raumtemperatur ab.

Die ersten 0,5 ms werden durch das auf das Substrat im zweistufigen Verfahren aufgebrauchte Legierungselement dominiert. Mit zunehmender Untersuchungszeit gewinnt das Schmelzbad an Volumen. Das aufschmelzende Reineisensubstrat reduziert zunehmend den relativen Legierungselementanteil. Hierdurch wird der Legierungselementeinfluss mit zunehmender Versuchszeit mit Bezug auf die Reineisenkurve (Fe) verringert.

Kupfer (Cu) führt innerhalb der ersten 0,5 s zu einer im Vergleich zu Reineisen geringeren Temperatur. Die ungünstigen Absorptionseigenschaften von Kupfer und die höhere Wärmeleitung sind in diesem Zeitintervall als Ursache für die reduzierte Temperatur zu erachten. Nach 0,5 s steigt die Temperatur der kupferlegierten Schweißung sprunghaft an. Die Vermischung mit Reineisen und die Etablierung einer Schmelzbadströmung sind ursächlich hierfür. Das Schmelzbad bleibt stets kleiner in

seiner Oberfläche und erreicht auch über die gesamte Versuchszeit nicht die durchschnittliche Oberflächentemperatur des Eisenschmelzbads. Ein Einfluss von Kupfer bleibt somit stets erhalten.

Kohlenstoff (C) verursacht innerhalb der ersten 0,5 s die größten Durchschnittstemperaturen. Die Oberflächenaufnahmen belegen hierbei, dass die gesamte Probenoberfläche massiv Wärmestrahlung emittiert. Nach 0,5 bis 0,6 s werden die massiv strahlenden Bereiche in die Schmelze hineingezogen. Diese Messung der orts aufgelösten Oberflächenemission korreliert mit dem Abfallen der Schmelzbadtemperatur nach 0,5 s. Die Bereiche, die für die hohe Temperatur ursächlich sind, sind die auf der Probenoberfläche deponierten Kohlenstoffpulver. Die Absorption von Kohlenstoff für Nd:YAG-Laserstrahlung ist gegenüber Reineisenschmelze wesentlich höher. Kohlenstoff ist als schwarzer Strahler ein idealer Absorber. Daher heizt sich das Kohlenstoffpulver wesentlich stärker auf als alle anderen in dieser Arbeit eingesetzten pulverförmigen Legierungs- und Begleitelemente. Die Temperaturmesskurve des kohlenstofflegierten Schweißbads liegt im Zeitintervall von 0,5 bis 1,5 s wesentlich unterhalb der Reineisenmesskurve. Im Zeitintervall von 1,5 bis 3 s erreicht die Durchschnittstemperatur der Schmelzbadoberfläche die Werte der Reineisenreferenz, ohne deren hohe Temperaturschwankungen aufzuweisen.

Schwefel führt im Zeitintervall von 0 bis 1 s nach Laserstrahlbeaufschlagung zu einer im Vergleich zur Reineisenreferenz geringeren Schmelzbadtemperatur. Im Zeitintervall von 2 bis 3 s nach Strahlbeaufschlagung ähnelt die Durchschnittstemperatur der Referenztemperatur des Reineisens. Im Vergleich zu Reineisen und Kohlenstoff sind die Temperaturschwankungen bei dem schwefellegierten Eisen am geringsten.

Tantal (Ta) und Niob (Nb) führen im Gegensatz zu den anderen Legierungs- und Begleitelementen, die in Abbildung 42 aufgeführt sind, zu einer höheren Schmelzbadtemperatur als bei Reineisen bis 0,8 s nach Untersuchungsbeginn. Anschließend, bis 2,5 s nach Versuchsstart, gleichen sich die Temperaturverläufe zunehmend dem Verlauf der Reineisenprobe an. Die Temperaturschwankungen nehmen zu und erreichen Differenzwerte, die den Schwankungen der Reineisenprobe vergleichbar sind.

Nach einer Sekunde Strahleinwirkzeit bildet sich für Reineisen eine periodische Fluktuation des Temperaturmesswerts aus. Diese hat eine Frequenz von 6 bis 7 Hz. Die Schwankungsbreite nimmt hierbei zu und erreicht Werte von 120 bis 200 °C. Die Schwankungsbreite des schwefellegierten Schweißbads ist demgegenüber mit 40 °C

in den Zeitintervallen von 0 bis 1 s und 2 bis 3 s relativ gering. Diese Messwerte korrelieren mit der in Kapitel 6.2 beschriebene Fluktuation des Strömungszentrums.

Abbildung 43 stellt exemplarisch Zeit-Temperaturverläufe dar, die bei Einwirkung von Legierungselementen in Kombination mit unterschiedlichen Prozessgasen entstehen.

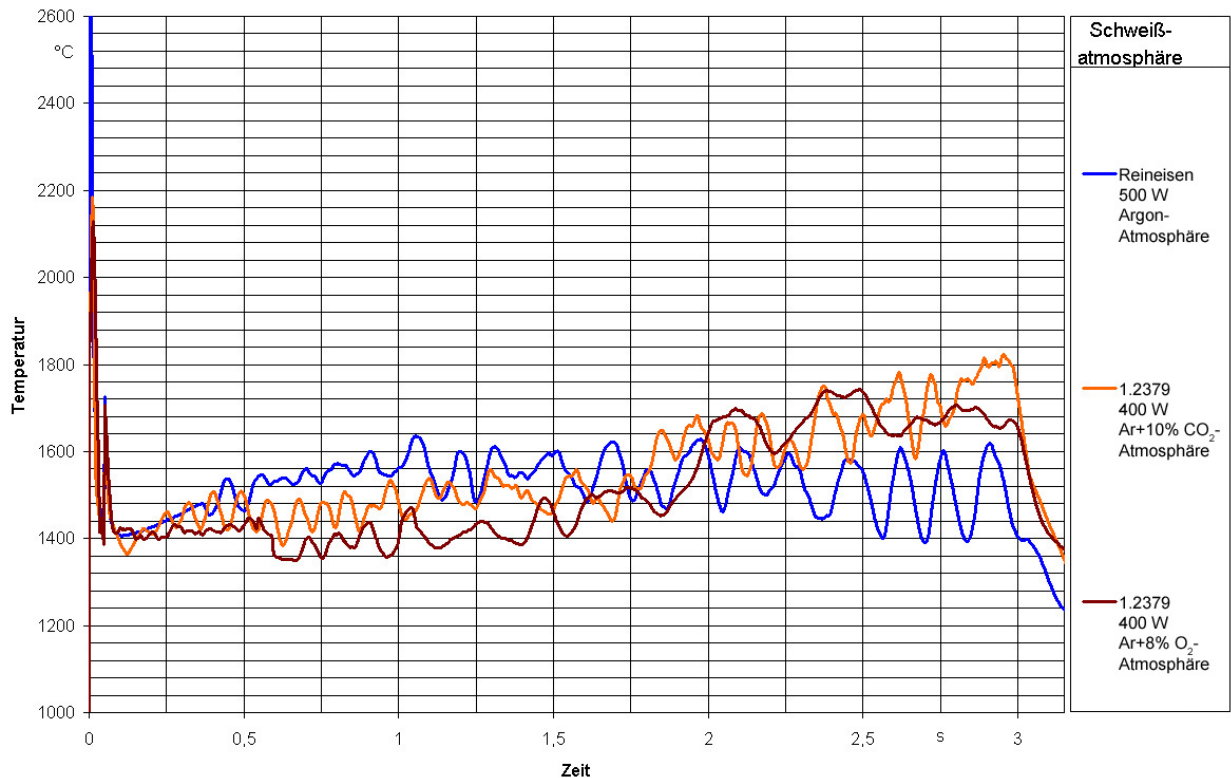


Abbildung 43: Oberflächentemperatur des Schmelzbads bei Varianz von Laserleistung, Legierungselementen und Schweißatmosphäre

Abbildung 43 stellt dem Temperatur-Zeitverlauf einer Reineisenprobe entsprechende Verläufe von legierten Substraten gegenüber. Die legierten Substrate besitzen eine über das Materialvolumen homogene Legierungselementverteilung. Bei Entstehung des Schmelzbads und zunehmender Volumenausbildung des Schmelzbads bleibt hierdurch die relative Menge an Legierungselementen konstant. Der Werkstoff 1.2379 wird exemplarisch eingesetzt.

Die in Abbildung 43 dargestellten Verläufe nutzen unterschiedliche Laserstrahlleistungen zur Erzeugung des Schmelzbads. Innerhalb von 100 ms nach Versuchstart verlaufen die Temperaturkurven identisch, obwohl die Oberflächenaufnahmen belegen, dass die Schmelzbadoberfläche einen geringeren Durchmesser besitzt. Dieses Verhalten belegt, dass die Fläche der Schmelzbadoberfläche keinen Einfluss auf die Temperaturmessung innerhalb dieser Arbeit besitzt. Ursächlich hierfür ist zum

einen, dass die Temperatur mit der vierten Potenz (Gleichung 2-11) die emittierte Strahlungsmenge beeinflusst und zum anderen, dass mit steigender Temperatur kürzerwellige Strahlung emittiert wird, die innerhalb des eingesetzten Quotientenpyrometers genutzt werden, um einen Einfluss von reinen Strahlungsmengenschwankungen auszugleichen. Die Kameras, welche die Oberflächenaufnahmen erzeugen, sind hierzu nicht in der Lage.

Mit fortschreitender Untersuchungsdauer wird ein je Versuchsparameter differenter Temperaturhaushalt an der Schmelzbadoberfläche ermittelt. Zum Zeitpunkt $t=0,66$ s ist die Temperatur des Schmelzbads mit 8%-Sauerstoffgehalt in der Argonbasisatmosphäre geringer als die Temperaturen von Untersuchungen ohne Sauerstoffzugabe in der Argonatmosphäre. Dieses Ergebnis wird ebenfalls durch die vergleichsweise geringe Bildhelligkeit der Oberflächenaufnahme in Abbildung 43, F bestätigt. Die Schmelzbadoberfläche ist in dem Zeitregime von 0,25 bis 1,4 s kühler als die Oberfläche bei Verwendung von CO_2 als reaktiver Gaskomponente. Im Zeitintervall von 1,75 bis 3 s steigen die Oberflächentemperaturen der legierten Schmelzbäder über die Temperatur der Reineisen-Referenzprobe.

Die Ergebnisse der Oberflächentemperaturerfassung und der Oberflächenvisualisierung sind aufschlussreich, bedürfen aber zur Analyse der Wirkzusammenhänge der Ermittlung der inneren Schmelzbadynamik. Diese wird mit Hilfe der Röntgenbilddaten und der Bilddatenverarbeitung erfasst und korreliert.

6.4 Bilddatenverarbeitung

Die einzelnen Röntgenbilder werden einer Verarbeitung zugeführt. Ziel der Verarbeitung der Einzelbilder ist, die Information, welche in Form von Helligkeitsunterschieden durch Bildpunkte gespeichert ist, in Vektoren zu konvertieren. Diese Vektoren beschreiben, die die Zentrumslage der relevanten Fläche innerhalb eines Bildes. Es wird eine Aufnahmegeschwindigkeit von 1000 Hz eingesetzt. Jeder Vektor repräsentiert somit einen Zeithorizont von einer Millisekunde.

6.4.1 Erfassung von partikelförmiger Markierungsvolumen

In dieser Arbeit werden vorwiegend WC-Partikel als Markierungsvolumen eingesetzt. Die resultierenden Bildinformationen bestehen aus Helligkeitsunterschieden der dunkler dargestellten Markierungspartikel relativ zum helleren Hintergrund. Zusätzlich wird an ausgewählten Proben die Kontur der Schmelzbadgrenzfläche fest-flüssig

bzw. flüssig-gasförmig erfasst. Abbildung 44 stellt die Verfolgung eines Partikels anhand von Einzelbildern dar.

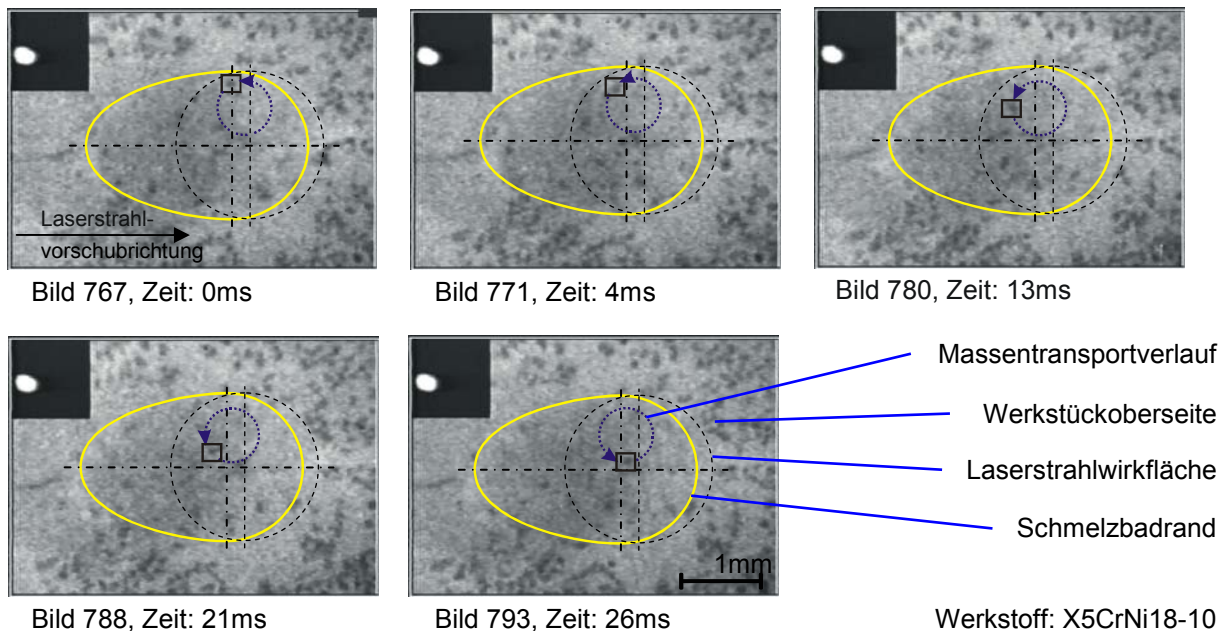


Abbildung 44: Erfassung von Helligkeitsdifferenzen, Probenform D

Abbildung 44 stellt einen Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißprozess in der Draufsicht dar. In dem ausgewählten Beispiel wird mit einem Vorschub zwischen Werkstück und Laserstrahl in Höhe von 5 mm/s gearbeitet. Der gekennzeichnete Schmelzbadrand ist aus diesem Grund nicht kreisförmig, sondern entgegengesetzt zur Vorschubrichtung verzerrt. Hierfür ist der in diesem Bereich verringerte Wärmestrom verantwortlich. WC-Markierungspartikel verursachen eine erhöhte Schwächung der Röntgenstrahlung. Die Bereiche in denen sich WC-Markierungspartikel aufhalten sind daher als dunkle Flächen im Bild dargestellt. Die Konturschärfe der Partikel außerhalb des Schmelzbades ist größer, als die der Partikel innerhalb des Schmelzbades. Hierfür ist im Besonderen die Geschwindigkeit der Partikel ursächlich, die zu einer Bewegungsunschärfe führt. Ein ausgewähltes Partikel innerhalb des Schmelzbades ist mit einem Rechteck gekennzeichnet. Die Ortsänderung des Partikels von Bild zu Bild ist durch einen Pfeil verdeutlicht.

Die in Abbildung 44 dargestellte Bildinformation muss zur weiteren Auswertung in Koordinaten konvertiert werden. Diese Konvertierung erfolgt computergestützt mittels des für diese Aufgabe entwickelten Programmpakets Sequenz.

6.4.2 Erfassung von gasförmigen Markierungsvolumen

Ebenso wie Dichteunterschiede zu den WC-Markierungspartikeln können auch Dichteunterschiede zu gasförmigen Markierungsvolumen in der Schmelze detektiert werden. Abbildung 45 stellt eine Gaspore innerhalb der Schmelze dar.

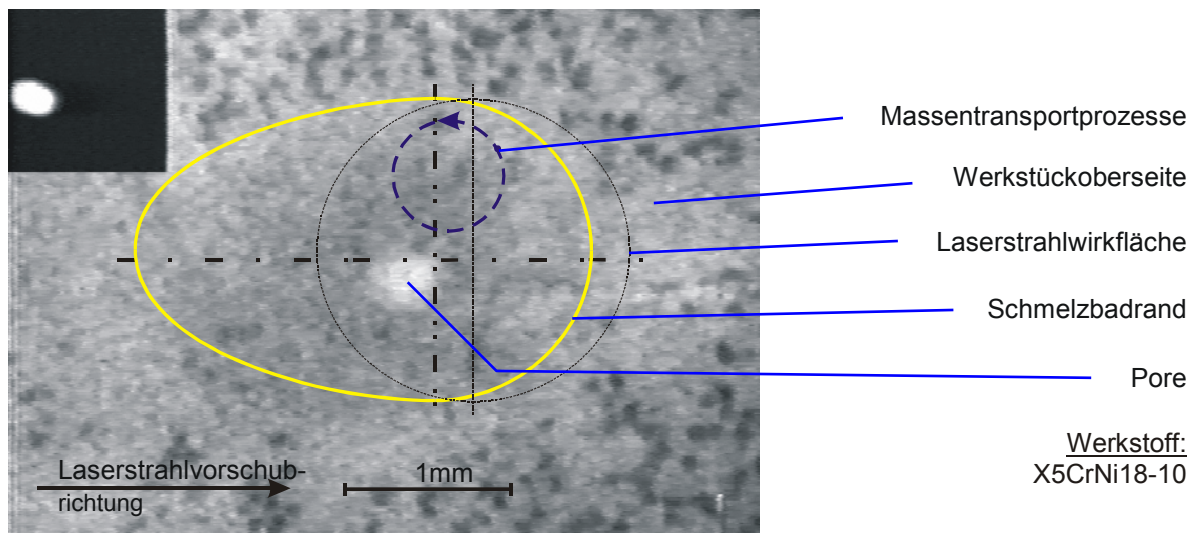


Abbildung 45: On-line Detektion von Poren beim Wärmeleitungsschweißen

Abbildung 45 wird ebenso wie Abbildung 44 unter Einsatz von Vorschub und Probenform D (Abbildung 34) erfasst. Der in Abbildung 45 detektierte Gaseinschluss (Pore) belegt, dass mit der entwickelten Versuchstechnik auch gasförmige Einschlüsse, die innerhalb der Schmelze transportiert werden, verwendbar sind, um die Schmelzbadynamik zu visualisieren.

6.4.3 Programmgestützte Datenerfassung, Programm Sequenz

Das Ziel der Erfassung von Merkmalen eines Bildes und deren Lagespeicherung in Form von Koordinaten ist die Reduzierung bzw. Komprimierung von helligkeits- und bildpunktgestützter Information hin zu vektoriellen Informationen. Die vektoriellen Informationen beschreiben die Koordinaten von relevanten Bildinformationen, wie Markierungspartikeln oder Schmelzbadgrenzen.

Die Datenerfassung erfolgt in der Regel in relevanten Zeitbereichen einer Filmaufnahme. Es ist eine begrenzte Anzahl von Einzelbildern, eine so genannte Bildsequenz, zu analysieren. Die Bildsequenzverarbeitung beginnt mit der Definition eines Koordinatensystems. Dessen maximale Ausdehnung entspricht der horizontalen und vertikalen Auflösung des Bildes. Dieses Koordinatensystem hat in der Bildanalyse-

technik traditionell seinen Ursprung in der linken oberen Ecke des Bildes. Die x-Achse verläuft von dort nach rechts, die y-Achse nach unten. Entlang dieser Achsen wird primär die Anzahl der Bildpunkte gezählt. Nach einer Kalibrierung werden die Koordinaten in ISO-Einheiten ausgegeben. Das Datenvolumen wird bei diesem Vorgehen im Mittel um den Faktor $6 \cdot 10^6$ reduziert. Abbildung 46 stellt die Bearbeitung einer Bildsequenz am Beispiel eines ausgewählten Bildes dar.

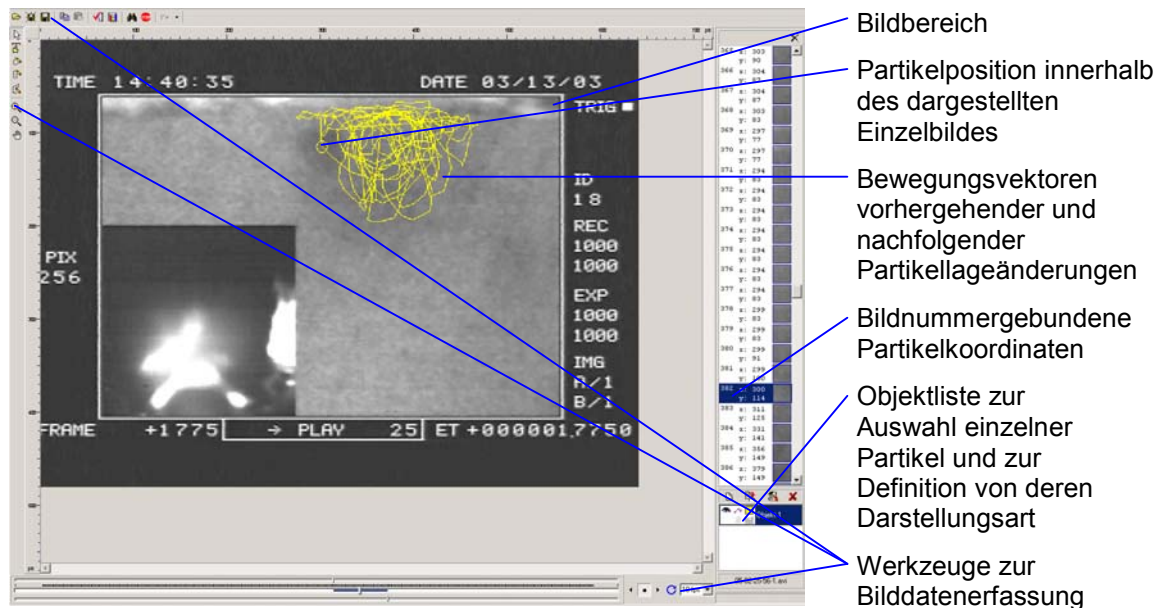


Abbildung 46: Erzeugung von Bewegungsvektoren mittels Bildverarbeitung

Die zu bearbeitende Bildsequenz wird im Bildbereich (Abbildung 46) in Form von Einzelbildern dargestellt. Innerhalb dieser Einzelbilder werden manuell Helligkeitsdifferenzbereiche, wie Partikel oder charakteristische Schmelzbadgrenzen markiert. Jeder markierte Bereich innerhalb eines Bildes wird als ein einzelnes Objekt verwaltet. Die Markierungen der einzelnen Objekte können individuell dargestellt werden. Neben der Gesamtheit der Markierungen eines Objekts können die Verbindungslinien zwischen den jeweiligen Markierungsorten dargestellt werden.

Abbildung 46 stellt die Programmoberfläche dar. Im Bildbereich wird ein Röntgenbild dargestellt. Eine Partikelposition wird in diesem Beispiel durch einen Kreis gekennzeichnet. Die Orte zu vorhergehenden und nachfolgenden Markierungen können, wie in Abbildung 46 dargestellt, durch Linien verbunden werden. Die jeweilige Partikelkoordinate wird am rechten Rand der Programmoberfläche als Zahlenwert dargestellt. Zugehörig zu der Koordinate wird der Helligkeitsbereich der Markierung gespeichert. Eine Objektliste dient der Auswahl einzelner Partikel. Hier kann auch die

Darstellungsart der Markierungen eingestellt werden. Eine Anzahl von angepassten Werkzeugen wird zur Erfassung, Speicherung und Darstellung der Daten eingesetzt.

6.4.4 Interpretation von Bewegungsvektoren

Als Ergebnis der Datenerfassung liegen Koordinaten von relevanten Bildbereichen vor. Aus den Koordinaten werden Vektoren, Wegstrecken und Geschwindigkeiten berechnet. Abbildung 47 stellt die Bewegungsvektoren eines WC-Partikels innerhalb des Schmelzbads dar.

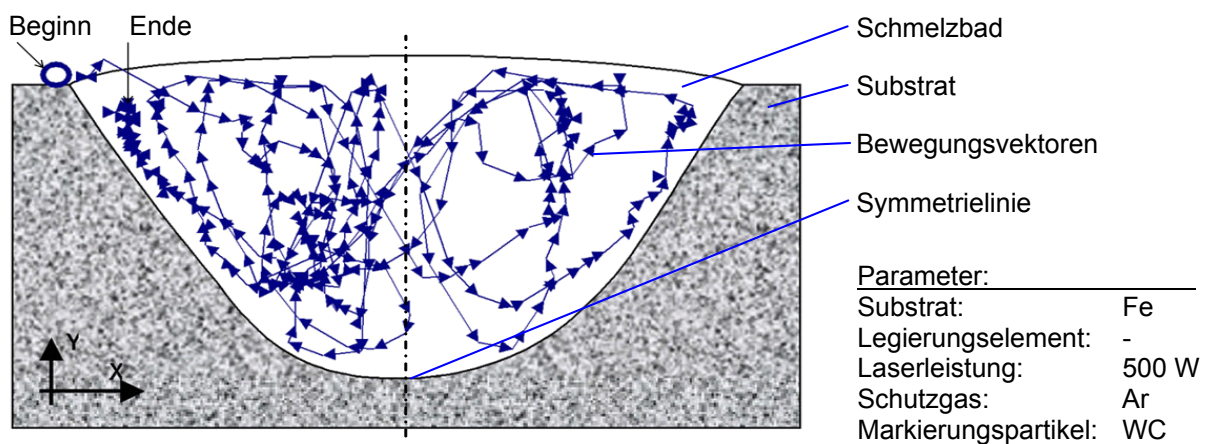


Abbildung 47: Bewegungsvektoren im Eisenschmelzbad in der Seitenansicht

Das Partikel tritt vom Schmelzbadrand aus in die Schmelze ein. Hierbei wird das Partikel durch die Oberflächenströmungen in das innere Strömungsfeld des Schmelzbads hinein beschleunigt. Nachfolgend wird das Partikel in zwei symmetrischen Wirbelfeldern bewegt. Die Drehrichtung der Wirbel ist an der Phasengrenze fest-flüssig nach oben gerichtet. An der kreisförmigen Schmelzbadoberfläche sind die Schmelzbadströmungen zum geometrischen Mittelpunkt der Schmelzbadoberfläche gerichtet.

Ein symmetrisches Strömungsfeld liegt vor, wenn der vom Schmelzbad wegströmende Wärmestrom homogen das Schmelzbad umschließt. Dies ist in der Regel der Fall, wenn ohne Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Substrat gearbeitet wird. Abbildung 48 stellt das Strömungsfeld bei einer geradlinigen Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Substrat am Beispiel eines Eisenwerkstoffs mit einem Strömungsverhalten entsprechend Abbildung 47 dar.

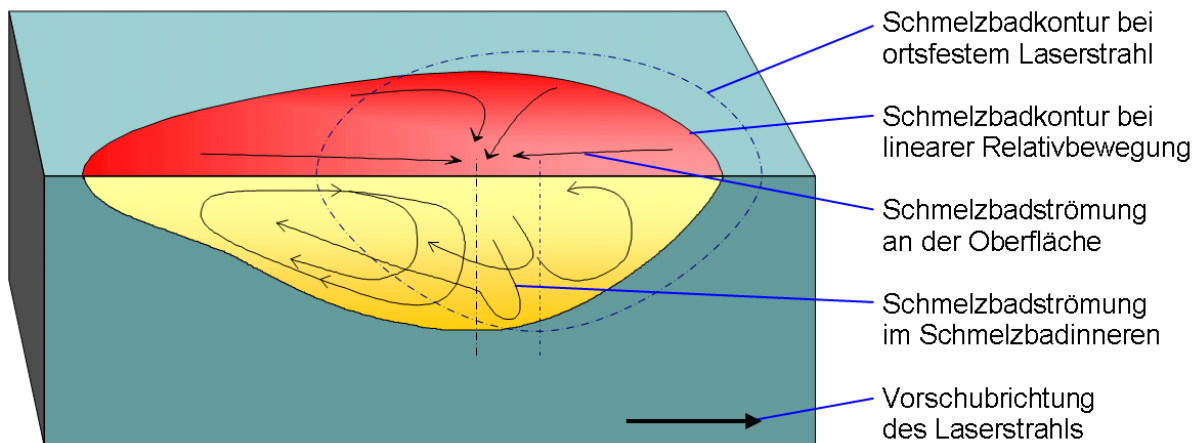


Abbildung 48: Deformiertes Strömungsfeld bei Relativbewegung von Laserstrahl und Substrat im Eisenschmelzbad

Die Relativbewegung von Laserstrahl und Werkstück führt zu einer Verzerrung des Schmelzbads entgegengesetzt zur Vorschubrichtung. Zum Vergleich ist die Kontur eines Schmelzbads ohne Relativbewegung dargestellt. In Vorschubrichtung des Laserstrahl erfolgt bei Relativbewegung die Ausbildung des Schmelzbads verzögert. Ebenfalls verzögert erfolgt entgegengesetzt zur Vorschubrichtung die Erstarrung des Schmelzbads. Hierdurch wird der Wirbel im linken Schmelzbadbarbereich (Abbildung 48) vergrößert und im rechten verkleinert. Die prinzipielle Richtungsausprägung relativ zum Schmelzbadgrund und zur Schmelzbadoberfläche bleiben identisch zu Untersuchungen mit ortsfestem Laserstrahl.

Eisenwerkstoffe weisen mehrheitlich in den Untersuchungen die oben beschriebenen Strömungsrichtungen auf. Bei Vergleich verschiedener Legierungssysteme differieren die Strömungsgeschwindigkeiten in relevanten Größenordnungen. Innerhalb dieser Arbeit wird mit Bezug auf Eisenbasiswerkstoffe einzig am exemplarisch eingesetzten Werkstoff HS-6-5-3 ein entgegengerichtetes Strömungsfeld erfasst.

6.4.5 Strömungsgeschwindigkeit

Die innerhalb des Schmelzbads differieren die Strömungsgeschwindigkeiten. Anhand der vektoriellen Markierungspartikeldaten können jeder Partikelbewegung Geschwindigkeiten zugewiesen werden. Abbildung 49 stellt eine entsprechende Zuweisung graphisch dar.

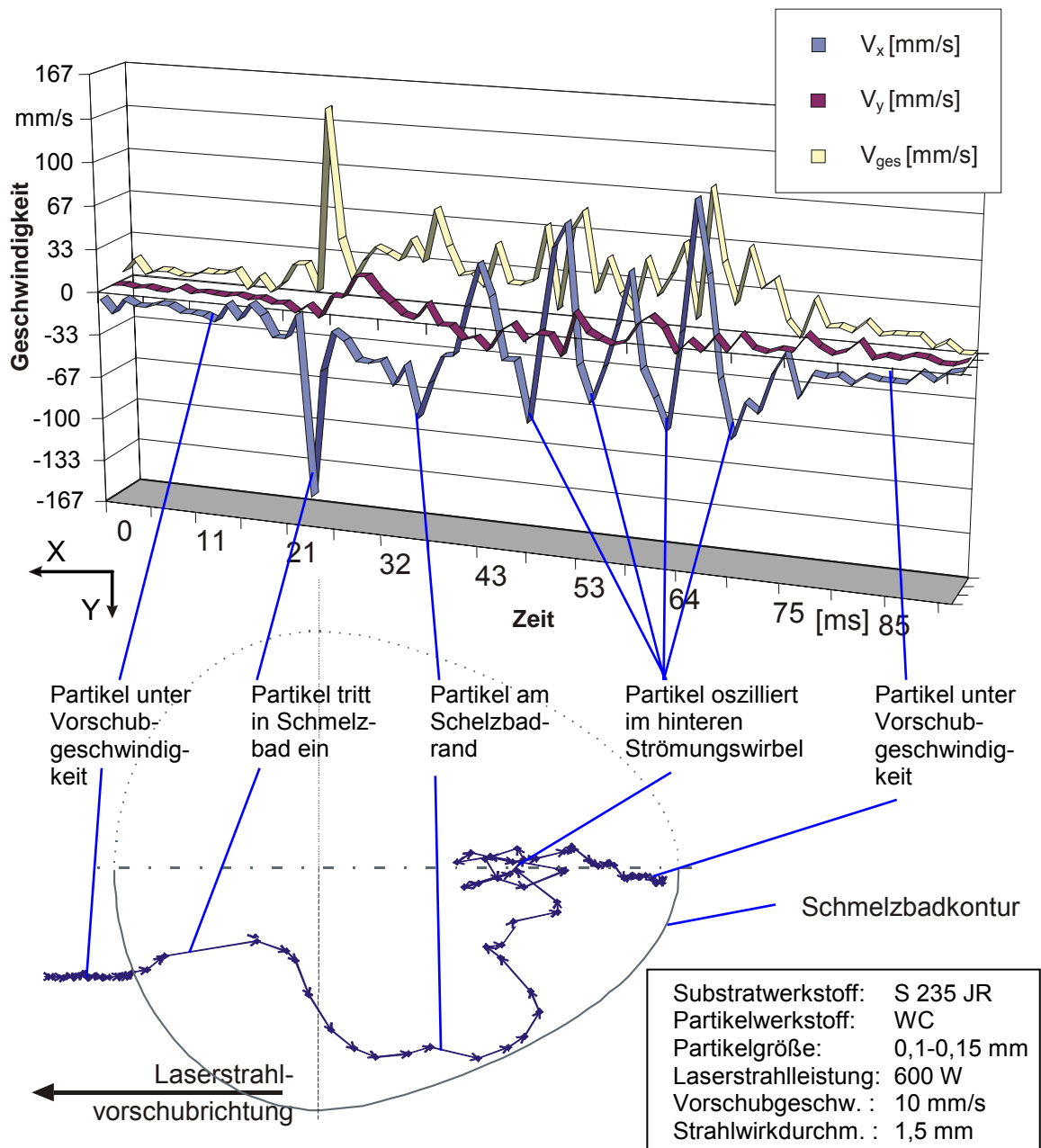


Abbildung 49: Geschwindigkeitszuweisung zur vektoriellen Bewegungsdarstellung

Am Beispiel einer Draufsicht auf ein Schmelzbad mit Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Substrat wird in Abbildung 49 dargestellt, dass jeder Partikelbewegung bzw. -lageänderung eine Geschwindigkeit zugewiesen wird. Hierbei können Geschwindigkeiten in horizontaler (v_x) und vertikaler (v_y) Richtung von der Gesamtgeschwindigkeit (v_{ges}) unterschieden werden. Die Einzelgeschwindigkeiten liefern durch positive und negative Werte Informationen über die Bewegungsrichtung des Partikels relativ zum Koordinatensystem der Bildbearbeitung. Die einzelnen Geschwindigkeitsmaxima bzw. -minima werden in Abbildung 49 markiert und

beschrieben. Die höchste Geschwindigkeit tritt bei Untersuchungen mit Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück auf, wenn Partikel die Schmelzbadoberfläche durchbrechen. Hier haben die Partikel über ihre gesamte Oberfläche Kontakt mit den Ausgleichsströmungen an der Schmelzbadoberfläche. In späteren Bewegungszyklen erreichen die Partikel die Grenzfläche flüssig-gasförmig in der Regel nicht mehr mit deren gesamter Oberfläche. Zusätzlich ist die größte Aufenthaltswahrscheinlichkeit der Partikel im hinteren Wirbelbereich gegeben.

Die Ursache für den überwiegenden Partikelverweilzeit im hinteren Strömungswirbel ist mit hoher Wahrscheinlichkeit darin begründet, dass die Partikel bei dem Transport entlang der Schmelzbadoberfläche aufgrund ihrer höheren Dichte in tiefere Strömungsbereiche absinken. Diese Strömungsbereiche erreichen das Strömungszentrum nicht, so dass die Partikel nachfolgend ausschließlich durch die nach hinten gerichteten Rückströmungen transportiert werden. Durch diesen Bewegungsverlauf werden die Partikel sozusagen im hinteren Strömungsbereich des Schmelzbad gefangen. Informationen über den Strömungsverlauf im vorderen Strömungsbereich werden in der Regel ausschließlich durch neu in das Schmelzbad eintretende Partikel ermittelt.

Im Unterschied zu Untersuchungen mit Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Substrat sind die Strömungsfelder bei ortsfesten Untersuchungen (Punktversuche) rotationssymmetrisch zur Laserstrahlachse. Abbildung 47 stellt diese dar. Eine Aufteilung des Schmelzbad in hintere und vordere Bereiche, wie bei Untersuchungen mit Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück entfällt hierdurch. Eine höhere Aufenthaltswahrscheinlichkeit der Partikel in einem bestimmten Schmelzbadbereich entfällt ebenso.

Von der Schmelzbadmitte werden die Markierungspartikel bei Punktversuchen im Allgemeinen symmetrisch zur Symmetrielinie bewegt. Die ortsfeste Anordnung von Laserstrahl und Substrat wird zum Vergleich von Legierungseinflüssen auf die Schmelzbadgeschwindigkeit genutzt. Abbildung 50 stellt hierzu einen exemplarischen Verlauf der Gesamtgeschwindigkeit von einem WC-Markierungspartikel in einer Reineisenschmelze dar.

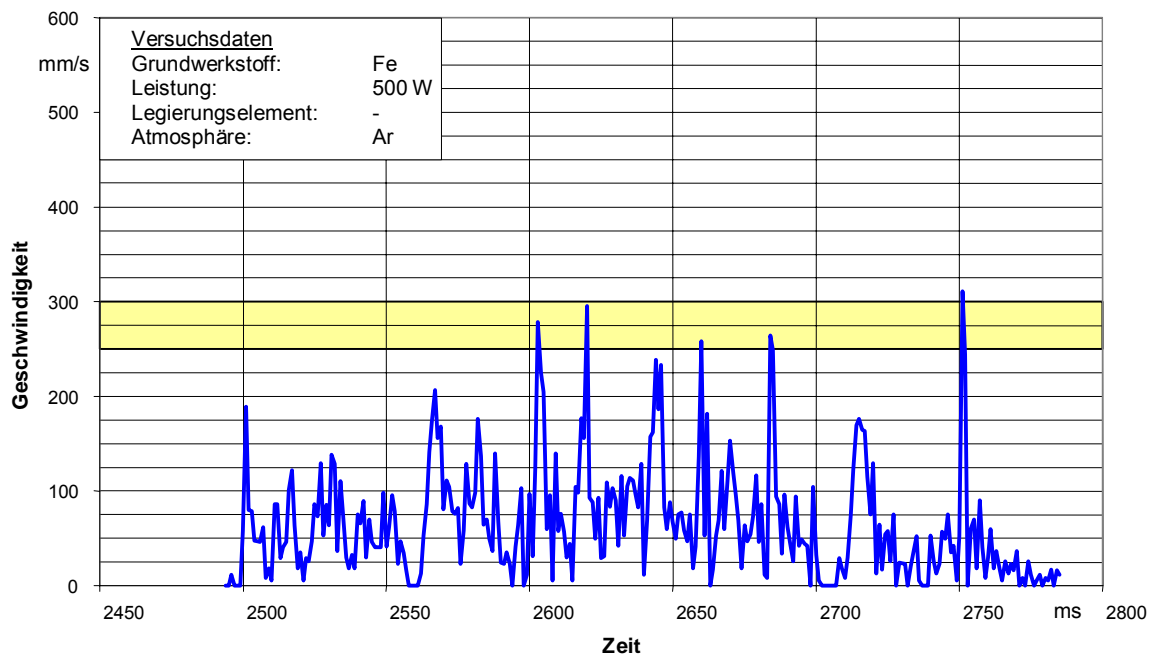


Abbildung 50: WC-Partikelgeschwindigkeit in Reineisen

Der in Abbildung 50 dargestellte Geschwindigkeitsverlauf ist typisch für Geschwindigkeiten von WC-Partikeln in Reineisen. Die für diesen Geschwindigkeitsverlauf typischen Geschwindigkeitsspitzen erreichen eine mittlere Geschwindigkeit von 270 mm/s. Diese Geschwindigkeit tritt auf, wenn die Partikel von der Schmelzbadoberfläche in Richtung Schmelzbadgrund in Richtung der Schmelzbadsymmetrielinie (vergl. Abbildung 47) bewegt werden. Der Bereich der Geschwindigkeitsmaxima ist in Abbildung 50 gelb hinterlegt.

Relativ hohe Geschwindigkeitsspitzen während der Partikelbewegung entlang der Schmelzbadsymmetrielinie in Richtung des Schmelzbadgrunds werden ebenfalls bei Hinzugabe von Legierungselementen erfasst. Abbildung 51 stellt einen Geschwindigkeitsverlauf bei Zuführung von Kobalt (Co) zum Reineisensubstrat dar.

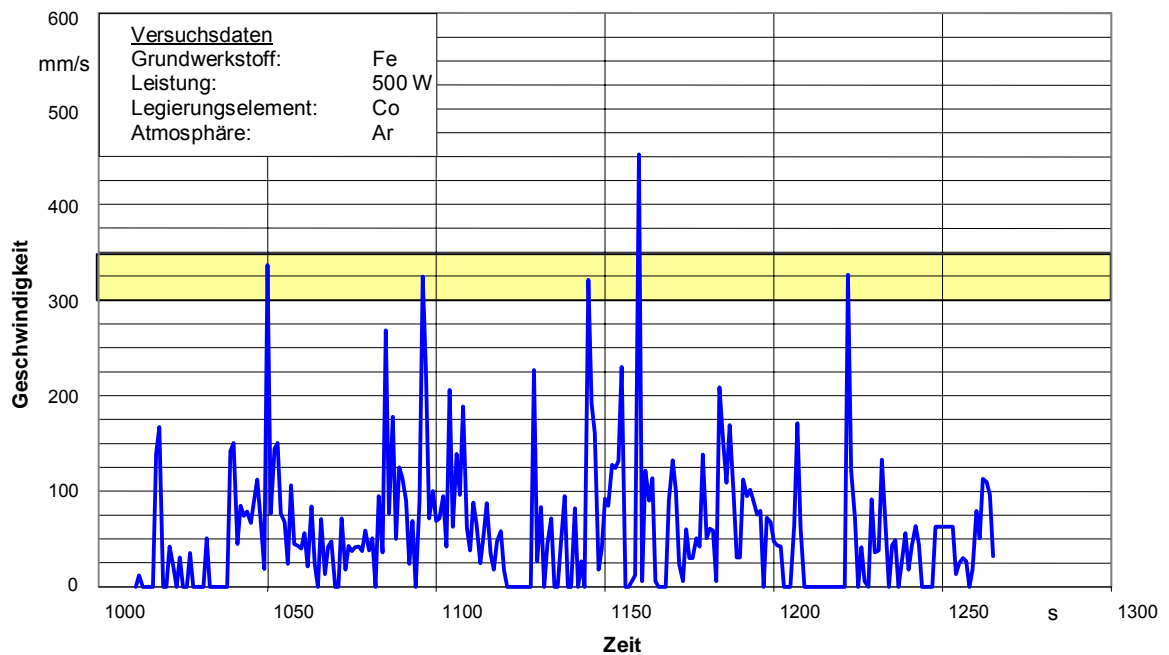


Abbildung 51: WC-Partikelgeschwindigkeit in kobaltlegiertem Eisenwerkstoff.

In Abbildung 51 ist ein typische Geschwindigkeitsverlauf eines mit Kobalt (Co) legierten Schmelzbads dargestellt. Die maximale Geschwindigkeit innerhalb des Schmelzbads beträgt 450 mm/s. Der gelb hinterlegte Bereich markiert die Mehrzahl der maximalen Geschwindigkeitsspitzen. Diese haben einen Mittelwert von etwa 325 mm/s.

Abbildung 52 stellt den Einfluss von Kohlenstoff (C) auf die Schmelzbadgeschwindigkeiten dar.

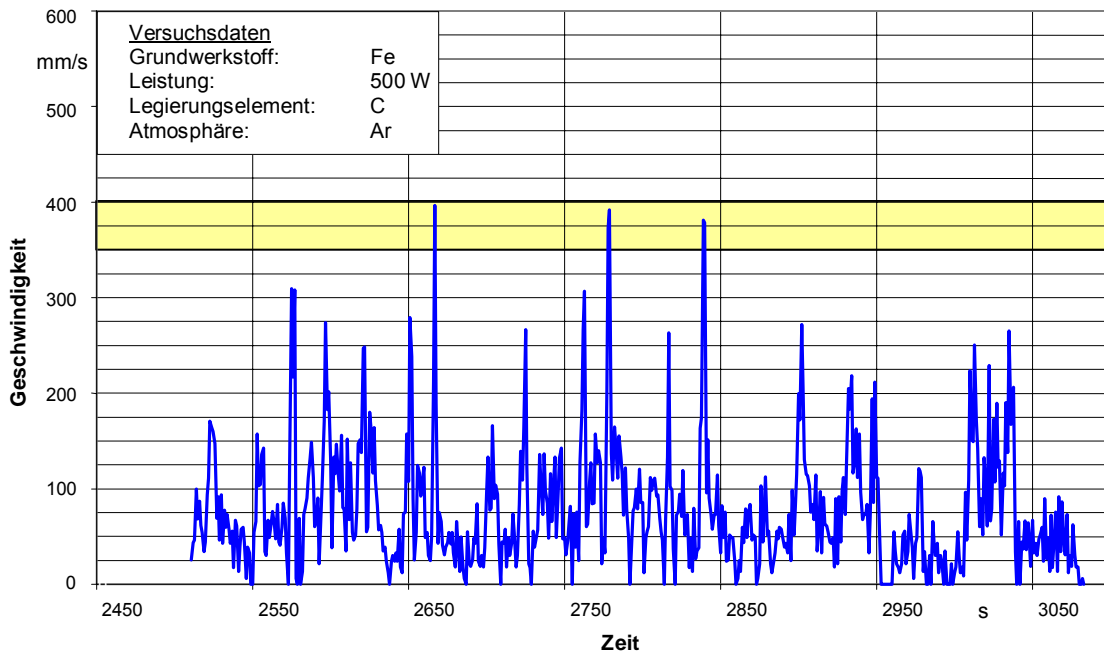


Abbildung 52: WC-Partikelgeschwindigkeit in kohlenstofflegiertem Eisenwerkstoff

Die gemittelte Geschwindigkeit der Geschwindigkeitsspitzen beträgt etwa 375 mm/s. Dies ist wiederum eine Steigerung im Vergleich zu der Reineisenuntersuchung und der kobaltlegierten Probe (Abbildung 51, Abbildung 52). Durch den Einsatz von Kohlenstoff konnten im Rahmen dieser Untersuchungen die höchsten Geschwindigkeiten bei ansonst konstanten Untersuchungsbedingungen ermittelt werden.

Innerhalb des Schweißprozesses haben zeitgleich zu den Legierungselementen Prozessgase einen Einfluss auf das Schweißergebnis. Dieses wird durch die in dieser Arbeit entwickelte Messtechnik exemplarisch am Substratwerkstoff X155CrVMo12-1 (1.2379) in Kombination mit Prozessgasgemischen auf Argonbasis mit 10% Kohlendioxid (CO₂) bzw. 8% Sauerstoff (O₂) belegt. Die Reaktion durch den Einsatz der Gase ist hierbei derart intensiv, dass die Laserstrahlleistung in der Regel auf 400W reduziert wird, um zu verhindern, dass die Schmelzbadbreite nach drei Sekunden Versuchszeit die Probenbreite überschreitet. Abbildung 53 stellt hierzu einen exemplarischen Geschwindigkeitsverlauf eines Partikels im Schmelzbad dar.

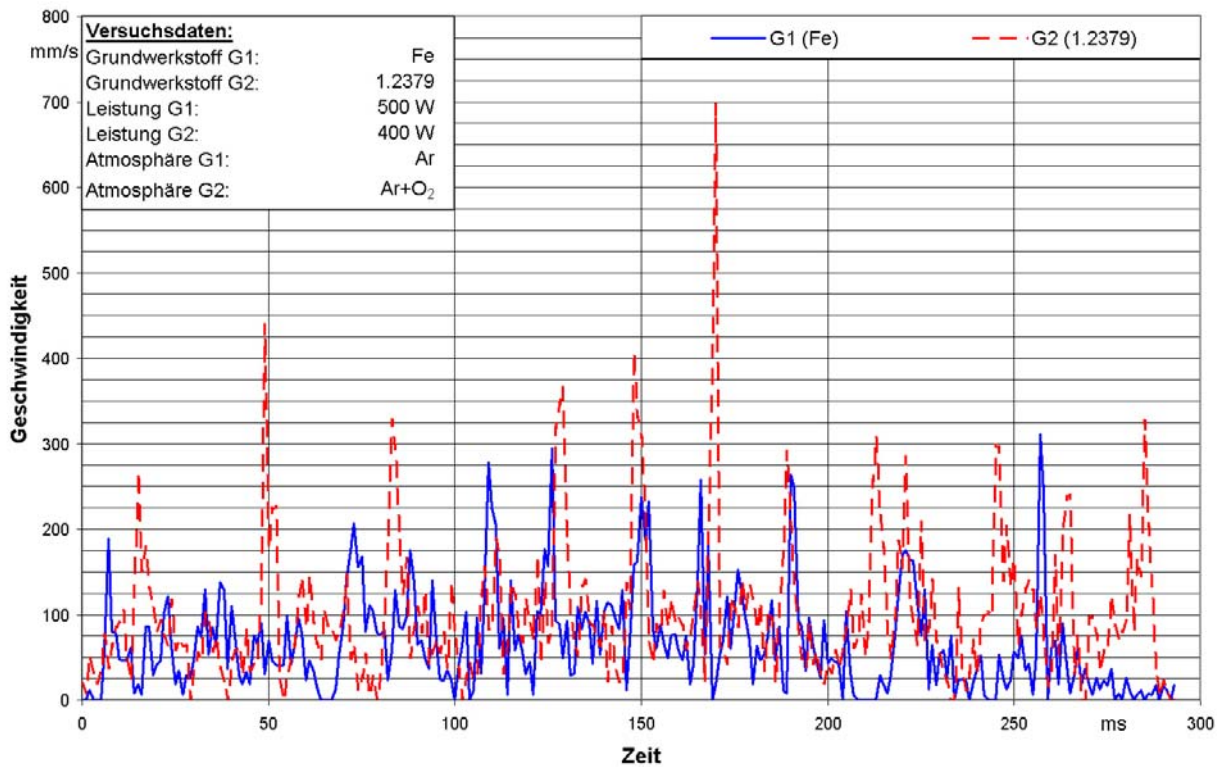


Abbildung 53: Änderung der WC-Partikelgeschwindigkeit durch Einsatz von Legierungselementen und einer Argonbasisatmosphäre mit 8% Sauerstoffgehalt

G1 (Abbildung 53) gibt den Geschwindigkeitsverlauf eines WC-Markierungspartikels im Schmelzbad des Grundwerkstoffs Reineisen wieder. G2 (Abbildung 53) stellt die Bewegungsgeschwindigkeit eines WC-Partikels im Schmelzbad des Grundwerkstoff X155CrVMo12-1 (1.2379) dar.

Die höchsten Markierungspartikelgeschwindigkeiten erreicht Geschwindigkeit 2 (Abbildung 53, G2) bei Einsatz von Sauerstoff in der Prozessatmosphäre. Geschwindigkeitsspitzen oberhalb 275 mm/s sind die Regel. Charakteristische Spitzenwerte der Bewegungsgeschwindigkeit der Markierungspartikel (Abbildung 53) erreichen für G2 Werte von über 350 mm/s. Die maximale Geschwindigkeit beträgt 690 mm/s. Im Vergleich zu Partikeln in Reineisen (Abbildung 53, G1; Abbildung 50) entspricht dies einer Geschwindigkeitssteigerung von 125 %. Bemerkenswert ist hierbei besonders, dass die höhere Geschwindigkeit trotz einer um 20% reduzierten Laserstrahlleistung erzielt wird. [46]

Der Partikelgeschwindigkeitsverlauf innerhalb des Schmelzbads belegt die Ausprägung der Geschwindigkeiten innerhalb der Schmelzbaddynamik. Die

Geschwindigkeit der Markierungspartikel ist hierbei eine Vergleichsgröße für die Strömungsgeschwindigkeiten im Schmelzbad. Die Partikel haben allerdings aufgrund ihrer höheren Dichte eine größere Trägheit als die Schmelze. Durch die entsprechend verzögerte Beschleunigung der Partikel ist mit entsprechend höheren Geschwindigkeiten der Schmelze zu rechnen.

Die Kinetik der Schmelzbadströmungen beeinflusst das Schmelzbadwachstum. Zur Messung dieser Größe werden die WC-Partikel-Bewegungsformen genutzt. Die Trägheit der Partikel ist hierbei von Vorteil, da durch Kollisionen der Partikel mit dem Schmelzbadgrund diese Grenzfläche im Röntgenbild detektierbar ist.

6.4.6 Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeit

6.4.6.1 Legierungselementeinfluss auf das Schmelzbadwachstum

Bei den in dieser Arbeit vorwiegend eingesetzten Untersuchungen ohne Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück erfolgt während der Strahlbeaufschlagung ein stetiges Wachstum des Schmelzbadvolumens. Die Ursache hierfür ist primär ein Energieeintrag, der höher ist als der Energiestrom, den das Schmelzbad in Form von Wärmeströmen und elektromagnetischer Strahlung abgeben kann. Die zeitliche und quantitative Ausprägung des Schmelzbadwachstums über die Untersuchungsdauer wird von Legierungselementen beeinflusst. Abbildung 54 stellt hierzu den Einfluss verschiedener Legierungselemente dar.

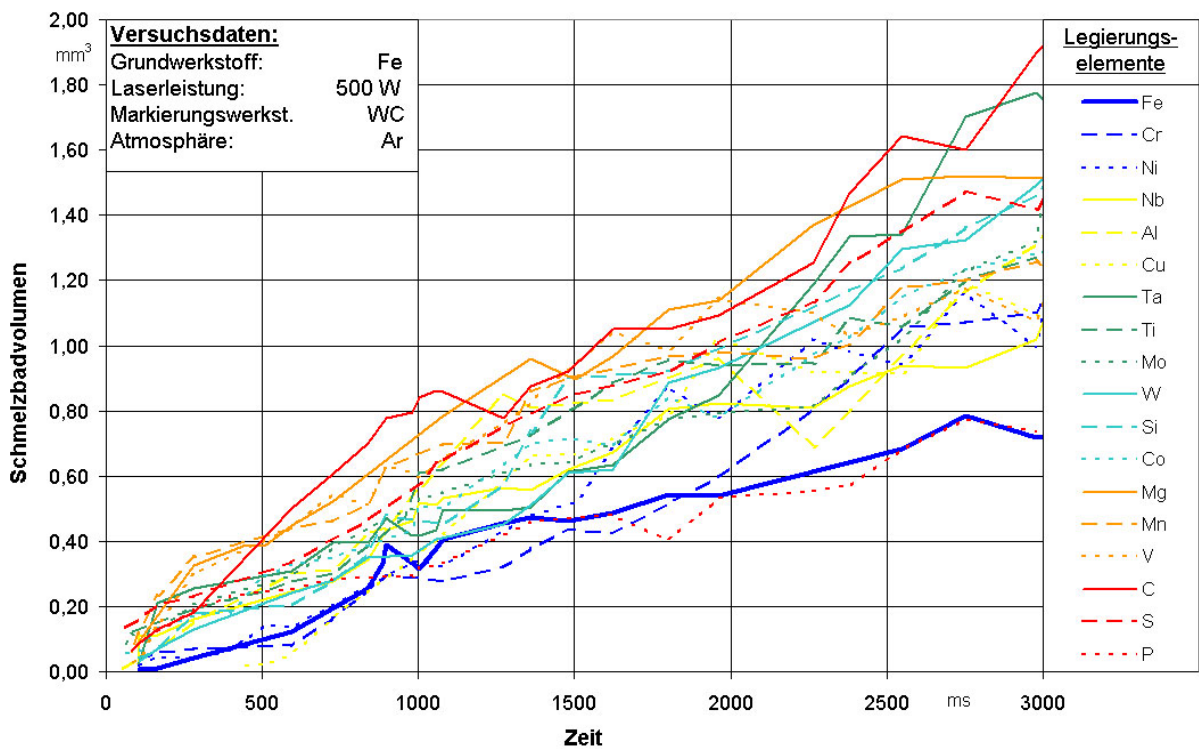


Abbildung 54: Schmelzbadwachstum in Abhängigkeit von Legierungselementen und Zeit

Die in Abbildung 54 durchgezogen und blau dargestellte Fe-Linie stellt das Schmelzbadwachstum dar, welches bei 500 W Laserstrahlleistung, WC-Markierungspartikeln, Argon als Schweißatmosphäre und Reineisen (Fe) als Grundwerkstoff erzielt wird. Die Steigung dieser Kennlinie nimmt innerhalb der ersten 900 ms der Versuchszeit kontinuierlich zu. Die Wendepunkte bei 900 ms und 1000 ms sind in Ihrer Ausprägung auf die Messungenauigkeit zurückzuführen. Einzelne Messungenauigkeiten beeinflussen nicht den weiteren Messverlauf, da je ausgewertetem Röntgenbild gemessen wird. Sich addierende Fehler aus vorhergehenden Messungen sind hierdurch ausgeschlossen. Ab 1000 ms flacht die Steigung der Fe-Linie ab. Zu Versuchsende erreicht das Schmelzbad ein Volumen von 0,75 mm³.

Durch das steigende Schmelzbadvolumen erhöht sich die Grenzfläche, über die Wärmeströme in den Grundwerkstoff fließen werden können. Zeitgleich erwärmt sich der schmelzbadumgebende Grundwerkstoff. Die Wärmeleitfähigkeit des Grundwerkstoffs nimmt hierdurch ab. Der konvektive Energietransport entlang der Grenzfläche fest-flüssig wird durch den konduktiven Energietransport überlagert. Die Folge dieser unterschiedlichen Wirkmechanismen ist, wie in Abbildung 54 dargestellt, ein stetiges Schmelzbadwachstum, d.h. es ist stets ein Energieüberschuss von eingebracht zu

abgeführter Energie vorhanden. Dieser Energieüberschuss ist die Ursache für die stetige Erschmelzung von weiterem Grundwerkstoff bis zum Versuchsende.

Mit Ausnahme der Legierungselemente Phosphor (Abbildung 54, P) und Kupfer (Abbildung 54, Cu) führt die Zuführung von Legierungselementen stets zu einem höheren Schmelzbadwachstum als bei Reineisen (Abbildung 54, Fe).

Im Rahmen der Messgenauigkeit ist bei Phosphorzusatz ab einer Zeitspanne von 750 ms ein zu Reineisen gleichwertiges Wachstum vorhanden (Abbildung 54, Fe, P).

Kupferzusatz (Abbildung 54, Cu) führt zu einer verzögerten Entstehung eines Schmelzbads. Bis zu Zeitpunkt 500 ms ist ausschließlich ein minimales Schmelzbadvolumen vorhanden. Ab 500 ms besitzt die Cu-Schmelzbadvolumenkennlinie ein im Vergleich zu Reineisen verstärktes Wachstum. Dieses führt zu einem Schmelzbad, welches zu Versuchsende ein mittleres Volumen von $1,1 \text{ mm}^3$ aufweist.

Chrom- und nickellegierte Schmelzbäder (Abbildung 54, Cr, Ni) weisen innerhalb der Messtoleranz bis zum Zeitpunkt 1500 ms einen zur Fe-Linie entsprechenden Wachstumsverlauf aus. Nach 1500 ms steigen die Cr- und die Ni-Volumenlinien stärker und erreichen mittlere Entwerte von $1,1$ (Ni) bzw. $1,2 \text{ mm}^3$ (Cr).

Bei Einsatz der weiteren, in Abbildung 54 dargestellten, Legierungselemente verläuft das Schmelzbadwachstum bereits im Intervall von 100 ms bis 900 ms in einem größeren Maß als bei der Reineisenreferenz. Wolfram (W), Silizium (Si), Tantal (Ta), Kobalt (CO), Aluminium (Al) und Molybdän (Mo) bewirken als Legierungselemente im Zeitintervall von 900 bis 1000 ms ähnlich große Schmelzbäder wie bei der Reineisenreferenz. Nach diesem Zeitpunkt wachsen die legierten Schmelzbäder jedoch schneller.

Kohlenstoff (C) führt im Zeitintervall ab 500 ms zu einem maximalen Schmelzbadwachstum. Magnesium (Mg) führt bis zu einer Dauer von 2500 ms Strahleinwirkzeit zu einem ähnlich hohen Wachstum, welches dann jedoch relativ zur C- und Ta-Kurve abfällt.

In der Anfangs- und Endfase der Versuchszeit üben die Legierungselemente in der Regel verschieden starken Einfluss auf das Schmelzbadwachstum aus. In einer ersten Fase bis 300 ms Versuchszeit und in der Zeit von 2700 bis 3000 ms sind mit Bezug auf die Unterstützung folgende Gruppen zu unterscheiden, welche in Tabelle 19 hinterlegt sind.

Tabelle 19: Legierungselementeinfluss auf das Schmelzbadwachstum

Erhöhung der Wachstumsgeschwindigkeit	Versuchsphase 100 - 300 ms	Versuchsphase 2700 - 3700 ms
stark	Mg, Mn, V	C, Mg, S, Si, Ta, W
mittel	Al, C, Co, Mo, Nb, P, S, Si, Ta, Ti, W	Cr, Ni, Nb, Al, Cu, Ti, Mo, Co, Mn, V
gering	Cu, Cr, Ni	P

Die Ergebnisse der Erfassung der Prozessemission an der Schmelzbadoberfläche belegen nach Korrelation mit den Partikelgeschwindigkeiten und dem zeitlichen Schmelzbadwachstum, dass eine Konzentration der wärmeren Oberflächenbereiche in Richtung Schmelzbadmittelpunkt bei konstanten Laserstrahl-Bearbeitungsparametern mit einer Erhöhung der Schmelzbadgeschwindigkeit korreliert.

6.4.6.2 Einfluss von Sauerstoff- und Kohlendioxidbeimengungen in der Schweißatmosphäre auf die Schmelzbadynamik

Abbildung 55 stellt das Schmelzbadwachstum bei Bestrahlung eines Reineisensubstrats unter Einsatz von Reinargon (Reinheit 4.6), sowie Argongemischen mit 10% Kohlendioxid und Argon mit 8% Sauerstoff dar. Als Markierungspartikel wird Wolframkarbid eingesetzt.

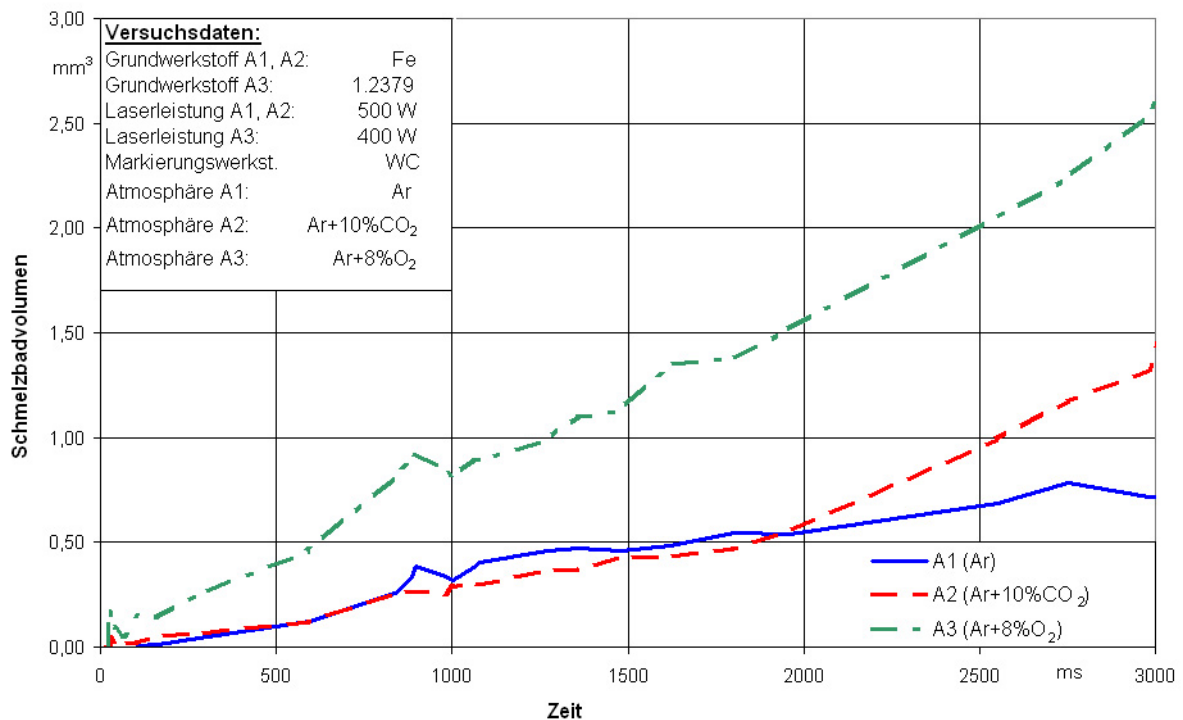


Abbildung 55: Schmelzbadwachstum in Abhängigkeit vom Prozessgas

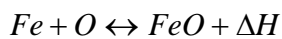
Das Schmelzbadwachstum bei Zugabe und Kohlendioxyd (CO_2) in eine Argonatmosphäre ist bis 2000 ms nach Versuchsstart ähnlich zum Wachstum ohne CO_2 -Zusatz. In diesem Punkt konnte keine Übereinstimmung zu den Arbeiten von Beckmanns, Danzer et al [29, 30, 31] festgestellt werden. Auch der höhere Schmelzbadvolumenanstieg ab 2000 ms Versuchszeit ist keine Bestätigung für die von Beckmanns et al beschriebenen Tiefschweißeffekte. Die differenten Ergebnisse basieren mit hoher Wahrscheinlichkeit auf unterschiedlichen Laserstrahl-Leistungsdichten, denn die von Beckmanns et al prognostizierte Freisetzung von Sauerstoff-Radikalen bei erhöhten Laserstrahl-Leistungsdichten harmoniert mit den Ergebnissen bei der Einsetzung von Sauerstoff in Argon.

Im Rahmen dieser Arbeit wird bei Einsatz von 8% Sauerstoff (Abbildung 55, A3) in einer Argonatmosphäre die Laserstrahlungsenergie um 20% gegenüber den Vergleichsparametern reduziert, um vergleichbare Schmelzbad-Oberflächendurchmesser zu erzeugen. Trotz der Leistungsreduzierung wird durch die Zugabe von Sauerstoff ein erheblich größeres Schmelzbad erzeugt. Dieses besitzt nach 1000 ms ein um etwa 100% größeres Volumen. Die Größendifferenz wird im weiteren Versuchsverlauf im Vergleich zur Reineisenprobe unter Argon kontinuierlich erhöht. Ab 2000 ms Versuchszeit verläuft das sauerstoffunterstützte Schmelzbadwachstum (A3) parallel zu dem Schmelzbadwachstum der kohlendioxidversetzten Argonatmosphäre.

Die mittlere Geschwindigkeit der Geschwindigkeitsspitzen in Abbildung 53 ist ähnlich zu dem Geschwindigkeitsverlauf, der unter Einsatz des Legierungselements Kohlenstoff (Abbildung 52) ermittelt wird. Das kohlenstofflegierte Schmelzbad besitzt zum Versuchsende ein Schmelzbadvolumen von $1,9 \text{ mm}^3$. Das unter Sauerstoffeinfluss bearbeitete Schmelzbad erreicht zu Versuchsende ein Schmelzbadvolumen von $2,5 \text{ mm}^3$. Dieses entspricht, trotz 20% verringerter Laserleistung einer Erhöhung des Schmelzbadvolumens um $0,6 \text{ mm}^3$

Das schnelle Schmelzbadwachstum (Abbildung 55, A3), die hohe Strömungsgeschwindigkeit (Abbildung 53) und die Oberflächentemperaturkonzentration auf den Mittelpunkt der Schmelzbadoberfläche (Abbildung 41, Abbildung 43) belegen, dass die an der Schmelzbadoberfläche eingebrachte Energie bei Einsatz von 8% Sauerstoff in der Schweißatmosphäre zügig in das Schmelzbadinnere transportiert wird. Hierdurch wird der Anteil an konduktivem Energietransport reduziert und der strömungsbedingte Energietransport erhöht. Somit gelangt mehr Energie in die Vorzugsrichtung der Strömung, die im o.g. Fall zum Mittelpunkt des Schmelzbad-

bodens hin gerichtet ist. Diese Vorzugsrichtung des Energietransports innerhalb des Schmelzbads ist als Ursache für das hohe Schmelzbadwachstum zu erachten. Dieses Wirkprinzip wird mit hoher Wahrscheinlichkeit durch eine, die Laserenergie ergänzende Energieeinbringung verstärkt: Die exotherme Reaktion von Sauerstoff und Eisen. Gleichung 6-2 stellt die zugehörige Reaktionsgleichung dar.



Gleichung 6-2

Sauerstoffatome O und Eisenatome Fe reagieren unter Energiefreisetzung ΔH zu Eisenoxyd. Weitere Oxidationsstufen des Eisenatoms sind möglich. Je weiterer Oxidationsstufe wird zusätzlich Energie freigesetzt. Diese Reaktionsenthalpie ist mit höchster Wahrscheinlichkeit ursächlich dafür, dass trotz um 20% reduzierter Laserstrahlleistung höhere Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeiten erreicht werden als bei alleinigem Einsatz von Legierungselementen.

Eisen und Sauerstoff können weiterhin zu Fe_2O_3 und Fe_3O_4 reagieren. Jede der zugehörigen Reaktionen ist eine Gleichgewichtsreaktion, die abhängig von der herrschenden Temperatur und dem Verhältnis von Sauerstoff zu Eisen in die eine oder andere Richtung (Gleichung 1) reagieren kann. Unter Normbedingungen beträgt die Bindungsenthalpie ΔH von Eisen mit Sauerstoff (Gleichung 6-2) 272 kJ/mol [47]. In den weiteren Oxidationsstufen von Eisen und Sauerstoff wird ebenfalls Energie freigesetzt, diese Energie summiert sich bei der Reaktion zu Fe_3O_4 zu 1120,9 kJ/mol.

7 Folgerungen und Ausblick – Bedeutung für die Praxis

Die Schmelzbaddynamik von Eisenwerkstoffen verändert sich rapide bei Zufuhr von Legierungs- oder Begleitelementen. Der Zusatz von 8% Sauerstoff oder 10% Kohlendioxid zu einer Schweißatmosphäre hat innerhalb dieser Arbeit ebenfalls einen Einfluss auf die Schmelzbaddynamik.

Die Schmelzbaddynamik beeinflusst die Schmelzbadform und das Schmelzbadvolumen. Diese beiden Größen sind innerhalb des Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißens relevante Kenngrößen für den Schweißprozess.

Differierende Legierungselemente haben einen unterschiedlich hohen Einfluss auf das Schmelzbadwachstum. Alle verwendeten Legierungselemente führen nachgewiesen durch Markierungspartikel zu einer Beschleunigung der Schmelzbadströmungen im Vergleich zu reinem Eisen. Chrom und Nickelzusatz zur Reineisenschmelze führt zu den geringsten Zuwächsen an Schmelzbadvolumen im Vergleich zu anderen Legierungselementen. Die Elemente Al, Co, Cr, Mo, Ni, Ti und Si bewirken mittlere Wachstumsgeschwindigkeiten des Schmelzbad. Hohe Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeiten werden durch die Legierungselemente Magnesium und Tantal erzielt.

Nichtmetallische Legierungs- und Begleitelemente führen mit Ausnahme von Phosphor zu den größten Veränderungen in der Schmelzbaddynamik. Phosphor hat das Schmelzbadwachstum nicht relevant beeinflusst. Kohlenstoff und Schwefel führen dagegen zu extrem schnellen Markierungspartikelgeschwindigkeiten und zu ebenso extremen Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeiten.

Der Zusatz des reaktiven Prozessgases Kohlendioxid zur Argon-Schweißatmosphäre bewirkt eine geringe Schmelzbadwachstumsgeschwindigkeitserhöhung. Sauerstoff beschleunigt dagegen die Wachstumsgeschwindigkeit des Schmelzbad stärker als jedes der einzeln zugesetzten Elemente innerhalb der Versuchsreihen.

Aus industriell automatisierten Schweißprozessen wird häufig das Problem berichtet, dass schon geringe Änderungen der Werkstoffe oder der Einrichtung das Schweißergebnis in unzulässiger Weise beeinflussen. Besonders in der Qualitätskontrolle für Grund- und Zusatzwerkstoffe, sowie der Schweißeinrichtungen wird daher viel Aufwand investiert. Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass mit Ausnahme von

Phosphor besonders die Gruppe der nichtmetallischen Elemente einen besonders großen Einfluss auf die Schmelzbaddynamik ausüben. Das innerhalb dieser Arbeit neu entwickelte Verfahren zur Erfassung und Quantifizierung dieser Einflüsse ist geeignet, diese Einflüsse weiter zu konkretisieren, so dass in Zukunft die Qualitätssicherung stärker gewichtet relevante Elemente bzw. deren Verteilung sicherstellen kann.

Bei Legier- und Dispergierprozessen kommt es in Bezug auf die Prozessleistung häufig darauf an, mit geringer Laserstrahlleistung eine möglichst hohe Volumensmenge an Grundwerkstoff bei möglichst geringer Temperatur aufzuschmelzen. Die Ergebnisse dieser Arbeit können hierbei genutzt werden, um optimierte Legierungssysteme zu erstellen.

Reaktive Prozessgase sind ebenso einsetzbar, um die Prozessleistung zu erhöhen. In diesem Bereich ist jedoch erhebliche Vorsicht geboten, da die Wechselwirkungen der Prozessgase mit Legierungselementen ebenso stattfinden können wie mit dem Grundwerkstoff. Die Legierung des Substrats kann somit an einzelnen Elementen verarmen. Zusätzlich können sich die Reaktionsprodukte ungünstig auf die Festigkeit der Schweißnaht auswirken. Forschungsaufwand in diesem Bereich ist weiterhin notwendig.

Die Ergebnisse dieser Arbeit können des Weiteren mit den zahlreichen Simulationsmodellen zur Schmelzbaddynamik abgeglichen werden, denen es in der Regel an Messdaten fehlt. Hierdurch ist es möglich, die Modelle weiter den realen Prozessen nahe zu bringen und somit in Zukunft den Aufwand bei der Entwicklung von neuen Schweißprozessen zu reduzieren.

8 Zusammenfassung

Eisenbasiswerkstoffe gehören zu den wichtigsten Konstruktionswerkstoffen und werden in niedrig- bis hochlegierter Werkstoffzusammensetzung eingesetzt. Für diese Werkstoffe gehören schweißtechnische Verfahren zu den bedeutendsten Verarbeitungstechniken. Während des Schweißens werden Metallschmelzen erzeugt. Innerhalb dieser Schmelzen werden hochdynamische Strömungsprozesse induziert, die durch Einfluss auf die Wärmeströme und Schmelzbadgeometrie das Schweißergebnis wesentlich bestimmen. Legierungs- und Begleitelemente beeinflussen die Schmelzbaddynamik.

Ziel dieser Arbeit war die Erarbeitung von neuen und die Vertiefung von bekanntem Wissen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik von Eisenwerkstoffen durch Legierungs- und Begleitelemente beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen (LWS). Zur Erreichung dieses Ziels wurde eine spezielle Versuchstechnik für die Erfassung der Schmelzbaddynamik von Eisenschmelzen beim LWS entwickelt, mit ausgewählten Eisenwerkstoffen eingesetzt und die Ergebnisse analysiert.

Bei der Entwicklung der Versuchstechnik wurde Röntgentechnik, Hochgeschwindigkeitskameratechnik, hoch helligkeitsdynamische Kameratechnik (HDRC) und optische Hochtemperaturmesstechnik (Pyrometrie) eingesetzt. Die Kameratechniken wurden ausgewählt, um die Prozessemission der Schmelzbadoberfläche und die röntgentechnischen Durchstrahlungsaufnahmen zu erfassen. Markierungsmittel in Partikel- oder Gasform wurden in das Schmelzbadinnere eingebracht und mittels Hochgeschwindigkeits-Mikrofokusröntgentechnik erfasst.

Sowohl Nd:YAG-Laser- und Diodenlaser-Strahlung wurden zur Materialbearbeitung eingesetzt. Ein optisches System wurde entwickelt, welches die Strahlführung der Laserschweißtechnik und die die Schmelzbadoberfläche erfassende Messtechnik auf einer gemeinsamen optischen Achse vereint. Eine Schutzgaskammer und eine Steuerung für die Versuchskomponenten wurde zur Sicherung gleichbleibender Versuchsvoraussetzungen entwickelt. Probekörpergeometrien wurden entwickelt und eine neue Probenherstellungstechnik, das Vakuum-Pulver-Pressen, eingesetzt.

Zur Auswertung der röntgentechnischen Messtechnikdaten wurde eine rechnergestützte Bildverarbeitung entwickelt. Ergebnis der Verarbeitung sind vektorielle Bewegungsbeschreibungen der Markierungspartikel. Hieraus wurden numerische

Daten zu den Bewegungsgeschwindigkeiten, zum Schmelzbadwachstum und graphische Zusammenfassungen dieser Messwerte erarbeitet.

Die Mess- und Auswertungstechnik wurde erfolgreich an Eisenbasiswerkstoffen und exemplarisch an TiAl6V4 erprobt.

Reineisen und Vorlegierungen wurden als Basiswerkstoffe für die Untersuchungen verwendet. Legierungs- und Begleitelemente wurden in Pulverform dem Schmelzbad zugeführt. Der Einsatz von Markierungspartikeln aus Blei, Wolframkarbid und Bor-nitrid belegt einzig die Eignung von Wolframkarbid als Werkstoff zur Visualisierung der inneren Schmelzbadströmungen durch Röntgentechnik. Die Markierungspartikel werden durch die strömende Substratschmelze mitgerissen. Die Partikeltransporte weisen somit indirekt die Strömung der Metallschmelzen nach.

Der Einsatz der nichtmetallischen Elemente Schwefel und Kohlenstoff in Reineisen hat im Vergleich zu allen anderen untersuchten Begleit- und Legierungselementen den größten Einfluss auf die Schmelzbaddynamik. Beide führen zu einer massiven Änderung der Temperaturverteilung auf der Schmelzbadoberfläche. Zusätzlich steigt die Strömungsgeschwindigkeit. Der konduktive Energietransport wird durch den strömungsbedingten Energietransport überlagert. Eine Abkühlung der Schmelze in den Randbereichen und eine Energiekonzentration auf die Schmelzbadmitte sind die Folgen. Die Strömungsrichtung der Schmelze an der Schmelzbadoberfläche ist hierbei vom Schmelzbadrand zur Schmelzbadmitte gerichtet. Nach dem derzeitigen Stand von Wissenschaft und Technik ist die Ursache hierfür die Reduzierung der Oberflächenspannung durch z.B. Legierungs- oder Begleitelemente in einer Kombination mit einer temperaturabhängigen progressiven Desorption dieser Elemente aus der Schmelzbadoberfläche. Durch diese Desorption verringert sich der Anteil an z.B. Kohlenstoff oder Schwefel in den mittleren wärmeren Schmelzbadbereichen im Vergleich zu den Randbereichen. Die Oberflächenspannung nimmt hierdurch trotz Temperaturerhöhung der Schmelzbadoberfläche zum Schmelzbadmittelpunkt hin zu. Ein positiver Temperatur-Spannungs-Gradient entsteht. In Folge dieses Werkstoffverhaltens verursachen Ausgleichsströmungen, die Marangoni-konvektion genannte werden, die an der Schmelzbadoberfläche versuchstechnisch ermittelte Strömungsrichtung.

Bei Einsatz von Reineisen als Substrat und Zulegierung von einzelnen Legierungs- oder Begleitelementen sind innerhalb dieser Arbeit ausschließlich positive Oberflächenspannungsgradienten ermittelt worden. Der Einsatz von technischen

Legierungen führte zu negativen temperaturabhängigen Oberflächenspannungsgradienten für TiAl6V4 und S6-5-2, sowie zu positiven Gradienten für S235JR, H340, X5CrNi18-10 und X155CrVMo12-1.

In Hinblick auf die Strömungsrichtungen der Schmelze können bei seitlicher Durchstrahlung des Schmelzbads zwei gegensinnig gerichtete Strömungsfelder nachgewiesen werden. Die Strömungen verlaufen bei exemplarisch eingesetztem TiAl6V4 an der Oberfläche des Schmelzbads in Richtung Randbereich und von dort nahe des Schmelzbadgrundes in Richtung Zentrum des Schmelzbadgrundes. Bei S235JR sind die Strömungsrichtungen entgegengesetzt zu denen von TiAl6V4.

Bei Einsatz von Relativbewegung zwischen Substrat und Laserstrahl wurden hierbei maximale Partikeltransportgeschwindigkeiten von 500 mm/s ermittelt. Diese Geschwindigkeiten werden gemessen, sobald Markierungspartikel, die vor der herannahenden Schmelzbadfront deponiert sind, die Schmelzbadoberfläche durchstoßen. Hierbei haben die Partikel über Ihren gesamten Umfang Kontakt zu den Schmelzbadströmungen an der Oberfläche des Schmelzbads, die die höchsten Geschwindigkeiten aufweisen.

Ohne Vorschubbewegung zwischen Substrat und Laserstrahl werden die Markierungspartikel in die Schmelze eingebracht, ohne durch die hochdynamischen Oberflächenströmungen bewegt zu werden. Die Markierungspartikel werden ausschließlich durch die inneren Schmelzbadströmungen transportiert und erreichen maximale Werte, bei der Strömungsbewegung vom geometrischen Mittelpunkt der Schmelzbadoberfläche hin zum geometrischen Mittelpunkt des Schmelzbadgrundes. Das Einbringen von Kobalt in Reineisen erhöht im Vergleich zur Reineisenreferenz die maximale Geschwindigkeit von 310 auf 452 mm/s. Bei Einsatz von Kohlenstoff als Legierungselement werden maximale Geschwindigkeiten von bis zu 553 mm/s erreicht.

Das Schmelzbadwachstum bzw. dessen Wachstumsgeschwindigkeit steigt mit höherer Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze bei ansonsten unveränderten Bearbeitungsdaten. Als integrierender Kennwert hat sich diese Messgröße besonders bewährt, um den Einfluss der verschiedenen Legierungs- und Begleitelemente auf die Eisenbasissschmelze zu beschreiben: In Bezug auf das Schmelzbadwachstum haben mit Ausnahme von Phosphor alle eingesetzten Elemente einen verstärkenden Einfluss. Der zeitliche Verlauf dieser Verstärkung differiert. 500 ms nach Beaufschlagung mit 500 W Nd:YAG Laserstrahlung besitzen

die Schmelzbäder höchste Wachstumsraten, die mit Kohlenstoff, Magnesium, Mangan und Vanadium legiert wurden. Nach 3000 ms Strahlzeit dominieren Legierungen mit Schwefel, Wolfram, Silizium, Magnesium, Tantal und Kohlenstoff. Hierbei erfolgt die Nennung der Elemente in Wertung der schmelzbadwachstumverstärkenden Wirkung. Das Schmelzbadvolumen von Reineisen wird zu Versuchsende (3000 ms) mit $0,7 \text{ mm}^3$ bestimmt. Das kohlenstofflegierte Schmelzbad erreicht dagegen zu Versuchsende ein Volumen von $1,9 \text{ mm}^3$. Die Effizienzsteigerung in Bezug auf das Schmelzbadvolumen entspricht dem Faktor 2,7.

Die Untersuchungen wurden im Regelfall in einer Atmosphäre aus reinem Argon durchgeführt. Exemplarisch wurde durch den Zusatz von 10 % Kohlendioxyd oder 8 % Sauerstoff der Einfluss von Verunreinigungen in der Prozessatmosphäre untersucht. Der Einsatz von Sauerstoff als Prozessgasbeimengung führt zu einem Schmelzbadwachstum, das weitgehend linear ansteigend zu einem Volumen von $2,5 \text{ mm}^3$ zu Versuchsende führt. Hierbei ist besonders hervorzuheben, dass im Vergleich zu den Untersuchungen mit Reinargonatmosphäre die Laserstrahlung um 20% auf eine Leistung von 400 W reduziert wurde. Das Schmelzbadwachstum ist begleitet von hohen Strömungsgeschwindigkeiten. Eine maximale Geschwindigkeit von 700 mm/s wurde ermittelt.

Hohes Schmelzbadwachstum, hohe Strömungsgeschwindigkeiten und eine Temperaturkonzentration auf die geometrische Schmelzbadmitte wurden bei den Legierungsuntersuchungen von Reineisen stets parallel zueinander ermittelt. Änderungen in der Temperaturverteilung auf der Schmelzbadoberfläche, mit einer Konzentration auf die geometrische Schmelzbadmitte, sind daher bei Schweißprozessen als äußerlich messbares Kriterium einer Änderung der Schmelzbad-dynamik zu interpretieren.

9 Literaturverzeichnis

- [1] Sigloch, H.
"Technische Fluidmechanik"
Springer, 2003
- [2] Ricci, E.; Passerone, A.
"Review: Surface tension and its relations with adsorption, vapourization and surface reactivity of liquid metals"
Materials Science and Engineering, Band 161, S. 31-40, 1993
- [3] Jun, Z.; SHI, F.; Mukai, K.; Tsukamoto, H.
"Numerical Analysis of Nitrogen Absorption Rate Accompanied with Marangoni Convection in the Molten Iron under Non-inductive Stirring Condition"
ISIJ International, Vol. 39, No. 5, S. 409-418, 1999
- [4] Haferkamp, H., Burmester, I., Gerken, J., Frohmann, A., Czerner, S.:
„Untersuchung hydrodynamischer Massentransportprozesse beim Laserstrahl-Dispergieren von Hartstoffen“
DFG Kolloquium „Strahl-Stoff-Wechselwirkungen bei der Laserstrahlbearbeitung 2“, ISBN 3-9805011-6-7, 1998
- [5] Hirashima, N.; Choo, R.T.C.; Toguri, J.M.; Mukai, K.
"The Effect of Surface Movements on Nitrogen Transfer in Liquid Iron"
Metallurgical and materials transactions, Vol. 26B, S. 971-980, 1995
- [6] Divakar, M.; Prakash, H.
"The effect of temperature on the surface tension and adsorption functions of Fe-S-O melts – an analysis based on interaction parameters"
steel research, 68, No. 10, 1997
- [7] Xue, X.M.; Wang, J.T.
"The surface tension and composition of Fe-P alloys"
Journal of Non-Crystalline Solids 156-158, S. 841-844, 1993
- [8] Keene, B. J.:
„Surface tension of pure Metals“
National Physical Laboratory (NPL), UK, 1991
- [9] Sauerland, S.:
„Messung der Oberflächenspannung an levitierten flüssigen Metalltropfen“
Rheinisch Westfälische Technische Hochschule Aachen, Mathematisch-Naturwissenschaftliche Fakultät, Dissertation, 1993

- [10] Schoenberg, U.:
„Bestimmung der Grenz und Oberflächenspannung von Stahl und Schlacke unterschiedlicher Zusammensetzung im Hinblick auf Verfahrensschritte bei der Stahlherstellung“
Dissertation, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 1991
- [11] Borgemann, F.-O.:
„Die Bestimmung der Oberflächenspannung und Dichte an Eisenlegierungen, insbesondere an den Systemen Eisen-Kupfer-Schwefel und Eisen-Mangan-Schwefel“
Technische Universität Berlin, Institut für Metallurgie, Forschungsvorhaben Bo 575/3-3, Deutsche Forschungsgemeinschaft, 1984
- [12] Choo, R.T.C.; Mukai, K.; Toguri, J.M.:
„Maragoni Interaction of a Liquid Droplet Falling onto a Liquid Pool“
American Welding Society, Welding Research Supplement, April 1992
- [13] Schrinner, H.-J.
Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Oberflächen- und Grenzflächenspannung von Stahl und Schlacke
Dissertation, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 1993
- [14] Keene, B. J.:
"Review of data for the surface tension of pure Metals"
National Materials Review, Vol. 38, No. 4, S. 157-192, 1993
- [15] Lancaster, J.F.:
„The Physics of Welding“
Oxford, Pergamon, 1986
- [16] Egry, I.; Lohöfer, G.; Sauerland, S.
"Surface tension and viscosity of liquid metals"
Journal of Non-Crystalline Solids, S. 830-832, 1993
- [17] Egry, I.
"On the relation between surface tension and viscosity for liquid metals"
Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 28, S. 1273-1276, 1993
- [18] Leimonen, J.I.:
„Effect of minor elements on GTA weld pool behaviour“
The ASM International European Conference on Welding and Joining Science and Technology, Madrid, Spanien, 1997

- [19] Hsieh, R.I.; Pan, Y.-T.; Liou, H.Y.:
„The study of minor elements and shielding gas on penetration in tig welding of type 304 stainless steel.“
Journal of Materials Engineering and Performance, Band 8, Heft 1, 1999
- [20] Walsh, D.W.; Savage, W.F.:
„Technical note: Autogenous GTA weldments – bad geometry variations due to minor elements.“
Weld, New York, Band 64, Heft 2, 1985
- [21] Steffens, H.D.; Thier, H.; Killing, R.; Sievers, E.R.; Li, Z.
„Auswirkungen der Eisenbegleitelemente auf die Schmelzzonengeometrie beim vollmechanischen Wolfram-Inertgasschweißen von austenitischen Stählen“
Schweißen und Schneiden, Band 42, Heft 7, 1990
- [22] Hsieh, R.I.; Pan, Y.T.; Liou, H.Y.:
„The study of minor elements and shielding gas on penetration in TIG welding of type 304 stainless steel“
Journal of Materials Engineering and Performance, Band 8, 1999
- [23] Pollard, B.:
„The effects of minor elements on the welding characteristics of stainless steels“
Weld, New York, Band 67, Heft 9, 1988
- [24] Heiple, C.R.; Roper, J.R.:
„Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry“
Weld, New York, Band 61, 1982
- [25] Ushio, M.
“Mathematical modelling of flow in the weld pool“
Welding International, Band 5, Heft 9, S. 679-683, 1991
- [26] Bachhofer, A., Rapp, J., Schnitzel, C., Heimerdinger, C., Hügel, H.
„Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen unter reaktiver Schutzgasatmosphäre“
Aluminium, 73. Jahrgang, 1997
- [27] Matsunawa, A.; Kim, J.-S.; Katayama, S.; Semak, V.:
„Dynamic behaviour of Keyhole in Laser Welding and Its Mathematical Modeling“
6th international conference on welding and melting by electron and laser beams, Tolon, France, 1998

- [28] Matsunawa, A.; Kim, J.-D.; Seto, N.; Mitzutani, M.; Katayama, S.:
„Porosity Formation and Solidification Cracking in Laser Welding.“
TIWC'98, Taipei, Taiwan
- [29] Beckmanns, J.; Danzer, W.; Härtl, J.
„Influence of Process Gases in Welding with Diode Lasers“
ICALEO 2002, Congress proceedings, ISBN 0-9142035-72-2, 2002
- [30] Danzer, W.; Härtl, J.;
„Prozessgaseinfluss beim Schweißen mit Diodenlaser“
5. Konferenz zu Strahltechnik, SLV Halle, Tagungsband, 2001
- [31] Härtl, J.; Zäh, M.:
„Angepasste Prozessgase für das Schweißen mit Hochleistungsdioden-
lasern“
Stahl, Heft 3, S. 66-68, 2002
- [32] Matsunawa, A.; Kim, J.-D.; Seto, N.; Mitzutani, M.; Katayama, S.:
„Porosity Formation and Solidification Cracking in Laser Welding“
TIWC'98, Taipei, Taiwan
- [33] Limmaneevichitr, C.; Kou, S.:
„Visualization of marangoni convection in simulated weld pools containing a
surface-active agent“
Welding Journal, New York, Band 79, Heft 11, S. 324-330, 2000
- [34] Limmaneevichitr, C.; Kou, S.:
„Visualization of marangoni convection in simulated weld pools“
Welding Journal, New York, Band 79, Heft 5, S. 126-135, 2000
- [35] Limmaneevichitr, C.; Kou, S.:
„Experiments to simulate effect of marangoni convection on weld pool shape“
Welding Journal, New York, Band 79, Heft 8, S. 231-237, 2000
- [36] Katayama, S.; Seto, N.; Mizutani, M.; Matsunawa, A.:
„X-ray transmission in-situ observation of fluid flow inside molten pool during
TIG arc welding of stainless steel“
HTC-2000 High Temperature Capillarity, Kurashiki, Transactions of JWRI,
Band 30 Heft Special Issue, S. 487-492, 2001
- [37] Wei, P.S.; Chung, F.K.
„Unsteady Marangoni Flow in a Molten Pool When Welding Dissimilar
Metals“
Metallurgical and Materials Transactions, Volume 31B, Dez. 2000
- [38] Stegemann, D.; Fette, F.; Reimche, W.:
„Use Of Real Time Microfocus Radioscopy For Investigation Of Light Metal

- Casting Processes“
Proceedings of 12th World Conference of Non-Destructive Testing, Vol. 1,
Amsterdam, Niederlande, S. 57-61, 1989
- [39] Schmidbauer, J.; Stegemann, D.; Reimche, W.; Fette, F.:
„Mikrofokus-Radioskopie beim Leichtmetallkokillenguß“
Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V., Dach-Jahres-
tagung, Luzern, Bd. 2, S. 703-711, 1991
- [40] Stegemann, D.:
„Prozeßintegrierte Qualitätsprüfung beim Leichtmetallkokillenguß“
Gießerei-Praxis, Heft 5, Seiten 108-114, Berlin 14.März 1997
- [41] Feiste, K.L., Neundorf, B., Reimche, W., Stegemann, D.:
„Gießfehlerklassifikation mit Mikrofokus-Radioskopie und Mustererkennung“
DGZFP-Jahrestagung, Lindau, 13.Mai 1996
- [42] Eichler, H.-J.; Fleischer, A.; Kross, J.; Krystek, M.; Lang, H. et al
„Bergmann Schaefer Lehrbuch der Experimentalphysik“
Walter de Gruyter Verlag, Band 3, 9. Auflage, 1993
- [43] Niemeyer, M.:
„Strahl-Stoff-Wechselwirkungen und resultierende Verbindungseigenschaften
beim Laserstrahlschweißen von Magnesiumlegierungen“
Dissertation, Technische Informationsbibliothek, Hannover, 1999
- [44] Dr. Georg Maurer GmbH
“Optoelektronik-: Betriebsanweisung Maurer-Infrarot-Quotientenpyrometer
Industriegebiet 10, 72664 Kohlberg, (Firmenschrift)
- [45] „Bedienungsanleitung Gammaskope GS 220“
Isotopentechnik Dr. Sauerwein GmbH
- [46] H. Haferkamp; S. Czerner; A. Ostendorf; J. Bunte; H. Becker
„High Speed X-Ray Analysis of Ferrous Alloys“
ICALEO 2003, Jacksonville, USA, 2003
- [47] Kortüm, G.; Lachmann, H.
„Einführung in die chemische Thermodynamik : phänomenologische und
statistische Behandlung“
Ausgabe 7, Verlag Chemie, 1981

10 Lebenslauf

Persönliche Angaben

Geboren: 13. März 1967
 Geburtsort: Delmenhorst
 Staatsangehörigkeit: Deutsch
 Eltern: Ingrid Czerner, geb. Ackermann
 Peter Czerner
 Familienstand: getrennt lebend
 Kinder: ein Sohn, geb. 2002



Schulbildung

08/1973 - 07/1977 Mariengrundschule, Delmenhorst
 08/1977 - 07/1980 Orientierungsschule Ost, Delmenhorst
 08/1980 - 07/1987 Gymnasium an der Wilmsstraße, Delmenhorst

Wehr-/Ersatzdienst

10/1987 - 12/1988 Grundwehrdienst: Luftwaffe in Budel/Holland und Delmenhorst
 04/1993 - 04/1993 Reserve: Luftwaffe in Oldenburg/Niedersachsen

Studium

10/1989 - 01/1997 Universität Hannover, Fachbereich Maschinenbau

Studienbegleitende Ausbildung und Praktika:

01/1989 - 01/1989 Spezialmaschinenfabrik Ehemann, Delmenhorst
 01/1989 - 05/1989 Bauunternehmen Matthai, Bremen
 05/1989 - 08/1989 Mercedes Benz AG, Bremen
 02/1996 - 05/1996 Skoda, Mlada Boleslav, Tschechien
 04/1990 - 03/1991 Institut für Leistungssport Hannover, Hannover
 04/1991 - 05/1992 Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen, Hannover
 07/1994 - 01/1997 Laser Zentrum Hannover e.V., Hannover

Arbeit

seit 02/1997 Laser Zentrum Hannover e.V., Hannover
 seit 03/2005 Geschäftsführer der microLS GmbH